

PROPRIEDADES MECÂNICAS DO SISTEMA COMPÓSITO Fe-Cu PARA USO EM FERRAMENTAS DIAMANTADAS IMPREGNADAS¹

*Patricia Duplan Pacheco*²
*Guerold Sergueevitchii Bobrovnitchii*³
*Luciano José de Oliveira*⁴
*Ronaldo Quintanilha*⁵
*Marcello Filgueira*⁶

Resumo

Nos últimos anos, um número crescente de estudos sobre compósitos ou ligas metálicas alternativas para uso em ferramentas diamantadas têm sido desenvolvidos. Neste senso, é investigado neste trabalho, a microestrutura e as propriedades mecânicas dos sistemas Fe-(5-10-15-20-25-30-35-40)%pCu. Todos os compósitos metálicos foram processados por Metalurgia do Pó convencional: mistura dos pós, prensagem a 350 MPa e, sinterização a 1150°C durante 25 minutos, sob vácuo de 10⁻² mbar. A possível formação de fases foi avaliada via difração de raios-x e, o aspecto microestrutural investigado por microscópio ótico e MEV após a sinterização. Também foram conduzidos ensaios de dureza Brinell e, foi medida a resistência à compressão de todos os compósitos produzidos. Foi detectada a presença de solução sólida Fe-Cu em todas as amostras, o que é altamente benéfico no que tange à melhoria das propriedades mecânicas deste sistema.

Palavras-chave: Sistema Fe-Cu; Metalurgia do pó; Propriedades mecânicas.

MECHANICAL PROPERTIES OF Fe-Cu COMPOSITE SYSTEM FOR USE IN IMPREGNATED DIAMOND TOOLS

Abstract

In the last years, an increasing number of studies on composites or alternative metallic alloys for use in diamond tools has been developed. In this sense, it is investigated in this work, the microstructure and mechanical properties of the Fe-(5-10-15-20-25-30-35-40)wt%Cu systems. All metallic composites had been processed by conventional Powder Metallurgy: powder mixture, pressing at 350 MPa and sintering at 1150°C during 25 minutes, under 10⁻² mbar vacuum. It was studied the phases formation and microstructural analyses after sintering, Brinell hardness measurements, as well as the compression resistance of all composites produced. It was detected the presence of solid solution Fe-Cu in all samples, what promotes some improvement in the mechanical properties of this system.

Key words: Fe-Cu system; Powder metallurgy; Mechanical Properties.

¹ *Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.*

² *Graduada em Engenharia Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Estadual do Norte Fluminense, UENF – Campos dos Goytacazes, RJ.*

³ *Prof. Titular do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais (PPGECM) da UENF – Campos dos Goytacazes, RJ.*

⁴ *Estudante de Doutorado do programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais (PPGECM) da UENF – Campos dos Goytacazes, RJ.*

⁵ *Técnico do Laboratório de Metalografia - Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais (PPGECM) da UENF – Campos dos Goytacazes, RJ.*

⁶ *DSc. Engenharia e Ciência dos Materiais – Prof. Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais (PPGECM) da UENF – Campos dos Goytacazes, RJ.*

1 INTRODUÇÃO

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⁾ A seleção dos metais ligantes para tais ferramentas diamantadas, 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 mármore.⁽²⁾ Atualmente, a maior parte das ferramentas de corte diamantadas utilizam como matriz ligante o cobalto, 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.^(3,4)

Pesquisadores de todo o mundo vêm se dedicando ao estudo de novas ligas ou compósitos metálicos alternativos para uso em ferramentas diamantadas. A sinterização por fase líquida (SFL) é largamente utilizada para ligas Fe-Cu nas mais variadas aplicações, onde altas taxas de produtividade, excelentes propriedades mecânicas e baixo custo de produção são requeridos.⁽⁵⁾ As características de solubilidade do sistema Fe-Cu, podem resultar em expansão volumétrica, comumente chamado “inchaço”, com a fase líquida inicial formada pela fusão do cobre. De acordo com Kaysser,⁽⁶⁾ durante sinterização de uma liga Fe-10%pCu a 1165°C (o cobre funde a 1084°C), o líquido formado nos 8 primeiros minutos, que é uma solução saturada de ferro em cobre, penetra inicialmente nos interstícios entre as partículas de ferro, e depois nos contornos de grão. Não foi verificado rearranjo das partículas de Fe devido à elevada densidade a verde obtida durante a compactação a frio anterior. O espaço originalmente ocupado pelo cobre sólido se tornou porosidade, ocasionando o inchaço do sinterizado (da ordem de 1%). Após a fusão do cobre durante a sinterização, o cobre líquido começa a penetrar de maneira progressiva nos contornos de grão de Fe e, como conseqüência desta molhabilidade, grãos individuais se separam das partículas. Tais grãos de Fe individuais rearranjam através do líquido, entrando em solução e, posteriormente reprecipitam em outras posições. Este rearranjo das partículas de Fe neste estágio de sinterização promove contração, contrabalançando o indesejável inchaço que ocorre nos minutos iniciais de sinterização.^(5,7,8) A fase líquida promove grandes áreas de contato entre os componentes, e facilita a difusão. Normalmente não se atinge elevadas densificações. O cobre líquido se espalha pelos contornos das partículas de Fe. Após o inchaço, ocorre uma compensação de contração da sinterização sólida final do Fe, após a aniquilação da fase líquida pela saturação com grãos e partículas de Fe em solução, o que acarreta um considerável ganho em resistência mecânica, também devido à presença de solução sólida de Fe-Cu.⁽⁹⁾ O endurecimento por formação de solução sólida de cobre em ferro promove o aumento de algumas propriedades mecânicas de interesse. Dentre elas pode-se destacar a resistência à tração e a dureza, as quais são acrescidas em magnitude da ordem de 50 a 60%, em comparação ao cobre e ferro puros.⁽¹⁰⁾

A variação da densidade e da dureza na sinterização de um compacto verde feito a partir da mistura de pós metálicos depende não somente de condições de sinterização tais como temperatura e tempo, mas também da combinação e fração volumétrica dos pós compósitos. Para o sistema Fe-Cu, estudos indicam que a densidade da parte sinterizada aumenta com a elevação da temperatura e cresce gradualmente com o aumento da fração de volume do pó de cobre e, é sempre maior que a densidade dos compactos verdes, o que é um comportamento normal para a sinterização.⁽¹⁾ O presente trabalho, investiga as propriedades mecânicas e o aspecto microestrutural do sistema Fe-Cu, uma liga alternativa para uso em ferramentas diamantadas impregnadas (processadas por metalurgia do pó).

2 MATERIAL E MÉTODOS

Utilizou-se das técnicas da Metalurgia do Pó convencional para produzir todas as amostras deste trabalho, ou seja, os compósitos metálicos.

Os pós foram pesados e misturados manualmente de acordo com as composições Fe-(5-10-15-20-25-30-35-40)%pCu, via dissolução em clorofórmio (aproximadamente 24 horas para a volatilização completa), usando cânfora como aglomerante/lubrificante orgânico (2% em peso).

A etapa de compactação foi realizada sob uma pressão de 350 MPa,⁽¹¹⁾ em matriz uniaxial de aço microligado – alta resistência ao desgaste e à compressão – de diâmetro 8 mm, e nisso foi considerado a relação altura e diâmetro do compactado aproximadamente igual, para melhor distribuição de densidade. Após a compactação, os corpos verdes foram submetidos à uma rápida 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, o aglomerante/lubrificante orgânico usado na mistura.

As sinterizações foram realizadas em forno resistivo tubular – bp Engenharia – sob vácuo de 10-2 mmHg, na temperatura de 1150°C (sinterização por fase líquida), para um tempo de 25 minutos. Foram produzidas 04 amostras para cada parâmetro, ou seja, para os diferentes teores de cobre. A averiguação microestrutural dos metais constituintes, foi observada utilizando as seguintes técnicas:

Microscopia Ótica – Microscópios metalográficos JENAVERT com aumentos de 40-1250X e NEOPHOT com aumentos de 10-2000X, equipados com conjuntos de padrões metalográficos, dispositivos de medição de microdureza e um sistema fotográfico. Cabe ressaltar que para tal, as amostras foram preparadas segundo a metodologia descrita: embutimento a quente (150°C) em baquelite, lixamento nas lixas de 220-320-400-600 mesh, polimento em pasta de alumina (1,0 μ m) ou em OPS-sílica coloidal (0,1 μ m)

Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) – Microscópio Zeiss DSM 962 com aumentos de 300x.

Foram também realizados ensaios de Difração de Raios-X em todas as amostras, utilizando um difratômetro Seifert-URD65, com radiação de Co e filtro de Fe, com $2\theta=40 - 95^\circ$, passo 0,05°/1 seg.

Cada amostra foi submetida a ensaios de dureza Brinell sob uma carga de 62,5 gf – durômetro PANTEC RBS –, tomando o valor médio de cinco indentações por amostra. O valor da dureza de cada mistura foi calculado pela média de 03 amostras.

Foram medidas todas as indentações e o valor do diâmetro de cada indentação foi tomado como a média de duas leituras feitas a 90° uma da outra. Na abordagem estatística dos resultados obtidos foram utilizadas as seguintes equações simples da matemática estatística:

a) Média Aritmética de n número de medidas de um elemento x referente à estrutura examinada:

$$x_m = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i = \frac{x_1+x_2+x_3+\dots+x_n}{n}$$

b) Desvio Padrão: caracteriza em unidades absolutas a dispersão dos valores em torno da média:

$$\sigma = \sqrt{\frac{x_1^2 + x_2^2 + x_3^2 + \dots + x_n^2}{n} - (x_m)^2} \cdot \sqrt{\frac{n}{n-1}}$$

c) Coeficiente de Variação: caracteriza em porcentagem a dispersão dos valores em torno da média:

$$\delta = \frac{\sigma}{x_m} 100$$

d) Erro Absoluto: caracteriza em unidades absolutas o erro da medida:

$$\varepsilon = t \sigma$$

e) Coeficiente de Student (t): relacionado com a probabilidade de que a média esteja numa faixa de valores considerada satisfatória. Para essa análise foram utilizados uma confiabilidade de 90% e um coeficiente de Student (t) de 1,6499.

f) Erro Relativo: caracteriza em porcentagem o erro da medida:

$$\varepsilon_r = \frac{\varepsilon}{x_m} 100$$

g) Nível de Confiança: caracteriza um intervalo de medida dos valores com a probabilidade adotada:

$$x = x_m \pm \varepsilon$$

Por último foram realizados ensaios de compressão diametral, na máquina de teste INSTRON – mod. 5582 – com célula de carga de 100 kN, usando uma velocidade de carga de 1 mm/minuto, afim de se obter a tensão de escoamento para as diferentes estequiometrias estudadas.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As Figuras de 1 a 5 mostram o aspecto microestrutural das amostras de Fe-Cu nas oito diferentes estequiometrias apresentadas. Pode-se claramente observar o contraste entre as partículas de ferro e cobre, com o cobre como regiões “claras” na matriz de ferro. Também é verificado a presença de porosidade, com alguns poros maiores como na Figura 1, e pequenos poros de geometria esférica indicando estágio final e efetividade da sinterização por fase líquida Fe-Cu.

Nas Figuras 1, 2 e 3, pode-se observar a presença de poros grandes, o que pode ser explicado devido ao provável inchaço sofrido pelo sinterizado, o que é um comportamento clássico para este sistema quando da sinterização por fase líquida. Em concordância com Kaysser,⁽⁶⁾ à temperatura de 1150° C o cobre funde-se e seus átomos são totalmente dissolvidos no ferro, gerando porosidade residual onde encontravam-se as partículas sólidas originais de cobre.

Na Figura 4 nota-se a diminuição da quantidade de poros com o aumento do teor de cobre no compósito. Esse comportamento pode ser atribuído ao fato de que com o aumento do teor de Cu, aumenta-se a quantidade de fase líquida, o que promove uma maior densificação, ou seja, os átomos da fase líquida são pouco dissolvidos no sólido, fazendo com que a fase líquida ocupe os poros remanescentes. Essa porosidade remanescente pode ser, também, atribuída novamente ao provável inchaço do sinterizado. É novamente importante ressaltar, que o cobre funde a 1084°C e forma uma fase líquida nos primeiros minutos de sinterização e, após esta etapa, onde havia cobre sólido se torna região de porosidade como consequência da penetração do cobre líquido nos contornos de grão do ferro, originando inchaço do sinterizado. O inchaço é um comportamento normal durante sinterização por fase líquida para sistemas como o Fe-Cu, no qual a solubilidade do aditivo (nesse caso o cobre) no metal base (Fe) é bem maior que a do recíproco, conforme já explanado. Esse comportamento está em perfeita concordância com o ASM Handbook⁽¹²⁾ para essa temperatura de sinterização. Neste tocante, pode-se dizer que, teores residuais de porosidade pós-sinterização favorecem a remoção de calor de ferramentas diamantadas impregnadas, via refrigeração em meio líquido – normalmente água.⁽¹³⁾

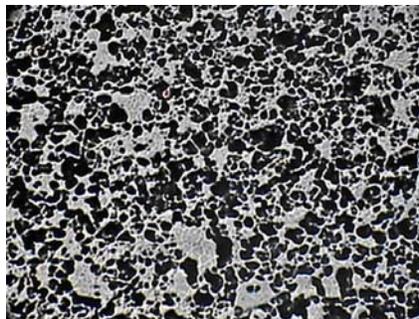


Figura 1. Micrografia do sistema Fe-5%Cu (50x).

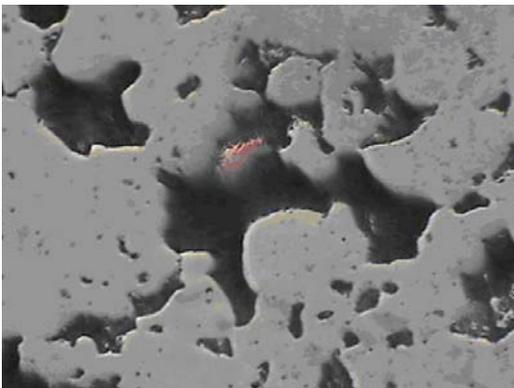


Figura 2. Micrografia do sistema Fe-5%Cu (500x)

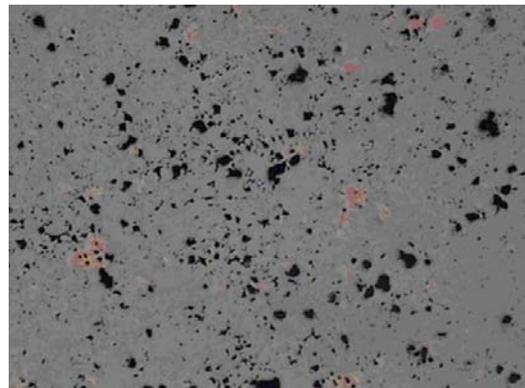


Figura 3. Micrografia mostrando o sistema Fe-10%pCu (50x).

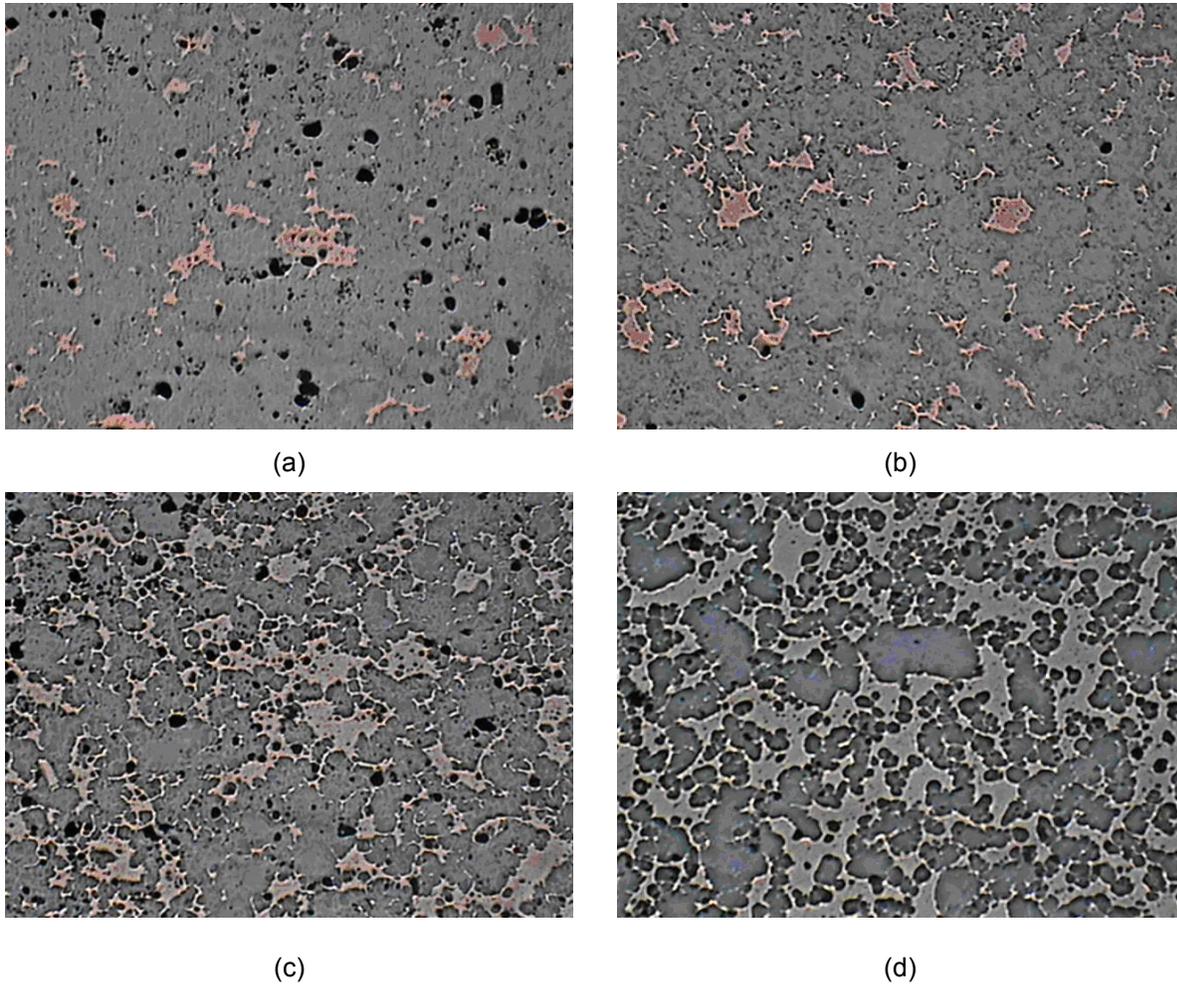


Figura 4. Micrografias dos sistemas (a) Fe-15%pCu, (b) Fe-20%pCu, (c) Fe-30%pCu e (d) Fe-40%pCu – (50X).

Na Figura 5 (a) pode-se claramente observar as partículas cobre embebidas na matriz ferrítica, mostrando ótimo espalhamento. Novamente há presença de pouca porosidade para esta estequiometria, conforme já explanado acima. É mostrado na Figura 5 (b), a influência da fase líquida na sinterização, a qual favorece e também promove grandes áreas de contato entre o aditivo (cobre) e o metal base (ferro). Nessa mesma microestrutura, algumas partículas de cobre podem ser identificadas como “ilhas” claras entre as partículas de ferro, mostrando as regiões de contato e confirmando a ótima molhabilidade do cobre através da matriz ferrítica, o que indica efetividade de sinterização.

Os resultados da difração de raios-x obtidos a partir das amostras metálicas compactas podem ser vistos nas Figuras 6 e 7. Foram observadas duas reflexões principais, a primeira ($50,448^\circ$) pode ser atribuída ao Cu, enquanto a segunda ($52,551^\circ$) pode ser atribuída a uma solução sólida do sistema Fe-Cu, fato positivo para as propriedades mecânicas do sistema. Cabe ressaltar, que a presença de solução sólida de cobre em ferro deve-se às características de solubilidade do sistema, o que é um

comportamento esperado para essa temperatura de sinterização e confirmado novamente pelo ASM Handbook.⁽¹²⁾

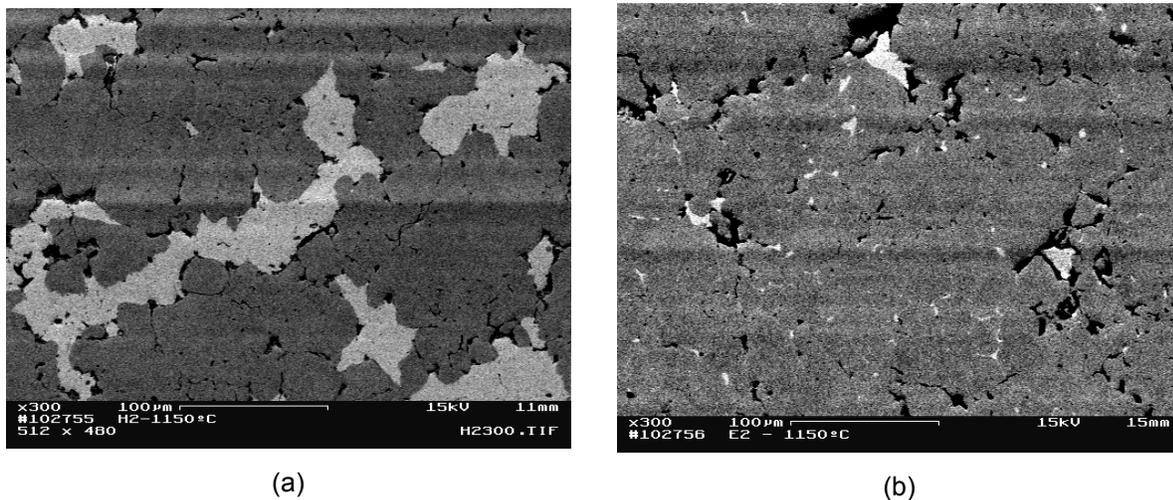


Figura 5. Micrografia do sistema (a) Fe-20%pCu e (b) Fe-5%pCu mostrando o espalhamento do cobre como linhas claras na matriz ferrítica (300x).

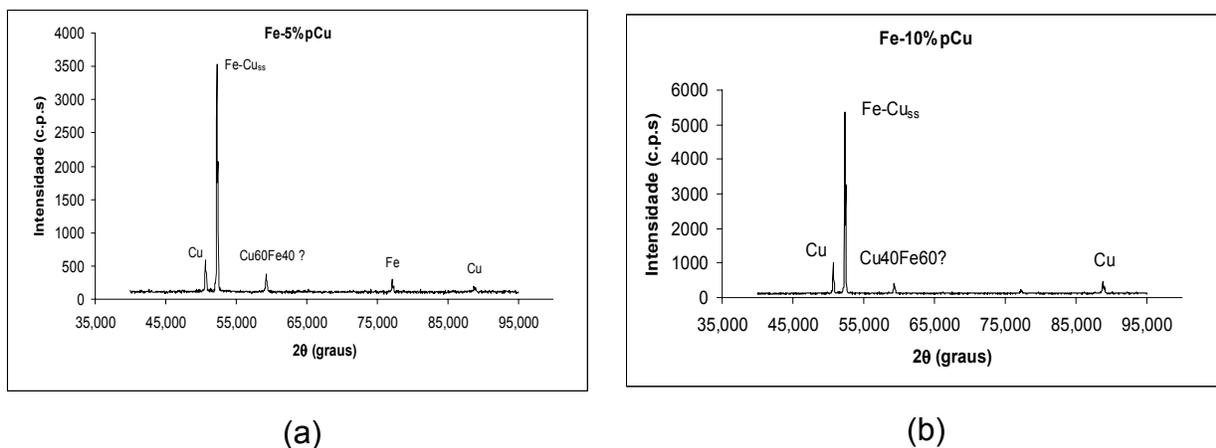
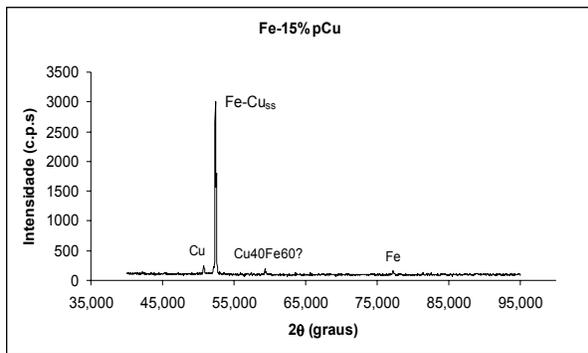


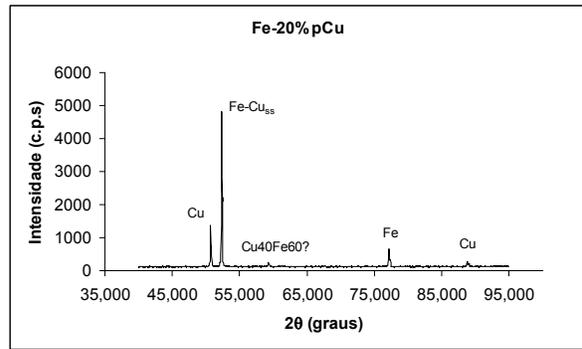
Figura 6. Difratogramas dos sistemas (a) Fe-5%pCu e (b) Fe-10%pCu.

Na Figura 8 é mostrado os valores de dureza Brinell em função dos teores de cobre, após ensaio sob uma carga de 62,5 Kgf. Analisando esta Figura, pode-se claramente perceber que não há uma discrepância considerável nos valores obtidos principalmente quando consideramos o nível de confiança para cada estequiometria, ou seja, pode-se concluir que a dureza se encontra no mesmo patamar para todas as amostras, em qualquer estequiometria.

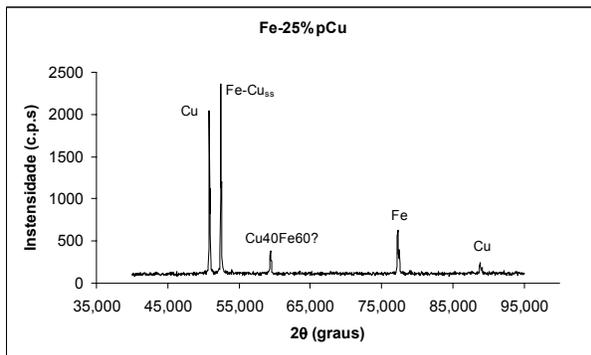
Na Figura 9 podemos observar a variação da dureza em função da média dos diâmetros das identações para cada estequiometria. Observa-se que os diâmetros das identações se situam na faixa de 1,31 a 1,36mm, ou seja, apresentam aproximadamente o mesmo valor, visto que 0,05mm representa um erro experimental desprezível. Isso já era esperado, já que foram verificados valores muito próximos de dureza para as amostras deste trabalho na Figura 8.



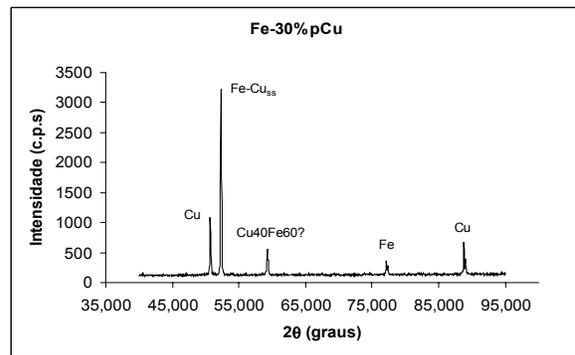
(a)



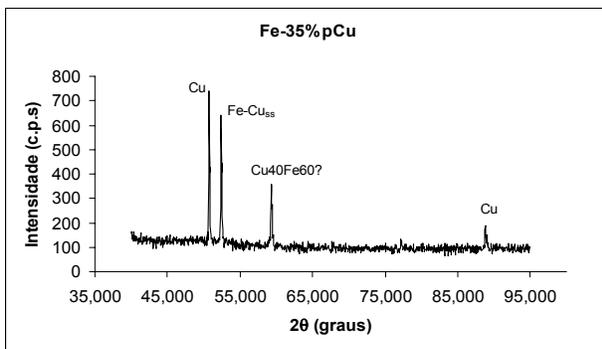
(b)



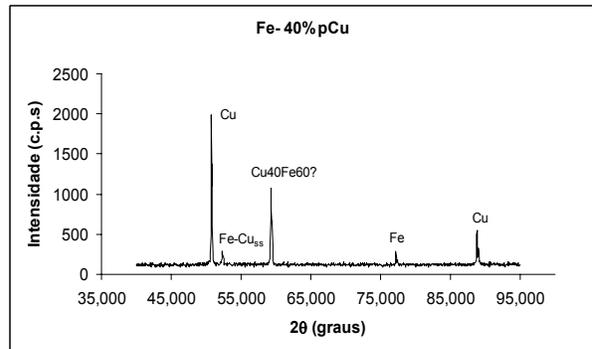
(c)



(d)



(e)



(f)

Figura 7. Difratomogramas dos sistemas (a) Fe-15%pCu, (b) Fe-20%pCu, (c) Fe-25%pCu, (d) Fe-30%pCu, (e) Fe-35%pCu e (f) Fe-40%pCu.

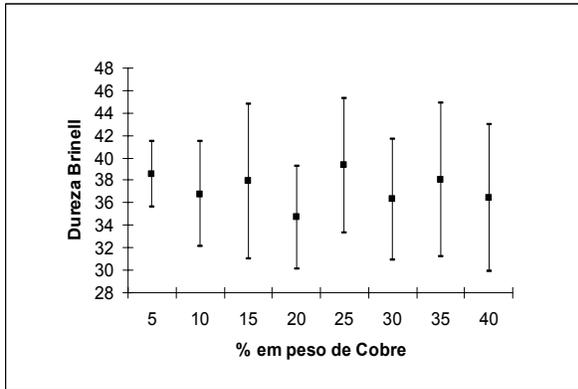


Figura 8. Valores de dureza (HB) para o sistema Fe- (5-10-15-20-25-30-35-40)%pCu.

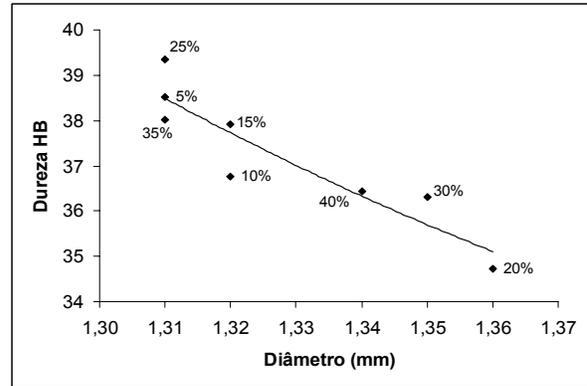


Figura 9. Variação da dureza Brinell em função da média dos diâmetros das indentações.

Na Figura 10 pode-se observar o gráfico tensão x deformação das oito estequiometrias diferentes apresentadas, onde a amostra com 25%pCu apresenta um comportamento mais rígido. Porém, nenhuma das amostras apresenta linearidade no início do ensaio. Este comportamento pode estar associado a porosidade das amostras, pré-carga do ensaio e a recuperação elástica da amostra. A segunda mudança na inclinação das curvas deixa claro a mudança no sistema de deformação, ou seja, o início da deformação plástica. Desta forma se fez possível a quantificação da tensão de escoamento (σ_r), como se segue na Figura 11. Ainda analisando a curva da Figura 10, podemos dividi-la em três estágios que se seguem:

- Estágio I – Fechamento de poro aliado à deformação elástica;
- Estágio II – Deformação elástica (maior contribuição) e fechamento de poros;
- Estágio III – Deformação plástica, seguida de esmagamento da amostra, encruamento limite, geração de trincas e dramático abaloamento da amostra.

O limite da região II pode ser entendido como o ponto respectivo à tensão limite de resistência à compressão da amostra.

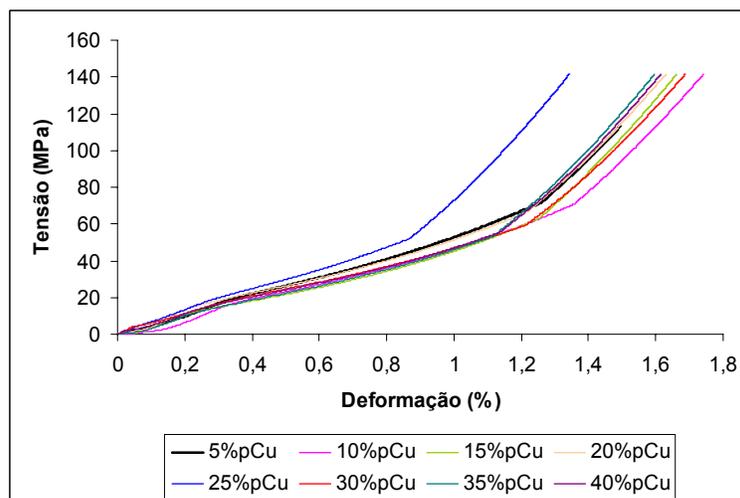


Figura 10. Gráfico Tensão x Deformação.

Na Figura 11, observa-se que a tensão visivelmente diminui com o aumento do teor de cobre em ferro. Isso já era esperado, uma vez que o ferro apresenta o dobro da resistência do cobre puro ($\sigma_{Fe} = 100$ MPa e $\sigma_{Cu} = 50$ MPa).^(14,15)

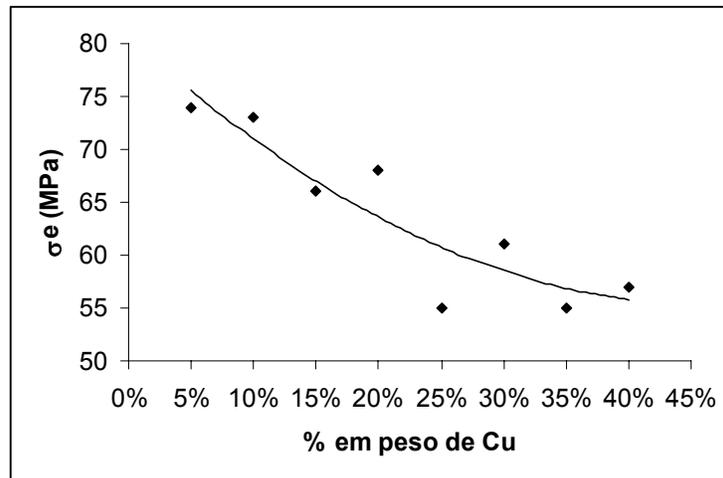


Figura 11. Valores de σ_r das diferentes estequiometrias.

4 CONCLUSÃO

De acordo com os resultados experimentais deste trabalho, são agora apresentadas as seguintes conclusões:

- As micrografias mostram a efetividade da sinterização por fase líquida Fe-Cu em todas as composições estudadas, a diminuição da quantidade de poros com o aumento do teor de cobre e uma distribuição homogênea do cobre em ferro.
- A difração de raio-x mostra a presença de solução sólida Fe-Cu_{ss} em todas as estequiometrias estudadas, o que é benéfico no que tange a melhoria das propriedades mecânicas.
- A dureza Brinell foi pouco sensível ao incremento do teor de cobre, com valor médio de 38 HB. Isso mostra que o teor de cobre em ferro não influencia de forma significativa os valores de dureza.
- A tensão de escoamento σ_r é reduzida com o aumento do teor de cobre em ferro e, varia de 55 a 74 MPa.

Entretanto, para se definir o teor ideal de cobre em ferro para uso no compósito diamantado (ferramenta), deve-se estudar a resistência à abrasão dos sistemas sinterizados.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq por financiar este trabalho, via projeto (nº 475465/03-2) e o 3º autor agradece a CAPES pela bolsa de estudo concedida.

REFERÊNCIAS

- 1 YAMAGUCHI, K. Compaction and Sintering Characteristics of Composite Metal powders. *Journal of Materials Processing Technology*, v.63. p. 364-369, 1997.
- 2 DEL VILLAR, M. Consolidation of diamond tools using Cu-Co-Fe based alloys as metallic binders. *Powder Metallurgy*, v.44. n.1. p. 82-90, 2001.
- 3 CLARK, I.E. Cobalite HDR – a new prealloyed matrix powder for diamond construction tools. *Industrial Diamond Review*, n.3, p. 177-182, 2002.
- 4 SHIBUTA, D. Recovery of Diamond from Diamond Tool Scrap. Mitsubishi Metal Corporation. Japanese Patent, 1983.
- 5 LENEL, F. V. *Powder Metallurgy: Principles and Applications*. MPIF. Princeton/NJ. p. 296-300, 1980.
- 6 KAYSSER, W. A. Dr. rer.nat. Thesis. University of Stuttgart, 1978.
- 7 KAYSSER, W. A., PETZOW, G. Basic Mechanisms of Liquid Phase Sintering. In: *Sintered Metal-Ceramic Composites*. ed. by G.S. Upadhyaya. Elsevier Science Publ, p. 51-70, 1984.
- 8 HUPPMANN, W.J. The Elementary Mechanisms of Liquid Phase Sintering: II- Solution – Reprecipitation. *Zeitschrift für Metallkunde*. v.12, n.70, p. 792-797, 1979.
- 9 THUMMLER, F., OBERACKER, R. *Introduction to Powder Metallurgy*. The Institute of Materials. London, p. 220-222, 1993.
- 10 TANDON, R., JOHNSON, J. Liquid Phase Sintering. *ASM Handbook. Powder Metal Technologies and Applications*, v.7, p.565-573, 1998.
- 11 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, p. 16-22, 2005.
- 12 *ASM HANDBOOK. Alloy Phase Diagrams*, v.3, 3.ed., p. 168, 1979.
- 13 PRZYKLENK, K. Diamond Impregnated Tools – Uses and Production. *Toolmaking. IDR*, n.4, p. 192-195, 1993.
- 14 OKADA, A., MAEDA, H., HAMADA, K., ISHIDA, I. Defect structure development in a pure iron and dilute iron alloys irradiated with neutrons and electrons. *Journal of Nuclear Materials* 271 & 272, p.133-138, 1999.
- 15 SHEN, Y. F., LU, L., LU, Q. H., JIN, Z. H., LU, K. Tensile properties of copper with nano-scale twins. Disponível on-line (www.sciencedirect.com). Acesso em nov. 2005.