

Pérolas diamantadas obtidas por metalurgia do pó: Nacionalização da tecnologia

DE OLIVEIRA, L.J.¹; FILGUEIRA, M.¹

¹ Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF/ Laboratório de Materiais Avançados – LAMAV;
Av. Alberto Lamego, 2000, Campos dos Goytacazes/RJ, CEP: 28013-600.
e-mail: oliver@uenf.br, marcello@uenf.br

RESUMO

Os Fios Diamantados são ferramentas de corte aplicadas ao desmonte de rochas ornamentais, bem como a cortes de blocos de concreto, e podem ser utilizadas em substituição a serras em geral. Estas ferramentas são compostas de um fio alma (aço inoxidável), sobre o qual são dispostos segmentos anulares diamantados (pérolas diamantadas) igualmente espaçadas. Em geral, as pérolas de fios diamantados são processadas através das técnicas da Metalurgia do Pó, onde se produz compósitos tendo como partícula abrasiva o diamante, e normalmente um ligante metálico para aderir os diamantes. As pérolas diamantadas do presente trabalho foram produzidas via Metalurgia do Pó convencional, utilizando como matriz metálica ligante uma liga de Fe-20%Cu, com adição de 1% em peso de SiC. Foram feitas análises de retração/inchaço e microestrutural após a sinterização, testes de dureza Brinell, e foram medidas as resistências ao desgaste das pérolas aqui produzidas em confronto com as pérolas comerciais importadas. Os resultados mostram que conseguiu-se processar pérolas de mesmo desempenho das pérolas comerciais importadas.

Palavras chaves: Compósito diamantado, sistema Fe-Cu, pérolas diamantadas.

Diamond beads obtained by powder metallurgy: Technology nationalization

ABSTRACT

Diamond wires are cutting tools used in the slabbing of ornamental stones, such as marbles and granites, as well as in the cutting of concrete structures. This kind of tool consists of an AISI 316 stainless cable on which annular diamond segments (beads) are set up with a regular gap between them. Normally, diamond wire beads are processed following Powder Metallurgy techniques (MP), which enables the processing of composites with metal matrix diamond embedded. The beads of the present work, had been produced by conventional Powder Metallurgy, using Fe-20wt%Cu alloy with addition of 1wt% of SiC as the matrix metallic bond. It was carried out shrinkage/swelling and microstructural analyses after sintering, Brinell hardness measurements, as well as the abrasion resistance of beads produced here in confrontation with that imported ones. The results indicate that it was achieved, besides generating technology in terms of diamond tools manufacture, to process beads with similar abrasion resistance and performance than those of the commercial diamond beads, what suggests a reduction in the production cost and it proves to be possible the nationalization of such technology.

Keywords: Diamond composite, Fe-Cu System, diamond beads.

1 INTRODUÇÃO

As ferramentas diamantadas empregadas para o corte de rochas ornamentais são compósitos constituídos de partícula de diamante embebidas numa matriz metálica ligante. Esses materiais são normalmente produzidos em grande escala pelas técnicas da Metalurgia do Pó, e abrangem uma larga escala de aplicações, como processamento de rochas, engenharia civil, etc. Atualmente, a maioria destas ferramentas é produzida pela tradicional rota de prensagem a quente, que pode ser finalizada por infiltração

metálica em alguns casos, mas também algumas destas ferramentas é produzida por prensagem a frio e sinterização convencional. Durante o processo, as partículas de diamante são ligadas à matriz metálica, por uma combinação de interações químicas e físicas, e se faz necessário um rígido controle dos parâmetros de processamento para evitar ataque, dissolução e/ou grafitização do diamante, o que pode afetar o desempenho final do corte [1].

As pérolas de fios diamantados são segmentos anulares de diâmetro de 10 a 12 mm, as quais são montadas com espaçamento aproximado de 25 mm sobre um cabo multifilamentar de aço inoxidável AISI 316, também chamado fio alma. Este conjunto compõe o fio diamantado, que são ferramentas de corte aplicadas ao desmonte de rochas ornamentais, tais como os mármore e os granitos, bem como a cortes de blocos de concreto e, podem ser usadas em substituição às serras em geral. As pérolas diamantadas são as partes mais importantes da ferramenta, pois por serem feitas à base de um composto diamantado, são as responsáveis pela ação de corte [2]. As pérolas diamantadas à base de diamantes impregnados são fabricadas via Metalurgia do Pó, onde a primeira etapa consiste da mistura do pó de diamante com o pó de metal ligante – geralmente tungstênio, cobalto, cobalto-bronze, ferro-cobalto – para formar o composto diamantado [3-8]. Na rota de obtenção das pérolas diamantadas via Metalurgia do Pó convencional, após a etapa inicial de mistura dos pós, procede-se com a prensagem uniaxial ou isostática a frio da mistura, obtendo um corpo “verde” de dimensões próximas a da futura pérola. Procede-se, então, com a sinterização, a qual garantirá a consolidação do corpo verde, e a obtenção de um volume anular (pérola) diamantado [9, 10]. Na rota de prensagem a quente, após a etapa de mistura, esta é vertida através de um dosador, dentro de orifícios de uma matriz, onde a mistura é prensada concomitantemente assistida por temperatura, ocorrendo a sinterização [11].

Normalmente, os diamantes utilizados no processamento de pérolas são de alta qualidade, ou seja, apresentam elevada condutividade térmica e dureza. O teor de diamantes pode variar de concentração 30 a 50, o que corresponde, respectivamente a, 0,26 e 0,44 gramas de diamante por cm^3 de volume abrasivo, dependendo da dureza (e abrasividade) do material a ser cortado e da taxa de corte requerida ou desejada [12].

A seleção dos metais ligantes depende fundamentalmente da abrasividade e dureza do material a ser cortado. Normalmente usa-se tungstênio (W) para materiais de dureza extremamente elevada, tal qual o concreto armado. O cobalto (Co), ligas de W-Co para materiais de alta dureza como os granitos. Ligas de cobalto-bronze, ferro-cobalto e ferro-bronze são ligantes empregados no corte de materiais de dureza mais moderada, como os mármore [9].

De acordo com a referência [13], o cobalto funciona como um ligante nas ferramentas diamantadas. O silício (Si), quando presente na composição do ligante em pequenas quantidades (< 2% em peso), aumenta a adesão deste com os cristais de diamante, evitando a perda prematura de diamantes por destacamento (pull out). O carbetto de tungstênio (WC) – 0,5-2% em peso e tamanho médio de partícula de 5 μm – aumenta a resistência ao desgaste da matriz ligante, controlando a taxa de perda de ligante por abrasão [14].

Atualmente, a maioria das ferramentas diamantadas utilizam o cobalto (Co) como matriz ligante. O cobalto combina perfeita compatibilidade química com o diamante nas temperaturas de processamento, adequada retenção do diamante e boa resistência ao desgaste após algumas operações de corte. Entretanto, o cobalto está sujeito a grandes variações de preço no mercado, é um material estratégico, não sendo a melhor escolha em algumas aplicações [1]. Além disso, o cobalto é tóxico quando do seu beneficiamento, e neste sentido, recentemente, pesquisadores têm procurado desenvolver ou propor novas ligas que possam ser alternativamente usadas para minimizar o conteúdo de cobalto nas ferramentas diamantadas, como por exemplo a liga Fe-Cu-Co nas referências [1, 15-17]. O presente trabalho dedica-se ao estudo do sistema Fe-Cu como matriz metálica ligante para uso em pérolas de fios diamantados, visando produzir compostos de propriedades compatíveis às dos comerciais importados utilizando pós do mercado nacional, sem qualquer adição de cobalto, o que diminui os custos de processamento e, conseqüentemente torna possível o desenvolvimento desta tecnologia no Brasil.

2 METODOLOGIA

Os compostos do presente trabalho (pérolas diamantadas – produto tecnológico), foram produzidos via Metalurgia do Pó convencional e a figura 1 mostra resumidamente a rota de processamento. Foram usados pós de ferro (Fe - 67 μm) e cobre (Cu - 20 μm) comerciais derivados de atomização como matriz ligante, ambos da METALPÓ. Foi empregado o SiC (8 e 23 μm), da South Bay Technology, como controlador de desgaste da matriz.

Os pós foram pesados e misturados manualmente de acordo com as composições Fe-(5-10-15-20)%pCu, via dissolução em clorofórmio (aproximadamente 24 horas para a volatilização completa), usando cânfora como aglomerante/lubrificante orgânico (2% em peso). O carbetto de silício (SiC) foi adicionado à liga (1% em peso) para estudo de sua influência no controle do desgaste da matriz ligante. Conforme descrito

acima, os pós foram misturados primeiramente sem a presença dos diamantes, a fim de pré-avaliar a mistura ligante ideal para o compósito diamantado. Feito isso, seguindo os mesmos parâmetros, adicionou-se diamantes à mistura Fe-Cu-SiC nos diferentes teores de cobre, com o objetivo de produzir o compósito diamantado. Os diamantes utilizados são do tipo MBS960SI2 (General Electric Company, USA) – alta tenacidade e resistência ao impacto – com cobertura de carbetto de silício e níquel (SiC/Ni) para aumentar a aderência na matriz, produzidas especialmente para o uso em matriz ferrítica. Esses diamantes foram utilizados na granulometria 40/50 mesh (300-425 μm), na concentração 50, que se refere a 13% em volume de diamante por cm^3 ou 0,44 gramas de diamante/ cm^3 , que é a concentração usual de diamantes nas pérolas comerciais.

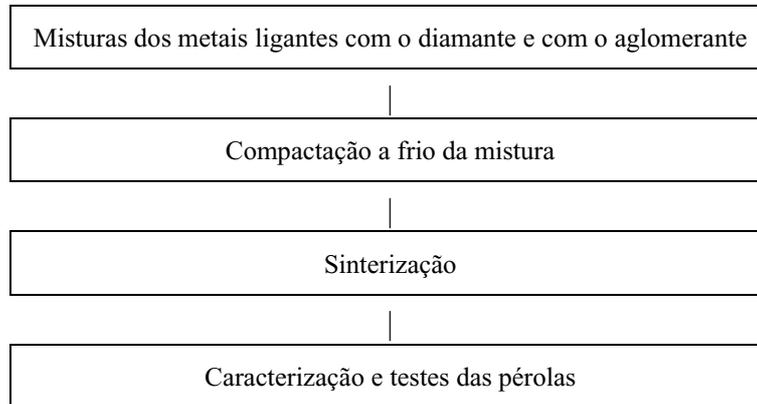


Figura 1: Rota de processamento das pérolas diamantadas via metalurgia do pó convencional.

Afim de pré-avaliar a melhor proporção Fe:Cu, primeiramente foi feita a compactação dos metais ligantes e do compósito diamantado em matriz uniaxial de aço microligado de diâmetro 8 mm – altura da matriz \cong diâmetro para melhor distribuição de densidade – obtendo assim pastilhas cilíndricas. Após definir a estequiometria ideal Fe-Cu, procedeu-se com a compactação a frio das pérolas diamantadas (produto tecnológico), em matriz uniaxial de aço microligado, de diâmetro externo (ϕ_{EXT}) 11mm e diâmetro interno (ϕ_{INT}) 7 mm. A pressão de compactação utilizada foi de 350 MPa [18]. Após a compactação, os corpos verdes foram submetidos a etapa de secagem sob temperatura de 200°C e vácuo de 10^{-2} mmHg, para um tempo de 30 minutos, com o objetivo de remover a cânfora.

As sinterizações foram realizadas em forno resistivo tubular – bp Engenharia – sob vácuo de 10^{-2} mmHg, nas temperaturas de 1050 e 1150°C, para o tempo de 25 minutos. Primeiramente foi conduzida a sinterização das misturas dos metais ligantes sem os diamantes, para avaliar a influência da adição do carbetto de silício (SiC) e averiguação microestrutural dos metais constituintes. Isto foi observado via MEV – Zeiss DSM 962. Após a sinterização, os corpos foram pesados – balança digital Scaltec de precisão 0,0001g – e suas dimensões medidas, para que junto com as medidas feitas na etapa de secagem, pudessem ser investigados os dados de retração/inchaço dos sinterizados. Para isso foi utilizada a seguinte equação:

$$\Delta D = \frac{d_{\text{SEC}} - d_{\text{SINT}}}{d_{\text{SEC}}} \times 100 \quad (1)$$

onde: ΔD = retração/inchaço; d_{SEC} = diâmetro após secagem; d_{SINT} = diâmetro do sinterizado.

Também foram feitos ensaios de dureza Brinell em durômetro PANTEC RBS, sob carga de 62,5 gf em cada amostra, para que, junto com os resultados de resistência ao desgaste por abrasão, pudesse ser definida a melhor mistura ligante para o compósito diamantado e a temperatura ideal de sinterização.

Todos os compósitos produzidos neste trabalho foram submetidos a ensaios de desgaste por abrasão, tomando como resultado a média de 03 amostras. Estes ensaios foram conduzidos em um simulador físico Abrasímetro AMSLER Modificado – Contenco, Modelo AB 800 – que possui interface com um computador e, utiliza o software Pavitest Abrasímetro 2.31 para obtenção de dados complementares. As amostras foram acopladas verticalmente sob um disco de granito com diâmetro externo (ϕ_{EXT}) 80 cm e diâmetro interno (ϕ_{INT}) 40 cm, instalado horizontalmente na mesa do simulador, usando um suporte fixador. Para tal, foi utilizada rotação de 20 RPM do disco de granito, carga vertical (peso solto) sobre as amostras de 2 kgf, para um tempo de 2 minutos, com as amostras fixas em uma linha de corte. As amostras foram pesadas antes e

após cada ensaio em balança digital Scaltec, de precisão 0,0001g, para medir perda de massa percentual (indicador da resistência à abrasão), que é dado por:

$$\Delta M = \frac{m_I - m_F}{m_I} \times 100 \quad (2)$$

onde: m_I é a massa inicial (antes do ensaio), e m_F a massa final (após o ensaio).

A distribuição dos cristais de diamante após abrasão, bem como a análise da superfície desgastada do compósito diamantado foi observada via MEV.

Por último, foi medida a resistência ao desgaste por abrasão das pérolas diamantadas do presente trabalho em confronto com a das pérolas comerciais importadas, normalmente utilizadas para desmonte de rochas ornamentais, empregando a perda de massa $m_I - m_F$, como medida comparativa entre as pérolas, do ponto de vista de resistência à abrasão (desempenho). Também foram processadas pérolas do sistema Fe-20%pesoCu-1%pesoSiC com os mesmos parâmetros (1150C/25min), porém com diamantes sem cobertura protetora em sua superfície, com o objetivo de avaliar a influência da cobertura de SiC/Ni na aderência matriz ligante/diamante e conseqüentemente na resistência à abrasão. A figura 2 fornece uma ampla visão das pérolas (produto tecnológico) produzidas por este trabalho.



Figura 2: Pérolas diamantadas Fe-20%Cu-1%SiC-Diamante, produzidas por este estudo.

A seta contínua mostra o tubo brasado na superfície interna da pérola diamantada;

A seta tracejada mostra o compósito diamantado.

Os tubos (latão) na face interna da pérola foram brasados através de solda com prata, pois além de ótima aderência com os materiais da pérola diamantada, esta oferece uma fluidez satisfatória ao longo da interface entre o tubo e a superfície interna da pérola, como indicado pela seta contínua. Cabe ressaltar que este é o método industrial de brasagem de pérolas diamantadas. A seta tracejada mostra o compósito diamantado, o qual é responsável pela ação de corte.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 3 mostra os valores médios de retração/inchaço após sinterização a 1050 e 1150°C para o sistema Fe-Cu-SiC. Pode ser observado que na sinterização a 1050°C ocorre retração, pois nesta temperatura ocorre apenas sinterização no estado sólido, já que o cobre funde a 1084°C. Analisando a sinterização a 1150°C, nota-se o inchaço em quase todas as composições. Nesta temperatura, há a presença de uma fase líquida formada pelo cobre nos primeiros minutos de sinterização. A partir daí, o cobre líquido penetra de maneira progressiva nos contornos de partículas do ferro (metal base) formando um filme, otimizando os contatos e facilitando a difusão. Como consequência da molhabilidade do cobre líquido ocorre inchaço do sinterizado, pois onde originalmente havia cobre sólido se torna região de porosidade. O inchaço durante sinterização por fase líquida é um comportamento clássico para o sistema Fe-Cu, onde o aditivo é extremamente mais solúvel no metal base do que o recíproco. Isso pode ser perfeitamente observado na referência [19], que mostra o diagrama de fases do sistema, onde a 1150°C tem-se solubilidade de cobre

(aditivo) em ferro (metal base) de 9%, da ordem de duas vezes superior à solubilidade de ferro em cobre, o que resulta em inchaço do sinterizado. Em adição, para o sistema Fe-Cu-SiC sinterizado a 1150° C, observa-se que para teores inferiores a 10% em peso de cobre ainda ocorre pequena retração, pois aí a quantidade de fase líquida formada ainda é razoavelmente pequena para gerar a porosidade característica do inchaço, prevalecendo, nestas condições, a sinterização no estado sólido. Já para teores de cobre superiores a 10% em peso, observa-se o fenômeno de inchaço, já explicado anteriormente e, da ordem de 2,5 vezes superior ao do sistema Fe-Cu, o que pode ser atribuído à influência das partículas dispersas de SiC. A densidade de 3,22 g/cm³ do carreto de silício (SiC) é cerca de três vezes menor que a do ferro e do cobre, então quando o cobre funde e forma a fase líquida, as partículas de SiC emergem no cobre líquido, acompanhando o fluxo e precipitando nos contornos de grão do ferro. Isso produz um aumento da área de superfície nos contornos interpartículas de Fe, gerando maior adesão do cobre líquido, o que pode gerar um volume mais acentuado de porosidade nas regiões de cobre antes da formação de fase líquida, ocasionando um maior nível de inchaço. Vale ressaltar que o termo $\Delta d/d_0$ representa, quantitativamente, quanto as amostras Fe-Cu-SiC sofrem retração (valores positivos), ou inchaço (valores negativos). Neste panorama, observa-se claramente, na figura 3, que ocorre maiores níveis de inchaço para os maiores teores de cobre (15 e 20% em peso).

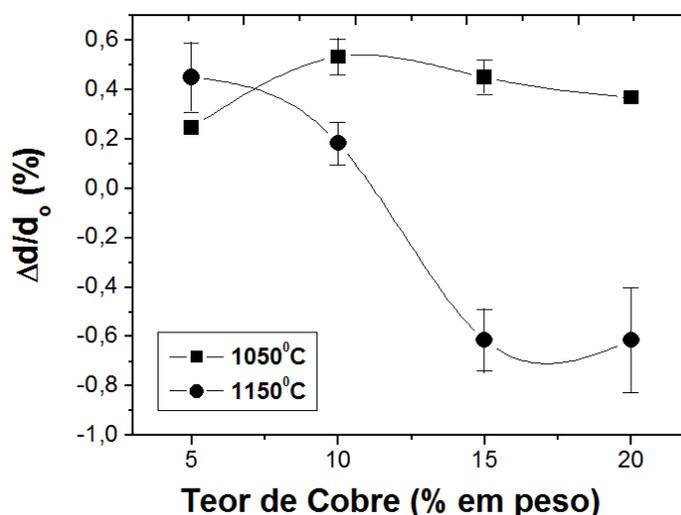


Figura 3: Retração e inchaço para o sistema Fe-Cu-SiC, após sinterização a 1050 e 1150°C, para um tempo de 25 minutos.

A microestrutura do sistema Fe-20%pCu-1%pSiC após sinterização a 1150°C é representada pela figura 4, onde se observa a influência da molhabilidade causada pela fase líquida do cobre nos contornos de grão do ferro, o que proporciona um aumento das regiões de contato, facilita a difusão e gera a porosidade característica do inchaço nas regiões onde originalmente havia cobre sólido. Observa-se um elevado grau de porosidade para o sistema Fe-20%pCu-1%pSiC, com poros irregulares e de grandes dimensões (30 μm), justificando o nível de inchaço atingido. Estes dados estão em perfeita concordância com a referência [19] e com os resultados da figura 3. É interessante ressaltar que com a formação de fase líquida, as partículas de SiC aparecem contornando as partículas de Fe, acompanhando, em parte, o fluxo do Cu líquido. Obviamente isto destrói a homogeneização da distribuição de SiC nas amostras mediante mistura anterior, causando a segregação observada no círculo da figura 4.

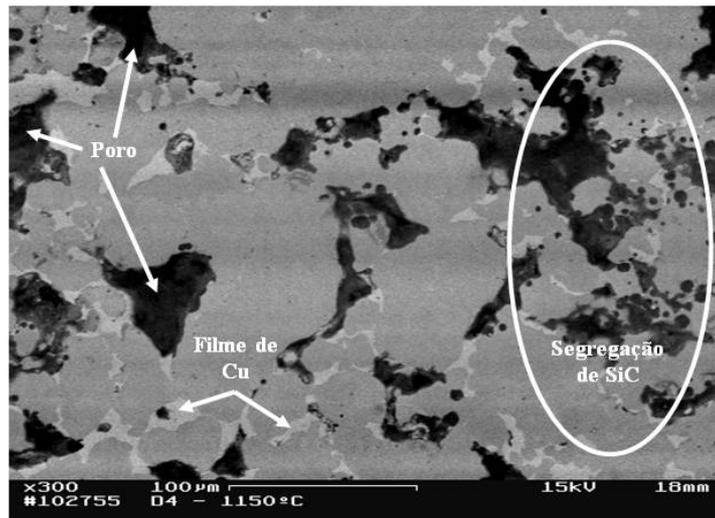


Figura 4: Micrografia do sistema Fe-20%Cu-1%SiC, sinterizado a 1150°C/25 minutos.

A figura 5 fornece resultados de dureza Brinell em função do teor de cobre para o sistema Fe-Cu-1%SiC. Podem ser vistos, maiores valores de dureza para as amostras com 15 e 20% em peso de cobre sinterizadas a 1150°C, pois nesta temperatura, a fase líquida formada pelo cobre melhora os contatos interpartículas e facilita a difusão, proporcionando desta forma sinterização mais efetiva. Além da temperatura de sinterização, o aumento dessa propriedade mecânica é também atribuído à presença do carbeto de silício (SiC), que fornece em média 14% de aumento em dureza à matriz (uma vez que a dureza média do sistema Fe-Cu é de 32 HB), uma propriedade de extrema importância para o composto ligante, quando do seu uso em ferramentas de corte. Neste tocante, a literatura cita que partículas cerâmicas finamente dispersas na matriz metálica, atuam como controladoras da taxa de desgaste por abrasão da matriz, e por conseguinte da ferramenta [7].

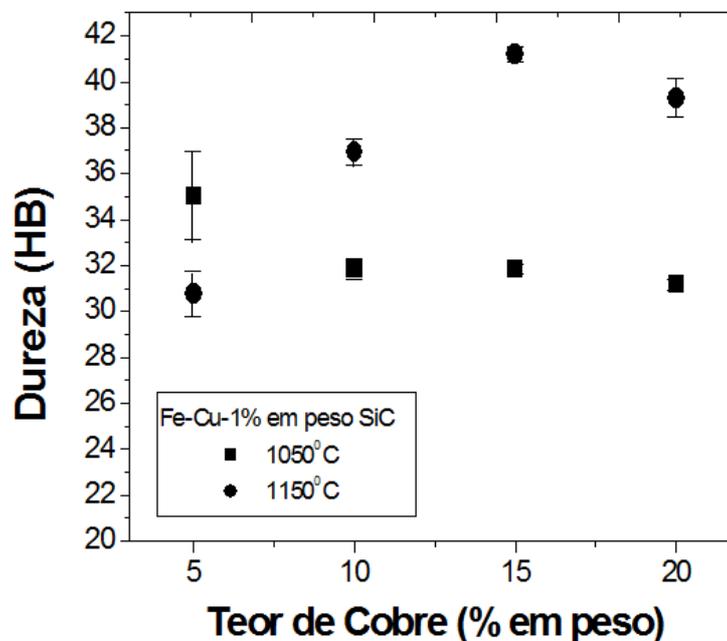


Figura 5: Valores de dureza (HB) para o sistema Fe-Cu com adição de 1% em peso de carbeto de silício.

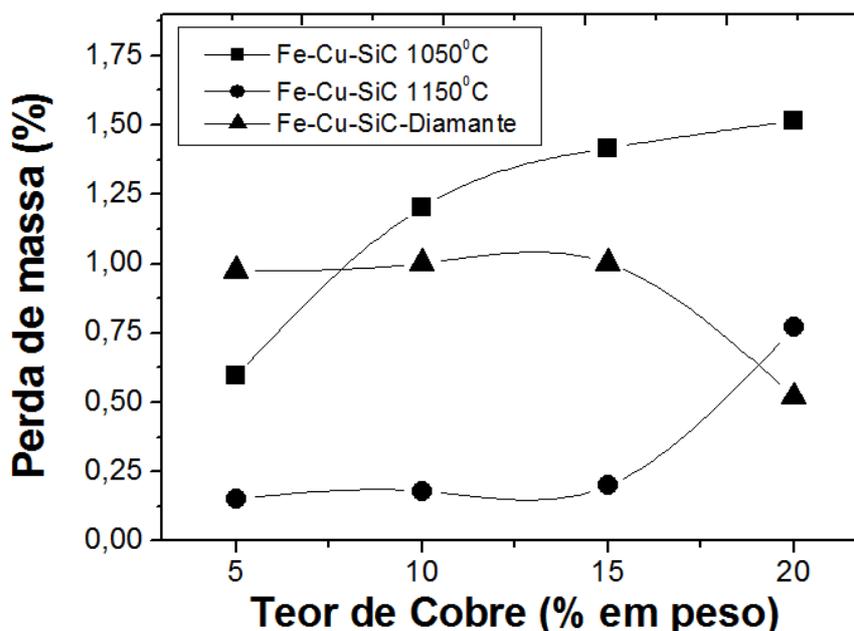


Figura 6: Perda de massa após abrasão do sistema Fe-Cu-SiC nas duas temperaturas de sinterização e compósito diamantado sinterizado a 1150°C/25 minutos.

Os ensaios de desgaste por abrasão foram feitos primeiramente apenas com o ligante metálico, a fim de avaliar a resistência ao desgaste, e junto com os testes de dureza definir a melhor proporção Fe:Cu para o compósito diamantado. Desta forma, a figura 6 mostra a perda de massa (indicador da resistência a abrasão) das amostras em função do teor de cobre, para o sistema Fe-Cu-1%SiC, sinterizado a 1050 e 1150°C. Observa-se que há uma diferença significativa nos valores obtidos quando considera-se as duas temperaturas de sinterização, e há uma perda de massa um pouco mais acentuada no teor de 20% em peso de cobre, o que pode ser atribuído ao fato de ter ocorrido maior inchaço para as amostras com 15 e 20% em peso de cobre, levando a maiores quantias de porosidade – o que reduz a resistência ao desgaste por abrasão da ferramenta. Vale informar que este inchaço gera segregação de cobre – regiões mais macias, o que promove uma leve redução de dureza, conforme observado na figura 5 – explicando também esta maior perda de massa para as amostras com 20% em peso de cobre.

Pode-se concluir que o emprego da temperatura de 1150°C promove sinterização mais efetiva, pois promoveu menores índices de perda de massa e maiores valores de dureza. Teores de cobre mais elevados promovem maior dureza nos sistemas estudados, e o uso do carreto de silício (SiC) aumenta a dureza e a resistência ao desgaste por abrasão (em ralação o valor médio do sistema Fe-Cu) na temperatura citada acima. Porém, para ainda definir a mistura ligante ideal para a ferramenta, é necessário estudar a resistência à abrasão dos sistemas sinterizados com adição de diamantes. A figura 6, também mostra os resultados obtidos de resistência a abrasão em função do teor de cobre para o compósito diamantado (Fe-Cu-SiC-Diamante), sinterizado a 1150°C. Pode-se observar que há uma perda de massa relativamente pequena (< 1%) para todas as misturas ligante em seus diferentes teores de cobre. Pode ser também identificado um valor bem menor de perda de massa, da ordem da metade, para a mistura com teor de 20% em peso de cobre, o que indica uma resistência à abrasão superior, justificando a escolha da estequiometria Fe-20%pesoCu-1%pesoSiC como a ideal para o compósito diamantado, dentre os sistemas estudados.

O mecanismo de desgaste por abrasão do compósito diamantado pode ser melhor entendido através da figura 7. Observa-se que devido à abrasão sofrida pela matriz ligante, as faces cortantes dos primeiros diamantes ficam expostas na superfície da amostra. Em seguida, os diamantes de maior exposição (altura de protusão), os quais já foram submetidos a um maior trabalho de corte, começam a clivar ou trincar. Com o decorrer do corte, os cristais mais danificados são liberados ou destacados (pull out), e ao mesmo tempo novos cristais que estavam no “bulk” da ferramenta surgem, continuando o processo, pois o desgaste da matriz metálica é contínuo, até o fim da vida da ferramenta.

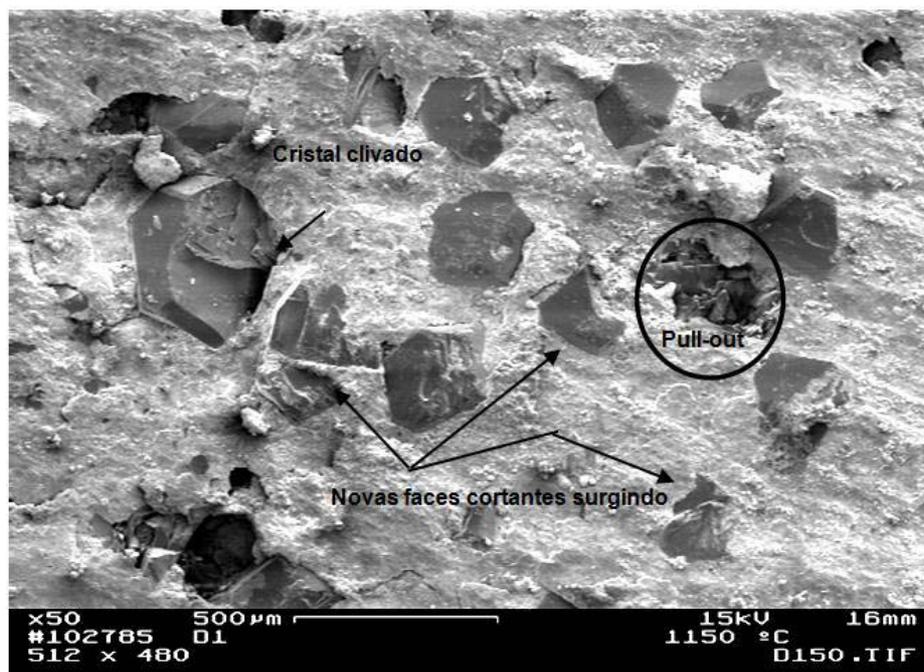


Figura 7: Distribuição dos cristais de diamante na matriz ligante de Fe-20%Cu-1%SiC após ensaio de resistência à abrasão.

Após definir a melhor mistura ligante e a temperatura ideal de sinterização, foi processado o compósito Fe-20%Cu-1%SiC-Diamante para as pérolas diamantadas (produto tecnológico), com o objetivo de comparar a resistência ao desgaste por abrasão das pérolas produzidas neste trabalho, em confronto com as pérolas comerciais que são usualmente empregadas nas pedreiras para desmonte. Para comparar o desempenho de corte das pérolas (produto tecnológico), foram utilizadas dois tipos de pérolas comerciais e 2 tipos de pérolas aqui produzidas (uma com SiC de 8µm e outra com SiC 23µm). A tabela 01, mostra a perda de massa após ensaio de desgaste por abrasão das pérolas produzidas neste trabalho e das pérolas comerciais importadas, bem como de uma pérola processada utilizando diamantes sem cobertura para efeito comparativo. Pode-se notar que a pérola comercial B apresenta uma perda de massa da ordem de 2 vezes menor em relação à perola comercial A. Isso pode é atribuído à composição do ligante, onde esta possui cobalto (60%p) como elemento majoritário da liga, silício (28%p) e tungstênio (12%p) respectivamente, onde este último é normalmente utilizado para corte de materiais de dureza extremamente eleva, como o concreto por exemplo, enquanto a pérola comercial A, que também é muito empregada, principalmente para desmonte ou processamento de granitos possui cobre (32%p), silício (26%p), ferro (22%p) e zinco (20%p), respectivamente. Considerando as observações acima e confrontando as pérolas, pode ser observado que se consegue com as pérolas do presente trabalho, uma resistência à abrasão de mesma ordem à de alguns tipos de pérolas comerciais importadas normalmente empregadas nas lavras de rochas ornamentais (tipo A – de origem Sul Africana, largamente empregada nas lavras do Brasil), uma vez que utilizou-se de metais ligantes 100% nacionais, com valor de mercado bem reduzido e/ou estável, como Fe e Cu, para produzir esse compósito para as pérolas diamantadas deste trabalho, quando comparada com as ferramentas que usam cobalto.

Analisando agora a pérola C – processada com diamantes sem cobertura exclusivamente para teste – e, comparando novamente os resultados com as pérolas do presente trabalho, é fácil perceber que as pérolas aqui produzidas (diamante com cobertura), apresentam resistência à abrasão de aproximadamente 20 vezes superior. Este resultado é atribuído à altíssima qualidade dos diamantes utilizados nas pérolas deste trabalho, os quais possuem cobertura de SiC e Ni, preparada especialmente quando do uso de matriz ferrítica, como neste caso. A cobertura na superfície plana e lisa do diamante o protege da possível reação com o ferro (grafitização), já que este é muito ávido ao carbono, proporcionando, assim, um ganho em aderência matriz ligante/diamante e resistência ao desgaste por abrasão.

Tabela 1: Perda de massa das pérolas produzidas neste trabalho, em confronto com as das pérolas comerciais importadas após ensaio de resistência ao desgaste por abrasão/2 minutos.

PÉROLA	Massa antes do ensaio (mi)	Massa após o ensaio (mf)	Perda de massa (mi – mf)
Comercial A: Fe-Cu-Zn-Si-Diamante	7,3840 g	7,3726 g	0,0114 g
Comercial B: W-Co-Si-Diamante	4,7834 g	4,7783 g	0,0051 g
Nossa: Fe-Cu-SiC-Diamante (*)	1,9457 g	1,9211 g	0,0246 g
Nossa: Fe-Cu-SiC-Diamante (**)	1,9210 g	1,9082 g	0,0128 g
Pérola C: Fe-Cu-SiC-Diamante (diamante sem cobertura)	1,822 g	1,587 g	0,235 g

OBS: (*) SiC (8 µm); (**) SiC (23 µm). As massas iniciais das pérolas produzidas são inferiores às das comerciais porque as comerciais apresentam um tubo interno de cobre, colocado por brasagem, e o cabo de aço inox 316 trançado, passante entre o orifício das pérolas.

É importante ressaltar, que no processamento das pérolas diamantadas foi utilizado carbetto de silício (SiC) nas granulometrias de 8 e 23 µm na mistura ligante, sendo que este último ficou mais homogêneo na mistura e proporcionou um maior controle da taxa de desgaste da matriz do compósito diamantado, gerando assim os melhores resultados.

4 CONCLUSÕES

- A temperatura de 1150°C promove sinterização mais efetiva, pois nesta temperatura foi verificado as melhores propriedades mecânicas.
- O carbetto de silício (SiC) quando adicionado à liga Fe-Cu, promove uma maior resistência a abrasão e, também fornece em média 14% de aumento em dureza à liga (em relação ao valor médio do sistema Fe-Cu), pois atua como controlador da taxa de desgaste por abrasão. Estas propriedades mecânicas são fundamentais para as ligas quando do seu uso como compósitos metálicos ligantes (MMC) em ferramentas diamantadas, pois o controlador de desgaste (neste caso o SiC) além de aumentar a dureza, diminui a perda prematura de ligante metálico em operações abrasivas, o que conseqüentemente aumenta a vida da ferramenta.
- Os resultados mostram que conseguiu-se processar pérolas de mesmo desempenho de corte das pérolas importadas comerciais, utilizando pós metálicos do mercado nacional, que unem excelentes propriedades a um valor de mercado satisfatório, o que possibilita uma significativa redução dos custos de processamento. Isso indica a viabilidade do desenvolvimento desta tecnologia tão importante principalmente para o setor de rochas ornamentais aqui no Brasil, onde a demanda deste tipo de ferramenta é bastante elevada, já que este tem um fortíssimo potencial geológico e atualmente figura entre os cinco maiores produtores de rochas ornamentais do mundo.

5 AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq por financiar este trabalho, via projeto (nº 475465/03-2), e o 1º autor agradece à CAPES pela bolsa de estudo concedida.

6 BIBLIOGRAFIA

- DEL VILLAR, M., “Consolidation of diamond tools using Cu-Co-Fe based alloys as metallic binders”, *Powder Metallurgy*, v. 44, n. 1, pp. 82-90, 2001.
- FILGUEIRA, M., PINATTI, D.G., “‘In situ’ diamond wires – Part I: The Cu-15 vol.% Nb high strength cable”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 128, pp. 191-195, 2002.
- DANIEL, P., “Slate without waste”, *Quarrying, IDR*, n. 4, pp. 200-203, 1995.
- BIASCO, G., “Diamond wire for quarrying hard rocks”, *Stone, IDR*, n. 5, pp. 252-255, 1993.
- ASPERTI, G., SCHOTTE, D., “Sawing reinforced concrete with diamond wire”, *Diamonds in Industry, De Beers*, pp. 19-21, 1995.

- [6] PINZARI, M., “Quarrying stone by diamond wire in Italy”, *IDR*, n. 5, pp. 231-236, 1989.
- [7] FILGUEIRA, M., *Produção de fios diamantados “In Situ”*, Tese de D.Sc., Universidade Estadual do Norte Fluminense - UENF/LAMAV, pp. 157, 2000.
- [8] FILGUEIRA, M., PINATTI, D.G., “Processing of diamond composites by powder metallurgy and rotary forging”, *Journal of Materials Science Forum*, v. 416-418, pp. 228-234, 2003.
- [9] PRZYKLENK, K., “Diamond impregnated tools – Uses and production”, *Toolmaking, IDR*, n. 4, pp. 192-195, 1993.
- [10] FILGUEIRA, M., PINATTI, D.G., “‘In situ’ diamond wires – Part II: The Bronze 4%weight diamond cutting rope”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 132, pp. 132-137, 2003.
- [11] URAKAWA, N., *et al.*, “Cutting performance of bonded abrasive type diamond wire saw”, *In: Proc. Intertech 2000*, Vancouver/Canada, July, 2000.
- [12] FILGUEIRA, M., PINATTI, D.G., “Production of diamond wire by Cu-15%vol.Nb in situ Process”, *In: Proc. Of the 15th Int. Plausee Seminar*, Reutte, Austria, Plansee Holding, AG. v. 1, pp. 360-374, 2001.
- [13] SHIBUTA, D., “Recovery of diamond from diamond tool scrap”, *Mitsubishi Metal Corporation. Japanese Patent*, 1983.
- [14] MÉZAROS, M., VADASDI, K., “Process and equipment for electrochemical etching of diamond – Containing Co-WC tools and recovery of diamond from used steel tools”, *Journal Refractory Metals & Hard Materials*, v. 14, pp. 229-234, 1994.
- [15] CLARK, I.E., “Cobalite HDR – a new prealloyed matrix powder for diamond construction tools”, *Industrial Diamond Review*, n. 3, pp. 177-182, 2002.
- [16] ROSA, G.L., “Evaluation of Diamond tool behaviour for cutting stone materials”, *Industrial Diamond Review*, n. 1, pp. 45-50, 2004.
- [17] WEBER, G., WEISS, C., “Diamix – A family of bonds based on diabase – V21”, *Industrial Diamond Review*, n. 2, pp. 28-32, 2005.
- [18] SILVA, V.F., SAMPAIO M.V.C., CARVALHO, E.A., BOBROVNITCHII, G.S., FILGUEIRA, M., “On the compacting of powders of the systems Fe-Cu and Fe-Cu-Diamond”, *Materials Science Forum*, v. 498-499, pp. 16-22, 2005.
- [19] ASM HANDBOOK, *Alloy Phase Diagrams*, v. 3, 3.ed, pp. 168, 1979.