

**“UM NOVO MECANISMO DE DESGASTE DE COMPÓSITOS
METAL-DIAMANTES OBTIDOS POR METALURGIA DO PÓ”**

LUCIANO JOSÉ DE OLIVEIRA

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE
DARCY RIBEIRO – UENF
CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
Dezembro – 2009**

“UM NOVO MECANISMO DE DESGASTE DE COMPÓSITOS METAL-DIAMANTES OBTIDOS POR METALURGIA DO PÓ”

LUCIANO JOSÉ DE OLIVEIRA

TESE APRESENTADA AO CORPO DOCENTE DO CENTRO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS.

Orientador: Prof. Marcello Filgueira

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
Dezembro – 2009

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF

41/2010

Oliveira, Luciano José de

Um novo mecanismo de desgaste de compósitos metal-diamantes obtidos por metalurgia do pó / Luciano José de Oliveira. – Campos dos Goytacazes, 2009.

ix, 114 f. : il.

Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais) -- Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2009.

Orientador: Marcello Filgueira.

Área de concentração: Materiais de Alta Dureza.

Bibliografia: f. 111-114.

1. Ferramentas diamantadas 2. Metalurgia do pó 3. Mecanismo de desgaste 4. Ligantes metálicos I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados II. Título.

CDD 671.37

“UM NOVO MECANISMO DE DESGASTE DE COMPÓSITOS METAL-DIAMANTES OBTIDOS POR METALURGIA DO PÓ”

LUCIANO JOSÉ DE OLIVEIRA

TESE APRESENTADA AO CORPO DOCENTE DO CENTRO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE, COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE DOUTOR EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS.

APROVADA EM 14 DE DEZEMBRO DE 2009.

COMISSÃO EXAMINADORA:

Prof. DSc. Uílame Umbelino Gomes – DFTE/UFRN

Prof. DSc. Herval Ramos Paes Junior – PPGECEM/UENF

Prof. DSc. Eduardo Atem de Carvalho – PPGECEM/UENF

Prof. DSc. Marcello Filgueira – PPGECEM/UENF
(Orientador)

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
Dezembro – 2009

AGRADECIMENTOS

Primeiramente e acima de tudo, agradeço a DEUS por estar a meu lado em todos os momentos da minha vida, iluminando e guardando-me em minha caminhada, trazendo paz, saúde, energia positiva e muita força ao longo desta grande jornada.

Aos meus pais Geraldo Camargo de Oliveira e Maria Antônia de Oliveira, pelo exemplo de vida, apoio e força ao longo desta caminhada.

Ao meu grande e eterno mestre Prof. Dr. Marcello Filgueira, orientador, pelo companheirismo, lealdade, incentivo durante esses 7 anos de trabalho e amizade.

Tenho muito a agradecer aos amigos do laboratório de MSD, Hellen, Víctor e Stênio, pelo grande companheirismo e auxílio durante meus experimentos e caracterização.

Ao meu grande amigo e irmão Fernando, pelo apoio e companheirismo em todas as horas.

Aos meus grandes amigos e companheiros do LAMAV, Josemar, Sidnei, Antônio, Anderson, Adriano e Aílton, pelo companheirismo e incentivo.

Não poderia de deixar aqui um agradecimento especial ao hoje Prof. Dr. Marcilio (Cilinho), fonte de momentos de alegria contagiantes, inesquecíveis para mim.

Ao prof. Dr. Eduardo Atem de Carvalho e ao Técnico Carlan Ribeiro, responsáveis pela realização do ensaio de compressão de minhas amostras.

Muito agradeço ao Prof. Dr. Herval Ramos Paes Junior, o qual me acompanhou em todas as etapas deste trabalho, colaborando fortemente com desenvolvimento do mesmo.

Ao grande Prof. Dr. Guerold S. Bobrovitchii, pela preocupação, sugestões e informações importantes durante toda esta jornada.

Ao técnico do laboratório de Materiais Superduros, Renan da Silva Guimarães, pela boa vontade e forte colaboração na parte experimental do meu trabalho.

A todos os professores do LAMAV, fontes extremas de conhecimento, pelo profissionalismo e amizade.

Enfim, a todos os companheiros, funcionários e amigos do LAMAV, e que de alguma forma contribuíram para o sucesso deste trabalho.

DEDICATÓRIA

À minha pequenina, mas grande e nobre família, Geraldo Camargo de Oliveira e Maria Antônia de Oliveira, os quais estarão sempre presentes em meu coração.

RESUMO

As ferramentas diamantadas conhecidas como impregnadas são processadas pelas técnicas da Metalurgia do Pó. Nestas ferramentas, são utilizadas grãos abrasivos de diamantes encravados ou embebidos no metal ligante. Alguns dos exemplos mais comuns destas ferramentas de corte são os discos, coroas abrasivas, brocas e fios diamantados.

O presente trabalho estudou compósitos a base do sistema Fe-Cu-Co-Diamante processados segundo a rota industrial da metalurgia do pó: mistura e prensagem a quente a 850°C/35MPa/3 min.. Foi também processado um compósito utilizando pó comercial (liga NEXT 100) disponível no mercado internacional para efeito comparativo. Dentre as diversas análises, foi feita avaliação microestrutural dos compósitos via MEV, bem como testes de resistência a abrasão. Após o ensaio de abrasão, os diamantes também foram classificados em função do tamanho médio de partícula, bem como, de acordo com os modos de falha, ou seja, tipos de desgaste sofridos pelos cristais de diamantes durante o teste de resistência a abrasão.

Os compósitos do presente trabalho, apresentaram bom comportamento no que tange ao mecanismo de desgaste, principalmente em comparação com o compósito processado com pó comercial. Isso mostra, que é possível indicar alguns compósitos (M1, M3 e M4) para atuarem como elementos cortantes em ferramentas diamantadas de corte. Em adição, foi proposto um novo mecanismo de desgaste, o qual descreve de forma clara e qualitativa toda a evolução do processo contínuo de desgaste de uma ferramenta diamantada, principalmente em comparação com a literatura corrente.

ABSTRACT

Impregnated diamond cutting tools are processed by powder metallurgy techniques. In these tools, diamonds are used as abrasive particles embedded into a metal matrix. Some common examples of these tools are diamond cutting discs, crowns, drills, and beads of diamond wires.

This work studied the Fe-Cu-Co-diamond composites processed from powder metallurgy (MP): blending and hot pressing at 850°C/35MPa/3 min.. It was also processed composites using commercial powder NEXT 100 alloy, for comparative purpose. Amongst many analyses, microstructural from SEM and abrasion resistance had been made in the composites produced here.

The composites produced in this work presented satisfactory wear behaviour, mainly in confrontation with processed composite using commercial powder NEXT 100 alloy. This suggests that it is possible to indicate some composites (M1, M3 and M4) to act as cutting elements in the diamond cutting tools. In addition, it was proposed a wear mechanism model, aiming to describe in a clear and qualitative manner all the evolution wear mechanism that occurs in diamond cutting tools, mainly in comparison to the very scarce literature.

INDICE DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| FIGURA 2.1 - Participação percentual apenas de bens primários exportados. | 05 |
| FIGURA 2.2 - Exportações acumuladas do setor de rochas ornamentais. | 06 |
| FIGURA 2.3 - Rotas industriais de fabricação de ferramentas diamantadas impregnadas. | 07 |
| FIGURA 2.4 - Micrografia mostrando a liga 66%pFe-7%pCu-27%pCo (Cobalite HDR). | 11 |
| FIGURA 2.5 - Densidade da liga 66%pFe-7%pCu-27%pCo – Cobalite HDR – após prensagem a quente. | 12 |
| FIGURA 2.6 - Ductilidade (resistência ao impacto) da liga 66%pFe-7%pCu-27%pCo (Cobalite HDR) após prensagem a quente. | 12 |
| FIGURA 2.7 - Dureza e densidade em função da temperatura de sinterização da DIABASE-V21. | 13 |
| FIGURA 2.8 - Curvas de densificação das ligas NEXT Cu-Fe-Co processadas por prensagem a quente. | 15 |
| FIGURA 2.9 - Curvas de dureza HRB das ligas NEXT Cu-Fe-Co processadas por prensagem a quente. | 15 |
| FIGURA 2.10 - Seção isotérmica (850°C) do diagrama de fases ternário das ligas NEXT Cu-Fe-Co. | 16 |
| FIGURA 2.11 - Micrografia da liga NEXT-100 Cu-Fe-Co processada por prensagem a quente (700°C, 30MPa, 3 min), mostrando a fase dúctil rica em cobre (contraste branco), fase Fe-Co (em cinza) e óxidos de ferro (em preto). | 16 |
| FIGURA 2.12 - Propriedades do Fe-Cu-Sn-W (Cobalite CNF) processado por prensagem a quente: densidade, dureza (HRB e HV) e resistência ao impacto. | 18 |
| FIGURA 2.13 - Diagrama esquemático da distribuição de forças atuantes em um cristal de diamante, embebido em matriz metálica, durante operação de corte: serra diamantada. | 19 |
| FIGURA 2.14 - Cavidade no ligante decorrente da falha da protusão. | 20 |
| FIGURA 2.15 - Fadiga do ligante predizendo uma eventual falha do cristal de diamante. | 20 |
| FIGURA 2.16 - MEV de cristais de diamante após trabalho de corte mostrando boa retenção. | 21 |

| | |
|--|----|
| FIGURA 2.17 - Os revestimentos adicionam massa e textura à superfície dos cristais. | 22 |
| FIGURA 2.18 - Altura de Protusão do diamante, em função da área cortada ou tempo de corte. | 25 |
| FIGURA 2.19 - Tipos de desgaste sobre os diamantes, (a) Intacto ou não desgastado, (b), desgastado (lascado) (c) planificado, (d) destacado. | 26 |
| FIGURA 2.20 - Avaliação do desgaste dos diamantes em usinagem de aço austenítico. | 27 |
| FIGURA 2.21 - Progressão de desgaste dos diamantes | 29 |
| FIGURA 2.22 - Variação da taxa de desgaste linear durante progressão de desgaste dos diamantes. | 29 |
| FIGURA 2.23 - Distribuição da classificação do modo de desgaste das partículas de diamantes durante progressão de desgaste dos diamantes. | 30 |
| FIGURA 2.24 - Efeito da taxa de corte no desempenho da ferramenta. | 30 |
| FIGURA 2.25 - Progressão macroscópica do desgaste na usinagem de mármore. | 32 |
| FIGURA 2.26 - Progressão microscópica do desgaste na usinagem de mármore. | 33 |
| FIGURA 2.27 - Representação esquemática da zona de corte. | 34 |
| FIGURA 2.28 - Efeito do tamanho do diamante na evolução da altura de protusão do cristal de diamante durante processo de corte. | 34 |
| FIGURA 3.1 - Rota Industrial de processamento dos compósitos diamantados via metalurgia do pó. | 36 |
| FIGURA 3.2 - Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de Ferro. | 37 |
| FIGURA 3.3 - Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de Cobre. | 38 |
| FIGURA 3.4 - Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de Cobalto. | 38 |
| FIGURA 3.5 - Abrasímetro especial modificado microprocessado. | 43 |
| FIGURA 4.1 - Densificação dos compósitos diamantados com matrizes ligantes Fe-Cu-Co após sinterização a 850°C, para um tempo de 3 minutos. | 47 |
| FIGURA 4.2 - Micrografia mostrando a mistura M5 (30%Fe-60%Cu-10%Co), obtida por prensagem a quente a 850°C, para um tempo de 3 minutos. | 48 |
| FIGURA 4.3 - Percentual de densificação em função da temperatura de pré-sinterização. | 49 |

| | |
|--|----|
| FIGURA 4.4 - Percentual de densificação em função da temperatura de pré-sinterização. | 49 |
| FIGURA 4.5 - Distribuição dos cristais de diamante na matriz ligante 35%pFe-45%pCu-20%pCo após ensaio de resistência abrasão. | 51 |
| FIGURA 4.6 - Micrografia mostrando que há um “gap” de separação entre o cristal de diamante e a matriz ligante, resultando em fraca retenção do cristal. | 51 |
| FIGURA 4.7 - Micrografia mostrando a clivagem (quebra) de um cristal de diamante após ensaio de desgaste por abrasão. | 52 |
| FIGURA 4.8 - Micrografia mostrando o destacamento ou “pull-out” de dois cristais de diamantes. | 54 |
| FIGURA 4.9 - Micrografia mostrando um diamante em fase inicial de corte, paralelamente ao fechamento de um “pull-out”. | 54 |
| FIGURA 4.10 - Desgaste por abrasão da matriz ligante e surgimento de diamantes de diferentes alturas de potrusão. | 55 |
| FIGURA 4.11 - Cristal de diamante médio com início de dano. | 56 |
| FIGURA 4.12 - Cristal de diamante surgindo como nova face cortante para dar continuidade ao processo de corte. | 56 |
| FIGURA 4.13 - Aspecto microestrutural das ligas A (Fe-15%Cu-20%Co), B (Fe-30%Cu-20%Co), C (Fe-45%Cu-20%Co) e D (Fe-60%Cu-20%Co). | 59 |
| FIGURA 4.14 - Difração de raios-x das ligas A (Fe-15%Cu-20%Co), B (Fe-30%Cu-20%Co), C (Fe-45%Cu-20%Co) e D (Fe-60%Cu-20%Co). | 60 |
| FIGURA 4.15 - EDS para os pontos A, B e C da figura 4.16. | 61 |
| FIGURA 4.16 - Pontos A, B e C na microestrutura da liga D. | 62 |
| FIGURA 4.17 - Resultados de resistência a abrasão em função do tempo de ensaio para os compósitos diamantados obtidos por prensagem a quente a 850°C. | 62 |
| FIGURA 4.18 - Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para todos os compósitos diamantados, para o tempo de ensaio de abrasão de 2 minutos. | 65 |
| FIGURA 4.19 - Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para todos os compósitos diamantados, para o tempo de ensaio de abrasão de 6 minutos. | 65 |

| | |
|--|----|
| FIGURA 4.20 - Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para todos os compósitos diamantados, para o tempo de ensaio de abrasão de 12 minutos. | 66 |
| FIGURA 4.21 - Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para todos os compósitos diamantados, para o tempo de ensaio de abrasão de 20 minutos. | 66 |
| FIGURA 4.22 - Percentual geral de diamantes pequenos, médios e grandes, para um tempo de ensaio de abrasão de 2 minutos. | 67 |
| FIGURA 4.23 - Percentual geral de diamantes pequenos, médios e grandes, para um tempo de ensaio de abrasão de 6 minutos. | 68 |
| FIGURA 4.24 - Percentual geral de diamantes pequenos, médios e grandes, para um tempo de ensaio de abrasão de 12 minutos. | 68 |
| FIGURA 4.25 - Percentual geral de diamantes pequenos, médios e grandes, para um tempo de ensaio de abrasão de 20 minutos. | 69 |
| FIGURA 4.26 - Percentual ou fração de área superficial de diamantes em relação a área total (matriz+diamante), para todos os compósitos estudados nos diferentes tempos de ensaio de abrasão | 71 |
| FIGURA 4.27 - Percentual de diamantes em função dos tipos de defeitos ou tipos de desgaste, para um tempo de ensaio de abrasão de 20 minutos. | 71 |
| FIGURA 4.28 - Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. | 72 |
| FIGURA 4.29 - Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. | 73 |
| FIGURA 4.30 - Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. | 73 |
| FIGURA 4.31 - Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito 20%pFe-60%pCu- | 74 |

20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

- FIGURA 4.32 - Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito 30%pFe-60%pCu-10%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. 74
- FIGURA 4.33 - Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. 75
- FIGURA 4.34 - Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito 25%pFe-50%pCu-25%pCo-Diamante (NEXT), após abrasão a 20 minutos. 75
- FIGURA 4.35 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos. 77
- FIGURA 4.36 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M2 – 50%pFe-%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos. 78
- FIGURA 4.37 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos. 78
- FIGURA 4.38 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M4 – 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos. 79
- FIGURA 4.39 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M5 – 30%pFe-60%pCu-10%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos. 79
- FIGURA 4.40 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M6 – 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos. 80
- FIGURA 4.41 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M7 – 25%pFe-50%pCu-25%pCo-Diamante (NEXT 100), após abrasão a 2 minutos. 80
- FIGURA 4.42 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por 82

| | | |
|---------------|--|----|
| | tamanho, para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos. | |
| FIGURA 4.43 - | Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M2 – 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos. | 82 |
| FIGURA 4.44 - | Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos. | 83 |
| FIGURA 4.45 - | Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M1 – 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos. | 83 |
| FIGURA 4.46 - | Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M5 – 30%pFe-50%pCu-10%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos. | 84 |
| FIGURA 4.47 - | Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M6 – 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos. | 84 |
| FIGURA 4.48 - | Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M7 – 25%pFe-50%pCu-25%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos. | 85 |
| FIGURA 4.49 - | Micrografia mostrando ótima ancoragem do cristal de diamante após abrasão a 6 minutos (M4 – 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante). | 86 |
| FIGURA 4.50 - | Micrografia mostrando boa molhabilidade do cristal de diamante após abrasão a 6 minutos (M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante). | 87 |
| FIGURA 4.51 - | Micrografia clivagem do cristal de diamante após abrasão a 6 minutos (M2 – 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante). | 88 |
| FIGURA 4.52 - | Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos. | 88 |
| FIGURA 4.53 - | Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M2 – 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos. | 89 |

| | |
|--|----|
| FIGURA 4.54 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos. | 89 |
| FIGURA 4.55 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M4– 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos. | 90 |
| FIGURA 4.56 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M5 – 30%pFe-60%pCu-10%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos. | 90 |
| FIGURA 4.57 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M6– 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos. | 91 |
| FIGURA 4.58 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M7– 25%pFe-50%pCu-25%pCo-Diamante (NEXT 100), após abrasão a 12 minutos. | 91 |
| FIGURA 4.59 - Micrografia mostrando destacamento do cristal da matriz ligante (pull-out) para o compósito M1– 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante , após abrasão a 20 minutos. | 93 |
| FIGURA 4.60 - Micrografia mostrando fraca adesão do cristal pela matriz ligante para o compósito M1– 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante , após abrasão a 20 minutos. | 94 |
| FIGURA 4.61 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M1– 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. | 94 |
| FIGURA 4.62 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M2– 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. | 95 |
| FIGURA 4.63 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M3– 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. | 95 |
| FIGURA 4.64 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M4– 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. | 96 |

| | |
|---|-----|
| FIGURA 4.65 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M5– 30%pFe-60%pCu-10%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. | 96 |
| FIGURA 4.66- Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M6– 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. | 97 |
| FIGURA 4.67 - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M6– 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos. | 97 |
| FIGURA 4.68 - Esquema mostrando as tensões geradas na zona de corte. | 100 |
| FIGURA 4.69 - Deformação elástica permitindo que a matriz reverta ao seu estado original. | 100 |
| FIGURA 4.70 - Deformação plástica levando à fadiga da matriz. | 101 |
| FIGURA 4.71 - Esquema da zona de corte mostrando diferentes alturas de potrusão. | 104 |
| FIGURA 4.72 - Fração percentual de área ocupada pelos diamantes, em função dos tempos de ensaio de abrasão para o compósito M1- 65%pFe-15%pCu-20%pCo- diamante. | 105 |
| FIGURA 4.73 - Percentual de diamantes de acordo com o tipo de defeito, em função dos tempos de ensaio de abrasão para o compósito M1- 65%pFe-15%pCu-20%pCo- diamante. | 106 |
| FIGURA 4.74 - Resistência a abrasão para o compósito M1- 65%pFe-15%pCu-20%pCo- diamante. | 106 |
| FIGURA 4.75 - Modelo de desgaste para uma ferramenta diamantada de corte. | 107 |

INDICE DE TABELAS

| | |
|--|----|
| TABELA 2.1 - Concentração versus densidade de diamantes em ferramentas de corte. | 08 |
| TABELA 2.2 - Composição aproximada dos ligantes DIABASE. | 13 |
| TABELA 2.3 - Composição química (% em peso) das ligas NEXT Cu-Fe-Co. | 14 |
| TABELA 2.4 - Composição da liga Fe-Cu-Sn-W (Cobalite CNF) excluindo impurezas e oxigênio [Kamphuis e Serneels (2004)]. | 17 |
| TABELA 3.1 - Análise química dos pós de ferro, cobre e cobalto (fabricados via atomização – METALPÓ) – % em peso. | 37 |
| TABELA 3.2 - Tamanho médio de partícula e área superficial específica, dos pós de cobre, ferro e cobalto. | 39 |
| TABELA 4.1 - Dureza Rockwell e resistência a abrasão das ligas Fe-Cu-Co | 61 |
| TABELA 4.2 - Tensão de escoamento (σ_e) módulo de elasticidade (E) para os compósitos obtidos por prensagem a quente. | 99 |

SUMÁRIO

| | |
|--|------|
| INDICE DE FIGURAS | XIII |
| INDICE DE TABELAS | XVI |
| CAPITULO I – INTRODUÇÃO | |
| 1.1 - Aspectos Gerais | 01 |
| 1.2 - Objetivos | 02 |
| 1.3 - Justificativas | 03 |
| CAPITULO II – FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA | |
| 2.1 - O Brasil no Setor de Rochas Ornamentais. | 05 |
| 2.2 - Manufatura Industrial das Ferramentas Diamantadas Impregnadas. | 07 |
| 2.3 - Seleção de Ligantes. | 09 |
| 2.4 - A Retenção dos Cristais de Diamante. | 18 |
| 2.5 - Desgaste das Ferramentas de Corte. | 23 |
| CAPITULO III – MATERIAIS E MÉTODOS | |
| 3.1 - Apresentação | 36 |
| 3.2 - Caracterização das Pós | 36 |
| 3.3 - Definição das Misturas | 39 |
| 3.4 - Prensagem a Quente | 40 |
| 3.5 - Preparação Metalográfica dos Corpos Sinterizado | 30 |
| 3.6 - Determinação da Densidade | 42 |
| 3.7 - Ensaio de Resistência à Abrasão | 42 |
| 3.8 - Classificação dos Diamantes | 44 |
| CAPÍTULO IV - RESULTADOS E DISCUSSÃO | |
| 4.1 - Análise da Densidade dos Compósitos Diamantados | 47 |

| | |
|--|------------|
| 4.2 - Análise Microestrutural dos Compósitos Diamantados | 49 |
| 4.3 - Resistência a Abrasão dos Compósitos Diamantados | 57 |
| 4.4 - Análise do Processo de Desgaste dos Compósitos Diamantados | 63 |
| 4.5 - Análise do Teste de Compressão | 98 |
| 4.6 - Proposta do Modelo de Desgaste | 101 |
| CAPÍTULO V - CONCLUSÕES | 109 |
| REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 111 |

CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO

I.1 – Aspectos Gerais

Nas diferentes áreas de aplicação, o uso e substituição de alguns tipos de ferramentas por ferramentas diamantadas é crescente. 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.

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 são produzidas 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 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 [Yamaguchi, K. (1997)].

A seleção do tipo, forma, tamanho e distribuição dos diamantes são importantes para se alcançar elevada capacidade de corte. Entretanto, o processo de desgaste da matriz ligante é também é fato marcante, já que é responsável direto pela adesão dos grãos abrasivos, responsáveis pelo corte.

O uso de diamantes nas ferramentas de corte está relacionado com a capacidade da retenção dos diamantes por parte da matriz ligante, garantindo assim boa eficiência de corte por parte dos compósitos diamantados, os quais são as partes mais importantes da ferramenta, pois são responsáveis diretos pela ação de corte. Desta forma, a escolha de certos metais como ligantes resulta na elevada adesão para com os cristais de diamantes nas ferramentas, pois se há uma fraca aderência matriz-ligante/diamante, pode haver perda prematura de diamantes durante a operação de corte, o que compromete a vida útil da ferramenta e afeta desempenho do processo de corte. As propriedades das ligas metálicas, podem ser melhoradas com a adição de alguns materiais em proporções definidas. 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.

Face a grande demanda de utilização das ferramentas diamantadas, atualmente é crescente busca e o desenvolvimento de novas linhas de pesquisas voltadas para desenvolvimento tecnológico da produção de ferramentas diamantadas de corte com melhores propriedades, como resistência ao desgaste e capacidade elevada de corte, com o desenvolvimento de novos compósitos diamantados utilizando ligas alternativas como Ferro-Cobre-Cobalto.

I.2 – Objetivos

O principal objetivo desta proposta é produzir e caracterizar, do ponto de vista do mecanismo de desgaste, compósitos diamantados feitos á base do sistema Fe-Cu-Co para uso em ferramentas diamantadas de corte de rochas ornamentais.

São apresentados abaixo alguns objetivos específicos desta proposta:

- Desenvolver compósitos diamantados a base do sistema ferro-cobre-cobalto utilizando ligas específicas como matriz ligante para o diamante. Estas ligas Fe-Cu-Co, foram estudadas por BARBOSA, A.P. (2010), utilizando metalurgia do pó convencional, obtendo ótimos resultados como matriz ligante (sem diamantes). Cabe agora, fazer um estudo mais profundo dessas ligas com adição de diamantes e empregando a rota de prensagem a quente (rota industrial da metalurgia do pó), uma vez que compósitos diamantados a base de ligas Fe-Cu-Co estão sendo desenvolvidos pelas grandes indústrias do setor, como as ligas NEXT, Cobalite HDR e Diabase, os quais são pós pré-ligados e com composições bem diferentes. Os compósitos desenvolvidos no presente trabalho, são específicos e nunca pesquisados ou utilizados a nível industrial como matriz de ferramentas diamantadas. Esta inovação tecnológica é interessante para o país, haja visto que o Brasil é o maior exportador de minério de ferro do mundo, e por outro lado, será dada uma forte contribuição ao estado da arte;

- Fazer um estudo detalhado da distribuição ou fração de área ocupada pelos dos diamantes, bem como classificá-los em diferentes tamanhos considerando inclusive os defeitos de desgaste, para avaliar a influência desses parâmetros na eficiência de corte e desgaste dos compósitos, fato inédito, de acordo com a abordagem considerada;
- Indicar um ou mais compósitos diamantados para uso em ferramentas de diamantadas de corte, como pérolas de fios diamantados, serras, brocas e coroas, de acordo com os parâmetros avaliados;
- Estudar a evolução do processo de desgaste dos compósitos diamantados Fe-Cu-Co-diamante – assunto pobremente estudado, especialmente para estas composições;
- Avaliar quantitativamente os parâmetros de corte (vida útil, e desgaste por abrasão) dos compósitos produzidas durante este trabalho, em confronto com outros produzidos utilizando um pó disponível no mercado internacional (NEXT 100).
- Propor um modelo – mecanismo de desgaste para compósitos sinterizados metal-diamante – mediante resultados próprios, com análise crítica com a literatura corrente. O modelo proposto é fortemente baseado nos eventos microestruturais.

I.3 – Justificativas

Por muitos anos o cobalto tem sido usado como matriz ligante para quase a totalidade das ferramentas diamantadas. Mas apesar disso o mesmo é tóxico e apresenta uma história flutuação de preço, além de ser pouco disponível no Brasil. Desta forma, torna-se necessário o desenvolvimento de novos compósitos diamantados utilizando ligas novas, ou alternativas ao cobalto, visando flexibilidade de produção pela maior disponibilidade de ligantes e redução de custos, principalmente no que tange o mercado nacional.

Devido ao forte potencial geológico Brasileiro, a demanda de ferramentas diamantadas para corte de rochas ornamentais é bastante elevada, já que o Brasil se destaca entre os 5 maiores produtores de rochas ornamentais do mundo [Cetemag, 2004]. Entretanto, é um país tipicamente importador de ferramentas

diamantadas, em especial, de fios de pérolas diamantadas. Desta forma, torna-se necessário desenvolver pesquisas para o desenvolvimento tecnológico e científico destes tipos de ferramentas.

Aliado a isto, cada pedra ornamental tem suas propriedades próprias, e por esta razão não é todo tipo ferramenta que pode ser utilizada com sucesso no corte de pedras específicas, sendo necessário o desenvolvimento tecnológico da própria produção destas ferramentas diamantadas, que sejam fortemente baseadas em pesquisas nacionais. Assim, acredita-se que a nacionalização da produção dessas ferramentas proporcionará uma redução dos custos de corte da pedra, aumentando, então, o lucro e/ou a venda.

Importante informar que os modelos propostos para explicar os mecanismos de desgaste em ferramentas diamantadas obtidas por metalurgia do pó apresentam deficiências. Desta forma, o trabalho também se justifica pela proposta de uma nova maneira de estudar o desgaste nos compósitos diamantados, de forma mais precisa.

O Estado do Rio de Janeiro apresenta uma forte atividade de corte (fase de lavra) de rochas ornamentais, em especial, nas Regiões Norte e Noroeste do Estado, onde destacam-se Santo Antônio de Pádua (granito), Italva (mármore) e Campos dos Goytacazes (mármore e granito).

Em face da grande demanda de ferramentas diamantadas, e da exploração de rochas ornamentais no Estado do Rio de Janeiro, faz-se necessário o desenvolvimento local de tecnologia de manufatura e produção destas ferramentas. O Laboratório de Materiais Avançados (LAMAV) da Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF), através do Setor de Materiais Super Duros (SMSD), possui equipe capacitada ao desenvolvimento tecnológico de ferramentas diamantadas, ao estudo científico nas várias etapas de processamento, caracterização e testes destas ferramentas.

CAPÍTULO 2 – FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 – O Brasil no Setor de Rochas Ornamentais

A evolução tecnológica do último século contribuiu para a produção e utilização em larga escala das rochas ornamentais e de revestimento. A indústria de rochas ornamentais é influenciada de forma marcante pelos países mais desenvolvidos que, além de terem tradição no setor, apresentam o domínio das técnicas de extração, beneficiamento e produção de equipamentos. Apesar disso, o Brasil tem apresentado uma significativa melhoria em alguns aspectos, como exemplo a produção de equipamentos utilizados neste setor (Regadas, 2006). Alguns municípios brasileiros desenvolveram sua economia devido ao setor de rochas ornamentais, eles conseguiram obter um Índice de desenvolvimento humano (IDH) maior que o do seu estado, como por exemplo, o município de Cachoeiro do Itapemirim situado no Estado do Espírito Santo, o IDH do município de Cachoeiro do Itapemirim é de 0,770 enquanto que o do Estado do Espírito Santo é de 0,767 (PNUD, 2008).

As rochas ornamentais são um dos principais itens da produção mineral brasileira e internacional. Em relação a produção mundial, as rochas ornamentais apresentam-se em 6º lugar, com um percentual de 5,6% em relação aos demais minérios. Dentre as exportações brasileiras, as rochas ornamentais foram um dos produtos principais, com percentual de 6,5% no ano de 2008 apresentando-se em terceiro lugar nos bens primários exportados, como pode ser visto na figura 2.1.

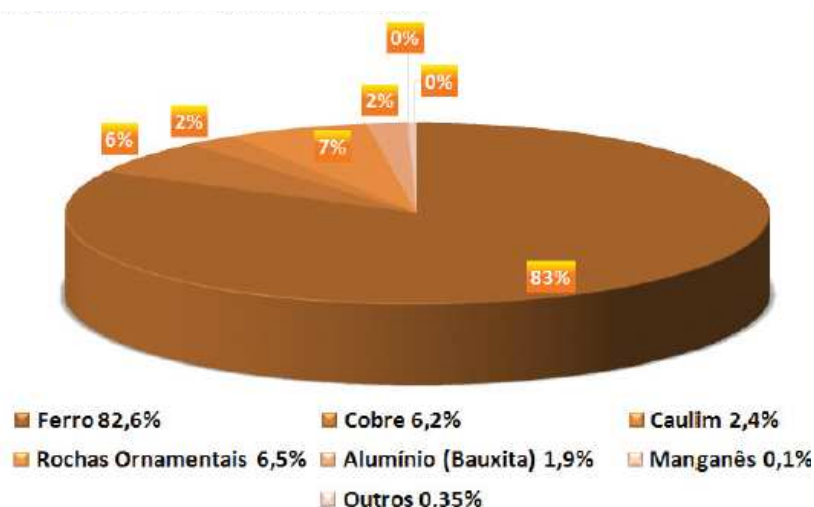


Figura 2.1 – Participação percentual apenas de bens primários exportados (DNPM, 2008).

As exportações brasileiras de rochas ornamentais realizadas no 1º trimestre de 2009 mantiveram-se retraídas, porém com evolução favorável. O volume físico mensal exportado avançou de 86,0 mil toneladas em janeiro, para 95,8 mil toneladas em fevereiro e 111,0 mil toneladas em março. O faturamento mensal avançou de US\$ 33,6 milhões em janeiro, para US\$ 39,8 milhões em fevereiro e US\$ 49,5 milhões em março. (Abirochas, 2009).

As exportações acumuladas no 1º trimestre de 2009 totalizaram, assim, US\$ 122,85 milhões e 292.818,53 toneladas, o que representou variação negativa de respectivamente 40,89% e 36,39% frente ao mesmo período de 2008. Essas taxas de variação já são mais animadoras do que aquelas registradas em janeiro, quando a queda no faturamento e no volume físico das exportações atingiu quase 50%, como pode ser observado na figura 2.2. As variações favoráveis podem ainda parecer pouco significativas, mas elas constituem indicadores muito importantes para manutenção das empresas e empregos. Refere-se neste sentido que cada ponto negativo de variação percentual no faturamento, ao final de 2009, poderá custar cerca de 500 empregados diretos na cadeia produtiva do setor no Brasil (Abirochas, 2009).

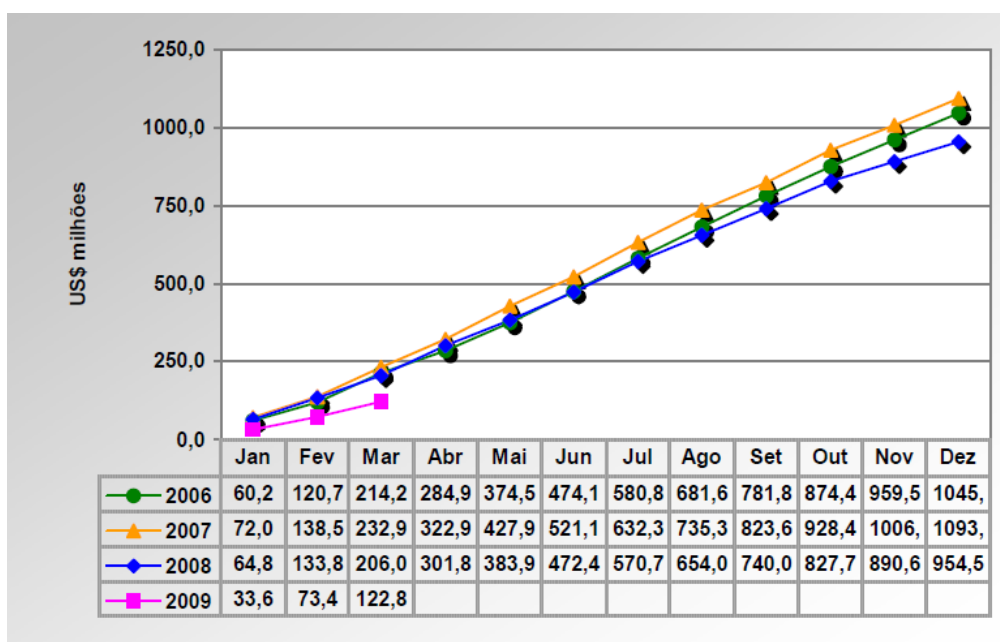


Figura 2.2 – Exportações acumuladas do setor de rochas ornamentais (Abirochas, 2009).

Cabe enfatizar que no estado do Rio de Janeiro, as regiões Norte, Sul e Noroeste Fluminense são ricas em granitos, porém sendo ainda pouco exploradas. Já os mármore se concentram em Campos dos Goytacazes e Italva (Filgueira, 2000).

2.2 – Manufatura Industrial das Ferramentas Diamantadas Impregnadas

As ferramentas diamantadas impregnadas comercialmente disponíveis no mercado, são manufaturadas segundo duas rotas descritas a seguir:

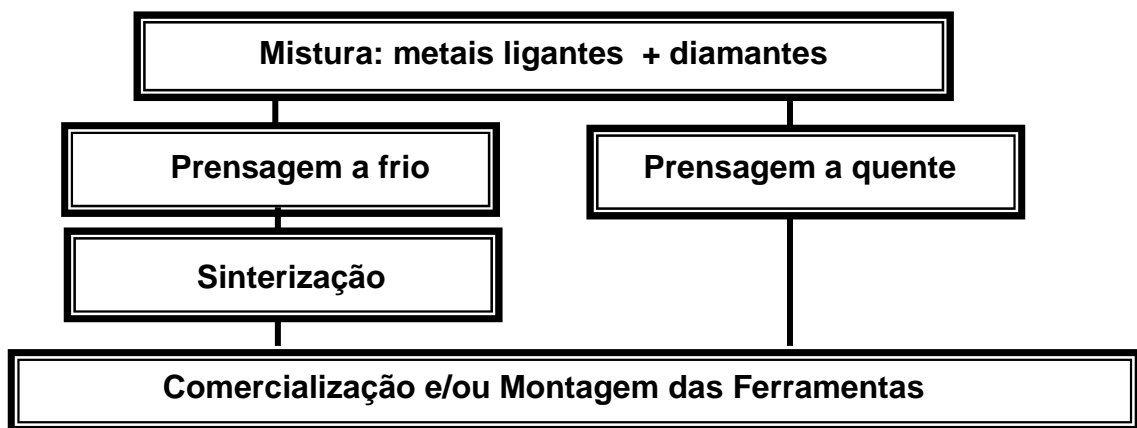


Figura 2.3 – Rotas industriais de fabricação de ferramentas diamantadas impregnadas.

A etapa inicial do processamento consiste da mistura dos metais ligantes com o diamante, utilizando um aglomerante orgânico, tal como a cânfora, a qual possibilita a aglomeração entre as partículas da mistura dos pós, bem como atua como lubrificante entre a mistura e as paredes da matriz de compactação. Este aglomerante volatiliza por completo em temperaturas inferiores a 300°C, não formando compostos com os ligantes. Normalmente, esta mistura é realizada em misturadores industriais rotativos.

Os diamantes utilizados são de alta qualidade, nas granulometrias 40/50 e 50/60 mesh, na concentração 50. Convém informar que estas são as designações utilizadas atualmente para a seleção de diamantes para o corte de rochas ornamentais. Estes diamantes apresentam elevadas tenacidade, condutividade térmica e dureza, especificados na granulometria e concentração usual das ferramentas convencionais [GE Superabrasives, 1994]. A tabela 2.1 mostra as

relações de concentrações e densidades de diamantes nas ferramentas de corte convencionais.

Tabela 2.1 – Concentração versus densidade de diamantes em ferramentas de corte [GE Superabrasives, 1994].

| Concentração de Diamantes | Massa de diamante/cm ³ de volume abrasivo | | Volume de diamante (cm ³)/ cm ³ da ferramenta |
|---------------------------|--|-------------|--|
| | Quilates | Gramas | |
| 150 | 6,6 | 1,32 | 0,38 (38%) |
| 125 | 5,5 | 1,10 | 0,32 (32%) |
| 100 (*) | 4,4 | 0,88 | 0,25 (25%) |
| 75 | 3,3 | 0,66 | 0,19 (19%) |
| 50 | 2,2 | 0,44 | 0,13 (13%) |
| 42 | 1,85 | 0,37 | 0,11 (11%) |
| 30 | 1,32 | 0,26 | 0,07 (7%) |
| 25 | 1,10 | 0,22 | 0,06 (6%) |

A (*) Concentração 100 refere-se a 25% em volume de diamante por cm³, e tem como base 4,4 quilates de diamantes/ cm³, e 1 quilate = 0,2 gramas. O n° entre parênteses da última coluna refere-se a porcentagem em volume de diamante na ferramenta, e é encontrado dividindo-se a massa de diamante da penúltima coluna, pela densidade do diamante ($\rho_{\text{DIAM.}} = 3,48\text{g/cm}^3$)

Na rota de obtenção de compósitos diamantados via metalurgia do pó convencional (MP), após a etapa de mistura dos pós, procede-se com a prensagem uniaxial ou isostática a frio da mistura, obtendo-se um “corpo verde” de dimensões próximas da futura pérola. Procede-se, então, com a sinterização, a qual garantirá a consolidação do corpo verde [Przyklenk, 1993; Filgueira and Pinatti, 2002b].

Após a prensagem a frio, o compactado apresenta resistência a verde suficiente para ser manipulado com segurança. Desta forma, os compactados são montados dentro dos 30 furos de um molde de eletrografite (constituição industrial mais comum), e este arranjo é colocado dentro da câmara da prensa a quente. Procede-se, então, com a prensagem a quente, com eletrodos de grafite, dotado de punções, os quais penetram pelos orifícios do molde (30 furos por molde), compactando a mistura através de um sistema hidráulico. Os eletrodos transmitem a

corrente elétrica, propiciando a sinterização dos compactos. Na rota de prensagem a quente, após a etapa de mistura, a mistura é vertida através de um dosador, dentro de orifícios de uma matriz de compactação, que pode ser rígida (prensagem uniaxial) ou flexível (prensagem isostática), onde a mistura é prensada concomitantemente assistida por temperatura, ocorrendo a sinterização [Urakawa et al, 2000].

2.3 – Seleção de Ligantes

Devido às complexas condições de serragem nas quais as ferramentas diamantadas impregnadas são expostas, matrizes ligantes de diferentes composições são normalmente usadas. Ligantes à base de cobre, bronze, cobalto, tungstênio, carbetos de tungstênio, bem como outras combinações são largamente utilizados nas operações de serragem de rochas abrasivas. Pequenas adições de alguns elementos de liga como ferro e níquel, também podem ser feitas para ajudar o processo de fabricação, bem como melhorar a retenção do diamante ou as propriedades de desgaste da matriz ligante [Konstanty, 2000]. Muitos fatores são envolvidos na seleção da matriz ligante e, no caso de segmentos diamantados impregnados, os seguintes fatores podem ser dominantes:

- Resistência ao desgaste: a resistência ao desgaste da matriz ligante deve estar em concordância com a abrasividade do material de corte, pois um ligante “mole” (pouco abrasivo) faz com que os grãos de diamante corram risco de serem perdidos prematuramente no início da operação de corte. Por outro lado, uma ligação extremamente forte, pode causar um desgaste mais lento do que a quebra dos cristais, causando polimento (aplainamento) da superfície do segmento.
- Capacidade de retenção do diamante: outra função igualmente importante da matriz ligante é segurar firmemente os diamantes durante a operação de serragem, pois uma retenção inadequada compromete a vida útil da ferramenta. A retenção dos diamantes em ferramentas de corte impregnadas, normalmente é mecânica, mas, pode ser também química ou uma combinação destas [Chalkley e Thomas, 1969].
- Parâmetros usados no processo de fabricação: o processo de fabricação do segmento impregnado determina o grau de degradação do diamante. As propriedades dos grãos de diamantes no segmento (produto final) dependem fortemente da composição química da matriz ligante e da temperatura de

processamento do segmento diamantado, pois neste caso, deve-se levar em consideração a estabilidade térmica dos cristais durante a operação de corte [Zsolnay, 1975].

Segundo Przyklenk [1993], a seleção dos ligantes depende fundamentalmente da abrasividade do material a ser cortado. Normalmente usa-se tungstênio (W) para o corte de 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, Co-bronze, ferro-Co, Fe-bronze são ligantes empregados no corte de materiais de dureza mais moderada, como os mármore.

Segundo Shibuta e colaboradores [1983], o cobalto funciona como um ligante nas ferramentas diamantadas. O silício (Si), quando presente na composição do ligante em pequenas quantidades (< 2 %peso), aumenta a adesão deste com os cristais de diamantes, evitando a perda prematura de diamantes por destacamento.

De acordo com Mészáros e Vadasdi [1994], o carbeto de tungstênio (WC) aumenta a resistência ao desgaste da matriz ligante, controlando a taxa de perda de ligante por abrasão. Quando utilizado, seu teor se situa na faixa de 0,5 a 2%peso, e o tamanho médio de partícula utilizado é da ordem de 5 µm.

Por muitos anos o cobalto tem sido usado no processamento das ferramentas diamantadas, por isso, quase a totalidade das pérolas comerciais são feitas utilizando como ligante o cobalto (Co), e em grandes quantidades. Apesar de promover elevada aderência para com o diamante, o mesmo é altamente tóxico, quando do seu beneficiamento, é pouco disponível no mercado nacional, e é muito caro (R\$ 400,00/Kg) quando comparado com pós facilmente encontrados no mercado brasileiro, por exemplo, ferro (R\$ 4,00/Kg) e cobre (R\$ 12,00/Kg). Isso foi o maior incentivo para o desenvolvimento de novas ligas alternativas usando pós pré-ligados (prealloyed), os quais normalmente possuem uma concentração de cobalto 30% menor e, por conseguinte estão menos expostos à histórica flutuação de preço apresentada pelo cobalto ao longo dos anos, além de outras vantagens. Os pré-ligados consistem de uma combinação de mais de um elemento. Eles são quimicamente pré-ligados num processo de manufatura onde os elementos constituintes são combinados para produzir uma liga finamente dispersa e extremamente homogênea. Isso é feito por um processo hidrometalúrgico, no qual os íons metálicos são dissolvidos em água e, tais metais elementares, nas corretas proporções, são misturados em solução como sais metálicos. Há então precipitados

e redutores para melhorar a liga metálica final, resultando num pó fino em que cada partícula tem a mesma composição na liga.

Pode-se claramente observar que nos últimos anos iniciaram-se estudos de tendência da substituição do cobalto por, por exemplo, ligas de Cu-Fe-Co, Co-Cu-Sn, Fe-Co-Cu-Sn e outras ligas alternativas.

O cobalite HDR por exemplo, é uma liga à base de ferro com 66%pFe-7%pCu-27%pCo, dura, resistente à oxidação e, como ligante apresenta excelente resistência à abrasão e, a qual combina excelente retenção do diamante com um ótimo comportamento de sinterização. Foi desenvolvido para substituir os tradicionais ligantes de cobalto com adições de carbeto de tungstênio (WC), em aplicações da área construção que demandam um elevado grau de qualidade e desempenho, como serragem de pisos, paredes e muros, concreto reforçado e outras aplicações. O cobalite HDR é mostrado na figura 2.4, onde os aglomerados porosos com forma quase esférica resultam em excelentes propriedades de fluxo. Todos os testes de sinterização (prensagem a quente) foram feitos a uma pressão de 350 bar para um tempo de 3 minutos, onde as curvas típicas de sinterização – vide figuras 2.5 e 2.6 – mostram que excelentes propriedades são desenvolvidas em temperaturas de sinterização entre 750 e 850 °C (98% de densidade, dureza de 108 HRB e resistência Charpy ao impacto ao redor de 150 J/cm² [Clark e Kamphuis, 2002]).

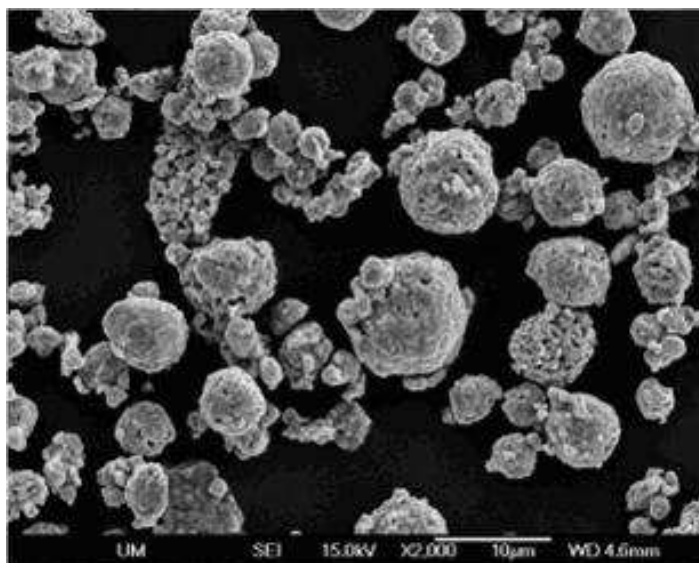


Figura 2.4 – Micrografia mostrando a liga 66%pFe-7%pCu-27%pCo (Cobalite HDR), [Clark e Kamphuis, 2002].

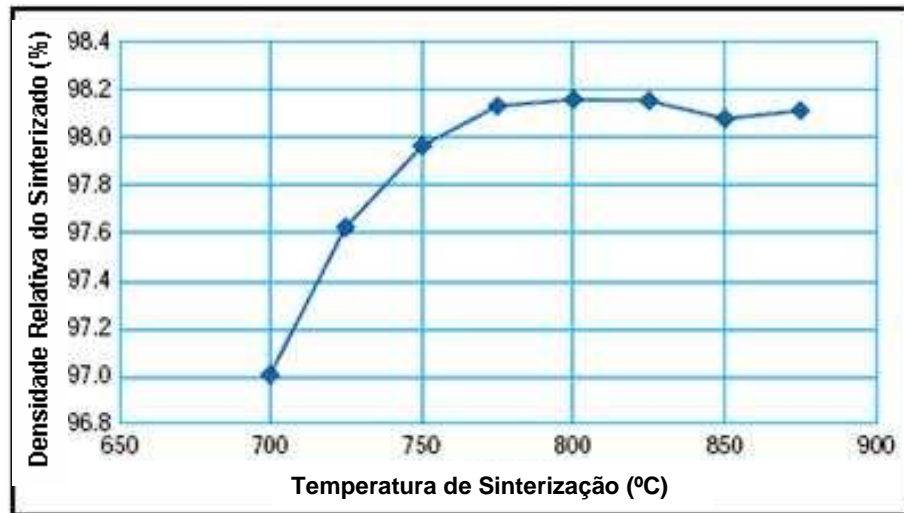


Figura 2.5 – Densidade da liga 66%pFe-7%pCu-27%pCo – Cobalite HDR – após prensagem a quente [Clark e Kamphuis, 2002].

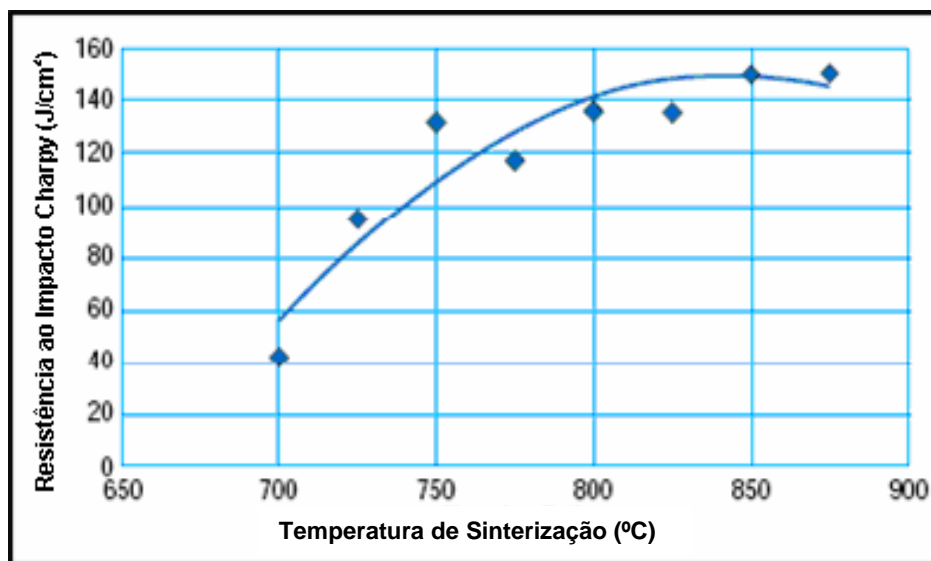


Figura 2.6 – Ductilidade (resistência ao impacto) da liga 66%pFe-7%pCu-27%pCo (Cobalite HDR) após prensagem a quente [Clark e Kamphuis, 2002].

Weber e Weiss (2005), desenvolveram e lançaram no mercado mundial uma série de 3 novas ligas alternativas ao cobalto, chamadas DIABASE (Fe-Cu-Co-Sn), cujas composições básicas são mostradas na tabela 2.2. Os melhores produtos são o DIABASE-V07 (mostrou excelentes resultados de corte, quando utilizado com diamantes cobertos com titânio) e o DIABASE-V18 (normalmente usado para o corte de granito). A figura 2.7 mostra o gráfico de sinterização da liga DAIABASE-V21, onde se observa um nível de densidade satisfatório e uniforme de cerca de 8,10

g/cm^3 (aproximadamente $> 98,5\%$) para o intervalo de temperaturas entre 780 e 900°C e, praticamente para o mesmo intervalo, dureza entre 94 e 97 HB. O os campos de aplicação desta última são múltiplos e, em sua forma pura (vide tabela 2.2), pode ser usada para corte de granito, juntas de concreto e outras estruturas. O uso de alguns aditivos conhecidos como bronze, carbeto de tungstênio e ferro por exemplo, podem nestas ligas, influenciar (alterar) marcadamente propriedades como densidade, dureza, resistência à abrasão e ao impacto, o que consequentemente aumenta o campo de aplicação.

Tabela 2.2 – Composição aproximada dos ligantes DIABASE
[Weber e Weiss, 2005].

| Nome | Fe | Co | Cu | Sn |
|-------------|-----------|-----------|--------|-------|
| DIABASE-V07 | 45 - 65 % | 20 - 40 % | < 15 % | - |
| DIABASE-V18 | 35 - 55 % | 15 - 35 % | < 25 % | < 8 % |
| DIABASE-V21 | 55 - 75 % | < 15 % | < 25 % | < 8 % |

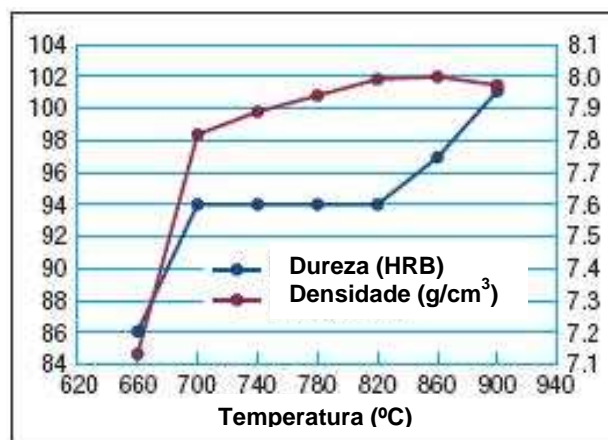


Figura 2.7 – Dureza e densidade em função da temperatura de sinterização da DIABASE-V21 [Weber e Weiss, 2005].

Segundo Del Villar e colaboradores (2001), os novos ligantes metálicos alternativos apresentados no mercado, se tornam atrativos, desde que combinem boa sinterabilidade com adequados valores de dureza e resistência ao desgaste, características necessárias quando das operações de corte, especialmente rochas ornamentais, como mármore e granito por exemplo. A tabela 2.3, mostra a composição química de duas novas ligas pré-ligadas Cu-Fe-Co (NEXT), processadas pela rota de prensagem a quente (hot pressing), onde usou-se

pressões de 30 a 35 MPa, temperaturas de sinterização entre 600 e 750°C, para um tempo de 3 minutos.

Tabela 2.3 – Composição química (% em peso) das ligas NEXT
[Del Villar et al., 2001]

| | O ₂ | C | Cu | Fe | Co |
|----------|----------------|-------|------|------|------|
| NEXT 100 | 1.07 | 0.039 | 49.5 | 25.2 | 24.1 |
| NEXT 200 | 1.04 | 0.039 | 61.7 | 14.7 | 22.6 |

As curvas de densificação (figura 2.8) correspondentes à prensagem a quente, mostra que foi encontrado 97% da densidade teórica usando temperaturas tão baixas quanto 720 e 650°C respectivamente, pois maiores teores de cobre, exigem temperaturas menores para se alcançar uma densidade satisfatória nestes materiais. Pode-se observar na figura 2.9, que a dureza está entre 85 e 109 HRB e, o NEXT 200 tem dureza maior que o NEXT 100 para temperaturas de sinterização na faixa de 600-650°C, o que é meramente um efeito atribuído à diferença de densidade. Comparando as figuras, nota-se que a dureza final das ligas é inicialmente controlada pela porosidade até um certo nível de densidade encontrada (95%), pois acima desta, a propriedade é fortemente dependente da proporção Fe-Cu, ou seja, maior proporção Fe-Cu, maior é a proporção da fase dura (solução sólida Fe-Co), portanto, maior a dureza da liga. Isso pode ser reforçado analisando a seção isotérmica em 850° (figura 2.10), do diagrama de fases ternário Cu-Fe-Co. Pode-se observar que ambas as ligas são vistas para colocar na região pseudobinária Cu (cfc) + Fe- α (ccc). Adicionalmente, este diagrama mostra também que, devido à solubilidade limitada do Cu na solução sólida Fe-Co (ccc) nesta temperatura (cerca de 2% em peso), a microestrutura final do material é necessariamente aquela de um material bifásico com cobre como uma fase contínua. Essa microestrutura pode ser vista na figura 2.11, onde a fase rica em cobre (de branco) exibe uma banda extensa na direção perpendicular ao eixo de aplicação da pressão, como resultado da deformação plástica causada pela pressão aplicada à temperaturas elevadas. É também identificado, presença de alguns poucos óxidos também alinhados na direção perpendicular ao eixo da pressão, onde esta disposição anisotrópica da microestrutura, prova o papel crítico do fluxo plástico como principal mecanismo de densificação durante a prensagem a quente.

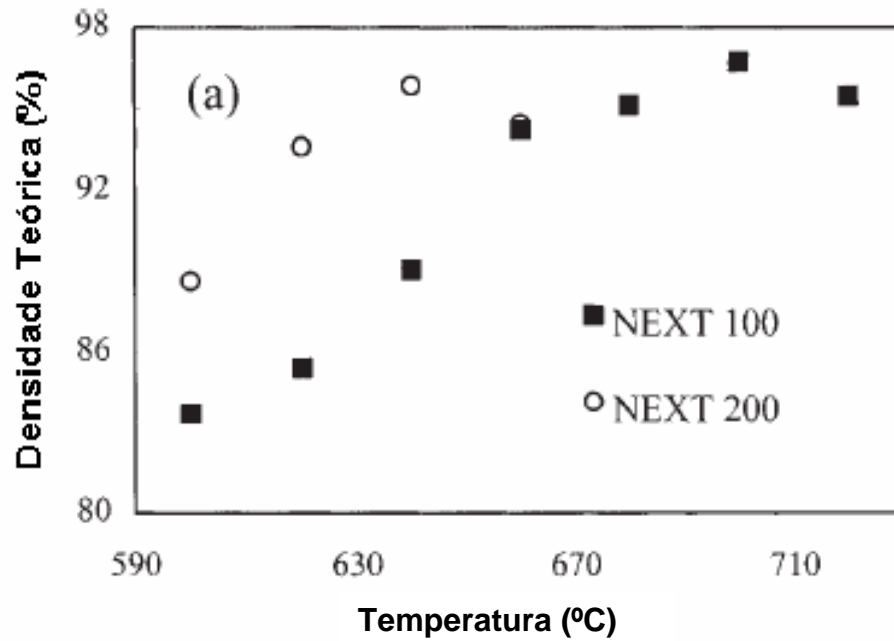


Figura 2.8 – Curvas de densificação das ligas NEXT Cu-Fe-Co processadas por prensagem a quente [Del Villar et al., 2001]

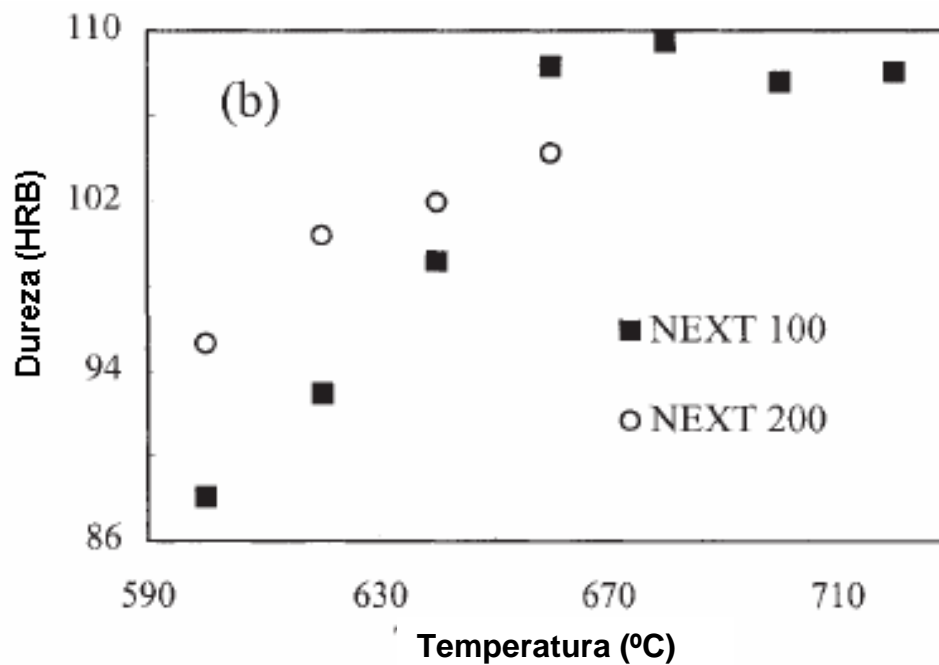


Figura 2.9 – Curvas de dureza HRB das ligas NEXT Cu-Fe-Co processadas por prensagem a quente [Del Villar et al., 2001].

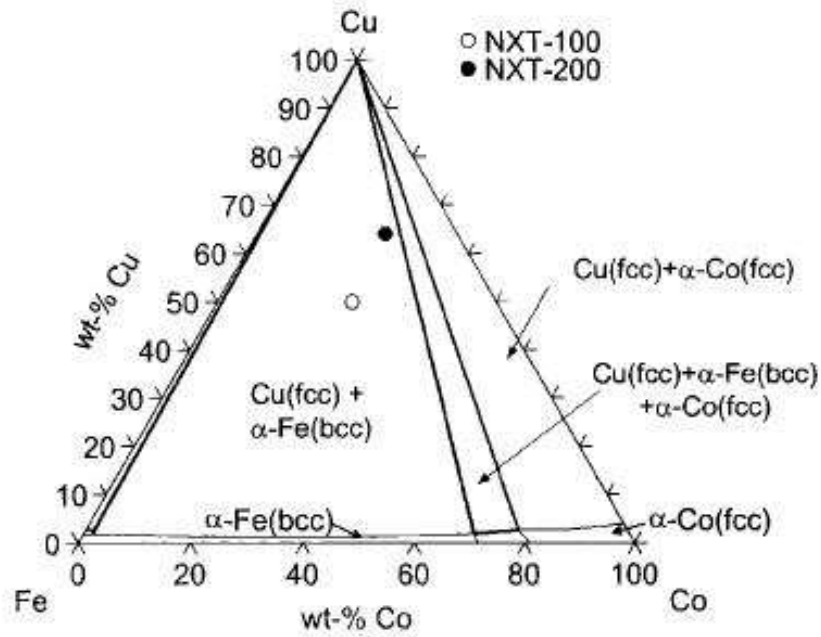


Figura 2.10 – Seção isotérmica (850°C) do diagrama de fases ternário das ligas NEXT Cu-Fe-Co [Del Villar et al., 2001].

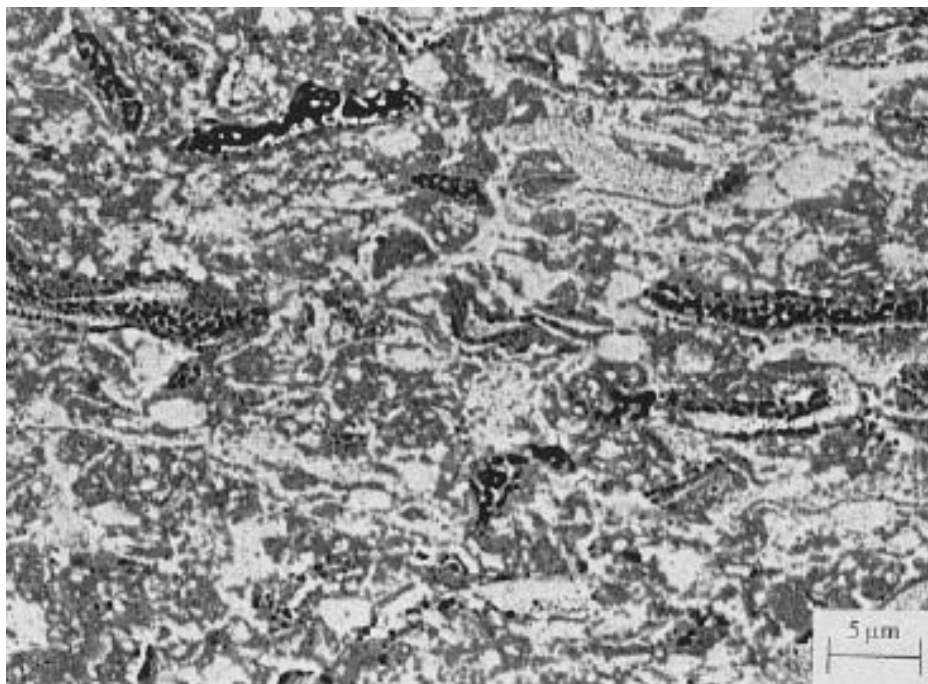


Figura 2.11 – Micrografia da liga NEXT-100 Cu-Fe-Co processada por prensagem a quente (700°C, 30MPa, 3 min), mostrando a fase dúctil rica em cobre (contraste branco), fase Fe-Co (em cinza) e óxidos de ferro (em preto) [Del Villar et al., 2001].

Como já mencionado, o cobalto é tecnicamente um ligante muito bom para processar ferramentas diamantadas de corte, mas a temperatura de sinterização pode ser bastante elevada, especialmente quando do uso de sinterização convencional. Neste senso, Kamphuis e Serneels (2004), desenvolveram uma liga especial a base de Fe-Cu-Sn-W (Cobalite CNF) que terá propriedades e “papel” similares ao do cobalto na ferramenta, mas com a vantagem de uma temperatura de sinterização muito menor e, em adição, pode ser obtido um excelente desempenho sem a presença de alguns aditivos comuns como níquel e principalmente cobalto. A composição é mostrada na tabela 2.4. O Cobalite CNF, foi prensado a quente durante 3 minutos a uma pressão de 350 bar, numa escala de temperatura de 650 a 875°C, conforme mostra a figura 2.12. Pode-se observar, que uma densidade satisfatória é atingida quando processado em temperaturas entre 675 e 875°C. A dureza nesta escala toda de 200°C, apresenta-se constante para três pontos HRB ou 20 pontos HV e, a temperatura de sinterização está entre a menor para qualquer pó pré-ligado do mercado. A ductilidade (resistência ao impacto) varia consideravelmente e, somente em temperaturas de 800°C ou maior é desenvolvida uma boa ductilidade. Neste sentido, em aplicações onde uma boa ductilidade é requerida, é então recomendado trabalhar numa temperatura de 800°C ou maior. De acordo com a gama de aplicações do mercado, as propriedades podem ser alteradas com o uso de alguns aditivos como tungstênio, carbeto de tungstênio, molibidênio, níquel, etc.

Tabela 2.4 – Composição d liga Fe-Cu-Sn-W (Cobalite CNF) excluindo impurezas e oxigênio [Kamphuis e Serneels (2004)].

| | |
|-------------------------------|---------|
| Fe | 68.4 % |
| Cu | 26 % |
| Sn | 3% |
| W | 2 % |
| Y ₂ O ₃ | 0.6 % |
| Impurezas Típicas | |
| O | < 0.6% |
| Co | < 0.5 % |
| Ni | < 0.1 % |

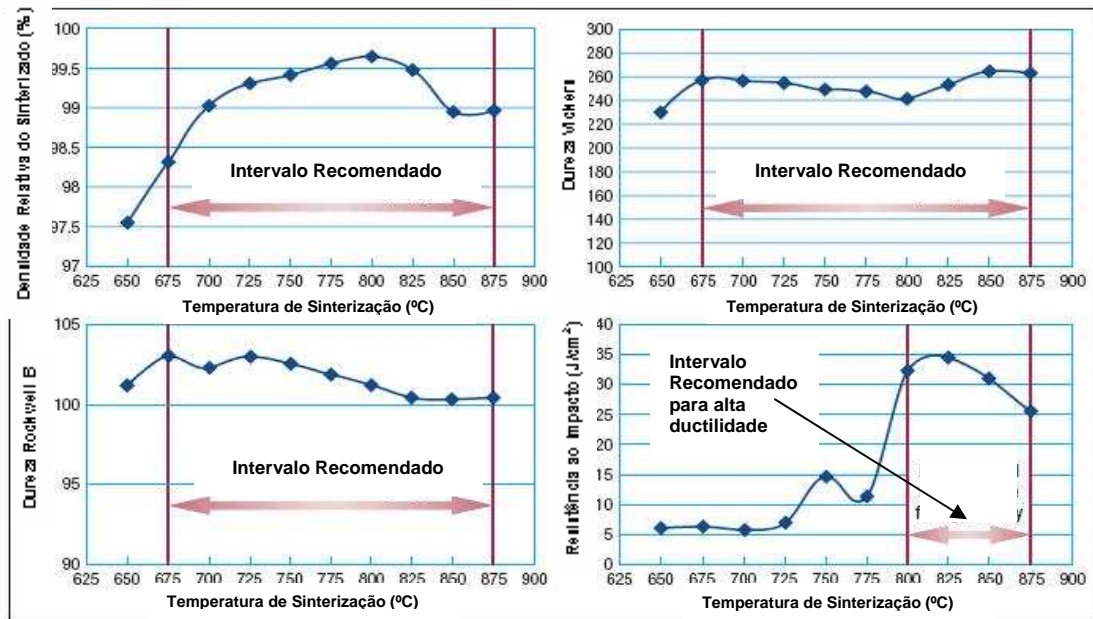


Figura 2.12 – Propriedades do Fe-Cu-Sn-W (Cobalite CNF) processado por prensagem a quente: densidade, dureza (HRB e HV) e resistência ao impacto [Kamphuis e Serneels (2004)].

2.4 – A Retenção dos Cristais de Diamante

Diamantes de engenharia avançada fornecem os atributos específicos de tamanho, forma, e resistência ao impacto necessários para obter um ótimo desempenho para diferentes tipos de materiais, condições e operações. Um fator chave que assegura um desempenho superior e máxima vida útil da ferramenta diamantada é a retenção dos cristais individuais. Um desempenho satisfatório para estas ferramentas é determinado pelo grau de retenção do cristal na matriz metálica, no qual pode ser quantificado como a seguinte razão [Webb, 2000]:

$$R = \frac{\text{(área de contato)(tensão compressiva na matriz)}}{\text{força de contato}}$$

Ou

$$R = \frac{\text{(fricção entre a matriz e o diamante)}}{\text{força de contato}}$$

A área de contato (entre o cristal de diamante e matriz ligante) multiplicada pela tensão compressiva na matriz é igual a força de fricção entre a matriz e o diamante.

Uma boa retenção com a matriz ligante é alcançada se R é maior que 1, e maiores valores para a retenção são alcançados com um ligante adequado que exibe elevada tensão compressiva de sinterização, bem como um enorme nível de fricção e adesão entre o diamante e a matriz [Webb, 1999]. A figura 2.13 mostra as forças e a geometria de um cristal ligado em um segmento, considerando que área de contato é em relação a matriz e o diamante.

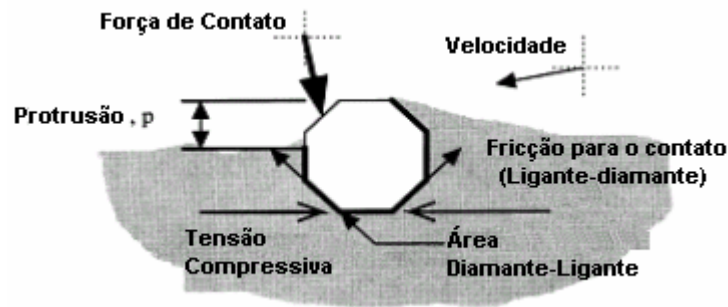


Figura 2.13 – Diagrama esquemático da distribuição de forças atuantes em um cristal de diamante, embebido em matriz metálica, durante operação de corte: serra diamantada [Webb, 1999].

Segundo Webb (1999, e 2000) a tensão compressiva surge de diferenças entre os coeficientes térmicos da matriz e do diamante aumentada por alguma variação de volume devido à sinterização da matriz, e a tensão compressiva que é utilizada pela matriz está limitada pela sua resistência ao escoamento. Uma vez que a tensão de escoamento está relacionada com a dureza, a dureza da matriz ligante pode ser indiretamente relacionada à retenção para fricção(adesão) dos cristais de diamante na matriz ligante. Para converter a tensão compressiva na fabricação do compósito para a retenção requer a existência de fricção entre a matriz e o diamante, e o nível necessário da fricção e tensão compressiva depende antes de tudo da carga de contato. Em aplicações pesadas como na serragem e perfuração de rochas duras ou concreto, a carga de contato por cristal de corte pode ser maior que 1 GPa, e considerando este aspecto matrizes ligantes produzidas a partir da sinterização de pós-metálicos e cristais de diamante de grau ultra-elevado (UHG) são usados, pois estes pontos de corte dispõem de uma carga de impacto tolerável mais elevada entre o cristal e a peça, o que resulta em uma taxa de remoção de material mais elevada, com uma taxa de desgaste nominal menor, e tanto o cristal como o ligante acomodam uma tensão de contato maior. Assim, tais aplicações

requerem uma ótima retenção dos cristais de diamante, pois os cristais UHG são mais tenazes e potencialmente protudem em relação aos diamantes de menor grau, porque exercem uma força de impacto mais forte. Isso coloca uma maior tensão sobre o diamante para a matriz ligante, colocando os cristais em risco prematuro de saltar fora da matriz deixando uma cavidade no ligante, como pode ser observado pela figura 2.14:

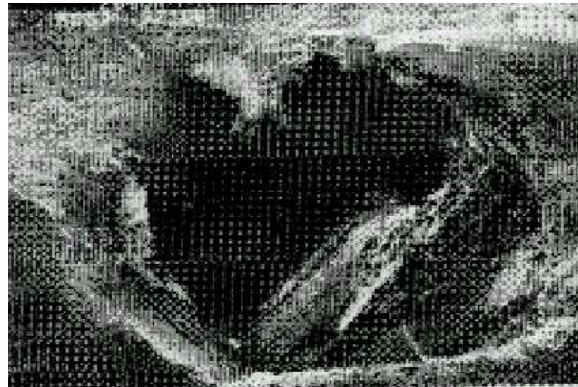


Figura 2.14 – Cavidade no ligante decorrente da falha do cristal (protrusão) [webb, 2000].

É fácil observar que neste caso há fraca adesão matriz-diamante e não há retenção do cristal para proteger o ligante da rocha dura e restos abrasivos, e a vida da ferramenta sofre conseqüentemente uma redução. Se a retenção do cristal é inadequada, o ligante pode fadigar ou falhar prematuramente, e então o investimento e principalmente o benefício dos pontos de corte UHG é dissipado. Um exemplo de fadiga do ligante prevendo uma eventual falha do cristal é mostrado na figura 2.15:



Figura 2.15 – Fadiga do ligante predizendo uma eventual falha do cristal de diamante [Webb, 2000].

O cristal é claramente destacado em relação ao ligante. Há também danos erosivos profundos e a borda do ligante não é bem formada. Considerando esses aspectos a retenção nesse caso está limitando a vida da ferramenta.

A microestrutura de cristais usados e desgastados em um segmento de serra, mostra um exemplo de boa retenção, para o corte de rocha em uma velocidade de aproximadamente 30 m/s, como pode ser visto na figura 2.16:



Figura 2.16 – MEV de cristais de diamante após trabalho de corte mostrando ausência de “gap” entre os diamantes e a matriz ligante, indicando boa retenção [Webb, 2000].

A figura 2.16 mostra que não há distância entre o ligante e o cristal, particularmente na zona de contato, e a parte traseira do ligante na trilha de corte é plana e livre de danos erosivos. Muitos fatores podem contribuir para perda prematura dos diamantes, como por exemplo, ataque químico durante a sinterização que pode danificar a superfície do diamante e afetar negativamente a ligação. Segundo [Webb, 2000] existe um grande número de opções desenvolvidas para melhorar a retenção dos cristais, mas cada uma carrega uma certa desvantagem:

- Sinterizar a altas temperaturas ou por um tempo mais longo, ou adicionar ligas metálicas duras à matriz aumenta a resistência ao escoamento do diamante para a interface com o ligante, mas os efeitos negativos é que isso altera a dureza da matriz e possivelmente sua taxa de abrasão alterando o comportamento da ferramenta, e os cristais UHG apesar de serem termicamente mais estáveis, temperaturas excessivas podem degradar a tenacidade dos cristais de diamante, particularmente se há formação específica e agressiva de carbeto como, por exemplo, Ferro no ligante, além de acarretar em custo mais elevado de processamento.

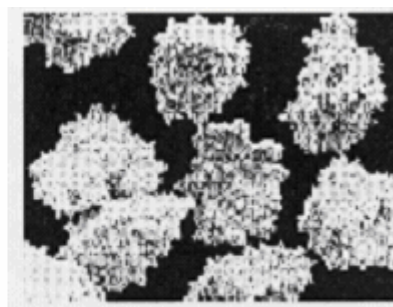
- Aumentar a densidade do ligante usando uma pressão maior ou lubrificantes pode aumentar a retenção.
- Reduzir o carregamento sobre os cristais individuais retardando a taxa de corte, aumentando a quantidade de pontos de corte, ou reduzindo a protusão reduz a tensão de contato melhorando a retenção, mas isso afeta negativamente o desempenho da ferramenta, dada em m² de pedra cortada pela ferramenta.
- Diminuindo o conteúdo de óxido de pós metálicos reduz o ataque químico sobre o cristal e a formação de gás na interface, mas adiciona custo ao processo.

Webb (2000), afirmou que revestir os cristais de diamante com uma camada fina de metal pode ser uma ótima opção para os problemas relacionados à retenção sem alterar a composição da matriz ou o processo de sinterização, ou limitar o desempenho da ferramenta. Um revestimento pode acrescentar textura à superfície plana e lisa do diamante, permitindo melhor adesão mecânica com a matriz, e durante o processo de sinterização estes revestimentos reagem quimicamente com o pó do qual a matriz é formada para formar carbetos, ligas ou fases duras que fortalecem a ligação entre o diamante e a matriz.

De acordo com Jakobuss (2000), um revestimento de níquel (Ni) é normalmente aplicado ao diamante em discos para usinagem de Cerâmicos, e usam matriz ligante de resina. Esse revestimento reforça o cristal na matriz ligante, fornecendo rugosidade microscópica e aumentando a área de superfície do cristal. Um revestimento de Níquel “encravado” aumenta muito mais o grau de irregularidade e a área de superfície do cristal, e também fortalece a interface entre o diamante e matriz de resina. Isso pode ser melhor observado analisando a figura a figura 2.17:



Revestimento de Níquel (56%peso)



Revestimento de Níquel (60%peso)

Figura 2.17 – Figura mostrando a massa e textura que os revestimentos adicionam à superfície dos cristais de diamantes [Jakobuss, 2000].

Durante os anos 90, revestimentos finos de metal foram desenvolvidos para atender a demanda das indústrias para a melhoria da retenção do cristal e estender a vida das ferramentas. Revestindo o diamante com uma camada fina de Titânio (Ti) ou Cromo (Cr) obtem-se alta efetividade no fortalecimento da ligação entre o diamante e sua matriz e um aumento na resistência ao ataque químico. Ambos são excelentes formadores de carbetos, o que conduz para uma boa adesão entre o revestimento e o cristal, e durante a sinterização esses revestimentos metálicos formam uma liga ou solução sólida, que liga o revestimento com a matriz, caminhando assim para uma ótima retenção. Em adição, mostram um alto nível de compatibilidade metalúrgica com os elementos comuns da matriz semelhantes ao Cobalto [Jakobuss, 2000].

As características de revestimento dos cristais de diamante são muito importantes para otimizar a retenção, e conseqüentemente aumentar a produtividade e a vida da ferramenta, salvando custos.

Diante desta fundamentação apresentada neste item 2.4, podemos observar que nos últimos anos não surgiram grandes novidades no tocante ao processamento de ferramentas diamantadas do tipo impregnadas (metalurgia do pó). Ainda assim o Brasil permanece sendo um típico importador de ferramentas de corte diamantadas. Neste tocante, propõe-se desenvolvimento dos compósitos diamantados, utilizando como matriz ligante, ligas à base do sistema ferro-cobre-cobalto. Para tal serão empregados diamantes sintéticos de alta qualidade (dureza e tenacidade). Neste contexto, foram conduzidos testes exploratórios comparativos dos compósitos produzidos, com as compósito produzido com o pó comercial NEXT 100.

2.5 – Desgaste das Ferramentas de Corte

Analisando de uma maneira geral as ferramentas de corte, a ação de corte e a fricção nas superfícies de contato aumentam a temperatura na ferramenta, o qual acelera os processos físicos e químicos associados com o desgaste da ferramenta. O desgaste da ferramenta ocorre ao longo da zona de corte e nas superfícies adjacentes, quando temperatura, tensões e velocidade estão acima de níveis críticos [ASM HANDBOOK, 1979].

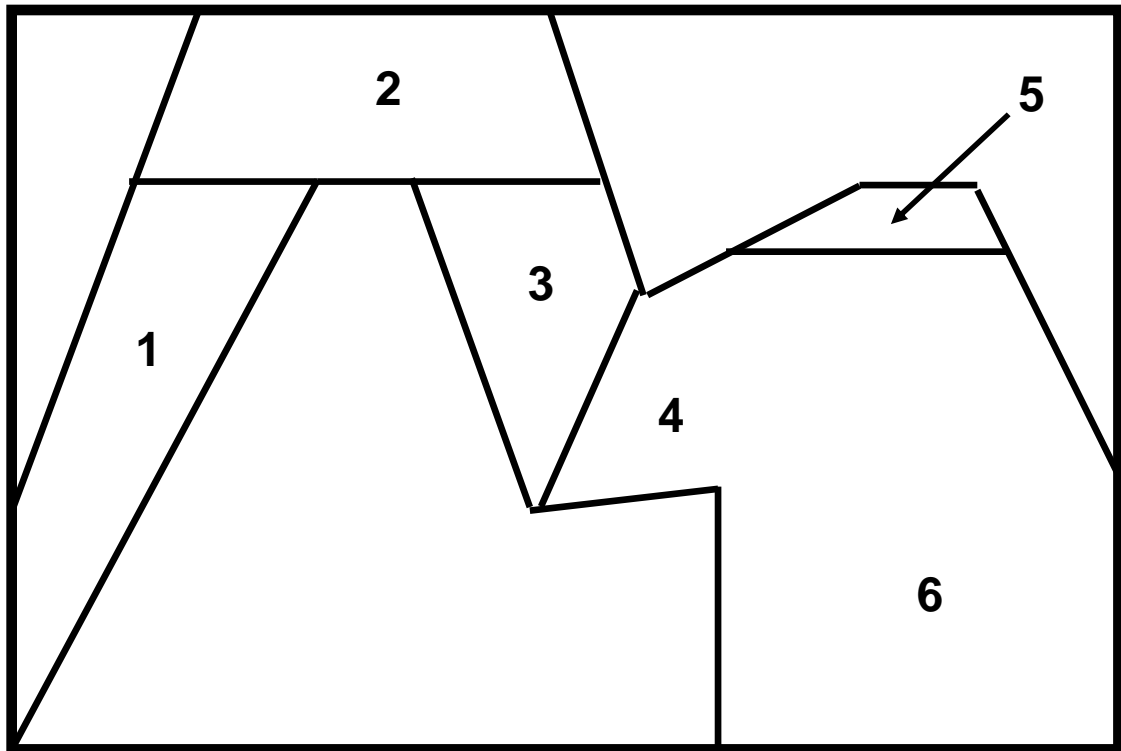
2.5.1 – O Desgaste e as Ferramentas Diamantadas

A indústria de rochas ornamentais tem experimentado um aumento enorme no uso de diamantes sintéticos. O uso de diamantes em ferramentas abrasivas nas atividades de beneficiamento de rochas ornamentais, tais como desbaste, polimento e lustre vem crescendo bastante na última década [X. Xu, 2001], acompanhando a evolução experimentada na década de 80 até o momento pelas ferramentas diamantadas de corte de rochas, do tipo disco serra, fios perolados, etc.

O desgaste da ferramenta inicia-se através do desgaste da partícula abrasiva, que é responsável pelo corte – nesse caso o diamante – causando o seu abaulamento (planificação ou embotamento do grão abrasivo). Em seguida a matriz ligante também sofre um desgaste, diminuindo a área na qual a partícula abrasiva se sustenta sobre tal matriz. Com o aumento deste desgaste até um ponto crítico, a partícula abrasiva se desprende e uma nova camada de partículas abrasivas começa a surgir. Esse desprendimento das partículas para o surgimento de uma nova camada é chamado de protusão ou “pull-out” [Azeredo, 2002].

A explicação mais antiga do mecanismo de desgaste do diamante é que pequenos fragmentos da superfície são lascados e a superfície resultante, provavelmente, é constituída de uma série de asperezas cujas faces são planos de fácil clivagem [Tolkowsky, 1920]. Tem-se que a taxa de desgaste não aumenta com a temperatura, mas é dependente da direção de abrasão [Wilks e Wilks, 1979]. Entretanto, o mecanismo de desgaste mais aceito de uma ferramenta de corte à base de diamantes impregnados em matriz ligante foi fornecido por Wright e Wapler (1986), e explanado por Davis et al. (1996). Este mecanismo é ilustrado esquematicamente na figura 2.18, mostrando o comportamento da potrusão de uma partícula de diamante embebida na matriz, com o tempo, ou com a área de pedra cortada. Na região 1 ocorre o desgaste inicial da matriz e surgimento das faces cortantes das partículas abrasivas. A região 2 é denominada zona de trabalho constante, onde ocorre apenas um leve desgaste abrasivo da matriz ligante, e a região 3 é caracterizada pelo embotamento (início de planificação) do diamante e posterior quebra de sua ponta cortante, porém ocorre a auto afiação da partícula abrasiva, mediante fricção contínua com a pedra. A região 4 é denotada pelo desgaste erosivo da matriz pela pedra, com liberação parcial das outras faces do diamante, até que, na região 5 ocorra a quebra da partícula, culminado com a potrusão da mesma, na região 6.

POTRUSÃO



ÁREA CORTADA OU TEMPO DE CORTE

Figura 2.18 – Altura de Potrusão do diamante, em função da área cortada ou tempo de corte [Davis et al.,1996].

As tensões durante a operação de corte causam desgaste que ocorrem nos grãos abrasivos e no ligante das pérolas diamantadas. O desgaste sobre os grãos pode ser dividido nos tipos de desgaste ilustrados na figura 2.19 . A categorização das condições de desgaste do diamante em 04 tipos está baseada em técnicas de análises bem provadas e já têm sido usadas em muitas investigações [Tönshoff et al., 2001]:

- *Novo ou intacto*: Aqui os diamantes estão sem danos e estão em sua condição original no ligante.

- *Abrasão*: Devido à fricção entre os grãos e o material a ser cortado, ocorre desgaste mecânico. Material é continuamente removido do grão e indesejável planificação da zona de corte ocorre.
- *Desgastado ou lascado*: Devido ao carregamento térmico seguido por resfriamento rápido, mas também devido a carregamento mecânico, se os grãos são suficientemente friáveis (baixa tenacidade), os grãos são desgastados até o fim e novas zonas de corte são formadas. Este tipo de desgaste é favorável, desde que novas faces ou pontas de corte (grãos) estão constantemente sendo geradas.
- *Destacamento (pull out)*: Com este tipo de desgaste, destacamento completo dos grãos do material ligante (matriz). As forças de retenção no ligante são insuficientes para reter o grão na matriz. Neste caso, ou o ligante tem uma dureza imprópria ou as tensões mecânicas sobre os grãos são bastante elevadas. Isto resulta em volume excessivo de desgaste.

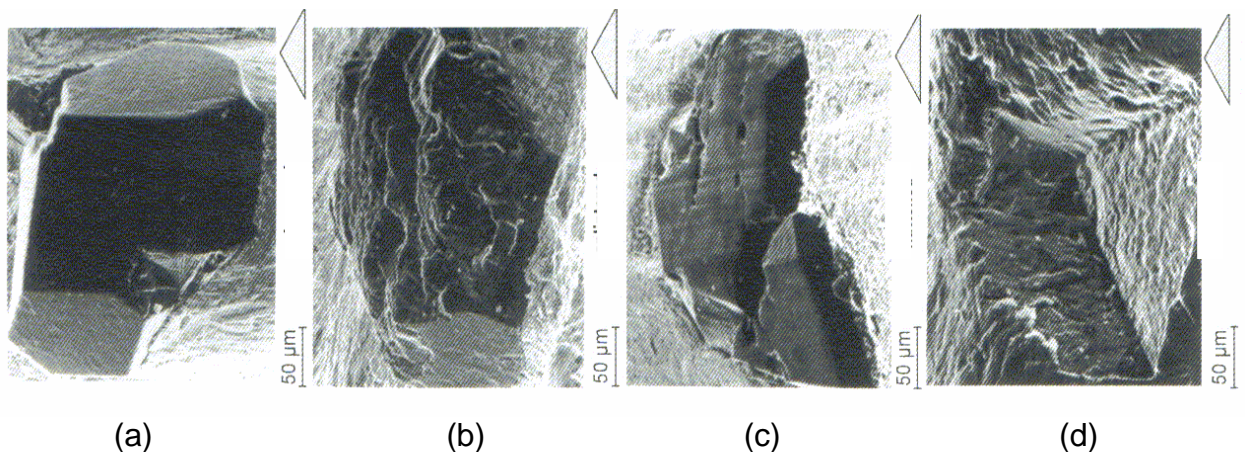


Figura 2.19 – Tipos de desgaste sobre os diamantes, (a) Intacto ou não desgastado, (b), desgastado (lascado) (c) planificado, (d) destacado [Tönshoff et al., 2001].

Tonshoff et al., (2001), investigou o comportamento de desgaste dos diamantes durante usinagem de aço austenítico com fio dimantado. No teste de vida útil da ferramenta, o comportamento de desgaste do fio foi considerado positivo. Após um tempo de duas horas de corte, foi observado que cerca de 80% dos diamantes estavam na condição de intacto ou clivado, representados pelas regiões 1 (clara) e 2 (verde) respectivamente na figura 2.20, e apenas cerca de 20% dos diamantes não contribuíram de maneira pesada para o corte. Pode ser observado que a planificação dos cristais de diamantes (região 3 – azul) e também o

destacamento ou pull-out (região 4 – vermelha) dos mesmos a partir do ligante, causou uma redução do desempenho de corte. Conforme já esperado, nota-se claramente a dependência linear entre a área cortada e o tempo de corte, onde conclui-se que são conseguidos maiores áreas de corte (mm^2) para maiores tempos. Isso pode ser observado através da figura 2.20.

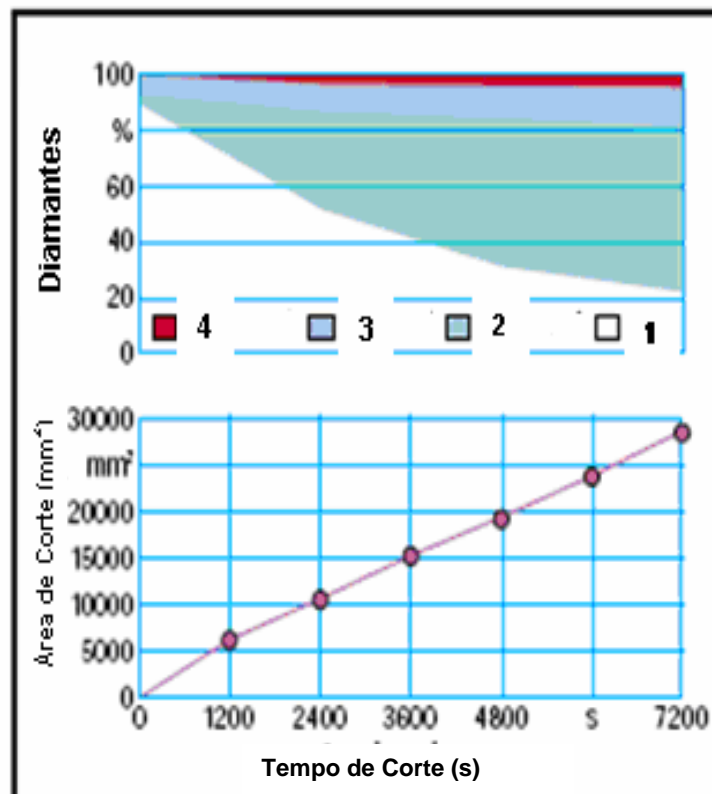


Figura 2.20 – Avaliação do desgaste dos diamantes em usinagem de aço austenítico
– 1: cristais intactos, 2: clivados, 3: planificados e 4: destacados (pull-out)
[Tönshoff et al., 2001].

O desempenho de uma ferramenta diamantada, depende dentre muitos fatores, do tipo de diamante usado, isto é, tamanho, estrutura, resistência. A vida e a força de corte de uma ferramenta diamantada, depende do efeito combinado de todos os diamantes na superfície da ferramenta. Desta forma, as características da progressão de desgaste destes diamantes, depende sobretudo das propriedades das partículas abrasivas e das condições sobre o qual a ferramenta está trabalhando [Wright D.N., 1986]. Element Six Ltd (2003), propôs um indicador do mecanismo de desgaste para ferramentas diamantadas de corte. A progressão do desgaste pode

ser dividida em 3 regimes distintos, conforme mostra figura 2.21. Inicialmente, a partícula de diamante que foi emergida ainda não tem altura de potrusão suficiente para o contato com o material de corte, não havendo desta forma desgaste do grão abrasivo. Como a matriz sofreu erosão ao redor do cristal de diamante, sua altura de potrusão é aumentada, isto é, agora está acima da matriz. Agora a altura da partícula de diamante foi aumentada suficientemente para o contato desta com o material de corte, desenvolvendo desgaste plano. O contato intermitente com a peça, a partir da rotação da ferramenta causam carregamentos cíclicos sobre grãos de diamantes, evidenciadas por irregularidades da peça de corte e vibrações da ferramenta. O efeito cumulativo de tais carregamentos, reduz a habilidade da partícula a resistir às forças de corte e, conseqüentemente a partícula é fraturada e quebrada. A figura 2.22 mostra um exemplo típico de dados de taxa de desgaste obtidos pelo monitoramento da altura de grãos individuais durante suas progressões de desgaste. É fácil perceber, que há somente aproximadamente 20% de redução de altura quando no modo de desgaste plano, e aproximadamente 30% para o modo de desgaste rugoso. Note que a taxa de desgaste linear, no qual relata a taxa de diamante consumida durante os estágios de desgaste plano, é bem maior do que no final, que é o estágio de macrofratura (rugoso). Esse comportamento pode ser ilustrado na figura 2.23, que mostra distribuição do modo desgaste dos grãos de diamantes correspondentes aos dados apresentados na figura 2.22. Frequentemente, não há variação brusca do desgaste plano para o rugoso, mas geralmente uma transição entre os estágios. Na maioria das vezes, este estágio de transição pode ser considerado a ser predominantemente mais uma modalidade de desgaste plano do que uma modalidade de fratura, desde que a taxa de redução de altura (taxa de desgaste) não é demasiadamente diferente da taxa de redução de altura no estágio de desgaste plano. Entretanto, a vida ativa de uma partícula é determinada pelo puro estágio de desgaste planejado e a transição de estágio (planejado e rugoso).

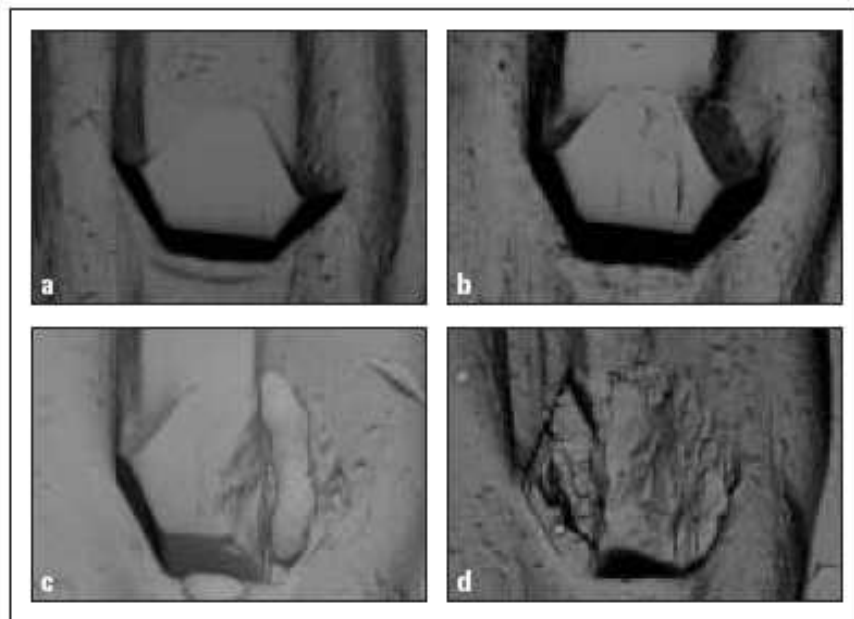


Figura 2.21 – Progressão de desgaste dos diamantes – a) partícula emergida, b) desgaste plano, c) desgaste plano e rugoso e d) desgaste rugoso [Element Six Ltd, 2003].

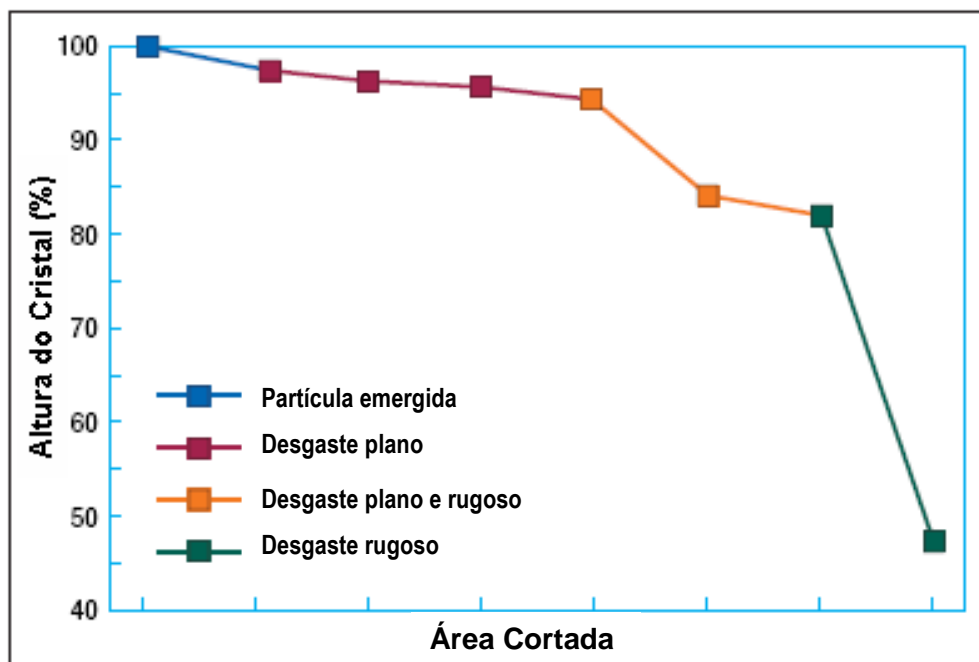


Figura 2.22 – Variação da taxa de desgaste linear durante progressão de desgaste dos diamantes [Element Six Ltd, 2003].

A figura 2.24, mostra resultados de desgaste radial após corte de granito em função da taxa de corte (cm^2/min). Pode-se observar nos resultados, em termos do desempenho da ferramenta e taxas de desgaste obtidas em diferentes condições.

Como as condições de corte se tornam mais severas com o aumento da taxa de corte, um correspondente aumento na taxa de desgaste foi observada.

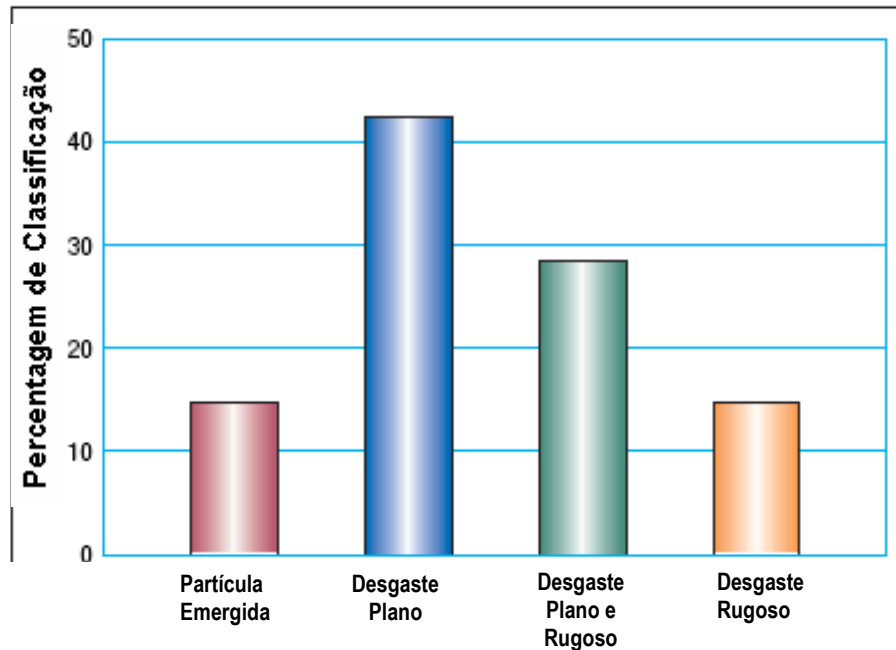


Figura 2.23 – Distribuição da classificação do modo de desgaste das partículas de diamantes durante progressão de desgaste dos diamantes [Element Six Ltd, 2003].

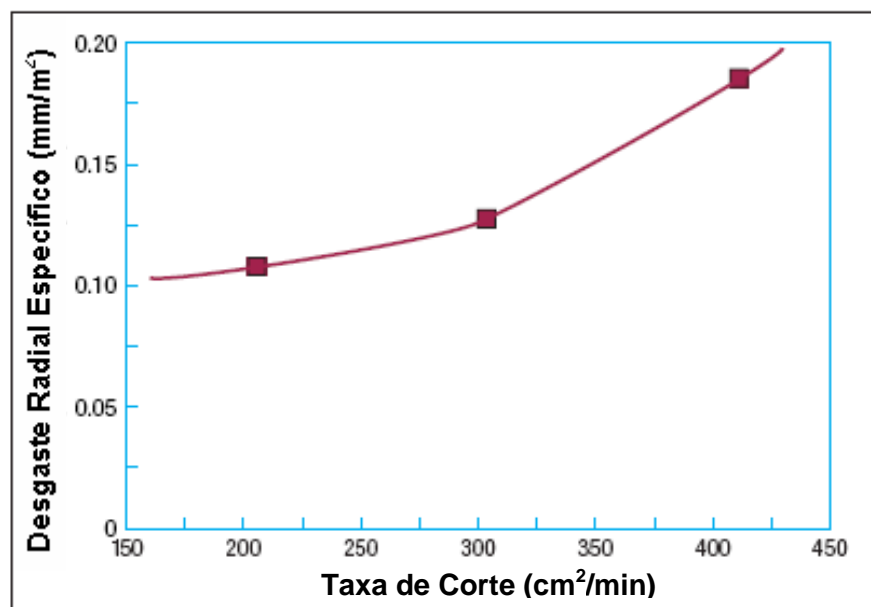


Figura 2.24 – Efeito da taxa de corte no desempenho da ferramenta [Element Six Ltd, 2003].

As medidas macroscópicas de desgaste, são métodos fáceis e rápidos para estimar antecipadamente os custos da ferramenta, onde a variável de medida é a

altura do segmento. Este valor, depende da área cortada de rocha e, tem relação direta com os custos da ferramenta. Neste tocante, Tonshoff, H.K. and Asche, J. (1997) avaliaram a progressão de desgaste de uma lâmina serra ilustrado para corte de dois diferentes tipos de mármore: Brecha Tavira e Rosa Portugal, mostrados na figura 2.25. A parte superior desta figura, mostra uma taxa de desgaste constante com a continuidade do corte. Esta ferramenta foi conformada e com os parâmetros de corte selecionados, uma taxa de desgaste constante e estável foi alcançada. Os valores apresentados nesta figura, entretanto, não são representativos para alguns campos de aplicações, pois foram obtidos a partir de um modelo de teste de uma ferramenta. Mas o significado qualitativo, pode ser verdadeiro para o processo de corte nas fábricas de processamento de pedras. A parte inferior desta figura, também mostra outra característica de progressão de desgaste macroscópico. Para esse caso específico, a curva começa a ter um comportamento constante a partir de uma área de corte de aproximadamente $0,08 \text{ m}^2/\text{segmento}$. A partir desse ponto, a curva procede com um comportamento praticamente horizontal. Esta é uma característica de baixo desgaste radial do segmento, e pode ser explicada por uma mudança nos parâmetros de processo. A partir desse valor, os parâmetros foram mudados para melhor a progressão do desgaste. Em adição, o mecanismo de retífica, explica a melhoramento taxa de desgaste. Antes, esse ponto da superfície da amostra tinha sido sobrecarregado, mas após a retífica a habilidade do segmento foi restaurada. A retífica proporciona uma taxa de desgaste mais uniforme, pois a matriz deve ser removida para colocar mais cristais na superfície e outra vez recuperar a capacidade de corte da ferramenta. Foi avaliado também algumas características da evolução desgaste microscópicas para corte de duas variedades de mármore, utilizando-se de micrografias oriundas de MEV. Para o corte da variedade Moca Creme macio, foi utilizada uma matriz ligante a base de 80%Co-20%bronze. Na figura 2.26 pode ser observado que a maioria dos diamantes na superfície do segmento são grãos que acabaram de serem descobertos (intactos). Metade dos diamantes descobertos estão clivados (fraturados), e apenas um número menor de diamantes estão planificados ou sofreram pull-out. Não ocorreram variações significativas durante estes testes, demonstrando que há apenas uma leve progressão de desgaste. Estes resultados mostram que a composição do segmento e os parâmetros de corte estão bem combinados em relação um ao outro. Para o corte do mármore Brecha Tavira, foi utilizado uma matriz ligante mais dura, que

consiste de 80% bronze-20% cobalto, mostrando um comportamento de desgaste bem diferente. Nesta série de testes, o número de diamantes intactos e afiados diminui continuamente do início para o fim do ensaio, enquanto mais e mais grãos são destacados da matriz ligante (pull-out). Os diamantes clivados (fraturados) e planificados não são significativos, e o número de tais diamantes no segmento permanece quase constante. As investigações mostraram que os grãos intactos ou afiados sofreram destacamento (pull-out) rápido, não sofrendo clivagem ou se planificando antes de sair da ferramenta. Mostra-se, então, que neste caso, os parâmetros não foram satisfatórios, e há fraca retenção dos grãos abrasivos de diamantes por parte da matriz ligante, o que diminui a capacidade de corte da ferramenta.

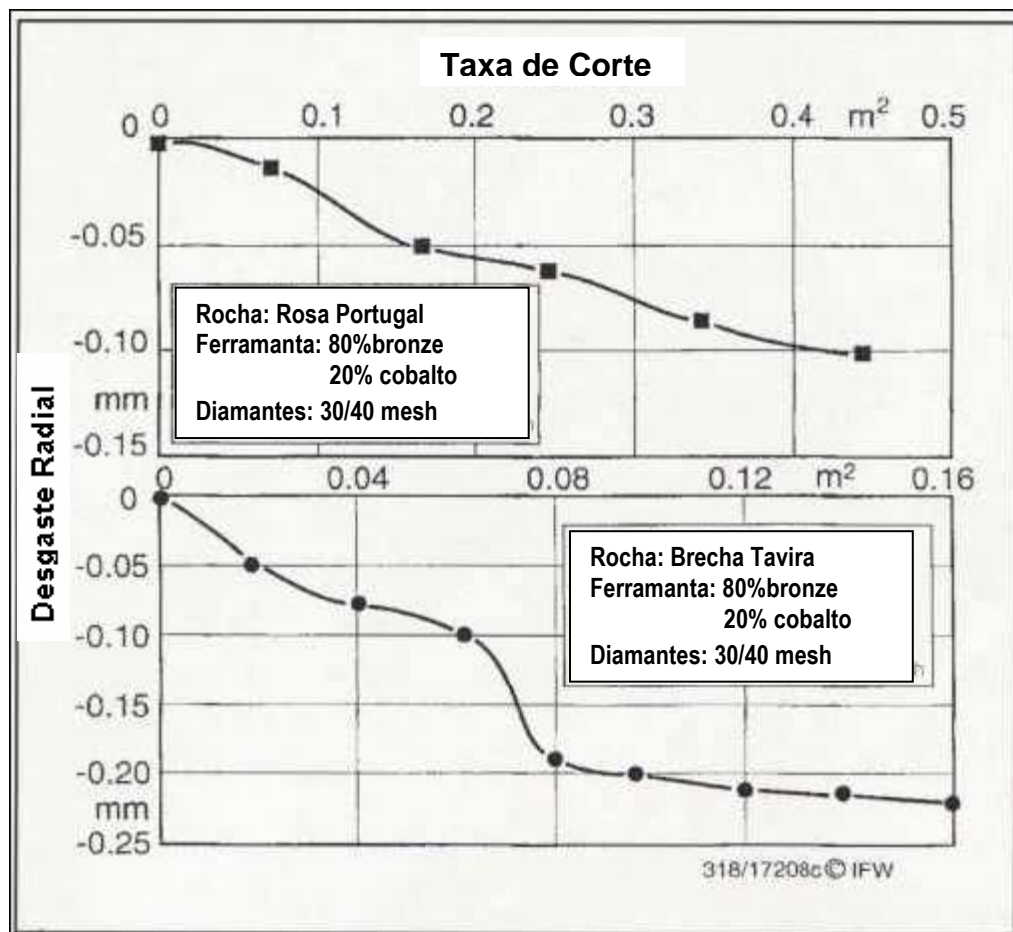


Figura 2.25 – Progressão macroscópica do desgaste na usinagem de mármore [Tonshoff, H.K. and Asche, J. (1997)].

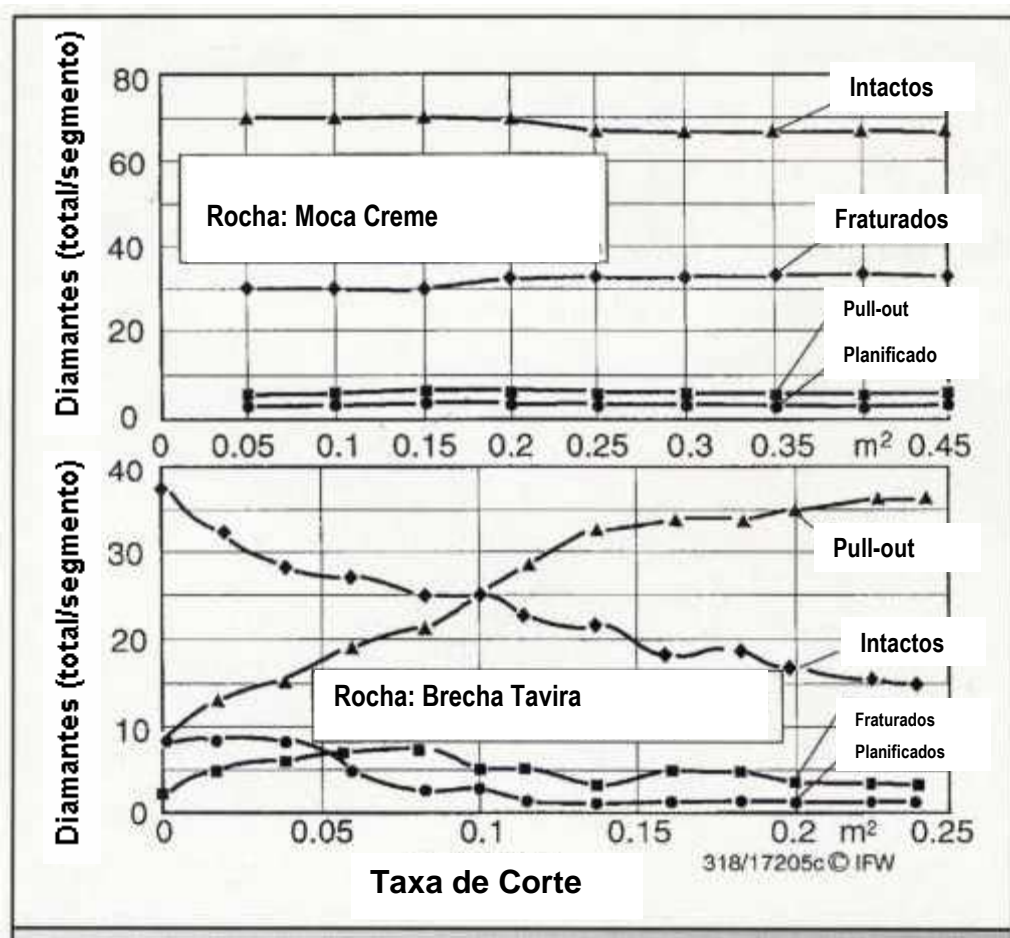


Figura 2.26 – Progressão microscópica do desgaste na usinagem de mármore [Tonshoff, H.K. and Asche, J. (1997)].

Kosntantly, J. (2001), propôs avaliar o processo de desgaste em função da altura de potrusão dos cristais abrasivos de diamantes. A figura 2.27, mostra o esquema da zona de corte, onde H_p é a altura de potrusão do diamante (altura exposta). Na figura 2.28, são apresentados os dados de desgaste levando em consideração a altura de potrusão (μm) dos diamantes em função da área serrada (m^2). Pode ser observado, que com o aumento da quantidade de área serrada, notoriamente há aumento da altura de potrusão dos cristais de diamantes pelo constante desgaste por abrasão da matriz ligante, no qual é um fato perfeitamente normal. Deve-se perceber também, que a altura média potrusão pode ser aumentada utilizando-se grãos abrasivos mais grosseiros e, uma maior altura de potrusão pode retardar o desgaste da matriz quando da operação de corte, podendo gerar boas evoluções de desgaste.

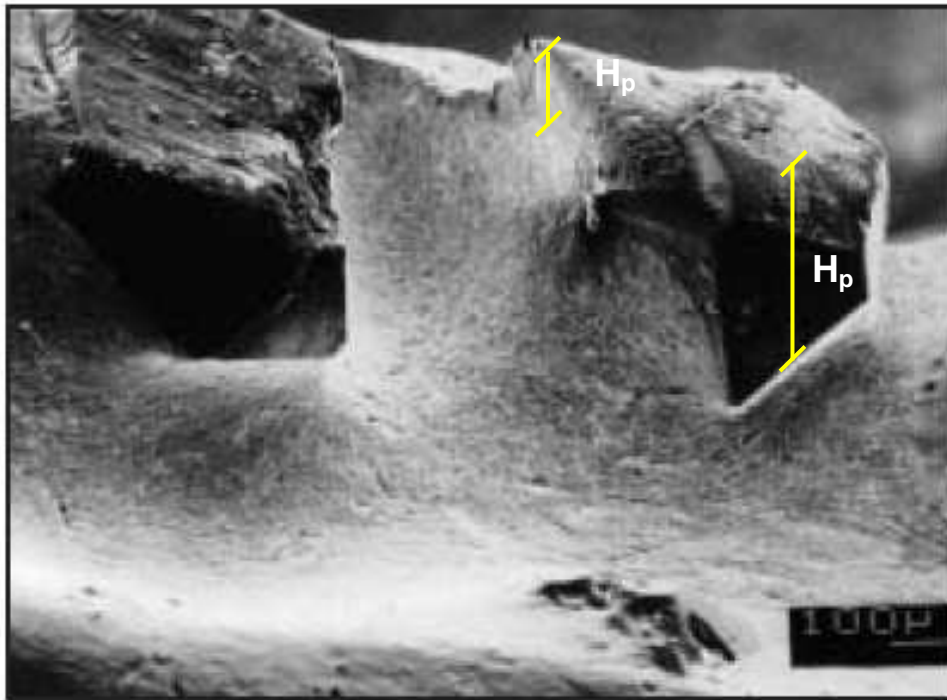


Figura 2.27 – Representação esquemática da zona de corte [Kosntanty, J. (2001)].

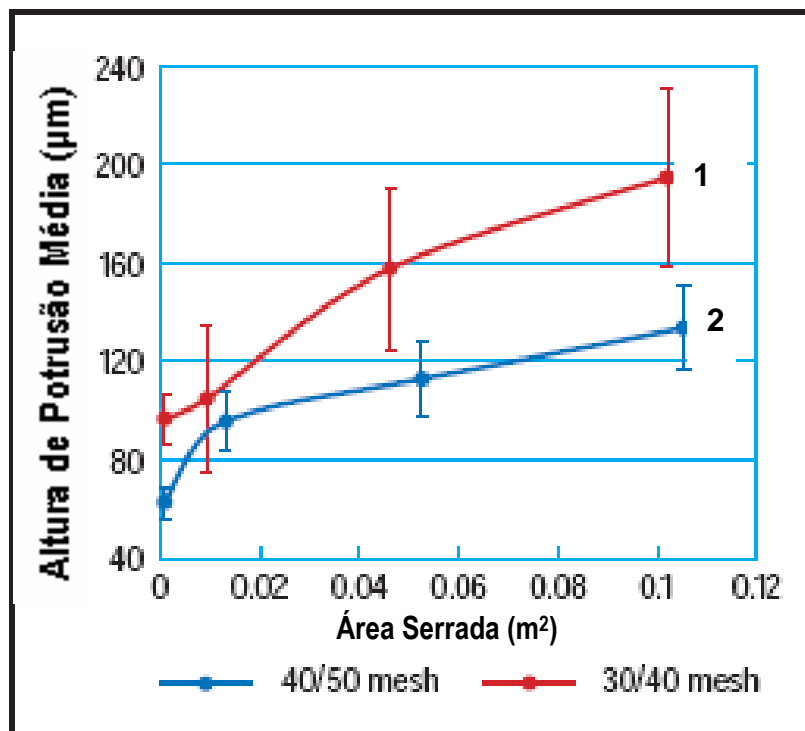


Figura 2.28 – Efeito do tamanho do diamante na evolução da altura de potrusão do cristal de diamante durante processo de corte – curva 1 (superior) 30/40mesh e curva 2 (inferior) 40/50mesh [Kosntanty, J. (2001)].

Os autores destes trabalhos referentes a mecanismos de desgaste deveriam ter verificado que o estágio b (figura 2.21) é na verdade a continuidade do estágio a – desgaste puramente da matriz metálica, com diamantes intactos. Ou seja, de a para b, não há qualquer dano aos diamantes, apenas remoção abrasiva da matriz ligante. C representa a clivagem dos diamantes, conforme ora observado anteriormente (fig.2.19). De c para d ocorre a total clivagem dos diamantes, com a visível auto-afiação dos cristais, dando continuidade ao processo de corte, mostrando também um início de planificação, nas superfícies mais expostas – zonas de contato. Deveria, entretanto, ter sido discutida a continuidade do processo, com a total, ou quase total planificação do diamante – caracterizando o final de uso do cristal, onde o mesmo perde a sua capacidade de corte, e posterior destaque do mesmo da matriz – pull-out. Por outro lado, veremos na discussão dos resultados desta tese, que é mais seguro utilizar também os tipos de diamantes (intacto, clivado, planificado, pull-out) na proposta de um modelo de desgaste. Até então, não há um modelo generalístico, que considere os tipos de diamantes, seus tamanhos, e suas evoluções durante o decorrer do processo de corte – alvo desta tese. Via de regra se considera como parâmetro a altura de penetração dos diamantes, o que se traduz em elevado risco de erro nas medidas, pois a dispersão é grande, a área de medida é pequena, não sendo, portanto, muito significativa à amostra ou ferramenta como um todo. Aliado a isto, esta tese também traz como ineditismo, o processamento e caracterização de compósitos diamantados, utilizando como matriz ligante, ligas à base de Fe-Cu-Co, em estequiometrias ainda não relatadas na literatura.

3 – MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 – Apresentação

Neste trabalho, propõe-se o desenvolvimento tecnológico de compósitos diamantados, os quais foram manufacturados por prensagem a quente segundo as técnicas da metalurgia do pó, e posteriormente caracterizados e testados. A figura 3.1 mostra o roteiro sucinto do desenvolvimento dos trabalhos.

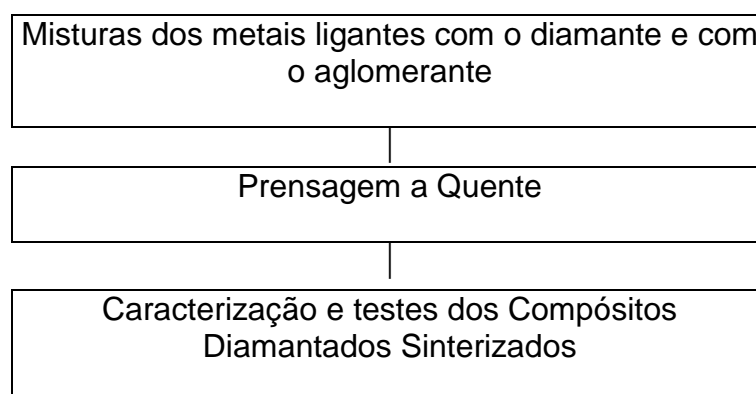


Figura 3.1- Rota Industrial de processamento dos compósitos diamantados via metalurgia do pó.

3.2 – Caracterização dos Pós

Os pós de ferro (Fe), cobre (Cu) e Cobalto (Co) utilizados neste trabalho, são pós comerciais atomizados, adquiridos da METALPÓ. Antes de se produzir os compósitos diamantados, foi realizada a caracterização das matérias-primas. Com relação à pureza dos pós de metais ligantes e de diamantes, são feitas as exigências necessárias aos fabricantes/vendedores dos mesmos, principalmente no que tange aos teores de oxigênio, carbono, enxofre, dentre outros intersticiais. As análises químicas foram feitas via ICP/AES e LECO 136, como mostrado na tabela 3.1. Pode ser notado da tabela abaixo, a alta pureza (para o propósito apresentado) dos pós ligantes (Fe, Cu e Co), com baixos teores de oxigênio, carbono e enxofre, fator positivo para o sucesso da mistura ligante.

Tabela 3.1 – Análise química dos pós de ferro, cobre e cobalto (fabricados via atomização – METALPÓ) – % em peso.

| | Fe | Cu | Co |
|----|------|------|------|
| Mn | 0,15 | - | 0,02 |
| Si | 0,02 | - | 0,09 |
| C | 0,05 | 0,03 | 0,08 |
| O | 0,25 | 0,52 | 0,41 |
| Al | 0,06 | - | - |
| Sn | - | 0,02 | - |
| Fe | - | 0,04 | 0,19 |
| Pb | - | 0,03 | - |
| Cr | 0,03 | - | - |
| Mg | 0,01 | - | - |
| Zn | - | 0,09 | - |
| S | - | 0,12 | 0,01 |
| Ca | - | - | 0,18 |
| Ni | - | - | 0,20 |

Os valores de tamanho médio de partícula, dos pós de Fe, Cu e Co, obtidos pelo método de Sedigrafia a laser são detalhadamente mostrados na tabela 3.2. e através das figuras 3.2, 3.3 e 3.4. Os dados de área de superfície específica feitos via BET, também podem ser observados na tabela 3.2.

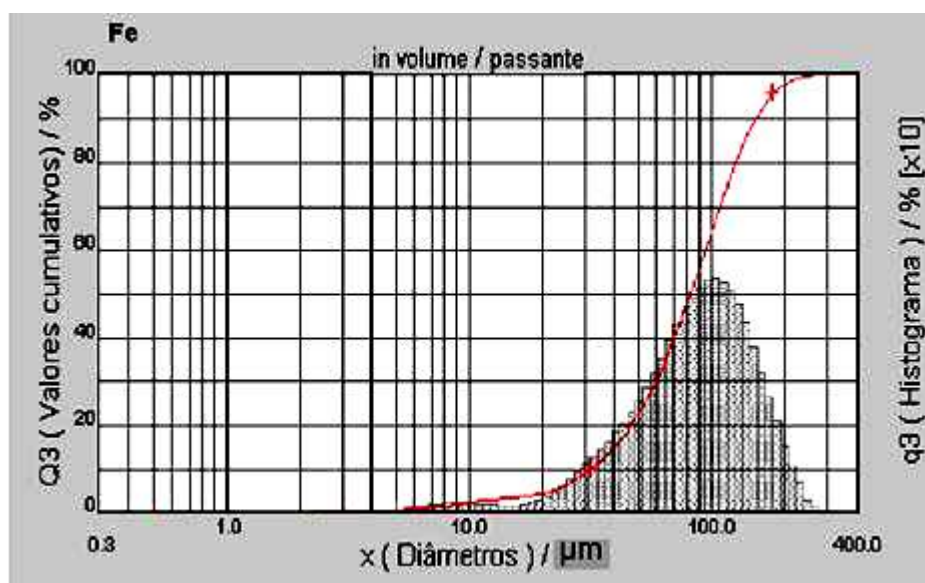


Figura 3.2 – Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de Ferro.

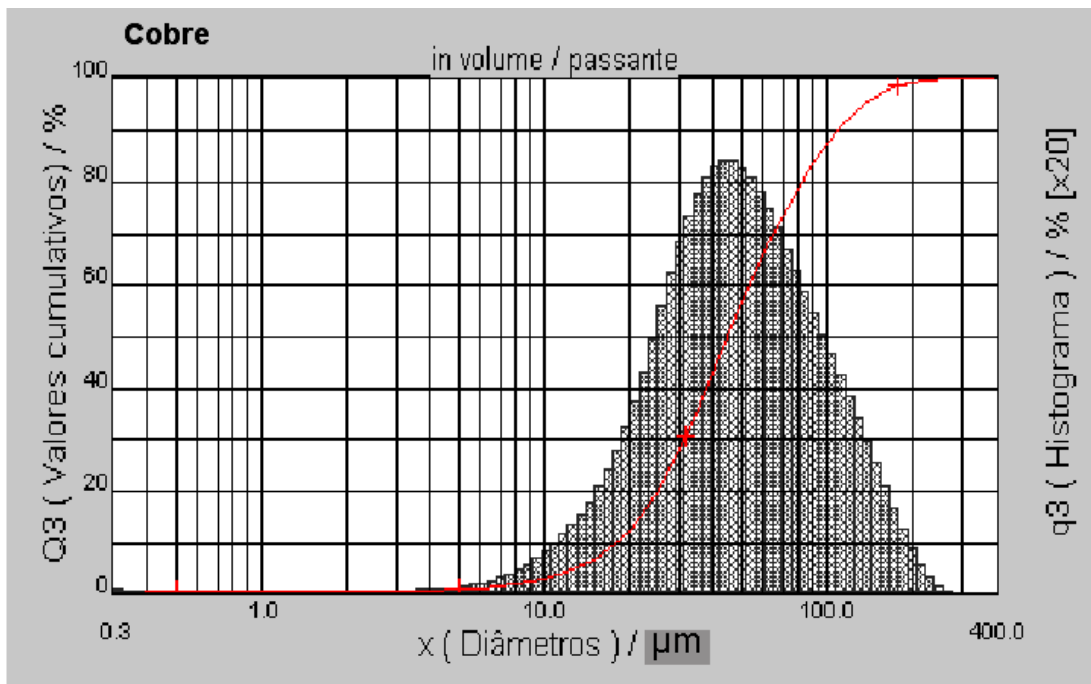


Figura 3.3 – Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de Cobre.

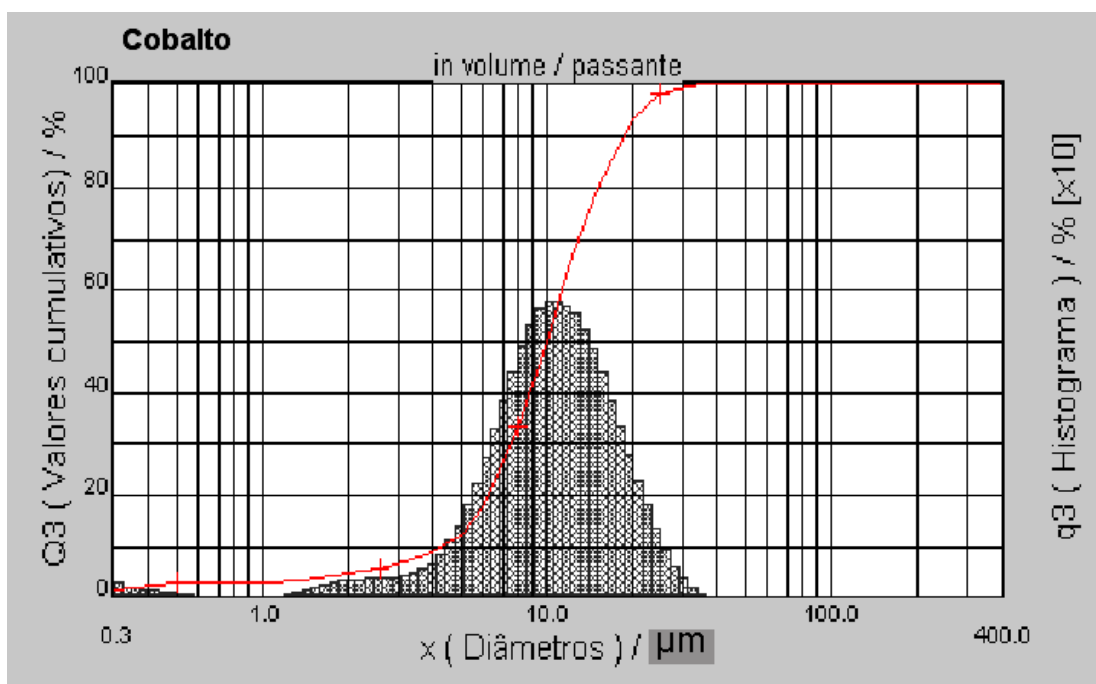


Figura 3.4 – Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de Cobalto.

Tabela 3.2 – Tamanho médio de partícula e área superficial específica, dos pós de cobre, ferro e cobalto.

| | Tamanho médio de partícula (μm) | Área Especifica (m^2/g) |
|----|--|---|
| Fe | 89,02 | 0,1 |
| Cu | 56,07 | 0,3 |
| Co | 10,86 | 0,5 |

3.3 – Definição das Misturas

No presente trabalho, serão estudados sete compósitos diamantados Fe-Cu-Co-diamante, variando os teores de ferro, cobre e cobalto, de acordo com as composições abaixo. Cabe ressaltar, que estas ligas Fe-Cu-Co, foram estudadas por BARBOSA, A.P. (2010) em sua dissertação de mestrado, sendo processados via metalurgia do pó convencional (mistura, prensagem a frio e sinterização) obtendo resultados satisfatórios, no que tange aos principais requisitos para uma matriz ligante de diamantes. Isso serviu de motivação para uma avaliação mais detalhada dessas ligas com adição de diamantes e utilizando-se da técnica de prensagem a quente (rota industrial da metalurgia do pó), uma vez que ligas a base do sistema Fe-Cu-Co já vêm sendo pesquisadas como matriz ligante por empresas internacionais, mas em diferentes teores de ferro, cobre e cobalto do presente trabalho. O compósito M7 mostrado abaixo, foi processado utilizando-se de um pó comercial (NEXT) pré-ligado, o qual servirá de base para a comparação com os resultados obtidos com os compósitos processados e definidos por este trabalho. Segundo [Del Villar et al., 2001] a liga NEXT 100 possui a relação Cu:Fe de 2:1, a qual será mantida neste trabalho para fins comparativos.

- M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante
- M2 – 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante
- M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante
- M4 – 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante
- M5 – 30%pFe-60%pCu-10%pCo-Diamante
- M6 – 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante
- M7 – 25%pFe-50%pCu-25%pCo-Diamante (NEXT 100)

Os diamantes utilizados foram adquiridos da Diamond Inovations (Trademark General Electric Company, USA), tipo MBS960SI2 – alta tenacidade e resistência ao impacto, sem cobertura, na granulometria 40/50 mesh (300-425 μ m), na concentração 50, que se refere a 13% em volume de diamante por cm³ ou 0,44 gramas de diamante/cm³ (concentração usual de algumas ferramentas diamantadas).

As misturas dos pós metálicos foram realizadas para um tempo de 30 minutos em um misturador industrial para metais e diamantes, fabricado pela Pyramid, disponível no Setor de Materiais Super Duros – SMSD/UENF. Foram produzidas 4 amostras por composição, totalizando 28 amostras no geral.

3.4 – Prensagem a Quente

Esta é a etapa mais importante do processamento das amostras, onde se garante a forma e tolerância dimensional, e a densificação da mistura dos metais ligantes com os diamantes, pelos mecanismos de prensagem e sinterização.

Como dito anteriormente, compósitos diamantados foram produzidas segundo a rota de prensagem a quente, que é a principal rota industrial da manufatura de ferramentas diamantadas, onde a prensagem dos pós ocorre concomitantemente assistida por temperatura (sinterização). Isso foi feito na prensa a quente industrial – Pyramid, e serão utilizados os seguintes parâmetros:

- T = 850°C
- P = 35 MPa
- t = 3 minutos

Cabe ressaltar, que o parâmetro temperatura está baseado no que se utiliza na indústria para a manufatura de compósitos diamantados para serras e pérolas de fios diamantados por exemplo (800°C a 850°C). Del Villar et al., (2001) mostraram serem esta a pressão e tempo ideais para a prensagem a quente de compósitos diamantados, justificando serem estes valores mundialmente utilizados, ficando como proposta para trabalhos futuros um breve estudo da variação da pressão.

Os pós misturados e homogeneizados foram prensados a quente em uma matriz de sinterização de eletrografite com 4 cavidades cilíndricas de diâmetro 11 mm, altura das amostras para aproximadamente 11 mm.

O processo de montagem da matriz de sinterização se inicia pela observação da mesma quanto à fixação dos parafusos, entrada do termopar desimpedida e introdução dos pistões de grafite maiores nos orifícios da matriz. Em seguida, utiliza-se uma barra de grafite, apoio inferior, com as mesmas dimensões da matriz de sinterização que deve ser posta na parte da prensa onde ocorre a passagem da corrente elétrica de modo que fique centralizada. Posteriormente é colocada a matriz de sinterização sobre o apoio inferior de tal modo que fiquem alinhados e então em cada orifício, contendo os pistões maiores, adiciona-se os pós misturados e pesados de acordo com a estequiometria e dimensões desejadas. E por último, fecham-se os orifícios preenchidos por pó pelos pistões de grafite menores, conferindo se todos os pistões se encaixam perfeitamente na matriz de sinterização, e a cubra com o apoio superior de grafite verificando se o conjunto está alinhado e centralizado na prensa.

Após este processo é colocado o termopar e a prensa é ligada sem adicionar força até atingir a temperatura de 200°C, e depois desta temperatura começa-se a acrescentar força até alcançar o nível ideal para que a temperatura desejada seja alcançada e a sinterização ocorra durante o tempo estipulado devido à passagem de corrente elétrica pelo conjunto.

Como são 7 estequiometrias diferentes, foram preparadas 4 amostras por condição, totalizando 28.

3.5 – Preparação Metalográfica dos Corpos Sinterizados

Após a etapa de sinterização (prensagem a quente), houve a necessidade lixamento de todas as amostras ou compósitos diamantados em uma politriz semi-automática usando lixas de 100 e 220 mesh, com o objetivo de retirar as rebarbas laterais oriundas de fluxo metálico durante a sinterização e planificar a superfície das amostras para a observação via MEV e ensaio de compressão.

3.6 – Determinação da Densidade

A fim de avaliar a efetividade de sinterização foi medida a densificação dos compósitos após prensagem a quente. A densidade (massa específica aparente) foi determinada através do Método de Arquimedes, que se baseia no empuxo exercido sobre a amostra durante sua imersão em um recipiente com água acoplado a uma balança. O cálculo da massa específica aparente (MEA) toma como base o valor da massa seca (MS), da massa imersa (MI) e da massa saturada (MA), como mostrada na Equação 01.

$$MEA = \frac{MS}{(MA - MI)} \quad (\text{eq. 01})$$

A massa seca é a massa medida antes de qualquer etapa posterior, e essa foi tomada em uma balança digital Scaltec de precisão 0,0001g; a massa saturada é obtida após fervura das amostras em água destilada durante 30 minutos, e para isso as amostras devem ter a sua superfície isenta de qualquer gotícula de água; e a massa imersa é massa medida após a amostra estar saturada, descontando-se o empuxo, ou seja, é a massa da amostra saturada quando imersa em água destilada.

As medidas de densidade foram realizadas em todos os compósitos diamantados.

3.7 – Ensaio de Resistência à Abrasão

Todos os compósitos diamantados produzidos neste trabalho, foram submetidos a ensaios de abrasão tomando como resultado a média 02 de amostras por composição. O material para corte foi um granito cinza, com estrutura orientada, de granulometria grossa, variando de 4 a 20 mm. Petrograficamente classificado como biotita monzogranito, contendo 32% de quartzo, 31% de microlina micropertítico, 24% de plagioclásio, 11% de biotita e 2% de acessórios. Apresenta massa específica de 2,67 g/cm³, absorção de água de 0,35% e porosidade total de 0,93%. Foi então produzido um disco deste granito com diâmetro externo e interno de 70 e 40 cm respectivamente, com altura de 5 cm. Este disco foi instalado

horizontalmente na mesa do Simulador Físico interfaceado com computador tipo AMSLER modificado, microprocessado modelo AB800-E fabricado pela Contenco, disponível no SMSD/LAMAV/UENF, e utiliza o software Pavitest Abrasímetro 2.31 para a obtenção de dados, onde pode ser observado através da figura 3.5.



Figura 3.5 – Abrasímetro especial modificado microprocessado.

As amostras foram acopladas verticalmente ao disco de granito em um suporte com fixador. Este suporte possui um termopar tipo K acoplado, o qual fica em contato direto com a lateral da amostra, próximo à zona de corte.

A rotação da mesa de granito foi de 20 rpm, com uma força vertical (peso solto) sobre as amostras de 2 kgf, o que representa as melhores condições de ensaios nesta máquina e para estes materiais segundo estudos realizados por Oliveira, L.J [2005]. Uma vez posicionada sobre o disco de granito, a amostra se mantém fixa em uma linha de corte. A profundidade de corte no disco de granito e vibração pode ser medida por um LVDT acoplado ao eixo de fixação do suporte das amostras. Pode-se medir, além da perda de massa das amostras, a força de corte desenvolvida durante o tempo de ensaio.

Cabe ressaltar, que nestes ensaios as amostras são submetidas a condições bem mais severas que quando em operação de corte nas lavras de rochas

ornamentais, pois há uma carga vertical aplicada e as irregularidades do disco de granito geram grandes impactos na zona de corte.

As amostras foram pesadas antes e após cada ensaio em balança digital Scaltec de precisão 0,001g, para medir a variação de massa e determinar a resistência a abrasão das amostras. Isso pode ser determinado através das equações 02 e 03.

$$\Delta M = \frac{m_I - m_F}{m_I} \times 100 \quad (\text{eq. 02})$$

$$RA = \frac{1}{\Delta M} \times 100 \quad (\text{eq. 03})$$

Onde: ΔM é a perda de massa (%); RA é a resistência a abrasão; m_i é a massa inicial e m_f é a massa final.

O objetivo do ensaio de abrasão foi determinar quais compósito são mais resistentes ao desgaste, podendo assim indicar um ou mais compósitos para uso em ferramentas diamantadas de corte.

Conforme já ressaltado, foram utilizadas 2 amostras por composição, totalizando 14 amostras, as quais foram ensaiadas para um tempo de 2, 6, 12 e 20 minutos. Estes estudos foram acompanhados por MEV, com aumentos de 35x e 200x, para definição dos modos de falha, desgaste da matriz e protusão e distribuição dos cristais de diamante.

3.8 – Classificação dos Diamantes

Após os ensaios de resistência a abrasão, os diamantes foram classificados de acordo com a sua altura de protusão – altura exposta do diamante – e tamanho médio de partícula em: pequenos (P), médios (M) e grandes (G) e foram classificados também em função dos modos de falha (tipos de desgaste oriundos do processo de abrasão). Para a classificação de tamanho dos cristais, adotou-se como referência o tamanho médio de partícula dos diamantes utilizados neste trabalho, o qual é em média de 425 μm , adotando-se os seguintes intervalos:

- Diamante pequeno: 0 – 100 μm (aproximadamente 25% da altura de potrusão);
- Diamante médio: 101 – 250 μm (aproximadamente 50% da altura de potrusão);
- Diamante grande: 251 – 425 μm (aproximadamente 100% da altura de potrusão).

Os compósitos quando fabricados industrialmente para dentes de serras de corte, passam por uma etapa de retífica após o processamento, com o objetivo de revelar ou descobrir os diamantes ainda totalmente embebidos no metal ligante, deixando a ferramenta pronta para o corte. A altura de potrusão dos cristais correspondente a esta etapa, corresponde ao intervalo considerado para os diamantes pequenos (1/4).

Os valores foram obtidos tomando o valor do diâmetro médio de cada cristal, para as diferentes amostras ou compósitos, mediante análise as micrografias obtidas via MEV. Os modos de falha avaliados foram: diamantes intactos (nenhum ou quase sem dano), clivados (trincados) e planificados, os quais são os tipos de desgaste em que os cristais de diamante são submetidos quando da operação de corte, de acordo com Tönshoff et al., (2001). Após essas medições, foram traçados gráficos para avaliar a influência de cada tipo de diamante no que tange à classificação por tamanho e tipo defeito no processo de desgaste de todos os compósitos diamantados, em função dos tempos de ensaio de resistência a abrasão.

3.9 – Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise da microestrutura das amostras, avaliação da aderência matriz ligante-diamante, observação da distribuição dos diamantes na matriz de acordo com a classificação de tamanho e modo de falha, fração de área ocupada pelos diamantes foi realizada via microscópio eletrônico Shimadzu, disponível no LAMAV/CCT/UENF, sendo as imagens geradas a partir de elétrons secundários e elétrons retroespalhados.

A preparação das amostras para o MEV, após limpeza, consiste em fixá-las em um suporte específico de alumínio através de uma fita de carbono dupla face. A condução eletrônica foi efetivada através da aplicação da cola de prata, condutora

entre a amostra e o suporte. Não foi necessária a metalização da amostra, pois a mesma já é condutora.

3.10 – Ensaio de Compressão

O teste de compressão foi feito com o objetivo de avaliar as propriedades elásticas dos compósitos, onde se determinou a tensão de escoamento e o módulo de elasticidade.

Os ensaios de compressão foram feitos em um equipamento universal de ensaios mecânicos INSTRON, modelo 5582 – 100 KN de capacidade, usando uma velocidade de 1 mm/min, disponível no SEMMA/CCT/UENF. Nestes testes de resistência à compressão foram utilizadas 2 amostras por composição, totalizando 14 amostras.

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados todos os resultados obtidos no presente trabalho de pesquisa, bem como as explicações para os mesmos.

4.1 – Análise da Densidade dos Compósitos Diamantados

A figura 4.1 mostra a densificação de todos os compósitos diamantados com matrizes ligantes Fe-Cu-Co estudados, após prensagem a quente a 850°C para um tempo de 3 minutos. Analisando todos os compósitos, pode-se concluir que os valores obtidos foram similares, ou seja, não houve variação significativa nos valores de densificação para as diferentes misturas, apresentando um valor médio de cerca de 98%. Isso mostra que a variação dos teores de Fe, Cu e Co não influenciaram marcadamente a densidade. Foi verificado um valor de densificação um pouco menor para a amostra M5, o qual pode ser atribuído a um maior nível de porosidade para esta mistura em comparação com as demais, conforme figura 4.2.

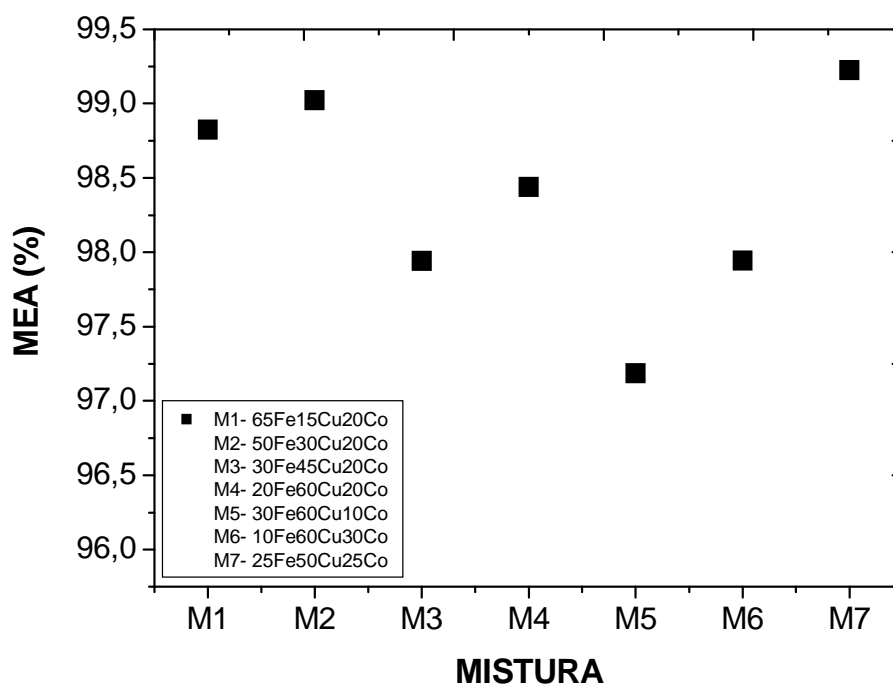


Figura 4.1 – Densificação dos compósitos diamantados com matrizes ligantes Fe-Cu-Co após sinterização a 850°C, para um tempo de 3 minutos.

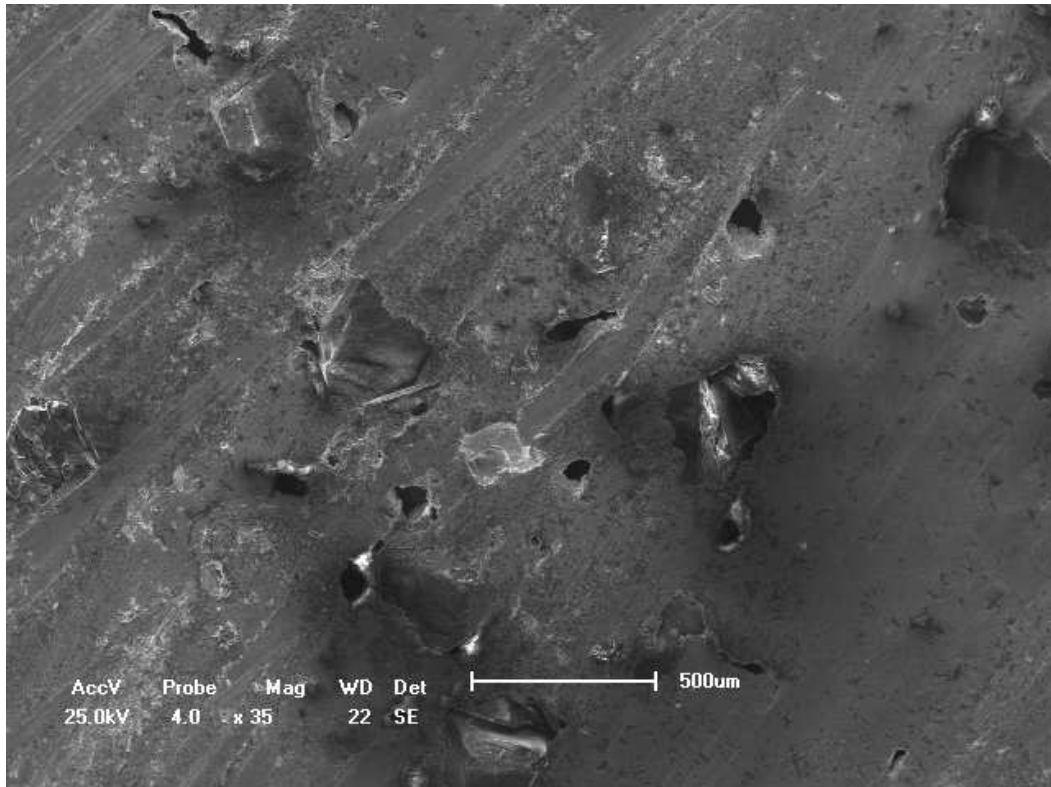


Figura 4.2 – Micrografia mostrando a mistura M5 (30%Fe-60%Cu-10%Co), obtida por prensagem a quente a 850°C, para um tempo de 3 minutos.

Bonneau, M. e Moltenni, M. (2002), avaliaram a densificação de compósitos diamantados utilizando pós ligantes comerciais como o MX 1181 e NEXT 101 a base do sistema Fe-Cu-Co. Os compósitos foram pré-sinterizados e logo após foram submetidos a sinterhip. Os resultados são apresentados nas figuras 4.3 e 4.4. Na temperatura de sinterização de 850°, pode-se notar que consegue-se valores de densificação para esses compósitos de cerca de 95 e 97% respectivamente. Esses resultados mostram que os valores obtidos com esses compósitos do presente trabalho foram satisfatórios, já que o menor nível de densificação achado para o compósito M5 está em torno de 96%. Em adição, não foi feito pré-sinterização para estes compósitos, aos quais foram processados exclusivamente por prensagem a quente. Valores mais elevados de densificação achados para alguns compósitos, se deve ao fato de ter-se utilizado neste trabalho concentração 50 para os diamantes, já que foi utilizado concentração 30 para os compósitos comerciais, resultando em maior nível de fechamento de poros.

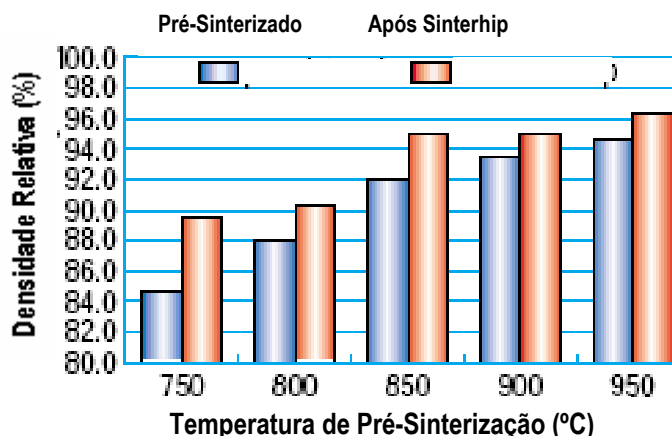


Figura 4.3 – Percentual de densificação em função da temperatura de pré-sinterização [Bonneau, M. e Moltenni, M. (2002)].

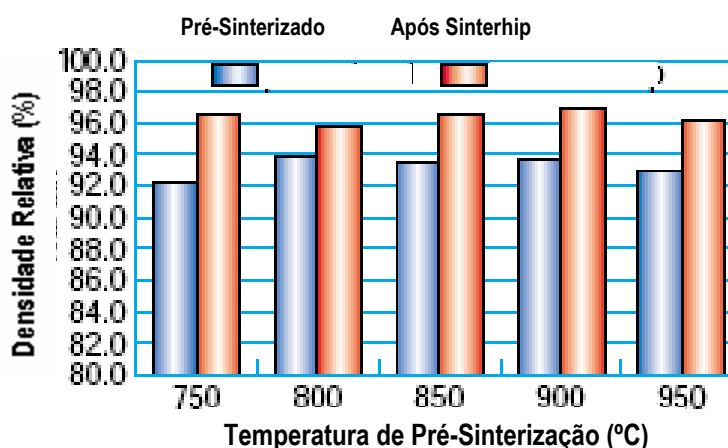


Figura 4.4 – Percentual de densificação em função da temperatura de pré-sinterização [Bonneau, M. e Moltenni, M. (2002)].

4.2 – Análise Microestrutural dos Compósitos Diamantados

As figuras de 4.5 a 4.12 apresentadas a frente mostram a distribuição dos cristais ou grãos de diamantes na matriz ligante de Fe-Cu-Co, bem como alguns fenômenos de desgaste, nas diversas composições estudadas após ensaio de resistência a abrasão. Pode-se observar na figura 4.5 uma ótima distribuição dos cristais de diamantes na matriz metálica ligante, bem como diamantes com diferentes alturas de potrusão (altura exposta do diamante), com uma distância

média entre os cristais de aproximadamente 500 μm , mostrando distribuição uniforme, o que é fato positivo para a retenção dos diamantes e trabalho de corte da ferramenta diamantada. Pode-se perceber também que além da ótima distribuição dos cristais, os mesmos se apresentam com muito pouco ou nenhum dano, indicando início do processo de corte. Isso é favorável para o processo de corte, pois dessa maneira o processo de desgaste do compósito diamantado acontecerá gradativamente de maneira uniforme, já que o desgaste da matriz ligante por abrasão elimina os cristais já desgastados ou inaptos para o corte e descobre os cristais mais internos, fazendo surgir novas faces cortantes. A retenção ou aderência matriz ligante/diamante, é fato determinante para o desempenho e vida útil da ferramenta diamantada e, aí pode-se notar que os diamantes estão muito bem ancorados pela matriz ligante (vide setas na figura 4.5), o que indica forte aderência matriz ligante diamante. Em adição, vale ressaltar, que uma retenção inadequada ou ruim dos cristais de diamantes, é um dos principais fatores negativos para uma ferramenta diamantada, pois conforme já dito, reduz a vida útil e desempenho de corte, resultando em elevação de custos. Uma retenção ruim pode ser observada na figura 4.6, onde nota-se que há ausência de ancoragem do diamante por parte da matriz ligante, ou seja, não há molhabilidade adequada de ligante nas faces do cristal de diamante. Vale ressaltar também a existência de um “gap” de separação entre a matriz ligante e o cristal de diamante, mostrando que não há uma acomodação satisfatória do cristal, o que resulta em pobre aderência matriz ligante/diamante.

É importuno informar que o compósito da figura 4.6 sofreu início de desgaste, para o tempo de 2 minutos, o que, para um bom sistema metal-diamante, isto deve gerar apenas desgaste da matriz metálica e exposição das faces cortantes dos diamantes (conforme será discutido a seguir). A ausência de forte ligação metal-diamante indica uma baixa aderência. Estas aberturas são oriundas de fadiga mecânica, geradas pelos constantes impactos. Propriedades elásticas – tensão de escoamento e módulo de elasticidade – da matriz metálica baixos, conduzem ou levam a este efeito indesejável. É de fundamental importância observar, que quando da operação de corte, as ferramentas diamantadas estão submetidas constantes impactos mecânicos, aos quais conduzem à fadiga. Desta forma, é fundamental a seleção de um ligante adequado, para adesão dos diamantes. Isto será abordado mais adiante.

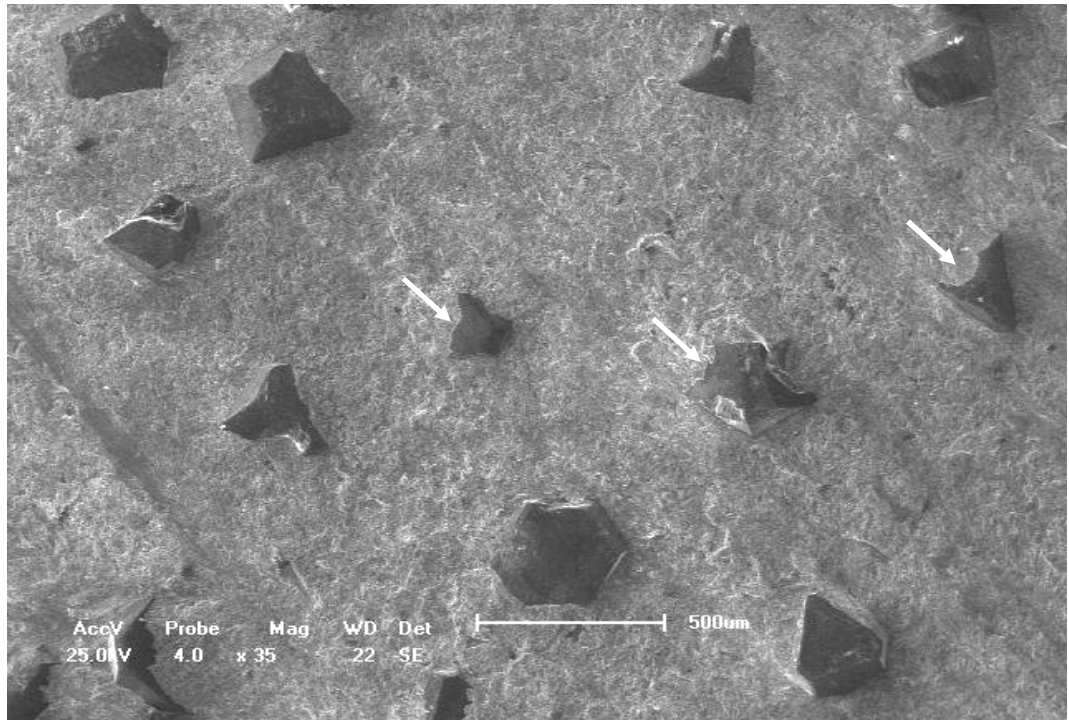


Figura 4.5 – Distribuição dos cristais de diamante na matriz ligante M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo após ensaio de resistência abrasão – 12 minutos.

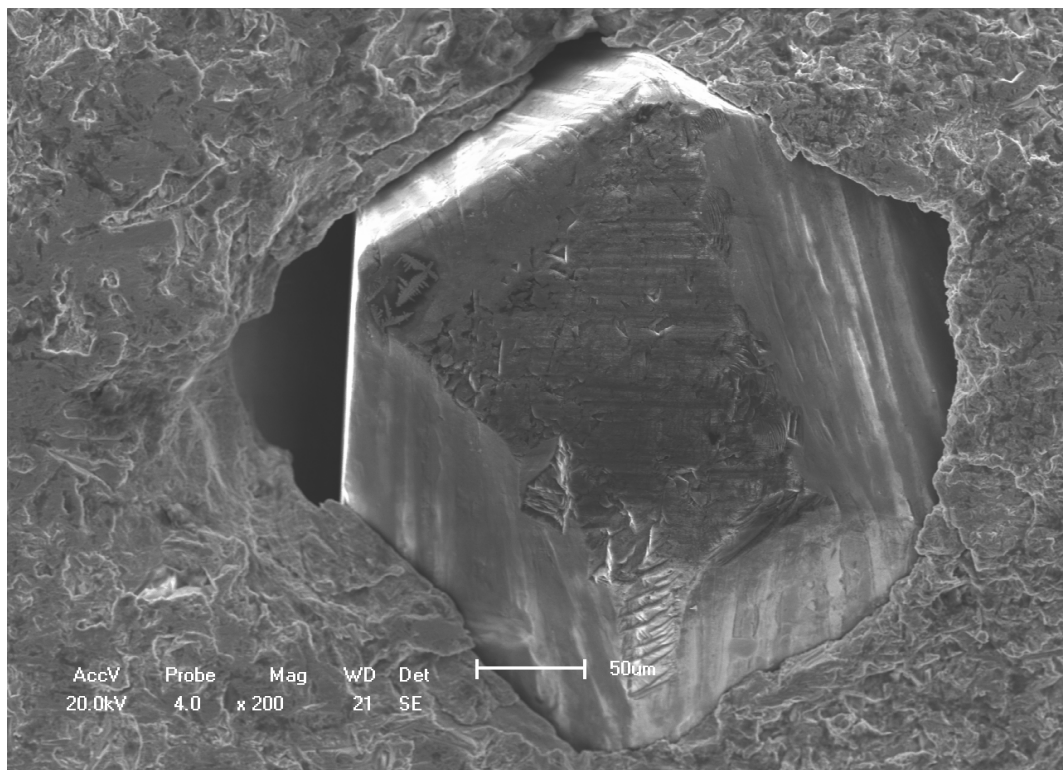


Figura 4.6 – Micrografia mostrando que há um “gap” de separação entre o cristal de diamante e a matriz ligante, resultando em fraca retenção do cristal após ensaio de abrasão para um tempo de 2 minutos (M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo).

Pode-se observar na figura 4.7 o desgaste frágil ou a “quebra” de um monocristal de diamante encravado em uma matriz ligante devido à elevada força de impacto durante a operação de corte. Não é comum a ocorrência desse fato durante operações de corte nas pedreiras e por tempos curtos (2 minutos), pois estes ensaios foram feitos em abrasímetro modificado utilizando um disco de granito, onde as condições de corte são extremamente mais severas, no qual há uma elevada carga vertical aplicada sobre as amostras, bem como uma irregularidade significativa na superfície do disco de granito gerando maiores impactos durante a operação de corte, promovendo o desgaste frágil do diamante. Pode-se perceber, que a clivagem do cristal ocorre em planos regulares e com orientações bem definidas, com arrancamento de diamante preferencialmente nessas regiões, pois a deformação plástica acontece por deslocamentos de planos e é preferencial nos planos de maior densidade atômica. Pode claramente notar a auto-afiação do cristal, no qual fica rugoso como resultado da clivagem (vide círculo). Esse comportamento pode afetar negativamente a vida da ferramenta, uma vez que o cristal perde alguns vértices de corte. Porém, como o processo de desgaste é contínuo, novas faces cortantes surgem para dar continuidade e manter o rendimento de corte constante. Por outro lado, cabe informar, que a vida da ferramenta pode não ser sensivelmente afetada pela quebra por clivagem de diamantes, visto que as superfícies clivadas são muito rugosas (splintered), auto-afiadas, promovendo continuidade do corte sem problemas, na maioria das vezes.



Figura 4.7 – Micrografia mostrando a clivagem (quebra) de um cristal de diamante após ensaio de desgaste por abrasão para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo – 2 minutos .

Na figura 4.8, pode-se identificar o destacamento de dois cristais de diamantes da matriz ligante, esse fenômeno é chamado de “pull-out”, o qual é consequência do processo de desgaste contínuo da ferramenta diamantada impregnada. Pode-se analisar o “pull out” em dois pontos de vista. Se a aderência matriz-ligante diamante é ruim, conforme já mostrado anteriormente, o pull-out pode ser interpretado com um modo de falha da ferramenta diamantada, já que o destacamento do diamante da matriz ligante acontece antes do tempo correto, quando o cristal de diamante muitas as vezes ainda tem um forte potencial de corte um modo de falha da ferramenta. Isso é um fator negativo para a ferramenta diamantada, uma vez que há uma redução significativa da sua vida útil, bem como aumento dos custos de corte, já que há perda acentuada de diamante por conta desse problema. Por outro lado, o pull-out pode ter efeitos positivos para o ótimo desempenho da ferramenta diamantada de corte, desde que aconteça naturalmente como uma etapa do processo de desgaste da ferramenta, com destaque ou liberação dos cristais de diamantes quando estes não apresentarem mais capacidade de corte. Isso é extremamente importante para o desempenho da ferramenta diamantada, bem como para a evolução e manutenção da taxa de rendimento no processo de corte, pois conforme já mencionado, os cristais desgastados ou sem capacidade de corte são liberados e novos cristais surgem para dar continuidade ao processo. Isso é claramente mostrado na figura 4.8, onde há destacamento de dois cristais de diamantes, mas na parte superior e inferior direita da micrografia (vide seta), nota-se surgimento de pequenos cristais de diamantes, o quais são novas faces de corte. Na figura 4.9, vê-se, notadamente, a evolução do processo de desgaste, com a protrusão de um diamante já em início de corte, culminando com o fechamento de um “buraco” deixado por um diamante que acabou de ser destacado (pull-out) da matriz.

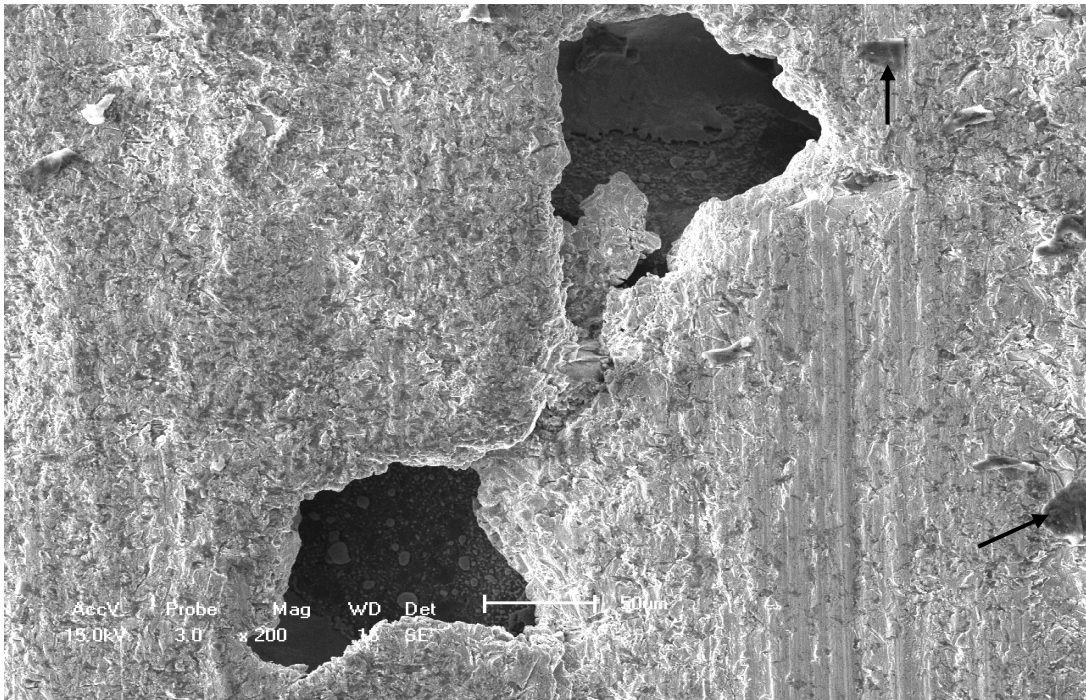


Figura 4.8 – Micrografia mostrando o destacamento ou “pull-out” de dois cristais de diamantes para o compósito M5 – 30%pFe-60%pCu-10%pCo – 2 minutos.

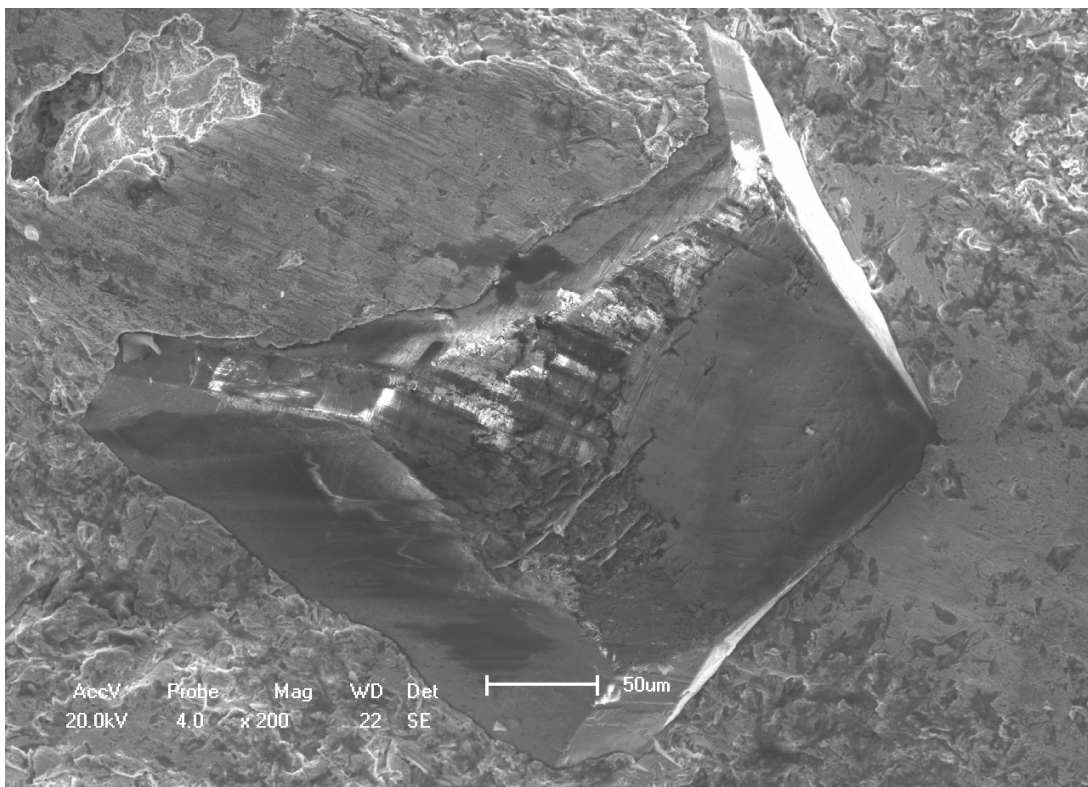


Figura 4.9 – Micrografia mostrando um diamante em fase inicial de corte, paralelamente ao fechamento de um “pull-out” para o compósito M6 – 10%pFe-60%pCu-30%pCo – 6 minutos.

Conforme mencionado anteriormente, o processo de desgaste de uma ferramenta diamantada impregnada é contínuo até o final da vida útil da mesma, onde o desgaste da matriz ligante pela constante abrasão com a pedra a ser cortada, descobre os cristais de diamantes mais externos para início do trabalho de corte. Posteriormente, há eliminação destes mesmos cristais quando eles estão muito desgastados e não apresentam mais capacidade de corte, e ao mesmo tempo surgem novas faces cortantes de novos diamantes que estavam nas camadas mais internas dando continuidade ao processo de corte. Na figura 4.10, observa-se que inicialmente devido a abrasão da matriz com a pedra, os diamantes foram descobertos e surgiram os primeiros cristais de corte, os quais apresentam diferentes alturas de potrusão. Para um melhor entendimento, faz-se necessário analisar o processo de desgaste em função da altura de potrusão dos cristais de diamante. Claramente os cristais grandes, ou seja, de maior altura de potrusão, os quais apresentam até aqui maior trabalho de corte, começam a sofrer clivagem e, os diamantes médios começam a colaborar para o processo de corte, conforme mostra figura 4.11. Com o decorrer do processo de corte, os diamantes mais danificados ou desgastados serão destacados da matriz, enquanto que os diamantes que eram considerados médios agora colaboram de forma mais efetiva para manter o rendimento do processo de corte. Ao mesmo tempo, novos diamantes que estavam no interior do “bulk” surgem como novas faces cortantes, proporcionando assim a continuidade do processo de corte, conforme figura 4.12. Aqui observa-se um diamante intacto, completamente imerso na matriz metálica.

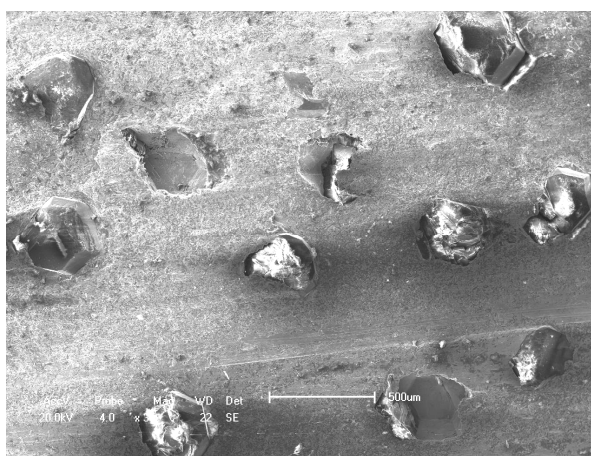


Figura 4.10 – Desgaste por abrasão da matriz ligante e surgimento de diamantes de diferentes alturas de potrusão para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo – 2 minutos ..

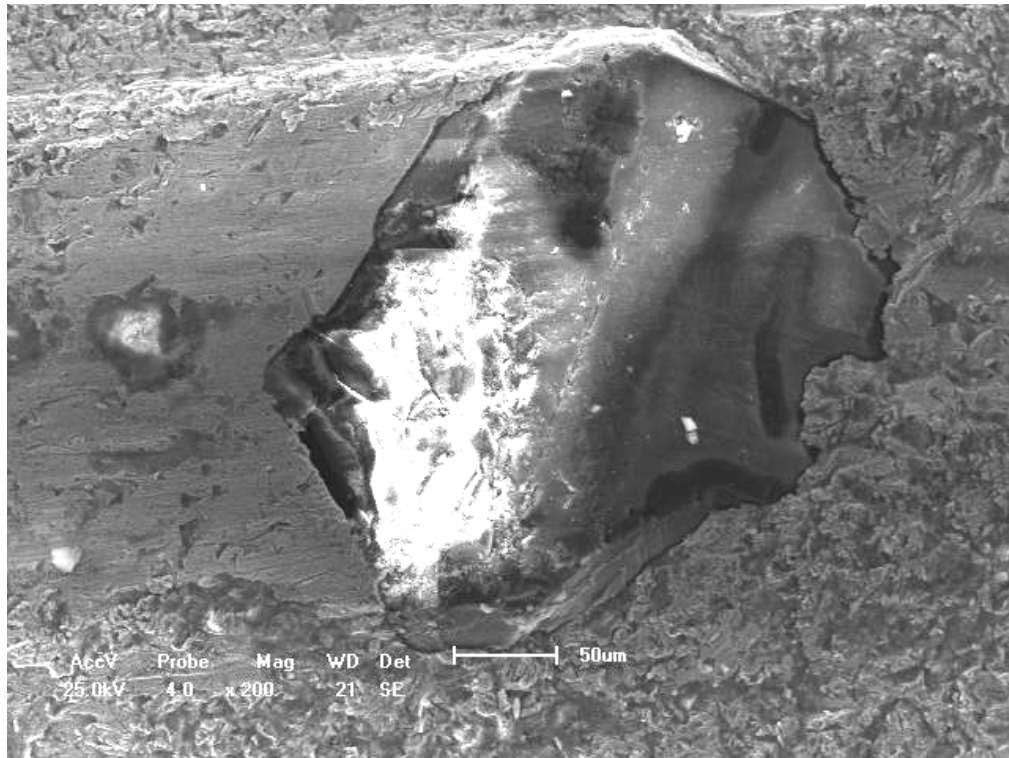


Figura 4.11 – Cristal de diamante médio com início de dano para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo – 2 minutos.

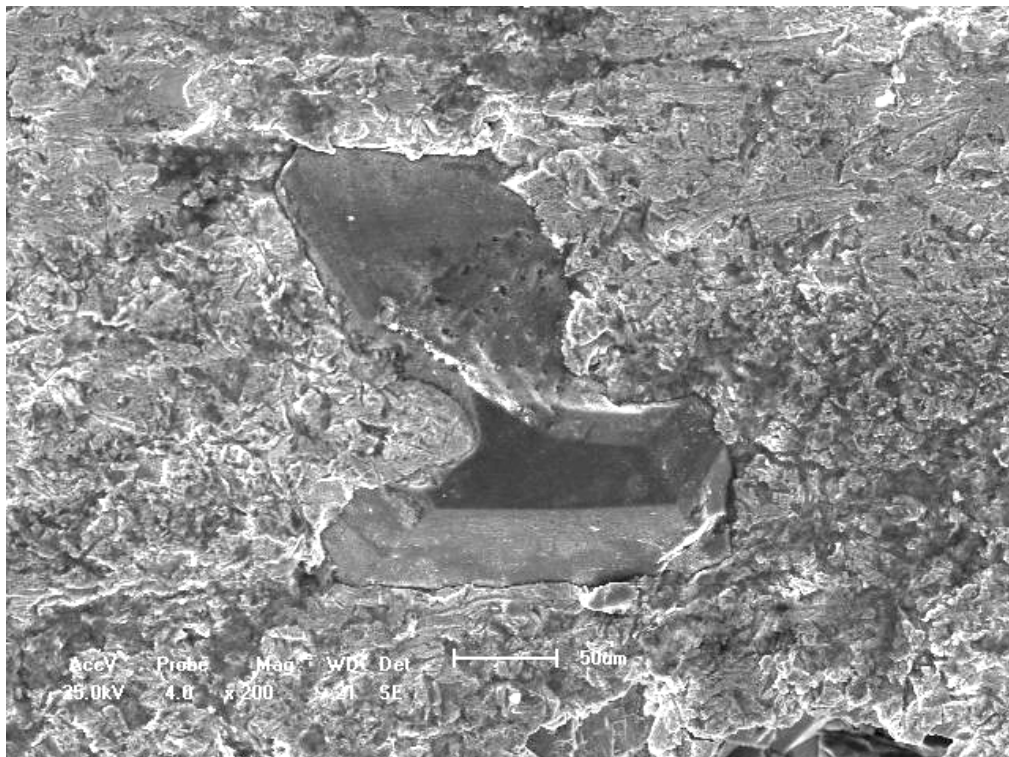


Figura 4.12 – Cristal de diamante surgindo como nova face cortante para dar continuidade ao processo de corte para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo – 2 minutos.

4.3 – Resistência a Abrasão dos Compósitos Diamantados

A figura 4.17, mostra os resultados de resistência a abrasão em função dos tempos de ensaio para todos os compósitos estudados, obtidos por prensagem a quente a 850°C. Foram utilizados os tempos acumulados de 2, 6, 12 e 20 minutos para obtenção dos resultados. Analisando o ensaio para o tempo de 2 minutos, nota-se que obteve-se valores mais altos de resistência a abrasão, da ordem de até 11%, o que já era esperado. Para este tempo de ensaio, ocorre basicamente desgaste da matriz ligante para o surgimento dos primeiros diamantes, aos quais correspondem às primeiras faces cortantes para dar início ao processo de corte da pedra. Percebe-se que para o ensaio de 6 minutos há uma queda da resistência a abrasão, a qual fica em torno 5,5%. Isso ocorre porque agora nesta região há menor percentual de perda de massa por abrasão, pois os diamantes já estão expostos na superfície da matriz prontos para iniciar a operação de corte, resultando assim em pouca perda de matriz ligante em relação ao ensaio de 2 minutos. Agora, para este tempo de ensaio, principalmente da metade do tempo de ensaio para o final, começa a ocorrer o trabalho de corte propriamente dito, ou seja, tem-se agora nessa região da amostra uma taxa de corte constante, ou seja, considerável quantia de diamantes que já estão completamente expostos e com uma altura de protrusão suficiente e necessária para um bom desempenho e taxa de corte satisfatórios. Para o ensaio de 12 minutos, já não ocorre uma queda da resistência a abrasão tão acentuada, a qual está em torno de 4%, visto que os diamantes ainda têm bom poder corte, mantendo a taxa de corte constante. Para tempos finais deste ensaio, os diamantes que trabalharam muito forte na etapa anterior para manter a taxa de corte constante, agora começam a planificar, perdendo parte de seus vértices cortantes. Para o ensaio de 20 minutos, também não se nota queda significativa em relação ao ensaio de 6 minutos. Mas deve ser ressaltado, levando em consideração os quatro ensaios, que nesta etapa do processo de corte, verifica-se, o menor resultado de resistência a abrasão, o que mais uma vez já era esperado. Nessa região da amostra, em virtude da planificação dos grãos abrasivos de diamante da etapa anterior, a matriz sofre intensa perda de massa pela abrasão com a pedra, expondo as demais faces dos cristais dos diamantes ainda embebidas na matriz, restando assim pouco ou quase nenhuma aderência matriz-ligante diamante, o que conseqüentemente leva a perda (pull-out) ou destacamento dos diamantes pela matriz. Conforme essas

observações, cabe mais uma vez ressaltar que o desgaste da ferramenta diamantada impregnada é um processo contínuo, ou seja, a matriz deve ser capaz de reter os diamantes quando estes ainda apresentam capacidade de corte, e ao mesmo tempo eliminá-los ou destacá-los quando estes já não estão mais aptos ao corte, para que assim surjam novas faces cortantes para dar continuidade ao processo. Então, vale reforçar, que embora o “pull-out” seja considerado um modo de falha, ele é fundamental para que a ferramenta se desgaste de forma correta e proporcione trabalho de corte satisfatório. Isto explica o fato da resistência a abrasão ter queda “suave”, de 6 a 20 minutos de ensaio – o desgaste do compósito é constante e contínuo.

Analisando os resultados em função dos diferentes compósitos estudados, pode-se notar uma tendência nos valores de resistência a abrasão, com os compósitos M1, M2 e M4 apresentando os melhores valores de resistência a abrasão nos quatro tempos de ensaio. Segundo Del Villar et al. (2001), em análise da liga Fe-Cu-Co, o cobre, responsável pela fase dúctil, tem solubilidade limitada na solução sólida Fe-Co (fase dura). Desta forma, para os compósitos com maiores teores de cobre, haveria uma tendência de diminuição da dureza da matriz ligante, o que deveria ter causado valores de resistência a abrasão menores para essas amostras com maiores percentuais de cobre. O que ocorreu foi justamente o oposto. Só para o tempo de ensaio de 2 minutos isto se verificou. Para todos os demais, a amostra M4 (maior teor de cobre) proporcionou os melhores resultados de resistência a abrasão. Barbosa, (2008), Barbosa e colaboradores (2009) e Barbosa e Colaboradores (2010), contradizendo Del Villar e colaboradores (2001), provaram que ligas Fe-Cu-Co com elevado teor de cobre e teor de cobalto mínimo de 20% em peso, apresentaram elevadas durezas e resistência a abrasão. Justifica-se pelo fato de que durante a sinterização, ocorreu a extensiva formação de solução sólida Fe-Co, a qual é responsável pela elevada dureza e resistência a abrasão da liga. Esta formação de solução sólida foi facilitada pela presença do cobre, ao qual facilitou a difusão atômica dos elementos de Fe e Co durante a sinterização. A comprovação é que foram obtidas microestruturas compostas por uma matriz de solução sólida rica em cobre, com extensivas regiões circulares de solução sólida Fe-Cu embebidas uniformemente na matriz rica em Cu. Medidas de dureza, resistência a abrasão, avaliação estrutural (DRX), microestrutural (MEV) e física (DRX e EDS) elucidaram a questão, no trabalho de Barbosa et al. (2010), que avaliou a estrutura,

microestrutura e algumas propriedades mecânicas das ligas Fe-(15-30-45-60)%pCu-20%pCo, às quais são utilizadas neste trabalho com a adição de diamantes. As figuras de 4.13(a-d) mostram o aspecto microestrutural para essas ligas, onde a fase escura é rica em ferro, a fase clara rica em cobre e os poros estão na tonalidade preta. Nota-se, que as microestruturas com maior conteúdo de cobre apresentam fase rica em ferro bem distribuídas na fase rica em cobre, de uma maneira mais refinada e homogênea. A figura 4.13-d claramente mostra a presença de fase rica em ferro (100 μm) como “ilhas”, bem dispersa em relação às outras (10-50 μm). Este interessante aspecto microestrutural é responsável pelos valores satisfatórios de dureza e resistência a abrasão para ligas com maiores teores de cobre, discutidas a frente.

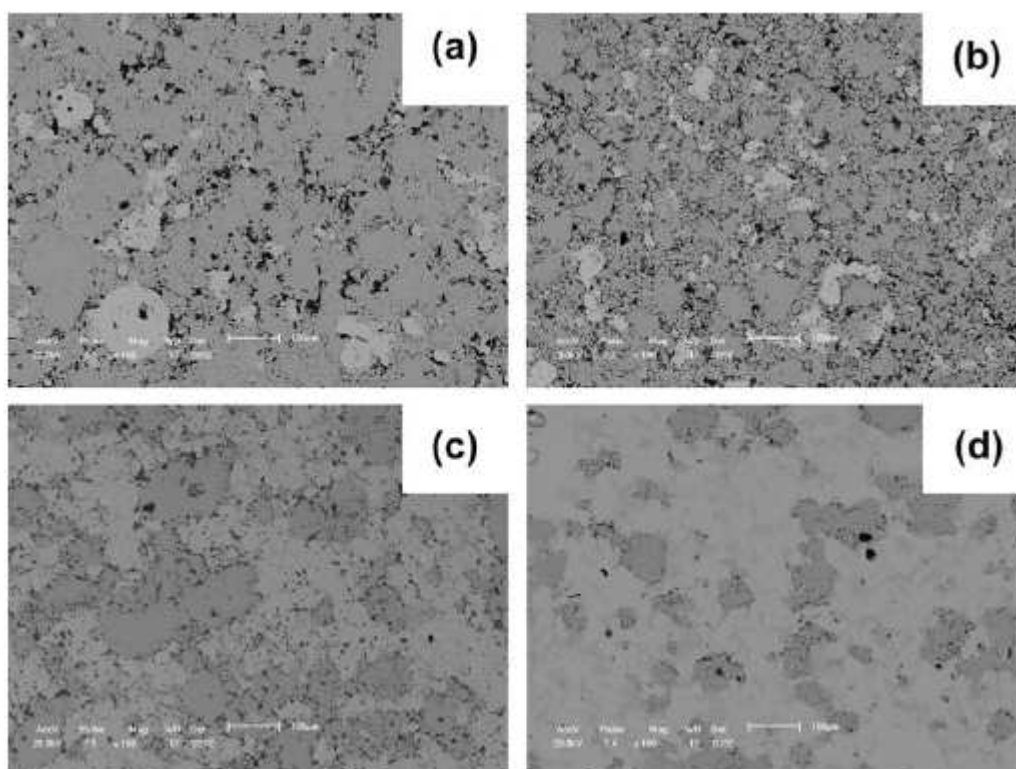


Figura 4.13 – Aspecto microestrutural das ligas A (Fe-15%Cu-20%Co), B (Fe-30%Cu-20%Co), C (Fe-45%Cu-20%Co) e D (Fe-60%Cu-20%Co), [Barbosa et al., 2010].

É mostrado na figura 4.14, a difração de raios-x dessas ligas em função do teor de cobre. São observadas grandes formações de soluções sólidas Fe_7Co_3 e FeCo para as ligas A e B. Isso está atribuído a alta quantidade de ferro nessas ligas. A medida que o ferro é adicionado o conteúdo de ferro diminui, formando menores quantidades de solução sólida Fe-Co. Isto é observado com a redução contínua das

intensidades dos picos, relativos às soluções sólidas Fe-Co e Cu-Co, que desaparecem para as amostras com maiores teores de cobre, confirmando essa discussão.

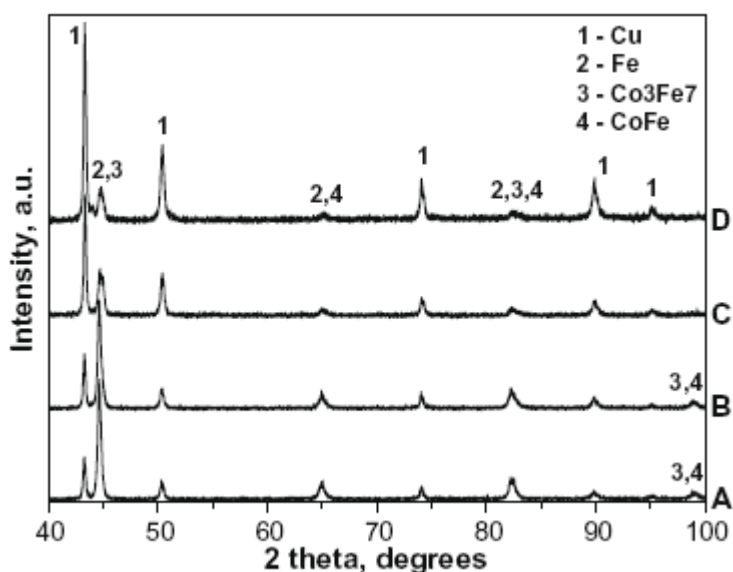


Figura 4.14 – Difração de raios-x das ligas A (Fe-15%Cu-20%Co), B (Fe-30%Cu-20%Co), C (Fe-45%Cu-20%Co) e D (Fe-60%Cu-20%Co), [Barbosa et al., 2010].

A figura 4.15 mostra os resultados quantitativos de EDS para os pontos mostrados na figura 4.16 (amostra D – Fe-(60%pCu-20%pCo). Esses dados indicam que a matriz (ponto A) é rica em Cu (69,217%p), com 30,083%pCo e menor conteúdo de Fe, de cerca de 0,7%p. Isto sugere que os picos relatados para o cobre na figura 4.14, pode ser solução sólida Cu-Co. A baixa quantidade de ferro nesta matriz, explica o desaparecimento da solução sólida Fe-Co, conforme já observado na figura 4.14. Este Fe remanescente provavelmente está formando solução sólida Fe-Co. Pode ser observado que no ponto B apresenta somente ferro e, o ponto C (15,128%pFe, 36,016%pCo, 48,856%pCu) indica a presença de solução sólida Fe-Co. As formações de soluções sólidas já citadas, são as chaves para explicar a melhora da dureza dessas ligas Fe-Cu-Co. A tabela 4.1, apresenta os resultados de dureza e resistência a abrasão para essas ligas. Pode-se observar que há um aumento linear da dureza com o aumento do teor de cobre, onde este ganho de dureza pode ser explicado pelos aspectos ora discutidos, tendo em vista que a presença de soluções sólidas, principalmente Fe-Co, tendem a endurecer as ligas. Foi discutido que a solução sólida Fe-Co diminui com o aumento do teor de cobre,

entretanto, a dureza não pode ser explicada apenas em termos de aspectos estruturais, mas também às variações microestruturais devido ao teor de cobre ser também considerado. A resistência ao desgaste mostra comportamento quase linear para as ligas de A-C, apresentando valores de RA entre 0,3 e 0,5%. Para a liga D, a resistência é cerca de 3,4 vezes superior. Todas as discussões de dureza são válidas aqui. Entretanto, um aspecto adicional: o cobre é um material anti-fricção, de modo que esta propriedade tribológica é outro fator de influência que governa o comportamento de desgaste de ligas com altos teores de cobre. Em adição, pode-se considerar formação de solução sólida e fechamento de poro algumas contribuições.

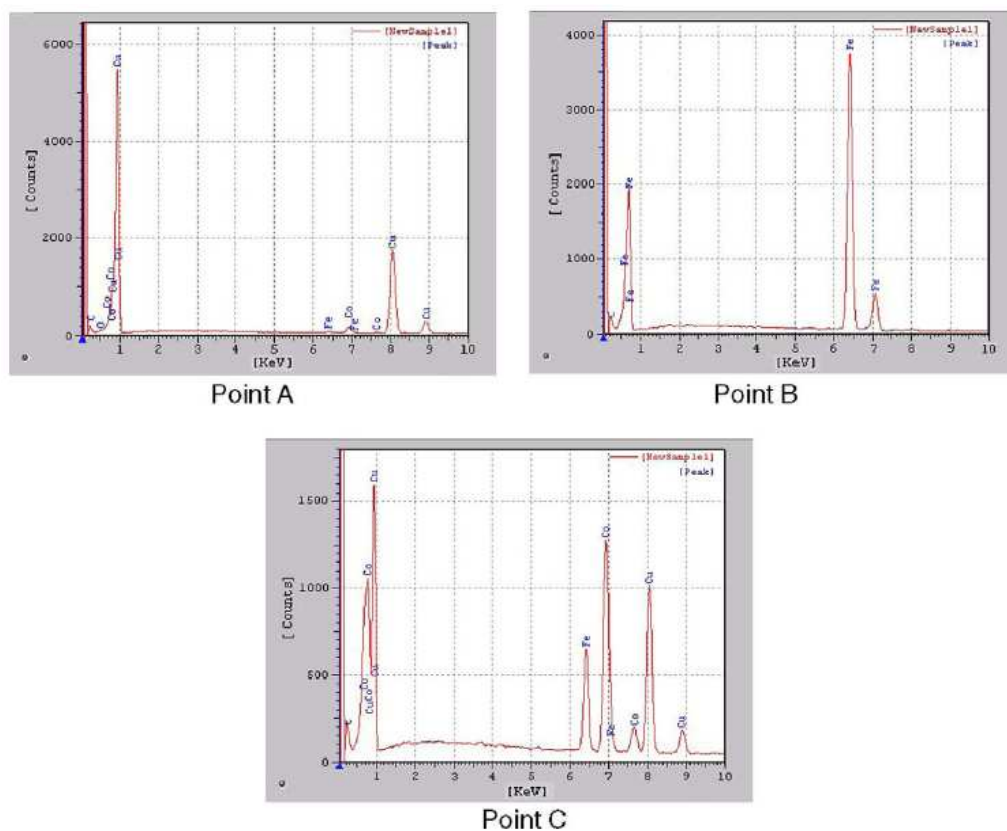


Figura 4.15 – EDS para os pontos A, B e C da figura 4.16 [Barbosa et al., 2010].

Tabela 4.1 – Dureza Rockwell e resistência a abrasão das ligas Fe-Cu-Co [Barbosa et al., 2010].

| Amostra | Composição | Dureza (HRC) | RA (%) |
|---------|----------------|--------------|-------------|
| A | Fe-15%Cu-20%Co | 101.3 ± 0.9 | 0.35 ± 0.08 |
| B | Fe-30%Cu-20%Co | 104.8 ± 1.3 | 0.41 ± 0.11 |
| C | Fe-45%Cu-20%Co | 111.6 ± 1.8 | 0.53 ± 0.06 |
| D | Fe-60%Cu-20%Co | 125.8 ± 0.7 | 1.70 ± 0.10 |

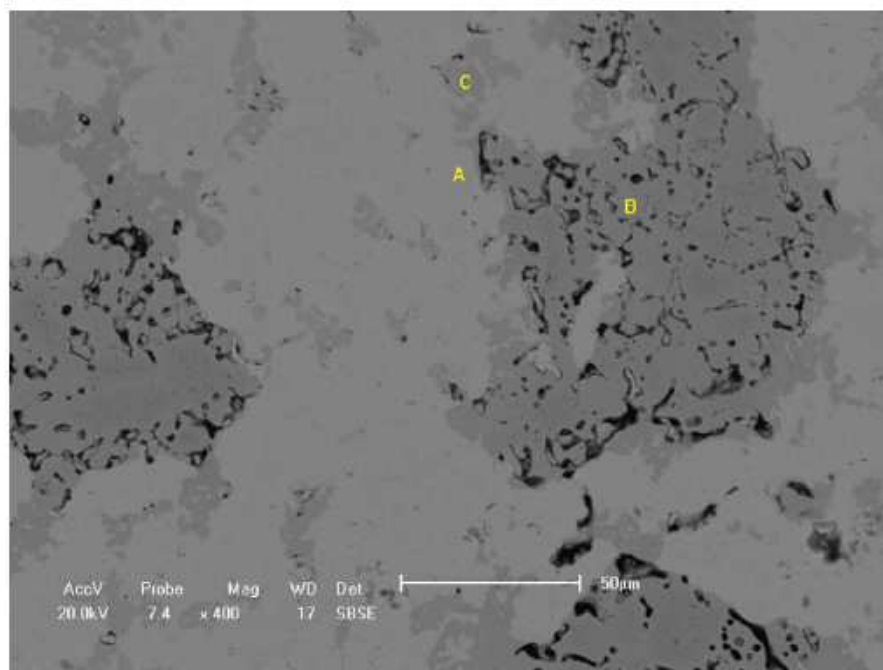


Figura 4.16 – Pontos A, B e C na microestrutura da liga D [Barbosa et al., 2010].

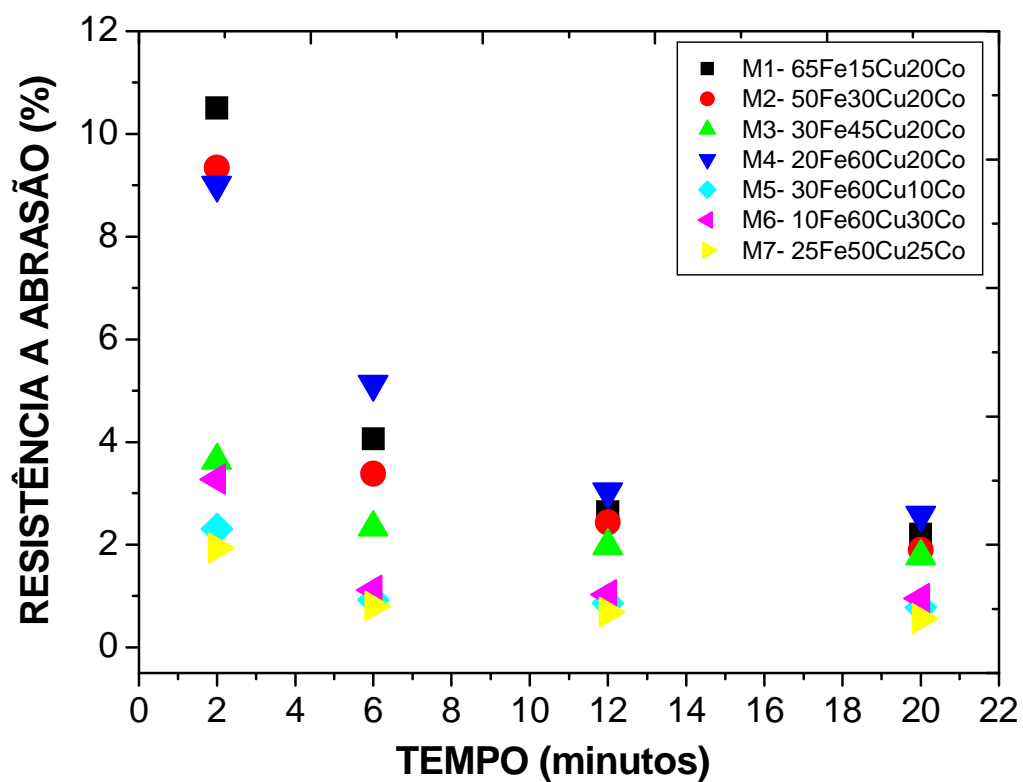


Figura 4.17 – Resultados de resistência a abrasão em função do tempo de ensaio para os compósitos diamantados obtidos por prensagem a quente a 850°C.

4.4 – Análise do Processo de Desgaste dos Compósitos Diamantados

Conforme já mostrado no capítulo anterior, que trata da metodologia utilizada no presente trabalho, os diamantes foram classificados em função do tamanho médio de partícula em 3 tipos a se destacar: pequenos (0-100 μm), médios (101-250 μm) e grandes (251-425 μm). As figuras de 4.18 a 4.21 mostram os percentuais de diamantes de acordo com a sua classificação quais sejam pequenos, médios e grandes para todos os compósitos estudados em função dos tempos do ensaio de abrasão de 2, 6, 12 e 20 minutos. Para o ensaio de 2 minutos, pode-se observar que o número de diamantes médios é significativo em relação aos demais, e ainda se verifica poucos diamantes pequenos. Conforme já discutido acima, neste tempo de ensaio ocorre apenas desgaste da matriz ligante para descobrir ou revelar os diamantes, ou seja, surgimento das primeiras faces cortantes, por isso o percentual de diamantes grandes ainda é menor. Para o ensaio de 6 minutos, verifica-se que o número de diamantes médios diminui, e há crescimento do percentual de diamantes grandes, em relação ao ensaio de 2 minutos. Pode-se notar também o crescimento do percentual de diamantes pequenos para algumas composições. Agora, os diamantes já estão expostos na superfície na matriz para iniciar o processo de corte, e o desgaste da matriz continua suavemente revelando os diamantes com o decorrer do ensaio, ou seja, continua aumentando a altura sua de protusão (altura exposta ao corte), aumentando o nível de diamantes grandes, aos quais estão propícios ao trabalho de corte nesta etapa do processo, enquanto que na mesma proporção, mais diamantes pequenos surgem no “bulk”. Analisando o ensaio de 12 minutos, pode-se notar que houve pouca variação em relação em relação ao ensaio de 6 minutos, e os diamantes pequenos praticamente sumiram, pois sua altura de protusão foi aumentada e se tornaram diamantes médios, para manter a taxa de corte, visto que nesta etapa, os diamantes apresentam ótima capacidade de corte na maior parte do tempo de ensaio. Analisando agora o ensaio para o tempo de 20 minutos, além da análise do processo global de desgaste, cabe uma análise qualitativa em relação as composições estudadas, as quais estão dispostas no gráfico. Pode-se notar que para este tempo de ensaio, os compósitos M1, M2, M3, M4 e M6 não sofreram variações significativas no que tange à percentagem de cada tamanho, onde foi verificado apenas um percentual bem pequeno de pull-out para os compósitos M3 e M4, o que causou um leve aumento do número de diamantes

médios, o que é bom para o processo de desgaste e taxa de corte. Isso mostra que principalmente os compósitos M1, M3, M4 e M6, sofreram menor nível de desgaste, mantendo ainda capacidade de corte no final do ensaio. O fato de o compósito M6 ter apresentando ainda capacidade de corte neste tempo de ensaio, pode ser explicado pelo fato de que pode ter surgido rapidamente uma nova camada de corte durante o ensaio pelo desgaste rápido da matriz, visto que este compósito teve um nível bem menor de resistência a abrasão, ou seja, maior nível de perda de massa. Em adição, deve-se levar em conta o fato de a resistência a abrasão dos demais compósitos ter caído também, para níveis bem próximos de M6, já que esta manteve a sua RA praticamente constante durante os ensaios, já que tem também maior percentagem de cobalto. Para a amostra M5, verifica-se claramente uma queda mais acentuada no percentual de diamantes grandes e surgimento de diamantes pequenos, ou seja, nota-se que houve maior nível de pull-out dos diamantes grandes, mostrando que o desgaste foi maior em relação aos demais compósitos para o mesmo tempo de ensaio. Isso está em perfeita concordância os resultados de resistência a abrasão, pois conforme já discutido acima, esse compósito tem maior teor de cobre, o qual é responsável pela fase dúctil e, principalmente apresenta o menor nível de cobalto (apenas 10%), perdendo em formação de fase dura e por principalmente em resistência a abrasão. Para o compósito M7, verifica-se agora que houve pull-out acentuado dos diamantes médios, o que causou surgimento de diamantes pequenos oriundos da camada adjacente mais interna. Isso mostra que a aderência matriz ligante-diamante não foi boa, ou seja, retenção pobre do diamante pela matriz, já que os diamantes nesse tamanho ainda estão em fase inicial de desgaste, prontos para propiciar o corte. Conforme já discutido, neste caso o pull-out é considerado um modo de falha e tem efeitos negativos no processo de desgaste do compósito, visto que houve fraca retenção do diamante pela matriz, resultando em maior taxa de desgaste e perda prematura de cristais de diamante.

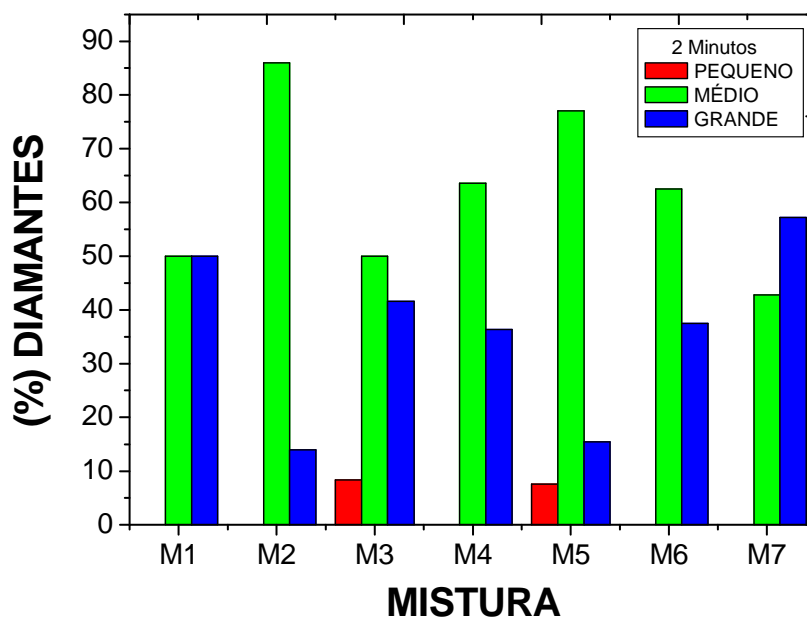


Figura 4.18 – Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para todos os compósitos diamantados, para o tempo de ensaio de abrasão de 2 minutos.

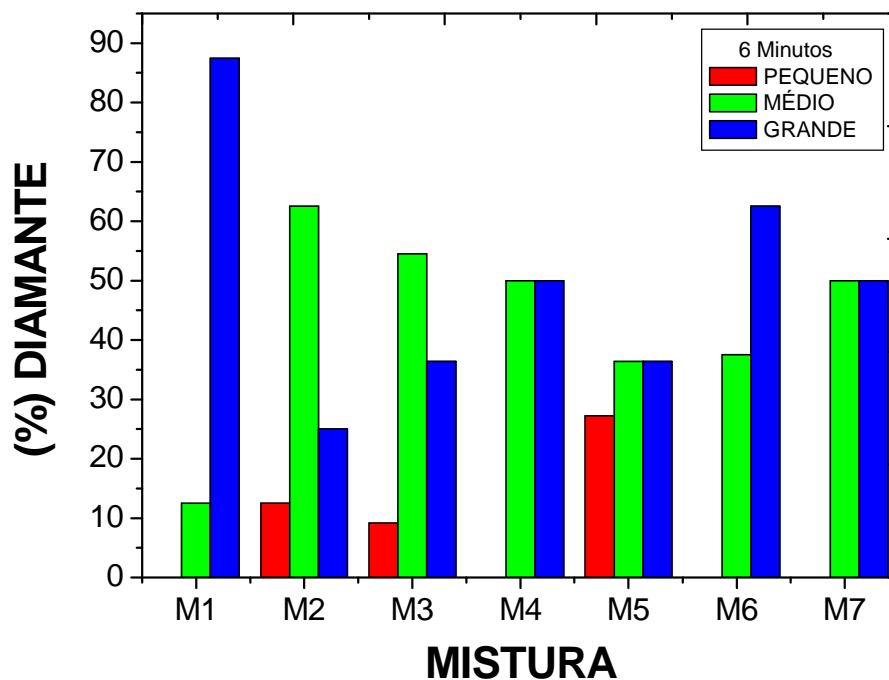


Figura 4.19 – Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para todos os compósitos diamantados, para o tempo de ensaio de abrasão de 6 minutos.

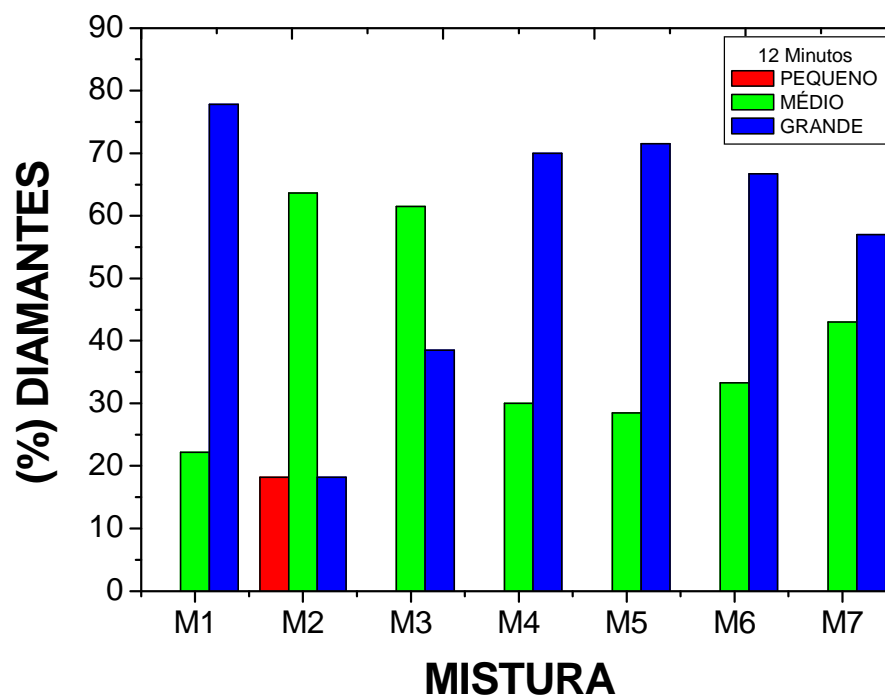


Figura 4.20 – Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para todos os compósitos diamantados, para o tempo de ensaio de abrasão de 12 minutos.

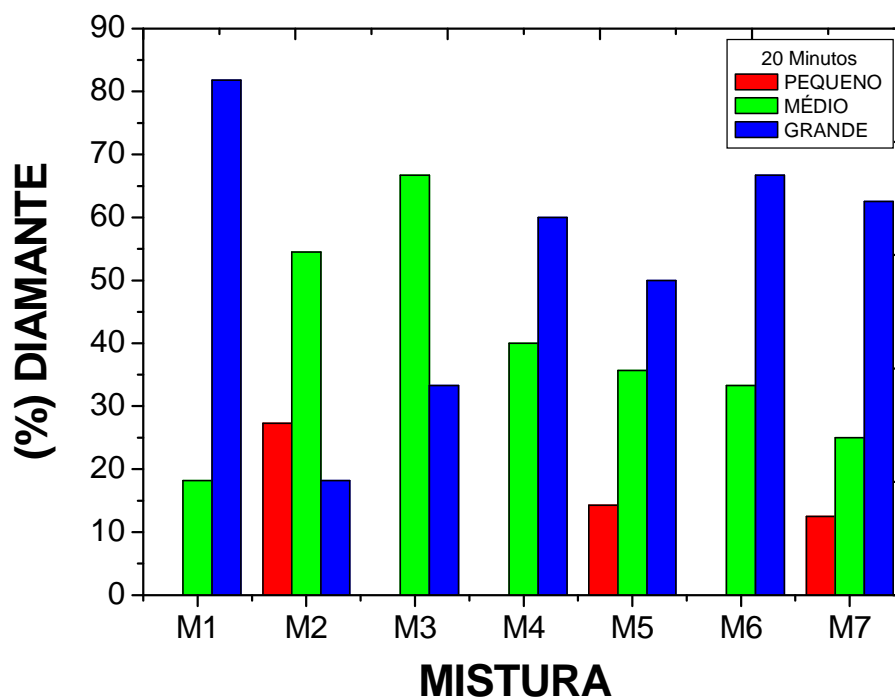


Figura 4.21 – Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para todos os compósitos diamantados, para o tempo de ensaio de abrasão de 20 minutos.

A fim de fortalecer a compreensão do comportamento de desgaste dos compósitos ora apresentados acima, as figuras de 4.22 a 4.25, mostram o percentual geral de diamantes pequenos, médios e grandes em função dos tempos de ensaio de abrasão para todos os compósitos, conforme já descrito na metodologia. Novamente, para o ensaio de 2 minutos, onde há basicamente desgaste da matriz ligante, o percentual de diamantes médios é maior em relação aos diamantes grandes, da ordem da metade, já que aí verifica-se apenas surgimento das primeiras faces cortantes e não se espera grandes quantidades de diamantes grandes. Desta etapa em diante, observa-se, como já esperado, crescimento do percentual de diamantes grandes, o que é altamente benéfico para um desempenho ótimo da ferramenta e manutenção da taxa de corte. Especificamente no ensaio de 20 minutos, observa-se no geral pequena queda da quantidade dos diamantes grandes, os quais foram destacados (pull-out) da matriz por não apresentarem mais capacidade de corte e, ao mesmo tempo, crescimento do percentual de diamantes pequenos, os quais são as novas faces cortantes para dar continuidade ao processo de corte. Isso mostra que analisando de uma maneira geral, o desgaste dos compósitos diamantados foi satisfatório, ou seja, atende ao comportamento clássico de desgaste no que tange aos mais diversos tipos de ferramentas diamantadas impregnadas disponíveis no mercado, como coroas, fios, serras, etc.

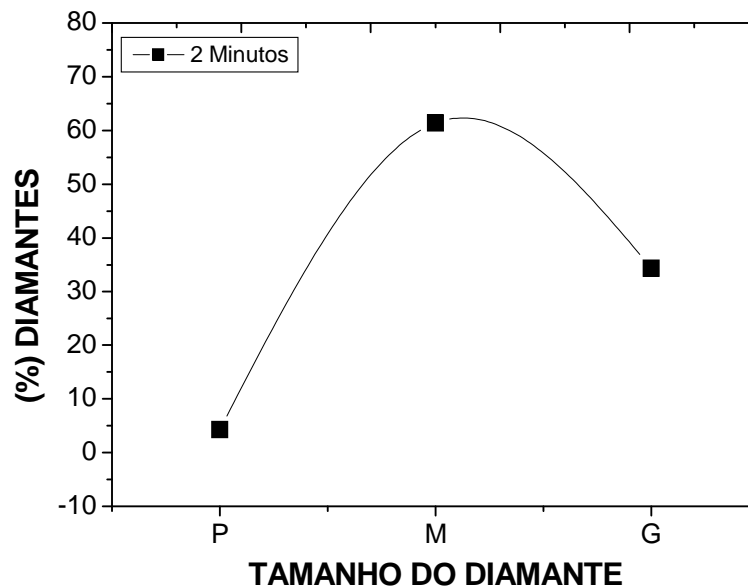
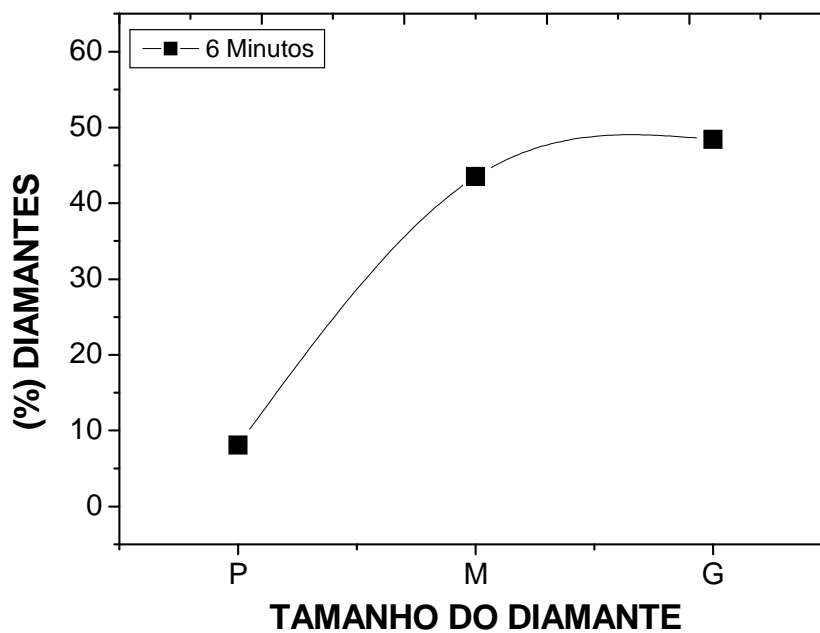
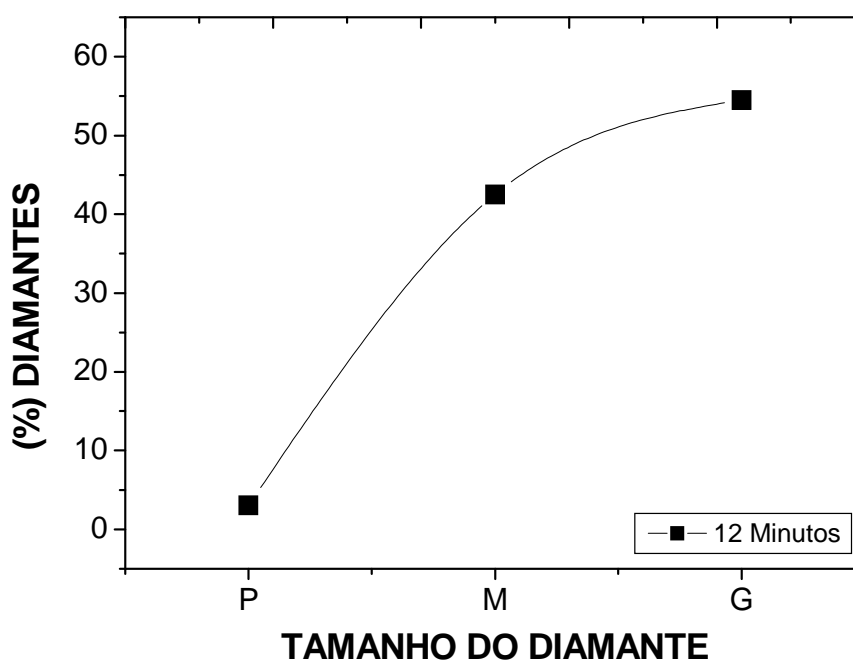


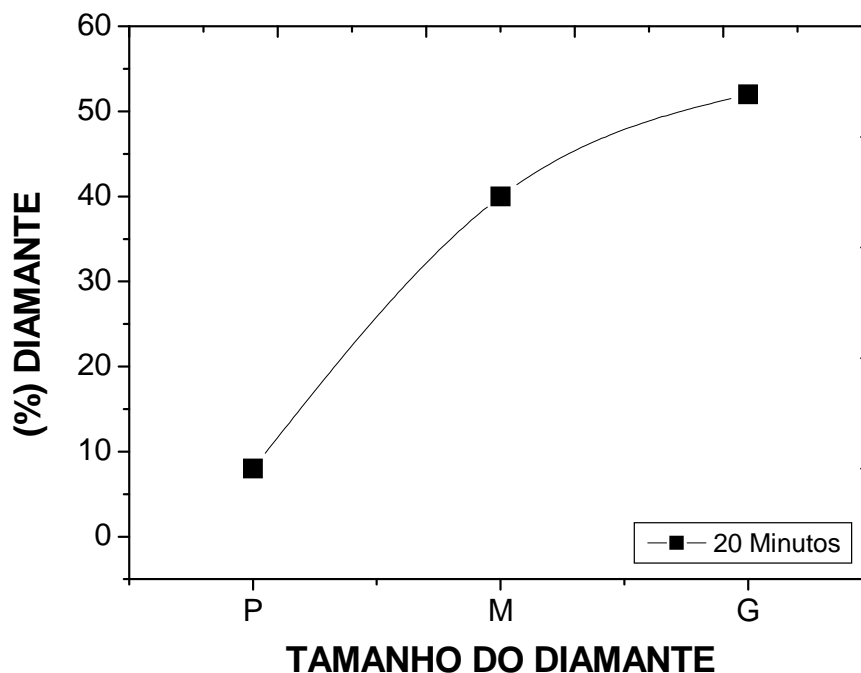
Figura 4.22 – Percentual geral de diamantes pequenos, médios e grandes, para um tempo de ensaio de abrasão de 2 minutos.



4.23 – Percentual geral de diamantes pequenos, médios e grandes, para um tempo de ensaio de abrasão de 6 minutos.



4.24 – Percentual geral de diamantes pequenos, médios e grandes, para um tempo de ensaio de abrasão de 12 minutos.



4.25 – Percentual geral de diamantes pequenos, médios e grandes, para um tempo de ensaio de abrasão de 20 minutos.

A figura 4.26, mostra o percentual ou fração de área superficial de diamantes em relação a área total (matriz+diamante), para todos os compósitos estudados nos diferentes tempos de ensaio de abrasão. Pode-se observar claramente no gráfico que de uma maneira geral, o compósitos M1 tem um percentual de diamantes um pouco maior que os demais, em torno de 11%, considerando todos os tempos de ensaio. Os compósitos M3 e M4, também têm diamantes ocupando boa parte da área considerada, em torno de 10%. Isso indica que esses compósitos apresentaram até aqui uma boa eficiência de corte. Mas, esses dados ainda são insuficientes, pois os diamantes foram classificados de acordo com o tamanho médio de partícula. Desta forma, cabe informar, que principalmente os diamantes grandes, os quais participam efetivamente do trabalho de corte, apresentam defeitos oriundos do processo de desgaste, segundo o roteiro: intacto (sem ou praticamente nenhum dano), clivado (trincado) e planificado. Cabe informar, que maior área de diamantes não é exclusivamente sinônimo de maiores resistências aos desgaste, pois pode ser que um compósito apresente elevada área de diamantes, mas estes são planificados, em más condições de corte. Portanto, este compósito pode apresentar os piores resultados de resistência a abrasão, quando comparado com um

compósito com menor área de diamantes, desde que estes estejam intactos ou clivados. Isto foi claramente observado adiante neste trabalho, conforme resultados mostrados na figura 4.27.

A figura 4.27 mostra o percentual de diamantes intactos, clivados e planificados para todos os compósitos estudados para o tempo de ensaio de 20 minutos. Pode-se observar que os compósitos M3 e M4 apresentaram os melhores resultados, ou seja, nota-se percentual menor de diamantes clivados em relação aos diamantes intactos ou diamantes efetivos de corte. Para o compósito M1 observa-se uma diferença percentual bem pequena em relação aos diamantes intactos e clivados, em torno de 10%. Isso pode ser explicado pelo fato de que durante o ensaio de abrasão deste compósito, devido a irregularidade da pedra, gerou-se grandes impactos, causando desgaste frágil desses cristais. Mas, cabe ressaltar que esse fato teve efeito bem pequeno ou não influenciou marcadamente na efetividade de corte deste compósito, pois observa-se ainda um ótimo percentual de diamante intactos, capazes de manter a boa taxa de corte. Isso pode ser provado pelos testes de resistência a abrasão, no qual alcançou-se ótimo resultado com esse compósito e, pela análise da figura anterior, que mostra um percentual de diamantes por área bem alto, indicando efetividade de corte. A amostra M7 também apresentou menor percentual de diamantes com defeitos ou diamantes clivados. Mas cabe ressaltar, que isso não é indicativo de efetividade de corte, pois verificou-se para esse compósito (vide figuras 4.20 e 4.21) um percentual marcante de pull-out de diamantes médios, devido a fraca aderência matriz ligante-diamante já discutida anteriormente, causando assim crescimento de diamantes grandes e intactos no final do ensaio de 20 minutos. Cabe ressaltar que todos esses aspectos ora discutidos estão em perfeita concordância com os testes de resistência a abrasão discutidos na seção 4.3.

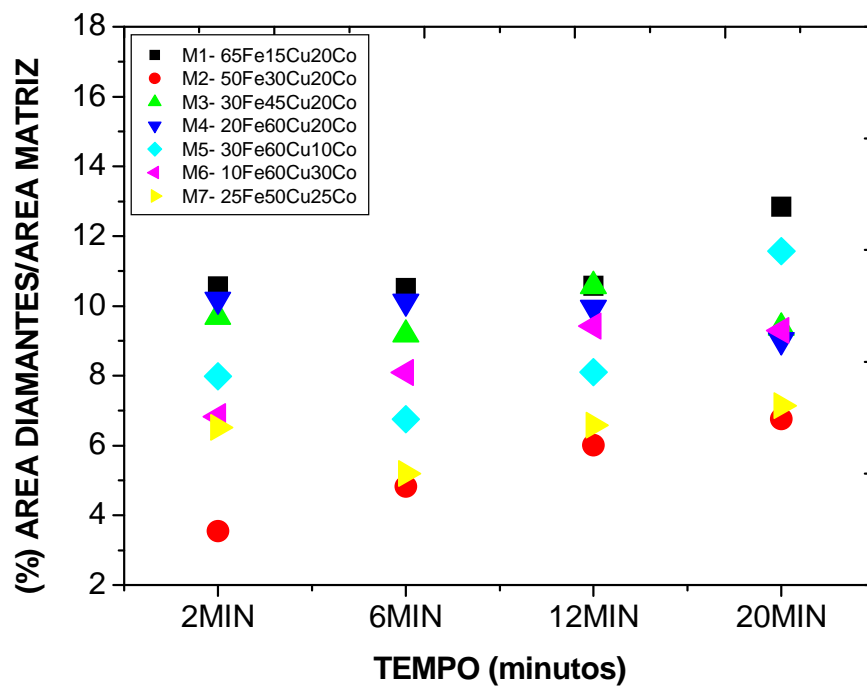


Figura 4.26 – Percentual ou fração de área superficial de diamantes em relação a área total (matriz+diamante), para todos os compósitos estudados nos diferentes tempos de ensaio de abrasão

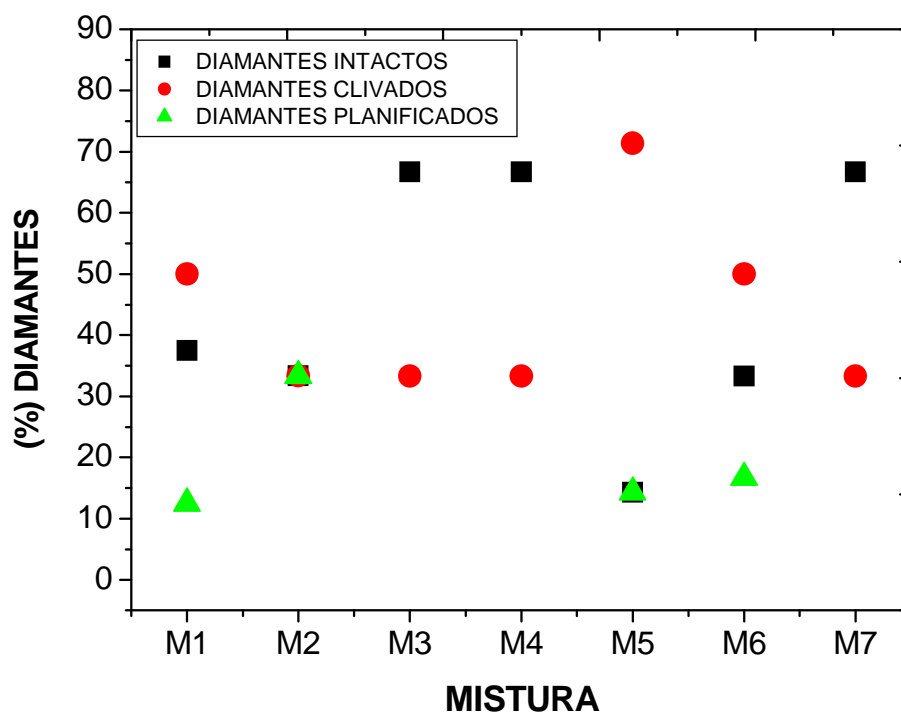


Figura 4.27 – Percentual de diamantes em função dos tipos de defeitos ou tipos de desgaste, para um tempo de ensaio de abrasão de 20 minutos.

O discutido acima das figuras 4.26 e 4.27 pode ser melhor visualizado através das micrografias de 4.28 a 4.34, as quais mostram a distribuição dos diamantes na matriz ligante, bem como o tipo de defeito ou desgaste sofrido pelos cristais de diamantes observados de maneira individual. Considera-se de uma maneira geral em todas as micrografias o seguinte roteiro: diamantes com numeração 1 são classificados como intactos (ou início de dano), com numeração 2 classificados como clivados (trincados) e numeração 3 representa a classe dos diamantes planificados, os quais são os tipos de desgaste já mostrados no capítulo 2 deste trabalho (vide figura 2.19). Na figura 4.28, também pode ser observado um buraco na matriz ligante (vide círculo). Conforme já discutido anteriormente, os ensaio de abrasão para o tempo de 20 minutos para esse compósito (65Fe-15Cu-20Co-diamante), causou grandes impactos devido a irregularidade da pedra e, desta forma houve a quebra deste cristal quase pela metade por impacto, pois é possível identificar no interior do vazio a presença da superfície da outra parte do diamante do diamante que ficou retida (vide seta), não caracterizando assim um pull-out.

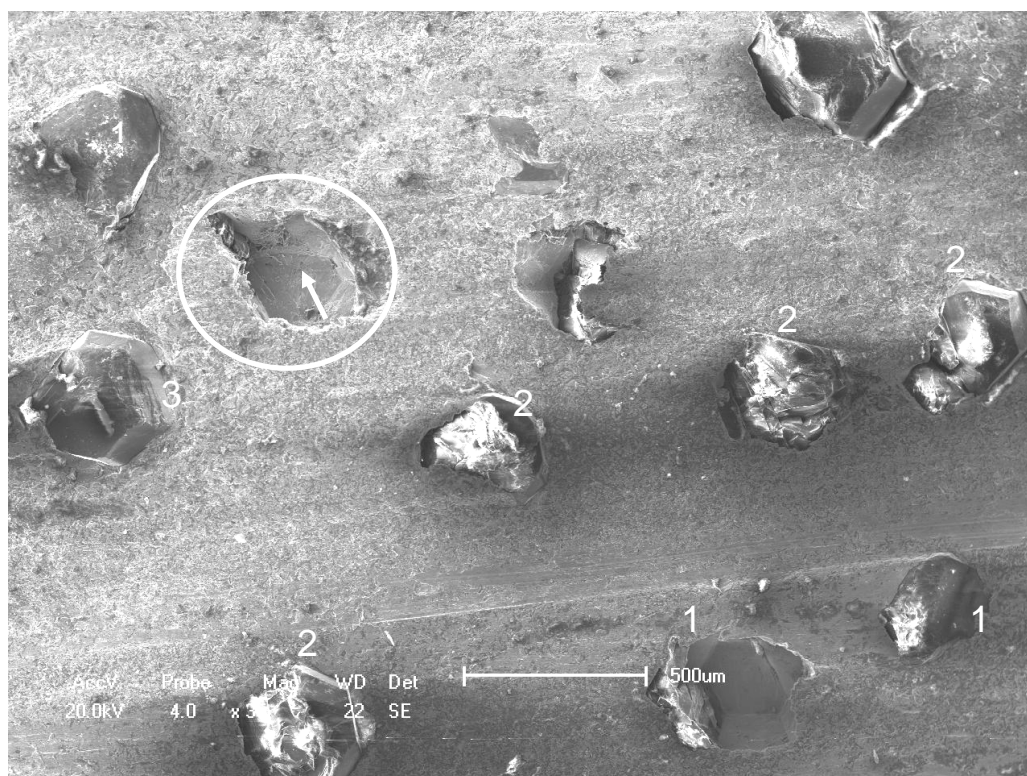


Figura 4.28 – Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

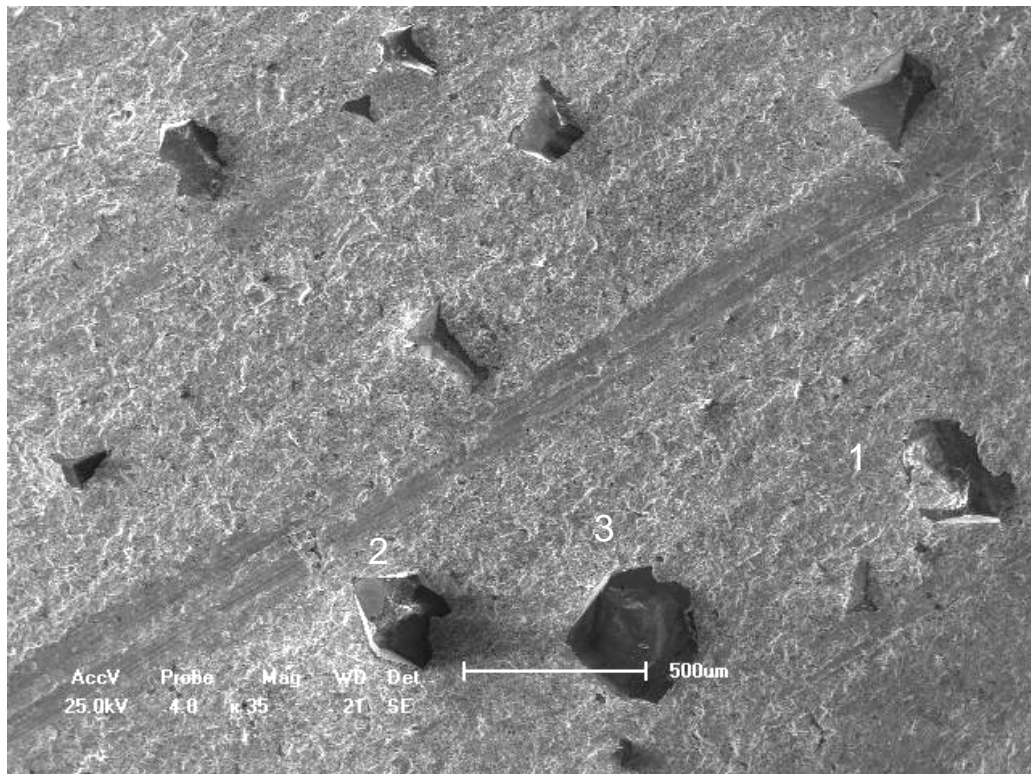


Figura 4.29– Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito M2 – 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

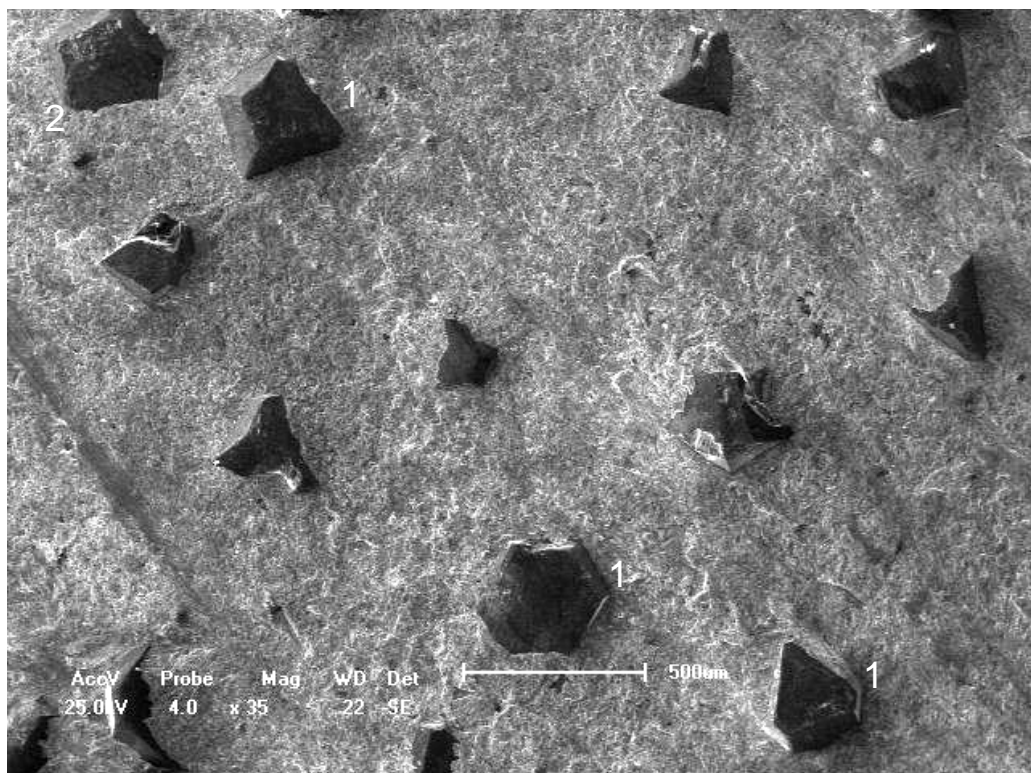


Figura 4.30 – Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

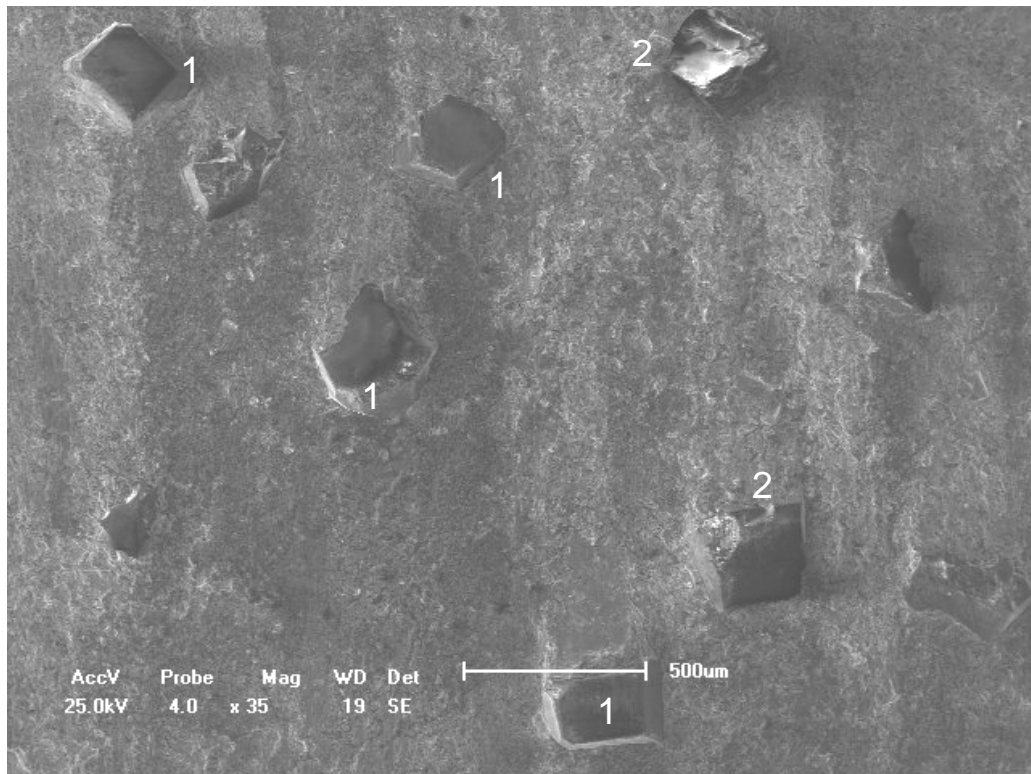


Figura 4.31– Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito M4 – 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

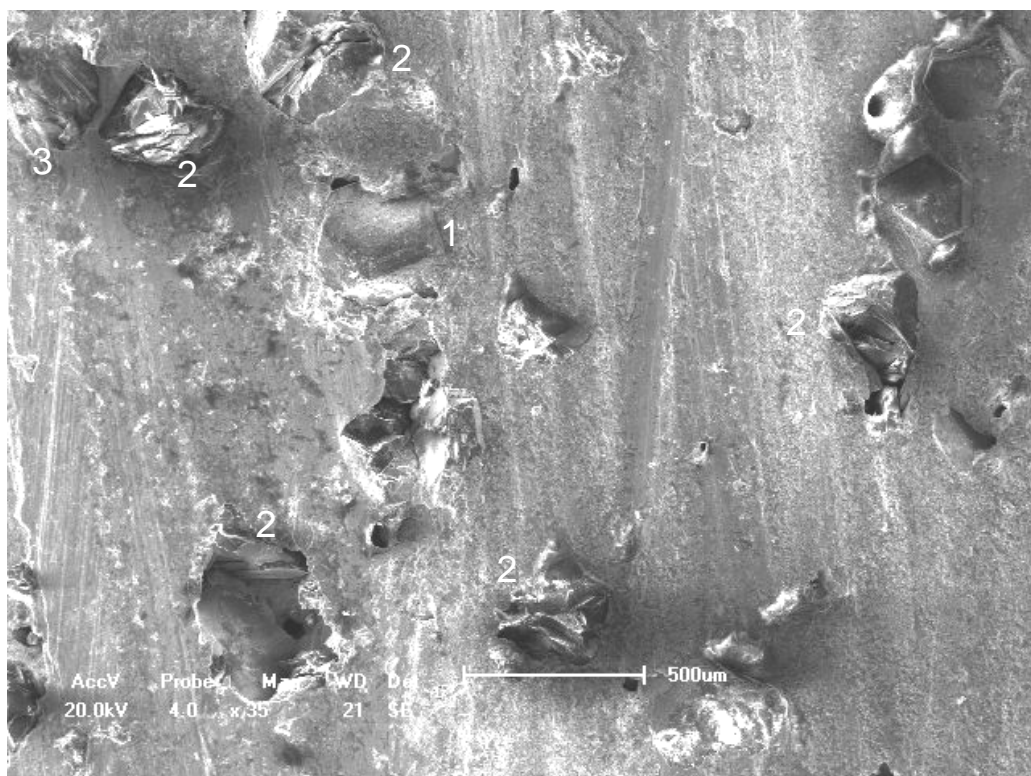


Figura 4.32– Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito M5 – 30%pFe-60%pCu-10%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

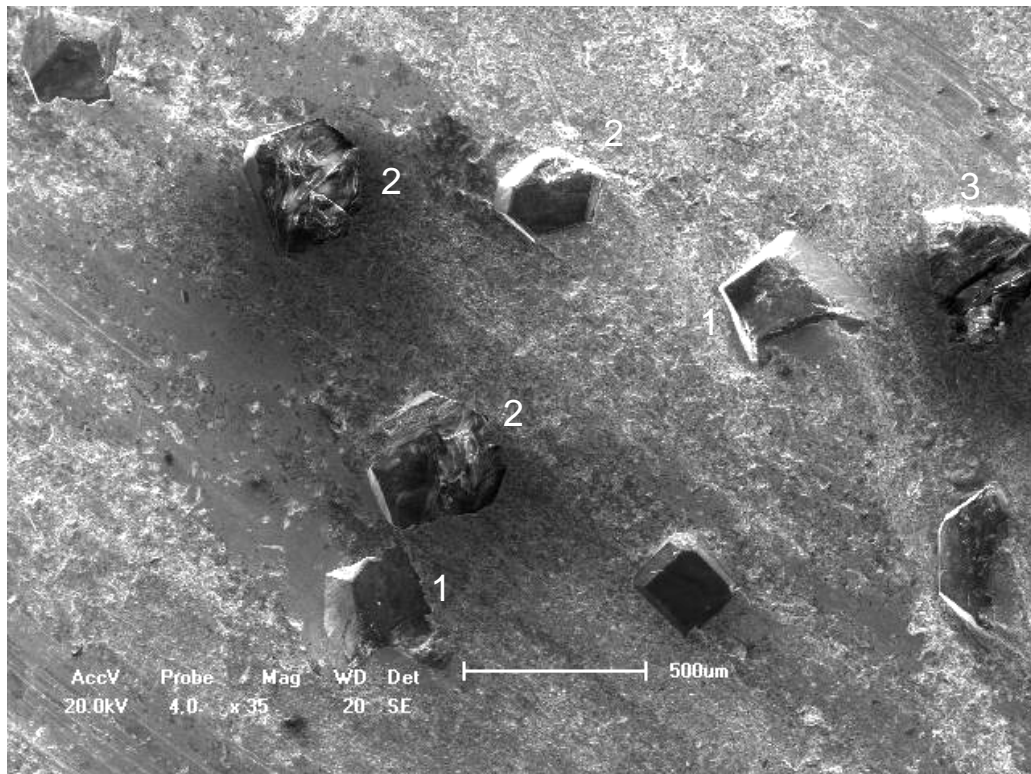


Figura 4.33 – Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito M6 – 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

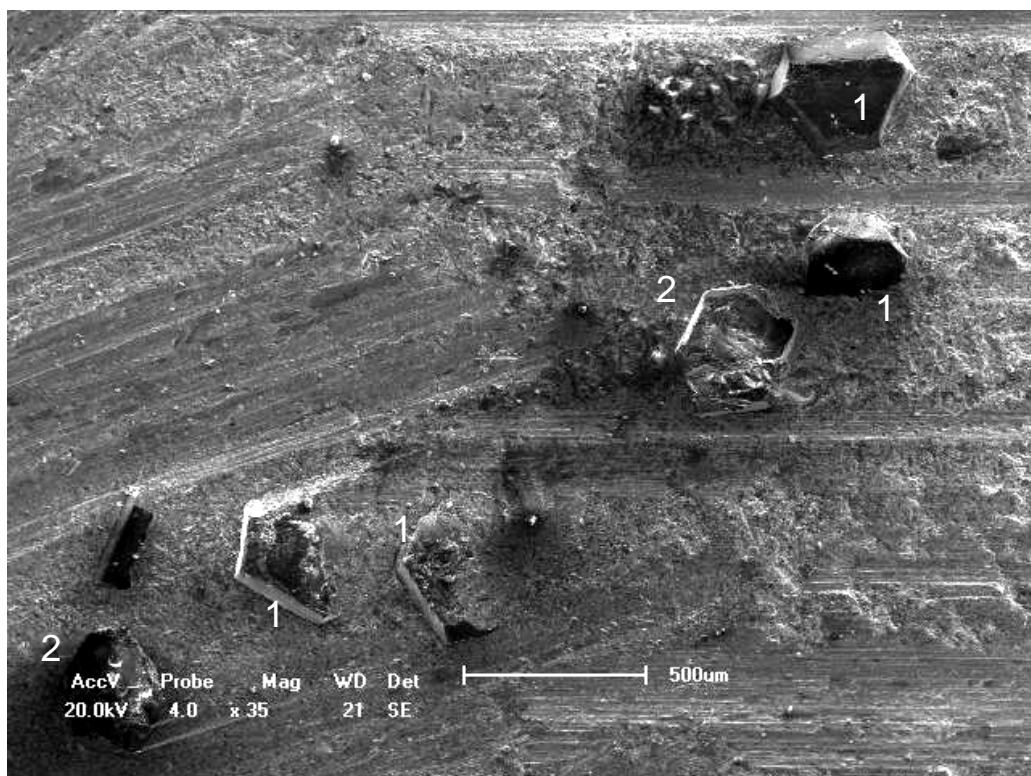


Figura 4.34 – Distribuição dos diamantes grandes em função dos tipos de defeitos ou desgaste para o compósito M7 – 25%pFe-50%pCu-25%pCo-Diamante (NEXT), após abrasão a 20 minutos.

Face as discussões acima, cabe agora reforçar, enriquecer e facilitar a compreensão de todos os aspectos ora discutidos, principalmente no que tange à classificação dos diamantes por tamanho, comportamento de desgaste dos compósitos e avaliar de maneira qualitativa a aderência matriz ligante/diamante, já que agora é possível localizar todos os diamante de maneira individual.

As figuras de 4.35 a 4.41, mostra a distribuição dos diamantes de acordo com sua classificação de tamanho, quais sejam pequeno (P), médio (M) e grande (G), para todos os compósitos diamantados estudados para o tempo de ensaio de abrasão de 2 minutos. Para este tempo de ensaio verificou-se 4,3% de diamantes pequenos, 34,3% de diamantes grandes e aproximadamente 60% de diamantes médios. Isso pode ser perfeitamente confirmado pelas micrografias abaixo, onde conforme já discutido acima, o número inferior de diamantes grandes , se deve ao fato de que neste tempo de ensaio, ocorre basicamente desgaste ou perda de matriz ligante pelo constante atrito com a mesa abrasiva de granito. Isso acontece pelo fato de que após o processo de prensagem a quente, os diamantes da primeira camada cortante, ou seja, da superfície mais externa do “bulk” e aos quais iniciarão o processo de corte, ainda estão encobertos pelo ligante metálico, sendo então necessário ocorrer primeiro desgaste da matriz ligante para colocar as primeiras faces cortantes na superfície da amostra. Cabe ressaltar, que esses compósitos quando fabricados industrialmente para dentes de serras de corte, passam por uma etapa de retífica após o processamento, justamente para revelar ou descobrir os diamantes ainda totalmente embebidos no metal ligante, deixando a ferramenta pronta para o corte. Cabe ressaltar, que foi verificado para este tempo de abrasão percentual de diamantes grandes superior aos médios somente para o compósito M7 (NEXT 100). Isso se deve ao fato de que essa amostra apresentou os piores resultados de resistência a abrasão, o que resultou em nível de desgaste ou perda de ligante mais acentuada em relação aos demais compósitos ensaiados neste para este tempo. Além disso, foi verificado para este compósito M5 dois pull-outs (vide círculo – fig. 4.39) ainda neste início do processo de corte, bem como um “gap” entre o diamante da parte inferior esquerda (vide seta fig. 4.39) e matriz ligante. Isso é forte indicador de retenção ou aderência matriz ligante/diamante extremamente fraca, pois esse cristal de diamante provavelmente se destacará da matriz no próximo ensaio de abrasão, pois embora ainda apresente ótima capacidade de corte, se perderá prematuramente ainda no início do processo de corte, fato

extremamente negativo para o comportamento de desgaste do compósito diamantado. Em adição, embora possa parecer pequeno, o diamante médio da parte superior direita da micrografia 4.38 teve um tamanho médio de $112\mu\text{m}$, bem próximo do intervalo de classificação dos diamantes pequenos que é de até $100\mu\text{m}$. A mesma observação vale para o diamante médio da parte superior esquerda da figura 4.40.

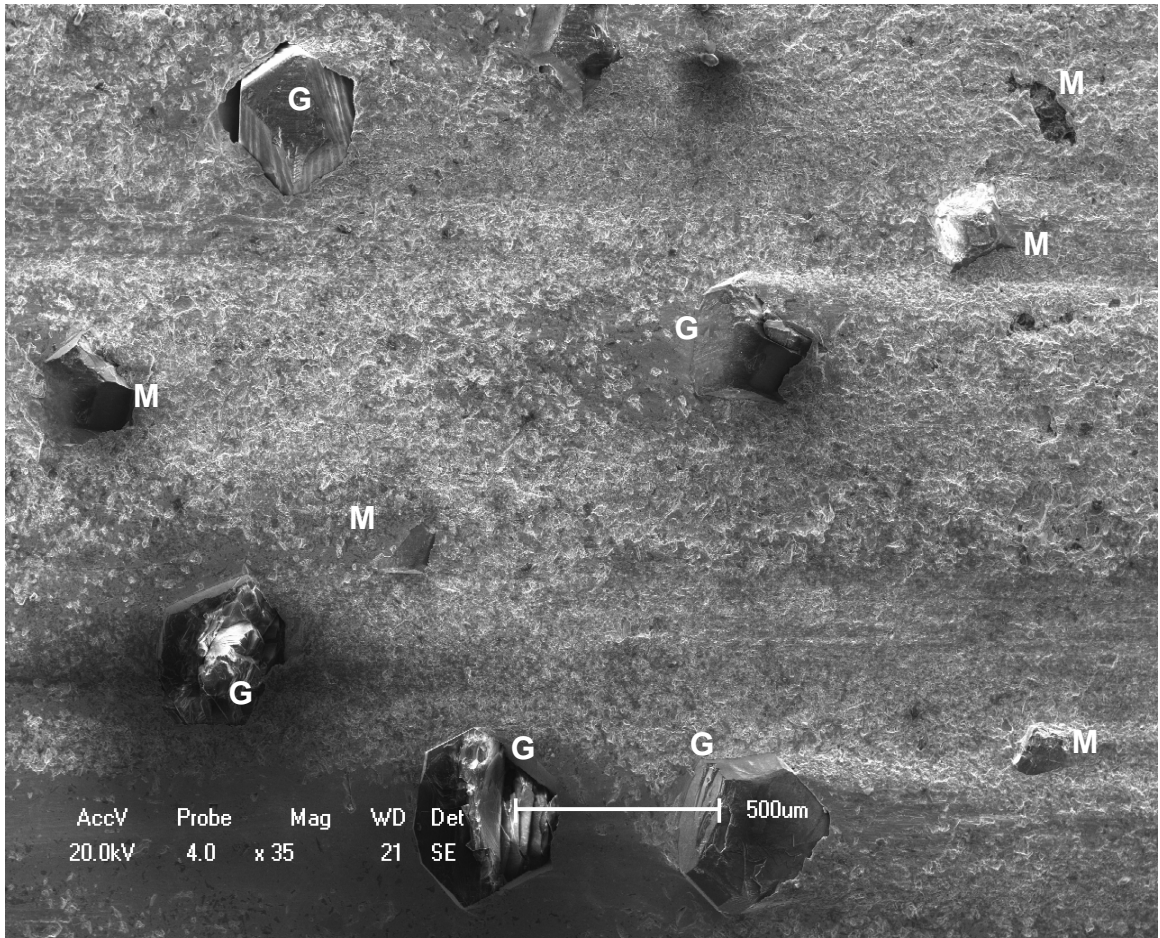


Figura 4.35 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos.

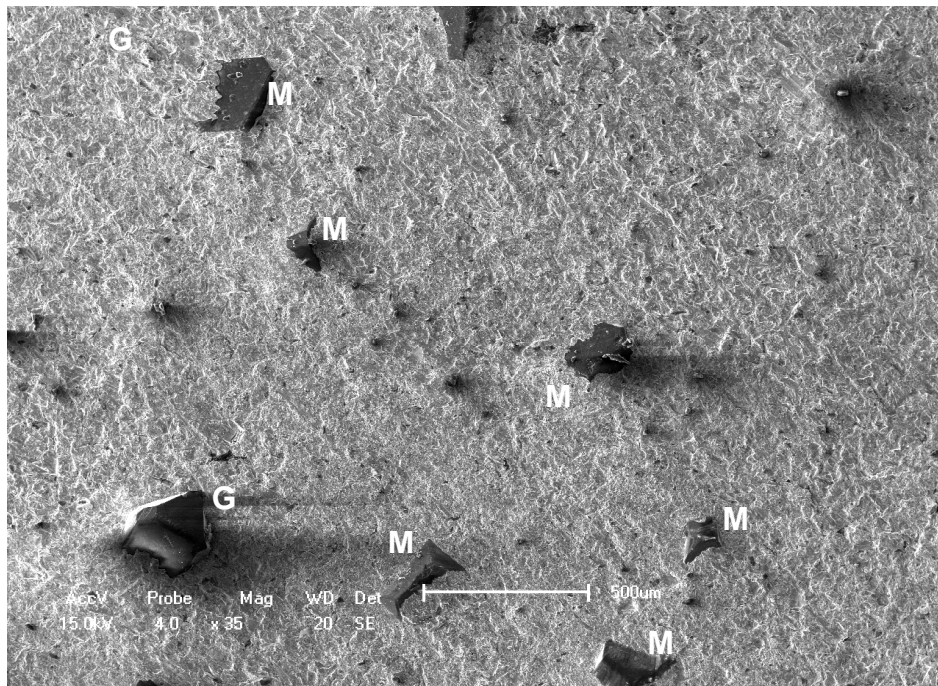


Figura 4.36 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M2 – 50%pFe-%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos.

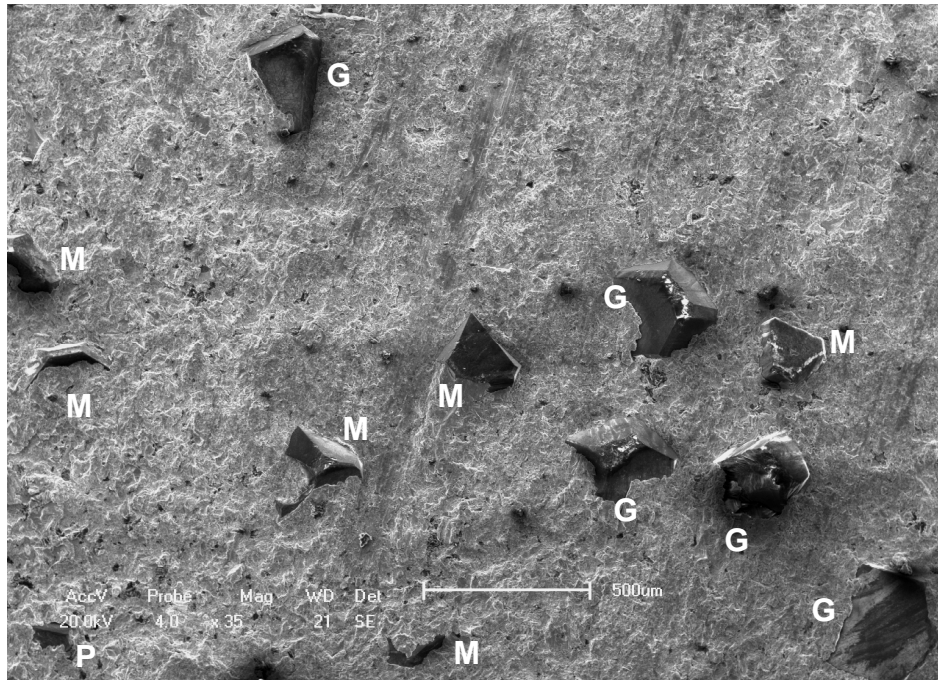


Figura 4.37 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos.

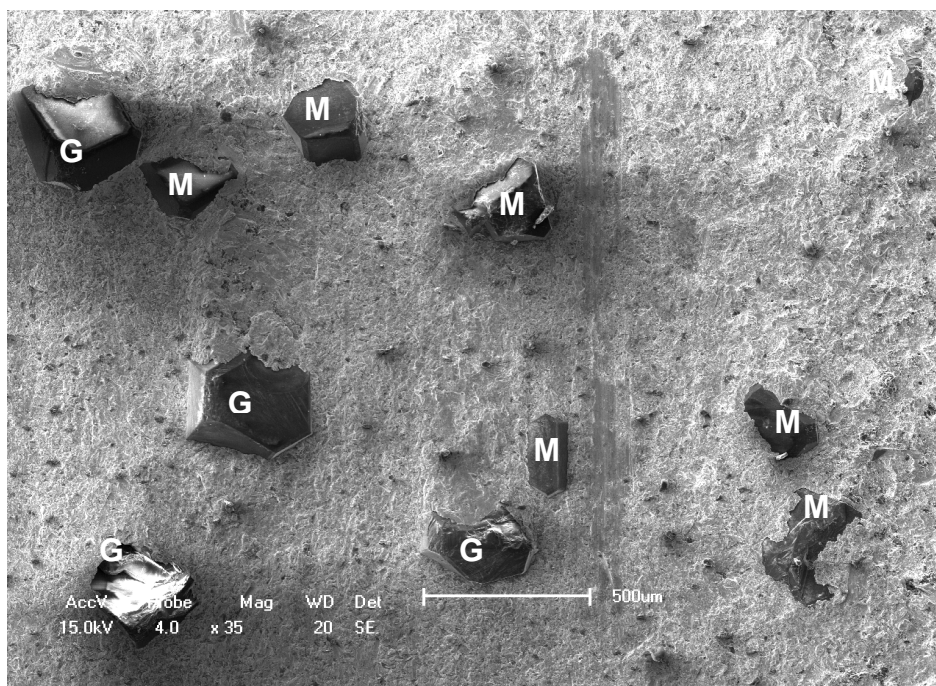


Figura 4.38 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M4 – 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos.

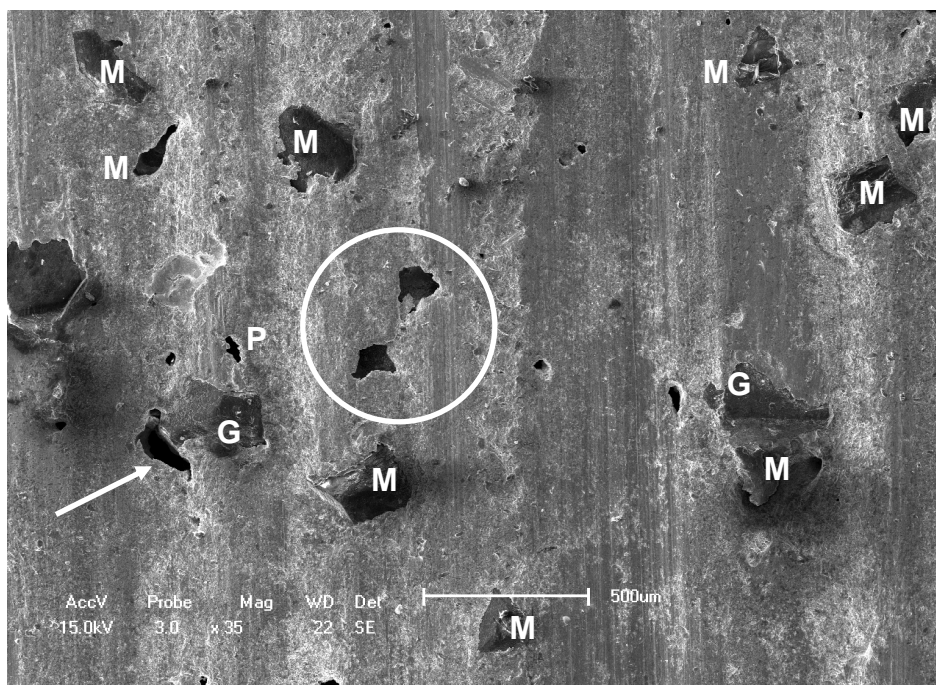


Figura 4.39 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M5 – 30%pFe-60%pCu-10%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos.

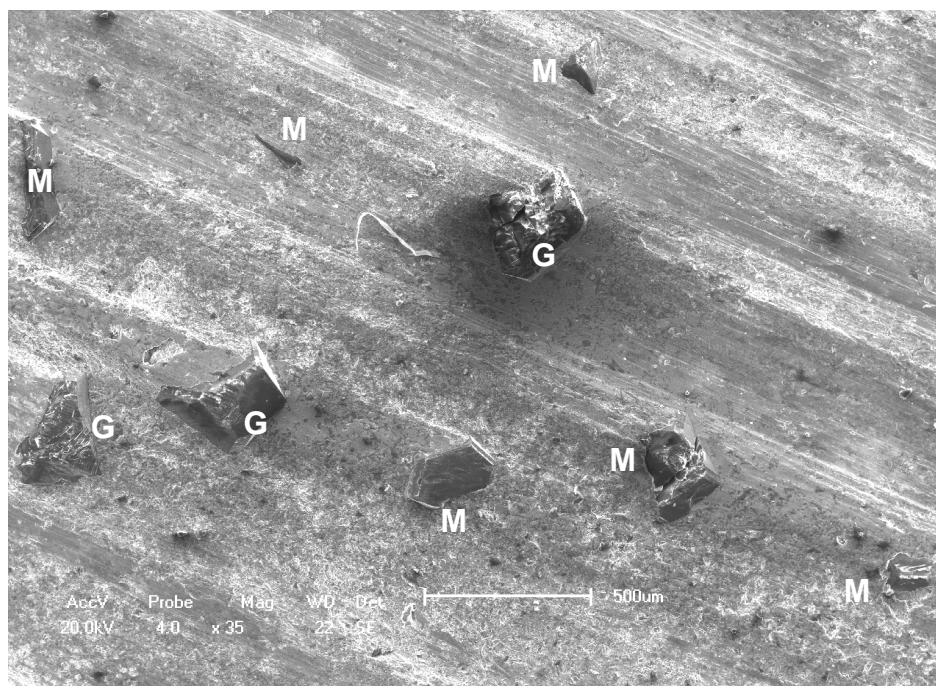


Figura 4.40 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M6 – 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 2 minutos.

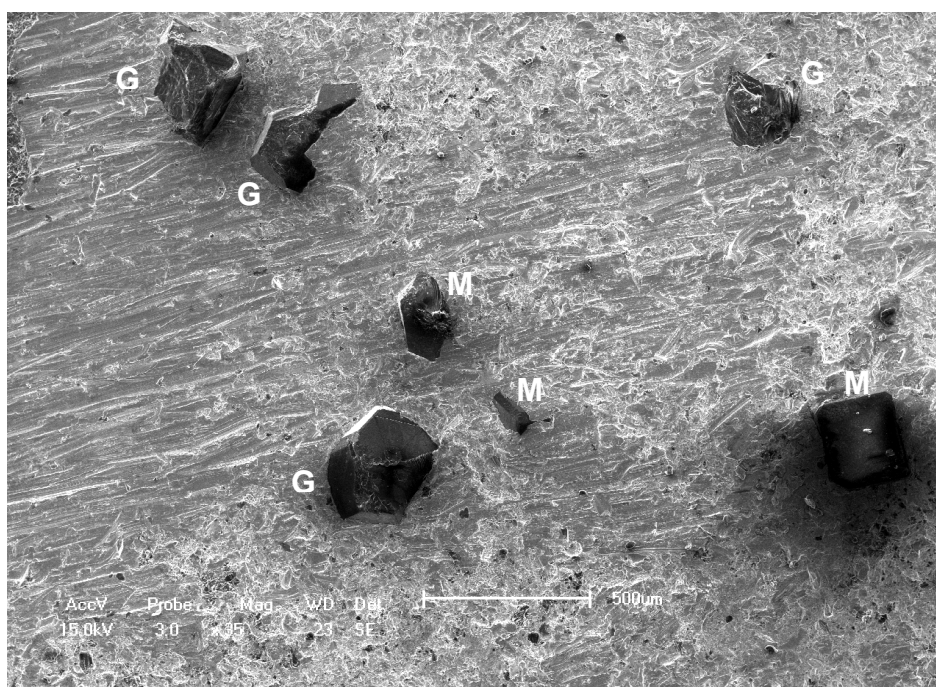


Figura 4.41 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M7 – 25%pFe-50%pCu-25%pCo-Diamante (NEXT 100), após abrasão a 2 minutos.

As figuras de 4.42 a 4.48, mostram a distribuição dos diamantes de acordo com sua classificação de tamanho, quais sejam pequeno (P), médio (M) e grande (G), para todos os compósitos diamantados estudados para o tempo de ensaio de abrasão de 6 minutos. Agora para este tempo de ensaio, pode ser observado de um modo geral, maior número de diamantes grandes expostos na superfície das amostras, equilibrando a proporcionalidade em relação aos diamantes médios, já que devido a constante abrasão com a pedra de granito, o desgaste da matriz ligante foi revelando as faces dos diamantes médios da etapa anterior, os quais se tornaram agora diamantes grandes, prontos para trabalho de corte. É importante observar, que para este tempo de ensaio, o número de diamantes com defeitos ainda é muito pequeno, ou seja, observa-se poucos diamantes clivados, aos quais devido ao pouco impacto gerados do ensaio, onde a maioria dos diamantes estão ainda intactos ou com início de dano. Neste caso, a matriz ligante ainda sofre considerável desgaste por abrasão, com os diamantes sendo totalmente revelados para a superfície da amostra e prontos para o corte somente para tempos finais deste ensaio. Conforme já ressaltado, uma das funções da matriz ligante é de aderir os grãos abrasivos de diamantes e, para isso deve ser capaz de resistir às severas condições às quais os compósitos diamantados são expostos durante operação de corte, evitando assim perda prematura dos diamantes. Isso é perfeitamente ilustrado através da figura 4.43, a qual mostra que existe quatro riscos (vide setas) transversais na superfície da amostra, indicando arrancamento de ligante por abrasão. Este fato também pode ser atribuído às irregularidades da mesa de granito, a qual também pode ter gerado dano no diamante médio que está circulado da figura 4.43, visto que já se verificara nesta altura do ensaio havia diamantes com maior altura de potrusão. Novamente, foi verificado fraca aderência matriz ligante/diamante para o compósito M5, onde nota-se “gap” entre dois diamantes (vide seta na fig 4.46) que supostamente estariam interconctados. Além disso, observa-se fraca ancoragem do cristal de diamante da parte superior direita (vide seta) ainda na figura 4.46, com uma molhabilidade muito ruim nas faces dos diamante por parte do ligante. Essa constante fraca aderência verificada até aqui para esse compósito, pode ser explicada pelo fato deste contar com um percentual bem pequeno de cobalto, o que pode ter resultado em menor formação de fase dura. Cabe ressaltar novamente que o cobalto funciona como ligante de ferramentas diamantadas, por isso a maioria das delas o utilizam como ligante [Konstanty, 2000].

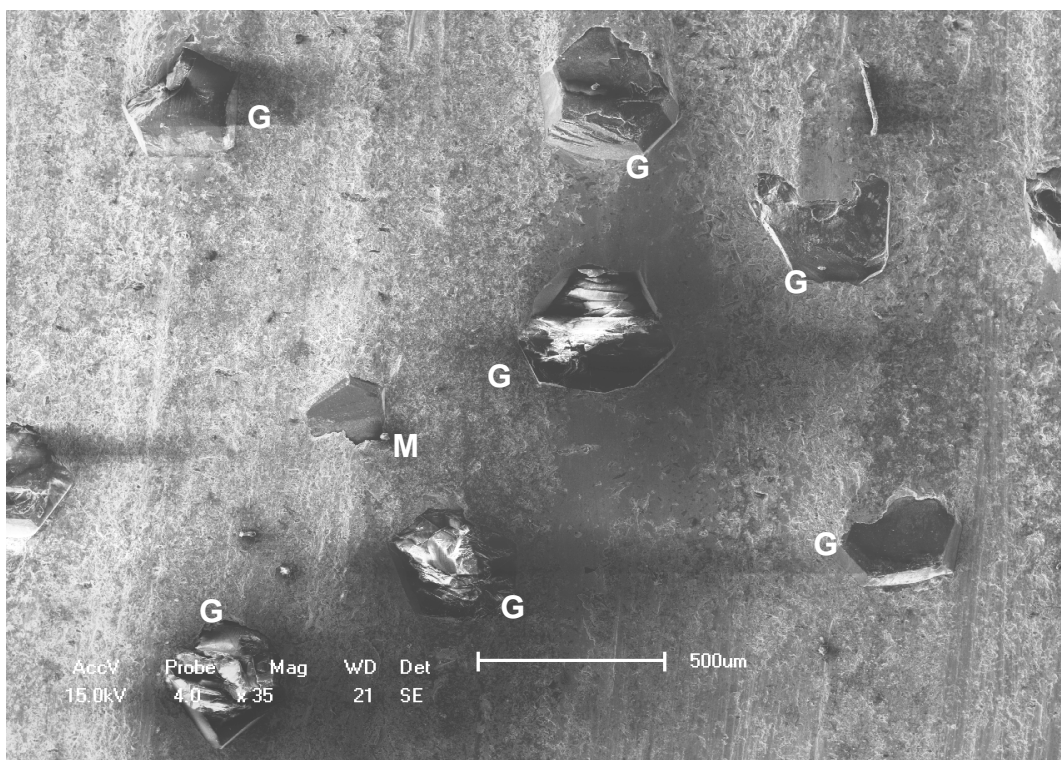


Figura 4.42 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos.



Figura 4.43 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M2 – 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos.

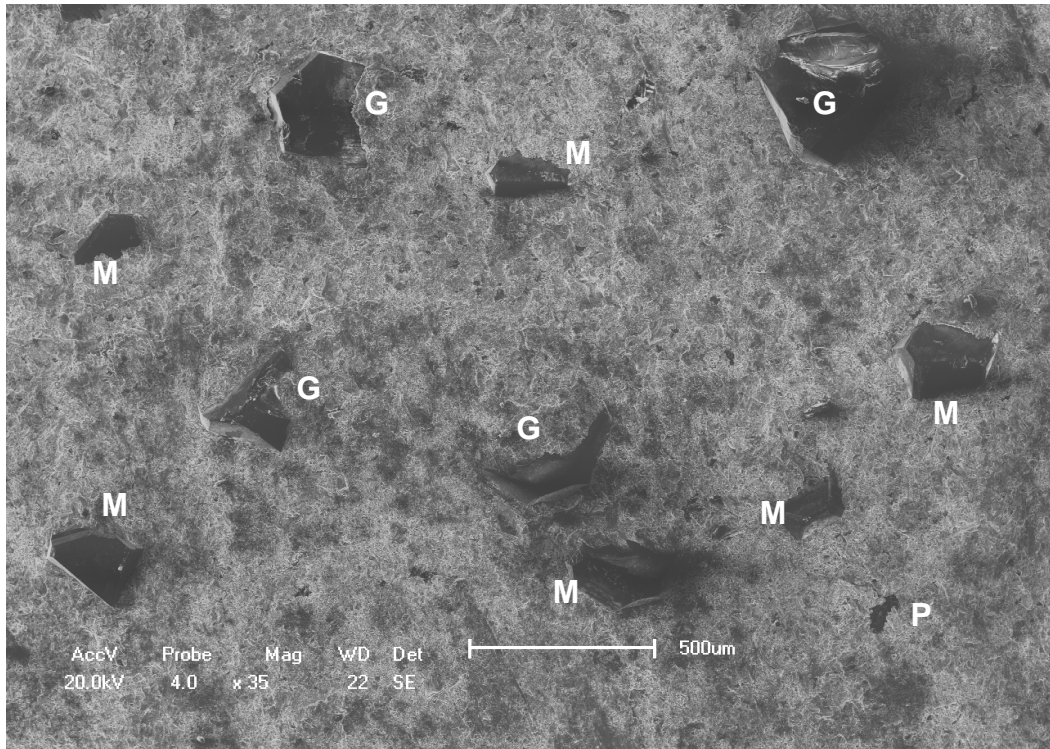


Figura 4.44 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos.

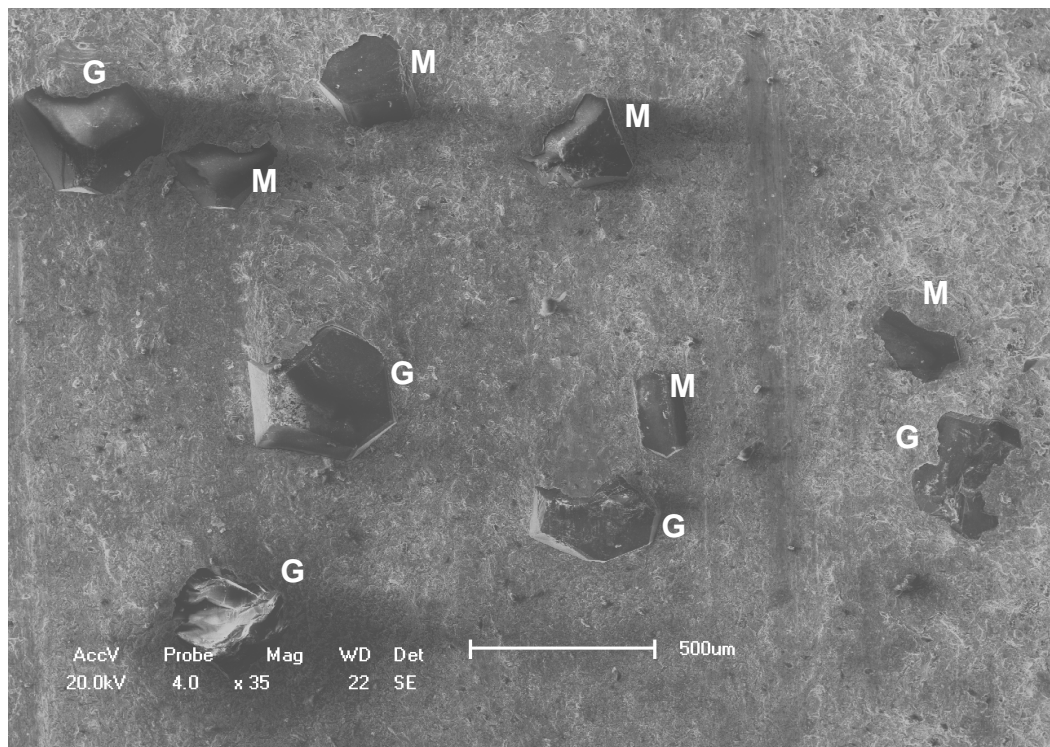


Figura 4.45 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M4 – 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos.

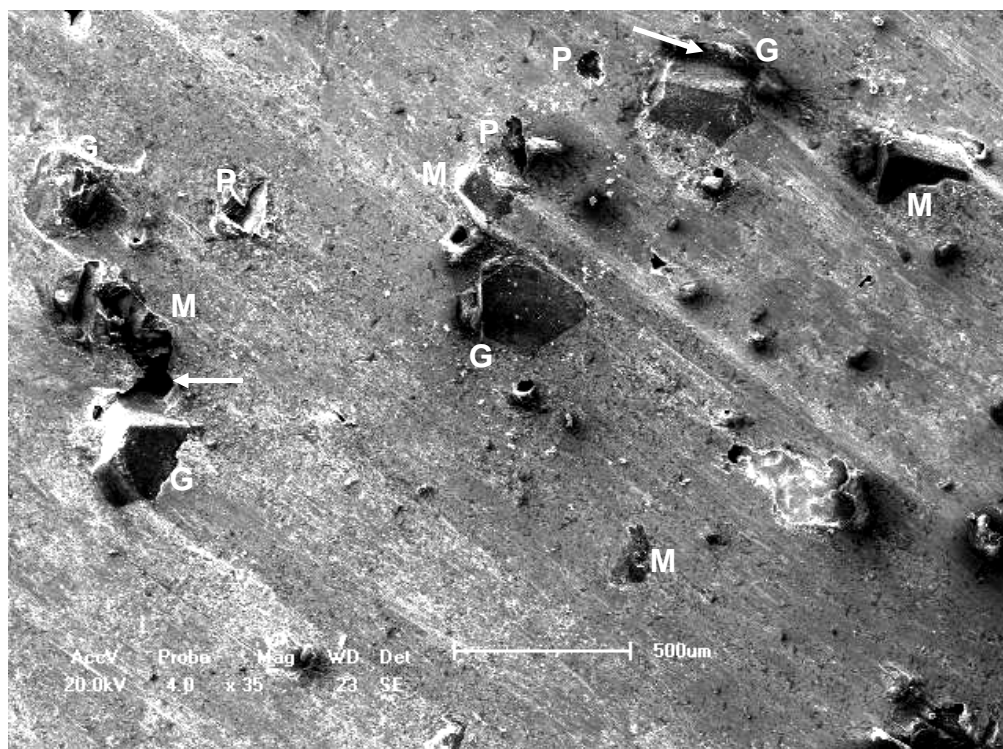


Figura 4.46 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M5 – 30%pFe-50%pCu-10%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos.

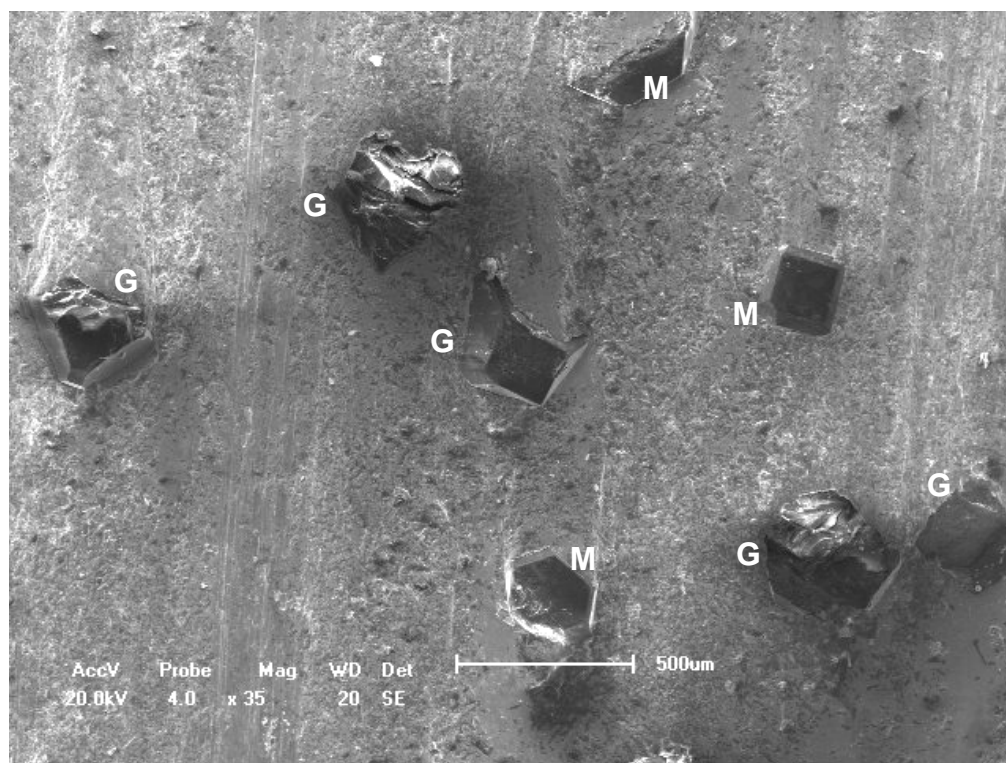


Figura 4.47 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M6 – 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos.

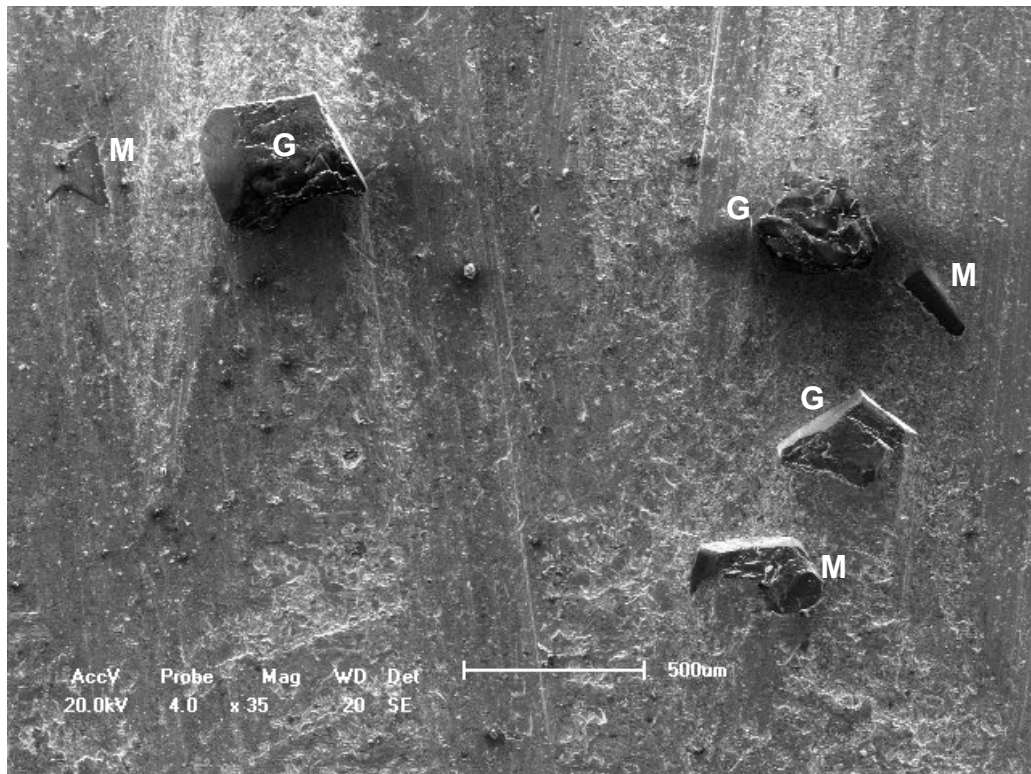


Figura 4.48 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M7 – 25%pFe-50%pCu-25%pCo-Diamante, após abrasão a 6 minutos.

As figuras de 4.49 a 4.58, mostram a distribuição dos diamantes de acordo com sua classificação de tamanho, quais sejam pequeno (P), médio (M) e grande (G), para todos os compósitos diamantados estudados para o tempo de ensaio de abrasão de 12 minutos. Com o decorrer do processo de corte, neste tempo de ensaio, temos o que se chama de trabalho de corte constante, ou seja, agora os diamantes já estão todos expostos na superfície da amostra e participando efetivamente do processo de corte, mantendo uma taxa de corte uniforme. Prova disso é que agora, praticamente não se verifica mais diamantes pequenos e houve aumento considerável de diamantes grandes em relação aos outros tempos de ensaio. Os diamantes grandes somam agora cerca de 55% do total de diamantes, conforme já mostrado na figura 4.24, aos quais participam mais efetivamente do corte do que os outros diamantes médios, que por conseguinte apresentam maior altura de potrusão. Em adição, agora ocorre desgaste quase exclusivamente dos diamantes grandes por abrasão, e alguns médios que já possuem uma altura de potrusão considerável, com a matriz ligante sofrendo desgaste mais leve, pelo fato

de não estar em contato direto com a pedra. Por conseguinte, é fácil perceber que agora o percentual de diamantes com defeitos ou desgastados também aumentou, ou seja, verifica-se um número maior de diamantes clivados (trincados) ao longo de todas as superfícies das amostras expostas à abrasão. Estes diamantes defeituosos são na grande maioria diamantes grandes, aos quais possuem altura de potrusão satisfatória para propiciar o corte, pois conforme já mencionado, os diamantes médios participam do corte, mas com menor percentual de colaboração pelo fato de contarem com uma altura de potrusão menor, gerando menos danos. Pode haver verificação de diamantes médios clivados, mas isso normalmente é atribuído ocorrência de pull-out ou de impactos gerados durante o processo de corte, já aí as condições são bastante agressivas. Pode-se notar também, que mesmo após as condições agressivas deste ensaio, já que teve-se aí maior nível de abrasão, que os diamantes ainda estão bem distribuídos como nas figuras 4.54, e muito bem amarrados pela matriz ligante. Desta forma, pode-se perceber que a aderência matriz ligante-diamante foi satisfatória, já que verifica-se uma boa ancoragem dos diamantes de um modo geral. Isso pode ser melhor observado através das figuras 4.49 e 4.50 mostradas abaixo.

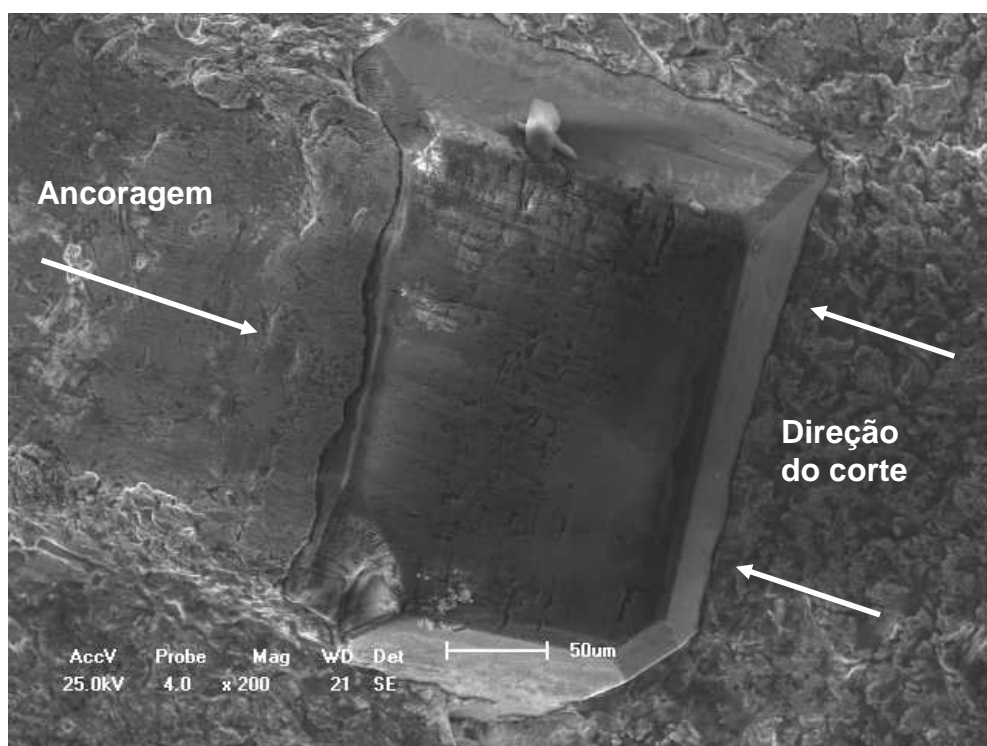


Figura 4.49 – Micrografia mostrando ótima ancoragem do cristal de diamante após abrasão a 12 minutos (M4 – 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante).

Na figura 4.49, pode-se observar a direção de corte (vide seta) num sentido e a ótima altura de potrusão do cristal de diamante a qual está praticamente sem dano. Por outro lado, vê-se claramente que o ligante forma uma “crosta” na face oposta à direção de corte, a qual denomina-se zona de ancoragem do cristal de diamante, promovendo assim ótima retenção do cristal. Uma outra maneira qualitativa de se avaliar a aderência matriz ligante/diamante é através da molhabilidade do ligante sobre o cristal de diamante [Lowel e Shields, 1984]. Isso pode ser observado na figura 4.50, onde se observa que o ligante tem contato uniforme com o cristal de diamante, provavelmente o ângulo de contato é próximo de zero. Nota-se ainda que em função disso não há nenhum “gap” ou distância entre o cristal abrasivo e o ligante, além de ótima ancoragem, confirmando aderência satisfatória para os compósitos de um modo geral.

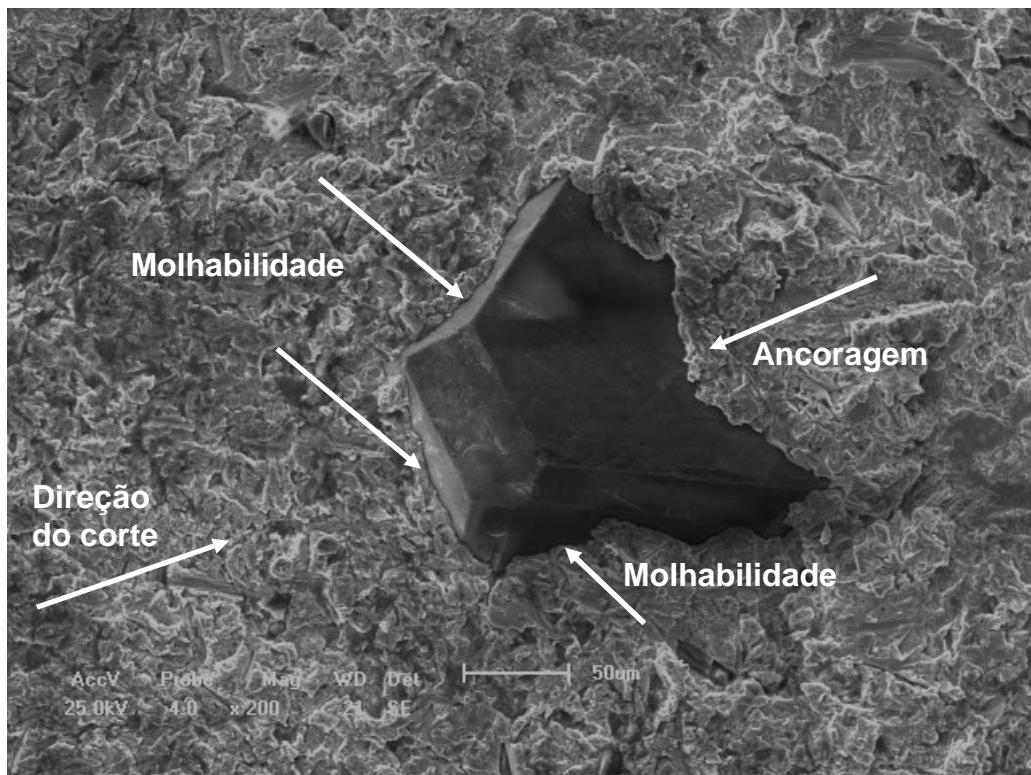


Figura 4.50 – Micrografia mostrando boa molhabilidade do cristal de diamante após abrasão a 12 minutos (M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante).

Conforme já mencionado acima, devido à taxa de corte constante para este tempo de ensaio, o número de diamantes clivados aumentou, fato já esperado. Isso pode confirmado através da figura 4.51, onde observa-se um cristal totalmente

trincado, partido ao meio, podendo até ver que existe ligante entre as duas metades, onde a metade superior está auto afiada, com a porção inferior já tendendo a planificação.

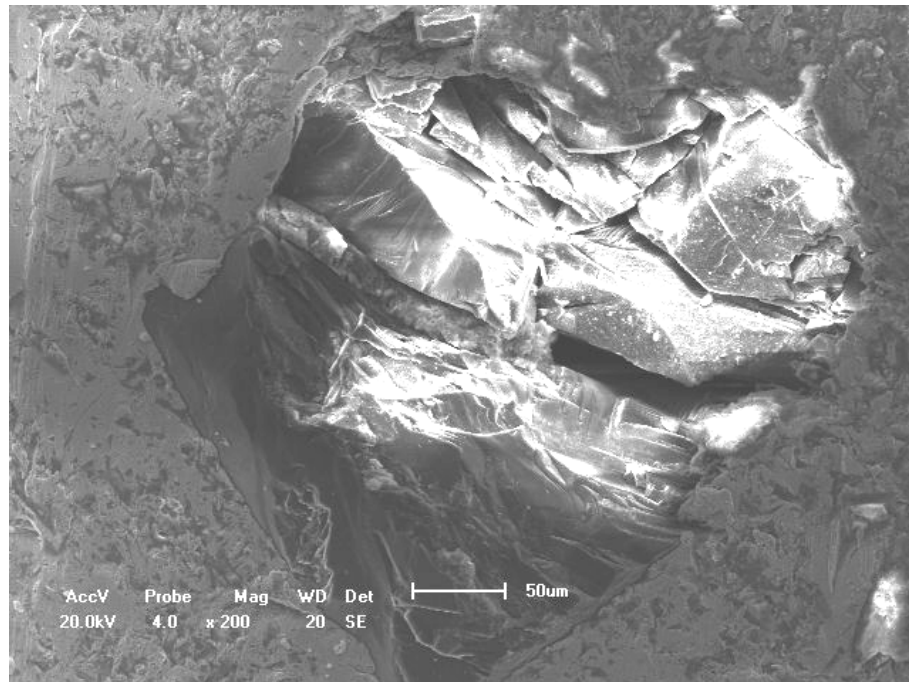


Figura 4.51 – Micrografia clivagem do cristal de diamante após abrasão a 12 minutos (M2 – 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante).

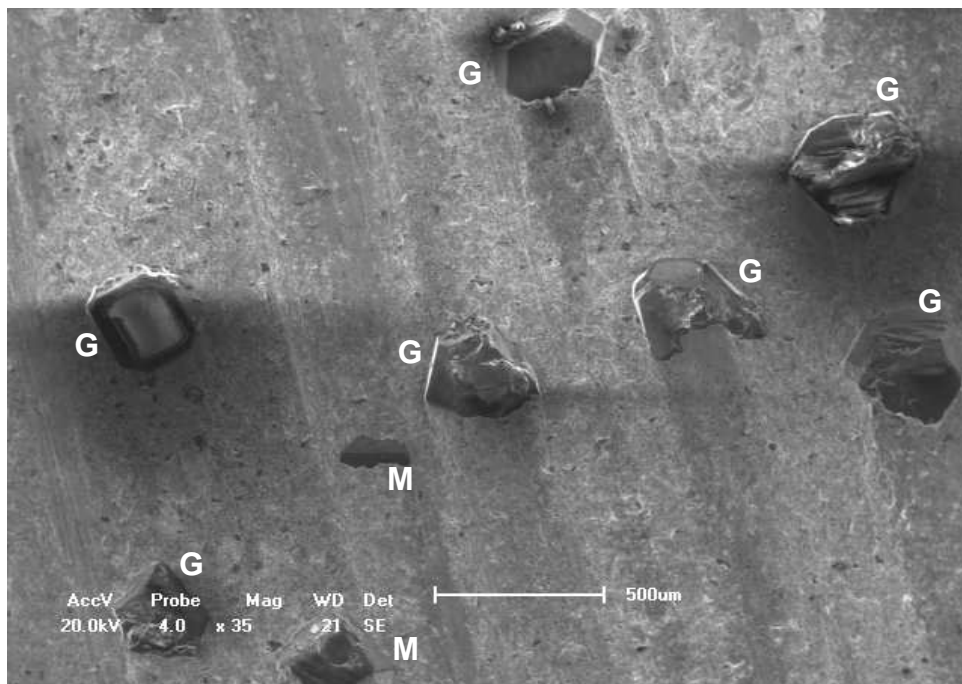


Figura 4.52 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos.

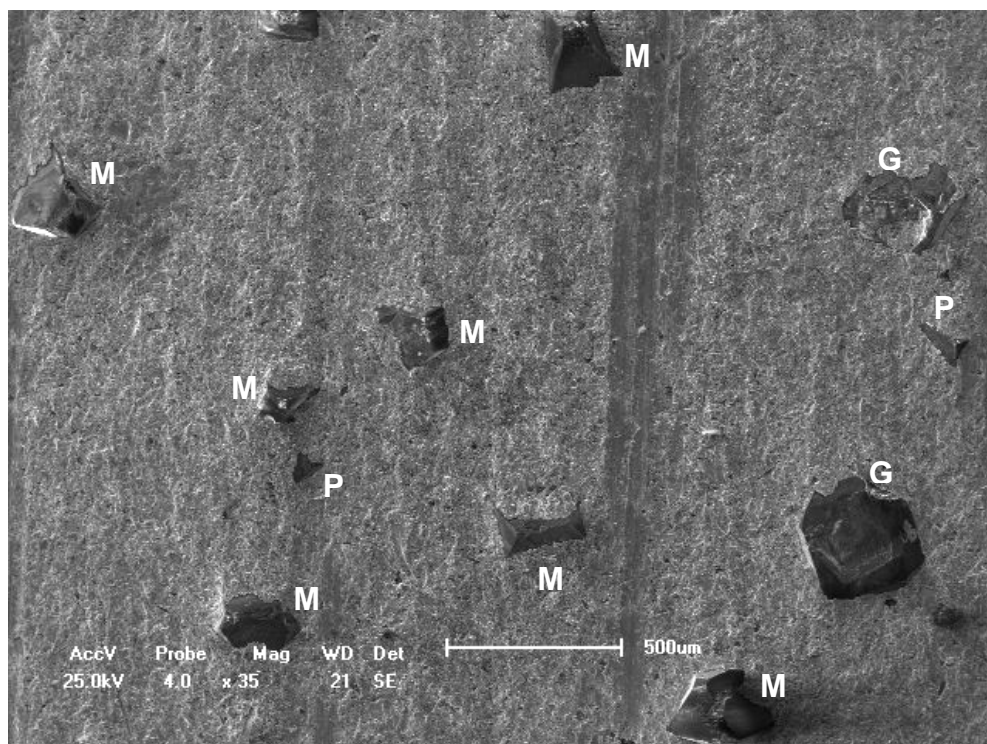


Figura 4.53 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M2 – 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos.

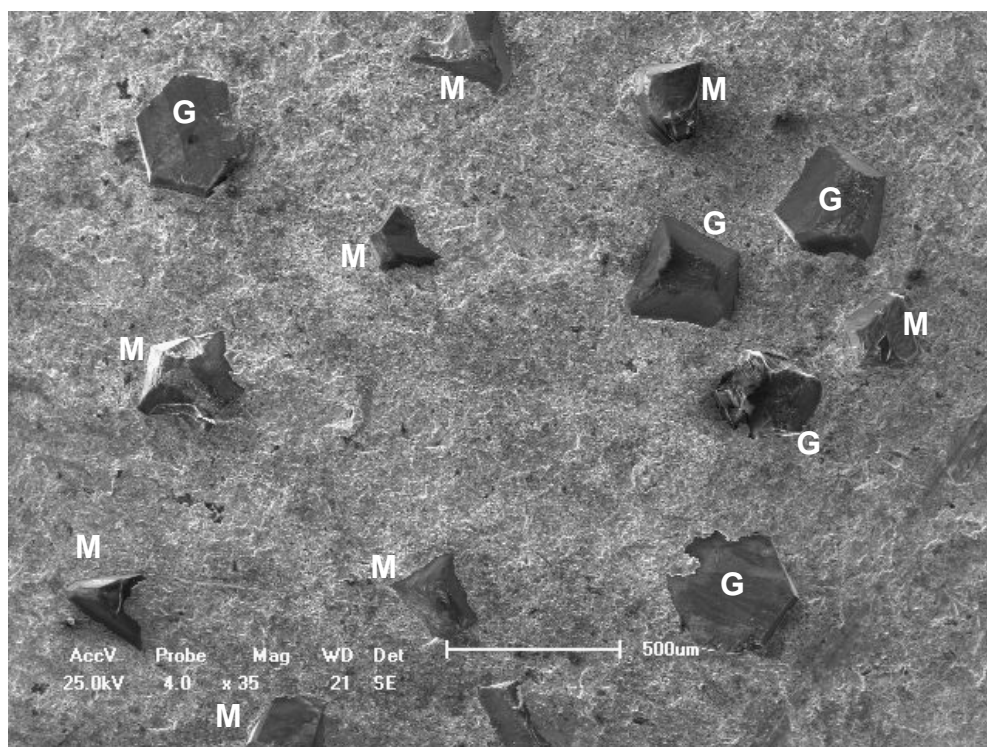


Figura 4.54 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M3 – 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos.

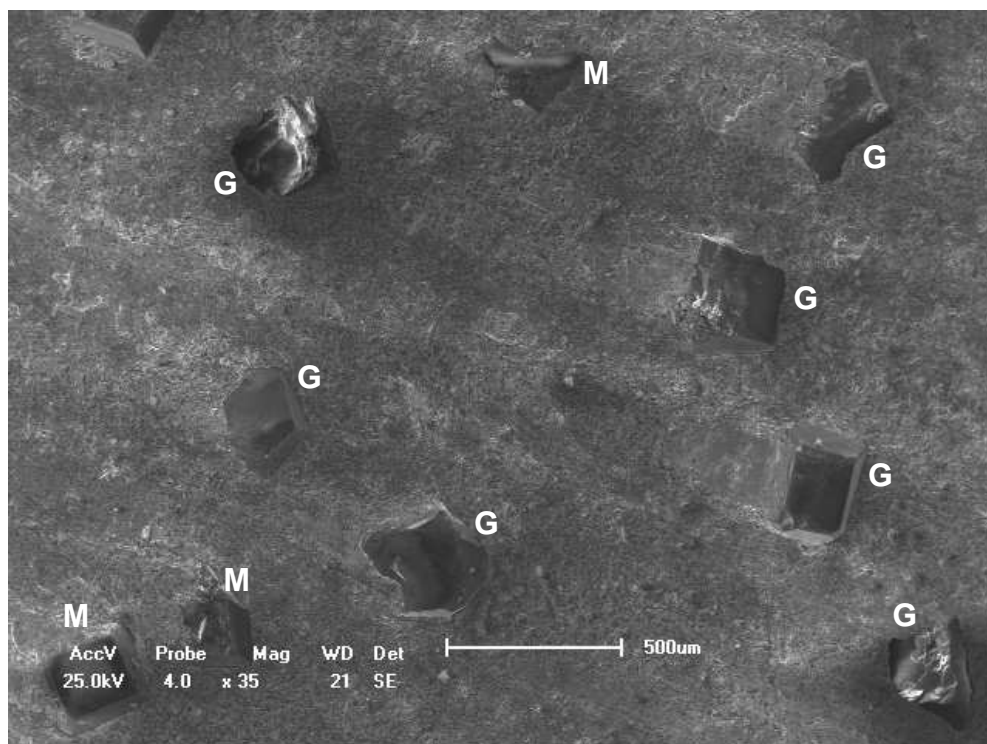


Figura 4.55 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M4– 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos.

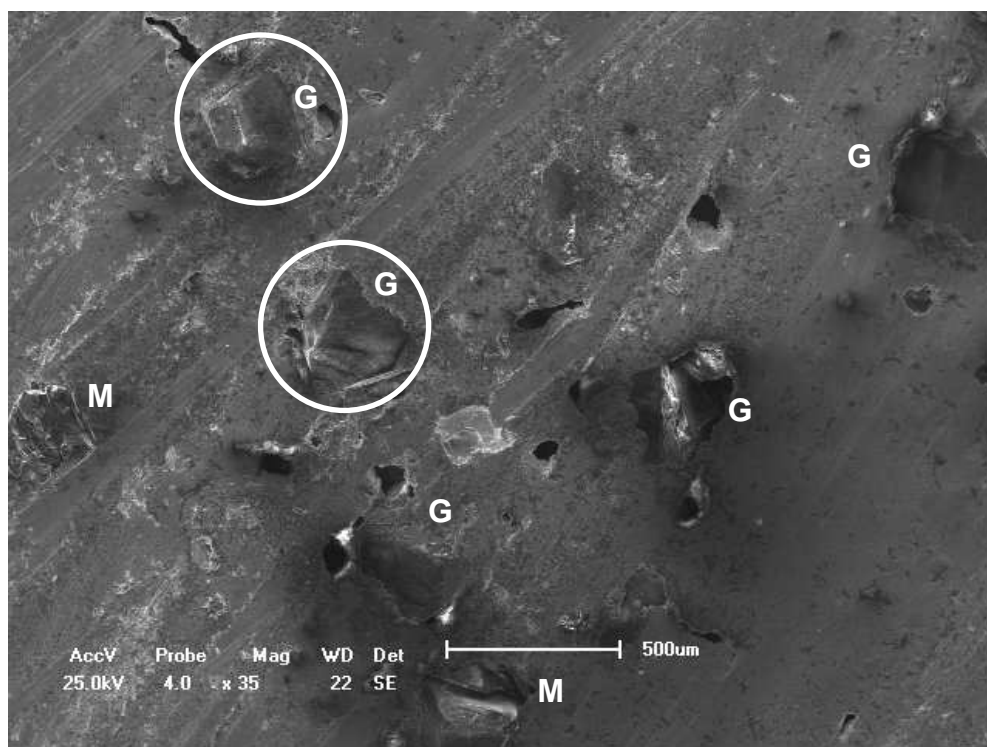


Figura 4.56 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M5 – 30%pFe-60%pCu-10%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos.

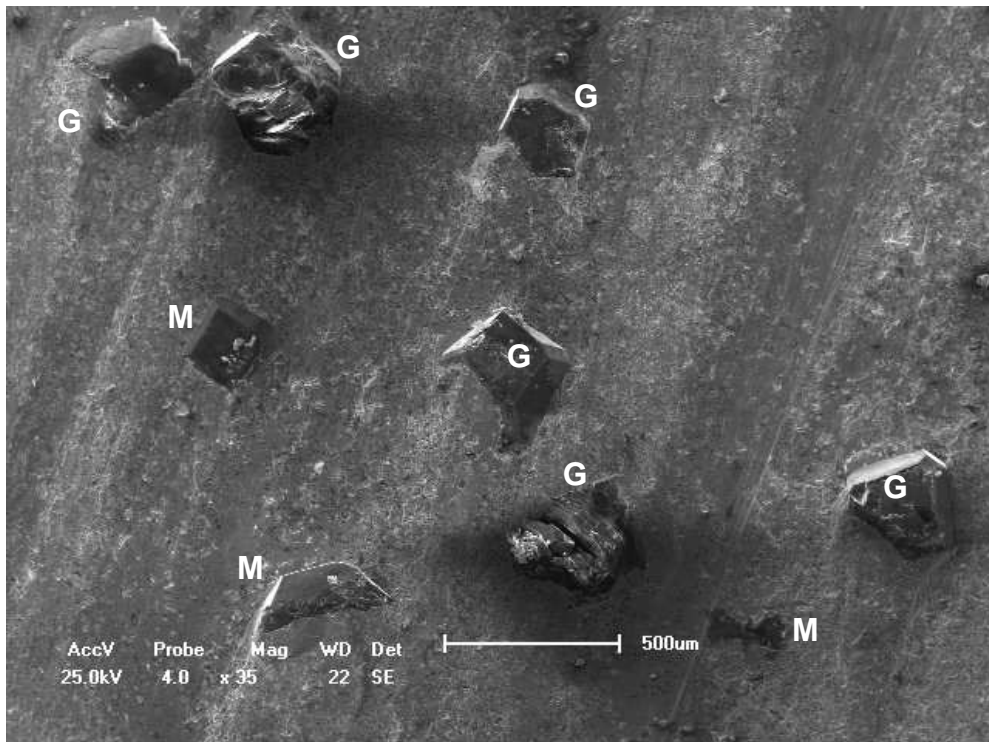


Figura 4.57 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M6– 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 12 minutos.

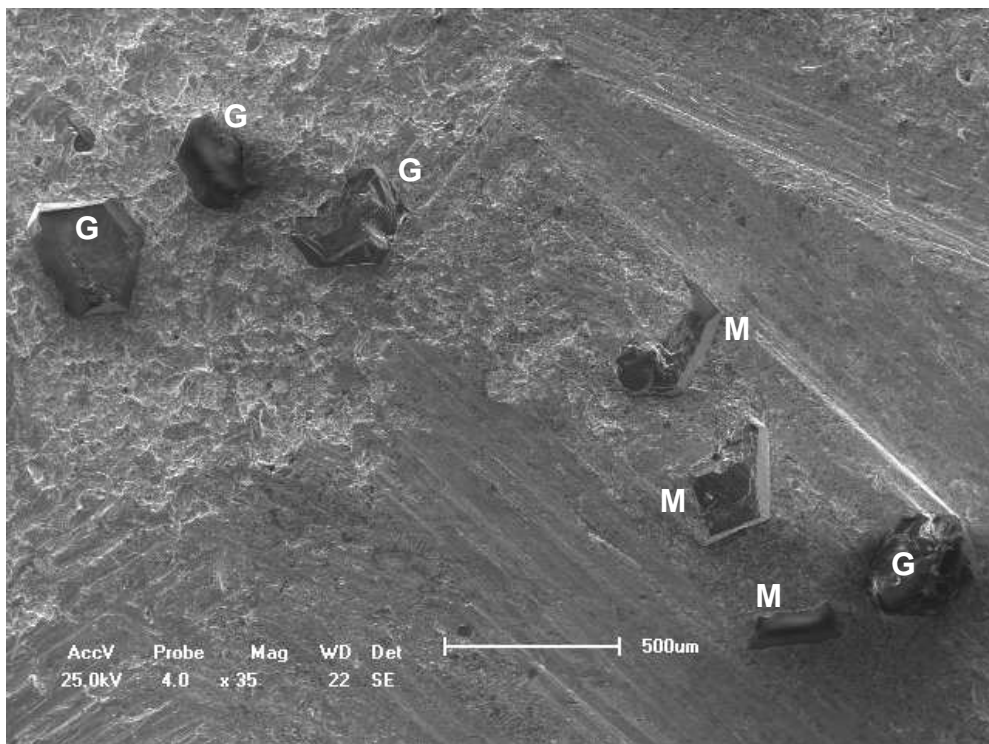


Figura 4.58 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M7– 25%pFe-50%pCu-25%pCo-Diamante (NEXT 100), após abrasão a 12 minutos.

Ainda em relação ao ensaio de 12 minutos, convém informar que novamente foi verificada baixa aderência matriz ligante/diamante para a amostra M5. Na figura 4.56, pode-se observar que dois diamantes grandes intactos, estão para ser destacados da matriz (vide círculos), visto que eles ainda têm forte poder de corte. Nota-se também ocorrência de pull-out, bem como um grande número de “gaps” na matriz ligante e no contato com os diamantes. Isso acontece devido ao fato deste compósito contar com um percentual pequeno de cobalto, cerca de 10%, o que resulta em fraca retenção matriz ligante/diamante, já que como já mencionado, o cobalto é o ligante mais utilizado como para ferramentas diamantadas de corte, devido à sua ótima compatibilidade química com o diamante e promover elevada aderência. Além disso, quando da operação de corte, os grãos abrasivos de diamante estão expostos a um carregamento constante, de modo que com os impactos gerados, os diamantes forçam a matriz ao redor de suas faces podendo gerar os “gaps” verificados. Isso ocorre por causa da baixa resistência a fadiga da matriz, pois como já mencionado, o pequeno teor de cobalto não formou solução sólida Fe-Co (fase dura) suficiente para uma resistência à fadiga satisfatória [Barbosa et al., 2010]

As figuras de 4.59 a 4.67, mostram a distribuição dos diamantes de acordo com sua classificação de tamanho, quais sejam pequeno (P), médio (M) e grande (G), para todos os compósitos diamantados estudados para o tempo de ensaio de abrasão de 20 minutos. Nesta última etapa do processo de corte, de uma maneira geral, o processo de desgaste da maioria dos compósitos foi satisfatório, pois as micrografias mostram, que apesar das severas condições de corte oriundas dos ensaios, os compósitos ainda apresentam boa condição de corte. Foi verificado e já discutido acima, uma pequena queda percentual de diamantes grandes em relação ao ensaio de 12 minutos. Isso está em perfeita concordância com o mecanismo de desgaste discutido por Davis et al.,(2000), pois neste tempo de ensaio há ocorrência de pull-outs, ou seja, destacamento dos diamantes que já estavam planificados e já não apresentavam mais condições de corte. Por conseguinte, cabe observar, que ao mesmo tempo que esses diamantes foram destacados, aumentou o percentual de diamantes pequenos, que praticamente foram extintos na etapa anterior de 12 minutos. É mais uma vez oportuno observar, que o desgaste de uma ferramenta diamantada impregnada é contínuo, ou seja, sempre que os diamantes desgastados são destacados da matriz ligante, paralelamente, surgem novas faces cortantes dos

diamantes menores que estão nas camadas mais internas para dar continuidade ao processo de corte até o fim da vida útil da ferramenta. Pode-se observar da figura 4.61, para o compósito M1, que há muitos diamantes clivados em função a agressividade do corte, e nota-se também que um cristal de diamante foi completamente destacado ou arrancado do ligante (pull-out), – vide círculo – já que conforme discutido, é um comportamento normal para esse tempo de ensaio. Pode ser observado também (vide seta), que há um “gap” entre a matriz e o diamante. Isto pode ser atribuído ao forte carregamento e por conseguinte a elevados impactos oriundos processo de corte nesta parte da amostra, resultando em fadiga da matriz ligante nesta região, gerando fraca adesão. Cabe ressaltar, que essa fraca adesão é verificada basicamente nessa região, onde pode não ter havido formação ou pouca quantidade de solução sólida Fe-Co (fase dura), devido a segregação do cobalto em outras regiões, uma vez que os outros cristais estão bem ancorados pela matriz ligante e esse compósito conta com 20% de cobalto. Estes fatos são melhores observados nas figuras 4.59 e 4.60.

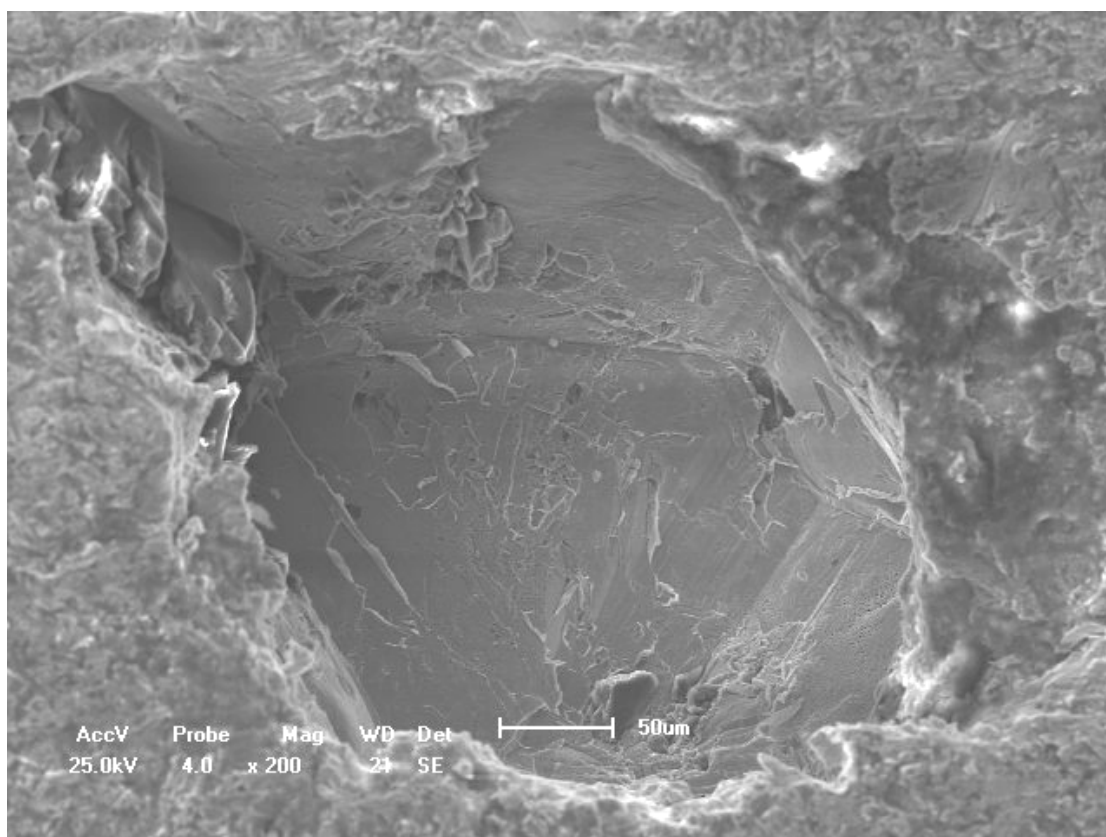


Figura 4.59 – Micrografia mostrando destacamento do cristal da matriz ligante (pull-out) para o compósito M1– 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante , após abrasão a 20 minutos.

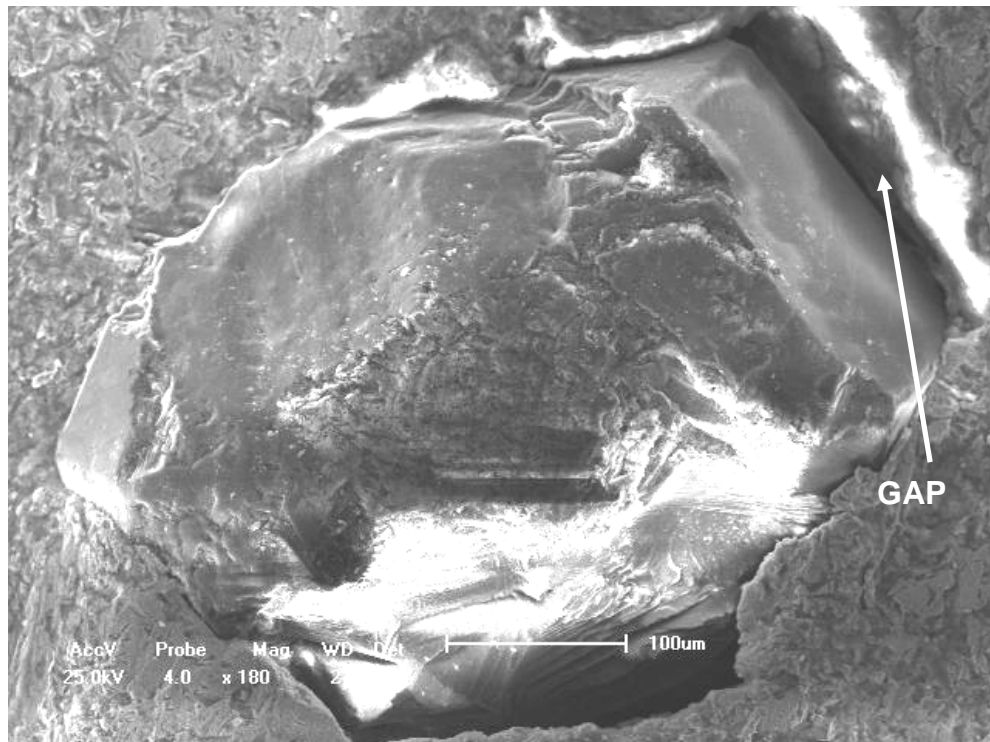


Figura 4.60 – Micrografia mostrando fraca adesão do cristal pela matriz ligante para o compósito M1– 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante , após abrasão a 20 minutos.

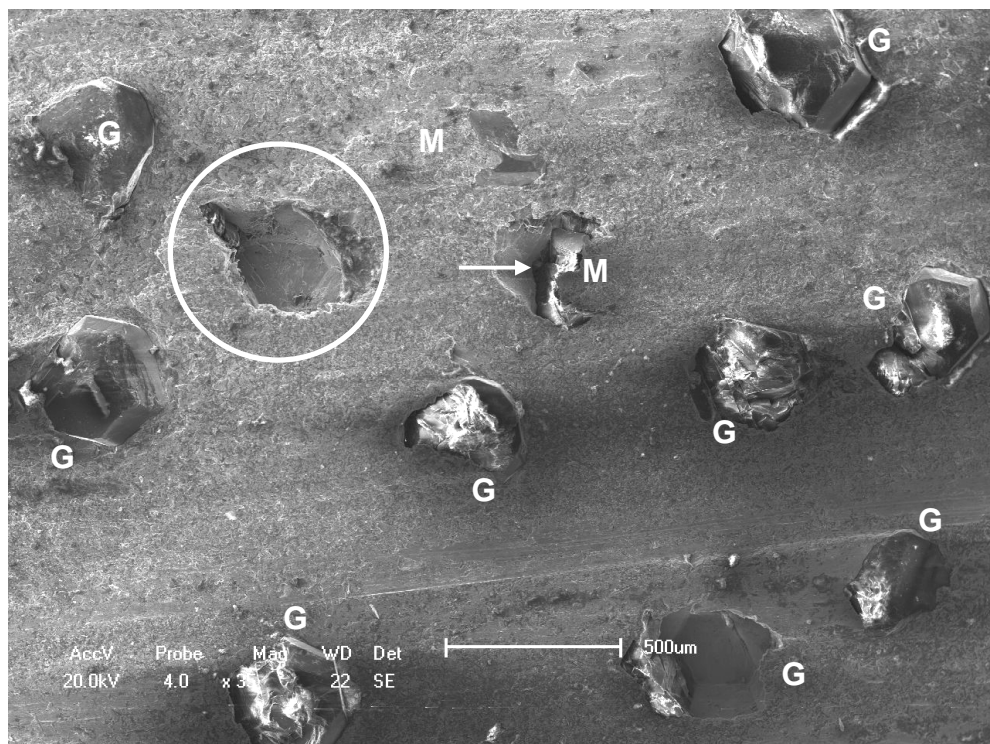


Figura 4.61 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M1– 65%pFe-15%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

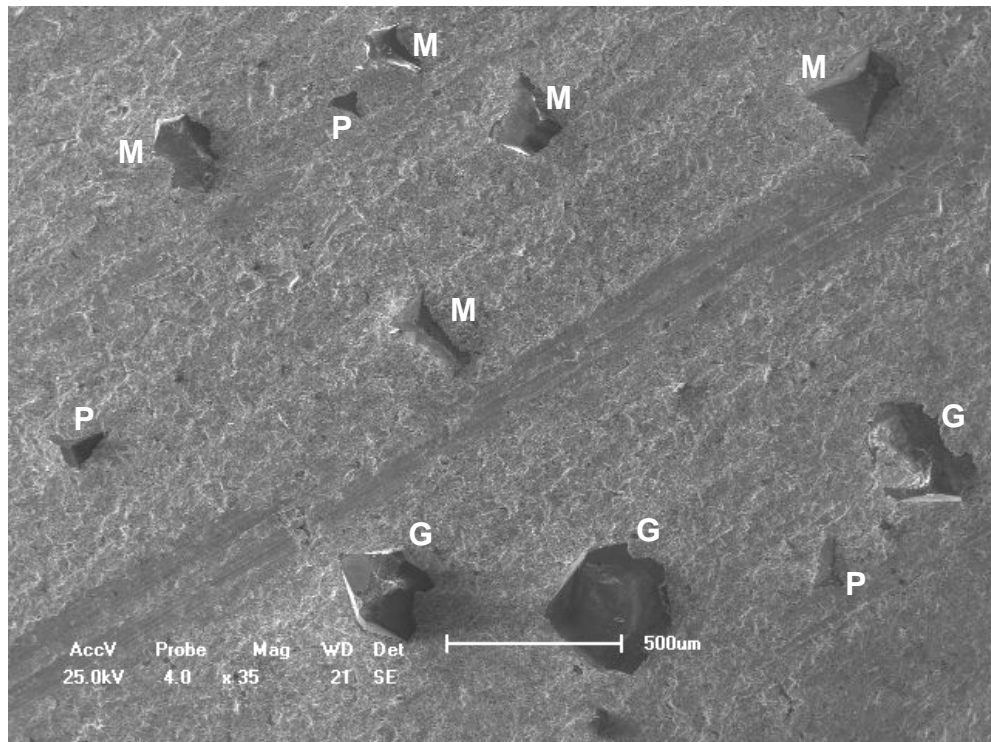


Figura 4.62 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M2– 50%pFe-30%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

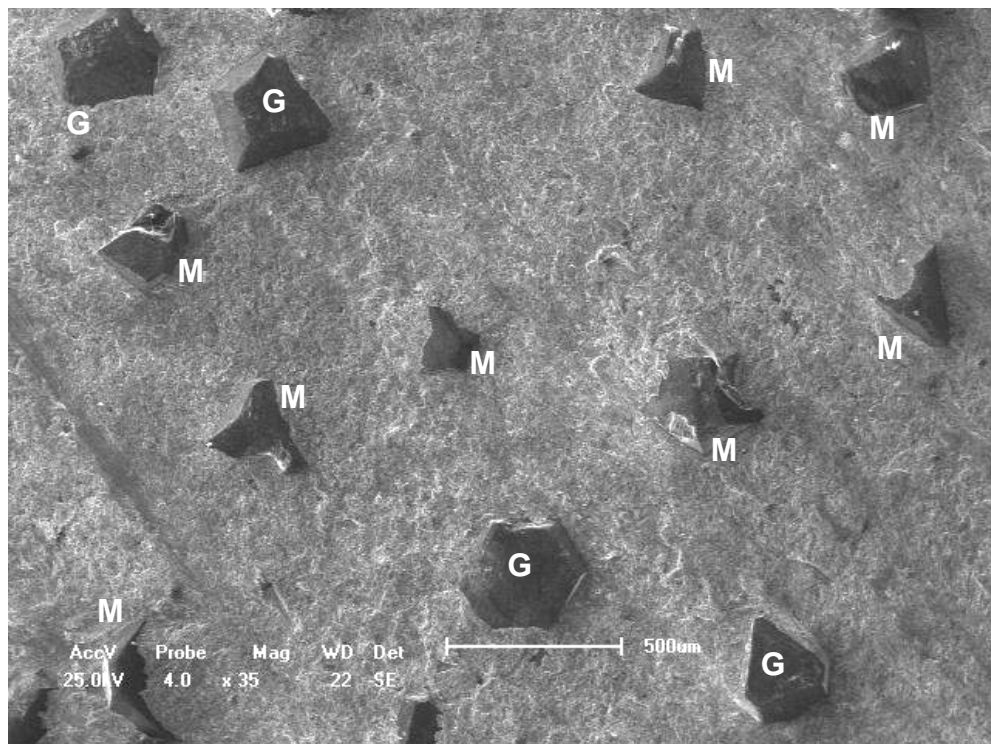


Figura 4.63 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M3– 35%pFe-45%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

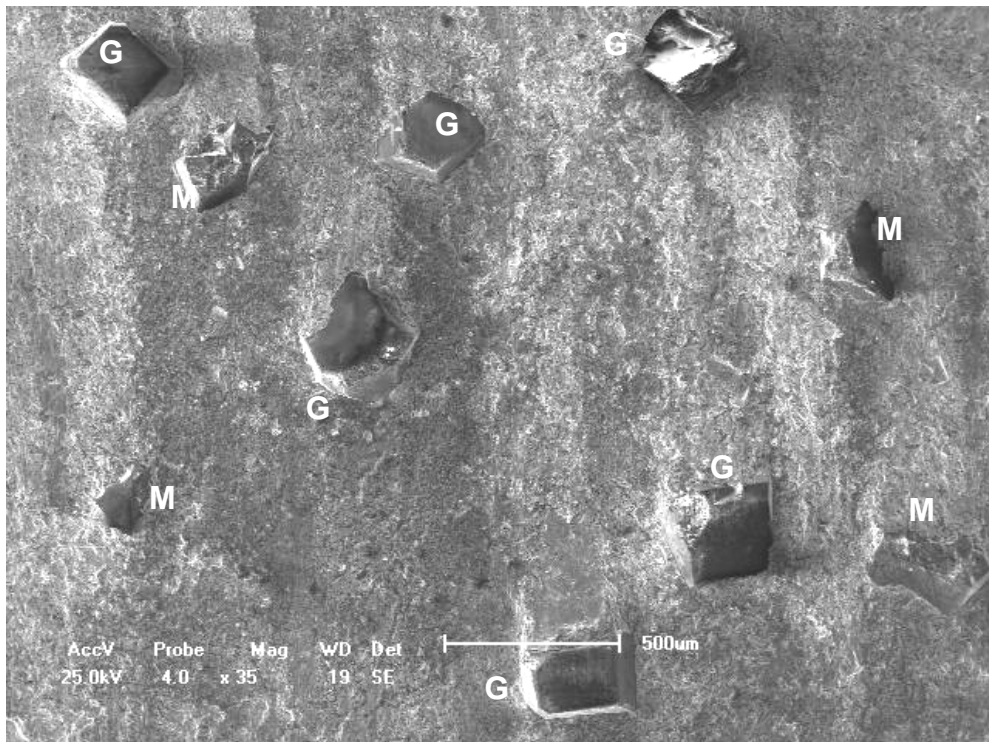


Figura 4.64 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M4– 20%pFe-60%pCu-20%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

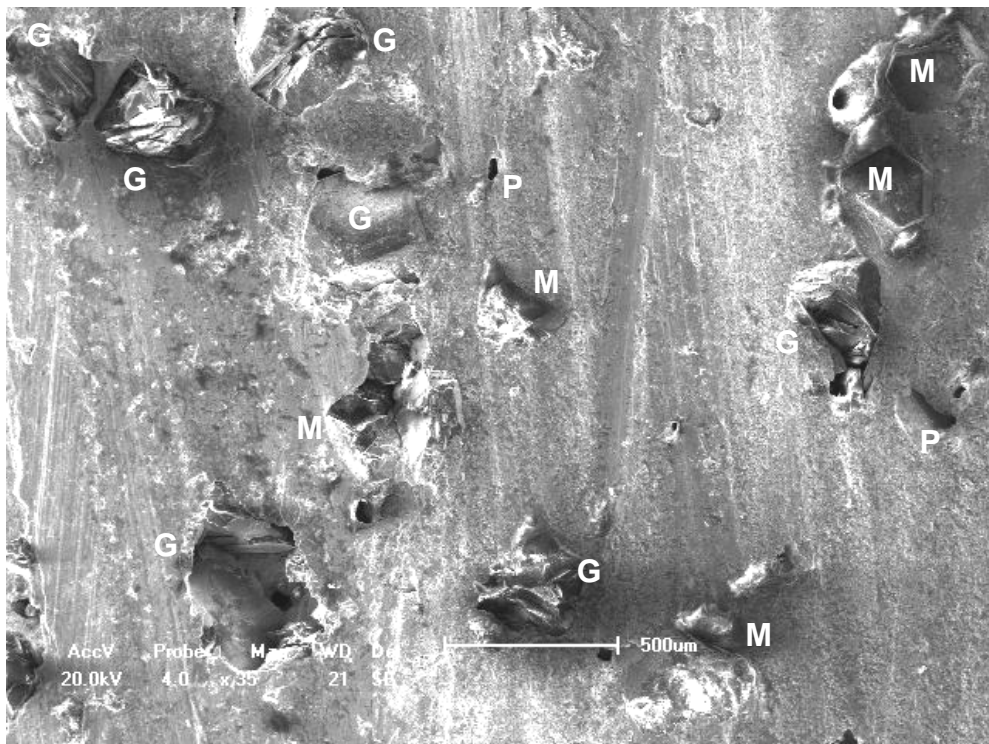


Figura 4.65 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M5– 30%pFe-60%pCu-10%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

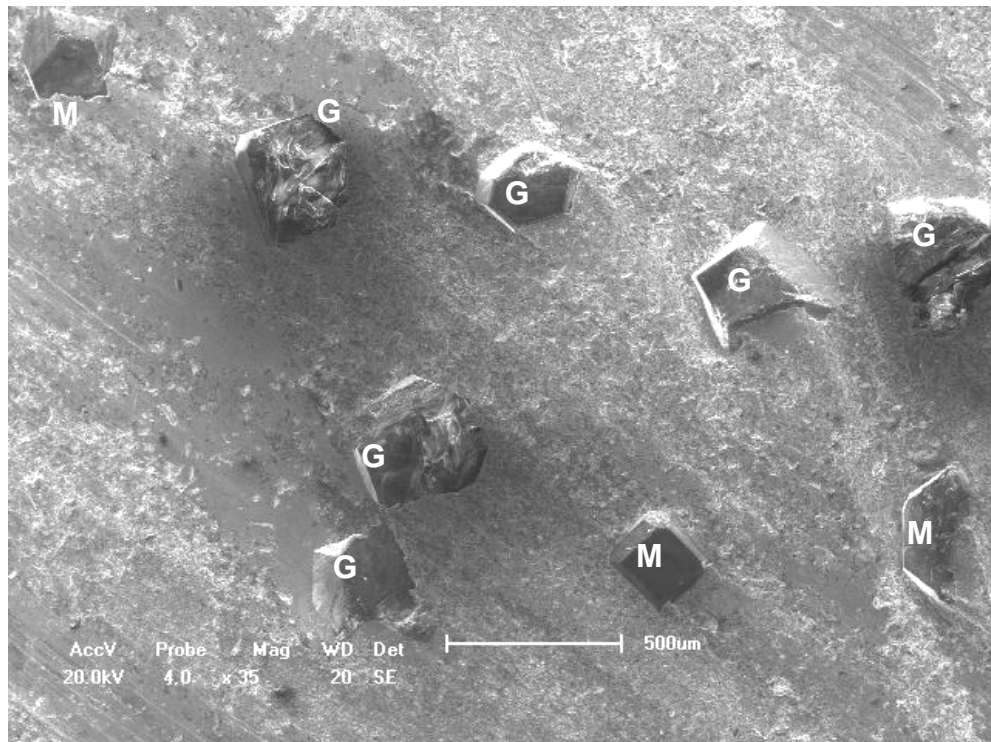


Figura 4.66 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M6– 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

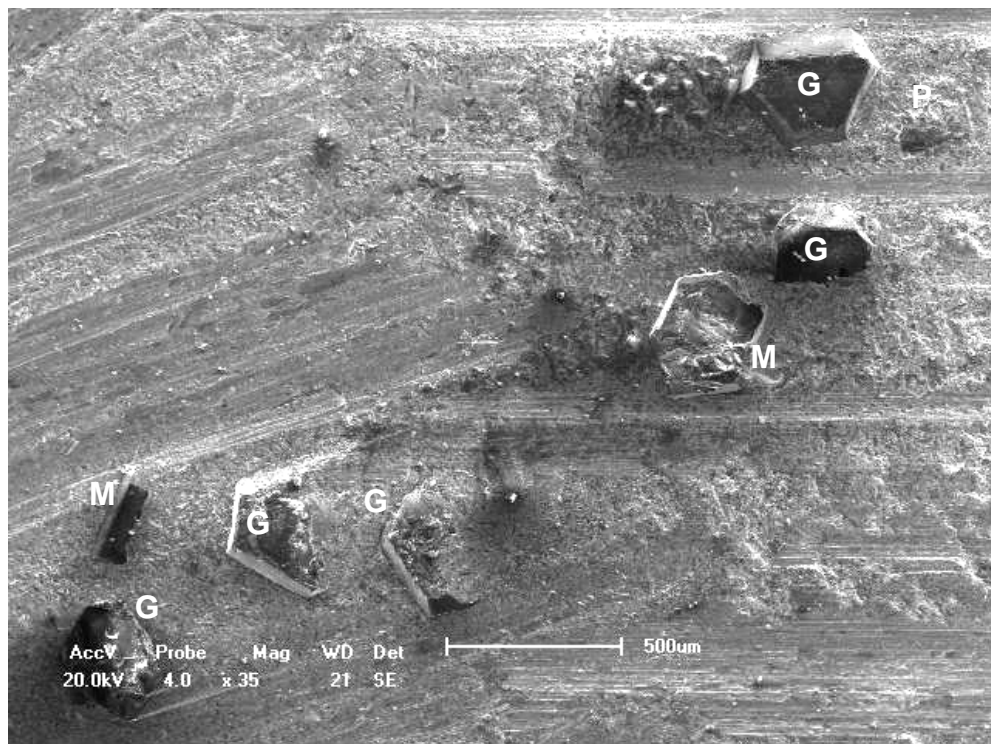


Figura 4.67 – Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho, para o compósito M7– 10%pFe-60%pCu-30%pCo-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

Cabe ressaltar, como de praxe em função dos resultados, que foi notado novamente retenção do diamante ruim para o compósito M5, valendo as mesmas observações feitas para o ensaio de 12 minutos para este compósito.

4.5 – Análise do Teste de Compressão

O esforço de compressão é uns dos principais carregamentos aos quais os elementos cortantes de uma ferramenta diamantada de corte está submetida durante operação de corte. Primeiramente, o carregamento é imposto às partículas abrasivas, que são os grãos ou cristais de diamantes, por isso os diamantes utilizados devem ser de alta qualidade, ou seja, precisam contar com excelentes propriedades, principalmente tenacidade ou resistência ao impacto, já que as condições durante o corte são extremamente agressivas. Esse carregamento em seguida é transferido para a matriz ligante, a qual tem função de absorver essas cargas e dar suporte aos cristais abrasivos de diamante, ou seja, necessita de ótimas propriedades elásticas. Os resultados de tensão de escoamento (σ_e) e módulo de elasticidade (E) oriundos do ensaio de compressão, são apresentados na tabela 4.2, para todos os compósitos estudados até aqui, inclusive o compósito M7, processado com pó comercial do mercado internacional (NEXT). Pode-se perceber de uma análise geral que a tensão de escoamento não variou de forma significativa (350 MPa em média) para os diferentes compósitos estudados, com exceção do compósito M7 que apresentou um valor bem inferior e, do compósito M4, a qual alcançou um valor um pouco mais alto, alcançando as melhores propriedades. Isso pode estar relacionado com o fato desse compósito contar com um maior teor de cobre, o qual é responsável pela formação de fase dúctil. No que tange ao módulo de elasticidade, novamente com exceção do compósito M7, não houve variações significativas nos valores encontrados, com um valor médio de aproximadamente 32,5GPa.

Tabela 4.2 – Tensão de escoamento (σ_e) módulo de elasticidade (E) para os compósitos obtidos por prensagem a quente.

| AMOSTRA | TENSÃO DE ESCOAMENTO, σ_e (MPa) | MÓDULO DE ELASTICIDADE (GPa) |
|---------|---|------------------------------|
| M1 | 360 | 32 ($\pm 0,07$) |
| M2 | 340 | 35 ($\pm 0,12$) |
| M3 | 360 | 27 ($\pm 0,10$) |
| M4 | 375 | 32 ($\pm 0,07$) |
| M5 | 340 | 35 ($\pm 0,12$) |
| M6 | 340 | 34 ($\pm 0,06$) |
| M7 | 240 | 46 ($\pm 0,11$) |

A tensão de escoamento pode ser considerada um parâmetro importante a ser avaliado neste estudo, pois na prática, adotando uma pré-deformação de 0,2%, ela praticamente coincide com o limite elástico do material, parâmetro fundamental em qualquer projeto de engenharia. Conforme já ressaltado, devido as condições severas de serragem, os elementos de corte ou compósitos diamantados, devem ser capazes absorver ou resistir aos carregamentos impostos durante o corte, principalmente no que tange às cargas elásticas, pois uma deformação permanente pode causar a perda das propriedades originais da ferramenta, levando a formação de “gap” por fadiga da matriz, comprometendo a capacidade de corte da ferramenta. Isso pode ser confirmado, levando-se em consideração que para o compósito M5, ao qual apresentou valores mais baixos de tensão de escoamento, foi verificado existência de “gaps” praticamente para todos os tempos de ensaio de abrasão, conforme micrografias acima. O contrário foi verificado para o compósito M4, ao qual tem os melhores valores de tensão de escoamento. Isso está em concordância com o trabalho feito Châlus, PA. (1994), que analisou algumas características da retenção dos grãos de diamantes utilizando pós metálicos. Mais uma vez convém ressaltar, que para uma ótima produtividade e eficiência de corte, a matriz deve ter boas propriedades mecânicas, pois durante a operação de corte, os diamantes são sujeitos a tensões pelo contato direto com o material de corte, conforme mostrado na figura 4.68. Essas tensões são transmitidas diretamente à matriz ligante, sendo o seu comportamento mecânico muito importante. Desta forma, pode-se dizer que uma boa aderência matriz ligante/diamante é achada quando não há deformação da matriz, ou somente deformação reversível (elástica), permitindo que a matriz retorne a sua forma inicial quando a tensão cessa, como mostrado na figura 4.69.

Entretanto, se essa deformação não é reversível (deformação plástica), com a constante movimentação do diamante devido às tensões geradas, vai haver formação “gap” entre a matriz e o diamante por fadiga da matriz, em consequência da deformação plástica gerada pelo alto carregamento do processo de corte, conforme mostrado na figura 4.70. Isso pode levar a perda prematura dos cristais de diamantes (pull-out).

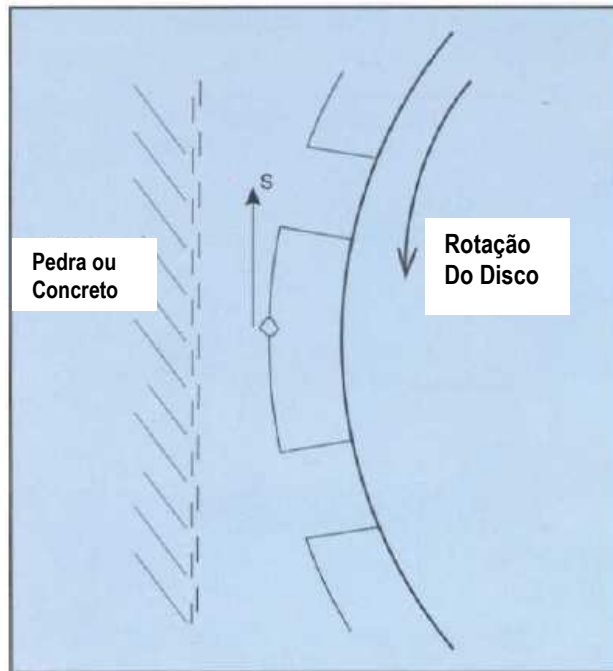


Figura 4.68 – Esquema mostrando as tensões geradas na zona de corte [Châlus, PA. ,1994].

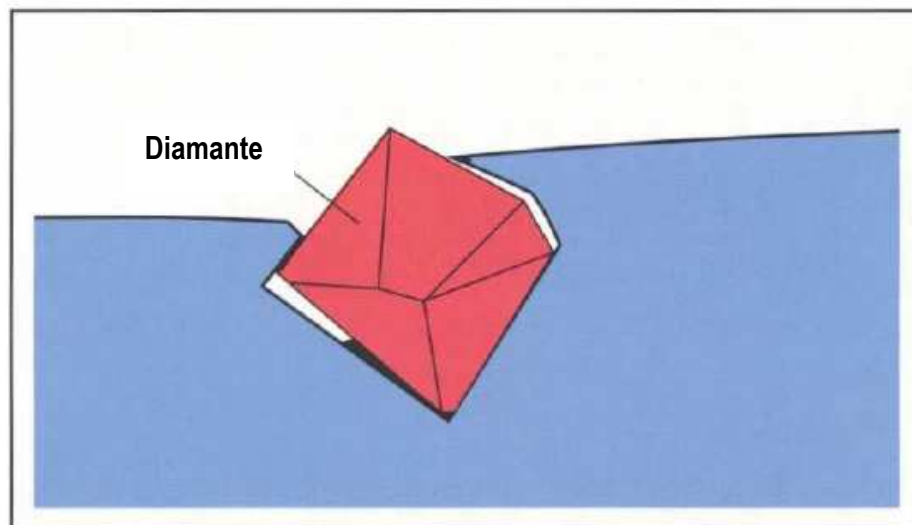


Figura 4.69 – Deformação elástica permitindo que a matriz reverta ao seu estado original [Châlus, PA. ,1994].

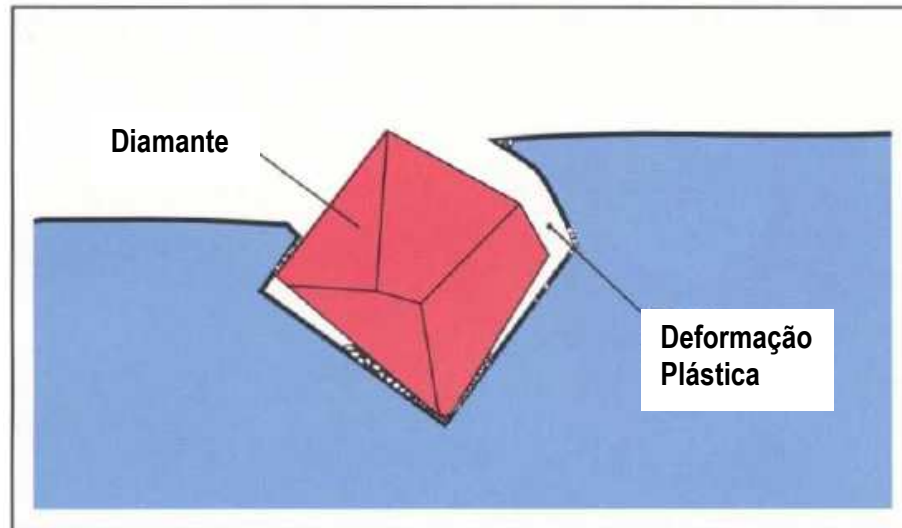


Figura 4.70 – Deformação plástica levando à fadiga da matriz [Châlus, PA. ,1994].

Face a todos os resultados discutidos até o momento, principalmente ao comportamento de desgaste e resistência a abrasão dos compósitos, esses resultados estão dentro de um valor aceitável no que tange às propriedades elásticas, já que a deformação plástica total foi constante para todos os compósitos deste trabalho, inclusive apresentando valores bem similares e foi verificada ruptura por fratura frágil antes do fim do ensaio apenas no compósito M7 (NEXT), o qual teve comportamento praticamente linear. Isso pode ser responsável pelo alto módulo de elasticidade alcançado para este compósito em comparação com os demais, já que pode ter havido formação de fase dura o causando o comportamento frágil mencionado. Pode-se fazer uma investigação mais profunda deste aspecto em trabalhos futuros. Cabe ressaltar, que não há relatos na literatura no que tange ao comportamento elástico desses materiais, para efeito de comparação dos resultados. Isso mostra, que este estudo é inovador, avaliando parâmetros ainda não estudados para ligas bem específicas.

4.6 – Proposta do Mecanismo de Desgaste

A proposta do modelo do mecanismo de desgaste se baseia em dois gráficos conjuntos. Para tal foi escolhido um dos compósitos (M1 – 65%pFe-15%pCu-20%pCo-diamante) para avaliar a evolução do desgaste sofrido ao longo dos quatro tempos de ensaio já discutidos. Escolheu-se esse compósito, por considerar que este representaria de maneira mais qualitativa esse mecanismo. O gráfico 4.72,

mostra a evolução da fração percentual de área ocupada pelos diamantes em função do tempo de ensaio, bem como a fração percentual de área ocupada pelos diamantes de acordo com sua classificação por tamanho, quais sejam médios e grandes, pois estes participam efetivamente do corte. O gráfico 4.73, mostra o percentual de diamantes de acordo com os tipos desgaste sofridos, quais sejam intactos, clivados, planificados e destacados (pull-out). Os gráficos foram separados em três regiões a saber: região 1 para o tempo de ensaio entre 2 e 6 minutos, região 2 para para o tempo de ensaio de 6 e 12 minutos e na região 3 para o tempo de ensaio entre 12 e 20 minutos. No início região 1 da figura 4.72, nota-se que os diamantes ainda somam cerca de 8% na superfície da amostra e, verifica-se também que há mais diamantes médios em relação aos diamantes grandes. Na mesma proporção, para a figura 4.73, verifica-se maior percentual de diamantes ainda intactos em relação aos clivados. Isso já era esperado, pois neste caso ocorre basicamente desgaste da matriz ligante para colocar os diamantes na superfície da amostra e surgir as primeiras faces cortantes. Com o decorrer do processo de corte, verifica-se que o percentual de diamantes por área aumenta na mesma proporção dos diamantes grandes e diamantes clivados até o início da região 2, para o ensaio de 6 minutos. Isso ocorre, porque agora os grãos abrasivos de corte já estão todos na superfície da amostra devido ao desgaste por abrasão sofrido pela matriz ligante. Em seguida, nota-se que a fração percentual de diamantes na superfície da amostra não sofre variação, e da mesma forma, há pequeno aumento percentual dos diamantes médios e clivados até o início da região 3. Até este ponto, temos o que se chama região constante de corte, onde a taxa de corte é uniforme, havendo mais desgaste dos diamantes grandes e ocorrência de auto afiação dos cristais, o que causa um leve aumento dos cristais médios. Até o fim da região 3, devido às severas condições de corte, os diamantes médios da etapa anterior sofrem desgaste e se tornam diamantes grandes, justificando o aumento percentual destes diamantes nesta etapa do ensaio, enquanto alguns cristais clivados começam a planificar e os mais desgastados, aos quais já não apresentam mais capacidade de corte, são destacados da matriz, ocorrendo pull-out. Cabe mais uma vez ressaltar que quando a retenção dos diamantes pela matriz ligante é fraca, há perda prematura dos grão de diamantes, com pull-out afetando de forma negativa a vida da ferramenta. Mas por outro lado, pode ser positivo quando surge como uma etapa natural do processo de desgaste, eliminando os cristais mais desgastados aos quais não têm mais

capacidade de corte, conforme foi verificado para este compósito. Esses dados apresentados podem ser vistos através das figuras 4.41, 4.48, 4.58 e 4.61.

Conforme mostrado no capítulo 2 deste trabalho, Kosntantly, J. (2000) avaliou a evolução do desgaste em função da altura de potrusão dos cristais de diamantes. Este modelo de desgaste é bastante impreciso, levando-se em conta a dificuldade de se medir a altura de potrusão, conforme pode ser melhor observado da figura 4.71. Nota-se que é possível obter diferentes alturas de potrusão, com valores de medidas bem diferentes dependendo do ângulo de observação dos diamantes, o que gera medidas bem específicas. Isso pode levar a geração de altos erros de medida (desvios), conforme mostra a figura 2.28 do capítulo 2, o que diminui a precisão dos resultados e empobrece a discussão apresentada. Além disso, considerando um determinada área de referência, esta medição considera apenas os diamantes que estão numa mesma linha, ou seja, na parte da frente da micrografia, o que não permite uma apuração acurada dos dados, já que os diamantes das partes inferiores (parte de trás da micrografia) não podem ser medidos, levando em consideração que também participam do corte. Face esses pontos considerados, agora é mais preciso estudar o mecanismo de desgaste pelo modelo proposto pelo presente trabalho, pois trabalha com medidas mais confiáveis levando em consideração a área dos diamantes. Assim, são realizadas observações das micrografias com vista de topo, sendo possível agora fazer uma varredura de todos os diamantes em toda a extensão da área, o que gera medidas bem mais precisas. Além disso, conforme já descrito, os diamantes ao longo da área são classificados de acordo com o tamanho (pequeno, médio e grande) e tipos de desgaste ou modo de falha (clivado, planificado e pull-out). Diante desta fundamentação, conclui-se que este modelo de desgaste proposto é bem mais preciso e realístico, pois como não considera apenas a altura de potrusão dos diamantes, obtendo-se descrição mais qualitativa do processo de desgaste.

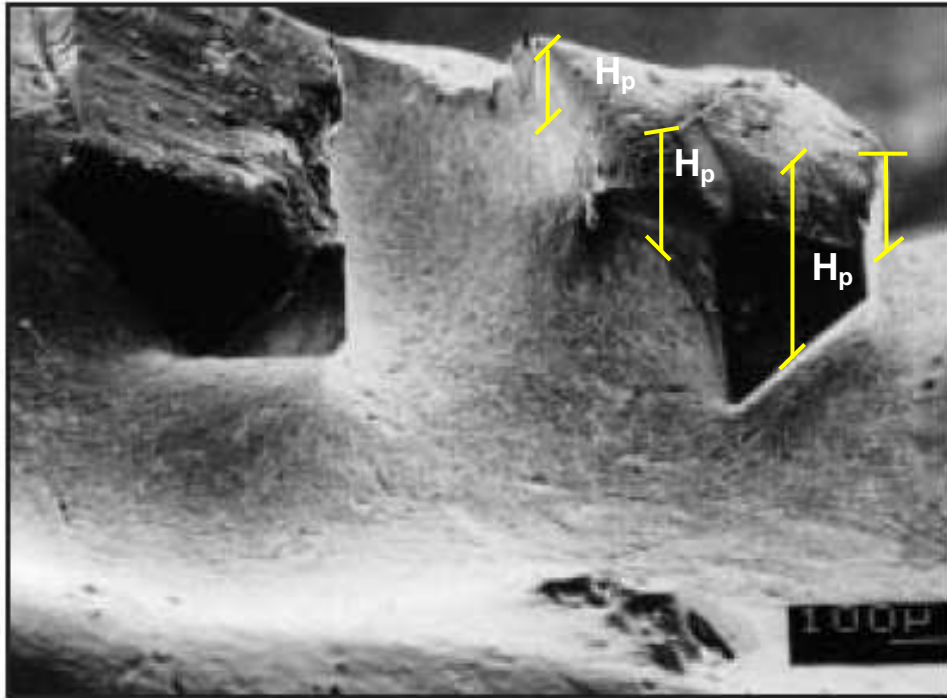


Figura 4.71 – Esquema da zona de corte mostrando diferentes alturas de potrusão [Kosntantly, J. (2000)].

A figura 4.74 mostra a resistência a abrasão em função do tempo para o referido compósito M1 ora avaliado acima. Pode-se observar claramente que a resistência a abrasão é alta para tempos menores de ensaio e cai substancialmente até o tempo de ensaio de 6 minutos. Isso confirma o já discutido para o processo de desgaste para a região 1 dos gráficos acima, onde para tempos iniciais, o desgaste maior é da matriz ligante para revelar os diamantes, o que resulta em maior nível de perda de massa inicial, a qual vai diminuindo a medida que os diamantes ficam expostos na superfície da amostra, resultando em queda da resistência a abrasão. Este comportamento continua até o fim do ensaio de 12 minutos, início da região 3 porém, agora com queda da resistência a abrasão mais suave, visto que nesta etapa, os diamantes já estão completamente expostos e a taxa de corte é constante, com pouco nível de desgaste do ligante. Para tempos finais de ensaio, percebe-se novamente leve queda da resistência a abrasão, já que conforme mostra o gráfico anteriormente, tem-se diamantes planificados, o que resultado mais uma vez em leve queda da resistência a abrasão. Cabe ressaltar, que também foi verificado pull-out para tempos finais de ensaio, e dessa forma, para tempos maiores aos estudados até aqui, novas faces cortantes iriam surgir para dar continuidade ao

processo de corte, ou seja, a resistência a abrasão ficaria constante, e um novo ciclo de desgaste se iniciaria, até o final da vida da ferramenta de corte.

O desgaste de uma ferramenta diamantada impregnada é contínuo até o final da vida útil da mesma. Neste sentido, o modelo de desgaste proposto por esse trabalho, descreve em detalhes e de forma qualitativa este mecanismo, uma vez que considera os tamanhos e defeitos dos diamantes em cada etapa do processo, bem como a fração de área ocupada pelos mesmos, ao longo do tempo de corte.

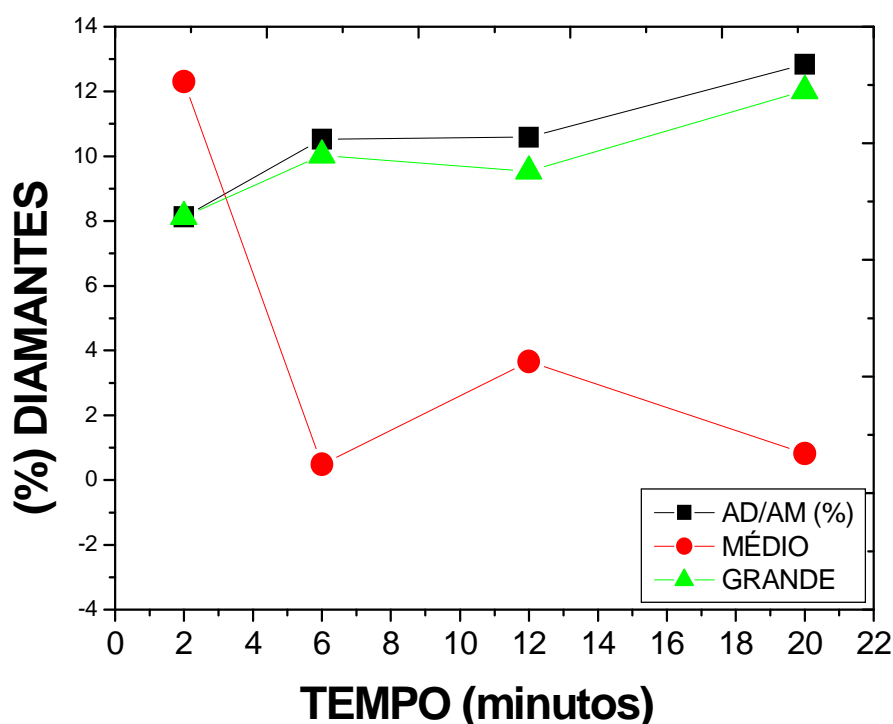


Figura 4.72 – Fração percentual de área ocupada pelos diamantes, em função dos tempos de ensaio de abrasão para o compósito M1- 65%pFe-15%pCu-20%pCo-diamante.

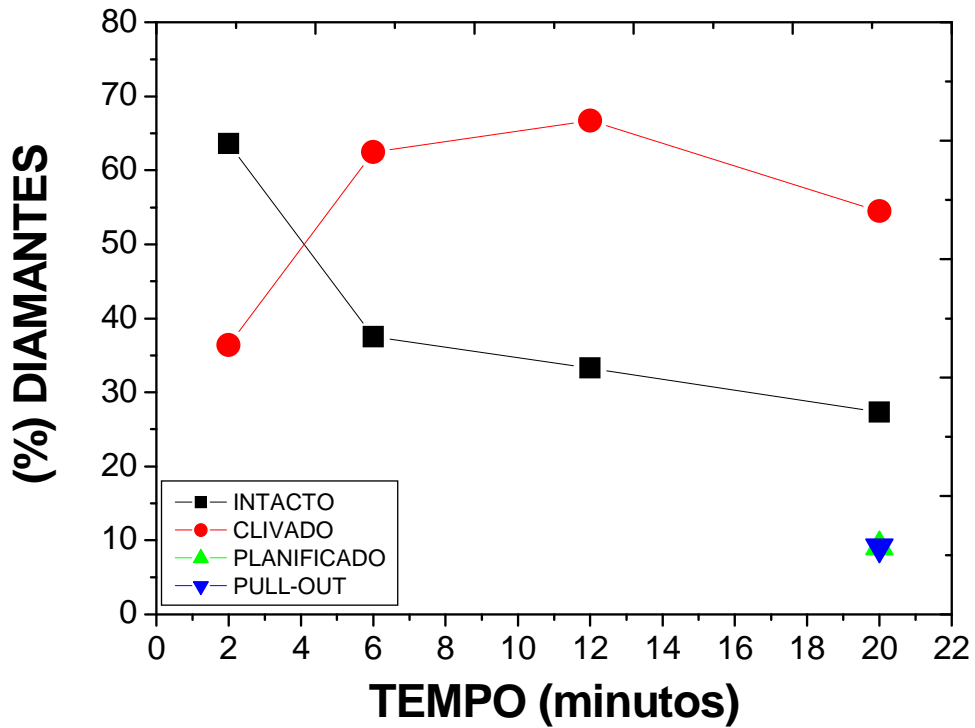


Figura 4.73 – Percentual de diamantes de acordo com o tipo de defeito, em função dos tempos de ensaio de abrasão para o compósito M1- 65%pFe-15%pCu-20%pCo-diamante.

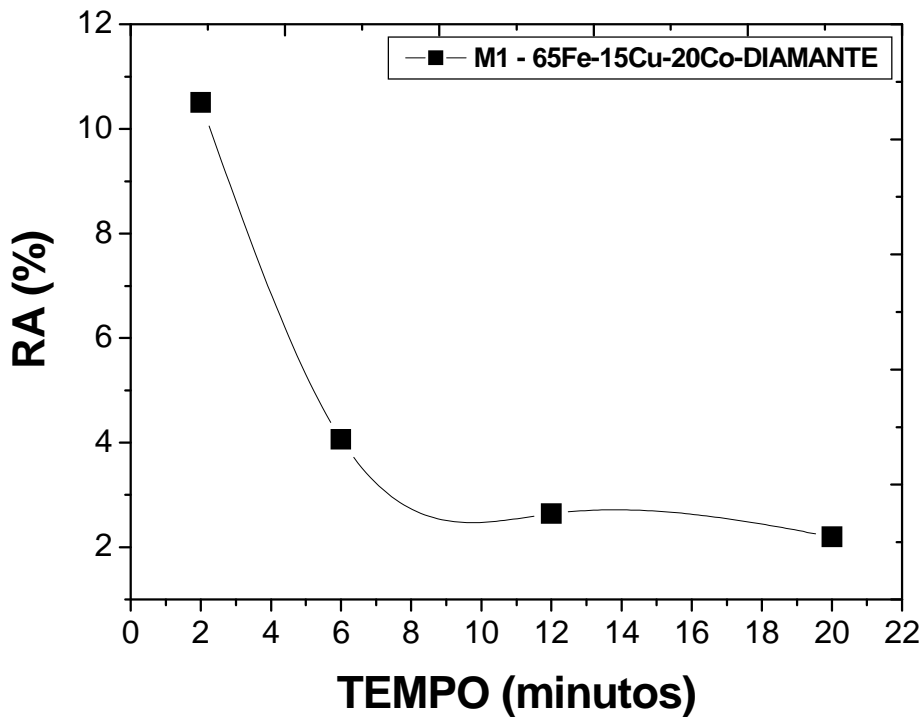


Figura 4.74 – Resistência a abrasão para o compósito M1- 65%pFe-15%pCu-20%pCo-diamante.

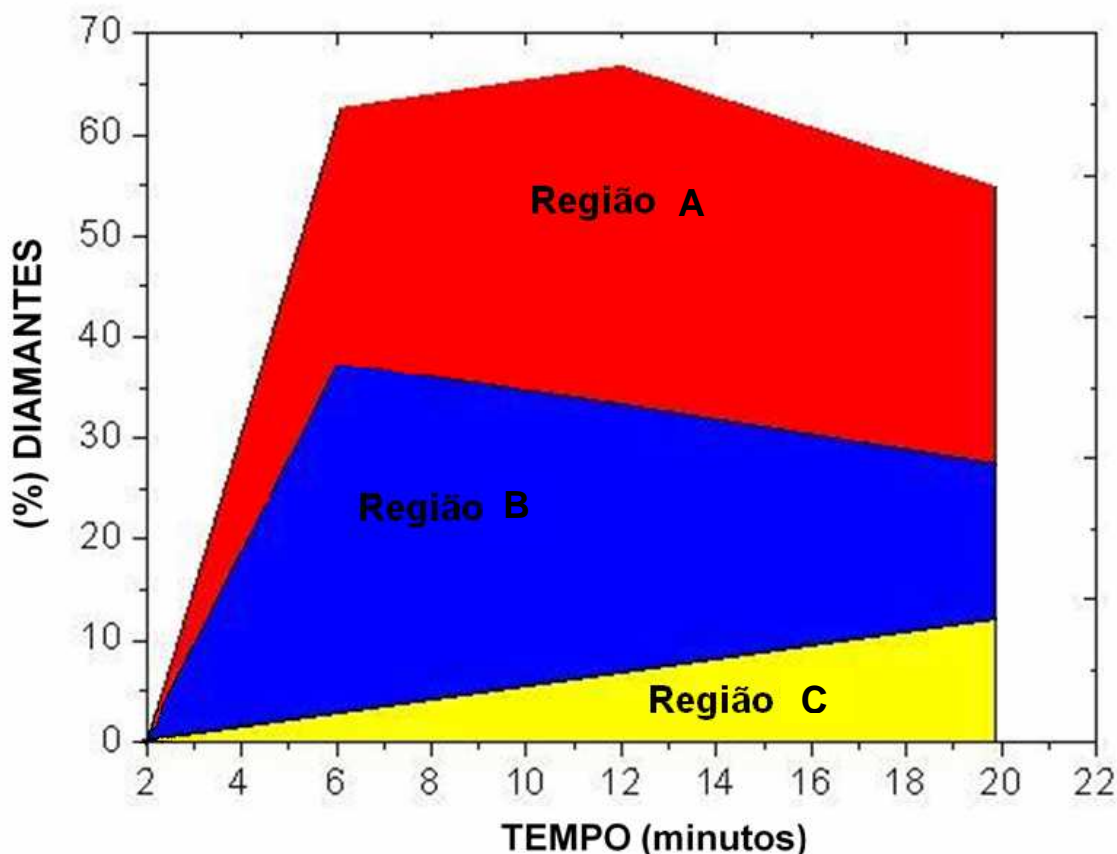


Figura 4.75 – Modelo de desgaste para uma ferramenta diamantada de corte.

Conforme já ressaltado, os compósitos diamantados ou dentes de serras produzidos industrialmente, passam primeiramente por uma etapa de retífica para expor os diamantes da camada mais externa, ou seja, revelar as primeiras faces cortantes, as quais ficam encravadas na matriz ligante após o processo de prensagem a quente ou sinterização. Para efeitos práticos, considera-se que as curvas do gráfico da figura 4.75, que se iniciam na origem, partem para o respectivo a partir de 6 minutos de corte. O modelo de desgaste ou descrição do mecanismo de desgaste de uma ferramenta diamantada impregnada proposto, é descrito em função de 3 regiões conforme figura 4.75. A região A, conforme já ressaltado, após 6 minutos, é caracterizada por grande número de diamantes grandes (G) intactos e clivados, com surgimento de diamantes médios para maiores tempos de ensaio. Na região B, principalmente esses diamantes grandes e clivados, aos quais já apresentaram grande capacidade de corte, tendem a perder seus vértices de corte, paralelamente com a superfície tendendo à ficar “rugosa”,. Isso é indicativo de auto-afiação da ferramenta, e recuperação da capacidade de corte. Em seguida, na

região C, aqueles diamantes mais desgastados, principalmente os cristais da “auto-afiação” da região anterior, pelo desgaste da matriz ligante, perdem praticamente toda a sua potrusão no metal ligante, restando mais nenhuma aderência diamante/metal ligante. Como consequência, esses cristais são destacados da matriz ligante (pull-out), com tendência linear em relação ao tempo de ensaio. Paralelamente, uma nova camada de diamante irá surgir pelo desgaste do metal ligante e um novo ciclo de desgaste se iniciará até o fim da vida da ferramenta. Cabe novamente ressaltar, que o modelo proposto foi fortemente baseado nos tipos de desgaste ou modos de falha sofrido dos diamantes, ora já discutidos e propostos na literatura. Paralelamente a isso, houve varredura de cada cristal individual com vista de topo da micrografia, o que viabilizou a classificação por tamanho dos cristais citada acima. Isso mostra, que esse modelo de desgaste descreve de forma clara a evolução do mecanismo contínuo de desgaste de uma ferramenta diamantada impregnada, mostrando além de tudo uma descrição altamente qualitativa.

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES

Este trabalho sugere um modelo de desgaste para ferramentas diamantadas, o qual é de grande importância científica e tecnológica para o setor de ferramentas diamantadas de corte. Neste trabalho exploratório, foram obtidos resultados satisfatórios, com resultados superiores ao de produto disponível no mercado internacional.

Em relação aos resultados apresentados, pode-se dizer que quanto à densificação, houve pouca variação para a maioria dos compósitos, com os melhores resultados para os compósitos M1, M2 e M4. No que tange a abrasão, pode-se dizer que o comportamento dos compósitos atende o mecanismo de desgaste clássico ora discutidos para uma ferramenta diamantada. Assim, observa-se, que os compósitos M1, M2, M4 com comportamentos mais constantes e M3, a qual apresentou praticamente mesmo nível de resistência a partir de 6 minutos de ensaio. Avaliando os mecanismo e evolução de desgaste como um todo, pode-se dizer que os compósitos M1, M3 e M4 obtiveram os melhores desempenhos.

Diante dos resultados apresentados, pode-se concluir que conseguiu-se processar compósitos diamantados por prensagem a quente, a qual é rota industrial de processamento da metalurgia do pó, compósitos com excelentes propriedades. Inclusive, com propriedades superiores ao compósito M7, que foi processado utilizando-se pó da liga NEXT 100, o qual é um pó pré-ligado do mercado internacional utilizado como matriz ligante para ferramentas diamantadas. Neste tocante, pode-se indicar alguns compósitos como o M1, M3 e M4, aos quais obtiveram as melhores propriedades, principalmente no que tange ao comportamento de desgaste, para ferramentas diamantadas para corte de rochas ornamentais, como pérolas de fios diamantados, serras, coroas e brocas.

De forma mais pontual, apresentamos as seguintes conclusões:

- Os valores de densificação dos compósitos não variaram de forma significativa, cerca de menos de 1,5%, com exceção do compósito M5, o qual apresentou valor mais baixo, cerca de 96%;

-
- De um modo geral, foi verificado para o compósito M5 os piores resultados, como densidade, resistência a abrasão, aderência matriz ligante-diamante e principalmente comportamento de desgaste;
 - A resistência a abrasão dos compósitos esteve em plena concordância com o mecanismo de desgaste do mesmos, com os compósitos M1, M2, M3 e M4 mostrando os melhores valores, nos diferentes tempos de ensaio de abrasão;
 - Com exceção do compósito M5, todos os compósitos do presente trabalho obtiveram aderência matriz ligante/diamante satisfatória;
 - De um modo geral, o mecanismo de desgaste dos compósitos diamantados, seguiu o padrão clássico de desgaste de uma ferramenta diamantada impregnada, o qual é contínuo;
 - O modelo de desgaste proposto, descreve qualitativamente todas as etapas e fenômenos oriundos do mecanismo de desgaste de uma ferramenta diamantada produzida por metalurgia do pó.
 - Com base nos resultados obtidos, pode-se concluir que conseguiu-se processar compósitos diamantados por prensagem a quente, a qual é rota industrial de processamento da metalurgia do pó, compósitos com excelentes propriedades. Inclusive, com propriedades superiores ao compósito M7, que foi processado utilizando-se pó da liga NEXT 100, o qual é um pó pré-ligado do mercado internacional utilizado como matriz ligante para ferramentas diamantadas. Neste tocante, pode-se indicar alguns compósitos como o M1, M3 e M4, aos quais obtiveram as melhores propriedades, principalmente no que tange ao comportamento de desgaste, para ferramentas diamantadas para corte de rochas ornamentais, como pérolas de fios diamantados, serras, coroas e brocas, sendo, também fato inédito, uma vez que estas composições não foram relatadas na literatura corrente.

REFERÊNCIAS BILIOGRÁFICAS

- ◆ **Abirochas, (2009).** Síntese das Exportações e Importações Brasileiras de Rochas no 1º Trimestre de 2009. <[http:// www.abirochas.com.br](http://www.abirochas.com.br)>. Acessado em: 05/05/2009.

- ◆ **ASM Handbook (1979).** Alloy Phase Diagrams. v.3. 3.ed.

- ◆ **Azeredo, S.R. (2002).** Processamento de Corôas Abrasivas do Sistema Sílica-Poliéster para Aplicação no Desbaste de Pedras Ornamentais, Monografia do LAMAV/UENF, p. 32.

- ◆ **Barbosa, A. P. et al., (2010).** Structure, Microstructure and Mechanical Properties of PM Fe-Cu-Co Alloys. *Materials and Design*. n. 31. pp.522-526.

- ◆ **Bonneau, M. and Moltenni M. (2002).** Wire Manufacturing and Free Sintering With NEXT. *Industrial Diamond Review*. n.4. pp. 263-265.

- ◆ **Châlus, PA. (2001).** Metal Powders For Optimum Grain Retention. Eurotungstene Poudres Company. pp. 170-172.

- ◆ **Chalklei, J.R. e Thomas, D.M. (1969).** The tribological aspects of metal-bonded diamond grinding wheels. *Powder Metallurgy*. n.12. pp. 582-597.

- ◆ **Clark, I.E., (2002).** Cobalite HDR – a new prealloyed matrix powder for diamond construction tools. *Industrial Diamond Review*. n.3. pp. 177-182.

- ◆ **Davis, P. R. (2000).** The Future of Diamond Abrasives in Stone Processing. Proc. of the Intertech 2000. 17-21 july. Vancouver/Canada.

- ◆ **Del Villar, M. (2001).** Consolidation of diamond tools using Cu-Co-Fe based alloys as metallic binders. *Powder Metallurgy*. n.1. v.44. pp. 82-90.

-
- ◆ **DNPM, (2008).** Produção Mineral no Brasil. <<http://www.dnpm.gov.br>> Acessado em: 18/04/2009.

 - ◆ **Element Six Ltd (2003).** The Role of Particle Wear Progression in Diamond Tools. IDR. n.3. pp.34-37.

 - ◆ **Filgueira, M. (2000).** Tese de Doutorado. Produção de Fios Diamantados "In Situ". Universidade Estadual do Norte Fluminense - UENF/LAMAV. 157p.

 - ◆ **Filgueira, M. and Pinatti, D. G. (2003b).** "In Situ" Diamond Wires – Part II: The Bronze 4%weight Diamond Cutting Rope. Journal of Materials Processing Technology. v.133. pp.132-137.

 - ◆ **GE Superabrasives. (1994).** Catálogo. Anexo I do Programa Materiais de Alto Desempenho – Projeto 2 – Tecnologia das Ferramentas Diamantadas, de autoria do Dr. Daltro Garcia Pinatti. Tecnorte/FENORTE (1994).

 - ◆ **Jakobuss, M. (2000).** The Dynamics of Diamond Retention in Grinding Wheel Systems. Proceeding of the Intertech 2000. July, 17-21. Vancouver/Canada.

 - ◆ **Kamphuis, B. e Serneels, B. (2004).** Cobalt and nickel free bond powder for diamond tools: Cobalite CNF. Industrial Diamond Review. n.1. pp. 26-32.

 - ◆ **Konstanty, J. (1991).** The Materials Science Of Stonesawing. Industrial Diamond Review. n.1. pp. 28-31.

 - ◆ **Konstanty, J. (2001).** Diamond Bonding and Matrix Wear Mechanisms Involved in Circular Sawing of Stone. Industrial Diamond Review. n.1. pp. 55-65.

 - ◆ **Mészáros, M. and Vadasdi, K. (1994).** Process and Equipment for Electrochemical Etching of Diamond – Containing Co-WC Tools and Recovery of Diamond from Used Steel Tools. Hungarian Patent.

 - ◆ **Oliveira, L.J. (2005).** Tese de Mestrado. Processamento e Caracterização do

Sistema Fe-Cu-Diamante Para Uso em Pérolas de Fios Diamantados. Universidade Estadual do Norte Fluminense. UENF/LAMAV. pp.122.

♦ **PNUD, (2008).** IDH de Alguns Municípios Mineradores em Comparação aos seus Estados. <www.pnud.org.br/idh>. Acessado em: 12/05/2009.

♦ **Przyklenk, K. (1993).** Diamond Impregnated Tools – Uses and Production. Toolmaking. IDR. n.4.

♦ **Regadas, C. M. C., (2006).** Aspectos Relacionados às Lavras de Granitos Ornamentais com Fio Diamantado no Norte do Estado do Espírito Santo, Brasil. Dissertação de Mestrado em Geotecnia. Departamento de Geotecnia. Escola de Engenharia de São Carlos. USP. São Paulo.

♦ **Regadas, C. M. C., (2006).** Aspectos Relacionados às Lavras de Granitos Ornamentais com Fio Diamantado no Norte do Estado do Espírito Santo, Brasil. Dissertação de Mestrado em Geotecnia. Departamento de Geotecnia. Escola de Engenharia de São Carlos. USP. São Paulo.

♦ **Shibuta, D. et al. (1983).** Recovery of Diamond from Diamond Tool Scrap. Mitsubishi Metal Corporation. Japanese Patent.

♦ **Webb, S.W. (2000).** Crystal Retention Improves ROI and Performance of Diamond Tools. Proceeding of the Intertech 2000. July, 17-21. Vancouver/Canada.

♦ **Wilks, J. and Wilks, E. M. (1979).** Abrasion and wear of diamond, in J.E. Field (ed.), Properties of Diamond, Academic Press, London, p. 351 – 381.

♦ **Wright, D. N. (1986).** Prediction of Diamond wear in the Sawing of Stone. Annals of the CIRP. V.35. n.1. pp.239-244.

♦ **Wright, D. N. and Wapler, H. (1986).** Investigations and prediction of diamond wear when sawing. Annals of the CIRP. V.35. n.1. pp.239-244.

- ◆ **Xu, X. (2001).** Experimental study on temperatures and energy partition at the diamond-granite interface in grinding. *Tribology International*. n.34. pp.419-426.

- ◆ **Yamaguchi, K. et al. (1997).** Compaction and Sintering Characteristics of Composite Metal powders. *Journal of Materials Processing Technology*. v.63. pp.364-369.

- ◆ **Zsolnay, L.M. (1977).** Selection of diamonds for segmental saws. *IDR*. n.37. pp. 382-384.