

ESTUDO DOS COMPÓSITOS A BASE DE WC-Co-C_{Dia} DESTINADOS A COROAS E BROCCAS DE PERFURAÇÃO DE POÇOS¹

Guerold Sergueevitch Bobrovnitchii²

Marcello Filgueira³

Uilame Umbelino Gomes⁴

Rômulo Crespo Tardim⁵

Resumo

Insertos de brocas e coroas usados na perfuração de poços interagem com diversos minerais durante o corte. A melhor performance na realização desse tipo de serviço é atribuída aos insertos feitos de compósitos a base de WC-Co-C_{Dia}, fabricados pelo processo de sinterização com prensagem. Entretanto, a porosidade final desses compósitos, que não é estável, interfere no funcionamento eficiente dos perfuradores. Neste trabalho os compósitos a base de WC+6%Co foram obtidos pela sinterização sob alta pressão até 5,0 GPa, juntamente com os diamantes obtidos na UENF. A granulometria dos cristais de diamante usados é de 400/315 µm, e dos outros materiais, 100/63 µm. Para uma parte das amostras obtidas foi utilizado o dopante 2%p.CrB₂. Os testes de desgaste foram realizados no Abrasímetro da marca Contenco com carga axial de 50 kg. As intensidades de desgaste linear e volumétrico chegaram até o valor de 821·10⁻⁶ g/m e 10,7 g/m³, sendo superiores às pastilhas feitas via metalurgia do pó.

Palavras-chave: Alta pressão; Diamante; Metal duro; Perfuração

STUDY ON WC-Co-C_{Dia}-BASED COMPOSITES USED IN CUTTERS OF DRILL BITS

Abstract

Inserts of drill bits used in the perforation of wells have to cut many different kinds of stone. The material that shows the best performance on this application is the WC-Co-C_{Dia} composite, obtained via powder metallurgy. However, different porosity values of these composites determine its efficiency. On this work, WC+6%Co-based composites were obtained via high pressure sintering at 5.0 GPa, with diamonds produced at UENF. The particle size of diamonds was 400/315 µm, and for the other materials, 100/63 µm. A portion of the samples also received 2%CrB₂ as a doping agent. The wear tests were carried out in an abrasimeter with maximum axial load of 50 kg. Linear and volumetric intensities of wear achieved values of 821·10⁻⁶ g/m and 10,7 g/m³, which is superior to inserts produced via powder metallurgy.

Key words: High pressure; Diamond; Hard metal; Perforation

¹ *Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil*

² *Professor Emérito do SMSD/LAMAV - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro – UENF, Av. Alberto Lamego, 2000, Campos dos Goytacazes, RJ – Brasil. CEP 28013-600.*

³ *Professor Associado do SMSD/LAMAV – UENF.*

⁴ *Professor Adjunto da Universidade Federal do Rio Grande do Norte.*

⁵ *Graduando em Engenharia Metalúrgica e de Materiais – UENF.*

1 INTRODUÇÃO

A eficiência da perfuração de poços e rochas, como também o funcionamento de perfuradores, depende das propriedades dos elementos de destruição das rochas, fixados na coroa ou no suporte tipo buril. Os elementos de corte e destruição (cortadores) são fabricados através de várias tecnologias a partir da composição de carbetos de tungstênio (WC) com cobalto (Co), com a adição de alguns elementos da tabela periódica e pó de diamante (C_{Dia}).⁽¹⁻³⁾

Os materiais superduros com a composição WC-Co- C_{Dia} são materiais incomuns dotados de propriedades impossíveis de serem encontradas na natureza.^(4,5) Isto está relacionado não somente com a resistência ao desgaste, mas também com a dependência entre a resistência e o nível de tensões residuais. Esta que é controlada pelo diferencial de elasticidade térmica que os componentes sofrem durante o processo de sinterização, podendo ocasionar a danificação da estrutura. Determinar tal estado teoricamente é impossível.

Esta ampla área de desenvolvimento de materiais superduros especiais via metalurgia do pó possui uma longa história.^(4,6)

O rumo do desenvolvimento de compósitos a base de metal duro (WC-Co) e diamante natural via metalurgia do pó interessou muito tanto pesquisadores quanto consumidores. O composto feito de 50% diamante e 50% metal duro, conhecido como Slavutitch, começou sua carreira sendo produzido via metalurgia do pó, variando os parâmetros da prensagem.⁽⁷⁾

As propriedades de uma das modificações do Slavutitch são as seguintes: granulometria do diamante, 400/315 μm ; coeficiente de forma, 1,00-1,2; volume de diamante no corpo da amostra, 25%; densidade, 15,1 g/cm^3 ; dureza, 90-91 HRA; viscosidade do impacto, $1,68 \cdot 10^4 \text{ J/m}^2$; resistência à flexão, 1580 MPa; limite de resistência durante a compressão uniaxial, 3980 MPa.⁽⁸⁾

Devido ao déficit crítico de diamantes naturais 20 anos atrás, foi desenvolvida a tecnologia de produção de materiais compósitos a base de diamante sintético, do tipo Tvesal (Ucrânia), destinados à perfuração de poços e rochas.⁽⁹⁾

A resistência dos diamantes sintéticos, em comparação com os naturais, já sob a temperatura de 800°C, começa a diminuir. Sob aquecimento a temperaturas de 1.600°C, a resistência cai de 3 a 4 vezes em relação aos cristais iniciais.^(10,11)

A interação do diamante com a matriz de metal duro é determinada pela interação com o cobalto, que é um elemento quimicamente muito ativo em relação ao diamante.^(12,13) Para diminuição desta influência negativa, é necessário desenvolver uma tecnologia que elimine este comportamento, ou através da minimização dos parâmetros de sinterização ou pela adição de alguns elementos.⁽¹²⁾

Por outro lado, o cristal de diamante é comprimido pela matriz (metal duro), suportando carregamentos de alto nível, algumas vezes cíclicos. Os esforços de compressão mecânica neste caso fragilizam a fixação, e depois de algum tempo o cristal deixa a matriz.^(14,15)

Pesquisas mostraram que com o aumento do tamanho dos cristais de diamante a força necessária para a destruição deles durante o corte é menor, e o limite de resistência à compressão diminui bruscamente. Ou seja, do ponto de vista da resistência, a utilização de pequenos monocristais para impregnação na ferramenta é mais vantajosa.⁽¹⁶⁾ Sendo assim, o tamanho dos cristais é limitado pela possibilidade de

fixação segura dos mesmos na ferramenta, mantendo a elevação do seu topo não maior que 0,1 mm - 0,2 mm acima da superfície da matriz.⁽¹⁷⁾

O compósito da marca Tvesal exemplifica algumas destas particularidades. A exigência básica é a utilização de pó muito fino de carbeto de tungstênio para dissolução no cobalto e formação do esqueleto rígido. Isso permite a fixação garantida dos diamantes no compósito.⁽¹⁸⁾

A ruptura dos compósitos de WC-Co-C_{Dia} durante ensaios mecânicos se caracteriza mais comumente pela propagação transcristalina da trinca na superfície de ruptura.⁽¹⁹⁾ Assim, o número de grãos separados da matriz não ultrapassa 30% do número total de grãos expostos na superfície de ruptura.

O mecanismo de interação diamante-ligante foi estudado de maneira insuficiente até o momento. Isto se deve tanto pela compressão mecânica, quanto pela interação química molecular, e mudança do estado energético e estrutural com alto nível de complexidade.⁽¹²⁾ Além disso, cada um desses comportamentos é diferente para cada material, suas propriedades e condições de obtenção. Como foi observado por *Miller*,⁽¹⁷⁾ pelas características dos compósitos citados é determinada a resistência da fixação dos cristais de diamante na matriz, em geral, metálica. O alto grau de molhabilidade dos metais fundidos em relação ao diamante é a condição necessária para proporcionar alta resistência na ligação diamante-metal.⁽⁴⁾ Foi observado que uma pequena quantidade de Ti, V, Cr, Fe e B diminui significativamente o ângulo de molhabilidade. A resistência máxima de coesão para um cristal pode chegar até 310 MPa, sob a temperatura de 1000° C, em algumas combinações.⁽²⁰⁾

Para garantia da ligação sinérgica dos componentes no material do compósito, as suas fases devem ser compatíveis uma com a outra tanto fisicamente quanto quimicamente. O problema da compatibilidade física destes compósitos consiste na conservação, em seu processo de fabricação, das propriedades iniciais dos diamantes. Dentre elas a resistência já que esta será determinante no desgaste do material.

Como o diamante é a fase termodinamicamente instável, a compatibilidade também está relacionada com sua grafitação e dissolução na matriz durante a produção do compósito. Dessa forma, durante o desenvolvimento do novo compósito de WC-Co-C_{Dia} é necessário estudar a influência dos fatores tecnológicos sobre a resistência térmica e mecânica dos diamantes, além dos danos resultantes da sua interação com os outros componentes.^(14,21)

A sinterização dos compósitos diamantados via metalurgia do pó ocorre sob temperaturas de 800°C a 1.150°C. Nessa faixa de temperatura, a diminuição significativa que é observada na resistência dos cristais depende de muitos fatores, mas principalmente do tempo.⁽²⁰⁾

O tempo de ação da temperatura pode ser diminuído pela aplicação de altas pressões a partir de 4,0 GPa, e temperaturas na região da estabilidade termodinâmica dos diamantes. Além da redução no gasto de energia e tempo, esta tecnologia propicia benefícios às propriedades do compósito, principalmente a resistência ao desgaste.⁽³⁾

As condições de compactação a frio sob altas pressões e sinterização sob alta pressão e alta temperatura causam um estado de tensão multilateral nos grãos de diamante. A gravidade do estado depende do teor da matriz nos compósitos. Se a quantidade de diamante for pequena, os grãos de diamante estarão separados por camadas deformadas da matriz. Na situação contrária, quando a quantidade de diamantes é grande, os grãos podem se conectar um com o outro no processo de

sinterização. Por esse motivo, as condições de formação não garantem compressão hidrostática para os cristais de diamante presentes no volume do compósito.^(8,12,15,18)

Considerando o acima descrito, conclui-se que é interessante estudar algumas particularidades da sinterização dos compósitos do sistema WC-Co-C_{Dia}, visando aumentar a resistência ao desgaste pela aplicação de altas pressões e temperaturas. Além disso, a adição de alguns dopantes também é uma alternativa para incrementar outras propriedades. O objetivo do presente trabalho é, pois, pesquisar os compósitos com a composição WC+6%Co+C_{Dia}, para teores de diamante de até 30%, e adição de 2% de CrB₂ para aumento da capacidade de corte durante a perfuração.

2 PARTE EXPERIMENTAL

Nos estudos foram utilizados os diamantes obtidos na UENF com granulometria 160/100 μm com teor de inclusões de 0,3% a 0,8% em massa. A matriz foi composta por pó de WC com granulometria de 5 μm a 7,5 μm , pó de cobalto com granulometria 50/40 μm , formando a composição WC+6%Co. A adição de diamante foi feita com teor de 10% a 30% no volume à mistura de WC+6%Co. Em uma parte dos compósitos também foi adicionado 2% de CrB₂. A homogeneização foi realizada em um misturador rotativo universal durante 30 min. As misturas para amostras foram pesadas, usando a balança analítica. Logo depois, as amostras foram sujeitas à pré-compactação com pressão de 500 MPa. Os pré-compactos foram obtidos no formato cilíndrico com 7 mm de diâmetro e 6 mm de altura. A sinterização via alta pressão e alta temperatura foi realizada em um dispositivo de alta pressão (DAP) tipo bigorna com concavidade de 55,0 mm de diâmetro⁽²²⁾ que possibilita tratar, sob as mesmas condições, quatro amostras simultaneamente, assim como indicado na Figura 1. Os parâmetros utilizados foram pressões de 3,0 GPa e 5,0 GPa, temperaturas de 1.200°C e 1.400°C, e tempo de 3 min.

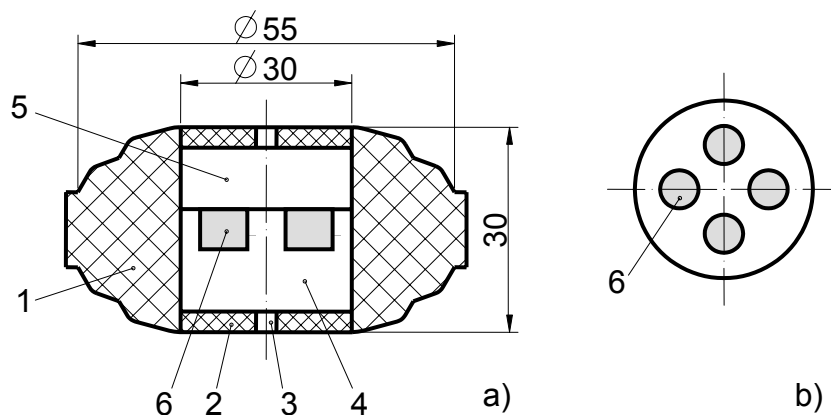


Figura 1. Corte axial (a) da cápsula deformável com célula reativa e uma vista da seção transversal (b) da célula reativa: 1 – cápsula; 2 – tampa isolante; 3 – condutor de grafite; 4 – suporte de grafite; 5 – disco de grafite; 6 – amostra pré-compactada.

Antes do processo de sinterização, o DAP junto com a cápsula montada (Figura 1) foram calibrados na prensa com força de 2500 toneladas em função da pressão, $p_2=f(p_1)$, e temperatura, $T=f(l)$ ou $T=f(W)$; onde p_2 – pressão na câmara de compressão do DAP, p_1 – pressão no cilindro principal da prensa, T – temperatura

dentro da célula reativa, I ou W – corrente ou potência elétrica do aquecimento. A metodologia utilizada corresponde à apresentada por Bobrovnitichii et al.⁽²³⁾

Depois da sinterização as amostras foram removidas da cápsula deformada e retificadas nos topos e na superfície lateral, obtendo as dimensões 6,2 mm de diâmetro e 5,4 mm de altura.

A densidade foi medida através do método de Arquimedes. Os ensaios de microdureza foram realizados no microdurômetro Pantec modelo RBSM (Panambra) com indentador Vickers (0,5 H). Os tamanhos das marcas deixadas foram medidas no microscópio metalográfico NEOPHOT 32. Os testes de compressão radial e axial foram realizados utilizando uma máquina universal de ensaios, Instron 5582, com a força de 10 ton, registrando força e deformação. As inspeções estruturais da superfície de ruptura na seção transversal da amostra foram feitas no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV-COPPE).

A avaliação do desgaste foi realizada no Abrasímetro (Contenco) durante a rolagem de um anel de granito com aplicação de uma carga de 50 kg no sentido axial, para cada amostra. A intensidade do desgaste foi avaliada por dois indicadores:

a) o valor do desgaste depois de percorrido 1 m de distância sob atrito, calculado por:

$$D_m = \frac{d_a}{t \cdot v} \quad (1)$$

Onde D_m – desgaste linear, d_a – desgaste da amostra no período de teste, t – tempo de teste, v – velocidade linear relativa do inserto.

b) o valor do desgaste em relação ao volume do granito quebrado, D_v , durante a realização do teste, calculado por:

$$D_v = \frac{d_a}{v} \quad (2)$$

O desgaste das amostras foi medido usando a balança analítica BG200 com precisão de 0,1 µg (GEHAKA).

Na Tabela 1 é mostrada a discriminação entre as amostras em conformidade com a composição e parâmetros de sinterização, sendo comum a todas o tempo de 3 min.

Tabela 1. Composição e parâmetros referentes a cada amostra obtida.

Nº da amostra	Composição	Parâmetros	
		p, GPa	T, ° C
1	(WC6%Co)100%	3,0	1100
2	(WC6%Co)90%+Dia	3,0	1100
3	(WC6%Co)80%+Dia	3,0	1100
4	(WC6%Co)70%+Dia	3,0	1100
5	(WC6%Co)100%	5,0	1250
6	(WC6%Co)90%+Dia	5,0	1250
7	(WC6%Co)80%+Dia	5,0	1250
8	(WC6%Co)70%+Dia	5,0	1250
9	(WC6%Co)98%+2%CrB ₂	3,0	1100
10	(WC6%Co)88%+2%CrB ₂ +Dia	3,0	1100
11	(WC6%Co)78%+2%CrB ₂ +Dia	3,0	1100
12	(WC6%Co)68%+2%CrB ₂ +Dia	3,0	1100
13	(WC6%Co)98%+2%CrB ₂	5,0	1250
14	(WC6%Co)88%+2%CrB ₂ +Dia	5,0	1250
15	(WC6%Co)78%+2%CrB ₂ +Dia	5,0	1250
16	(WC6%Co)68%+2%CrB ₂ +Dia	5,0	1250

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Foram obtidas 45 amostras inteiriças de perfil diferente (Figura 2): com um dos topos esférico, para a realização dos testes de desgaste, e com os dois topos planos, para a realização dos outros testes. Nota-se que a retífica das superfícies das amostras é uma tarefa de alta complexidade e dificuldade de execução.



Figura 2. Geometria das amostras depois de retificadas.

Tabela 2. Propriedades médias de amostras dos compósitos obtidos utilizando as composições (WC+6%Co)+Dia e (WC+6%Co)+C_{Dia}+2%CrB₂.

N°	Densidade, g/cm ³	Dureza, HBa	Resistência à compressão, MPa	Resistência à flexão, MPa	Tenacidade à fratura, MPa·m ^{1/2}	Microdureza, GPa	
						Interface Dia-matriz	50 µm distante da interface
1	14,89	89,6	3900	1570	15,0	14,2	21,5
2	14,6	90,2	4100	1720	16,0	14,8	21,8
3	14,3	91,2	4180	1810	16,5	15,1	21,9
4	14,2	91,6	4320	1820	17,1	15,3	22,2
5	14,0	92,0	4500	1870	17,3	15,8	23,6
6	13,8	92,2	4800	1920	17,8	15,9	23,9
7	13,6	93,0	5010	1930	18,0	16,4	24,8
8	13,8	93,1	5100	1680	16,0	16,4	23,1
9	14,5	90,6	4200	1680	17,8	17,4	24,5
10	14,4	91,0	4290	1790	18,1	17,8	25,1
11	14,2	91,3	4360	1880	18,4	18,1	25,8
12	14,2	91,8	4500	1910	18,7	19,5	25,9
13	13,9	92,3	4800	1980	19,0	19,9	30,9
14	13,5	93,0	5200	2080	19,3	20,2	32,2
15	13,2	94,0	5400	2110	19,2	20,8	33,1
16	13,0	90,1	4850	1800	20,6	19,0	25,6

As amostras (2 e 10) com menor teor de diamante e com menores parâmetros apresentam uma distribuição não tão homogênea dos cristais com presença de alguma porosidade e trincas (Figura 3). Com o aumento do teor até 20%, a distribuição dos grãos sofre uma melhora significativa (Figura 4). Já a capacidade da matriz de WC+6%Co de fixar os diamantes foi avaliada durante os estudos da resistência à fratura.⁽²⁴⁾ As trincas que surgiram funcionaram como concentradores de tensão para obtenção da ruptura. Os diamantes que se separam da matriz na zona de interação de contato somam mais de 30% do número total de grãos que aparecem na superfície da ruptura.

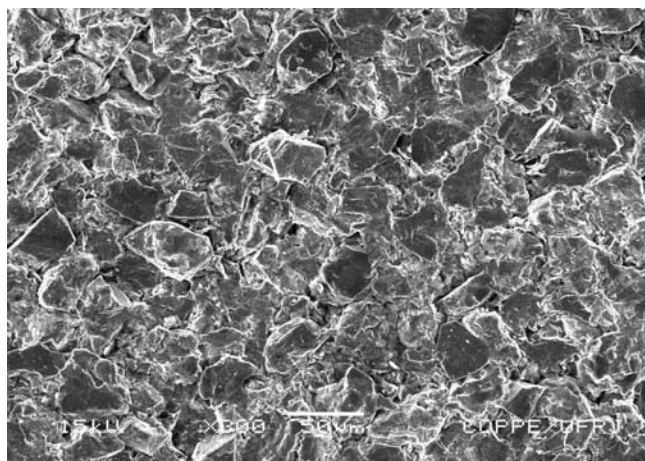
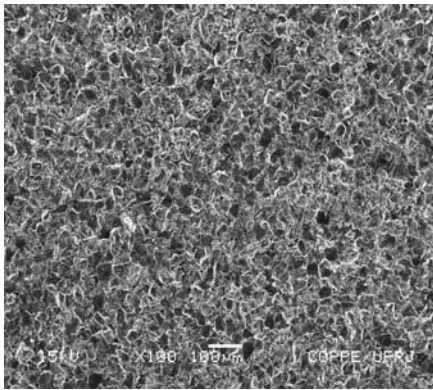
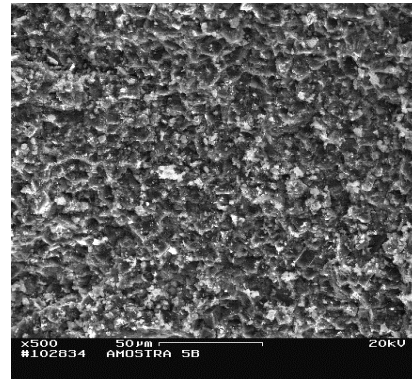


Figura 3. Distribuição não homogênea das partículas de diamante (30%) em matriz de WC+6%Co (amostras 2 e 10).



a)



b)

Figura 4. Distribuição homogênea das partículas de diamante (20%) em matriz de WC +6%Co para amostras 7,8 a) e com adição 2%CrB₂ para amostras 15,16 b)

As micrografias obtidas no MEV mostram que para amostras feitas com altos parâmetros a zona de interação dos grãos de diamante com a matriz não supera 5,0 µm. Na matriz pode ser destacada também a zona de até 4,0 µm que conta o cobalto. Depois segue a região de composição comum de metal duro. A dimensão básica da fase carbídica fica entre 0,5 µm -1,0 µm. No cobalto é dissolvido 6,0%-6,5% do volume de tungstênio (Figura 5 b).

Como pode ser visto, as propriedades mecânicas dependem significativamente da concentração dos diamantes. Os ensaios de compressão axial mostraram que sob o aumento da concentração relativa dos diamantes, o limite de resistência aumentou em 1,33 vezes. O mesmo caráter tem a dependência entre K_{1C} e a concentração de diamante.^(12,25)

Embora o aumento da concentração dos diamantes esteja diminuindo a resistência a fratura do compósito, ela ainda é maior que a resistência do material sem a presença dos diamantes.

O que está acima apontado está de acordo com os modelos propostos por *Leng*,⁽²⁶⁾ que mostra que os componentes com maior resistência ao trincamento aumentam a energia superficial do compósito.

Desta maneira, para as amostras sinterizadas via metalurgia do pó com tempo prolongado até algumas horas, a fronteira de ruptura passa através de 20-25% dos grãos de diamante,⁽¹⁴⁾ e no caso da sinterização via altas pressões e altas temperaturas com tempo curto, esse índice aumenta até 70-75% .⁽⁴⁾

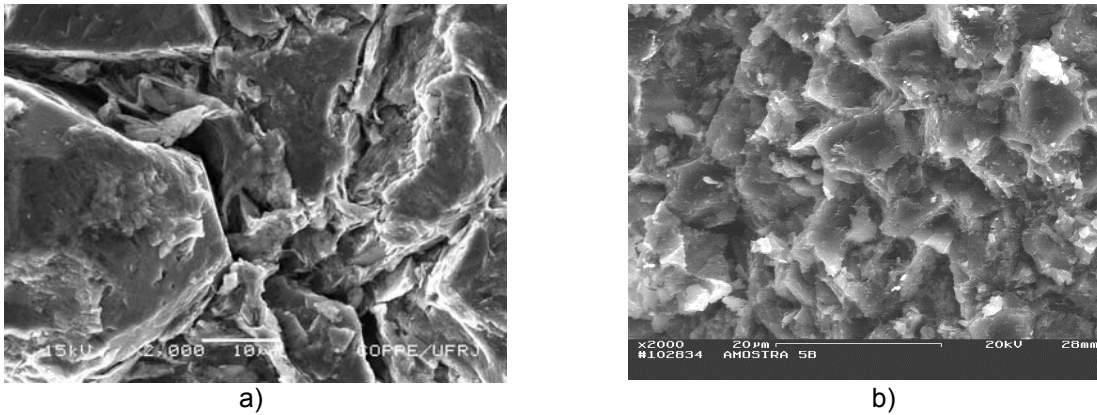


Figura 5. Fratura da amostra 7 através da destruição dos grãos de diamante, e amostra 15 por causa de diminuição de adição do diamante e matriz.

A boa fixação sob interação química fraca diamante-matriz pode ser explicada pela compressão multilateral mecânica do diamante pelo material da matriz (Figura 5). Este fenômeno é determinado pelas tensões internas de tração causadas pela temperatura, provocadas pela expansão térmica das inclusões metálicas nos cristais em medida significativa estão compensados ou aumentam pouco. Além disso, com a diminuição do tempo de sinterização é formada a estrutura mais fina do material da matriz. Juntando tudo isso é necessário notar que as tensões de temperatura devem ser menores que as tensões de flexão do material da matriz. Caso contrário, as tensões térmicas levarão ao trincamento de camadas intercristalinas da matriz, deixando o compósito com defeitos (Figura 5a).

Então, é necessário que a diminuição do tempo de sinterização juntamente com a diminuição do enfraquecimento dos grãos de diamante leve à diminuição da perda da massa dos diamantes no processo de sinterização, à manutenção da fração dos cristais de diamante, e também ao aumento da compressão mecânica dos diamantes pelo material da matriz.

O aumento da resistência à compressão axial do metal duro WC+6%Co é ligado com a presença do esqueleto carbídico bem formado no metal duro com teor baixo de cobalto. Este esqueleto, de modo geral, suporta o carregamento sob compressão.^(28,29)

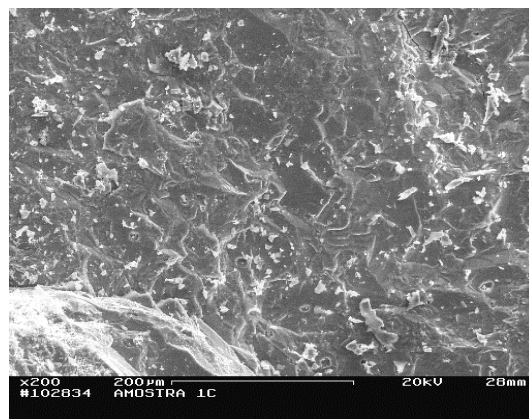


Figura 6. Distribuição não homogênea do Co formado, o qual desempenha o papel de ligante.

Com o aumento do teor de diamante na matriz WC+6%Co, ou seja, com o aparecimento do segundo esqueleto, a resistência é aumentada até um determinado nível, o qual está ligado com o teor de diamante no compósito. Por outro lado, o alto grau da ligação dos grãos de WC neste material provoca baixo valor da deformação limitada que diminui mais com o aumento da presença do diamante no compósito.⁽³⁰⁾

Os estudos feitos mostraram que as estruturas dos compósitos diferenciam-se significativamente pelo teor dos componentes e condições de sinterização.⁽⁴⁾ A estrutura das algumas amostras sinterizadas sob baixa pressão mostram que a fase ligante de cobalto não está bem distribuída (Figura 6). A zona ao redor do cristal de diamante (com espessura 14 μm - 20 μm , ilustrada pela Figura 7a) foi marcada como rica em cobalto. O valor médio volumétrico de 8,6% e no mesmo tempo, na matriz, varia entre 3,6%-4,3%.

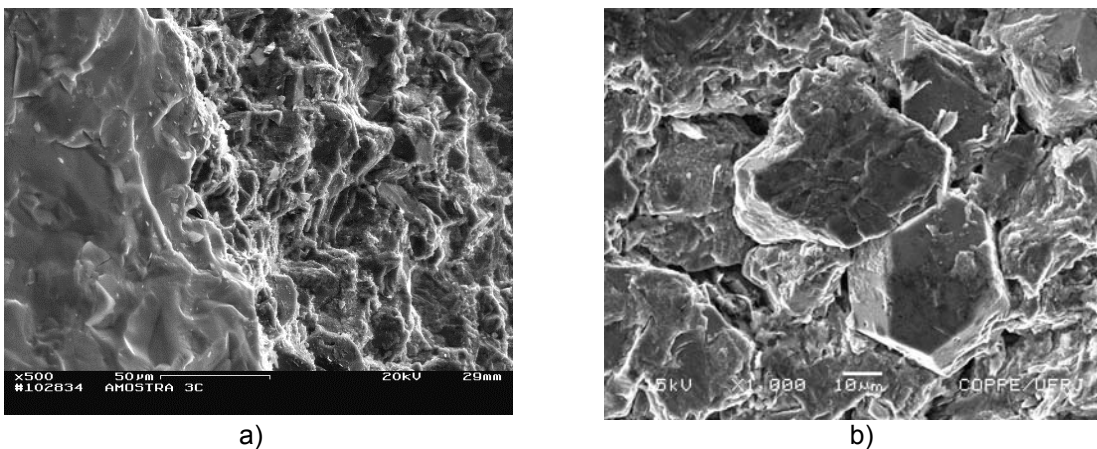


Figura 7. Ilustração da espessura das camadas de fase ligante formadas em torno dos diamantes (a); comportamento diferenciado da distribuição de Co nas camadas de fase ligante entre partículas maiores de diamante sob sua concentração de 30%(b).

O fato da formação de uma zona rica em cobalto em formato de anel provoca conseqüências posteriores negativas que estão ligadas com a formação de trincas e ruptura pode ser esclarecido da seguinte forma:

Depois da deformação plástica das partículas de cobalto entre os grãos de WC e diamante sob aplicação de alta pressão, alguns grãos de diamante sofrem deformação plástica local por causa dos contatos diamante-diamante e diamante-WC. Essa interação pode provocar trincas nos cristais. Depois do término do aquecimento, o cobalto fundido penetra nos espaços vazios não preenchendo totalmente as trincas dos cristais. Como os grãos de diamante possuem tamanhos grandes, eles quase não têm mobilidade durante a migração do cobalto junto com as partículas de WC (Figura 7b). Por isso o cobalto se acumula nos espaços vazios ao redor do diamante.

Tabela 3. Avaliação do desgaste das amostras com propriedades elevadas.

Nº	Composição	Capacidade de corte da amostra, $10^{-6}\text{m}^3 / 600 \text{ s}$	Intensidade do desgaste	
			Linear, 10^{-6}g/m	Volumétrica, 10^{-3}g/m^3
5	(WC+6%Co)100%	390	2302	21,6
6	(WC+6%Co)90%+C _{Dia}	282	1801	15,4
7	(WC+6%Co)80%+C _{Dia}	263	1705	10,8
8	(WC+6%Co)70%+C _{Dia}	278	1602	11,2
13	(WC+6%Co)98%+2%CrB ₂	301	2090	18,6
14	(WC+6%Co)88%+C _{Dia} +2%CrB ₂	180	888	11,0
15	(WC+6%Co)78%+C _{Dia} +2%CrB ₂	161	801	9,7
16	(WC+6%Co)68%+C _{Dia} +2%CrB ₂	165	809	10,0

A introdução na mistura reativa básica de CrB₂ e posterior sinterização sob alta pressão modifica a estrutura do compósito. Ela se torna mais dispersa e perfeita (ver Figura 5 a). O conteúdo de cobalto chega a 2,8-3% perto da zona do diamante, a 1,8-2% na matriz. O tamanho dos grãos na zona de fronteira com o diamante é menor do que na matriz. Todos estes feitos permitem concluir que a fixação do diamante é melhor do que em outros estudos;

A adição de CrB₂ influencia também sobre a microdureza do compósito. Se o metal duro tem a microdureza em torno de 14,2 GPa, os compósitos com a composição (WC+6%Co)+25%C_{Dia} têm a microdureza 16,49 GPa e com a adição de 2% de CrB₂ alcançam 20,8 GPa. Na fronteira diamante-matriz, a microdureza varia entre 14,8 e 33.1 GPa;

Na tabela 3 pode ser visto que a intensidade do desgaste volumétrico dos compósitos (WC+6%Co)+20%C_{Dia} é superior em relação aos compósitos comuns em 1,2 vezes e com adição de CrB₂ essa superioridade é de 1,37 vezes. A intensidade linear para os compósitos é de 2 a 2,45 vezes menor. É possível supor que a utilização das amostras obtidas durante a perfuração real possam obter um efeito positivo.

4 CONCLUSÕES

A análise dos resultados obtidos mostraram que os compósitos obtidos possuem o melhor conjunto de propriedades físico-mecânicas sob concentração dos diamantes que não deve superar a faixa de 25 a 30%. Provavelmente, acima de 30% a resistência mecânica tende a diminuir bruscamente;

Em conformidade com os resultados obtidos, a microestrutura de qualquer compósito (WC+6%Co)+C_{Dia}+2%CrB₂ é diferente da estrutura do material (WC+6%Co)+C_{Dia} pela distribuição homogênea da fase ligante e pelos contatos mais perfeitos na fronteira C_{Dia}-matriz;

O melhoramento das propriedades do compósito com adição de CrB₂ ocorre somente sob ação das altas pressões e temperaturas;

A presença de CrB₂ na mistura (WC+6%Co)+C_{Dia} diminui a intensidade do desgaste linear em de 2 a 2,45 vezes e volumétrico em 1,37 vezes. Isto não significa que o mesmo valor poderá ser obtido na perfuração real;

REFERÊNCIAS

- 1 KREIDER, K. Materiais compósitos com matriz metálica. Moscou: Ed. Machinostroenie, 1978, p. 502 (em russo).
- 2 LISOVSKY, A.F. Physico-chemical bases of forming nanostructures in the binding phase of cemented carbides. In: **Sci. Hard Mat.** v. 4, Powder Metal., 1998, World Congress and Exhibition. Canada, Spain. 18-22 october, London: EPMA, p. 115-118.
- 3 NOVIKOV, N.V., MAISTRENKO, A.L., TREFILOV, V.I., KOVTUN, V. Structure & properties of shock-wave sintered diamond composites. **IDR**, 1993, n. 5, p. 278-281.
- 4 BONDARENKO, N.A., NOVIKOV, N.V. et al. As particularidades estruturais dos compósitos superduros do sistema “Diamante(WC+6%Co)” com resistência ao desgaste aumentada. **J. Superhard Materials**, 2004, n. 6, p. 3-15.
- 5 AKAISHI, M., KANDA, H., SATO, Y., SETAKA, N., OHSAWA, T., FUKUNAGA, O. Sintering behaviour of the diamond-cobalt system at high temperature and pressure. **J. of Materials Science**, 1982, v. 17, n. 3, p. 193-198.
- 6 SCOTT, P.M., NICHOLAS, M., DEWAR, B. The wetting and bonding of diamonds by copper-base binary alloys. **J. of Materials Science**, 1975, v. 10, n. 11, p. 1933-1940.
- 7 NAYDITCH, Yu.V. Propriedades superficiais das fusões e corpos sólidos e sua utilização na ciência de materiais. Kiev: Ed. Naukova Dumka, 1991, p. 280 (em russo).
- 8 MASLOV, B.P., MAISTRENKO, A.L., DROBIAZKO, V.V., TSYPIN, N.V. Questões da avaliação da resistência dos materiais compósitos diamantados. **J. Superhard Materials**, 1982, n. 5, p. 3-9.
- 9 NOVIKOV, N.V., TSYPIN, N.V., MAISTRENKO, A.L., VOVTCHANOVSKY, I.F. Os materiais compósitos diamantados a base de metal duro (WC+Co). **J. Superhard Materials**, 1983, n. 2, p. 3-5
- 10 SIMKIN, E.S., TSYPIN, N.V., GARGIN, V.G. Sobre a influência da alta pressão e temperatura sobre as propriedades dos diamantes sintéticos. **J. Physics and Technic of High Pressure**. Kiev: Ed. Naukova Dumka, 1982, n. 8, p. 44-47.
- 11 SHULZHENKO, A.A.; CHICHKIN, V.A.; ANDREEV, A.V. Estudo dos processos da sinterização de pós de diamante. In: **Influência das altas pressões sobre a substância**. Kiev: Naukova Dumka, 1980, p. 14-18.
- 12 PHAAL, S., WOODS, G. X-ray and metal inclusions in synthetic diamond. **Nature**, 1966, n. 212, p. 1227-1229.
- 13 SIMKIN, E.S. Estudo da sinterização do diamante com cobalto sob alta pressão. **J. Superhard Materials**, 1979, n. 2, p. 11-14.
- 14 BRONSTEIN, D.Kh., DELEVI, V.G., SIMKIN, E.S., TSYPIN, N.V. Interação do diamante com metal duro sob a formação do material compósito. **J. Metalurgia do pó**, 1981, v. 9, p. 48-50.
- 15 BONDARENKO, V.P. As perspectivas do aumento da resistência, plasticidade e resistência ao desgaste dos materiais compósitos e metais duros. In: ERMS Fall. Met. and 4th Eur. East. Mat. and Process. St. Petesburg, 1993, p. 57.
- 16 PANOV, V.C., TCHUVILIN, A.M. A tecnologia e propriedades dos metais duros sinterizados e peças a base deles. Moscou: Obras do MISel, 2001, p. 430 (em russo).
- 17 MILLER, S.N.A. Study of size of diamonds in diamond drilling. School of mines and Metallurgy University of Missecitiy, 1952, Bulletin n. 81, p. 61-65.

- 18 RABINKIN, A. Diamond interaction with various metals and alloys under different environmental conditions. High Pressure Res. and Ind. 8 AIRAPT Conf. – Inst. Phys. Chem. Univ. Uppsala, 1982, p. 361-364.
- 19 FANG, Z.Z., GRIFFO, A., WHITE, B., LOCKWOOD, G., BELNAP, D., HILMAS, G., BITLER, J. Fracture resistant super hard materials and hardmetals composite with functionally designed microstructure. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, 2001, v. 14, p. 453-459.
- 20 NOVIKOV, N.V., BONDARENKO, N.A., JUKOVSKY. A influência da difusão e reações químicas na estrutura e propriedades dos insertos e coroas de perfuração, parte II. Os resultados do atestado do estado estrutural de materiais superduros de composição “Diamante–metal duro”. **Mesomecânica física**, 2006, v. 9, n. 2, p. 107-111.
- 21 WENTORF, R.N., De VRIES, R.C., BUNDY, F.P. Sintered superhard materials. **Science**, 1980, v. 208, p. 873-880.
- 22 Patente da Ucrânia nº 5087, ICL Bo1j 3/06. High temperature device. Prikhna, A.I.; Borimsky, A.I.; Nagorny, P.A. Publ. 28.12.94, bul. nº 7-10.
- 23 BOBROVNITCHII, G.S., VIANNA, W.S. Metodologia para a medição da temperatura no dispositivo de alta pressão com grande volume usado na síntese de diamantes. In: 60º Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte. Anais, v. 1, p. 3078-3087, 2005.
- 24 Patente da URSS nº 1004806. O método da preparação das amostras durante a determinação da resistência ao trincamento dos materiais frágeis. Novikov, N.V., Androlov, I.M., et al. Pub. bul. n. 10, 1983.
- 25 KONOVALENKO, N.V., MAISTENKO, A.L., MITLIKIN, M.D. Metodologia da determinação da resistência ao trincamento dos materiais superduros sob alta temperatura. **J. Superhard Materials**, 1980, n. 5, p. 29-34.
- 26 LENG, F.F. Ruptura dos compósitos com partículas dispersas em matriz frágil. In: Destruição e fadiga. Moscou: Ed. Mir, v. 5, p. 11-58 (em russo).
- 27 ROWCLIFFE, D.J., JAYARAM, V., HIBBS, M.K., SINCLAIR, R. Compressive deformation and fracture in WC materials. **Mater. Sci. Eng. A** 105/106, 1998, p. 299-303.
- 28 VASEL, C.H., KRAWITZ, A.D., DRAKE, E.F., KENIK, E.A. Binder deformation in WC-(Co, Ni) cemented carbide composites. **Metallurgical and Materials Transactions**, 1985, v. 16A, p. 2309-2327.
- 29 MANLANG, L., XIAOYING, H., SHITIAN, D., DAQIN, S., YUMEI, C., ZHENMEI, Y. "Diffraction-contrast study of microstructure and deformation process of WC-Co cemented carbide". **Int. J. Refract. Met. Hard Mater.**, 1983, v. 2, n. 3, p. 129-132.
- 30 LOCHAK, M.G., GNUTCHY, Yu.B. Modelo mecânico da deformação e ruptura do metal duro do grupo WC. **J. Problemas da resistência**, 1983, n. 11, p. 42-54.