Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo, v. 26, n. 1, 15-20, 2007. © 2007

APLICAÇÃO DE LIGAS Fe-Cu-SiC COMO MATRIZ LIGANTE EM FERRAMENTAS DIAMANTADAS

L.J. de Oliveira*; M. Filgueira
Universidade Estadual do Norte Fluminense, Centro de Ciência e Tecnologia, Laboratório de Materiais Avançados, 28013-602 – Campos dos Goytacazes – RJ

Recebido: 17 de maio, 2006; Revisado: 14 de março, 2007

Palavras-chave: Ferramentas diamantadas, matriz ligante, sistema Fe-Cu-SiC.

RESUMO

O uso do sistema Fe-(5-10-15-20)%pCu com adição de 1% em peso de carbeto de silício (SiC) como matriz ligante para ferramentas diamantadas, é investigado neste trabalho. Foram produzidos compósitos metálicos e diamantados – via Metalurgia do Pó convencional – sinterizados a 1050 e 1150ºC, para obtenção e análise dos resultados. Após a sinterização, foram avaliados os níveis retração/inchaço e a investigação microestrutural via MEV. Todos os compósitos foram submetidos a ensaios de dureza Brinell e testes de resistência ao desgaste. A temperatura de 1150ºC (SFL) oferece a melhor condição de sinterização para os compósitos e, dentre as composições estudadas, a liga com teor de 20% em peso de cobre apresentou os melhores resultados como matriz metálica ligante (MMC).

ABSTRACT

The use of the Fe-(5-10-15-20)%pCu system with addition of 1% in weight of silicon carbide (SiC) as main allowing elements for diamond tools, is investigated in this work. Metallic composites and diamond were produced by conventional Powder Metallurgy, sintered at 1050 and 1150ºC. After the sinterization, were evaluated the retraction/distention levels and the microestructural investigation through MEV. All the composites were submitted the tests of Brinell hardness and waste resistance tests. The temperature of 1150ºC (SFL) offers the best sinterization condition for the composites and among the studied compositions, the alloy with 20% in weight of copper presented the best results as allowing metallic matrix (MMC).

1. INTRODUÇÃO

Nas diferentes áreas de aplicação, o uso e substituição de alguns tipos de ferramentas por ferramentas diamantadas é crescente. As ferramentas diamantadas conhecidas como impregnadas, são produzidas por Metalurgia do Pó, uma técnica de processamento que oferece a facilidade da mistura de diferentes pós e, conseqüentemente a possibilidade de criar novos materiais compósitos com propriedades físicas e mecânicas especiais [1].

Os compósitos diamantados sinterizados, são muito efetivos quando do seu uso para processar materiais não metálicos, frágeis e duros, tais como cerâmicos, rochas, concreto, vidro, etc [2]. As ferramentas diamantadas empregadas para o corte de rochas ornamentais são compósitos constituídos de partícula de diamante embebidos numa matriz metálica ligante. Esses materiais são normalmente produzidos em grande escala pelas técnicas da Metalurgia do Pó e, abrange 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 são produzidas por prensagem a frio e sinterização. 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 [3].

A seleção dos metais ligantes é fortemente dependente da abrasividade e dureza do material a ser cortado. Normalmente usa-se tungstênio (W) para materiais de dureza extremamente elevada, tal qual o concreto. O cobalto (Co), ligas de W-Co para materiais de alta dureza como os granitos. Cobalto, cobalto-bronze, ferro-cobalto e ferro-bronze são ligantes empregados no corte de materiais de dureza mais moderada, como os mármores [4].

O cobalto funciona como um ligante nas ferramentas diamantadas, pois combina perfeita compatibilidade química com o diamante nas temperaturas de processamento, uma adequada retenção do diamante e excelente resistência ao desgaste após processamento ou operação de corte, o que explica o fato de que, atualmente, a maior parte das ferramentas de corte diamantadas o utilizam como matriz ligante[3,5]. Geralmente, o cobalto (Co) é utilizado em grandes quantidades e, nos últimos anos, grupos de pesquisa tem estudado diferentes proporções [6,7].

As propriedades das ligas metálicas, podem ser melhoradas com a adição de alguns materiais em proporções definidas. O carbeto de tungstênio (WC) em pequenas quantidades – 0,5-2% em peso e tamanho médio de partícula de 5 μm –

* oliver@uenf.br

aumenta a resistência ao desgaste da matriz ligante, controlando a taxa de perda de ligante por abrasão [8]. Este trabalho, dedica-se ao estudo das ligas Fe-(5-10-15-20)%pCu com adição de 1% em peso de carbeto de silício (SiC), como matriz ligante para uso em ferramentas diamantadas.

2. METODOLOGIA

Foram utilizados pós comerciais atomizados de ferro (Fe) e cobre (Cu), adquiridos da METALPÓ. As análises químicas de ambos os pós, são mostradas na tabela 01. Os dados de área de superfície específica, tamanho médio de partícula, volume e tamanho de poros dos pós de Fe, Cu e SiC, foram obtidos pelo método BET, sedigrafia e BJH respectivamente e, também são detalhadamente mostrados na tabela 02.

Tabela 1 – Análises químicas dos pós de ferro e cobre (ambos PAJ, fabricados via atomização – METALPÓ) – % em peso.

	Fe	Cu
Mn	0,15	-
Si	0,02	-
C	0,05	0,03
O	0,25	0,52
Al	0,06	-
Sn	-	0,02
Fe	-	0,04
Pb	-	0,03
Cr	0,03	-
Mg	0,01	-
Zn	-	0,09
S	-	0,12

Tabela 2 – Tamanho médio de partícula, área superficial específica, volume e tamanho de poro, dos pós de cobre, ferro e carbeto de silício.

	Fe	Cu	SiC	Desvio Médio
Tamanho médio de partícula (μm)	67,06	19,93	6,91	± 23,84
Área Específica (m^2/g)	0,1	0,3	1,3	± 0,49
Volume de Poro (cm^3/g)	0,0003	0,0011	0,0053	± 0,002
Diâmetro de Poro (μm)	0,0025	0,0017	0,0017	± 0,0003

A Fig. 1 mostra resumidamente todo o roteiro experimental de processamento dos compósitos, produzidos por Metalurgia do Pó convencional.

O carbeto de silício (SiC) foi adicionado à liga (1% em peso) para estudo de sua influência no controle do desgaste da matriz ligante. Para fazer uma pré-avaliação das composições estudadas, ou seja, determinar a ideal para o compósito diamantado e avaliar a influência da adição do carbeto de silício (SiC), os pós foram misturados e sinterizados primeiramente sem a presença dos diamantes. Logo após, seguindo os mesmos parâmetros, os diamantes foram adicionados ou misturados à liga Fe-Cu-SiC nos diferentes teores de cobre, afim 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 carbeto de silício (SiC) e níquel (Ni) para aumentar a aderência na matriz, produzidas especialmente para o uso em matriz ferrosa. Esses diamantes apresentam as seguintes especificações: granulometria 40/50 mesh (300-425 μm), 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 ferramentas comerciais.

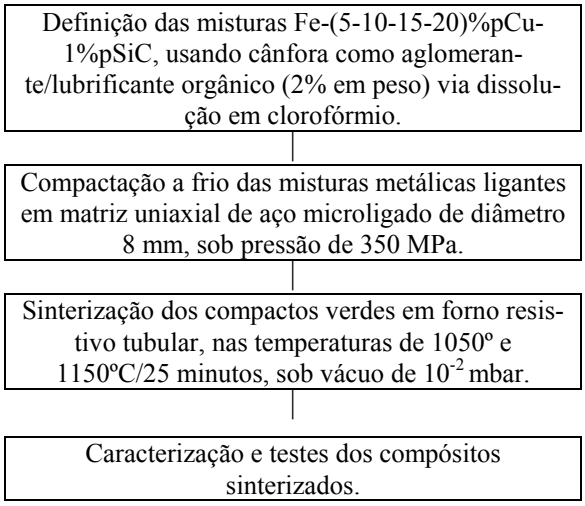

Figura 1 – Rota de processamento dos compósitos via metalurgia do pó convencional.

A pressão de compactação de 350 MPa mostrada na figura 01, está em plena concordância e pode ser justificada pela ref. [9]. Todas as amostras compactadas, foram submetidas a uma secagem a 300ºC, sob vácuo de 10^{-2} mbar para a retirada da cânfora.

A averiguação microestrutural dos metais constituintes após a sinterização foi observada 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 da etapa de secagem, pudesse ser investigado os dados de retração/inchaço do sinterizado. Para tal, utilizou-se a seguinte equação abaixo:

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

onde: ΔD é a variação dimensional, d_{SEC} é o diâmetro após a secagem, e d_{SINT} o diâmetro após sinterização.

Foram também executados ensaios de dureza Brinell em durômetro PATEC RBS, sob carga de 62,5 gf em cada amostra metálica (Fe-Cu-SiC), para que, junto com os resultados de resistência ao desgaste por abrasão, pudesse ser definida a melhor proporção Fe:Cu (mistura ligante) para o compósito diamantado e a temperatura ideal de sinterização.

Os ensaios de desgaste por abrasão foram conduzidos em simulador físico abrasímetro AMSLER modificado – Contenco, Modelo AB 800 – tomando como resultado a média de 03 amostras por composição. O material para corte foi um granito cinza, com estrutura orientada, de granulometria grossa variando de 4 a 20mm, de dureza média a alta. Foi então produzido um disco deste granito com diâmetro externo e interno de 70 e 40cm, respectivamente, e de altura 5cm. Este disco foi instalado horizontalmente na mesa do Simulador Físico Tipo AMSLER Modificado (este equipamento possui interface com um computador, e utiliza o software Pavitest Abrasímetro 2.31 para a obtenção dos dados). Para tal, foi utilizada rotação de 20 RPM do disco de granito, e empregadas as cargas verticais (peso solto) sobre as amostras de 02 kgf, que foram acopladas verticalmente ao disco de granito, em suporte com o fixador, e uma vez posicionada sobre o disco de granito, a amostra se mantém fixa em uma linha de corte. Todos os corpos foram pesados antes e após cada ensaio em balança digital de precisão 0,0001g, para medir a perda de massa de cada amostra e averiguar a resistência ao desgaste (abrasão), que pode ser precisamente quantificada como:

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

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

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os valores médios de retração/inchaço após sinterização a 1050 e 1150ºC para as ligas Fe-(5-10-15-20)%pCu-1%pSiC são mostrados na figura 02. Observa-se, que na sinterização a 1050ºC ocorre apenas retração, pois nesta temperatura ocorre apenas sinterização no estado sólido, já que o cobre funde a 1084ºC. Analisando a sinterização a 1150ºC, nota-se situação de inchaço para teores acima de 10%pCu, onde a fase líquida formada foi suficiente para a ocorrência de tal fenômeno. . 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 conseqüência dessa 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. Este apecto pode ser perfeitamente observado na ref. [10], que mostra o diagrama de fases do sistema, onde a 1150ºC 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. Pode também ser observado 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. Ao contrário, 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. O carbeto de silício (SiC) tem uma densidade de 3,22 g/cm^3, que é aproximadamente 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, e conseqüentemente sugere maior molhabilidade do cobre líquido, o que pode gerar um volume mais acentuado de porosidade, ocasionando um maior nível de inchaço.

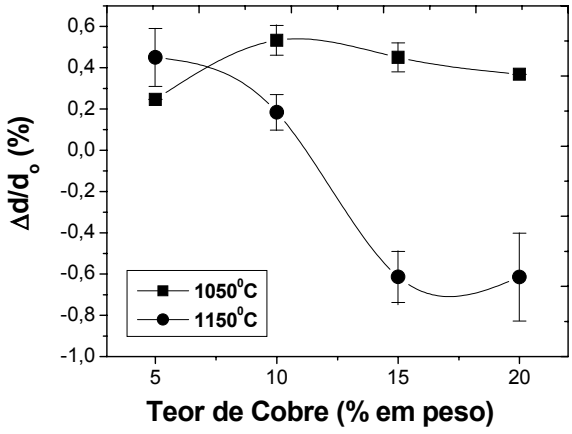

Figura 2 – Características de retração e inchaço para as ligas Fe-(5-10-15-20)%pCu-1%pSiC, após sinterização a 1050 e 1150ºC, para um tempo de 25 minutos.

O aspecto microestrutural da liga Fe-20%pCu-1%pSiC após sinterização a 1150ºC, é representada pela fig. 3, 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 esta liga, com poros irregulares e de grandes dimensões (30 μm), justificando o nível de inchaço atingido. Estes dados estão em perfeita concordância com a ref.[10] e com os resultados da fig.2. 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 fig. 3.

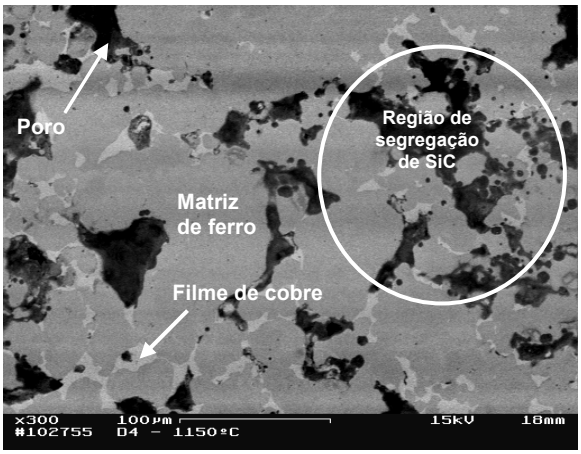

Figura 3 – Micrografia mostrando a porosidade característica do inchaço, para a liga Fe-20%pCu-1%pSiC, sinterizada a 1150ºC/25 minutos.

É mostrado na fig. 4, a dureza Brinell em função do teor de cobre para as ligas Fe-Cu-SiC. Podem ser observados, maiores valores de dureza para as amostras com maior percentual de cobre sinterizadas a 1150ºC. O aumento dessa propriedade mecânica é atribuído à presença do carbeto de silício (SiC), que fornece em média 14% de aumento em dureza à liga (uma vez que a dureza média do sistema Fe-Cu é de 32 HB).

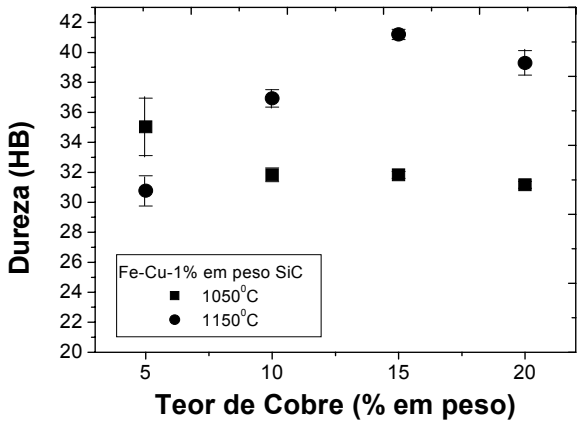

Figura 4 – Dureza (HB) para as ligas Fe-(5-10-15-20)%pCu com adição de 1% em peso de carbeto de silício (SiC).

A perda de massa (resistência a abrasão) das amostras em função do teor de cobre, para as ligas Fe-Cu-SiC, sinterizadas a 1050 e 1150ºC, é mostrada na fig. 5. Pode ser visto que há uma diferença significante nos valores obtidos, quando se considera 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 maiores inchaços para as amostras com maiores teores de cobre – levando a maiores quantias de porosidade – o que reduz a resistência ao desgaste por abrasão da ferramenta.

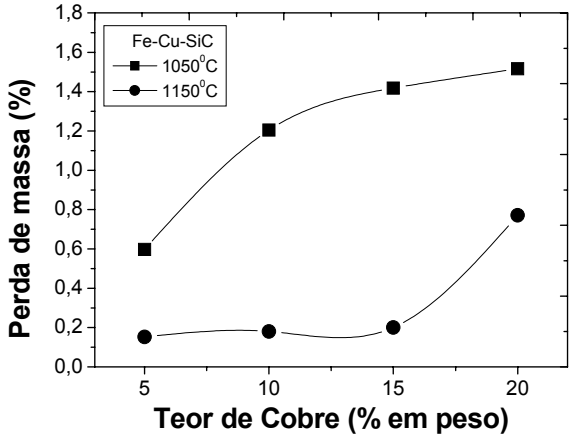

Figura 5 – Perda de massa após ensaio de resistência a abrasão para as ligas Fe-Cu-SiC em função do teor de cobre, nas duas temperaturas de sinterização.

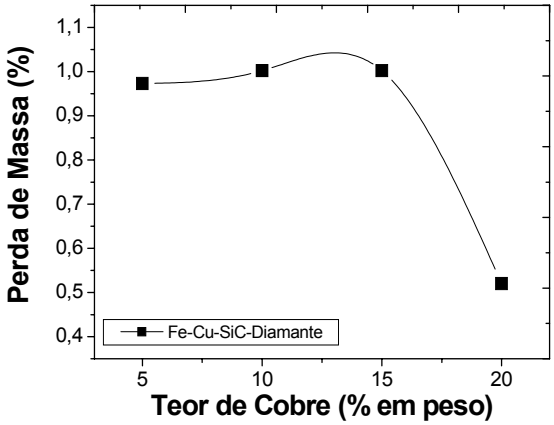

Figura 6 – Perda de massa após ensaio de resistência a abrasão para o compósito diamantado Fe-Cu-SiC-Diamante, sinterizado a 1150ºC/25 minutos.

Foram verificados maiores valores de dureza e menores índices de perda de massa com a temperatura de 1150ºC, o que indica aí sinterização mais efetiva. O uso do carbeto de silício (SiC) aumenta a dureza e a resistência ao desgaste por abrasão (em ralação o valor médio do sistema Fe-Cu). 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 . Partículas cerâmicas finamente dispersas na matriz metálica atuam como controladoras da taxa de desgaste por abrasão da matriz, e, por conseguinte da ferramenta [11].

No entanto, para ainda definir a mistura ligante ideal para a ferramenta, é necessário estudar a resistência à abrasão das ligas com a adição ou presença de diamantes, pois os dados de resistência à abrasão das misturas metálicas ainda não são suficientes. Os resultados de resistência a abrasão em

função do teor de cobre para o compósito diamantado (Fe-Cu-SiC-Diamante), sinterizado a 1150ºC, é mostrado na fig.6. Pode-se perceber que há uma perda de massa relativamente pequena (< 1%) para todas as ligas metálicas (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 sugere aí uma resistência à abrasão superior, o que indica e justifica a escolha da mesma como a ideal para o compósito diamantado.

O mecanismo de desgaste de uma ferramenta diamantada impregnada é um processo contínuo, onde os diamantes mais expostos ou de maior altura de protusão, são destacados (pull out) da matriz ligante quando estes já não mais possuem capacidade de corte e, ao mesmo tempo novas faces cortantes surgem dos diamantes mais internos, devido a constante abrasão sofrida pela matriz ligante durante a operação de corte [12,13]. Isso pode ser melhor entendido através das figuras de 07 a 10, que mostram a distribuição dos cristais de diamante na matriz ligante após os ensaios de desgaste por abrasão mostrados na fig. 6. Observando a fig.7, percebem-se que inicialmente a matriz metálica sofreu a abrasão, e consequentemente as faces cortantes dos primeiros diamantes ficaram expostos na superfície das amostras e, alguns diamantes apresentam altura de protrusão maior que outros, o que é altamente benéfico para o desempenho e tempo de vida da ferramenta. Em seguida, estes diamantes de maior exposição (altura de protrusão), os quais já foram submetidos a um maior trabalho de corte, começavam a clivar trincar ou planificar. Aqueles diamantes de faces expostas com altura de protrusão menor também propiciaram o corte, porém o dano sofrido pelos mesmos foi bem menor, conforme ilustra a figura 8. Com o decorrer do corte, aqueles cristais mais danificados (maior altura de protrusão) são liberados da matriz (pull-out) – vide círculos nas figs. 7 e 9, e ao mesmo tempo novas faces cortantes de cristais que estavam no "bulk" da ferramenta surgem, e continuam o processo – vide setas nas figs. 7 e 10, pois o processo de desgaste da matriz metálica é contínuo, até o fim da vida da ferramenta.

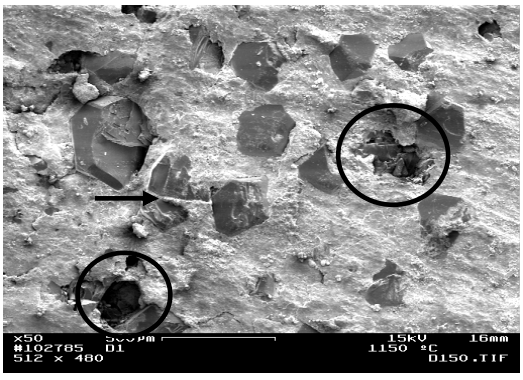

Figura 7 – Distribuição dos cristais de diamante na matriz metálica ligante de Fe-20%pCu-1%pSiC após ensaio de resistência à abrasão.

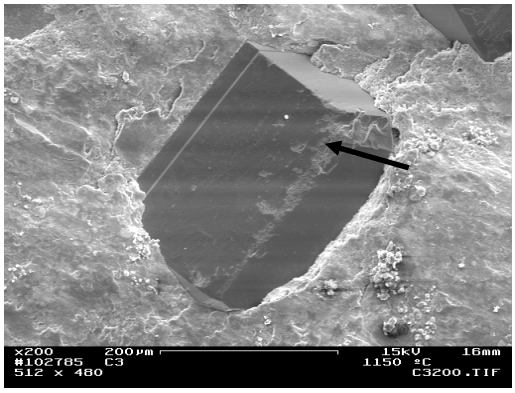

Figura 8 – Cristal em início de dano após ensaio de resistência à abrasão.

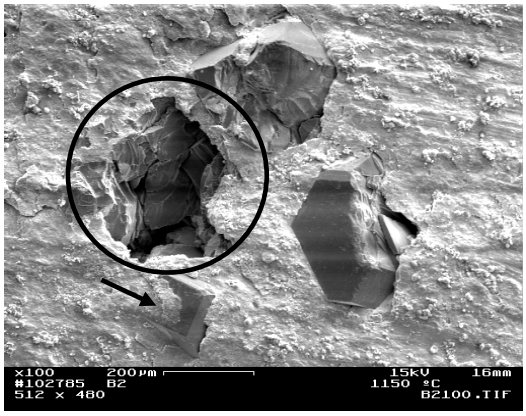

Figura 9 – Micrografia mostrando o destacamento ou "pull out" de um cristal de diamante (círculo), e a seta mostra um novo ponto de corte surgindo pela constante abrasão da matriz ligante Fe-Cu-SiC.

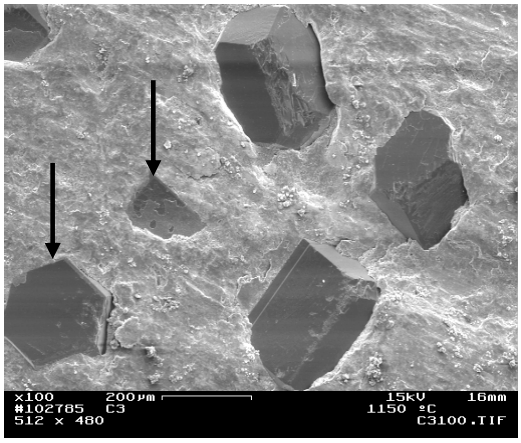

Figura 10 – Retenção dos cristais de diamante pela matriz metálica ligante após ensaio de resistência à abrasão. Novos cristais surgindo para dar continuidade ao processo de corte (vide setas).

De uma maneira geral, em concordância com as 05 e 06, foi verificado para as demais estequiometrias estudadas, uma perda de massa média cerca de 20% maior para o compósito diamantado em relação ao ligante (Fe-Cu-SiC). Conforme já discutido, durante a ação de corte, a fricção nas superfícies de contato está diretamente relacionada ao processo de desgaste do compósito diamantado impregnado e, muitas interações podem ocorrer. Cabe ressaltar, que os ensaios de a-

brasão deste estudo, foram executados em condições mais severas que quando da operação real de corte, como por exemplo, nas lavras de rochas ornamentais. A maior perda de massa para o compósito diamantado pode ser atribuída ao fato de que, no início da operação de corte (abrasão), devido a severa abrasão e aos impactos gerados pelas irregularidades da superfície da pedra (granito), os diamantes de maior altura de protusão – mais expostos – podem ter clivado e, também "saltado fora" da matriz (pull out). Isso gera inúmeras lacunas ou "buracos" na matriz ligante, deixando esta totalmente desprotegida e exposta à abrasão com a pedra, o que, por conseguinte aumenta a taxa de perda de material do compósito diamantado por abrasão. Em operações reais de corte, este fato não é verdadeiro, onde normalmente se verifica uma resistência à abrasão superior para o compósito diamantado nas ferramentas de corte, pois aí o mecanismo dominante na resistência à abrasão é a capacidade de corte do diamante, ou seja, proteção da matriz ligante pelo diamante (faces de corte expostas), o que diminui a taxa de perda de ligante e aumenta a resistência à abrasão. Desta forma, é novamente importante ressaltar que, dentre as composições estudadas, se verificou os melhores resultados com o teor de 20% em peso de cobre, pois teores de cobre em ferro mais elevados promovem ganho em aderência com os diamantes, aumentando a resistência à abrasão.

4. CONCLUSÕES

Neste trabalho exploratório podem-se destacar as seguintes conclusões principais:

- Pode-se dizer que o emprego da temperatura de 1150ºC promove sinterização mais efetiva, pois nesta temperatura foi verificado a maior resistência a abrasão (menor perda de massa) e maiores valores de dureza.
- Teores de cobre mais elevados, promovem maiores valores de dureza para as ligas Fe-Cu-SiC.
- O carbeto 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 .
- Teores mais elevados de cobre em ferro promovem ganho em aderência matriz liagnte/diamante, o que aumenta a resistência a abrasão.
- Dentre as composições estudadas, a liga Fe-20%pCu-1%pSiC é a ideal para uso como matriz metálica ligante (MMC) em ferramentas diamantadas, pois com este teor de cobre (20% em peso) atingiu-se níveis de dureza satisfatórios como matriz ligante (sem diamantes) e, onde também foi verificado a mais forte resistência à abrasão (menor índice de perda de massa) para o compósito diamantado.

REFERÊNCIAS

1. YAMAGUCHI, K.; TAKAKURA, N.; IMATANI, S. *Journal of Materials Processing Technology*, 63 (1997) 364-369.
2. LIAO, Y.S.; LUO, S.Y., *Wear characteristics of sintered diamond composite during circular sawing*. Department of Mechanical Engineering, National Taiwan University, Taipei (Taiwan), 157 (1992) 325-337.
3. DEL VILLAR, M, *Powder Metallurgy* 44 (2001) 82-90.
4. PRZYKLENK, K., *Toolmaking – IDR* 4 (1993) 192-195.
5. SHIBUTA, D., *Recovery of Diamond from Diamond Tool Scrap*. Mitsubishi Metal Corporation (1983). Japanese Patent.
6. CLARK, I.E., *Industrial Diamond Review* 3 (2002) 177-182.
7. WEBER, G.; WEISS, C., *Industrial Diamond Review* 2 (2005) 28-32.
8. MÉZAROS, M.; VADASDI, K., *Journal Refractory Metals & Hard Materials*, 14 (1994) 229-234.
9. SILVA, V.F.; SAMPAIO, M.V.C.; CARVALHO, E.A.; BOBROVNITCHII, G.S.; FILGUEIRA, M., *Materials Science Forum*, 498-499 (2005) 16-22.
10. ASM HANDBOOK, *Alloy Phase Diagrams*, 3 (1979) 168.
11. FILGUEIRA, M., *Produção de Fios Diamantados "In Situ"*. Tese de Doutorado (2000). Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF, Campos dos Goytacazes (RJ).
12. WRIGHT, D.N.; WAPLER, H., *Annals of the CIRP* 1 (1986) 239-244.
13. DAVIS, P.R.; FISH, M.L.; PEACOCK, S.; WRIGHT, D.N., *Industrial Diamond Review* 56 (1996) 78-87.