

TESE DE DOUTORADO

“MAPA E MECANISMOS DE DESGASTE DE COMPÓSITOS
DIAMANTADOS DE MATRIZ METÁLICA SINTERIZADOS

CÁSSIO SANTOS DE CARVALHO

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE
DARCY RIBEIRO – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
Dezembro – 2014

**“MAPA E MECANISMOS DE DESGASTE DE COMPÓSITOS
DIAMANTADOS DE MATRIZ METÁLICA SINTERIZADOS”**

CÁSSIO SANTOS DE CARVALHO

Tese de Doutorado submetida ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais.”

Orientador: Prof. Marcello Filgueira

**CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
Dezembro – 2014**

FICHA CATALOGRÁFICA

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF

01/2015

Carvalho, Cássio Santos de

Mapa e mecanismos de desgaste de compósitos diamantados de matriz metálica sinterizados / Cássio Santos de Carvalho. – Campos dos Goytacazes, 2014.

xxii, 146 f. : il.

Tese (Doutorado em Engenharia e Ciências dos Materiais) -- Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. Centro de Ciência e Tecnologia. Laboratório de Materiais Avançados. Campos dos Goytacazes, 2014.

Orientador: Marcello Filgueira.

Área de concentração: Materiais de alta dureza.

CDD 620.11292

**“MAPA E MECANISMOS DE DESGASTE DE COMPÓSITOS
DIAMANTADOS DE MATRIZ METÁLICA SINTERIZADOS”**

CÁSSIO SANTOS DE CARVALHO

“Tese de Doutorado submetida ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais.”

APROVADA EM _____ 2014

COMISSÃO EXAMINADORA:

Prof. DSc. Juan Manuel Pardal - UFF

Prof. DSc. Angelus Giuseppe Pereira da Silva – UENF

Prof. DSc. Guilherme Chagas Cordeiro – UENF

Prof. DSc. Marcello Filgueira – UENF
(Orientador)

CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ
Dezembro – 2014

DEDICATÓRIA

**Ao Deus eterno, familiares e amigos, pela
ajuda e orientação deste trabalho.**

AGRADECIMENTOS

A Deus, por iluminar minha vida, meus caminhos, me proporcionando força, sabedoria e bênçãos, me capacitando para a realização de um trabalho como este.

Aos meus pais Carlos e Olinda, que sempre estiveram ao meu lado em cada momento, me apoiando durante esta jornada que se encerra.

Às minhas irmãs Daniele e Carla, que contribuíram muito para minha felicidade ao longo dessa jornada.

Ao meu cunhado Rodrigo Sgulmero quem me acolheu em sua casa, durante este tempo de pesquisa.

À minha querida namorada Lauriete Caneva, pelo carinho, dedicação, pelas compreensões e pelo incentivo durante este período de estudo.

Ao meu padrinho Jorge, que sempre esteve ao meu lado incentivando e mostrando o melhor caminho a ser trilhado.

Ao professor e orientador Marcello Filgueira, pela sinceridade, paciência e, principalmente, pelo exemplo dado durante todo o trabalho, bem como a orientação de fato em todas as etapas.

À Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF) e aos colegas do LAMAV/CCT pela oportunidade de desenvolver o presente trabalho.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES), por ter financiado bolsa de estudo.

Aos amigos e colegas do grupo de pesquisa: Valdenir Moreira, Zulmira Guimarães, Eliete Toledo, Iuri Mérida, Aguida Nery, Cristiane Marinho, Rogério Bolzan, Humberto Barrocas, Adriano Viera, Luciano Oliveira, Carla Priscila e por fim, não menos importante, Nana (Christlaine Oliveira), que acompanha as alegrias, angústias de todos deste grupo de pesquisa.

Ao Prof. Dr. Eduardo Atem de Carvalho, responsável pela realização dos ensaios de cisalhamento das amostras.

Ao Prof. Dr Angelus Giuseppe Pereira da Silva, por disponibilizar o MEV, para as realizações de fotos após cada tempo de ensaio.

Em especial, aos técnicos do Laboratório LAMAV, Renan da Silva Guimarães, Michel Picanço, que me auxiliaram nos ensaios.

A todos os colegas do LAMAV, pelos momentos de aprendizagem.

A todos os funcionários da Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF), em especial ao LAMAV, pelo apoio, incentivo e serviço prestado, que, de alguma forma, contribuíram para este trabalho.

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	IX
ÍNDICE DE TABELAS	XIX
RESUMO	XX
ABSTRACT	XXI
CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO	01
CAPÍTULO 2: ASPECTOS GERAIS	04
2.1 Objetivos	04
2.2 Justificativas	05
2.2.1 Importância Científica	06
2.2.2 Importância Econômica e Estratégica	06
2.2.3 Importância Tecnológica	07
CAPÍTULO 3: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	08
3.1 O Brasil no Setor de Rochas Ornamentais	08
3.2 Manufaturas Industriais das Ferramentas Diamantadas Impregnadas	13
3.3 Seleção de Ligantes	15
3.4 Desgaste das Ferramentas Diamantadas	24
3.5 Mecanismos convencionais de desgaste nos compósitos diamantados	27
CAPÍTULO 4: MATERIAIS E MÉTODOS	35
4.1 Materiais Utilizados	35
4.2 Preparações das Misturas	37
4.3 Determinação da Massa por Amostra	38

4.4 Prensagens a Quente	39
4.5 Condições de Sinterização – Prensagem a Quente	41
4.6 Preparações Metalográficas dos Corpos Sinterizados	42
4.7 Microscopia Eletrônica de Varredura	42
4.8 Difração de Raios-X	43
4.9 Microanálise	43
4.10 Ensaio de Compressão	44
4.11 Ensaio de Resistência à Abrasão	44
4.12 Condições para a Geração do Mapa de Avaliação do Mecanismo de Desgastes	47
CAPÍTULO 5: RESULTADOS E DISCUSSÃO	49
5.1 Análise do ensaio de compressão	49
5.2 Difração de Raios-X (DRX)	55
5.2.1 Difratoograma da liga metálica Fe-Cu-Nb	56
5.2.2 Aspectos Estruturais da Liga Metálica Fe-Cu-Co-Sn (Diabase-V21)	58
5.3 Espectrometrias por dispersão de energia (EDS)	60
5.3.1 Liga metálica Fe25%-Cu50%-Nb25%	60
5.3.2 Compósito diamantado (Diabase V-21)	66
5.4 Resistência à Abrasão dos Compósitos Diamantados	71
5.5 Análise do processo de desgaste dos compósitos diamantados	75
5.6 Análise Microestrutural dos Compósitos após ensaio de RA	89
5.6.1 Compósito diamantado Fe-Cu-Nb	89
5.6.2 Compósito diamantado Fe-Cu-Co-Sn (Diabase-V21)	105
5.7 Mapa de desgaste estudado	124

CAPÍTULO 6: CONCLUSÃO	135
CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	137
CAPÍTULO 8: ANEXO	144

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 3.1 -	Evolução e projeção da produção e do intercâmbio mundial de rochas ornamentais e de revestimento	10
FIGURA 3.2 -	Evolução anual do Faturamento das Exportações Brasileiras de Rochas Ornamentais. RSB: Blocos de granito; RCB: Blocos de Mármore; RP: rochas processadas	12
FIGURA 3.3 -	Exportações Mensais em US\$ do Setor de Rochas Ornamentais	13
FIGURA 3.4 -	Rotas industriais de fabricação de ferramentas diamantadas impregnadas.	14
FIGURA 3.5 -	Representação esquemática do aspecto da superfície de um compósito diamantado de matriz metálica, durante o trabalho de corte.	17
FIGURA 3.6 -	Tamanho e forma do pó de Next 300 e HDR respectivamente	19
FIGURA 3.7 -	Gráfico de densidade teórica para as ligas NEXT 100 e 200	20
FIGURA 3.8 -	Gráfico de dureza HRB para as ligas NEXT 100 e 200	21
FIGURA 3.9 -	Isoterma a 850° C do diagrama de fases ternário Cu-Fe-Co	22
FIGURA 3.10 -	Liga metálica NEXT 100 (a) microestrutura e (b) difração de raios X	23
FIGURA 3.11 -	Estados de um grão de diamante: (a) diamante aflorando; (b) diamante aflorado e intacto; (c) diamante no estágio inicial de desgaste, (d) estágio intermediário, (e) fim da vida útil; (f) destacamento do diamante	25
FIGURA 3.12 -	Interação mecânica entre pedra e serra durante o processo de corte	26
FIGURA 3.13 -	Deformação plástica levando à fadiga da matriz	27
FIGURA 3.14 -	Altura de protrusão do diamante, em função da área cortada ou tempo de corte	28
FIGURA 3.15 -	Avaliação do desgaste dos diamantes em usinagem de aço austenítico	29

FIGURA 3.16 -	Representação esquemática da zona de corte	30
FIGURA 3.17 -	Efeito do tamanho do diamante na evolução da altura de protrusão do cristal de diamante durante processo de corte	31
FIGURA 3.18 -	Progressão de desgaste do diamante	32
FIGURA 3.19 -	Modelo de desgaste para uma ferramenta diamantada de corte	34
FIGURA 4.1 -	Misturador industrial para metais e diamantes	36
FIGURA 4.2 -	Rota Industrial de processamento dos compósitos diamantados via metalurgia do pó	36
FIGURA 4.3 -	Diamantes utilizados no trabalho	37
FIGURA 4.4 -	Prensa industrial a quente	39
FIGURA 4.5 -	Matriz de sinterização utilizada na prensa a quente	40
FIGURA 4.6 -	Corpos de prova sinterizados	41
FIGURA 4.7 -	Simulador físico modificado (abrasímetro)	45
FIGURA 5.1 -	Curva de Força versus Deformação para o compósito diamantado Diabase-V21	50
FIGURA 5.2 -	Curva de Força versus Deformação para o compósito diamantado Fe-Cu-Nb	50
FIGURA 5.3 -	Amostra de Fe-Cu-Nb-Diamante após ensaio de compressão	53
FIGURA 5.4 -	Fatura gerada durante o ensaio de compressão	54
FIGURA 5.5 -	Diagrama de fases do sistema Fe-Nb	56
FIGURA 5.6 -	Difratograma de raios-x realizado no compósito diamantado processado com a liga Fe-Cu-Nb por prensagem a quente	57
FIGURA 5.7 -	Diagrama de fases do sistema Cu-Nb	57
FIGURA 5.8 -	Diagrama de fases do sistema Fe-Cu ASM Handbook	59
FIGURA 5.9 -	Difratograma de raios-x realizado no compósito diamantado processado com a liga DIABASE-V21 por prensagem a quente	60

FIGURA 5.10 - Microestrutura da liga Fe-Cu-Nb, com a identificação das regiões da microanálise pontual por EDS	61
FIGURA 5.11 - Espectros de emissão característica de raios x do compósito Fe-Cu-Nb-Diamante no ponto 1 (Figura 5.10)	62
FIGURA 5.12 - Espectros de emissão característica de raios x do compósito Fe-Cu-Nb-Diamante no ponto 2 (Figura 5.10)	62
FIGURA 5.13 - Espectros de emissão característica de raios x do compósito Fe-Cu-Nb-Diamante no ponto 3 (Figura 5.10)	63
FIGURA 5.14 - Espectrometria por dispersão de energia do compósito diamantado Fe-Cu-Nb-Diamante	64
FIGURA 5.15 - Mapeamento por EDS do compósito metálico Fe-Cu-Nb. Figura: (a) amostra do compósito diamantado. (b) diamante, (c) Cobre; (d) Ferro; (e) Nióbio.	65
FIGURA 5.16 - Microestrutura do compósito diamantado Diabase-V21, com a identificação das regiões da microanálise pontual por EDS	66
FIGURA 5.17 - Espectros de emissão característica de raios x do compósito diamantado Diabase -V21 no ponto 1 (Figura 5.16)	67
FIGURA 5.18 - Espectros de emissão característica de raios x do compósito diamantado Diabase -V21 no ponto 2 (Figura 5.16)	67
FIGURA 5.19 - Espectros de emissão característica de raios x do compósito diamantado Diabase -V21 no ponto 3 (Figura 5.16)	68
FIGURA 5.20 - Espectros de emissão característica de raios x do compósito diamantado Diabase -V21 no ponto 4 (Figura 5.16)	68
FIGURA 5.21 - Espectrometria por dispersão de energia do compósito diamantado Fe-Cu-Co-Sn (Diabase-V21)	69
FIGURA 5.22 - Mapeamento por EDS do compósito metálico Diabase-V21. Figura: (a) amostra do compósito diamantado. (b) diamante, (c) Ferro; (d) Cobre; (e) Cobalto.	70
FIGURA 5.23 - Gráfico da Resistência à abrasão versus Tempo em minutos dos compósitos diamantados, obtidos por prensagem a	72

	quente a 800°C	
FIGURA 5.24	- Índice de Desgaste Linear versus tempo da liga Fe-Cu-Nb e Diabase-V21	73
FIGURA 5.25	- Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para o compósito Fe-Cu-Nb, para os tempos 2, 6, 12, 20 e 30 minutos do ensaio de abrasão	77
FIGURA 5.26	- Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para o compósito Diabase-V21, para os tempos 2, 6, 12, 20 e 30 minutos do ensaio de abrasão	78
FIGURA 5.27	- Percentual geral de diamantes pequenos (P), médios (M) e grandes (G), para um tempo de ensaio de abrasão de 2 minutos	79
FIGURA 5.28	- Percentual geral de diamantes pequenos (P), médios (M) e grandes (G), para um tempo de ensaio de abrasão de 6 minutos	79
FIGURA 5.29	- Percentual geral de diamantes pequenos (P), médios (M) e grandes (G), para um tempo de ensaio de abrasão de 12 minutos	80
FIGURA 5.30	- Percentual geral de diamantes pequenos (P), médios (M) e grandes (G), para um tempo de ensaio de abrasão de 20 minutos	80
FIGURA 5.31	- Percentual geral de diamantes pequenos (P), médios (M) e grandes (G), para um tempo de ensaio de abrasão de 30 minutos	81
FIGURA 5.32	- Percentual ou fração de área superficial de diamante expostos em relação à área total da matriz (matriz + diamante aflorados), para todos os compósitos (Fe-Cu-Nb-Diamante) estudados nos tempos de 2, 6, 12, 20 e 30 minutos	82

- FIGURA 5.33** - Percentual total (Fe-cu-Nb-Diamante) de diamantes em função dos tipos de defeitos ou tipos de desgaste, para os compósitos estudados nos tempos de 2, 6, 12, 20 e 30 minutos **83**
- FIGURA 5.34** - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito Fe-Cu-Nb-Diamante, após abrasão a 2 minutos **84**
- FIGURA 5.35** - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito Fe-Cu-Nb-Diamante, após abrasão a 6 minutos **84**
- FIGURA 5.36** - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito Fe-Cu-Nb-Diamante, após abrasão a 12 minutos **85**
- FIGURA 5.37** - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito Fe-Cu-Nb-Diamante, após abrasão a 20 minutos **85**
- FIGURA 5.38** - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito Fe-Cu-Nb-Diamante, após abrasão a 30 minutos **86**

- FIGURA 5.39** - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho pequeno: (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito DiabaseV21-Diamante, após abrasão a 2 minutos **86**
- FIGURA 5.40** - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito DiabaseV21-Diamante, após abrasão a 6 minutos **87**
- FIGURA 5.41** - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito DiabaseV21-Diamante, após abrasão a 12 minutos **87**
- FIGURA 5.42** - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste intacto: (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito DiabaseV21-Diamante, após abrasão a 20 minutos **88**
- FIGURA 5.43** - Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito DiabaseV21-Diamante, após abrasão a 30 minutos **88**
- FIGURA 5.44** - Início do afloramento dos cristais de diamante do compósito Fe-Cu-Nb, após ensaio de Resistência à abrasão, para o tempo de 2 minutos **90**
- FIGURA 5.45** - Distribuição dos cristais de diamantes do compósito Fe-Cu-Nb, após 6 minutos de ensaio à abrasão **91**

FIGURA 5.46 - Distribuição dos cristais de diamantes do compósito Fe-Cu-Nb, após 12 minutos de ensaio à abrasão	91
FIGURA 5.47 - Distribuição dos cristais de diamantes do compósito Fe-Cu-Nb, após 20 minutos de ensaio à abrasão	92
FIGURA 5.48 - Distribuição dos cristais de diamantes do compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio à abrasão	92
FIGURA 5.49 - Afloramento do diamante na matriz Fe-Cu-Nb, após 2 minutos de ensaio à abrasão	93
FIGURA 5.50 - Estrutura do diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 2 minutos de ensaio à abrasão	94
FIGURA 5.51 - Estrutura do diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 6 minutos de ensaio à abrasão	95
FIGURA 5.52 - Estrutura do diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 6 minutos de ensaio à abrasão	95
FIGURA 5.53 - Estrutura do diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 6 minutos de ensaio à abrasão	96
FIGURA 5.54 - Estrutura do diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 6 minutos de ensaio à abrasão	96
FIGURA 5.55 - Ancoragem do diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 12 minutos de ensaio à abrasão	98
FIGURA 5.56 - Micrografia mostrando o destacamento do cristal de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 12 minutos de ensaio à abrasão	98
FIGURA 5.57 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 12 minutos de ensaio à abrasão	99
FIGURA 5.58 - Micrografia mostrando o destacamento do cristal de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 20 minutos de ensaio à abrasão	100
FIGURA 5.59 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 20 minutos de ensaio à abrasão	101

FIGURA 5.60 - Estrutura mostrando cristal de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 20 minutos de ensaio à abrasão	101
FIGURA 5.61 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio à abrasão	102
FIGURA 5.62 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio à abrasão	103
FIGURA 5.63 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio à abrasão	103
FIGURA 5.64 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio à abrasão	104
FIGURA 5.65 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio à abrasão	104
FIGURA 5.66 - Distribuição dos cristais de diamantes do compósito DiabaseV-21, após 2 minutos de ensaio à abrasão	105
FIGURA 5.67 - Distribuição dos cristais de diamantes do compósito DiabaseV-21, após 6 minutos de ensaio à abrasão	106
FIGURA 5.68 - Distribuição dos cristais de diamantes do compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio à abrasão	106
FIGURA 5.69 - Distribuição dos cristais de diamantes do compósito DiabaseV-21, após 20 minutos de ensaio à abrasão	107
FIGURA 5.70 - Distribuição dos cristais de diamantes do compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio à abrasão	108
FIGURA 5.71 - Estrutura do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 2 minutos de ensaio à abrasão	109
FIGURA 5.72 - Imagem ampliada da imagem 5. 71 e molhabilidade do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 2 minutos de ensaio à abrasão	109
FIGURA 5.73 - Cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 2 minutos de ensaio à abrasão	110
FIGURA 5.74 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito DiabaseV-21, após 6 minutos de ensaio à abrasão	111

FIGURA 5.75 - Micrografia mostrando a ancoragem do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 6 minutos de ensaio à abrasão	111
FIGURA 5.76 - Micrografia mostrando o destacamento do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 6 minutos de ensaio à abrasão	112
FIGURA 5.77 - Molhabilidade do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio de abrasão	113
FIGURA 5.78 - Estrutura dos cristais de diamante e <i>pull-out</i> no compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio à abrasão	114
FIGURA 5.79 - Micrografia mostrando cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio à abrasão	114
FIGURA 5.80 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio à abrasão	115
FIGURA 5.81 - Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio à abrasão	115
FIGURA 5.82 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito DiabaseV-21, após 20 minutos de ensaio à abrasão	116
FIGURA 5.83 - Micrografia dos cristais de diamante no compósito DiabaseV-21, após 20 minutos de ensaio à abrasão	117
FIGURA 5.84 - Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 20 minutos de ensaio à abrasão	118
FIGURA 5.85 - Estrutura dos cristais de diamante no compósito DiabaseV-21, após 20 minutos de ensaio à abrasão	119
FIGURA 5.86 - Estrutura do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio à abrasão	120
FIGURA 5.87 - Estrutura do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio à abrasão	120
FIGURA 5.88 - Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio à abrasão	121

FIGURA 5.89 - Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio à abrasão	122
FIGURA 5.90 - Pull-out no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio à abrasão	123
FIGURA 5.91 - Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio à abrasão	124
FIGURA 5.92 - Fração percentual de área ocupada pelos diamantes na área da matriz, em função dos tempos de ensaio de resistência à abrasão para o compósito Fe-Cu-Nb-diamante	126
FIGURA 5.93 - Percentual de diamantes de acordo com o tipo de defeito, em função dos tempos de ensaio de abrasão para o compósito Fe-Cu-Nb-diamante	127
FIGURA 5.94 - Relação em % entre diamantes médio (M) e grande (G), em função dos tempos de ensaio de abrasão para o compósito Fe-Cu-Nb-diamante	128
FIGURA 5.95 - Resistência a abrasão para o compósito Fe-Cu-Nb-diamante, para os respectivos tempos, 2, 6, 12, 20 e 30 minutos. Retrata a Figura 5.20 resumidamente.	129
FIGURA 5.96 Esquema da zona de corte mostrando diferentes alturas de protrusão	131
FIGURA 5.97 - Mapa de desgaste para uma ferramenta diamantada de corte, caracterizadas pela: região 1 diamantes grandes (G); região 2 diamantes médios (M); região 3 diamantes pequenos (P); região 4 pull-out, (RA) resistência a abrasão; (IDL) índice de desgaste linear.	134

ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 3.1-	Principais produtores mundiais de rochas ornamentais	09
TABELA 3.2-	Concentração <i>versus</i> densidade de diamantes em ferramentas de corte	14
TABELA 3.3-	Composição química (% em peso) das ligas NEXT e HDR Cu-Fe-Co	19
TABELA 3.4-	Propriedades mecânicas e físicas das matrizes metálicas	19
TABELA 4.1-	Densidade teórica para as ligas pesquisadas	38
TABELA 4.2-	Valor da massa para cada amostra	39
TABELA 4.3-	Atura aproximada de protrusão dos diamantes	48
TABELA 4.4-	Classificação das falhas dos diamantes	48
TABELA 5.1-	Propriedades Mecânicas para os compósitos sinterizados	51
TABELA 5.2-	Resistência à abrasão dos compósitos diamantados	72
TABELA 5.2-	Índice de desgaste linear dos compósitos diamantados	73

Resumo

O foco principal deste trabalho é produzir e caracterizar o sistema Fe-Cu-Nb-Diamante, para uso industrial, visando o estudo sistemático da evolução dos mecanismos de desgaste ao longo do tempo, gerando um mapa de desgaste para compósitos sinterizados metal-diamantes. Amostras do compósito Fe-Cu-Nb-diamante foram processadas seguindo a rota industrial da metalurgia do pó: misturados metais com diamantes e prensados a quente a 850°C/35MPa/3min. Para efeito comparativo, utilizou-se o pó comercial Diabase-V21 com cristais de diamantes, processados com os mesmos parâmetros. Os corpos de provas obtidos foram caracterizados através da microscopia eletrônica de varredura (MEV) e confocal a Laser, difração de Raios-X, Espectrometria por Dispersão de Energia (EDS), ensaio de compressão, bem como testes de resistência à abrasão em um simulador físico, acompanhados novamente de MEV e confocal após os tempos acumulados de 2, 6, 12, 20 e 30 minutos. Ao longo destes tempos de ensaio foi observada uma boa adesão das ligas com o diamante, boa ancoragem, boa distribuição dos cristais por toda a superfície de corte. Em consequência do intenso esforço, apareceram faces quebradas dos diamantes, *pull-out* e novas faces dos grãos aflorando, indicando a renovação dos diamantes na matriz. Estas características são típicas de uma ferramenta de corte diamantada, obtidas por metalurgia do pó. Os resultados foram satisfatórios: as duas ligas em estudo apresentaram comportamento de desgaste similar, indicando que é possível utilizar a nova liga ferrítica Fe-Cu-Nb em âmbito industrial, como exemplo em serras diamantadas, pérolas de fios diamantados, brocas tipo copo, discos de corte diamantados, dentre outras ferramentas diamantadas. O mapa de desgaste desenvolvido neste trabalho apresenta avanços frente a outros trabalhos realizados, como: tempo de desgaste maior e acréscimo da Resistência a Abrasão (RA) e Índice de Desgaste Linear (IDL), gerando uma região nova até então não contabilizada no mapa de desgaste.

O novo mapa passa a ter quatro regiões com forte influência em todo o processo de corte. Isso fez com que enriquecesse bastante o entendimento global do mecanismo de desgaste. Este novo mapa possibilita também uma análise qualitativa e quantitativa dos mecanismos de desgastes e da evolução dos diamantes ao longo do tempo, descrevendo e avaliando todas as suas etapas microestruturais até o fim de sua vida útil. Esta avaliação é muito mais precisa, pois considera toda a área de corte e todos os diamantes expostos ao processo.

Palavras chave: mecanismo de desgaste; prensagem a quente, sistema Fe-Cu-Nb; ferramentas diamantadas.

Abstract

The main focus of this work is to produce and characterize the Fe-Cu-Nb- Diamond system for industrial use, targeting the systematic study of the evolution of the mechanisms of wear over time, generating a map of wear of metal-diamond sintered composites applied to cutting operations of dimension stones. Samples of the Fe-Cu-Nb-diamond composites were processed following the industrial powder metallurgy route: mixed metal with Diamond and hot pressed at 850C-35MPa-3min. For comparison purposes, we used the commercial powder Diabase-V21 with diamond crystals, processed with the same parameters. Processed samples were characterized by scanning electron microscopy (MEV) and confocal laser microscopy, X-ray diffraction, energy dispersive spectrometry (EDS), compression tests as well as wear resistance tests performed in a physical simulator, accompanied by MEV and confocal microscopy after the accumulated times of 2, 6, 20 and 30 minutes wear tests. During these times of wear, alloys presented good anchorage, good distribution of diamond crystals along the cutting surface. In consequence of the intense loading, broken faces of diamonds emerged, pull-out and new faces of the grains appeared, thus indicating renewal of diamonds in the matrix. These characteristics are typical of a diamond cutting tool, obtained by powder metallurgy. The results were satisfactory: the two alloys studied showed wear similar behavior, indicating that it is possible to use the new ferritic alloy Fe-Cu-Nb in an industrial context, for example in diamond saws, diamond wire beads, glass type drills, diamond cutting discs, diamond tools among others. The Map of wear developed in this work presents advances compared to other studies, such as: increased wear test time and input of abrasion parameters RA and IDL, generating a new region until then unrecorded in the wear map. The new map is replaced by four regions with strong influence throughout the cutting process. This improved the comprehensive understanding of the mechanism of excessive wear. This map also provides a qualitative and quantitative analysis of the mechanisms of wear and the development of diamonds during the time, describing and evaluating all its microstructural steps to the end of its useful life. This review is much more accurate because it considers the entire cutting area and all the diamonds exposed to the process.

Keywords: wear mechanism; hot pressing, system Fe-Cu-Nb; diamond tools.

CAPÍTULO 1: INTRODUÇÃO

Ferramentas diamantadas são amplamente utilizadas em exploração geológica, corte de rochas, afiação de ferramentas, perfuração de poços, dentre outras aplicações, pela sua elevada dureza e alta resistência ao desgaste. Estas ferramentas são compósitos constituídos de partícula de diamantes embebidas numa matriz metálica ligante, sendo produzidos em grande escala nas indústrias pelas técnicas da Metalurgia do Pó. Atualmente, a maioria destas ferramentas é produzida pela 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 a fabricação, os grãos de diamante são ligados à matriz metálica por uma combinação de interações químicas e físicas, e se faz necessário um rígido controle dos parâmetros de processamento para evitar desarranjos químicos, ausência de resistência, dissolução e/ou grafitização do diamante, podendo assim afetar o desempenho final do corte [Del Villar *et al.*, 2001; Oliveira e Filgueira, 2007; Oliveira *et al.*, 2007; Sun Zhong-giang, 2011].

A maioria das ferramentas diamantadas produzidas atualmente utiliza o cobalto (Co) como matriz ligante. A matriz metálica a base de cobalto (Co) funciona como um excelente ligante, pois combina perfeita compatibilidade química com o diamante nas temperaturas de processamento, uma adequada retenção do diamante e elevada resistência ao desgaste após processamento ou operação de corte, [Del Villar *et al.*, 2001; Oliveira e Filgueira, 2008; Oliveira *et al.*, 2007]. Geralmente o Co é utilizado em grandes quantidades e, nos últimos anos, grupos de pesquisa têm estudado diferentes proporções para a liga metálica [Clark e Kamphuis, 2002; Weber e Weiss, 2005].

Algumas pesquisas vêm sendo conduzidas no mundo no sentido de reduzir o teor de Co das ferramentas diamantadas por ser altamente tóxico e por estar sujeito a grandes variações de preço no mercado, elevando os valores das ferramentas e custos de produção. Entretanto, o assunto ainda é pouco explorado [Clark e Kamphuis, 2002; Weber e Weiss, 2005; Del Villar *et al.*, 2001; Oliveira e Filgueira, 2007; Oliveira *et al.*, 2007; Oliveira 2010].

Normalmente, os diamantes utilizados no processamento de muitas ferramentas são de alta qualidade, ou seja, apresentam elevada condutividade térmica e dureza. A concentração de diamante é de 4% em peso, o que corresponde à concentração 50, usual em algumas ferramentas diamantadas impregnadas, obtidas pela metalurgia do pó.

O processo de desgaste - que pode ser influenciado pelo tipo de diamante, pela quantidade a ser usada, pela escolha do método de sinterização, pelos parâmetros empregados e pela escolha da matéria prima - é um fator determinante no desempenho das ferramentas diamantadas, sendo assim, são necessários estudos que gerem subsídios científicos suficientes e necessários ao entendimento desse processo.

O desgaste das ferramentas diamantadas é o fator principal e condicionante no processo de corte, pois é o que determina a vida útil da mesma, bem como custo no processo industrial. O desgaste da ferramenta de corte deve ser constante, no sentido de liberar novos diamantes para o trabalho ao mesmo tempo em que outros diamantes já atingiram o limite de sua vida útil, ocorrendo a renovação ou substituição dos diamantes sem poder de corte por novos diamantes. Portanto, a liga não pode ser muito macia a ponto de destacar os diamantes com poder de desgaste, mas também não deve ser dura a ponto de não deixar aflorar os diamantes para o processo de corte.

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 dependem do efeito combinado de todos os diamantes na superfície da ferramenta e do material a ser cortado. Desta forma, as características da progressão de desgaste destes diamantes, dependem sobretudo, das propriedades das partículas abrasivas e das condições sob as quais a ferramenta está trabalhando.

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. 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-diamante, pode haver perda prematura de diamantes durante a operação de corte, o

que compromete a vida útil da ferramenta e afeta o desempenho do processo de corte [Oliveira, 2009].

As ferramentas diamantadas comercialmente disponíveis no mercado são processadas segundo duas rotas: a prensagem a frio, procede-se com a prensagem uniaxial ou isostática a frio da mistura, obtendo-se um “corpo verde” de dimensões próximas da futura ferramenta (compósito diamantado), depois, procede-se com a sinterização, a qual garantirá a consolidação do corpo verde. Na rota de prensagem a quente, tem-se mistura prensada concomitantemente assistida por temperatura, ocorrendo a sinterização da mistura. Este último processo é o mais utilizado na indústria, pelo fato de ser mais barato e fácil de controlar seus parâmetros.

Oliveira [2010]; Oliveira [2009] e Freitas [2011] já estudaram as variações de temperatura e porcentagem dos elementos, concluindo que a composição estudada neste trabalho é a melhor nos requisitos de resistência à abrasão, compressão e bons aspectos micro-estruturais. Sendo assim, este trabalho propõe o estudo de desgaste ao longo do tempo 2, 6, 12, 20, 25, 30 min do sistema Fe-Cu-Nb-Diamante. Para efeito comparativo entre o comportamento dos compósitos diamantados, foi empregada uma matriz ligante comercial comumente utilizada pela indústria: Diabase V-21 – 61,09% Fe₂₁, 21% Cu₁₂, 56%Co, 2,60%Sn, 2%P. Foram descritos os mecanismos de desgaste e foi proposto um mapa de desgaste para compósitos metal-diamante, obtidos via metalurgia do pó, para uso em ferramentas diamantadas.

CAPÍTULO 2: APECTOS GERAIS

2.1 – Objetivos

O objetivo deste trabalho é produzir e caracterizar o sistema Fe-Cu-Nb-diamante, focando o mecanismo de desgaste ao longo do tempo, sendo este na proporção Fe/Cu de 1:2 obtido pela técnica de prensagem a quente a pressão de 35MPa, temperatura de 800°C durante 3 minutos.

Para alcançar o principal objetivo deste trabalho têm-se os seguintes objetivos específicos:

- Determinar as propriedades físicas e mecânicas do sistema Fe-Cu-Nb-diamante (dureza associado à resistência à abrasão, resistência à compressão e módulo elástico), e comparar com as ligas a base de Co;
- Comparar as propriedades mecânicas do compósito diamantados do presente trabalho com as propriedades de compósito diamantado processado comercialmente, Diabase V-21(61,09%Fe - 21,21%Cu - 12,56%Co - 2,60%Sn - 2%P) do mercado internacional.
- Estudar a distribuição dos diamantes na superfície de corte das amostras, bem como classificá-los em diferentes tamanhos considerando os defeitos de desgaste, visando avaliar as influências destes parâmetros na eficiência do corte e desgaste dos compósitos ao longo do tempo.
- Estudar a evolução do processo de desgaste do sistema Fe-Cu-Nb-diamante, ao longo do tempo 2, 6, 12, 22, 25 30 minutos, gerando assim um novo modelo de mecanismo de desgaste, conforme [Oliveira, 2009]. Esta liga Fe-Cu-Nb, foi estudada por [Oliveira, 2010] em sua tese de doutorado, obtendo ótimos resultados, cabe agora, fazer um estudo mais profundo dos mecanismos de desgaste.
- O novo modelo de desgaste proposto descreve qualitativamente e quantitativamente todas as etapas e fenômenos oriundos do mecanismo de desgaste de uma ferramenta diamantada. Pois, trabalhou-se com medias precisas levando em consideração a área dos diamantes. Para tal foi realizada

uma varredura após cada tempo de ensaio, por todos os diamantes em toda a extensão da área de corte, classificando-os em tamanhos e morfologias.

2.2 – Justificativas

O Brasil é o 4º maior produtor de rochas ornamentais do mundo e parte das ferramentas diamantadas utilizadas no processamento é importada, sendo assim, estratégico para a indústria de rochas brasileira o domínio e nacionalização da tecnologia de fabricação destas ferramentas [Chiode Filho, 2013].

É de suma importância ressaltar que cada rocha possui propriedades intrínsecas específicas. Por esta razão, não é qualquer ferramenta que pode ser utilizada com sucesso no corte, tornando necessário o desenvolvimento tecnológico nacional de ferramentas diamantadas. Assim, acredita-se que a nacionalização da produção, que já vem sendo desenvolvida por algumas empresas e grupos de pesquisa, proporcionará um avanço tecnológico no país e conseqüente redução dos custos de corte da rocha, aumentando, assim, o lucro e/ou a venda, instigando as pesquisas e trazendo ganhos econômicos para o país.

Aliado a isto, o Estado do Espírito Santo apresenta uma forte atividade de corte durante o beneficiamento de rochas ornamentais, em especial, a Região Sul do estado, onde se destaca Cachoeiro do Itapemirim com o beneficiamento tanto de mármore quanto granito. A região Norte do estado, detém grande parte da extração de bloco. Essas regiões colocam o ES como um dos principais estados extratores e exportadores de rochas brutas e acabadas do Brasil, onde acontecem anualmente 2 Feiras Internacionais do Mármore e Granito, com expositores tanto de ferramentas e máquinas quanto rochas ornamentais. Com isso, faz-se necessário o desenvolvimento local e tecnológico da manufatura e produção destas ferramentas, e o entendimento completo de cada etapa de processamento, caracterização e de desempenho.

Devida à boa compatibilidade química com o diamante e conseqüentemente elevada retenção para com os cristais de diamantes, a maioria das ferramentas de corte diamantada destinadas aos setores de rochas ornamentais apresenta como metal ligante o cobalto, conforme [Oliveria 2010].

Atualmente pesquisas vêm sendo conduzidas no mundo no sentido de reduzir o teor de cobalto das ferramentas diamantadas, portanto o assunto ainda é pouco estudado. Sendo assim, são propostos estudos mais aprofundados da liga metálica para fim industrial, com base na adição do nióbio, em substituição do cobalto em ligas ferrosas para uso direto em fabricação de serras diamantadas.

2.2.1 – Importância Científica

Estudar o mecanismo de desgaste de compósitos diamantados, bem como a liga metálica para a adesão de diamantes, considerando a introdução de nióbio, para substituir o cobalto em ligas ferrosas para uso direto em ferramentas de corte do setor de rochas ornamentais e construção civil tem sido de grande relevância na área científica.

Frente à crescente utilização das ferramentas diamantadas e da exploração de rochas ornamentais no Brasil, faz-se necessário o desenvolvimento de tecnologia de manufatura e produção destas ferramentas. O Laboratório de Materiais Avançados da Universidade Estadual do Norte Fluminense (UENF), através do Setor de Materiais Super Duros (SMSD), possui equipe capacitada ao desenvolvimento tecnológico proposto, sendo atualmente a única equipe brasileira a realizar este tipo de estudo.

2.2.2 – Importância Econômica e estratégica

Devido ao cobalto estar sujeito a grandes variações de preço no mercado, por ser negociado em dólar, elevando os valores das ferramentas, o nióbio é introduzido devido ao seu menor custo acarretando assim, em uma diminuição no valor da matriz ligante, o que poderá proporcionar uma redução do custo final da ferramenta. Além do mais, o Brasil detém cerca de 98% das reservas de nióbio no mundo, sendo estratégico o uso deste metal em mais esta aplicação importante. No caso, o cobalto custa atualmente R\$ 750,00/kg, enquanto o ferro e o cobre custam cerca de R\$ 8,00/kg e R\$ 20,00/kg, respectivamente. Para o metal de nióbio, quase 100%

refinado em pó, é cotado a US\$ 120,00/kg na Bolsa de Metais de Londres, o que se traduz em R\$ 276,00/kg, considerando fator de conversão US\$ 1 = R\$ 2,30.

Devido ao grande potencial geológico Brasileiro a demanda por ferramentas diamantadas de corte é elevada. Entretanto, o país é tipicamente importador destas ferramentas, contudo, pela forma como se insere na cadeia produtiva o setor torna-se fundamental não só para os segmentos de bens de capital, mas proporciona a nacionalização da produção de ferramentas diamantadas, reduzindo custos no corte das rochas.

2.2.3 – Importância Tecnológica

O Brasil é o 4º maior produtor de rochas ornamentais do mundo e é carente em produção de ferramentas diamantadas. Grande parte das ferramentas diamantadas utilizadas no processamento ainda é importada, sendo estratégico maior domínio e nacionalização da tecnologia de fabricação destas ferramentas, potencializando a indústria brasileira e reduzindo a crescente comercialização de produtos chineses no mercado nacional.

CAPÍTULO 3: REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – O Brasil no Setor de Rochas Ornamentais

No cenário internacional, o Brasil se enquadra no grupo dos grandes produtores e exportadores de rochas ornamentais para revestimento. Segundo Chiodi Filho [2013, 2014], o Brasil saltou, no ranking do mercado mundial de rochas ornamentais especiais, da 12ª posição em 1999 para a 4ª posição em 2006, evoluindo de uma participação de apenas 1,4% em 1999 para mais de 6,1% em 2012. Segundo Chiodi Filho [2013], no ano de 2013, o Brasil colocou-se como o 4º maior produtor (Tabela 3.1), com 7.500.000 t da produção e exportador mundial de rochas em volume físico, como 2º maior exportador de granitos brutos, como 4º maior exportador de rochas processadas especiais, e como 2º maior exportador de ardósias, além de ser o principal fornecedor de chapas de granito para os EUA. Para chegar a esse patamar, o Brasil deteve cerca de 600 variedades comercializadas, oriundas de 1.800 frentes de lavras, com 12.000 empresas brasileiras operando na cadeia produtiva do setor, com mais de 900 empresas exportadoras, com vendas para cerca de 120 países, responsáveis pela geração de 141.000 empregos diretos.

Os grandes crescimento e reconhecimento do Brasil no mercado internacional de rochas ornamentais estão vinculados à diversidade de seus materiais, tanto tradicionais como exóticos. Graças às formações geológicas e da extensão geográfica, o Brasil se destaca no cenário mundial pela variedade de rochas em termos composicionais, de colorações e aspectos texturais e estruturais variados, que se traduzem em uma infinidade de diferentes padrões estéticos, com destaque, para seus materiais silicáticos (granitos e similares) e silicosos (quartzitos e similares) [Chiodi Filho, 2008; Centrorochas 2013]. A produção e exportação dessas variedades evidencia o forte crescimento do setor de rochas ornamentais, traduzindo a capacidade brasileira de transformar recursos minerais em negócios minero-industriais.

Tabela 3.1: Principais produtores mundiais de rochas ornamentais, Chiodi Filho, 2013

Países	Volume Físico (1.000 t)	Participação Mundial (%)
1 China	38.000	30,8
2 Índia	17.500	14,2
3 Turquia	11.500	9,3
<i>4 Brasil</i>	7.500	6,1
5 Itália	7.250	5,8
6 Irã	7.000	5,7
7 Espanha	5.250	4,3
8 Egito	3.000	2,4
9 Portugal	2.750	2,3
10 EUA	2.500	2,0
11 Grécia	1.400	1,1
12 França	1.100	0,9
Subtotal	104.750	84,8
Outros	18.750	15,2
Total Mundial	123.500	100

Não obstante este potencial geológico, as projeções de consumo/produção e intercâmbio mundial das matérias-primas da construção civil não apontam mudanças de paradigmas, indicando a tendência de crescimento da demanda dos materiais rochosos naturais para revestimento. Chiodi Filho [2007] estimou que no ano de 2025 a produção mundial de rochas ornamentais ultrapassará a casa dos 400 milhões t, correspondentes a quase 5 bilhões m²/ano, devendo-se ainda multiplicar por cinco o volume físico das transações internacionais de 2006, como apresenta a Figura 3.1.

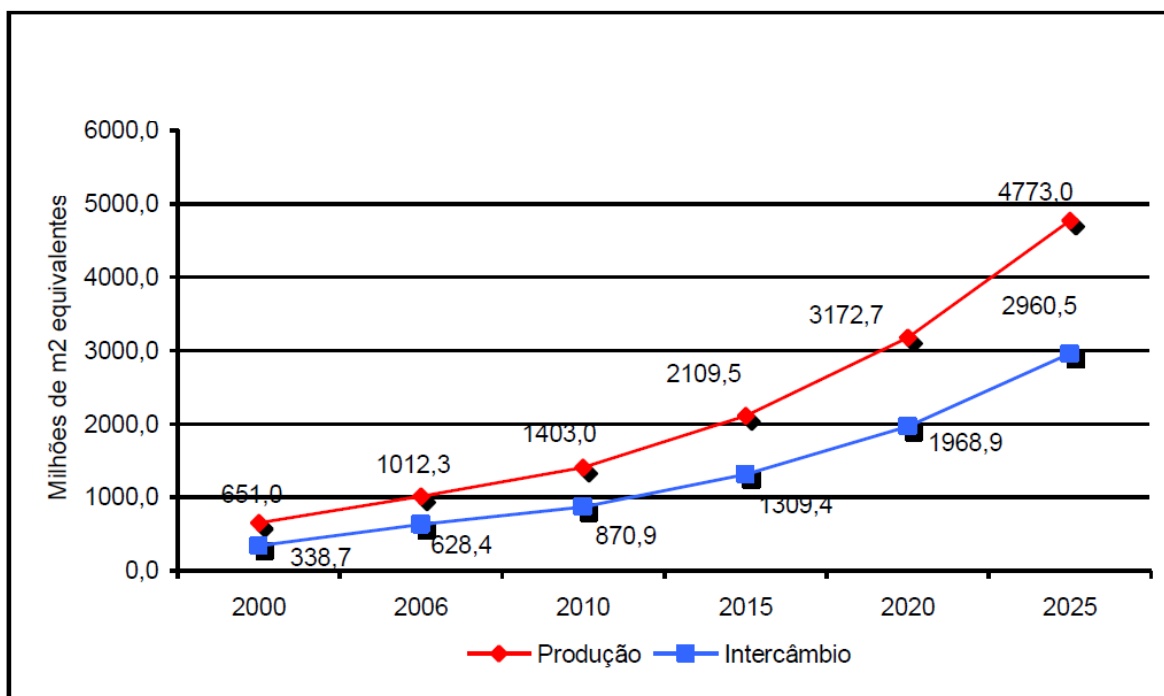


Figura 3.1: Evolução e projeção da produção e do intercâmbio mundial de rochas ornamentais e de revestimento

O setor de rochas ornamentais está entre uma das mais promissoras áreas de negócio no segmento minero-industrial. Entretanto, ele representa um dos recursos naturais menos estudados da economia brasileira, bem como as ferramentas para corte, e vêm, drasticamente, nos últimos anos, perdendo espaço no mercado internacional para a China, Índia e África do Sul. Sendo assim, é um setor que carece de estudos em praticamente todos os seus aspectos, incluindo pesquisas geológicas, lavra e controle dos jazimentos, beneficiamento, previsão do comportamento tecnológico, marketing e comercialização [CARVALHO, 2010; FRASCÁ, 2003; MENDES et al., 2007].

Conforme dados de Chiodi Filho [2013], as exportações do Espírito Santo em 2012 totalizaram US\$ 797,79 milhões e 1.512.687,78 toneladas, correspondentes respectivamente a 75,2% e 67,6% das exportações brasileiras. Minas Gerais exportou US\$ 194,10 milhões e 569.757,36 toneladas, correspondentes a 18,3% e 25,5% do total brasileiro. Tanto São Paulo quanto o Ceará responderam por 1,2% do total do faturamento das exportações brasileiras de rochas em 2012. Bahia, Santa Catarina, Rio Grande do Norte, Rio de Janeiro, Paraíba, Pernambuco, Rio Grande do Sul, Paraná e Piauí representaram, individualmente, menos de 1% no faturamento das exportações brasileiras. A participação dos estados de Rondônia,

Mato Grosso do Sul, Mato Grosso, Goiás e Acre foi, individualmente, inferior a 0,1%. Os estados da Região Sudeste (ES, MG, SP e RJ) compuseram 95,2% do total do faturamento das exportações brasileiras de rocha em 2012. Seguiu-se a Região Nordeste (CE, BA, RN, PB, PE e PI) com 3,6% do faturamento. As regiões Norte, Centro-Oeste e Sul, conjuntamente, corresponderam por apenas 1,2% do faturamento das exportações. As exportações do Espírito Santo são fortemente concentradas em chapas e blocos de granitos e rochas silicáticas afins, com participação ainda pouco expressiva de chapas e blocos de mármore. As exportações de Minas Gerais incluem, em ordem decrescente de importância, blocos de granito, produtos de ardósia, produtos de quartzito foliado, produtos de pedra-sabão e chapas de granitos e similares. Nenhum dos arranjos produtivos localizados fora dos estados do Espírito Santo e Minas Gerais, como o da pedra Cariri (CE), mármore Bege Bahia (BA), pedra Paduana (RJ), pedra Pirenópolis (GO), pedra Morisca (PI) e basaltos (RS), geram volumes expressivos de exportação [Chiodi Filho 2013].

As exportações brasileiras do setor de rochas ornamentais atingiram US\$ 397,6 milhões, correspondentes a um volume físico comercializado de 8.223.000t, no período de janeiro a abril de 2014. Comparando ao mesmo período de 2013, registrou-se variação positiva superior a 14,0% no faturamento e uma queda de 20,0% no volume físico dessas exportações, vide Figura 3.2.

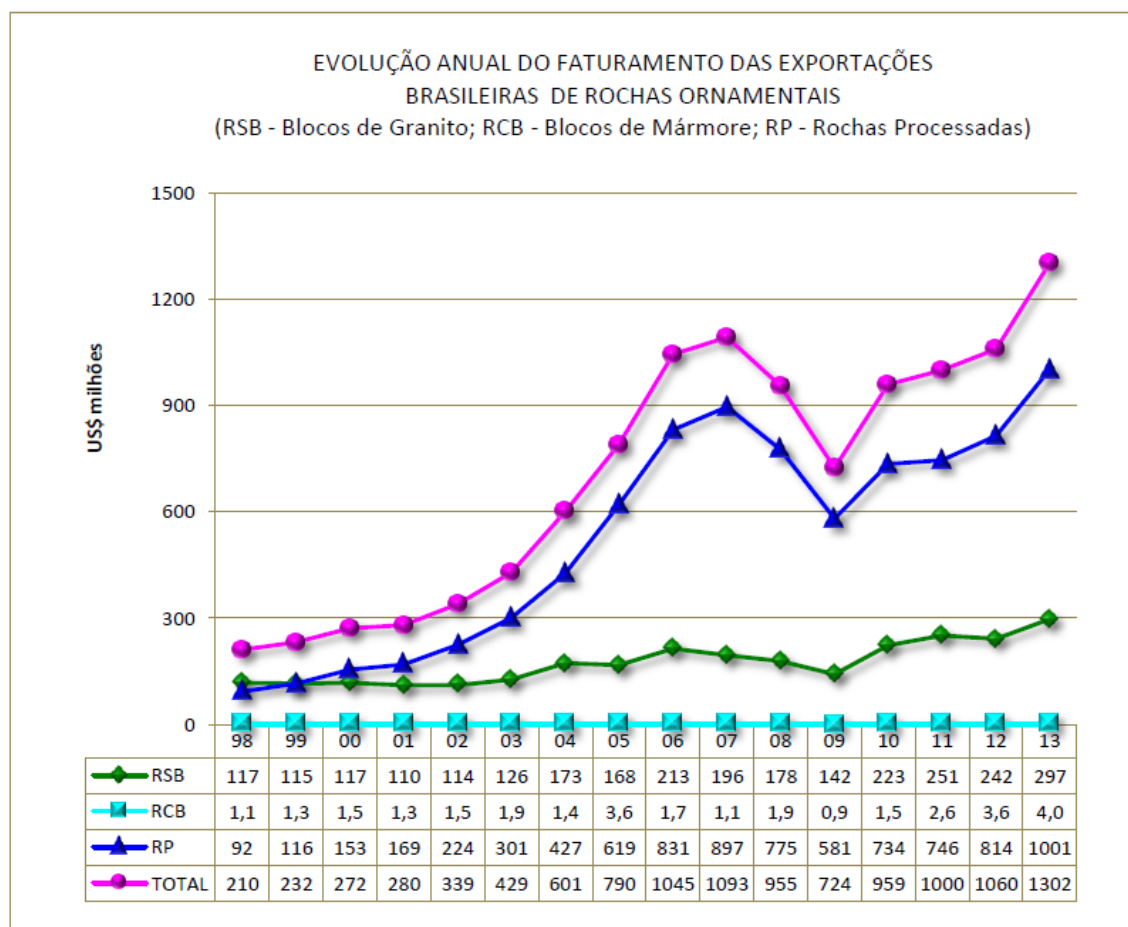


Figura 3.2: Evolução anual do Faturamento das Exportações Brasileiras de Rochas Ornamentais. RSB: Blocos de granito; RCB: Blocos de Mármore; RP: rochas processadas. Segundo Chiodi Filho, [2014].

As perspectivas das exportações para 2014 deverão situar-se no mesmo patamar daquelas de 2013. Vide Figura 3.3. De acordo com o que se pode deduzir do quadro projetado para a economia mundial e, principalmente, da situação dos mercados dos EUA e China e considerando o dólar não caindo abaixo de R\$2,10, pode-se esperar uma variação positiva nas exportações. O novo traçado da linha média de evolução das exportações brasileiras de rochas ornamentais será positivo, porém, menos acentuado que aquele desenhado entre 2001 e 2007, cujas condicionantes levaram à crise nos EUA e seus desdobramentos refletiram na economia mundial. As importações brasileiras de rochas, mesmo com o dólar situado entre R\$ 2,00 e R\$ 2,20, ainda deverão ter uma queda na taxa de crescimento menor que as das exportações.

É importante destacar que, parece não haver mais espaço para aumento de preços dos produtos exportados no curto prazo, o que se obteve em 2012 e 2013 já esgotou as possibilidades. Também no curto prazo, não se deve esperar aumento da participação das rochas processadas, mesmo semiacabadas, no total das exportações brasileiras do setor, pois há uma concorrência muito grande entre os países produtores e exportadores, mantendo o preço estável.

O cenário do mercado interno continuará representando uma fatia importante da base de comercialização dos produtos do setor de rochas. Neste cenário internacional e nacional, o Brasil deverá tornar-se cada vez mais atrativo como mercado para produtos e máquinas do setor pela grande variedade de rocha mencionada anteriormente e pelo fato do crescimento do mercado.

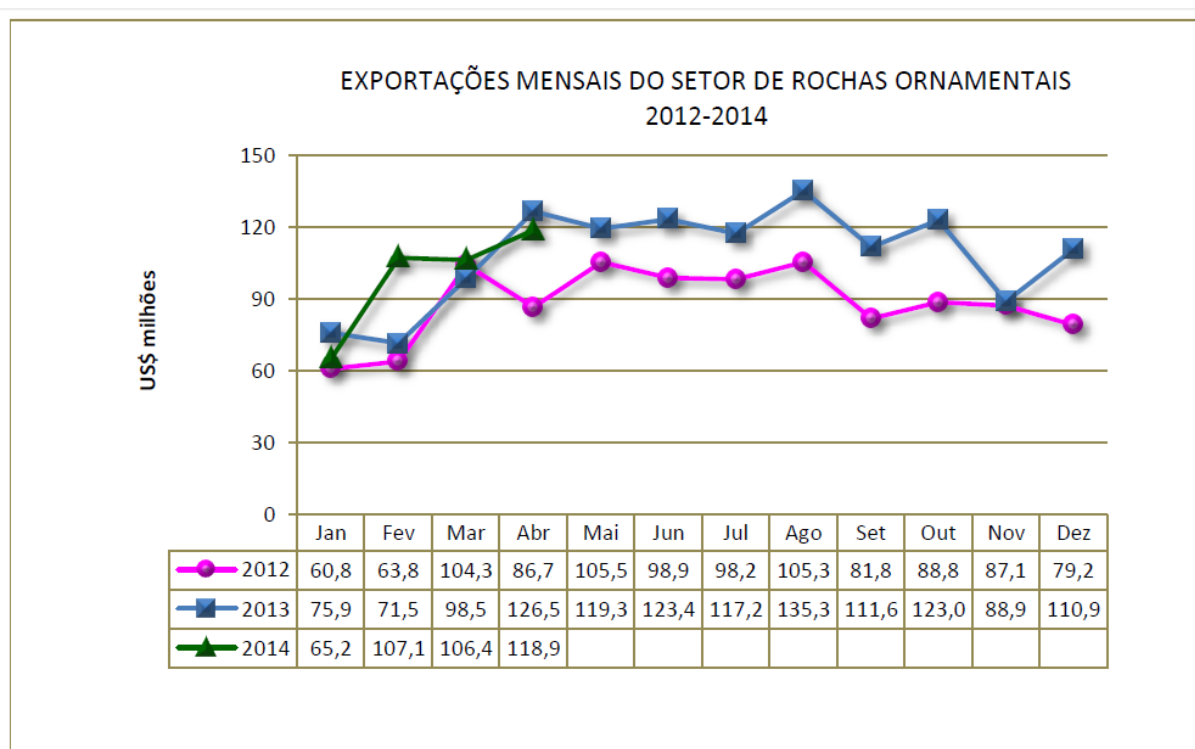


Figura 3.3: Exportações Mensais em US\$ do Setor de Rochas Ornamentais 2012 – 2014 [Chiodi Filho, 2014].

3.2– Manufaturas Industriais das Ferramentas Diamantadas Impregnadas

As ferramentas diamantadas impregnadas comercialmente, disponíveis no mercado são manufaturadas segundo duas rotas. A etapa inicial do processamento

consiste na mistura dos metais ligantes com o diamante. Normalmente, esta mistura é realizada em misturadores industriais rotativos, em seguida prensados a quente ou a frio, se prensado a frio, há necessidade de sinterização posterior, vide Figura 3.4.

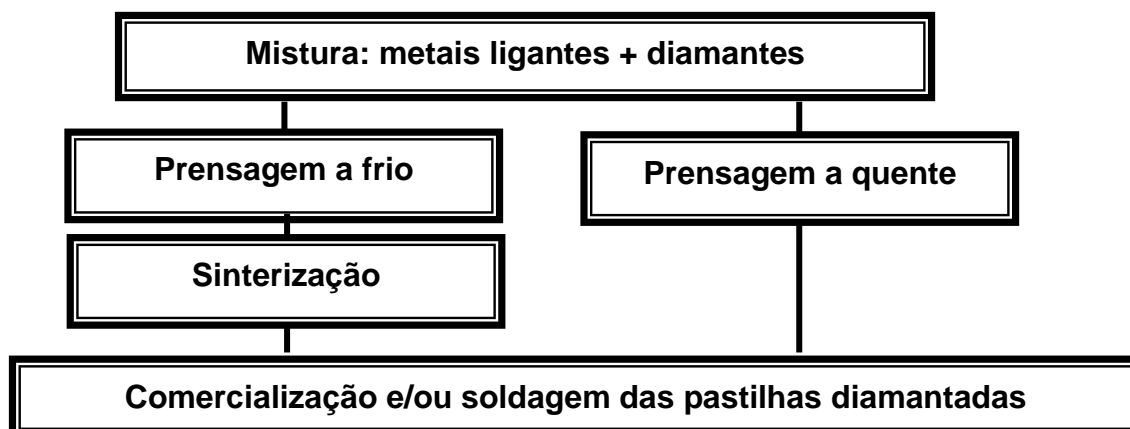


Figura 3.4: Rotas industriais de fabricação de ferramentas diamantadas impregnadas.

Os diamantes utilizados apresentam alta qualidade, com propriedades estritamente controladas de granulometria e forma, além de propriedades térmicas e mecânicas, apresentam tenacidade, condutividade térmica e dureza especificada na granulometria e concentração usual para a sua determinada aplicação, de acordo com o tipo de ferramenta [Pinatti, 1994], vide Tabela 3.2.

Tabela 3.2: Concentração *versus* densidade de diamantes em ferramentas de corte, [Pinatti, 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^o entre parênteses da última coluna refere-se à 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 industrial de fabricação de ferramentas diamantadas via metalurgia do pó convencional, 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 ferramenta (segmento de compósito diamantado). Procede-se, então, com a sinterização em forno de alta temperatura, a qual garantirá a consolidação do corpo verde [Przyklenk, 1993; Filgueira e Pinatti, 2003]. Neste sentido, a prensagem a quente é um processo de deformação do pó metálico que envolve a aplicação simultânea de pressão e temperatura, resultando em um produto com maior densidade relativa, quando comparado com sinterização convencional [Sarinet al., 2003].

Na rota de prensagem a quente, após a etapa de misturar os metais ligantes com o diamante, estes são vertidos através de um dosador, dentro de orifícios de uma matriz de compactação, que normalmente é rígida (prensagem uniaxial), onde a mistura é prensada, concomitantemente assistida por alta temperatura, ocorrendo à sinterização [Urakawa *et al*, 2000]. Isto é, a mistura é vertida dentro dos 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 dotados de punções, os quais penetram pelos orifícios do molde, compactando a mistura através de um sistema hidráulico. Os eletrodos transmitem a corrente elétrica, propiciando a sinterização dos compactos.

3.3 – Seleção de Ligantes

Ferramentas diamantadas são amplamente utilizadas na exploração geológica, cortes de rochas, afiação de ferramentas, perfuração de poços, pela sua elevada dureza e alta resistência ao desgaste. Dentro desta vasta área de aplicação, torna-se imprescindível a escolha certa da matriz ligante para cada tipo de trabalho a ser realizado, levando em consideração vários fatores dominantes com características diferentes:

- A abrasividade do material a ser cortado ou polido;
- Capacidade de retenção dos diamantes;

- Porosidade da liga;
- Parâmetros usados no processo de fabricação;
- Condições de trabalho.

Tendo como base estes fatores, a liga tornou-se gradualmente um tema para estudos, visando o melhoramento do desempenho e durabilidade do corte, a redução dos custos de produção e o aumento da qualidade. Atualmente, as matrizes de ferramentas diamantadas passaram a conter Tungstênio (W), Cobre (Cu), Cobalto (Co) com adição de ferro (Fe). O Co é o mais utilizado como base de matriz ligante por combinar quimicamente com os diamantes nas temperaturas de processamento, gerando adequada retenção dos grãos e excelente resistência ao desgaste após processamento ou operação de corte [Przyklenk, 1993; Oliveira 2007 e 2010; Umicore, 2012].

As pequenas adições de alguns elementos de liga como ferro (Fe) e níquel (Ni) também podem ser feitas para ajudar o processo de fabricação, bem como melhorar a retenção do diamante ou a resistência ao desgaste da matriz ligante [Konstanty, 2001; Oliveira et al., 2007].

Para materiais mais abrasivos, tal qual o concreto, SiC, Si₃N₄, Al₂O₃, é usada matriz à base de W. A matriz de Co, na sua maioria, é empregada no corte de materiais cujas abrasividades são similares aos granitos. Matrizes de bronze e Co são empregadas no corte de mármore. Latão, bronze ou Cu são empregados no corte de cerâmicas, vidros, e metais não-ferrosos.

A função básica da matriz metálica é segurar o diamante e garantir uma taxa de desgaste uniforme, uma taxa compatível com a perda de diamante. A resistência ao desgaste da matriz tem de corresponder com a abrasividade do material da peça, de modo que, nem os grãos de diamantes se projetam excessivamente, nem são perdidos prematuramente. A matriz muito macia desgasta mais rápido do que o diamante e conseqüentemente pode arrancá-lo antes da hora. Por outro lado, a matriz extremamente resistente ao desgaste é consumida mais lentamente do que o diamante, levando a quebrar, fazendo com que a superfície do segmento fique "polida". Este fenômeno é comumente conhecido como "vidro". Quando um material duro e denso é cortado, poucos detritos são formados, apenas um pó fino. Sob tais condições, o desgaste da matriz é lento. Por outro lado, quando um material de textura aberta e arenosa é cortado a taxas de avanço elevadas, uma grande

quantidade de detritos grosseiros é liberada, o que geralmente cria ambiente de desgaste severo para a matriz [Chakrabati, D. J, 1982].

Na maioria das ferramentas diamantadas a retenção dos cristais de diamante é puramente mecânica. Devido a este fato, alguns diamantes quebram junto com a matriz metálica ou se soltam. A Figura 3.5 demonstra em (a) o aspecto da superfície de um cristal de diamante aderido a uma matriz metálica pronta para operação de corte, em (b) uma representação esquemática do deslocamento e fratura do compósito de diamantes impregnados numa matriz produzida por infiltração metálica, podendo se soltar e formar o *pull-out* e em (c) o aspecto da superfície de um diamante fraturado após severa operação de serragem [Tönshoff, 2001].

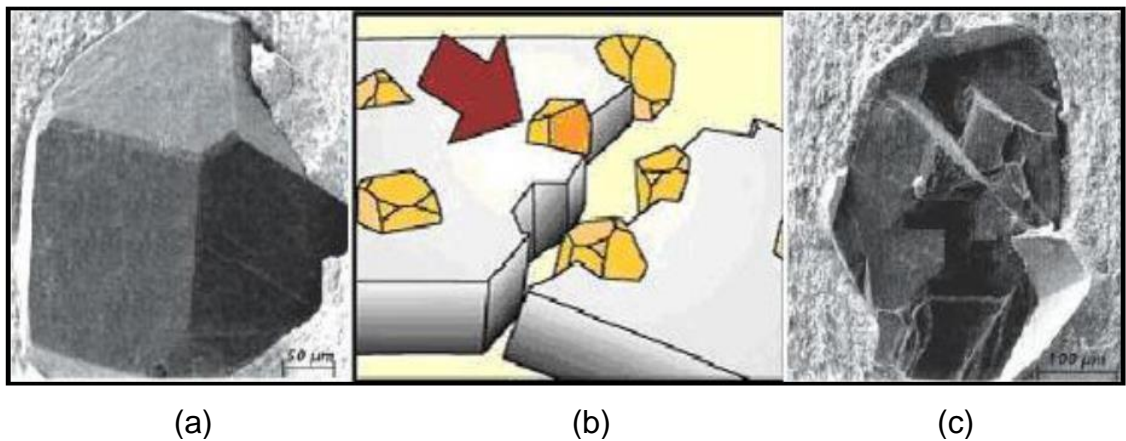


Figura 3.5: Representação esquemática do aspecto da superfície de um compósito diamantado de matriz metálica durante trabalho de corte [Ferreira, 2010].

De acordo com Shibuta [1983], o Silício funciona como um ligante nas ferramentas diamantadas, 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.

Mészáros e Vadasdi [1994] verificaram que 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% (em peso), e o tamanho médio de partícula utilizada 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 ferramentas diamantadas comerciais é feita utilizando como ligante o cobalto, e em grandes quantidades, pois possui

compatibilidade química perfeita com o diamante nas temperaturas de processamento, uma adequada retenção do diamante e excelente resistência ao desgaste após processamento ou operação de corte. Apesar de promover elevada aderência para com o diamante, o mesmo é altamente tóxico [Shibuta, 1983; Del Villar *et al.*, 2001; Oliveira *et al.*, 2007].

Quanto ao seu beneficiamento é pouco disponível no mercado nacional e é muito caro quando comparado com outros pós facilmente encontrados no mercado brasileiro, como por exemplo, o ferro e o cobre. 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 consequência estão menos expostos à histórica flutuação de preço apresentada pelo cobalto ao longo dos anos, além de outras vantagens.

Os pré-ligados obtidos pela Umicore [2012] e por Weiss [2011] consistem de uma combinação de mais de um elemento. Eles são quimicamente pré-ligados num processo de manufatura denominado atomização em água, resultando em um pó fino em que cada partícula tem a mesma composição na liga.

Pode-se claramente observar que nos últimos anos se iniciava estudos de tendência para a substituição do cobalto por ligas de Cu-Fe-Co, Co-Cu-Sn, Fe-Co-Cu-Sn e outras ligas alternativas [Clark e Kamphuis, 2002; Weber e Weiss, 2005; Oliveira e Filgueira, 2007; Oliveira *et al.*, 2007; Oliveira 2010]. Estes novos ligantes metálicos alternativos apresentados no mercado se tornaram altamente atrativos, pois combinam boa sinterabilidade com adequados valores de dureza e resistência ao desgaste, características necessárias às operações de corte, especialmente as rochas.

A Tabela 3.3 mostra a composição química de cinco novas ligas pré-ligadas Cu-Fe-Co, processadas pela rota de prensagem a quente (*hot pressing*), onde se usou pressões de 30 a 35 MPa, temperaturas de sinterização entre 600 e 750°C, para um tempo de 3 minutos. A Figura 3.6 ilustra o tamanho e forma dos pós Next 300 e HDR e a Tabela 3.4 apresenta as propriedades mecânicas da mesma.

Tabela 3.3: Composição química (% em peso) das ligas NEXT e HDR Cu-Fe-Co [Del Villar *et al.*, 2001; Anjinho, 2007]

Pós	Composição química (% em peso)					
	Co	Cu	Fe	Sn	P	S
Next 100	24	51	25	-	-	-
Next 200	23	62	15	-	-	-
Next 300	25	3	72	-	-	-
HDR	27	7	66	-	-	-
Diabase D21	12	21	60	3	2	2

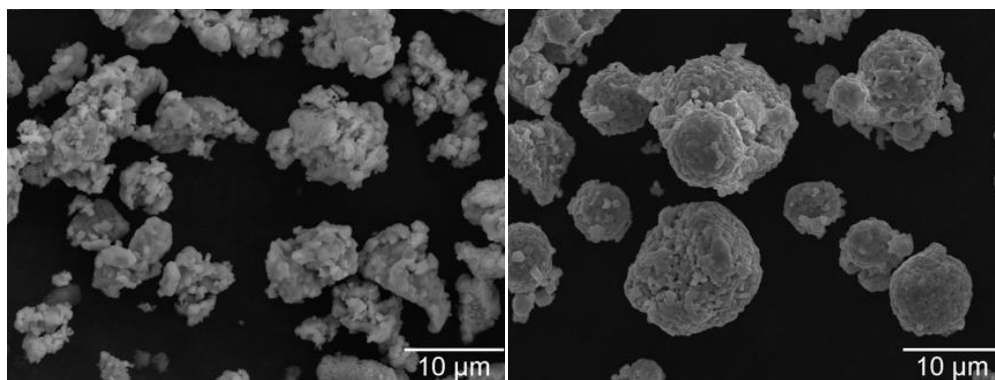


Figura 3.6: Tamanho e forma do pó de Next 300 e HDR, respectivamente. [Anjinho, 2007].

Tabela 3.4: Propriedades mecânicas e físicas das matrizes metálicas. [Anjinho, 2007].

	Next 300	HDR
Tensão de ruptura [MPa]	690 ± 24	1012 ± 6
Alongamento [%]	19,3 ± 3.8	7,3 ± 0,8
Módulo de tenacidade [MJ/m ³]	125 ± 10	73 ± 8
Dureza Vickers (HV)	233 ± 4	304 ± 5
Densidade aparente [g/cm ³]	7,78 ± 0.05	7,97 ± 0,05
Módulo de Young [GPa]	214 ± 10	212 ± 3

Para efeito comparativo, analisando a Tabela 3.4, observa-se que o desgaste de ferramenta está provavelmente mais relacionado com o módulo de tenacidade do que com a dureza Vickers ou mesmo com a tensão de ruptura. Isto porque Anjinho [2007] constatou que a ferramenta diamantada HDR, quando submetida ao trabalho, tem um maior número de diamantes ativos e apresenta menores forças resultantes e

menores consumos de energia elétrica do que a ferramenta Next 300. Deste modo, pode-se concluir que um maior número de diamantes ativos em um segmento de corte vai resultar necessariamente em menores forças resultantes e, conseqüentemente, menores consumo de energia elétrica.

Os resultados descritos por Del Villar et al. [2001], mostraram que foram encontrados 97% da densidade teórica usando temperaturas tão baixas quanto 720 e 650°C, respectivamente para NEXT 100 e NEXT 200, pois maiores teores de cobre exigem temperaturas menores para se alcançar uma densidade satisfatória nestes materiais. E mais, mostraram também 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, Figuras 3.7 e 3.8. Entretanto, acima desta faixa de temperatura, NEXT 100 sempre apresenta dureza maior que a NEXT 200. Os autores observaram que a dureza final das ligas é inicialmente controlada pela porosidade verificada pela densidade encontrada de até 95%, pois acima deste valor, 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. Sendo assim, também podemos justificar a utilização destes 2 elementos no atual trabalho.

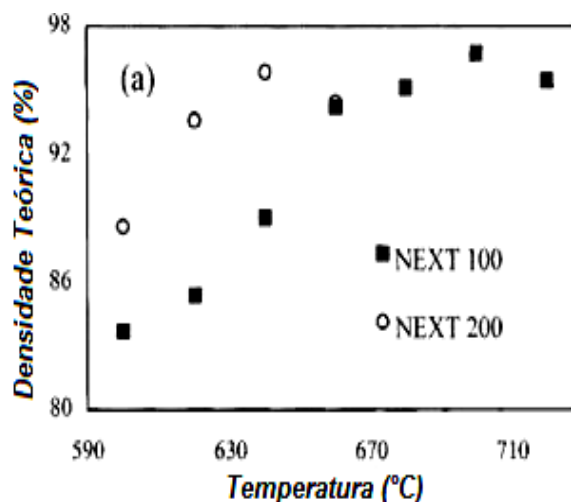


Figura 3.7: Gráfico de densidade teórica para as ligas NEXT 100 e 200 [Del Villar et al., 2001]

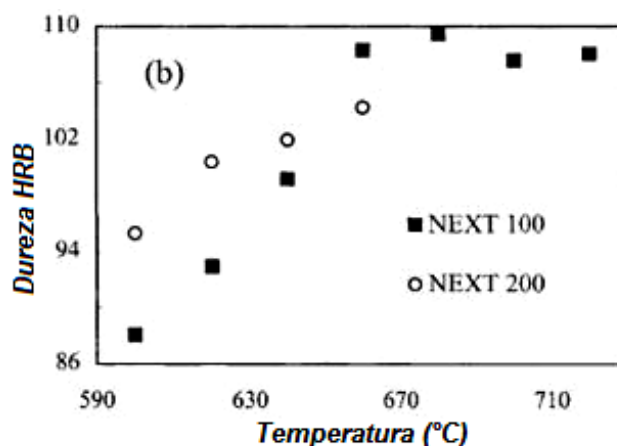


Figura 3.8: Gráfico de dureza HRB para as ligas NEXT 100 e 200 [Del Villar *et al.*, 2001].

Analisando o diagrama de fases ternário Cu-Fe-Co, Figura 3.9, nas condições de sinterização empregadas, na isoterma de 850° C, ambas as ligas são vistas na região pseudo binária Cu (CFC) + α -Fe (CCC). Adicionalmente, o diagrama mostra também que, devido à solubilidade limitada do cobre 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 [Del Villar *et al.*, 2001].

De acordo com o diagrama de fases, Shibuta [2005], para a temperatura de trabalho a 800°C, se verificou que a solubilidade máxima de Fe no Cu é de 1,1% e a difusão de Cu no Fe é de 1,5%. Para o sistema Fe-Nb a solubilidade máxima foi 1,7% de Fe no Nb e 1,3% de Nb no Fe.

O baixo limite de solubilidade e a pequena interação entre os elementos Fe, Cu e Nb dificultam a formação de novas fases. As soluções sólidas se formam quando, à medida que os átomos do soluto são acionados à matriz, a estrutura cristalina se mantém e nenhuma nova estrutura é formada. A solução sólida também é homogênea em termos de composição, e os átomos de impurezas estão distribuídos aleatoriamente e uniformemente no interior dos sólidos [Callister, 2008].

Quando o intervalo de composição homogênea é limitado, incluindo um dos componentes puros, a solução é primária. As soluções sólidas formadas em intervalos que não incluem os componentes puros são conhecidas como soluções secundárias, normalmente com estruturas cristalinas diferentes das que

correspondem aos seus componentes puros. Esta fase secundária provavelmente se formou como FeNb em estrutura CCC, mas não ficou em evidência.

O tamanho atômico dos elementos Fe (0,12 nm), Cu (0,128 nm) e Nb (0,148 nm), deve ser levado em consideração, pois quantidades apreciáveis do soluto podem ser acomodadas na solução sólida somente quando a diferença entre os raios atômicos é de aproximadamente 15%. Desta forma, os átomos de soluto irão criar distorções substanciais na rede cristalina e uma nova fase irá se formar. O difratograma desta análise é bem similar àquela descrita no trabalho de Oliveira [2010].

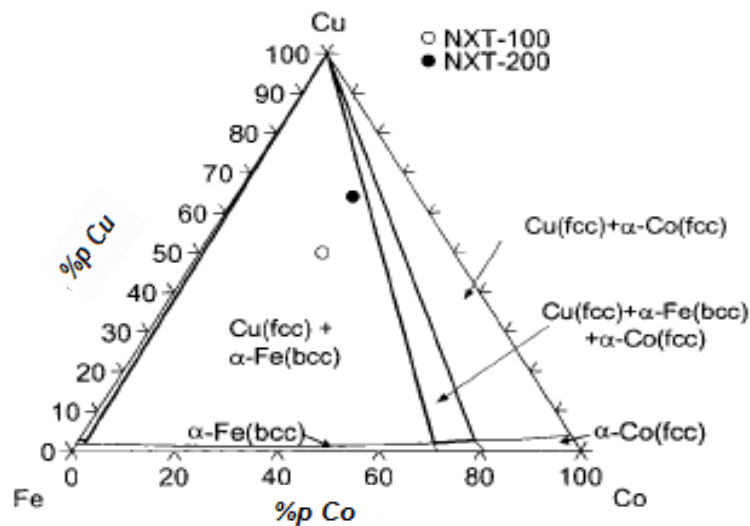


Figura 3.9: Isoterma a 850° C do diagrama de fases ternária; Cu-Fe-Co [Del Villar *et al.*, 2001].

A Figura 3.10 apresenta uma micrografia da liga NEXT-100, (Cu-Fe-Co), processada por prensagem a quente a 700° C, pressão de 30 MPa por 3 min, mostrando a fase dúctil rica em cobre (contraste em branco), fase Fe-Co (em cinza) e óxidos de ferro (em preto) [Del Villar *et al.*, 2001]. Pela difração de raios X da liga NEXT 100, mostrada na Figura 3.18 (b), apenas é revelada a presença da fase dúctil de Cu e a solução sólida rica em ferro (α -Fe) [Del Villar *et al.*, 2001].

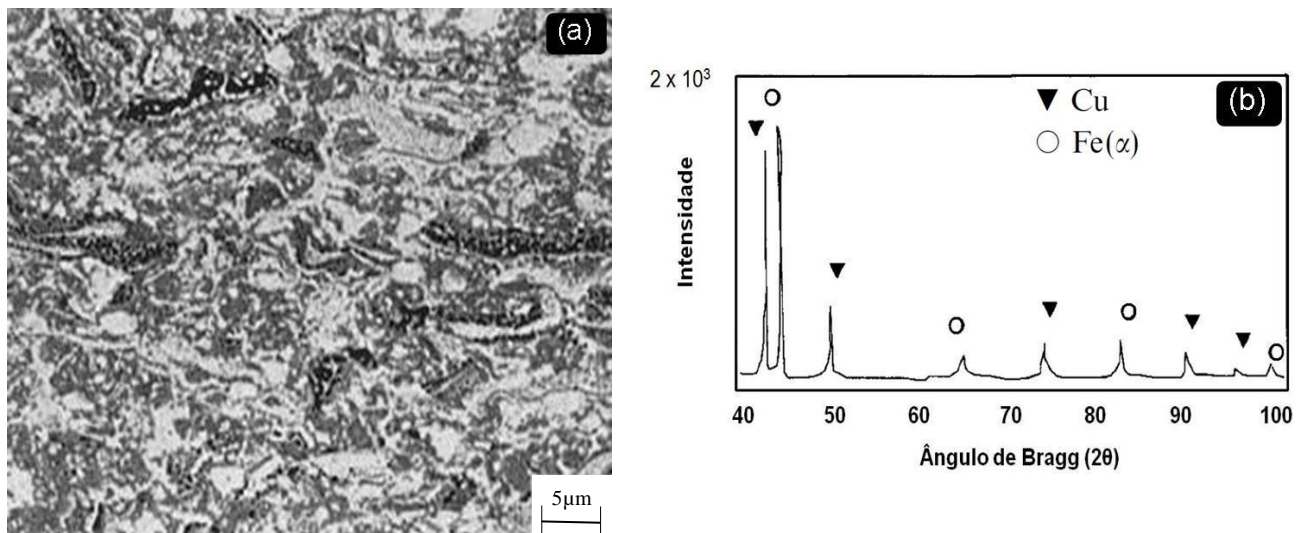


Figura 3.10: Liga metálica NEXT 100 (a) microestrutura e (b) difração de raios X [Del Villar *et al.*, 2001].

Como mencionado anteriormente, 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.

A literatura afirma que uma densidade satisfatória é atingida quando processada em temperaturas entre 675 e 875°C. 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 recomendado trabalhar em um temperatura de 800°C ou mais. De acordo com a gama de aplicações no mercado, as propriedades podem ser alteradas com o uso de alguns aditivos como tungstênio, carbeto de tungstênio, molibdênio, níquel e outros.

Como descrito, a maioria destas ferramentas utiliza como ligante o Cobalto, devido sua excelente compatibilidade química com o diamante e propriedades de aderência. Porém, o mesmo apresenta várias desvantagens em seu uso, tais como: toxicidade, alto custo de aquisição e baixa reserva brasileira.

Neste sentido, se propõe estudar o mecanismo de desgaste da liga Fe-Cu-Nb para atuar como matriz ligante de ferramentas de corte diamantadas, para processamento de rochas ornamentais e construção civil. Desta maneira, fica clara a importância do desenvolvimento de novos materiais para atuarem como matrizes

ligantes para adesão de diamantes, sobretudo no que tange à redução e/ou eliminação do teor de cobalto nestas ligas.

3.4 – Desgaste das ferramentas diamantadas

O desgaste dos grãos pode ser dividido nos tipos ilustrados na Figura 3.11. A definição das condições de desgaste do diamante em 6 tipos baseada em técnicas de análise bem provadas já tem sido usada em muitos estudos. Novo e imerso: Diamante na face inicial de afloramento linear à figura (a).

- Novo e intacto: Diamantes sem danos, e em suas condições originais no ligante (b).
- Abrasão ou início do fraturamento: Devido à fricção e impactos entre os grãos o material a ser cortado, ocorre desgaste mecânico. Material é continuamente removido do grão e ocorre indesejável planificação da zona de corte.
- Desgastado ou lascado (micro fraturamento): 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 destacados, e novas zonas de corte são formadas. Este tipo de desgaste é favorável, desde que novas faces ou pontas de corte no grão sejam formadas.
- Macro fraturamento: Esta etapa é uma evolução do micro fraturamento, sendo, portanto, o estágio final do grão diamante.
- Destacamento (*pull out*): com este tipo de desgaste, ocorre destacamento completo dos grãos do material ligante. 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.

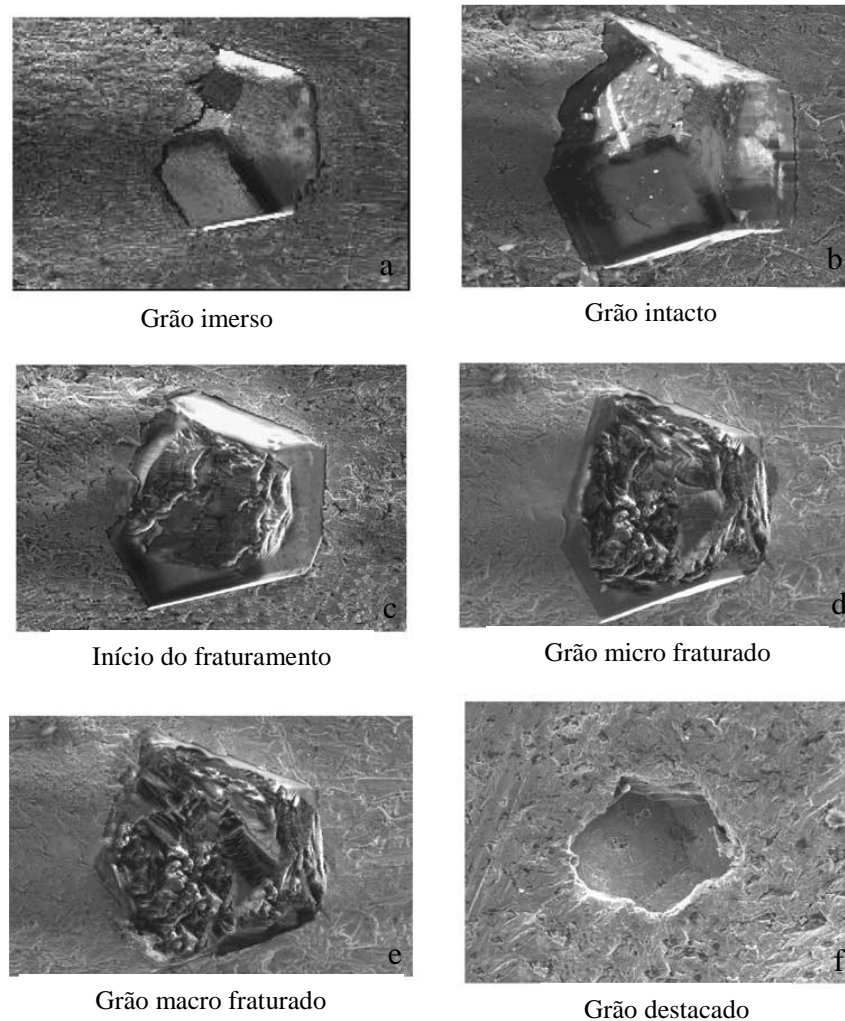


Figura 3.11: Estados de um grão de diamante: (a) diamante aflorando; (b) diamante aflorado e intacto; (c) diamante no estágio inicial de desgaste, (d) estágio intermediário, (e) fim da vida útil; (f) destacamento do diamante [Tours, W. Polini, S. Turchetta, 2003].

Segundo Burgess [1978] e Ersoy [2004], 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 várias tensões, Figura 3.12, pelo contato direto com o material cortado, o que ocasiona alguns defeitos no grão abrasivo, discutido na Figura 3.11. 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 ideal quando não há deformação da matriz, ou somente deformação reversível (elástica), permitindo que a matriz retorne a sua forma inicial quando a tensão acaba, como mostrado na

Figura 3.13. Entretanto, se essa deformação for plástica, com a constante movimentação do diamante devido às tensões geradas, ocorrerá formação de “gap” entre a matriz e o diamante por fadiga da matriz, em consequência da deformação plástica gerada pelo alto carregamento do processo de corte. Isso pode levar à perda prematura dos cristais de diamantes (*pull-out*), vide Figura 3.13.

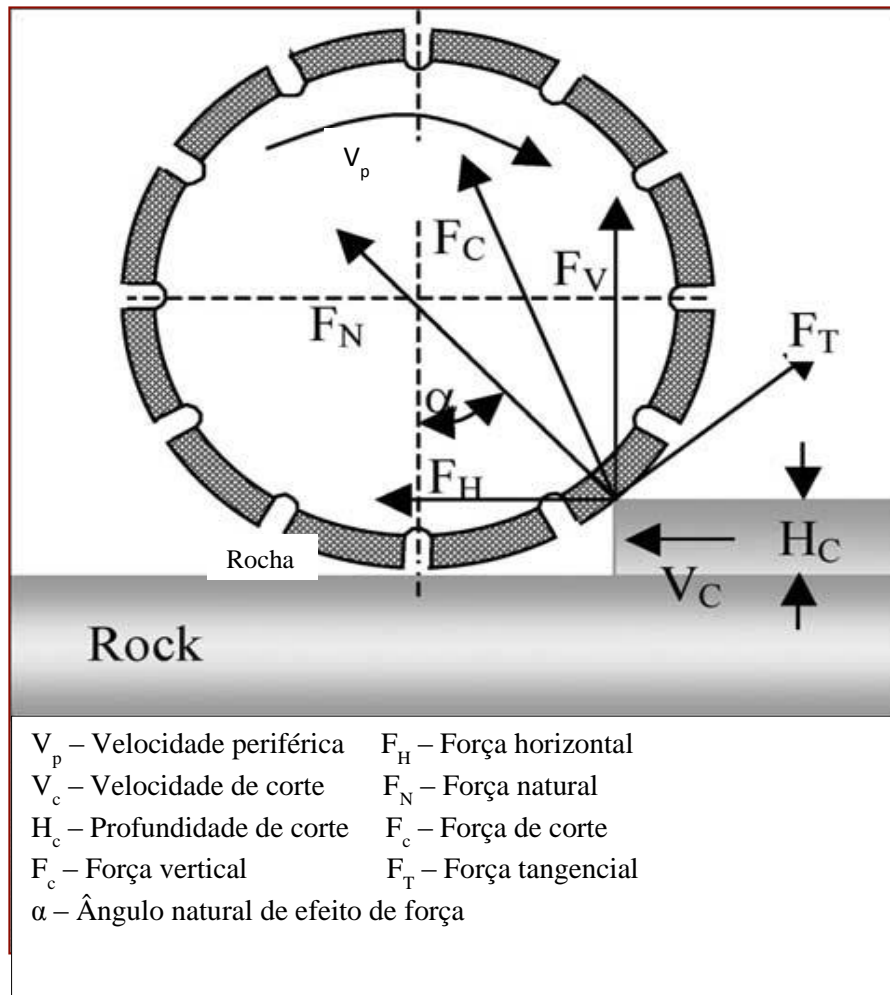


Figura 3.12: Interação mecânica entre pedra e serra durante o processo de corte.

[Ersoy, A. et al, 2004].

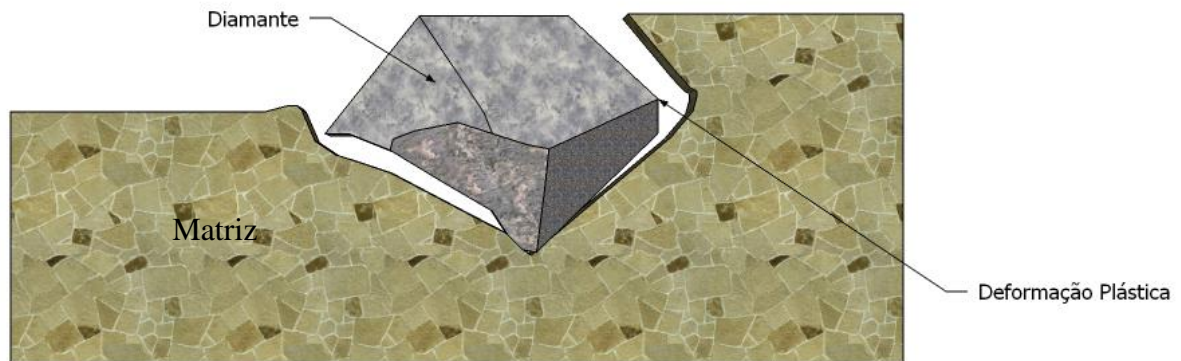


Figura 3.13: Deformação plástica gerando a fadiga da matriz.

3.5 - Mecanismos Convencionais de Desgaste nos Compósitos Diamantados

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. Compreende-se que a taxa de desgaste não aumenta com a temperatura, mas é dependente da direção de abrasão [Wilks e Wilks, 1979].

Levando em conta os 6 (seis) fatores descritos no tópico anterior na Figura 3.11, Wright e Wapler [1986], Davis et al. [1996], e Oliveira, [2009], desenvolveram e explicaram o mecanismo de desgaste mais aceito para ferramentas de corte, à base de diamantes impregnados em matriz ligante. Este mecanismo é ilustrado na Figura 3.14, focando o comportamento da protrusão de uma partícula de diamante embebida na matriz, com o tempo, ou com a área da rocha cortada. Na área 1 do gráfico ocorre o desgaste inicial da matriz e o surgimento de 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 rocha, com liberação parcial de novas faces cortantes do diamante,

até que, na região 5 ocorre a quebra da partícula, culminando com a protrusão da mesma, na região 6.

A Figura 3.14 apresenta deficiências importantes durante a análise e entendimento do processo de corte de uma ferramenta diamantada, tais como: não gera uma fronteira entre as regiões 3, 4 e 6; não especifica um parâmetro a ser medido e associado às regiões, dificultando assim, a aplicabilidade do trabalho desenvolvido por Davis et al.

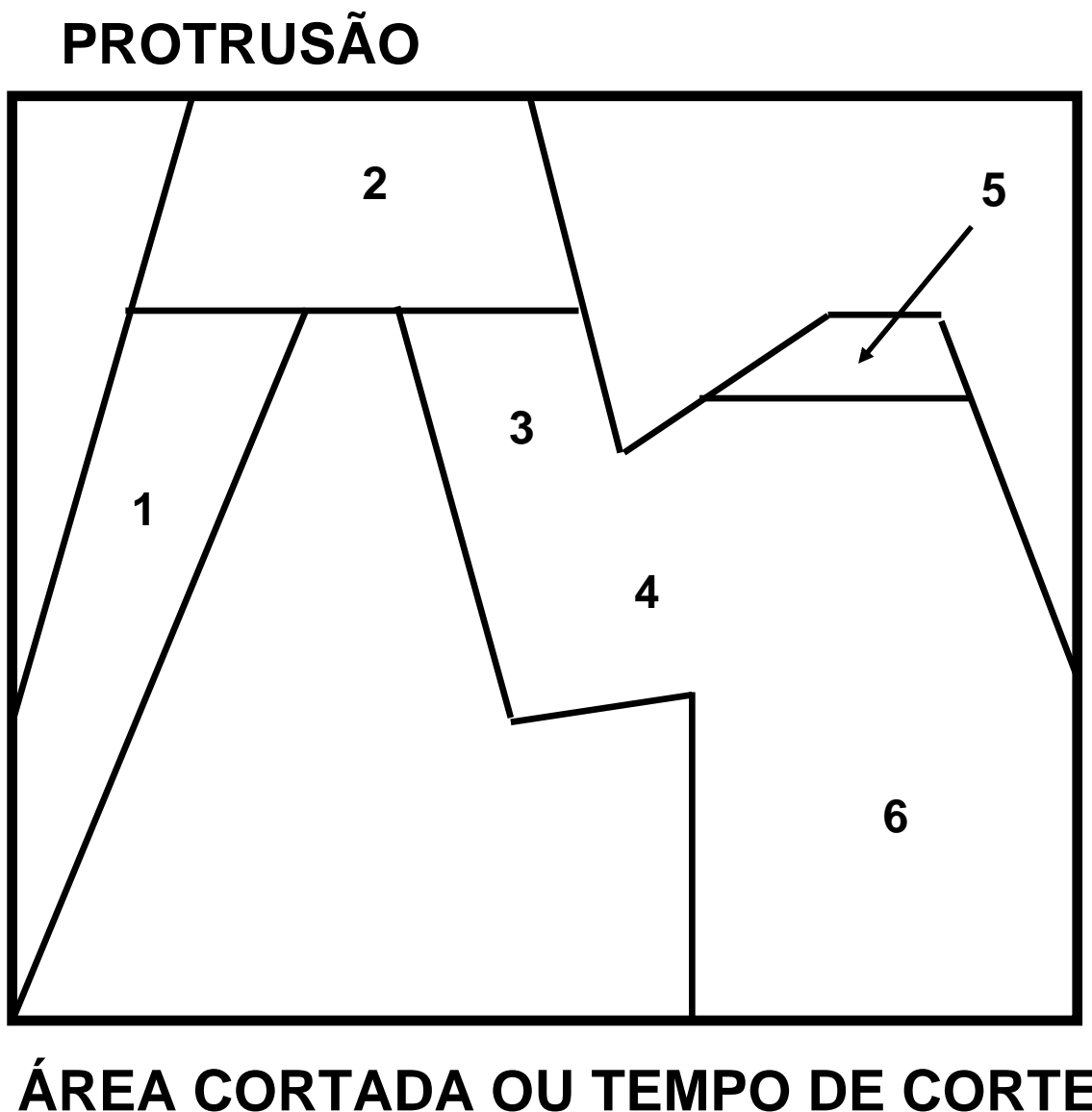


Figura 3.14: Altura de protrusão do diamante, em função da área cortada ou tempo de corte [Davis et al. 1996].

Tönshoff et al., [2001] investigaram o comportamento de desgaste dos diamantes durante usinagem de aço austenítico com fio diamantado. 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, 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 e também o destacamento ou “pull-out” 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 conseguidas maiores áreas de corte (mm^2) para maiores tempos. Isso pode ser observado através da Figura 3.15.

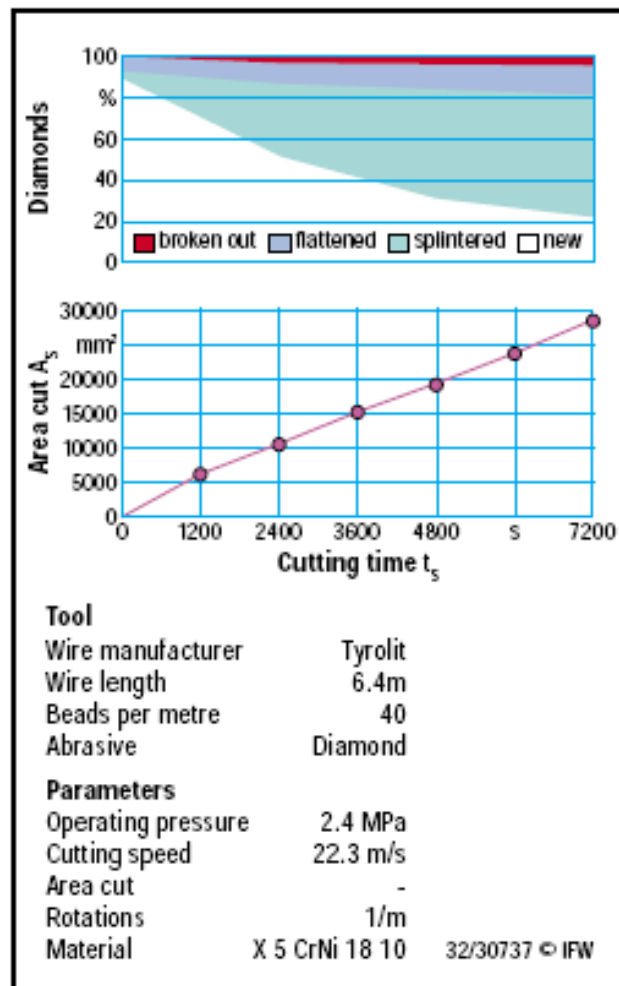


Figura 3.15: Avaliação do desgaste dos diamantes em usinagem de aço austenítico [Tönshoff et al., 2001].

Konstanty, J. [2001], em seus estudos, propôs avaliar o processo de desgaste em função da altura de protrusão dos cristais abrasivos de diamantes. A Figura 3.16 mostra a zona de corte, onde H_p é a altura de protrusão do diamante (altura exposta). Na Figura 3.17 são apresentados os dados de desgaste levando em consideração a altura média de protrusão (μm) dos diamantes em função da área serrada (m^2). Pode-se averiguar que com o aumento da quantidade de área serrada, notoriamente há aumento da altura de protrusão 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 de protrusão pode ser aumentada utilizando-se grãos abrasivos mais grosseiros e, uma maior altura de protrusão pode retardar o desgaste da matriz quando da operação de corte, podendo gerar boas evoluções de desgaste.

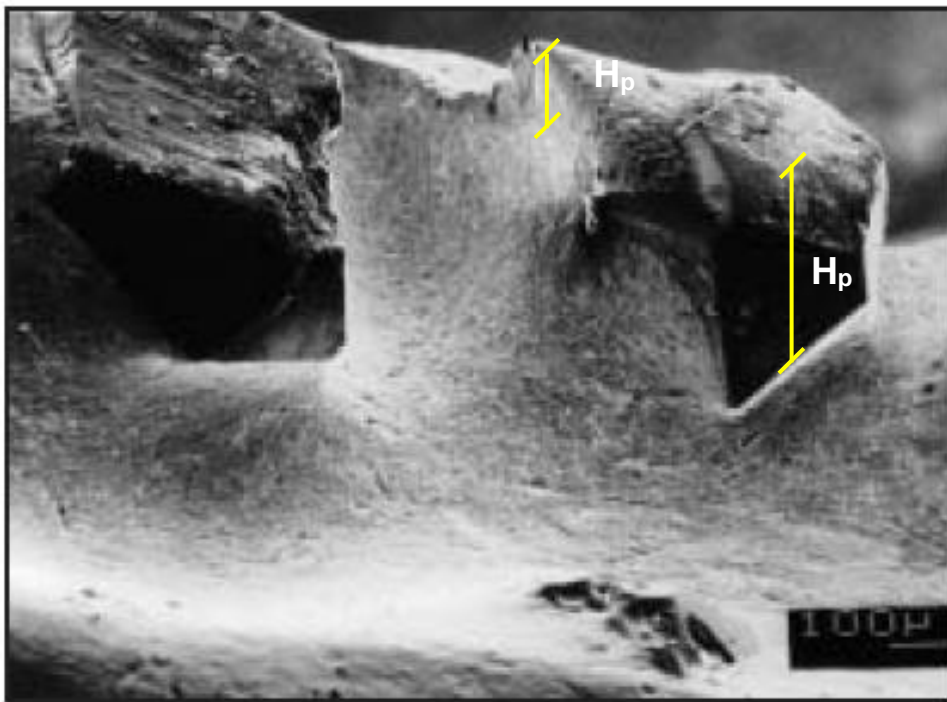


Figura 3.16: Representação esquemática da zona de corte [Kosntanty, J. 2001].

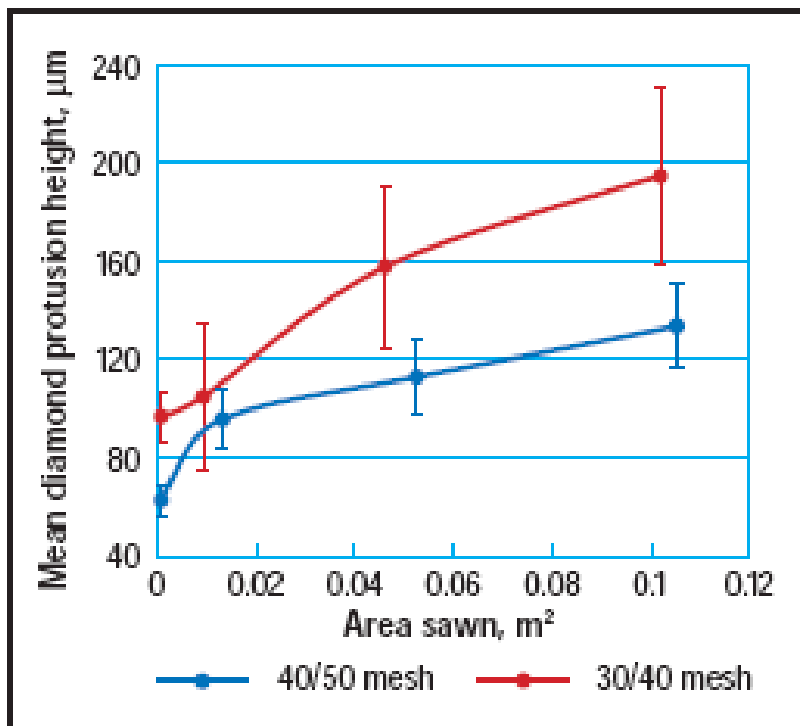


Figura 3.17: Efeito do tamanho do diamante na evolução da altura de proeminência do cristal de diamante durante processo de corte [Kosntanty, J. 2001].

ElementSix 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 ilustra a Figura 3.18. Inicialmente, a partícula de diamante que foi emergida ainda não tem altura de proeminência suficiente para o contato com o material de corte, não havendo desta forma desgaste do grão abrasivo. A altura da partícula de diamante foi aumentada pelo desgaste dos diamantes ativos possibilitando o contato destes 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, evidenciados por irregularidades da peça de corte e vibrações da ferramenta. O efeito cumulativo de tais carregamentos reduz a habilidade da partícula em resistir às forças de corte e, conseqüentemente, a partícula é fraturada e quebrada.

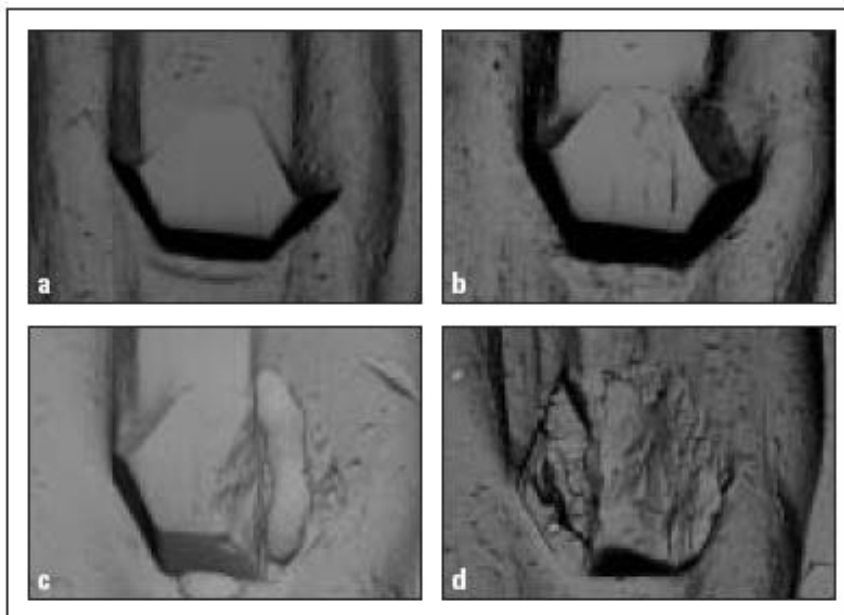


Figura 3.18: Progressão de desgaste dos diamantes. Diamante aflorando (a), diamante intacto e aflorado (b), diamante clivado (c), total clivagem do diamante (d). [ElementSix Ltd, 2003].

Oliveira [2009] propôs um novo modelo de mecanismo de desgaste para ferramenta diamantada impregnada, considerando os aspectos microestruturais, observando a distribuição de área ocupada pelos diamantes na matriz metálica, e defeitos nos cristais de diamante ao longo do tempo de corte (desgaste por abrasão). Este novo modelo de desgaste é descrito em função de 3 regiões conforme mostra a Figura 3.19. A região (1), após 6 minutos de ensaio de abrasão, é caracterizada por grande número de diamantes grandes, intactos e clivados, com surgimento de diamantes médios para maiores tempos de ensaio. Na região (2), os diamantes grandes e clivados, aos quais já apresentaram grande capacidade de corte, tendem a perder seus vértices de corte, paralelamente com a superfície tendendo a ficar rugosa, sendo um indicativo de auto-afiação, e recuperação da capacidade de corte da ferramenta. E por último, a região (3) é caracterizada pela perda da altura de protrusão dos cristais de diamante, devido ao processo de desgaste ao longo do tempo, perdendo a aderência diamante/metal e ocasionando o destacamento dos diamantes.

Diante da fundamentação apresentada, pode-se observar que não houve grande avanço na última década no desenvolvimento tecnológico de ferramentas diamantadas. Também não ocorreram muitos avanços científicos no

desenvolvimento de novas ligas para adesão de diamantes e estudo relacionado ao mecanismo de desgaste dos compósitos diamantados.

Esta tese de doutorado foca o estudo dos mecanismos de desgaste das ferramentas de corte utilizando o pó comercial Fe-Cu-Co, variando o teor de Co, levando em consideração a análise microestruturais das amostras que foram processadas por prensagem a quente, observando a distribuição dos diamantes na matriz e classificando-os de acordo com o tamanho e modo de falha, e aumentando o tempo de ensaio de abrasão, com finalidade de observar a evolução do desgaste dos compósitos diamantados, mas utilizando a mesma metodologia inovadora da tese de doutorado de Oliveira [2009]. Sendo assim, este trabalho amplia as informações do mapa de desgaste, trazendo vertentes tecnológicas, científicas e estratégicas, considerando que serão aplicados tempos de ensaio de desgaste maior que Oliveira [2009] e serão propostas inovações ao modelo com a inclusão dos dados de índices de desgaste para melhor entendimento dos mecanismos reinantes.

Mais uma vez é importante ressaltar que o desenvolvimento de novas ligas metálicas para adesão de diamantes é importantíssimo para o Brasil. Nesse trabalho indica-se o desenvolvimento de um novo compósito com tecnologias e produtos nacionais. Isso é o primeiro passo para deixar o país menos dependente da importação de produtos, ferramentas e tecnologia, favorecendo as indústrias e mão de obra com baixo custo de produção e possibilitando maior lucratividade e maior geração de empregos.

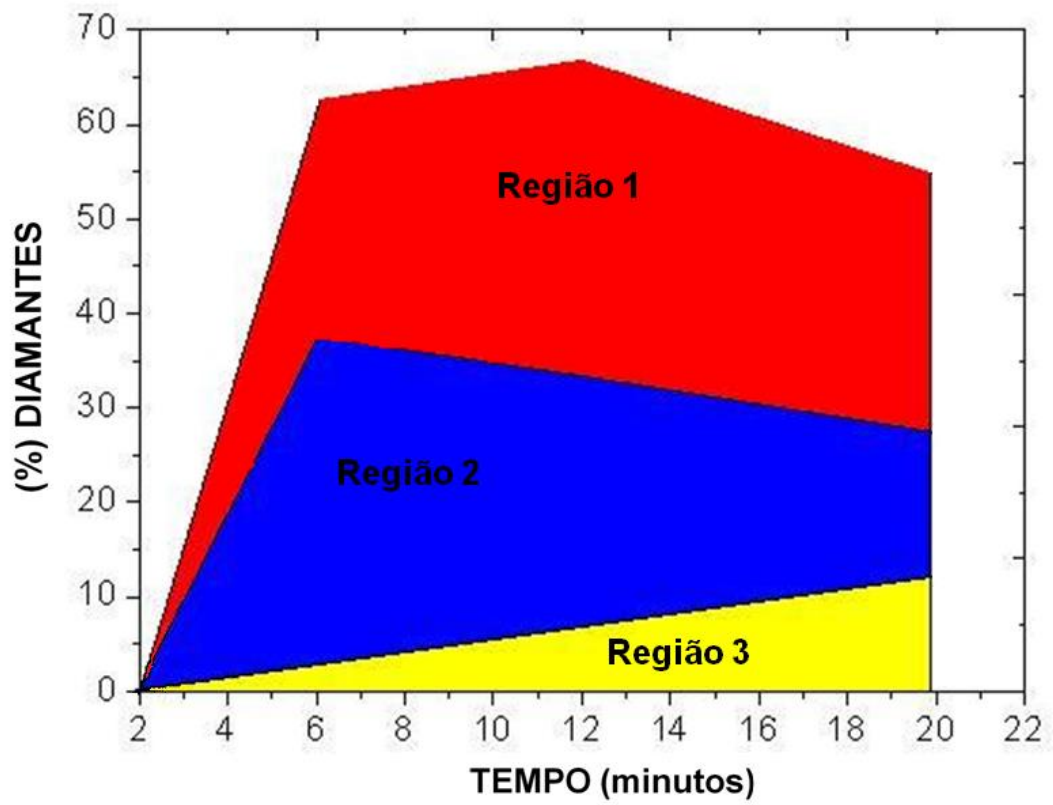


Figura 3.19: Modelo de desgaste para uma ferramenta diamantada de corte [Oliveira, 2009].

CAPÍTULO 4: MATERIAIS E MÉTODOS

4.1– Materiais Utilizados

O presente trabalho estudou o mecanismo de desgaste do compósito diamantado baseado no sistema Fe-Cu de acordo com as seguintes composições:

- 25%Fe – 50%Cu – 25%Nb-Diamante
- 61%Fe – 21,2%Cu – 12,5%Co – 2,6%Sn - 1,8%P – 0,6%S – Diamante (diabase V-21).

O pó da liga industrial Diabase-V21 foi adquirido da empresa Dr. Fristsch, com tamanho médio de partícula de 27,59 μm . Esta liga é industrialmente utilizada na fabricação de ferramentas diamantadas, sendo apresentada neste trabalho com propósito comparativo.

Quanto aos materiais, os pós de ferro atomizado, com tamanho médio de partícula de 50 μm , cobre atomizado, com tamanho médio de partícula de 67 μm e nióbio, que sofreu hidrogenação – moagem – desidrogenação, com tamanho médio de partícula de 60 μm e diamante com granulometria de 30/40 mesh (300 - 425 μm), vide Figura 4.3, na concentração 3% em peso para ambas amostras, os diamantes foram humedecidos em um aglomerante orgânico garantindo que todo o contorno de grão contenha pós. Os pós + diamantes foram colocados em um frasco ocupando até 75 % do mesmo para garantir a mistura sem segregar. Os frascos foram levados ao misturador industrial de 1000 RPM, fabricado pela Pyramid, disponível no Setor de Materiais Super Duros – SMSD/UENF, conforme Figura 4.1. Após os cálculos e pesagem dos pós, os mesmos foram levados ao misturador por 30 minutos.



Figura 4.1: Misturador industrial para metais e diamantes.

A Figura 4.2, mostra sucintamente o percurso experimental da obtenção e caracterização das amostras para o desenvolvimento deste trabalho.

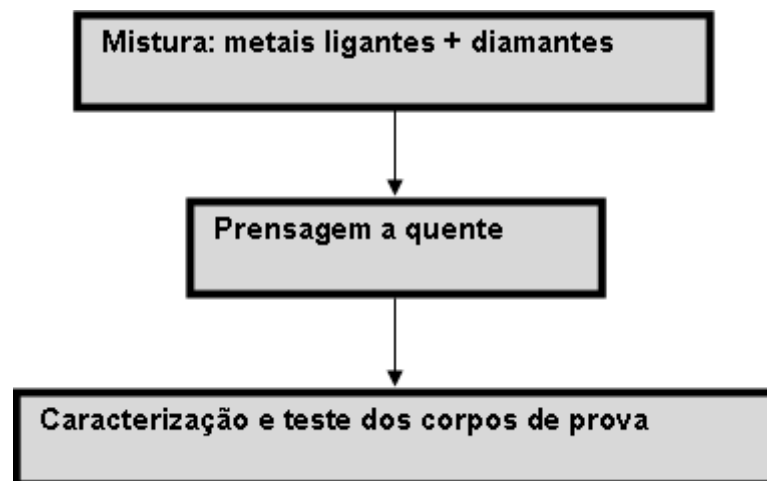


Figura 4.2: Rota Industrial de processamento dos compósitos diamantados via metalurgia do pó.

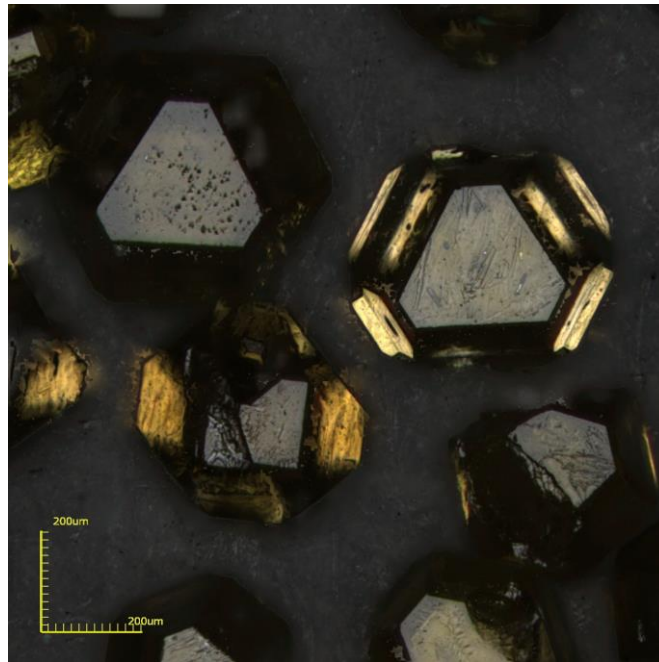


Figura 4.3: Diamantes utilizados no trabalho.

4.2 – Preparações das Misturas

As densidades teóricas do Fe (ρ_{TA}), Cu (ρ_{TB}), Nb (ρ_{TC}) e diamante (ρ_{TD}) são respectivamente: 7,87 g/cm³, 8,92 g/cm³, 8,57 g/cm³ e 3,51 g/cm³. Lembrando que para a liga Diabase-V21 usa-se o cobalto no lugar do nióbio, cuja densidade teórica é 8,85 g/cm³. Assim, segundo a regra das misturas para sistemas particulados [German, 1992], o cálculo da densidade teórica de cada mistura (ρ_T) é:

(Equação: 4.1)

$$\rho_T = \frac{m_A + m_B + m_C}{\frac{m_A}{\rho_{TA}} + \frac{m_B}{\rho_{TB}} + \frac{m_C}{\rho_{TC}}}$$

onde: m_A é a massa de Fe, m_B é a massa de Cu e m_C é a massa de Nb.

Considerando a massa total como 100 gramas, de acordo com as estequiometrias de cada amostra, para efeito de cálculo e utilizando os valores teóricos de densidade, tem-se uma densidade teórica de cada mistura apresentadas

na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Densidade teórica para as ligas pesquisadas

Amostras	Densidade Teórica (ρ_T) - (g/cm ³)
50%Cu – 25%Fe – 25%Nb	8,548
61%Fe – 21,2%Cu – 12,5%Co – 2,6%Sn (Diabase-V21)	8,00

4.3 - Determinação da Massa por Amostra

Para calcular o valor da massa necessária para cada amostra, usa-se a Equação 4.2 que relaciona o valor da densidade teórica de cada mistura (ρ_T), indicada na Tabela 4.1 e o volume do molde de grafite de diâmetro 11 mm. Deve-se levar em consideração que, para se obter uma densidade aproximadamente uniforme, a altura (H) e o diâmetro da amostra (D) devem ser valores próximos, isto é, igual a 11 mm.

$$\rho_T = \frac{m}{V} \quad (\text{Equação: 4.2})$$

A mistura será confinada nas cavidades cilíndricas da matriz de sinterização para a prensagem a quente, conforme descrito em maiores detalhes na Equação 4.2. O volume de confinamento para as amostras é o que está descrito pela Equação 4.3, abaixo:

$$V = A \times H \quad (\text{Equação: 4.3})$$

onde: A é a área da base do cilindro, πR^2 ; H é a altura.

$$V = A \times H$$

$$V = \pi R^2 \times H$$

$$V = 3,14 \times 5^2 \times 10$$

$$V = 785 \text{mm}^3$$

$$V = 0,785 \text{cm}^3$$

Após a definição do volume calcula-se o valor da massa para cada amostra utilizando a Equação 4.3. A Tabela 4.2 apresenta a quantidade necessária de massa para cada liga pesquisada.

Tabela 4.2: Valor da massa para cada amostra

Amostras	Massa (<i>m</i>) (g)
50%Cu – 25%Fe – 25%Nb	8,710
61%Fe – 21,2%Cu – 12,5%Co – 2,6%Sn (Diabase-V21)	7,604

4.4 – Prensagens a Quente

As sinterizações foram realizadas na prensa a quente industrial Pyramid, Figura 4.4, utilizando os parâmetros apresentados na seção seguinte. Os pós misturados e homogeneizados foram prensados a quente em uma matriz de sinterização composta por uma caixa retangular externa de aço temperado, uma caixa retangular interna de aço temperado e isolado termicamente por alumina. No centro da Figura 4.5 encontra-se a matriz de eletrografite com 4 cavidades cilíndricas de diâmetro 11 mm, de forma que a altura da amostra seja de aproximadamente 11 mm conforme Figura 4.6.



Figura 4.4: Prensa industrial a quente.

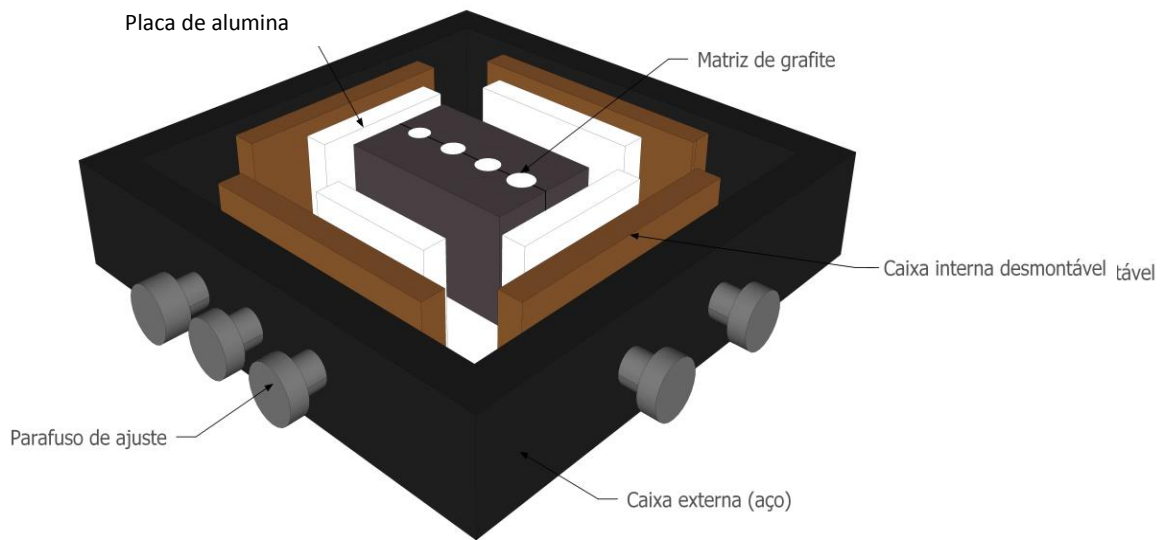


Figura 4.5: Matriz de sinterização utilizada na prensa a quente.

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 inferiores 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. Por último, fecham-se os orifícios preenchidos pelo pó com os pistões de grafite superior, conferindo se todos os pistões se encaixam perfeitamente na matriz de sinterização. Acima dos pistões superiores, coloca-se o apoio superior de grafite verificando se o conjunto está alinhado e centralizado na prensa. Após este processo é fixado o termopar e a prensa é ligada sem adicionar força, até atingir a temperatura de 200°C. Ao atingir esta temperatura, aplica-se e mantém uma força até alcançar o nível ideal (35MPa) para que a temperatura pretendida seja alcançada e a sinterização ocorra durante o tempo estipulado, devido à passagem de corrente elétrica pelo conjunto.



Figura 4.6: Corpos de prova sinterizados.

4.5 – Condições de Sinterização – Prensagem a Quente

Esta é a etapa mais importante do processo de sinterização dos compósitos diamantados: a prensagem, em que se garante a forma e tolerância dimensional e a densificação da mistura dos metais ligantes com os diamantes, pelos mecanismos de prensagem e sinterização. Estas sinterizações foram realizadas na prensa a quente industrial Pyramid e foram utilizados os seguintes parâmetros:

- *Temperatura:* 800°C
- *Pressão:* 35 MPa
- *Tempo:* 3 minutos

Cabe ressaltar que a temperatura de 800°C é largamente empregada na indústria moderna de fabricação de ferramentas diamantadas [Filgueira, 2009; Oliveira et al, 2010, Junior, V.M, 2013], e estudo anterior [Del Villar *et al.*, 2001].

As prensagens seguem os parâmetros industriais, ao ar, mesmo que sob pressão de 35 Mpa. Assim, surgiu a preocupação com a oxidação dos metais da matriz ligante, sobretudo do Nb, o qual é altamente reativo com o oxigênio Filgueira,

[1995]. Contudo, estudo realizado por Bonneau [2006] mostrou que, para similares condições de prensagem a quente, com relação às apresentadas neste trabalho, o molibdênio, tão oxidante quanto o nióbio, não sofreu sensível oxidação. Isto foi depois investigado e comprovado por Oliveira [2010].

4.6 – Preparações Metalográficas dos Corpos Sinterizados

As amostras foram embutidas a quente em baquelite, utilizando o equipamento TEMPOPRESS, disponível no LMF/CCT/UENF, numa temperatura de 200°C e pressão 30 Pa durante 70 minutos.

O lixamento das amostras embutidas foi realizado manualmente, usando a lixa 220 mesh, só para retirada de rebarbas existentes, visando a observação de sua distribuição nos compósitos.

4.7 – Microscopia Eletrônica de Varredura

A análise da microestrutura dos compósitos diamantados, bem como a distribuição dos cristais de diamantes após a sinterização foram realizadas no microscópio eletrônico de varredura Shimadzu, disponível no CCT/UENF, sendo as imagens geradas a partir de elétrons secundários.

Para este trabalho, foi feita uma análise microestrutural, onde observou-se detalhes da morfologia das amostras processadas e selecionadas, avaliando a efetividade da sinterização e do desgaste da matriz, área exposta de diamantes após ensaios de desgaste, definição dos modos de falha e distribuição dos cristais de diamante, entre outros, em aumentos variados.

Na preparação das amostras para o MEV, após preparação metalográfica e ou desgaste, aderiu-se as amostras em um suporte específico de alumínio, através de uma fita de carbono dupla face. A condução eletrônica foi efetivada através da aplicação de cola de prata condutora entre a amostra e o suporte.

4.8 – Difração de Raios-X

A análise difratométrica das amostras pesquisadas foi efetuada em um difratômetro marca Shimadzu, disponível no CCT/UENF, utilizando filtro de níquel (Ni) no feixe primário, com uma tensão de 40 kV e corrente de 30 mA. A varredura foi feita variando 2θ de 35 a 100°, com passo ($\Delta\theta$) de 0,03° e tempo de 0,5 s, usando a radiação de Cu-K α .

A determinação das características dos difratogramas e a identificação das fases presentes nas amostras são realizadas com o auxílio das fichas cristalográficas do banco de dados do JCPDS (*Joint Committee of Powder Diffraction Standards*).

A análise por difração de raios-X teve como objetivo o estudo de formação de novas fases após sinterização.

4.9 – Microanálise

A microanálise é importante para a análise química de materiais orgânicos e inorgânicos. Através da identificação dos raios-X emitidos pela amostra, quando da interação com o feixe eletrônico, é possível determinar a composição de regiões com até 1 μm^2 de área.

Uma característica importante da microanálise é a possibilidade de verificar a homogeneidade ou não da região em observação, permitindo que se correlacione a microscopia ótica ou eletrônica com informações da composição detalhada.

Com o auxílio de um espectrômetro por dispersão de energia (EDS) acoplado ao microscópio eletrônico Shimadzu, disponível no CCT/UENF, foram realizadas as microanálises pontual e em linha, obtendo informações sobre a formação de novos compostos, análise qualitativa de fases/soluções sólidas, composição química da amostra e, a distribuição dos elementos químicos presentes através do mapeamento por raios X característicos.

4.10 – Ensaio de Compressão

O teste de resistência à compressão permitiu a obtenção do limite de escoamento e 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 0,01 mm/min, disponível no SEMMA/CCT/UENF. As amostras testadas tiveram o propósito de observar, posteriormente, a microestrutura das superfícies de fratura através do MEV, sem qualquer tratamento da superfície.

4.11 – Ensaio de Resistência à Abrasão

Os compósitos diamantados estudados neste trabalho foram submetidos a ensaios de resistência à abrasão, utilizando os seguintes tempos: 2, 6, 12, 20, 30 minutos com 5 amostras para cada compósito. Descartou-se duas amostras, as com os maiores e menores valores de desgaste e considerou-se a média das 3 amostras para a geração do gráfico de resistência à abrasão.

O material para corte é um granito cinza, petrograficamente descrito pela UFRN, 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. Apresentando 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/CCT/UENF, e foi utilizado o software Pavitest Abrasímetro 2.31 para a obtenção de dados, Figura 4.7.



Figura 4.7: Simulador físico modificado (Abrasímetro).

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 é 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 [2005]; Oliveira [2009]; Oliveira [2010]. Uma vez posicionada sobre o disco de granito a amostra se mantém fixa em uma linha perimetral $p = 157,1$ cm.

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.

Após realizar os ensaios, as amostras foram levadas à ultrassom para realizar a limpeza, durante 30 minutos, totalmente imerso em água destilada com 15% de álcool.

As amostras foram pesadas antes e após os testes, em balança digital Scaltec de precisão 0,001g, para medir a variação de massa, Equação 4.4, para averiguar a resistência à abrasão, Equação 4.5 e para verificar a Intensidade do Desgaste Linear (IDL) determinado via Equação 4.6 e 4.7.

$$\Delta M = \frac{m_i - m_f}{m_i} \times 100 \quad (\text{Equação: 4.4})$$

onde: ΔM é a perda de massa (%); m_i é a massa inicial e m_f é a massa final.

$$RA = \frac{1}{\Delta M} \times 100 \quad (\text{Equação: 4.5})$$

Onde RA é a resistência à abrasão (%).

Portanto, a partir do primeiro ensaio de abrasão o RA passa a ser valores acumulados ao longo dos tempos. Exemplo: $RA\ 12\ \text{mim} = (RA\ 2\ \text{mim}) + (RA\ 6\ \text{min}) + (RA\ 12\ \text{min})$

(Equação: 4.6)

$$\Delta N = m_i - m_f, \text{ (g)}$$

Onde: ΔN é perda de massa em gramas;

m_i é a massa inicial da amostra;

m_f é a massa final da amostra.

$$IDL = \Delta N / (t.v), \text{ (mg/m)} \quad (\text{Equação: 4.7})$$

Onde: t é o tempo de duração do ensaio; v é a velocidade linear do corte.

Estes estudos foram acompanhados por MEV para definição dos modos de falha, do desgaste da matriz e da protrusão e distribuição dos cristais de diamante descritos nos tópicos abaixo.

4.12 – Condições para a Geração do Mapa de Avaliação do mecanismo de desgaste

Para a geração do mapa de desgaste trabalhou-se com 5 amostras para cada compósito, descartando-se duas, a com o maior e a com o menor valores de desgaste. Sendo assim, foi considerada a média das 3 amostras para a contagem e classificação dos diamantes e geração do mapa. Desta forma, cobriu-se toda a área exposta ao corte, 94, 98 mm²

Após cada tempo de ensaio de desgaste, os corpos de provas foram levados ao MEV, para classificação dos diamantes de acordo com sua altura de protrusão, ou seja, altura exposta ao trabalho: pequeno (P), médio (M) e grande (G), Tabela 4.3. Sendo também determinado o tipo de falha oriundo do processo natural de desgaste: Intacto, Clivado e Planificado. Para a classificação de tamanho dos cristais, adotou-se como referência 425 µm o tamanho máximo dos grãos de diamantes utilizados neste trabalho. Para essas classificações, levou-se em consideração a área da circunferência do corpo de prova, ou seja, a área efetiva durante o ensaio de abrasão. Após os ensaios de desgaste, foram analisadas 5 imagens por amostra, de forma a cobrir toda a área exposta ao processo de corte, adotando uma imagem no centro e quatro ao redor desta para cada tempo de ensaio.

Os diamantes pequenos, são classificados de zero a 100 microns, sendo, a protrusão inicial máxima de 25% de altura de diamante exposta fora da superfície da matriz metálica, que corresponde à protrusão inicial da maioria das ferramentas diamantadas retificadas industriais, aptas ao uso, e que, neste caso, Oliveira [2009] verificou que isto ocorre para o tempo de ensaio de abrasão de 2 minutos, utilizado a metodologia proposta. Diamantes grandes, significa a afloração de metade da altura do diamante até a sua exposição máxima. Exatas condições de contorno, necessárias à geração do mapa de desgaste, e melhor entendimento dos mecanismos de desgaste, baseadas nos trabalhos de Oliveira [2009], Konstanty [2001] e Davis e colaboradores [1996].

- Diamante pequeno (P): 0 – 100 µm (aproximadamente 25% da altura de protrusão);
- Diamante médio (M): 101 – 250 µm (aproximadamente 50% da altura de protrusão);

- Diamante grande (G): 251 – 425 μm (aproximadamente 100% da altura de protrusão).

Tabela 4.3: Altura aproximada de protrusão dos diamantes.

Altura aproximada de protrusão dos diamantes em %		
Pequeno (25%)	Médio (50%)	Grande (100%)
0 – 100 μm	101 – 250 μm	251 – 425 μm

Todos os compósitos sinterizados industrialmente para ferramenta de corte apresentam os grãos de diamante totalmente cobertos pela matriz metálica, necessitando passar por uma etapa de retificação após a sinterização, objetivando expor os diamantes ainda totalmente embebidos no metal ligante, deixando a ferramenta “afiada” para o corte. Nesse estudo não foi feita esta exposição dos cristais. Os corpos de prova foram submetidos diretamente ao ensaio e, após cada tempo de 2, 6, 12, 20, 30 minutos, os diamantes foram avaliados pela sua área exposta, descrita e mensurada na Tabela 4.3.

Conforme estudo de Oliveira [2009], as medidas de área de diamante foram obtidas tomando o valor do diâmetro médio de cada cristal, para as diferentes amostras ou compósitos, mediante análise das micrografias obtidas via MEV. As falhas dos diamantes foram avaliadas: intactos (nenhum ou quase sem dano), clivados (trincados) e planificados, conforme Tabela 4.4. Estes são os tipos de desgastes que os cristais de diamante sofrem quando são submetidos à operação de corte, de acordo com [Tönshoff et al. 2001].

Após essas medições foram plotados gráficos para avaliar a influência de cada tipo de diamante, no que tange à classificação por tamanho e tipo de defeito no processo de desgaste de todos os compósitos diamantados, em função dos tempos de ensaio de resistência à abrasão.

Tabela 4.4: Classificação das falhas dos diamantes.

Falha dos diamantes		
Intactos (nenhum ou quase sem danos)	Clivado	Planificado

CAPÍTULO 5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

No presente capítulo são apresentados e discutidos, de forma comparativa, os mecanismos que influenciam o desgaste dos compósitos diamantados, produzidos através do processo de sinterização industrial.

5.1- Análise do ensaio de Compressão

Através dos ensaios de compressão foram determinados a tensão de escoamento (σ_e), o limite de proporcionalidade (σ_m), e o módulo de elasticidade (E). Os compósitos metálicos tiveram seus gráficos plotados a partir de valores alcançados durante a compressão convencional, obtendo curvas de tensão *versus* deformação, Figura 5.1 e 5.2. Estas curvas apresentaram comportamentos parecidos entre si. A carga máxima de ruptura dos corpos de prova pode ser conferida nas figuras apresentadas no anexo.

As Propriedades Mecânicas, como tensão de escoamento (σ_e), limite de proporcionalidade (σ_m) e módulo de elasticidade (E), provenientes do ensaio de compressão, podem ser conferidos na Tabela 5.1. As Figuras 5.3 e 5.4 mostram as fraturas geradas após o ensaio de compressão.

O esforço de compressão é um dos principais carregamentos aos quais as ferramentas diamantadas estão submetidas durante a operação de corte nas empresas de beneficiamento e lavras de rochas ornamentais, gerando danos entre os segmentos de serra diamantados, brocas e pérolas. Esse carregamento é imposto pelo tensionamento da parte cortante sobre o material abrasivo cortado, sendo os cristais de diamante responsáveis pelo processo de corte. Em consequência, o carregamento é transferido para a matriz ligante, a qual tem função de absorver essas cargas e dar suporte aos cristais de diamante durante o corte. Além disso, o aspecto geológico e mineralógico da rocha, a presença de fraturas, as tensões internas, bem como as características geométricas do corte, influenciam diretamente na carga compressiva aplicada. A Figura 3.12 do capítulo 3, exemplifica a diversidade de forças atuantes durante o corte por serra diamantada. Mais à frente na Figura 5.4 veremos

claramente uma fractografia do compósito Fe-Cu-Nb-Diamante após ensaio de compressão, onde observam-se trincas intergranulares.

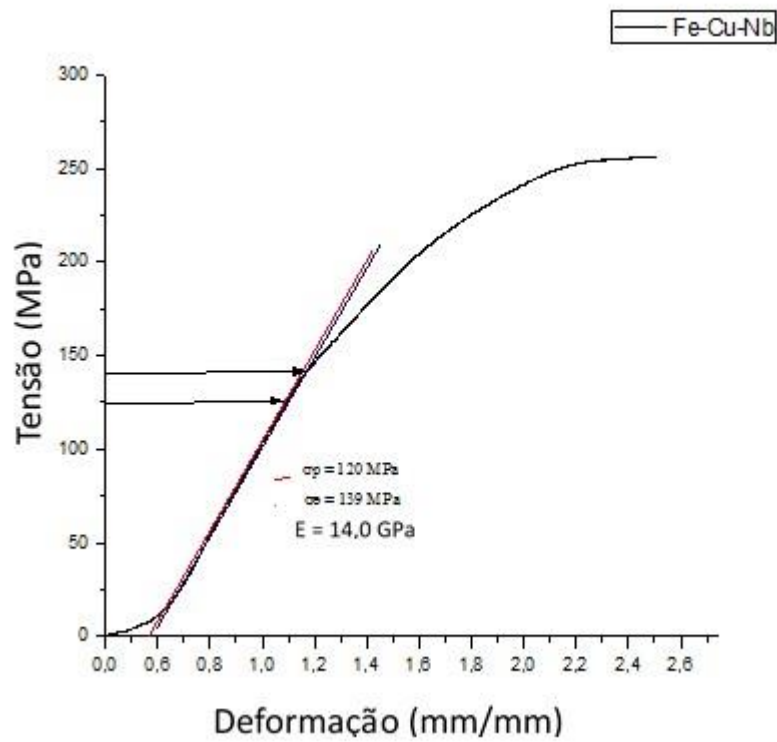


Figura 5.1: Curva de Tensão *versus* Deformação para o compósito diamantado Diabase-V21.

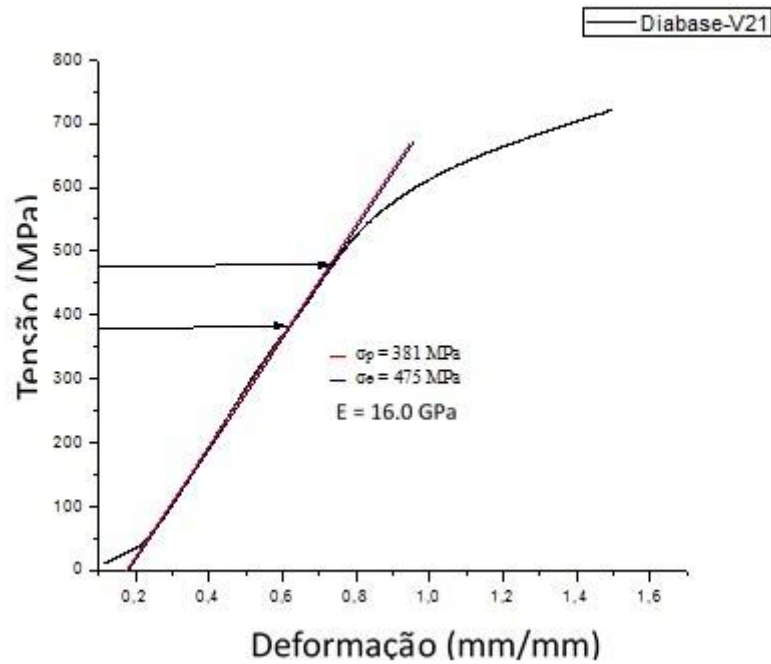


Figura 5.2: Curva de Tensão *versus* Deformação para o compósito diamantado Fe-Cu-Nb.

Tabela 5.1: Propriedades Mecânicas para os compósitos sinterizados.

Compósito Diamantado	σ_p (MPa)	σ_e (MPa)	E (GPa)
Fe-Cu-Nb- Diamante	120	139	14,2
Diabase-V21- Diamante	381	475	16,0

O compósito Diabase-V21 apresentou valores de σ_p , σ_e e E superiores à matriz à base de Nb. Os valores superiores de σ_p , σ_e podem estar relacionados à resistência do material à deformação plástica, uma vez que esta matriz é composta por Fe-Cu-Co-Sn. Provavelmente a menor presença do cobre com teor aproximado de 21%, foi responsável pela formação de fases menos dúcteis na liga Diabase-V21. Diferente do corrido na liga Fe-Cu-Nb, com 50% de cobre, onde o mesmo tem baixa solubilidade com Fe e Nb, melhor discutido no capítulo 3. Importante lembrar que quanto mais Cobre, maior a ductilidade.

A tensão de escoamento está associada com a dureza, sendo portanto, um parâmetro importante a ser considerado e avaliado neste estudo. Neste trabalho adotou-se uma pré-deformação de 0,2%, que praticamente coincide com o limite elástico do material, parâmetro fundamental em qualquer projeto de engenharia.

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 cortado, conforme mostrado na Figura 3.10. 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 ideal quando não há deformação da matriz, ou somente deformação reversível (elástica), permitindo que a matriz retorne a sua forma inicial quando a tensão acaba, como mostrado na Figura 3.11.

Entretanto, se a deformação for plástica, com a constante movimentação do diamante devido às tensões geradas do corte, ocorrerá a formação de “gap” entre a matriz e o diamante por fadiga da matriz, em consequência da deformação plástica gerada pelo alto carregamento do processo. Isso pode levar a perda prematura dos

cristais de diamantes (*pull-out*), comprometendo a capacidade de corte da ferramenta, conforme Figura 3.11 no capítulo 3.

Resumindo a discussão, esses resultados de compressão estão dentro do aceitável no que tange às propriedades elásticas, já que os valores de deformação plástica foram similares para os 2 compósitos. Apenas a liga à base de Nb apresentou ruptura por fratura frágil por volta de 35000N força (343000kgf), Figura 5.2, conforme estudos de Del Villar *et al.* [2001], que comprovou que durante a etapa de compactação e sinterização - devido à baixa tensão cedida das partículas de Cu e o efeito da concentração de tensão produzido pela presença de uma segunda fase dura CuFe - o Cu pode alcançar deformação plástica significativa e conseqüentemente um módulo de elasticidade e uma densidade alta. O compósito comercial Diabase-V21 atingiu o limite da máquina de compressão com 80000 N (784000Kgf) de força e não rompeu.

Os valores de Tensão estão muito acima do aplicado na indústria para fabricação de fio diamantado, mais de 110 %, onde em média se trabalha com uma carga entre 120 a 300 Kgf [Hawkins, 1990; Daniel, 1993]. Este resultado é de enorme significado, pois não deixa dúvidas que a liga Cu-Nb está apta neste aspecto para uso industrial.

Estudos de I.Ucun [2008] avaliaram fraturas geradas durante processo de corte em serras diamantadas comerciais, utilizando parâmetros industriais. Onde o disco de aço (alma) possui Módulo Elástico de 200 GPa o segmento diamantado 120 GPa e a Brasagem 75,8 GPa. Para tal, aplicou-se uma força no processo de corte até 67N (656,6 Kgf) e uma rotação de 1500 rpm. Com esse trabalho pode-se concluir que a força aplicada no corte com serra diamantada não se torna interessante quando maior que 67N, pois ocorrerá o surgimento de trincas e fissuras entre segmento diamantado e a alma de aço. Mais uma vez pode-se afirmar que a liga Cu-Nb está apta para uso em serra diamantada industrial, considerando que sua força de trabalho é muito inferior aos limites da liga em estudo, 35000N força (343000kgf).



Figura 5.3: Amostra de Fe-Cu-Nb-Diamante após ensaio de compressão.

Após a realização do ensaio de compressão, levou-se a superfície fraturada do corpo de prova Fe-Cu-Nb ao microscópico Neophot com intuito de realizar uma breve análise para visualização do comportamento e propagação da trinca. Lembrando que a liga Diabase-V21 não chegou a fraturar, pois atingiu o limite de carga da máquina de compressão. A Figura 5.4 mostra a superfície de fratura do compósito, por meio da qual é possível a visualização da propagação de trinca pela matriz metálica, lembrando que a mesma inicia nas extremidades da amostra em direção ao centro do corpo de prova. Em destaque na figura observa-se a ponta de uma trinca principal, acompanhada de trincas secundárias (Vide seta).

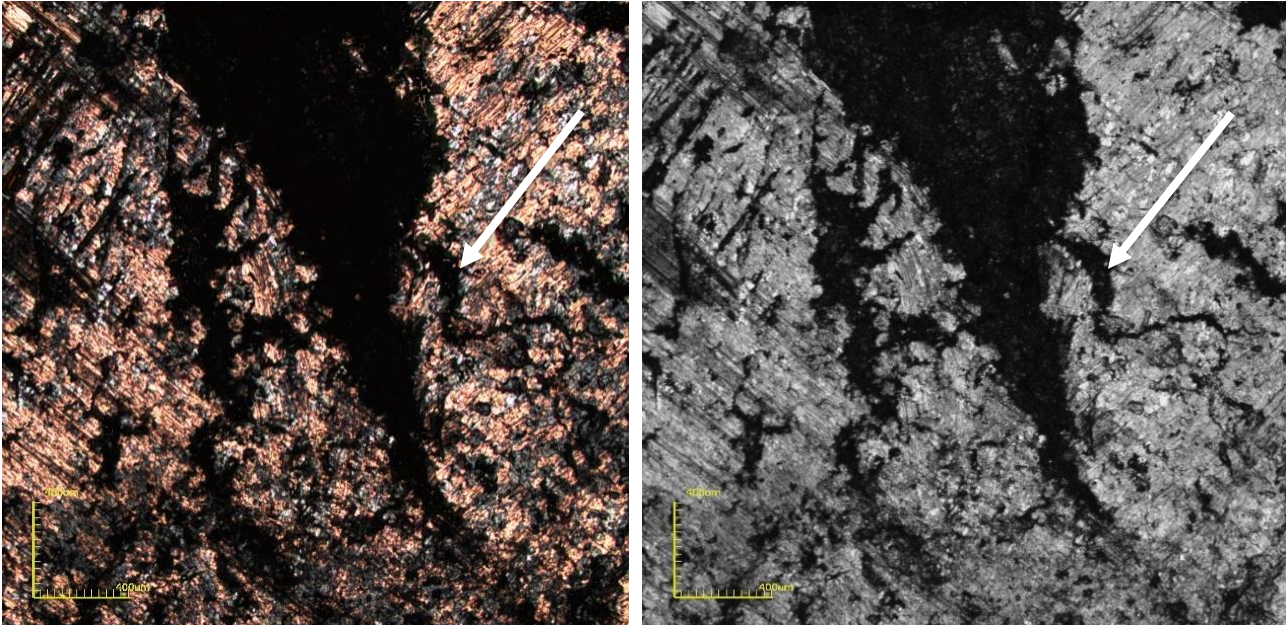


Figura 5.4: Fratura gerada durante o ensaio de compressão.

Para Webb [1999], durante a sinterização a tensão compressiva surge da diferença entre os coeficientes térmicos da matriz e do diamante, aumentada com o calor gerando expansão do volume devido à sinterização da matriz, e a tensão compressiva, aplicada na matriz, está limitada pela sua resistência ao escoamento, uma vez que a tensão de escoamento está relacionada com a dureza, e a mesma na matriz ligante pode ser indiretamente relacionada à retenção da adesão dos cristais de diamante na matriz ligante.

O módulo de elasticidade (E) é outro fator importante observado nos 2 compósitos. Para a liga Fe-Cu-Nb o $E=14,0$ GPa e para o Diabase-V21 o $E=16,0$ GPa. Estes valores estão refletidos na resistência à abrasão, observado e melhor discutido no tópico seguinte na Figura 5.20, indicando que ligas macias Fe-Cu-Nb possuem E baixo, neste caso pode ser justificado pela presença de Cu e Nb que não interagem entre si, melhor discutido no capítulo 3. Com isso não temos a formação de soluções sólidas significantes. No oposto observa-se a liga Diabase-V21 com E e resistência à abrasão superior, estando em acordo com o observado no difratograma de raio-x, com formações de soluções sólidas $Cu_{10}Sn_3$ (bronze) e Fe-Cu, que favorece a RA. É importante lembrar que quanto mais baixo o E , favorece a formação de “Gap” na matriz oriundo do processo natural da fadiga que gerando a deformação plástica, mas o módulo de E maior do observado no compósito Diabase-V21 resulta em liga dura e

com pouca flexibilidade, favorecendo a quebra e planificação dos diamantes na matriz, pois a mesma não absorve os impactos gerados durante o corte.

5.2- Difração de Raios-X (DRX)

A Difração de Raios-X foi uma técnica usada neste trabalho para determinação de estruturas presentes nos compósitos diamantados. Esse ensaio foi realizado estrategicamente após 12 minutos do teste de resistência à abrasão das amostras. Dessa forma, obtivemos uma superfície bem desgastada com diamante aflorando, sendo favorável a causar feixes difratados durante o ensaio de raio-X.

Os difratogramas das amostras em estudo possuem pouco *background* ruidoso sendo bem favorável à identificação dos picos. Os picos significativos com padrões presentes no software PCPDWIN foram identificados para análise qualitativa por difração de raios-x nas amostras estudadas.

Uma vez que a presente proposta trata da investigação industrial do nióbio no sistema ligante Fe-Cu, em substituição ao cobalto, das ligas metálicas comercialmente disponíveis, à base de Fe-Co, estudando as interações entre o nióbio com o ferro e o cobre, é imprescindível o uso do diagrama de fase do sistema em questão. Entretanto, somente os diagramas de fases binários dos sistemas Cu-Nb, Nb-Fe, vide Figura 5.5 e Fe-Cu serão estudados devida à dificuldade de se encontrar o sistema ternário Fe-Cu-Nb, e também porque os mesmos fornecem subsídios suficientes para uma análise da interação entre os metais apresentados. Sendo assim, para maior compreensão dos diagramas e resultados dos próximos tópicos, vale destacar o Raio Atômico dos elementos: Fe-128 nm, Cu-162 nm e Nb 190 nm, os quais são compostos repectivamente pela solução sólida (α) CCC, CFC e CCC, conforme descrito no Callister [2008].

Diante das análises anteriores e também considerando estudos que vêm sendo conduzidos no PPGEEM (Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais) no sistema Fe-Co (muito similar ao Fe-Cu-Nb), a formação no estado sólido (durante resfriamento) dos intermetálicos Fe-Nb é altamente benéfica, pois promove o endurecimento da matriz metálica – característica de enorme importância para um ligante de ferramentas diamantadas, ou seja, o Nb substitui o Co, atuando de maneira muito similar [Curiotto *et al.*, 2007]. Os diagramas Cu-Nb similar ao Cu-Co, [Curiotto

et al, 2007] e Fe-Cu, apresentam solubilidade limitada nas temperaturas ora relatadas, portanto não é de esperar a ocorrência do fenômeno de “inchaço” (ocorreria se a solubilidade do metal de menor ponto de fusão fosse muito maior que a solubilidade do metal de maior ponto de fusão). Assim sendo, é muito promissor o emprego de Nb como substituto do Co.

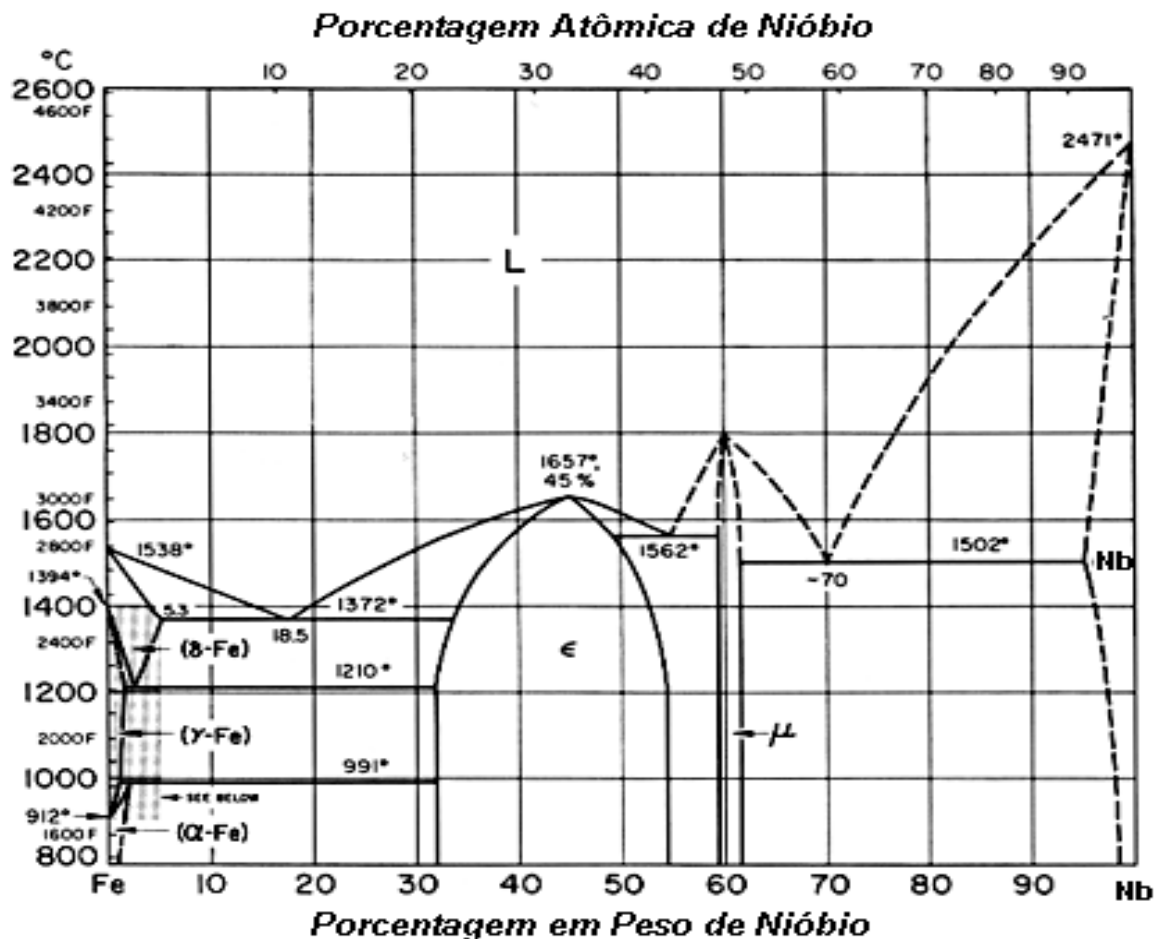


Figura 5.5: Diagrama de fases do sistema Fe-Nb (Woodyatt, 2005).

5.2.1- Difractograma da liga Metálica Fe-Cu-Nb

O difratograma do composto Fe-Cu-Nb-Diamante está apresentada na Figura 5.6.

A ausência de solução sólida entre Cu e Nb para a liga Fe-Cu-Nb se deve à insolubilidade de Nb em Cu. Já o inverso Cu em Nb é de aproximadamente 1,3% de solubilidade, para a temperatura de 800°C, conforme demonstrado na Figura 5.7.

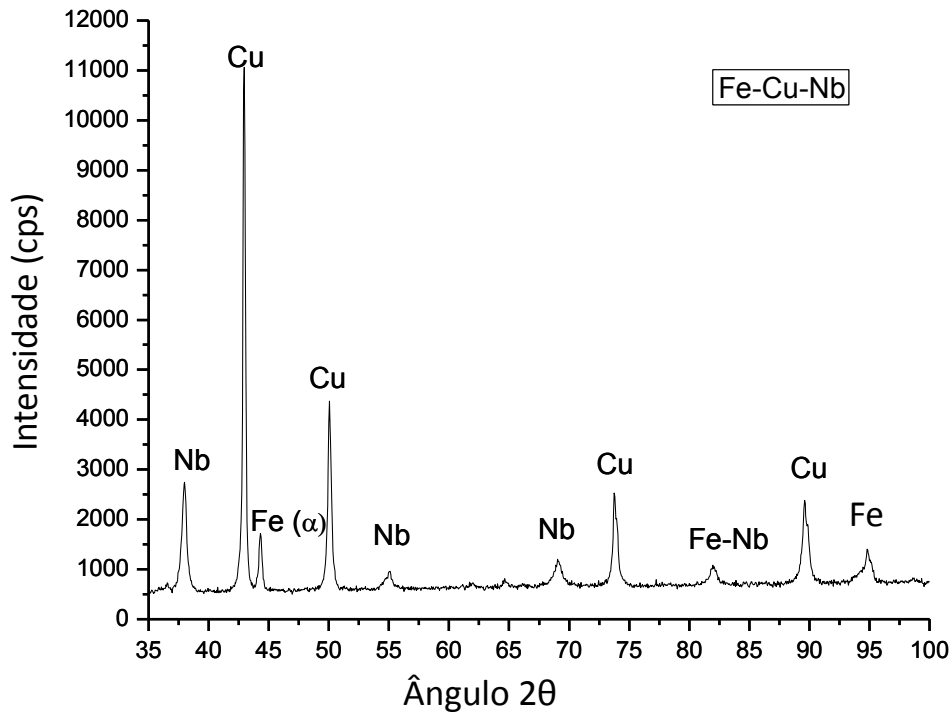


Figura 5.6: Difratoograma de raios-x realizado no composto diamantado processado com a liga Fe-Cu-Nb por prensagem a quente (T= 800°C, P= 35MPa, t= 3 minutos).

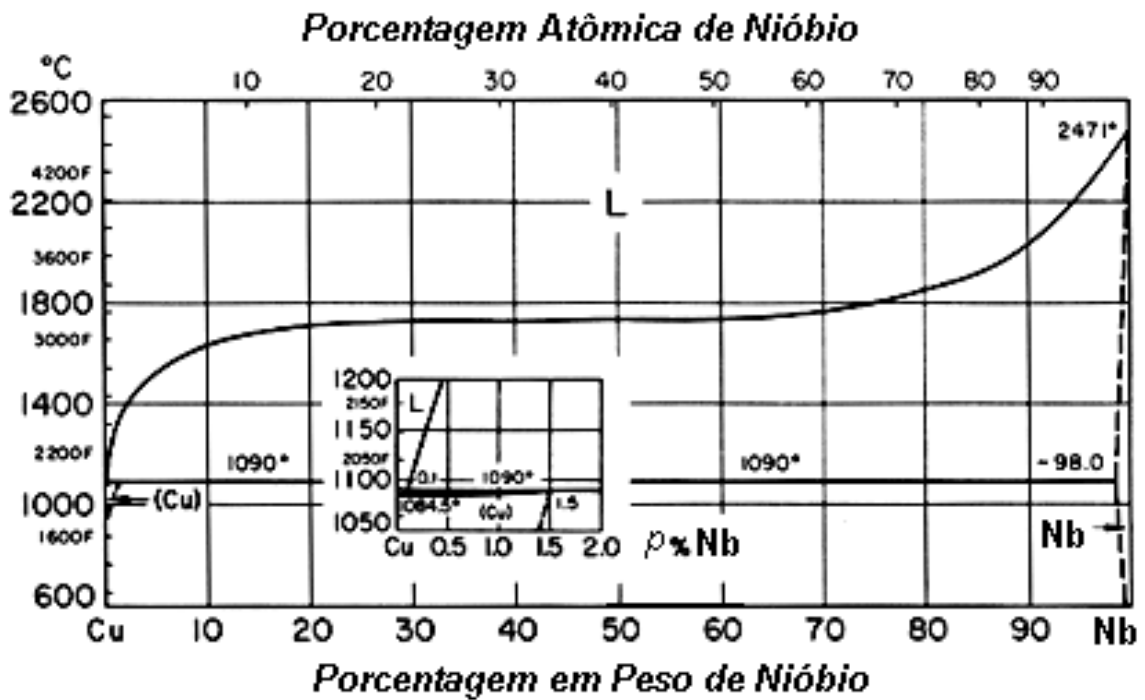


Figura 5.7: Diagrama de fases do sistema Cu-Nb (Sohl, 2005).

5.2.2- Aspectos Estruturais da liga Metálica Fe-Cu-Co-Sn (DIABASE-V21)

O difratograma do compósito Fe-Cu-Co-Sn-Diamante está apresentada na Figura 5.9, e é bem similar ao descrito por Junior [2013] e Barbosa [2008], evidenciando a presença predominante da solução sólida Co_3Fe_4 , Fe_4Cu^3 e $\text{Cu}_{10}\text{Sn}^3$.

O Ferro e o Cobalto têm os seus respectivos pontos de fusão superiores à temperatura de sinterização usada neste trabalho, porém, a afinidade dos elementos e a solubilidades de um para com o outro, faz com que os mesmos interagem por meio de uma solução sólida, sendo mais provável de ocorrer em maiores quantidades nas ligas do tipo Fe-Cu-Co. Sendo que há uma diferença muito pequena entre os raios atômicos de Fe e Co, 0,124 e 0,125 nm respectivamente, isso contribui para a formação de soluções sólidas de Fe-Co substitucionais, além da formação de precipitados.

Observa-se na Figura 5.9 a alta solubilidade entre Fe e Co. Nesta prensagem a quente, a temperatura de 800°C - parâmetro baseado no que se utiliza na indústria para fabricação de serras, pérolas de fios diamantados, etc. – pode ter contribuído para a formação desta fase dura de CoFe_2 . Além disso, pode-se observar, além da posição do pico, o formato do mesmo, pois este se mostra pouco definido, demonstrado, pelo alargamento da base, uma fase pouco cristalina, e, pela intensidade do pico nota-se a baixa contagem do referido plano cristalográfico [Kittel, 2006].

O raio atômico dos elementos Fe, Cu e Co (0,124 nm, 0,128 nm e 0,125 nm, respectivamente) deve ser levado em consideração.

A presença de solução sólida Fe_4Cu^3 é caracterizada pela baixa solubilidade do cobre em ferro. Isto pode ser verificado mediante análise do diagrama de fases do sistema Fe-Cu, na referência ASM Handbook [1973], vide Figura 5.8.

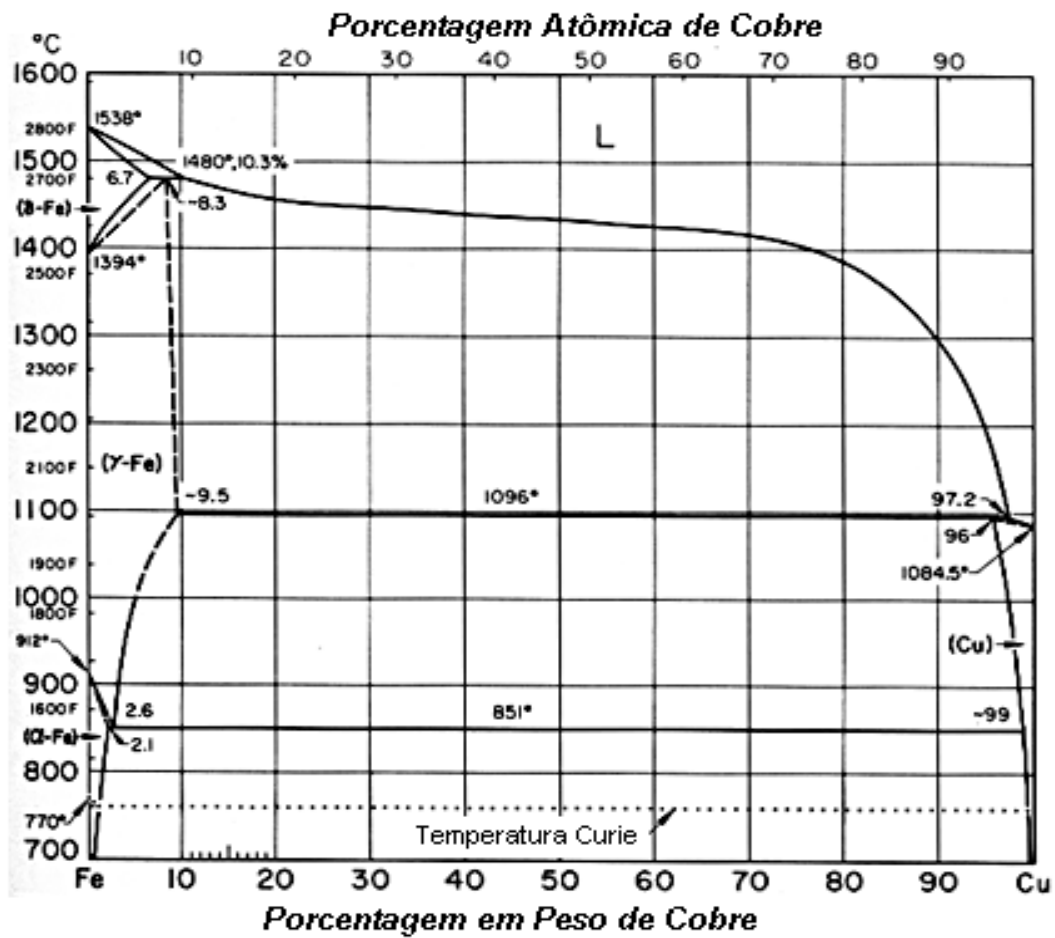


Figura 5.8: Diagrama de fases do sistema Fe-Cu ASM Handbook [1973],

Interessante observar que para esta liga existe uma rica participação da solução sólida $\text{Cu}_{10}\text{Sn}^3$ (bronze), nos ângulos 2θ de $42,259^\circ$; $48,954^\circ$ e $64,717^\circ$. Os átomos de estanho são relativamente grandes em comparação com os átomos de cobre, mas apesar disso possuem solubilidade relativamente elevada no cobre, para o intervalo de temperatura entre 300 e 800°C . Esta solubilidade do estanho no cobre diminui acentuadamente com a redução da temperatura, abaixo de 300°C . Neste diagrama, à temperatura de 800°C , observa-se uma extensa presença de líquido formada pelo estanho e a formação da solução sólida.

Esta extensiva formação de soluções intermediária entre Co-Fe, Co-Sn e Cu-Fe é responsável pelas propriedades mecânicas e físicas otimizadas (em comparação a liga Fe-Cu-Nb), conforme observado nos resultados dos ensaios de compressão.

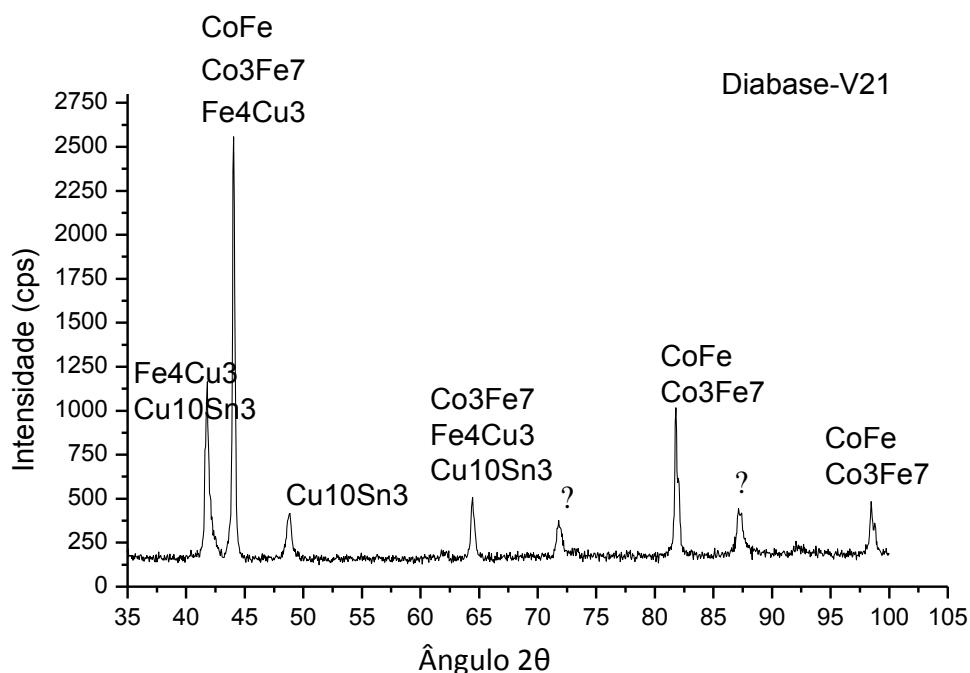


Figura 5.9: Difratoograma de raios-x realizado no compósito diamantado processado com a liga DIABASE-V21 por prensagem a quente ($T= 800^{\circ}\text{C}$, $P= 35\text{MPa}$, $t= 3$ minutos).

5.3- Espectrometria por Dispersão de Energia (EDS)

Apresenta as distribuições e presenças de elementos químicos em diferentes regiões dos compósitos diamantados, determinadas através da técnica de espectroscopia de energia dispersa (EDS), sendo realizada microanálise de modo pontual e mapeamento por Raios-X dos compósitos estudados.

5.3.1 – Liga Metálica Fe25%-Cu50%-Nb25%

A micro análise do compósito Fe-Cu-Nb-Diamante com a identificação das regiões onde foram realizadas análises por EDS pontual pode ser observada

através da Figura 5.10, com detalhamento sobre os aspectos de emissão característica de raios-x desta liga nas Figuras 5.11 a 5.13.

As análises químicas quantitativas da liga em questão, referem-se aos pontos 1, 2 e 3 da Figura 5.10. A presença de oxigênio para todos os pontos nesta liga está relacionada à formação superficial de óxidos de Fe, Cu na superfície da amostra durante contato com o ar atmosférico. Conseqüentemente, a etapa de limpeza da amostra após o ensaio de resistência à abrasão, colaborou para formação desses óxidos. O ponto 1, região rica em carbono indicando a presença de um cristal de diamante, Figura 11. Os pontos 2 e 3, Figura 12 e 13 respectivamente, revelam a matriz rica em Cu como é de se esperar, com menos participação de Fe e Nb. Todos os elementos não compatíveis com a composição da liga, tais como Si, Ca e K, são oriundos da rocha na qual se realizou o ensaio abrasivo.



Figura 5.10: Microestrutura da liga Fe-Cu-Nb com a identificação das regiões da microanálise pontual por EDS.

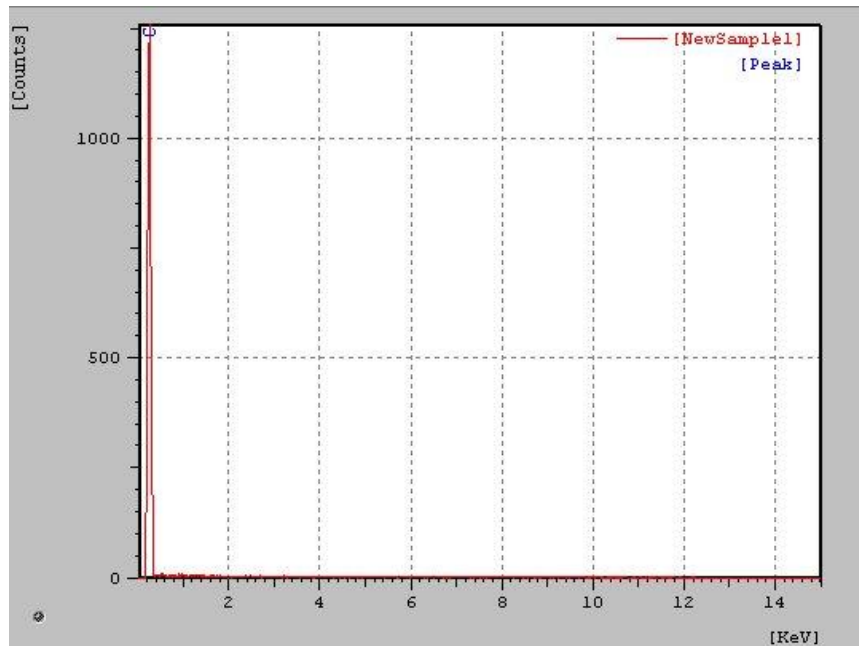


Figura 5.11: Espectros de emissão característica de raios x do compósito Fe-Cu-Nb-Diamante, no ponto 1 (Figura 5.10).

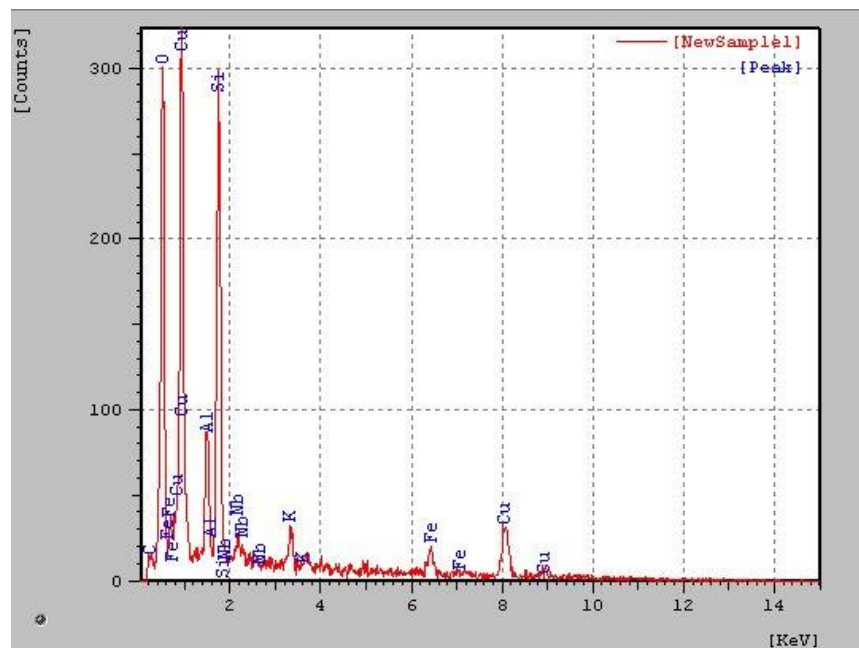


Figura 5.12: Espectros de emissão característica de raios x do compósito Fe-Cu-Nb-Diamante, no ponto 2 (Figura 5.10).

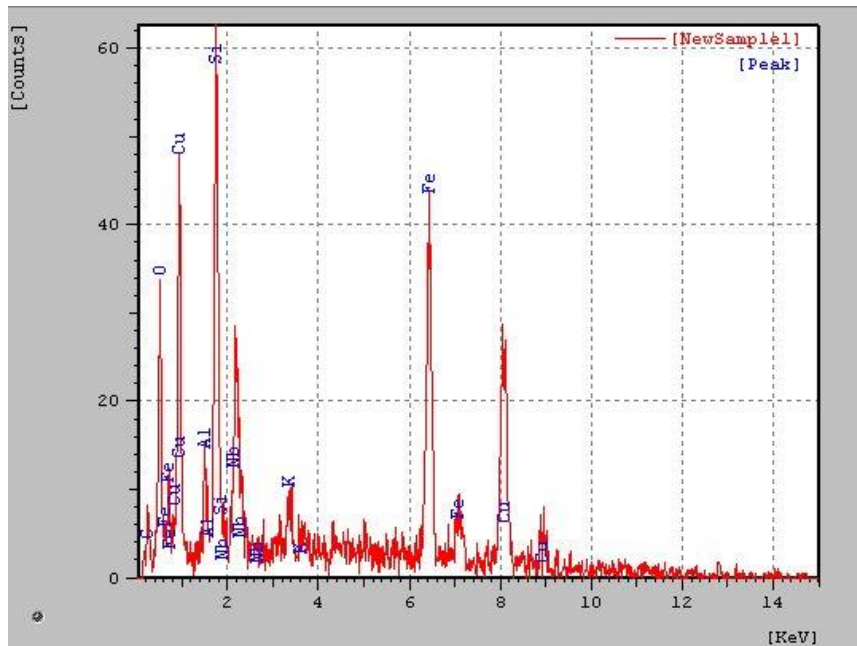


Figura 5.13: Espectros de emissão característica de raios x do compósito Fe-Cu-Nb-Diamante, no ponto 3 (Figura 5.10).

Os resultados do uso da técnica de Energia Dispersa (EDS) no compósito Fe-Cu-Nb-Diamante são apresentados na Figura 5.14, com picos característicos dos elementos presentes no compósito. O mapeamento da superfície desta liga metálica, Figura 5.14, constata uma composição majoritária de cobre em relação aos demais elementos, pelo fato de estar em maior proporção no compósito.

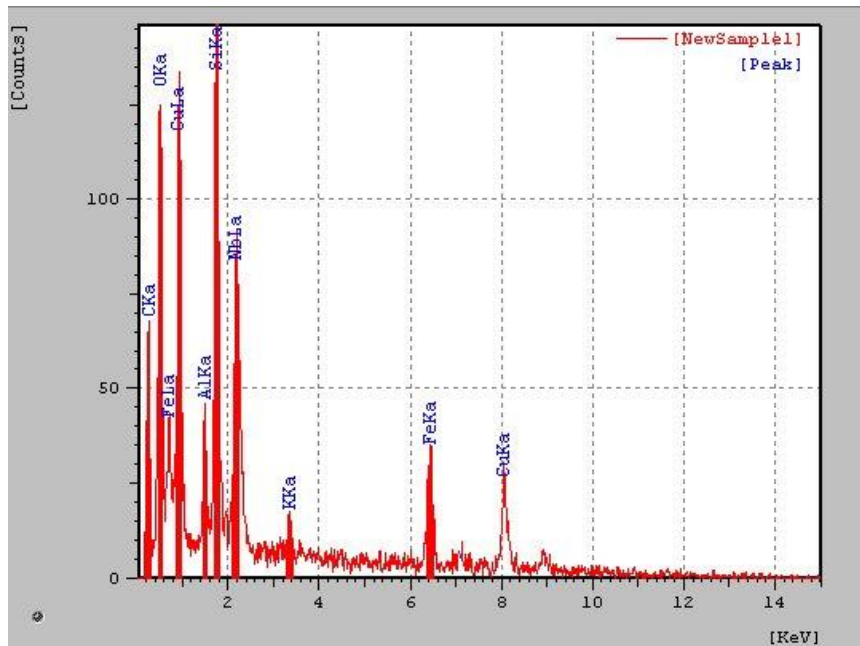


Figura 5.14: Espectrometria por dispersão de energia do compósito diamantado Fe-Cu-Nb-Diamante.

A Figura 5.15 apresenta a emissão característica de raios x para a liga em questão e nela foi observada a distribuição de forma heterogênea dos elementos Fe, Cu e Nb, formando pequenos aglomerados bem distintos entre si.

O mapeamento por emissão característica de raios x dos elementos Fe, Cu e Nb, atribui-se a intensidade de maior contraste, àquela região rica para um determinado elemento e para as regiões escuras, a ausência do elemento mapeado, Figura 5.15. Pela sobreposição dos elementos mapeados, as regiões em vermelho correspondem ao elemento em questão, demarcados no lado esquerdo inferior de cada foto, exemplo: (CKa) Carbono.

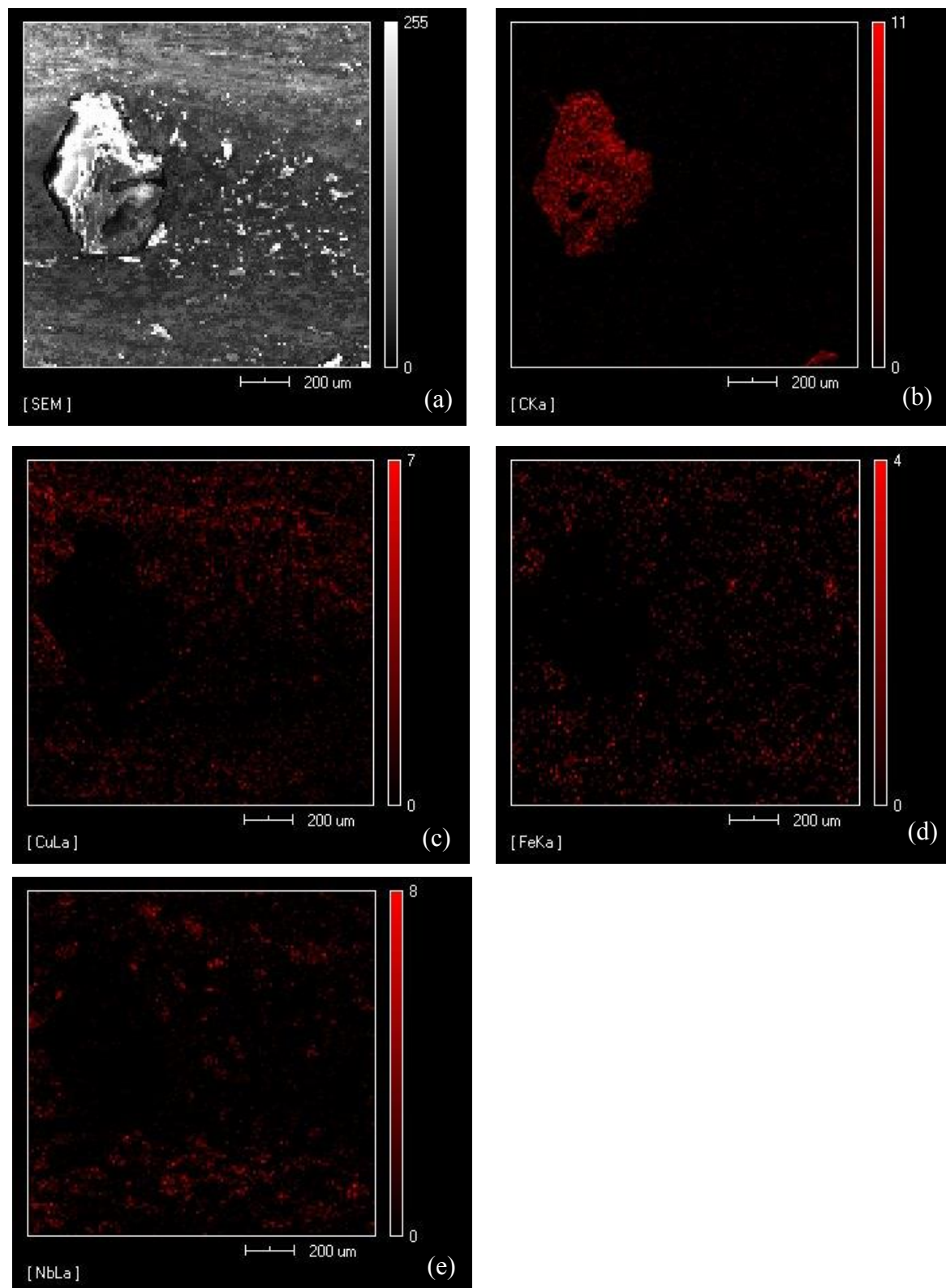


Figura 5.15: Mapeamento por EDS do compósito metálico Fe-Cu-Nb. Figura: (a) amostra do compósito diamantado. (b) diamante, (c) Cobre; (d) Ferro; (e) Nióbio.

5.3.2 – Compósito diamantado Fe61%-Cu22%-Co12%-Sn3% (Diabase V-21)

A micro análise do compósito Fe-Cu-Co-Sn-Diamante, com a identificação das regiões onde foi realizada análise por EDS pontual, é observada na Figura 5.16. Nas Figuras 5.17 a 5.21 são apresentados os aspectos de emissão característicos de raios-x desta liga.

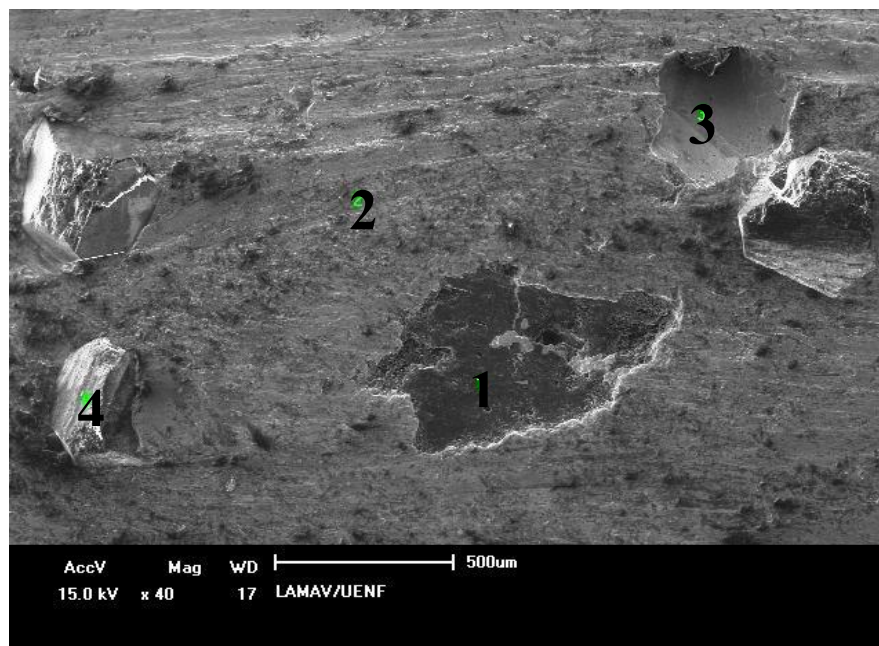


Figura 5.16: Microestrutura do compósito diamantado Diabase-V21, com a identificação das regiões da microanálise pontual por EDS.

Os resultados da análise química quantitativa da liga Fe-Cu-Co-Sn (Diabase-V21) estão referenciados nos pontos 1, 2, 3 e 4 da Figura 5.21. Os pontos 1 e 4, região rica em carbono indicando a presença de um cristal de diamante, os pontos 2 e 3, região rica em Fe, o que é de se esperar, posto que se trata de uma liga com aproximadamente 61% em peso de ferro, sugerindo a formação da fase intermediária Fe_4Cu_3 , certificada no difratograma de raio-x Figura 5.9. Todos os elementos não compatíveis com a composição da liga, tais como Si e Ca, são oriundos da rocha na qual se realizou o ensaio abrasivo.

Lembrando que a presença de oxigênio para todos os pontos nesta liga está relacionada à formação de óxidos de Fe, Cu, Co na superfície da amostra durante contato com o ar atmosférico. Conseqüentemente a etapa de limpeza da

amostra após o ensaio de resistência à abrasão contribuiu para formação desses óxidos.

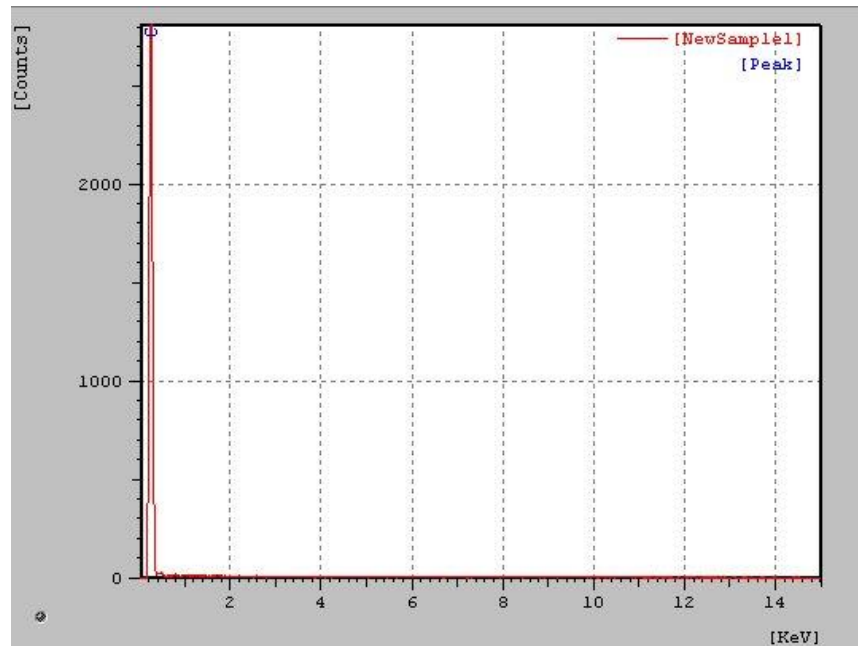


Figura 5.17: Espectros de emissão característica de raios x do compósito diamantado Diabase -V21, no ponto 1 (Figura 5.16).

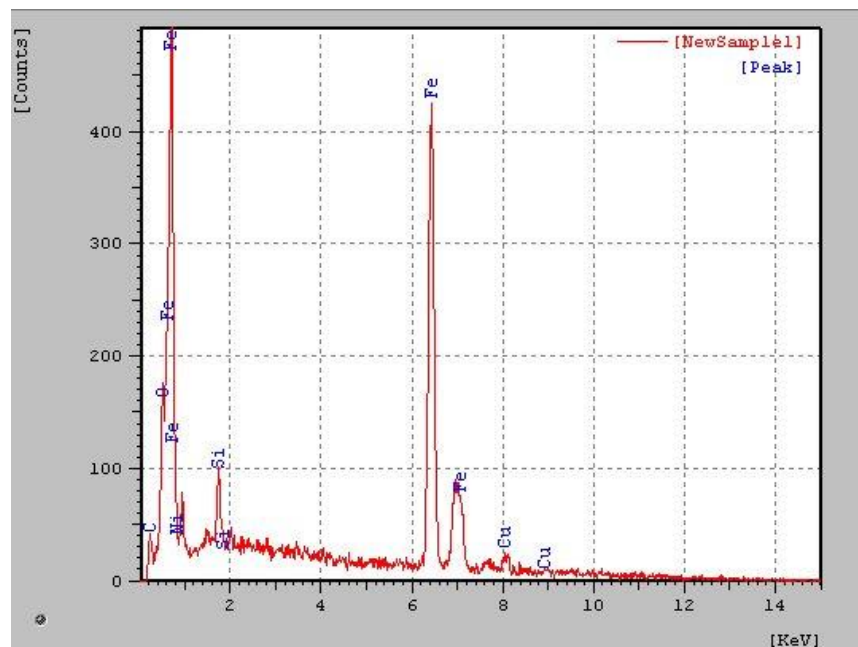


Figura 5.18: Espectros de emissão característica de raios x do compósito diamantado Diabase -V21, no ponto 2 (Figura 5.16).

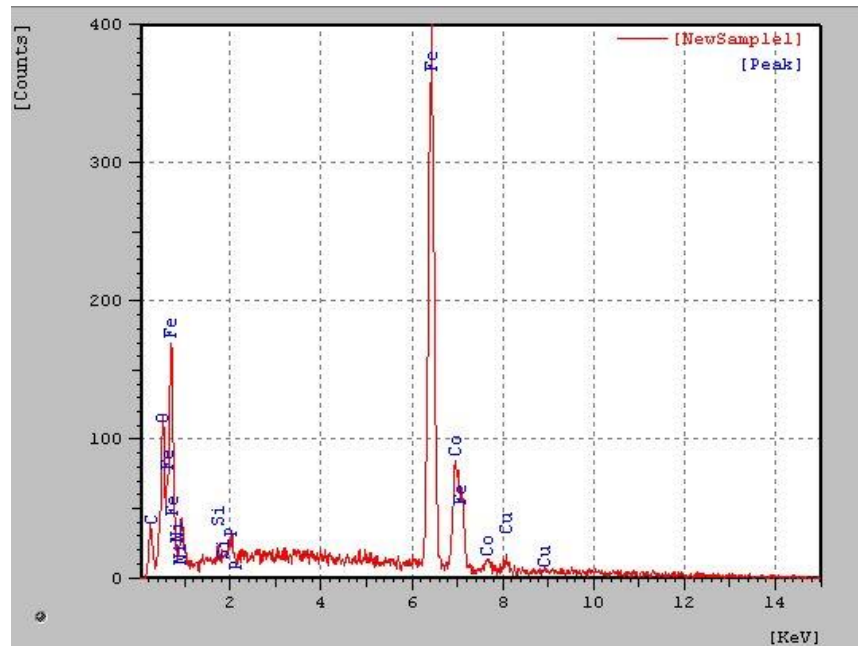


Figura 5.19: Espectros de emissão característica de raios x do compósito diamantado Diabase -V21, no ponto 3 (Figura 5.16).

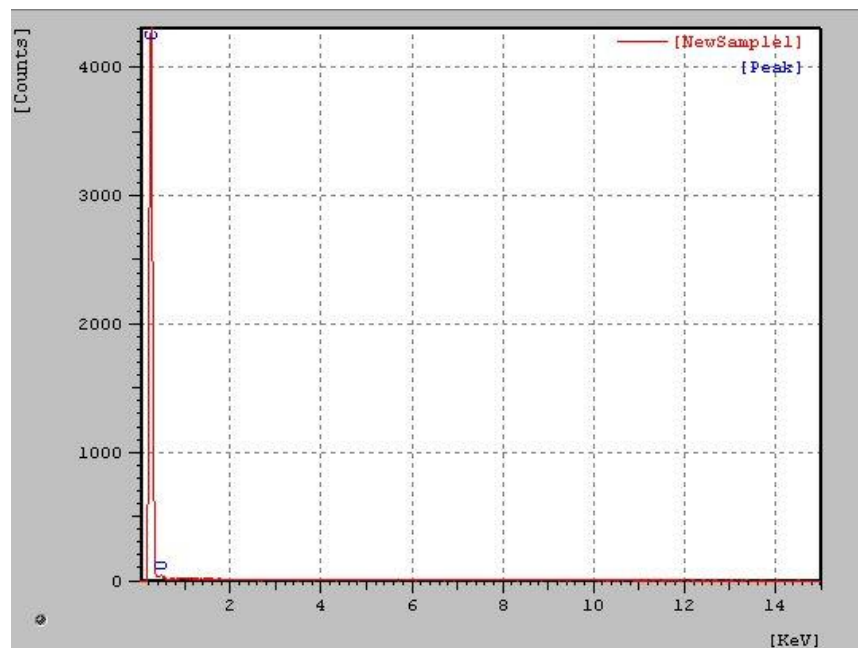


Figura 5.20: Espectros de emissão característica de raios x do compósito diamantado Diabase -V21, no ponto 4 (Figura 5.16).

A análise de EDS da liga Fe-Cu-Co-Sn, com os picos característicos dos elementos presentes encontra-se na Figura 5.21. A Figura 5.22 demonstra o mapeamento característico desta liga, comprovando os resultados obtidos pela difração de raios-x.

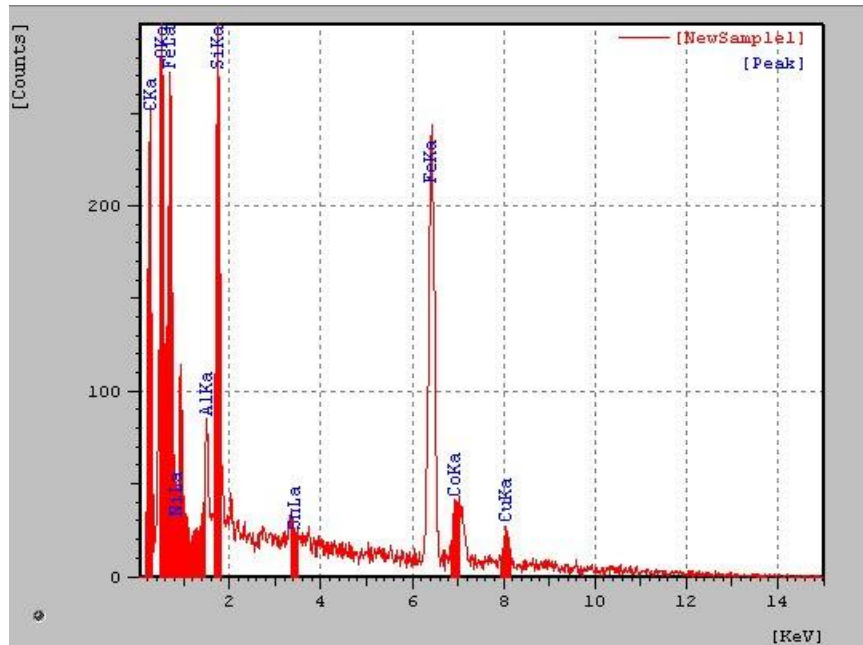


Figura 5.21: Mapa de espectrometria por dispersão de energia do composto diamantado Fe-Cu-Co-Sn (Diabase-V21).

O mapeamento por emissão característica de raios x dos elementos Fe-Cu-Co-Sn atribui, a intensidade de maior contraste, àquela região rica para um determinado elemento e, para as regiões escuras, a ausência do elemento mapeado, Figura 5.22. Pela sobreposição dos elementos mapeados, as regiões em vermelho correspondem ao elemento em questão demarcados no lado esquerdo inferior de cada foto, exemplo: (CKa) Carbono, Figura 22b.

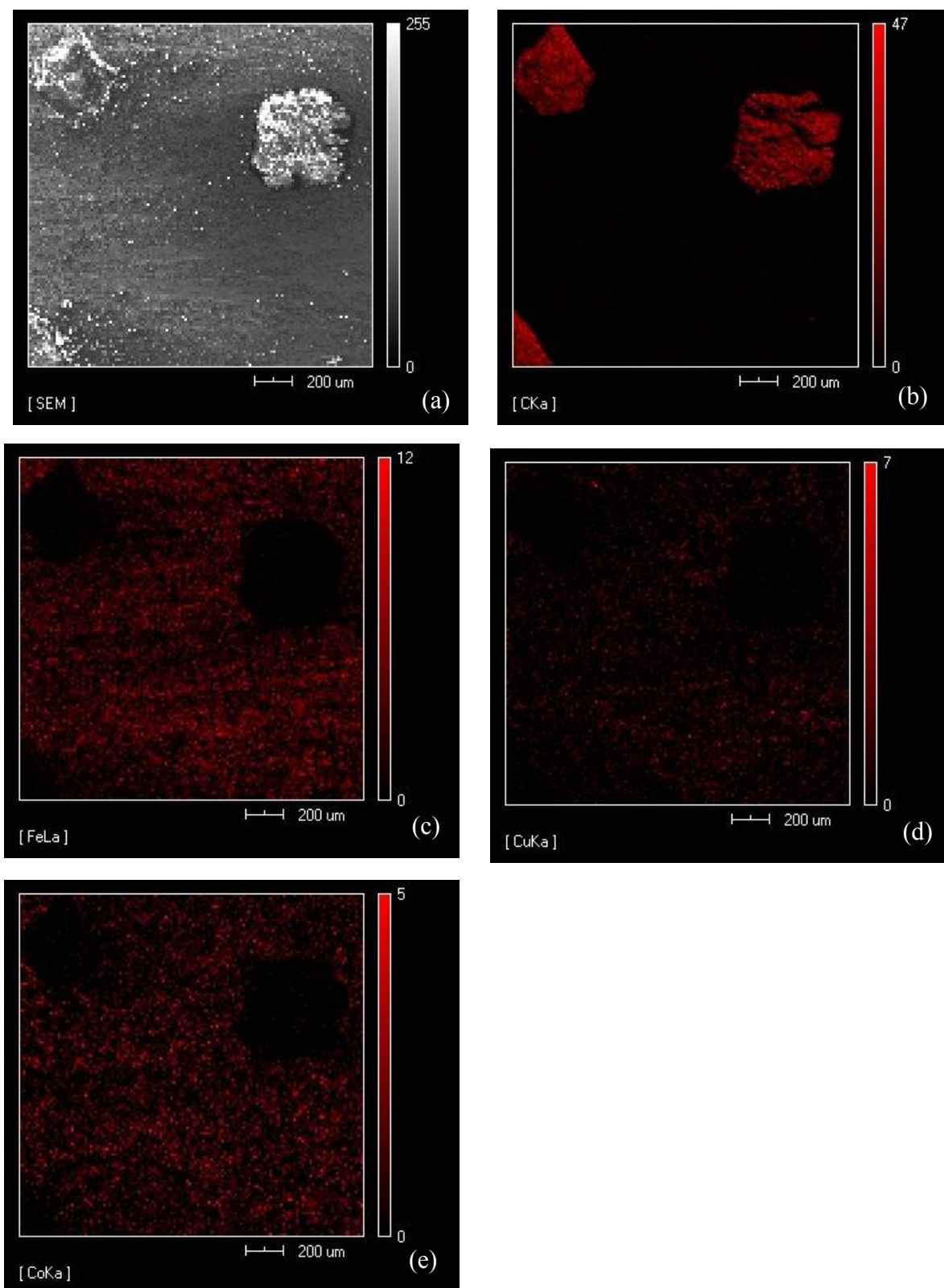


Figura 5.22: Mapeamento por EDS do compósito metálico Diabase-V21. Figura: (a) amostra do compósito diamantado. (b) diamante, (c) Ferro; (d) Cobre; (e) Cobalto.

5.4 - Resistência à Abrasão dos Compósitos Diamantados

Os compósitos metálicos sinterizados a 800°C de Fe-Cu-Nb e Diabase-V21 com adição de 3% em peso de diamante, foram ensaiadas a fim de verificar o desgaste, para os tempos acumulados de 2, 6, 12, 20 e 30 minutos. Lembrando que a amostra cilíndrica é fixada no mandril com a base do corpo de prova em contato com a superfície do disco de granito, fixado no abrasímetro, Figura 4.7. Mediu-se a Resistência à Abrasão (RA), que é inversamente proporcional à perda de massa das amostras.

Em termos gerais, este ensaio é de extrema importância, pois é o que mais se aproxima da realidade da aplicação, tais como serras, brocas e fio diamantados. Para melhor compreensão dos resultados obtidos nos ensaios, os dados foram dispostos em gráfico e tabela que mostram a evolução da resistência a abrasão em relação ao tempo.

Na Figura 5.23 e Tabela 5.2 é apresentado o valor obtido da RA para cada amostra, mostrando o comportamento de cada uma em intervalos de tempo diferentes após ter sofrido desgaste e perda de massa durante o ensaio.

O gráfico da Figura 5.23 mostra os compósitos com comportamento inicial semelhantes, onde o compósito Fe-Cu-Nb possui valores de RA um pouco inferiores aos da Diabase-V21. Isso ocorre pelo fato deste compósito possuir o ligante macio, portanto RA menor. O tempo de 30 minutos demonstra uma variação significativa entre as ligas, indicando que este tempo, para o compósito Fe-Cu-Nb está no ciclo de renovação dos diamantes, Figura 5.26. Portanto, há um desgaste maior da liga para afloramento dos cristais de diamante e conseqüentemente um menor RA.

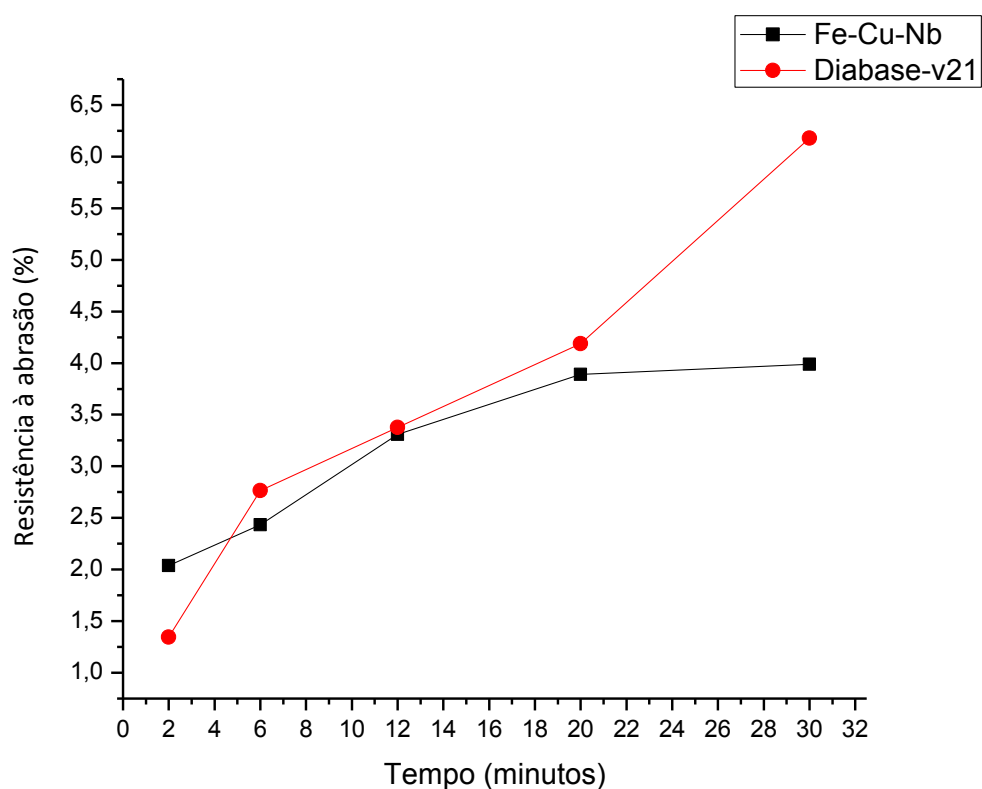


Figura 5.23: Gráfico da Resistência à abrasão *versus* Tempo em minutos dos compósitos diamantados, obtidos por prensagem a quente a 800°C.

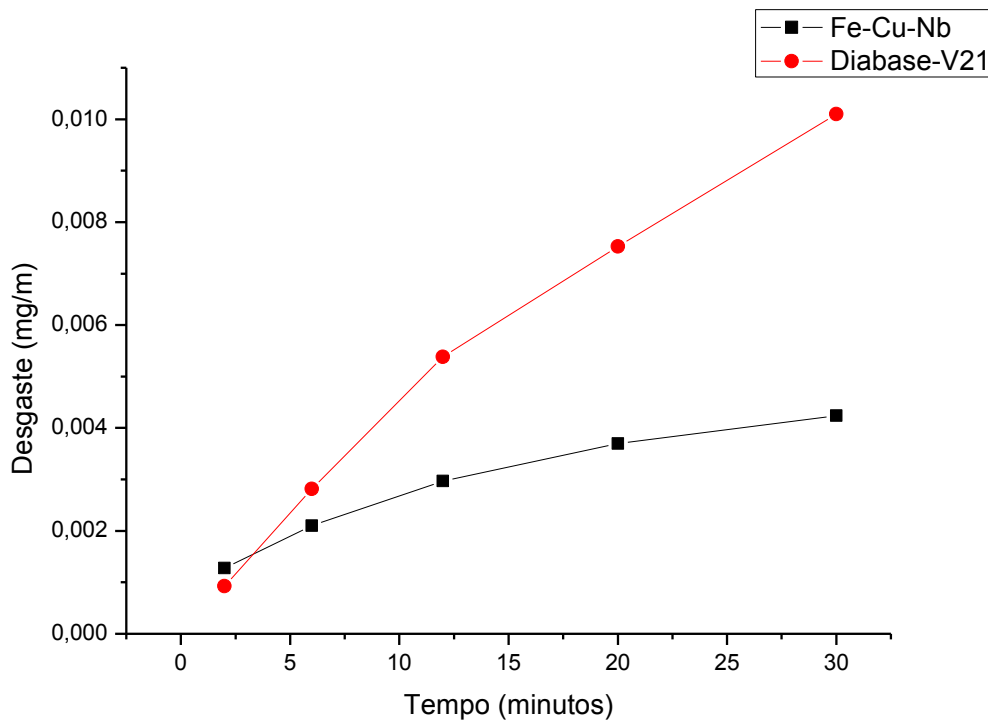
Tabela 5.2: Resistência à abrasão dos compósitos diamantados.

Resistência à Abrasão (%)		
Tempo (min)	Fe-Cu-Nb	Diabase-V21
2	2,038	1,345
6	2,433	2,763
12	3,309	3,378
20	3,890	4,189
30	3,988	6,179

A Figura 5.24 representam os valores de Índice de Desgaste Linear (IDL) em função dos tempos de ensaio 2, 6, 12, 20, e 30 minutos. Observa-se que as amostras obtidas neste estudo apresentaram comportamento distinto no IDL. A Tabela 5.3 auxilia o entendimento da Figura 5.24.

Tabela 5.3: Índice de desgaste linear (IDL) dos compósitos diamantados.

Índice de Desgaste Linear (mg/g)		
Tempo (min)	Fe-Cu-Nb	Diabase-V21
2	0,00092	0,00128
6	0,00282	0,00210
12	0,00538	0,00297
20	0,00753	0,00370
30	0,01010	0,00424

**Figura 5.24:** Índice de Desgaste Linear *versus* tempo da liga Fe-Cu-Nb e Diabase-V21.

Inicialmente, como esperado, obteve-se pequeno valor de RA, provavelmente devida à formação da camada metálica sobre os cristais de diamante que ocorre durante a sinterização e devido ao desgaste da matriz ligante para surgimento dos primeiros diamantes.

Já para o ensaio de 6 minutos há um pequeno ganho em resistência à abrasão. Isso se deve pelo fato dos diamantes já estarem 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.

Deste tempo de ensaio em diante começou a ocorrer o trabalho de corte propriamente dito, ou seja, passou a ter agora nesta região da amostra uma taxa de corte constante, portanto uma considerável quantia de diamantes que já estavam completamente expostos e com uma altura de protrusão suficiente e necessária para um bom desempenho e taxa de corte satisfatório. Para o ensaio de 12 minutos, já não ocorreu um ganho pronunciado da resistência à abrasão, visto que os diamantes continuaram com poder de corte e que a liga estava exercendo sua função de segurar os diamantes até o fim de sua vida. Pode-se também afirmar que a taxa de desgaste manteve-se constante.

Para o tempo de 20 minutos, os cristais de diamantes que trabalharam fortemente na etapa anterior para manter a taxa de corte constante, começaram a planificar, apresentaram arestas quebradas, mas ocorreu também o surgimento de novos diamantes. Ficando claro, portanto, a baixa taxa de desgaste.

Em termos gerais, para o tempo de 30 minutos, verifica-se o maior resultado de resistência à abrasão, o que era de se esperar, mantendo equilibrado com o tempo anterior de 20 minutos. Sendo assim, é possível afirmar que os tempos de 2 a 30 minutos são suficientes para aflorar todos os cristais de diamante, iniciar o processo de corte, verificar o desgaste da matriz e sua capacidade de expor as demais faces dos cristais de diamante ainda embebidas na matriz. Dentre os vários fatores que influenciaram o processo de desgaste, cabe ressaltar que o desgaste da ferramenta diamantada impregnada é um processo contínuo, a matriz deve ser capaz de reter os diamantes quando estes ainda apresentarem capacidade de corte, e ao mesmo tempo eliminá-los ou destacá-los quando já não estiverem mais aptos ao corte, para que assim surjam novas faces cortantes para dar continuidade ao processo.

Entretanto, é importante deixar claro que apesar de se considerar o *pull-out* como um modo de falha, ele é fundamental para que a ferramenta se desgaste de forma correta e proporcione trabalho de corte satisfatório. Lembrando que não se pode ter *pull-out* em excesso, mas não existir também é um problema. Isto ajuda a explicar a queda suave e o equilíbrio do desgaste para o tempo de 12 a 30 minutos de ensaio, certificando o desgaste do compósito constante e contínuo.

As matrizes metálicas conduzidas ao teste de abrasão para avaliar a resistência ao desgaste revelaram que a liga Fe-Cu-Nb pode ser usada em ferramentas de corte, apesar de ter um RA um pouco inferior, mas mesmo assim, apresenta bom comportamento durante os testes, não perdendo massa significativa frente à liga comercial Diabase-V21.

Importante ressaltar que há relação direta entre RA e Dureza neste caso. Contudo, nem sempre o material mais duro é o que apresenta as melhores resistências ao desgaste, pois caso a matriz tenha dureza muito elevada, a mesma poderá sofrer fraturas, conseqüentemente desprendendo os grãos de diamante da matriz prematuramente, prejudicando o beneficiamento das rochas ornamentais. Neste caso, os dois compósitos comportaram-se de maneira eficiente. No caso da liga Fe-Cu-Nb o Cu é responsável por deixar a liga “macia”.

Oliveira [2010] estudou a variação de Cu na Liga Fe-Cu-Nb, e sugeriu que Fe25%-Cu50%-Nb25% seria a melhor proporção. Mas, como é sabido e observado na indústria, cada rocha apresenta uma dureza [Carvalho 2010], portanto em alguns casos, como os quartzitos, para melhor eficiência do corte sugere-se um acréscimo pequeno de Cobre deixando a liga um pouco mais macia. Em contrapartida, para rochas macias tais como mármore, sugere-se o inverso, um decréscimo na porcentagem de Cu, deixando a liga mais dura. Então para cortar rochas duras precisa-se de uma liga um pouco macia, e para rochas macias, uma liga dura, pois as rochas muito duras desgastam rapidamente os diamantes, precisando assim que a liga libere novos grãos para o corte, sendo o oposto para as rochas macias, pois há uma grande quantidade de pó de rocha durante o corte o que facilita o desgaste da liga, ocasionando uma liberação prematura dos diamantes.

Portanto, podemos confirmar que a liga Fe-Cu-Nb apresentou resultados interessantes para fabricar e testar ferramentas diamantadas na indústria de mármore e granito, como por exemplo serras e fios perolados.

5.5- Análise do Processo de Desgaste dos Compósitos Diamantados

As análises do processo de resistência ao desgaste estão representadas graficamente nas Figuras 5.25 a 5.33 e melhor detalhadas nas Figuras 5.34 a 5.43.

Como já descrito anteriormente, no capítulo de materiais e métodos, os diamantes foram classificados em função do tamanho médio de partícula em 3 tipos a ser destacar: pequenos (0-100 μm), médios (101-250 μm) e grandes (251-425 μm). As Figuras de 5.25 e 5.43 mostram os percentuais de diamantes de acordo com a classificação pequenos, médios e grandes para os compósitos estudados em função dos tempos do ensaio de abrasão, 2, 6, 12, 20 e 30 minutos.

Para o ensaio de 2 minutos, pode-se observar que o número de diamantes grandes é significativo em relação aos demais, e ainda se verifica poucos diamantes pequenos e médios, Figura 5.25 e 5.26. Como já discutido em capítulos anteriores, neste tempo de ensaio ocorre apenas desgaste da matriz ligante para o descobrimento ou afloramento dos diamantes, ou seja, surgimento dos primeiros grãos cortantes, por isso o percentual de diamantes grande é maior. Pode-se sugerir que este tempo foi suficiente para deixar a ferramenta de corte afiada.

Para o tempo de 6 minutos, Figuras 5.25 e 5.26, verifica-se que o número de diamantes médios aumentou e o número de diamantes grandes diminuiu proporcionalmente, indicando que os diamantes pequenos passaram para estágio médio, e os diamantes grandes, por estarem com maior altura de protrusão, realizaram o trabalho de corte e mantiveram-se fixos à matriz.

Analisando o ensaio de 12 minutos, Figuras 5.25 e 5.26, pode-se notar que houve um decréscimo no percentual de diamantes médios e grandes, em acordo com o esperado, e um aumento significativo no percentual de diamantes pequenos, comprovando que os mesmos, sem poder de corte, estão sendo substituído por novos diamantes. Analisando o tempo de 2, 6 e 12 minutos para as duas ligas, os diamantes grandes foram diminuindo à medida que aumentou o tempo de trabalho, provando que os mesmos sofreram desgaste contínuo.

Analisando agora o ensaio para o tempo de 20 minutos, Figuras 5.25 e 5.26, observa-se que o percentual de diamantes pequenos diminuiu e o percentual de diamantes grandes aumentou, indicando a evolução positiva no processo de desgaste, portanto os diamantes médios e alguns pequenos tornaram-se grandes. Assim, podemos afirmar que está ocorrendo a renovação dos grãos de diamante juntamente com o afloramento dos mesmos.

Para o último tempo de ensaio, 30 minutos, Figuras 5.25, pode-se afirmar que novos diamantes continuaram surgindo e que os diamantes médios e grandes estabilizaram. Já a Figura 5.26, evidencia que os diamantes pequenos

passaram para médios, e os médios tornaram-se grandes, aumentando ainda mais a porcentagem deste último. Isto indica a ciclagem repetitiva no mecanismo de desgaste.

É importante focar, que mesmo com todas essas variações nos diamantes pequenos, médios e grandes, durante os tempos de ensaio 6, 12, 20 e 30 minutos, não se percebeu uma variação no gráfico de desgaste, Figura 5.24, provando que esta renovação nos cristais de diamantes não interfere negativamente no corte, e que a própria liga metálica quando está no “ponto certo”: boa mistura, diamantes bem selecionados, boa sinterização, homogeneidade, etc., tem a característica de manter na superfície de corte as três classificações de diamantes (pequena, média, grande), trabalhando em conjunto para melhor eficiência.

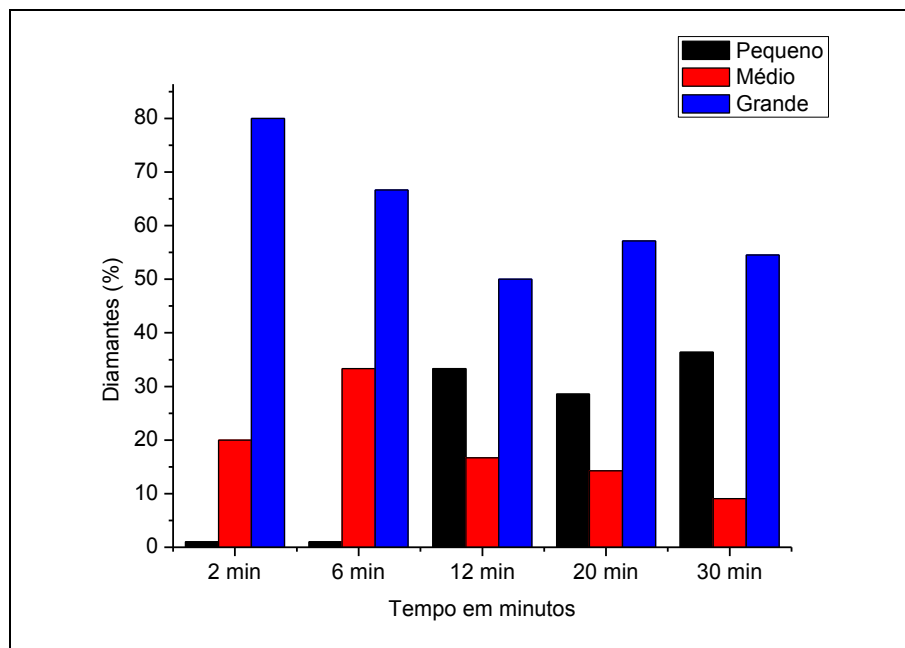


Figura 5.25: Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para o compósito Fe-Cu-Nb, para os tempos 2, 6, 12, 20 e 30 minutos do ensaio de abrasão.

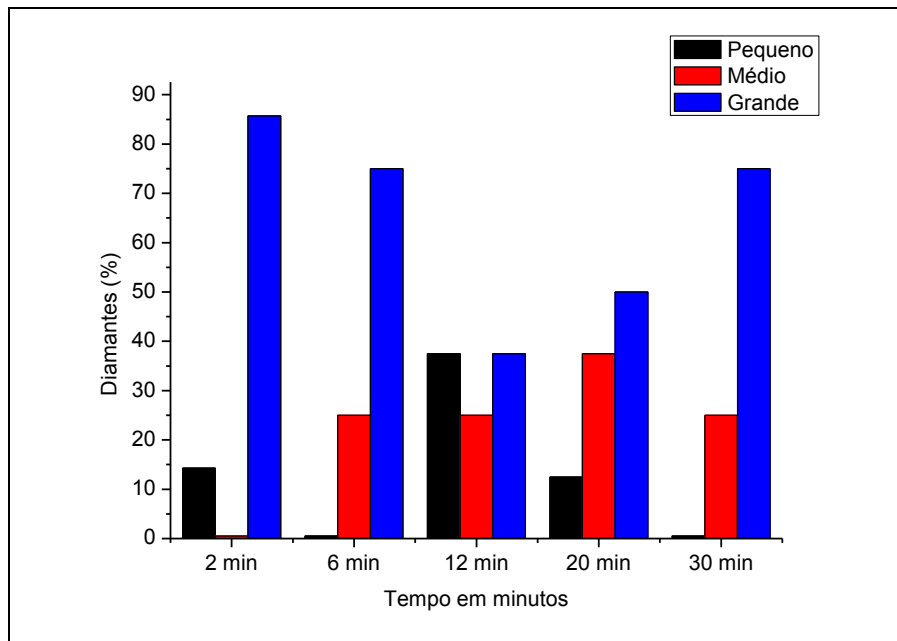


Figura 5.26: Percentual de diamantes em função dos tamanhos pequeno, médio e grande para o composto Diabase-V21, para os tempos 2, 6, 12, 20 e 30 minutos do ensaio de abrasão.

Para melhor compreensão do comportamento de desgaste dos compósitos ora apresentados neste trabalho, as Figuras 5.27 a 5.31, mostram o percentual geral (Fe-Cu-Nb-Diamante) de diamantes pequenos, médios e grandes em função dos tempos de ensaio de abrasão, visto que as duas ligas tiveram comportamento similar no desgaste.

Novamente para o ensaio de 2 minutos, Figura 5.27, onde há basicamente o desgaste da matriz ligante, o percentual de diamantes grandes é bem maior, indicando a exposição rápida destes diamantes durante o corte. Desta etapa em diante, observa queda no número de diamantes grandes, indicando o destacamento (*pull-out*) destes, por não apresentarem mais capacidade de corte e, ao mesmo tempo, crescimento do percentual de diamantes pequenos e médios, os quais são as novas faces cortantes para dar continuidade ao processo de corte. A partir dos 12 minutos de ensaio observa-se o mesmo padrão nos gráficos, Figura 5.29 a 5.31, indicando o equilíbrio no processo de corte.

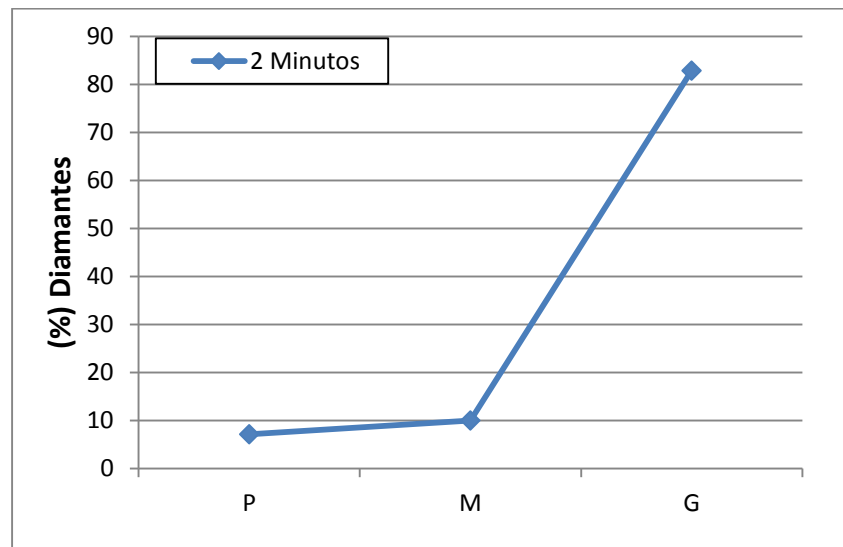


Figura 5.27: Percentual geral de diamantes pequenos (P), médios (M) e grandes (G), para um tempo de ensaio de abrasão de 2 minutos.

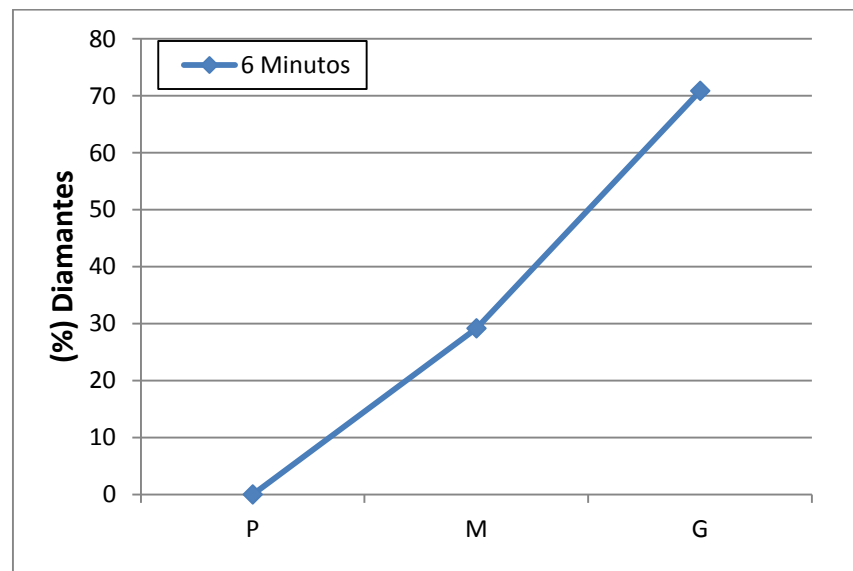


Figura 5.28: Percentual geral de diamantes pequenos (P), médios (M) e grandes (G), para um tempo de ensaio de abrasão de 6 minutos.

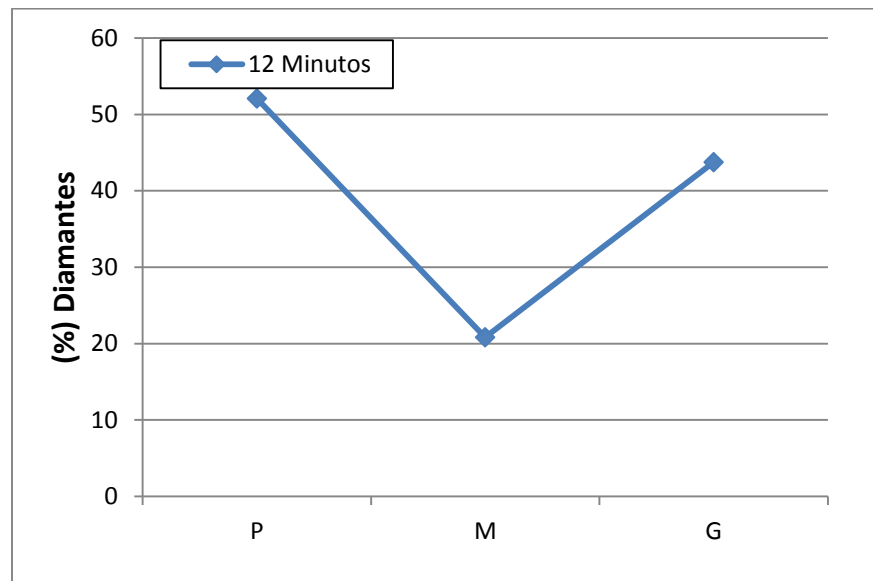


Figura 5.29: Percentual geral de diamantes pequenos (P), médios (M) e grandes (G), para um tempo de ensaio de abrasão de 12 minutos.

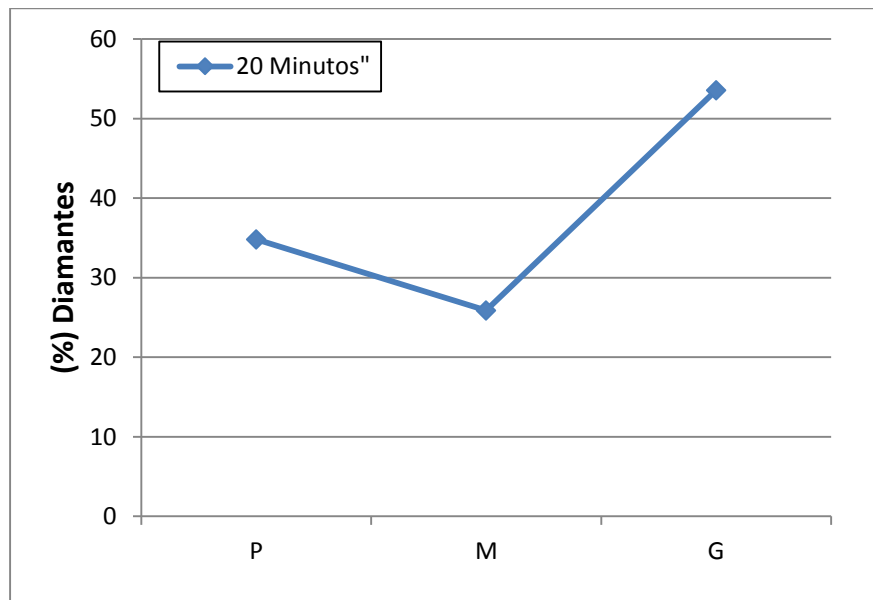


Figura 5.30: Percentual geral de diamantes pequenos (P), médios (M) e grandes (G), para um tempo de ensaio de abrasão de 20 minutos.

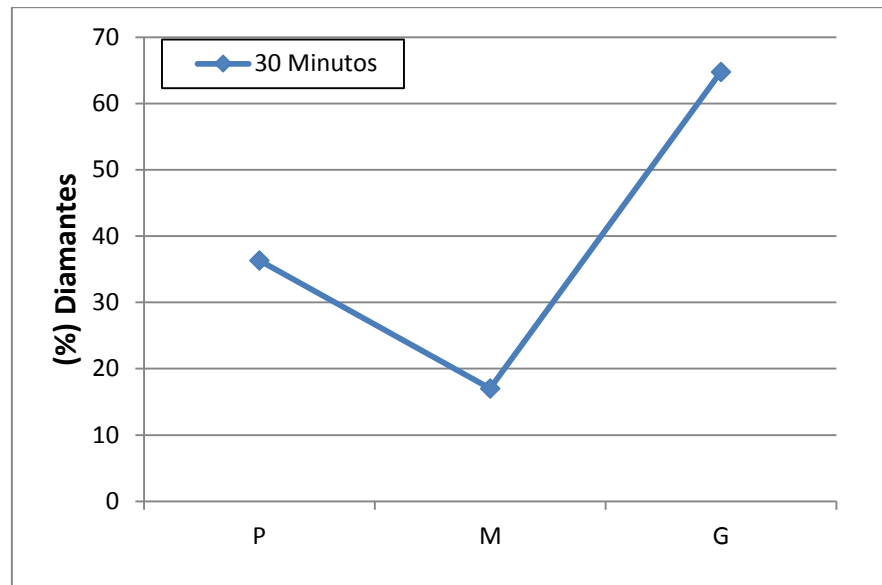


Figura 5.31: Percentual geral de diamantes pequenos (P), médios (M) e grandes (G), para um tempo de ensaio de abrasão de 30 minutos.

A Figura 5.32 mostra o percentual ou fração de área superficial de diamantes em relação à área total (matriz + diamante) para todos os compósitos estudados nos diferentes tempos de ensaio de abrasão. Pode-se observar claramente no gráfico, que, de maneira geral, o compósito Fe-Cu-Nb tem um percentual de diamantes exposto menor, considerando todos os tempos de ensaio. Contudo, para os dois compósitos podemos certificar que o comportamento foi similar para todos os tempos de ensaio. O tempo de 6 minutos apresenta um pico em relação ao tempo anterior de 2 minutos, o tempo de 12 minutos, para os 2 compósitos, teve um decréscimo acentuado no percentual de diamantes, já no tempo de 20 minutos continuou caindo para a liga Fe-Cu-Nb, mas para o Diabase-V21, apresentou um leve aumento no percentual de diamantes. No tempo de 30 minutos há um aumento significativo para os dois compósitos. Podemos, portanto, afirmar que os compósitos apresentaram até aqui uma boa eficiência do corte. Mas, esses dados ainda são incompletos, pois os diamantes foram classificados de acordo com o tamanho de cristal. Desta forma, cabe informar que, principalmente os diamantes grandes, os quais participaram efetivamente do trabalho de corte, apresentaram defeitos oriundos do processo de desgaste, segundo o roteiro de classificação: intacto (sem ou praticamente nenhum

dano), clivado (trincado) e planificado. Cabe informar que maior área de diamantes não é obrigatoriamente maior resistência à abrasão, pois pode ser que o compósito apresente elevada área de diamantes, mas estes são todos planificados, em más condições de trabalho. Portanto, este compósito pode apresentar baixos resultados de resistência à abrasão, quando comparados com compósito com menor área de diamantes, desde que estes estejam intactos ou clivados.

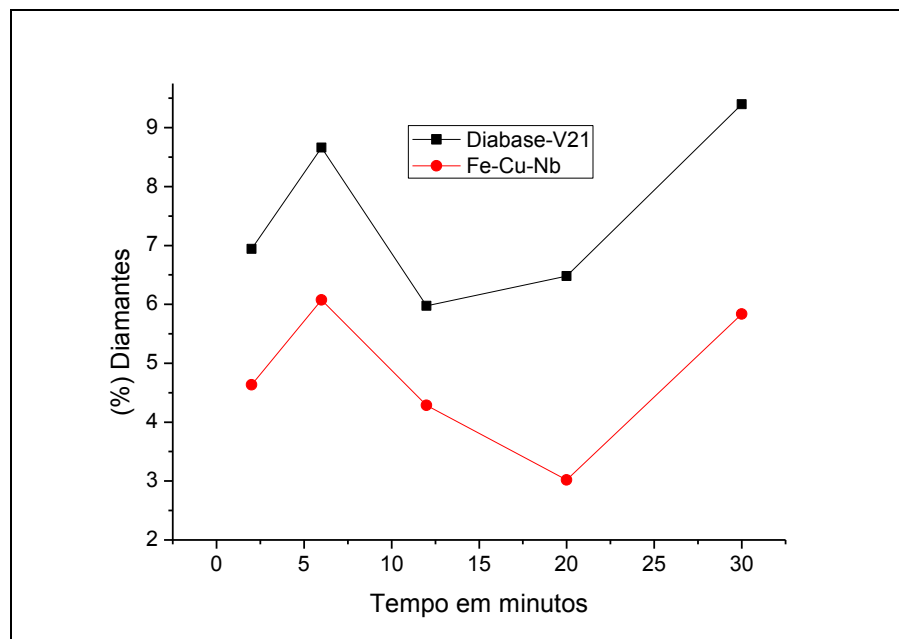


Figura 5.32: Percentual ou fração de área superficial de diamantes expostos em relação à área total da matriz (matriz + diamante aflorados), para todos os compósitos (Fe-Cu-Nb-diamante) estudados nos tempos de 2, 6, 12, 20 e 30 minutos.

A Figura 5.33 complementa a figura anterior, mostrando o percentual de diamantes intactos, clivados e planificados para os compósitos estudados (Fe-Cu-Nb-diamante + Diabase-V21), nos seus respectivos tempos de ensaio. No tempo de 6 minutos, observa-se uma elevada percentagem de diamantes intactos e clivados indicando alto poder de corte da ferramenta. No tempo seguinte de 12 minutos, um decréscimo no percentual de diamantes clivados indicando que os mesmos passaram para planificados ou sofreram *pull-out*, mas os diamantes intactos mantiveram-se estáveis, pelo fato do pouco tempo de trabalho. No tempo de 20 minutos observou-se

uma inversão nos valores de diamantes intactos e clivados, e como esperado, aumento do número de diamantes planejados, visto que os mesmos trabalharam fortemente nos tempos de ensaio anteriores. No último tempo de ensaio, 30 minutos, verificou-se uma renovação nos cristais de diamantes intactos, acompanhado de um decréscimo no percentual de diamantes clivados, e conseqüentemente, um aumento do número de diamantes planejados. Assim, podem-se aplicar estes dois últimos tempos de ensaios, 20 e 30 minutos, como base para a vida útil das ferramentas de corte tais como serras, brocas e fios, pois a variação entre diamantes intactos, clivados e estabilização dos planejados, até o fim da vida útil será a descrita acima nesses dois tempos. Cabe ressaltar que todos esses aspectos ora discutidos estão em perfeita concordância com os testes de resistência à abrasão discutidos anteriormente.

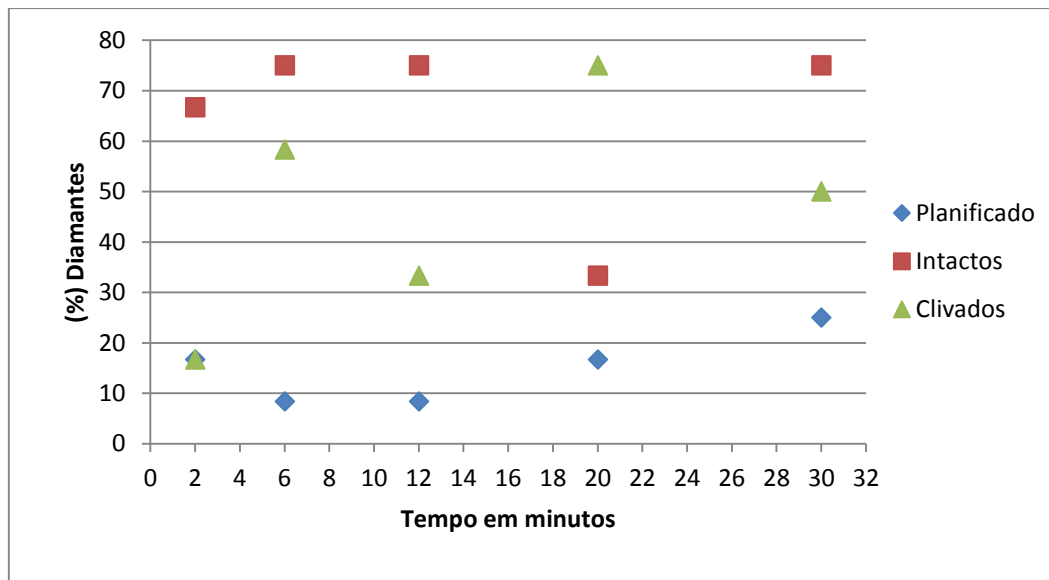


Figura 5.33: Percentual total (Fe-Cu-Nb-diamante) de diamantes em função dos tipos de defeitos ou tipos de desgaste, para os compósitos estudados nos tempos de 2, 6, 12, 20 e 30 minutos.

As Figuras 5.34 a 5.43 mostram as contagens dos diamantes pelo tamanho e tipo de defeitos, para elaboração dos gráficos anteriores.

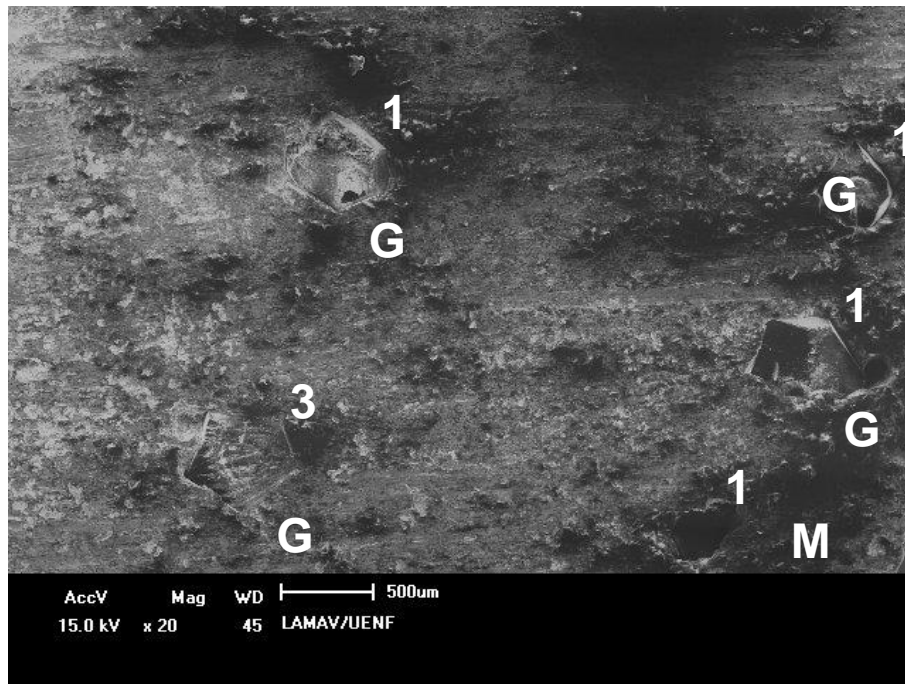


Figura 5.34: Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o composto Fe-Cu-Nb-Diamante, após abrasão a 2 minutos.

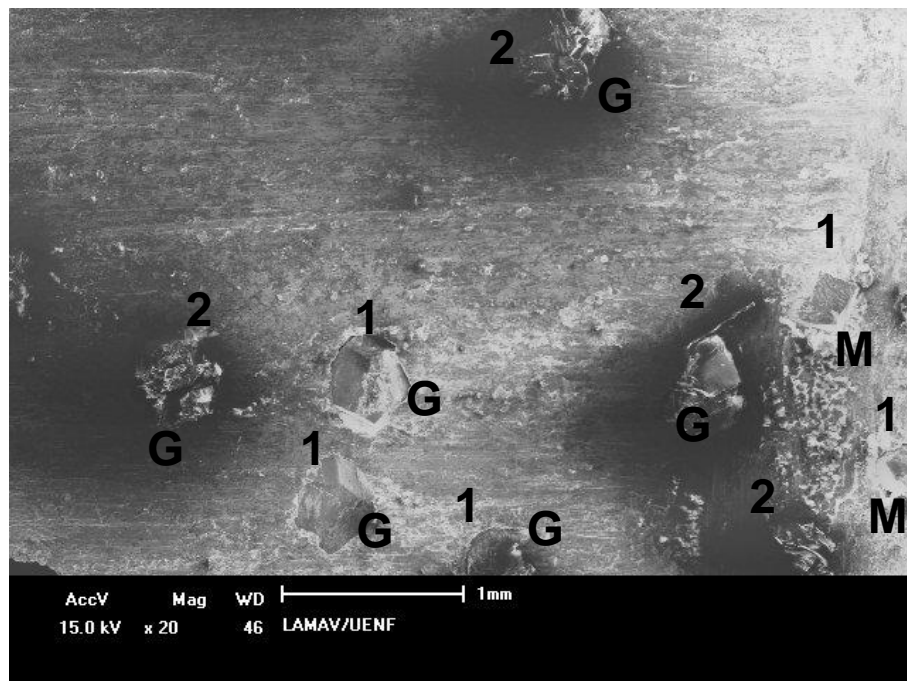


Figura 5.35: Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o composto Fe-Cu-Nb-Diamante, após abrasão a 6 minutos.

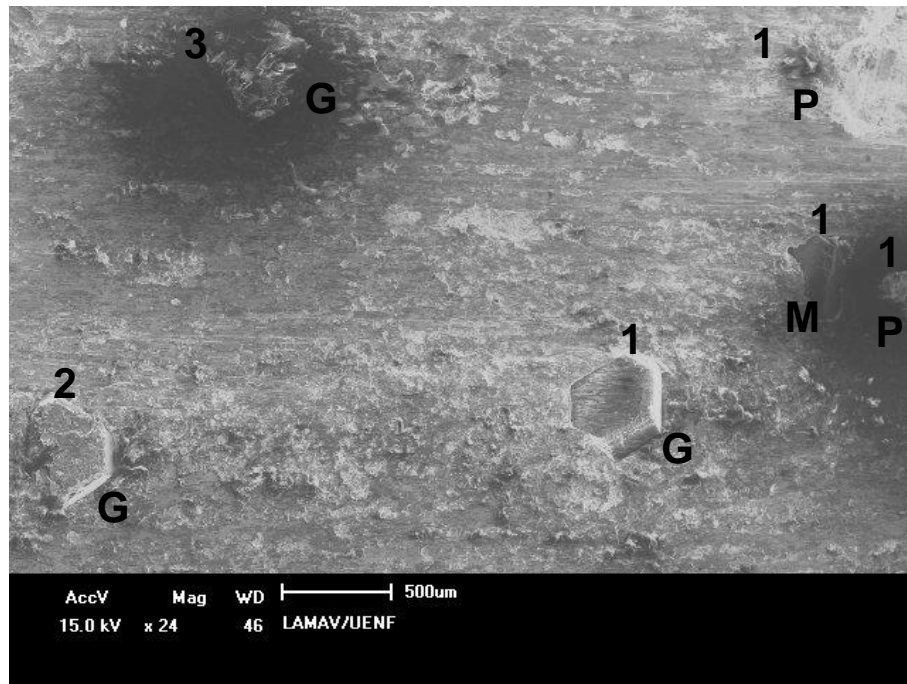


Figura 5.36: Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o composto Fe-Cu-Nb-Diamante, após abrasão a 12 minutos.

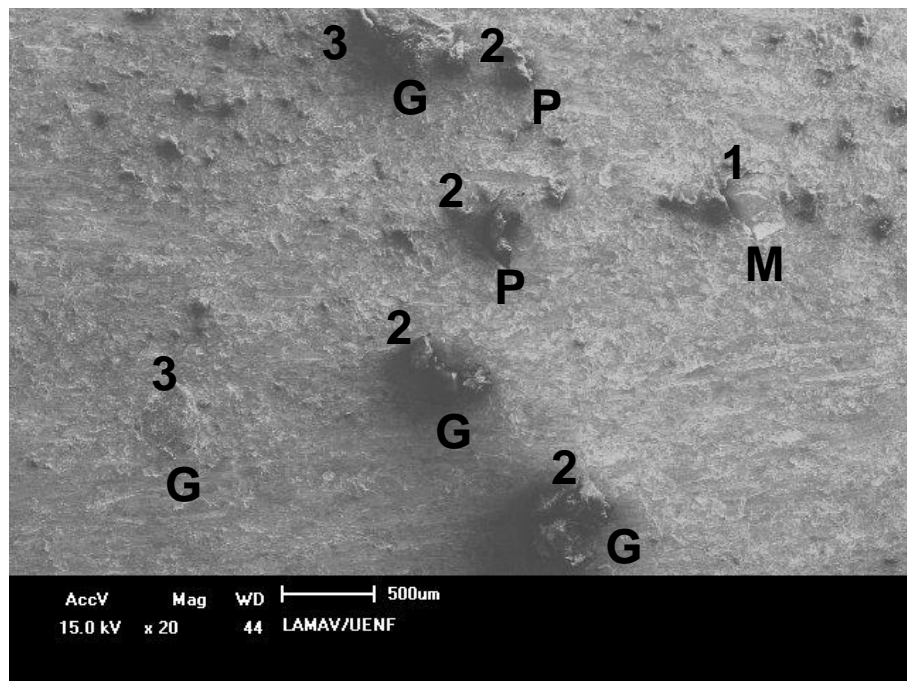


Figura 5.37: Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho pequeno: (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o composto Fe-Cu-Nb-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

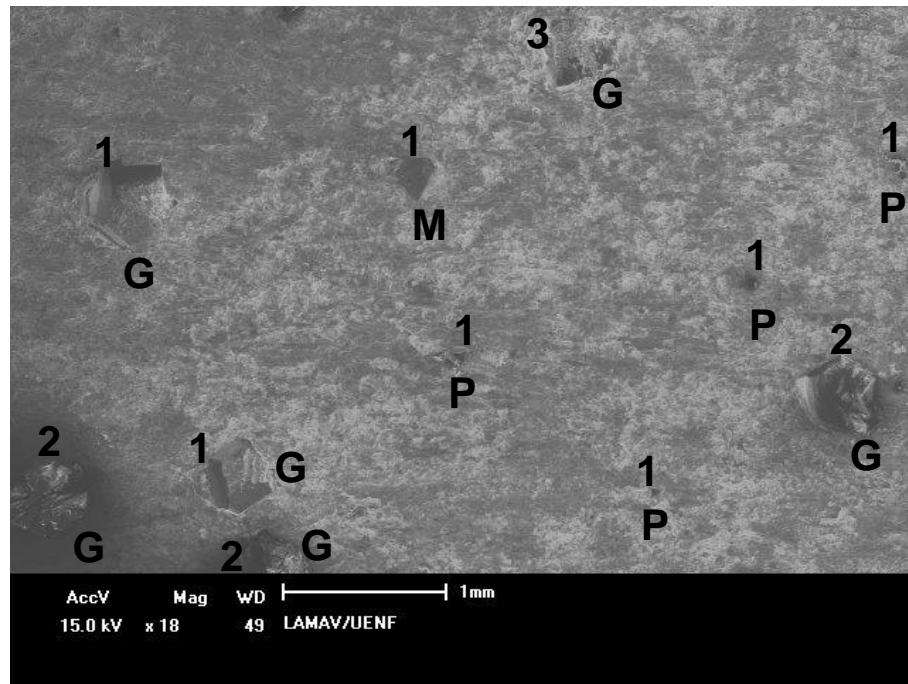


Figura 5.38: Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito Fe-Cu-Nb-Diamante, após abrasão a 30 minutos.

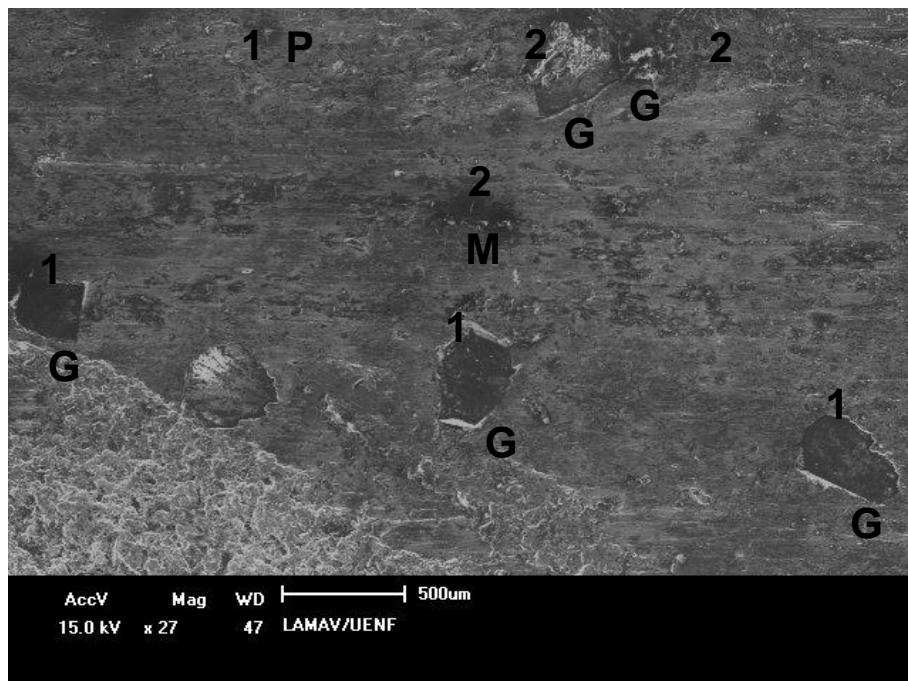


Figura 5.39: Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o compósito DiabaseV21-Diamante, após abrasão a 2 minutos.

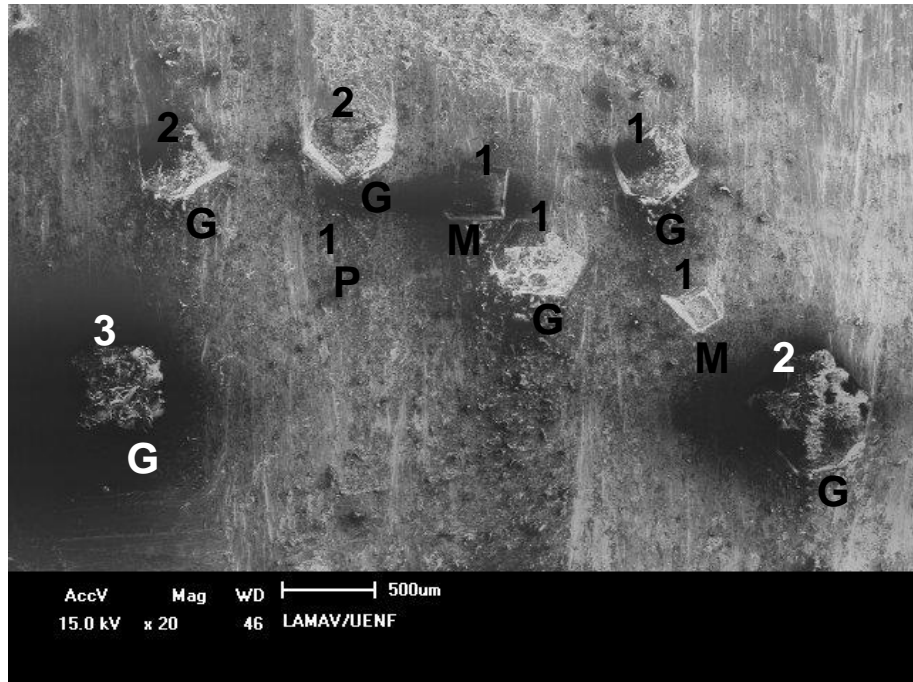


Figura 5.40: Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o composto DiabaseV21-Diamante, após abrasão a 6 minutos.

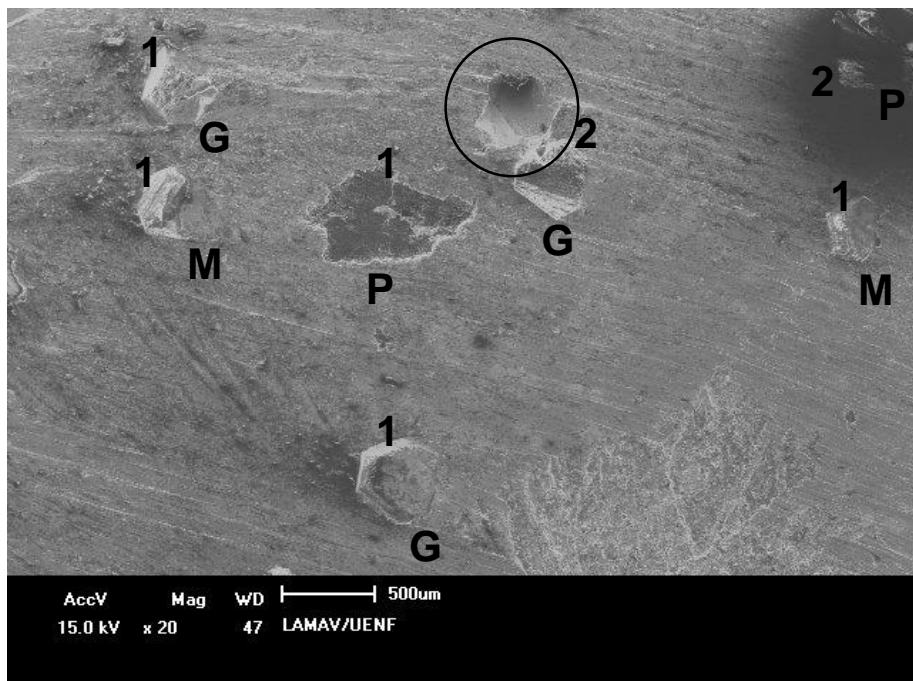


Figura 5.41: Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o composto DiabaseV21-Diamante, após abrasão a 12 minutos.

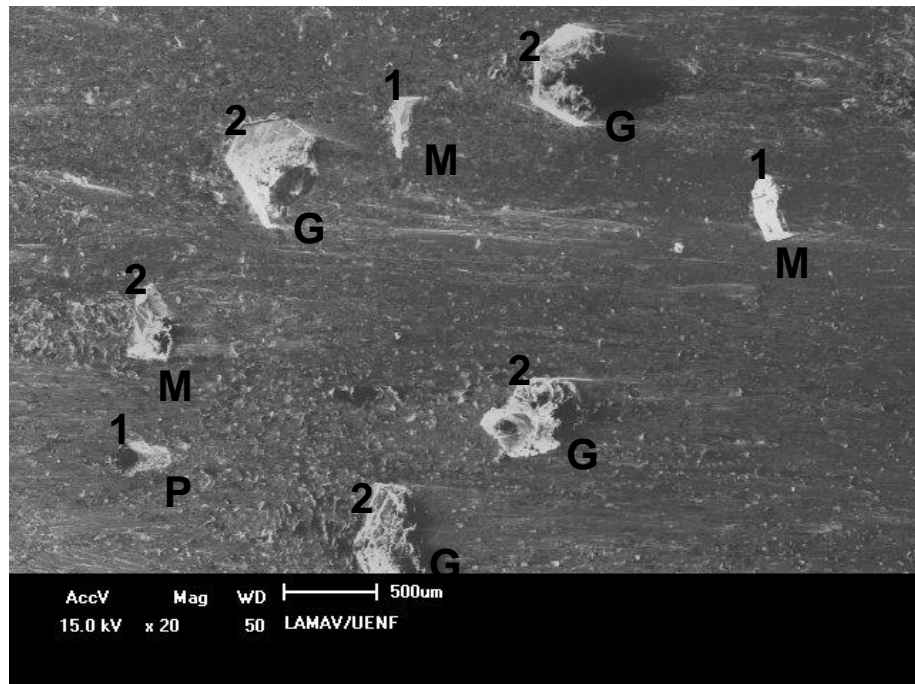


Figura 5.42: Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o composto DiabaseV21-Diamante, após abrasão a 20 minutos.

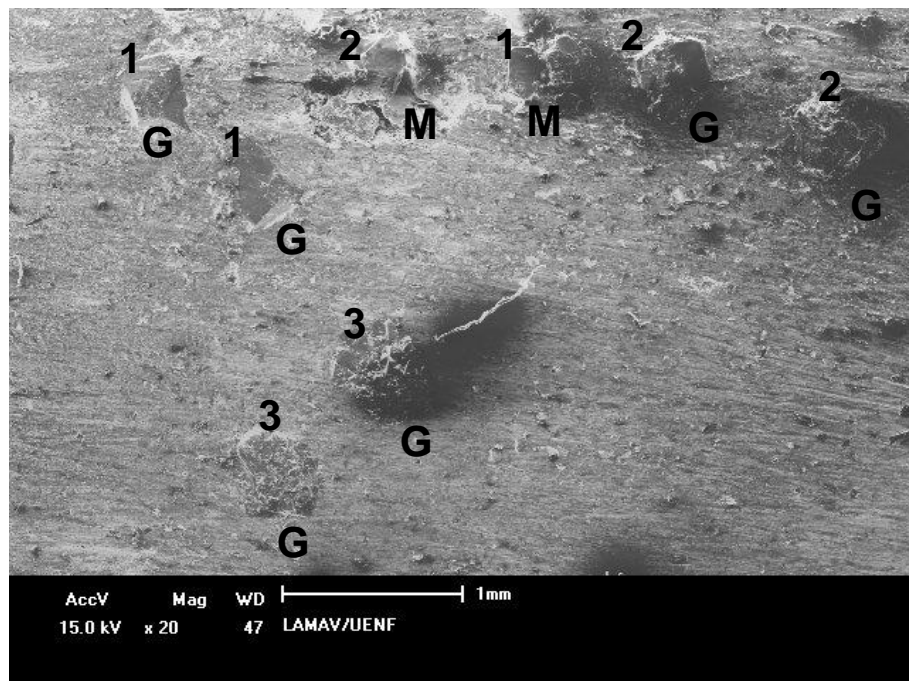


Figura 5.43: Distribuição dos diamantes em função da classificação por tamanho: pequeno (P), médio (M), grande (G); e dos tipos de defeitos ou desgaste: intacto (1), clivado (2), planificado (3) para o composto DiabaseV21-Diamante, após abrasão a 30 minutos.

5.6 - Análise Microestrutural dos Compósitos Diamantados após ensaio de Resistência à Abrasão

As análises microestruturais da liga Fe-Cu-Nb e Diabase-V21 foram realizadas após o término de cada ensaio de Resistência à Abrasão. Ao término de cada tempo de ensaio de 2, 6, 12, 20 e 30 minutos, verificou-se o comportamento dos diamantes na matriz metálica, e da própria matriz, durante o trabalho de corte.

O comportamento microestrutural da liga metálica Fe-Cu-Nb em comparação com a liga comercial Diabase-V21 (Fe-Cu-Co-Sn) foi o mesmo. No início do ensaio ocorreu o surgimento dos cristais de diamante, em sequência no desgaste, apareceram faces irregulares, pontiagudas e planificadas e até seu destacamento (*pull-out*), da matriz ligante ao final do ensaio. Isto é um comportamento típico de uma ferramenta de corte sinterizadas, conforme descrito neste trabalho.

5.6.1 – Compósito diamantado Fe-Cu-Nb

Como já descrito no Capítulo 03 deste trabalho, as ferramentas diamantadas estão expostas a severas condições de corte, sendo as cargas normais às superfícies de desgaste altas, causando desgaste da partícula abrasiva e da matriz ligante. As Figuras 5.44 a 5.48, apresentadas a seguir, mostram a distribuição dos cristais de diamantes na matriz ligante estudada, bem como alguns fenômenos do comportamento dos diamantes no compósito, após os respectivos ensaios de resistência a abrasão durante 2, 6, 12, 20 e 30 minutos.

Em destaque na Figura 5.44, observam-se as faces cortantes dos diamantes começando a aparecer sobre a matriz (vide seta), pouco desgastados, indicando o início do processo de corte. A partir da Figura 5.45, para o tempo de 6 minutos, surgem os cristais de diamantes clivados, devida à elevada força de impacto durante o ensaio de resistência à abrasão em alguns casos, podendo formar *gap*, não sendo nítido nesta figura. Junto com o desgaste dos diamantes, também ocorre o desgaste da matriz metálica, fazendo com que surjam novas faces de cortes nos grãos abrasivos (vide seta). O tempo de 12 minutos revela poucos diamantes na matriz e os grãos estão bem fraturados, em acordo com o tempo de ensaio. Já na Figura 5.47, há uma baixa quantidade dos cristais de diamantes em relação ao tempo anterior e, os

existentes estão bem desgastados e quebrados, indicando que este tempo de 20 minutos de ensaio foi suficiente para expor os diamantes e levá-los ao fim de sua vida útil. Estes resultados estão de acordo com os gráficos das Figuras 5.25 e 5.32. Nesta situação deveríamos visualizar *pull-out*, mas acredita-se que a presença do Cu deixou esta liga um pouco macia, o que favoreceu o fechamento do mesmo.

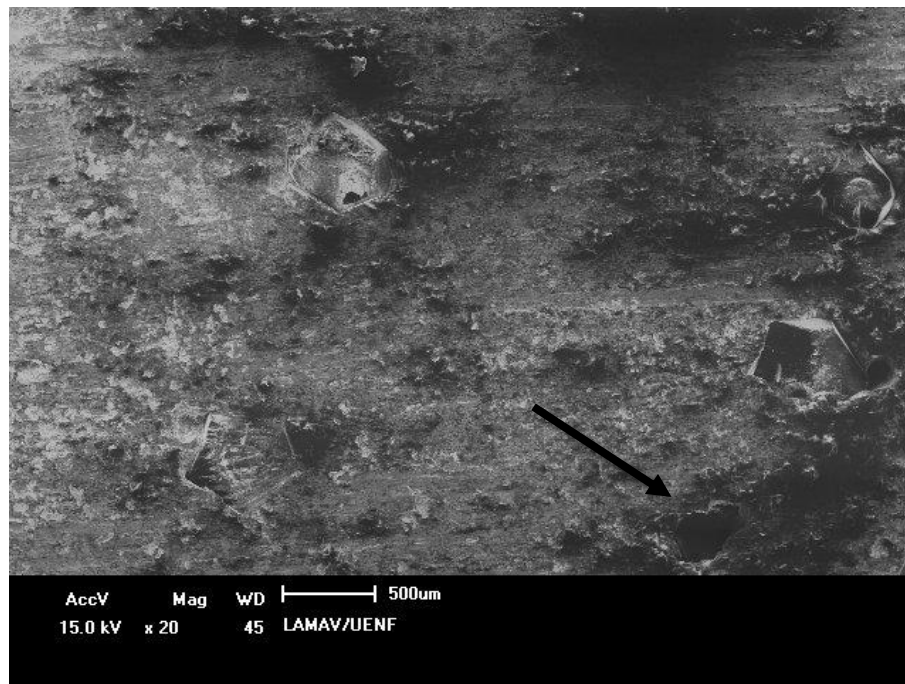


Figura 5.44: Início do afloramento dos cristais de diamante do compósito Fe-Cu-Nb, após ensaio de resistência à abrasão, para o tempo de 2 minutos.

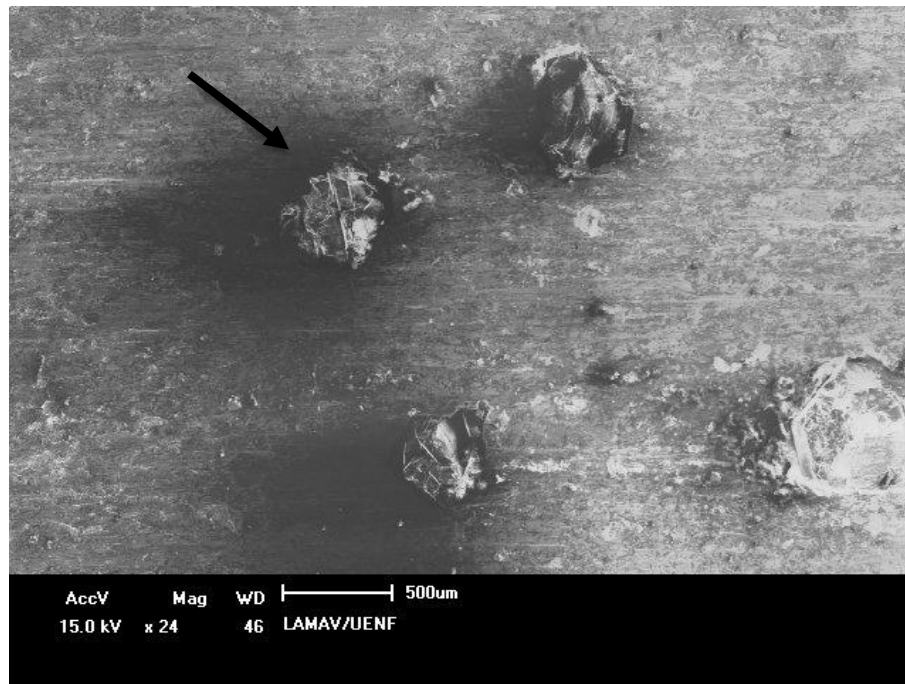


Figura 5.45: Distribuição dos cristais de diamantes do compósito Fe-Cu-Nb, após 6 minutos de ensaio de resistência à abrasão.

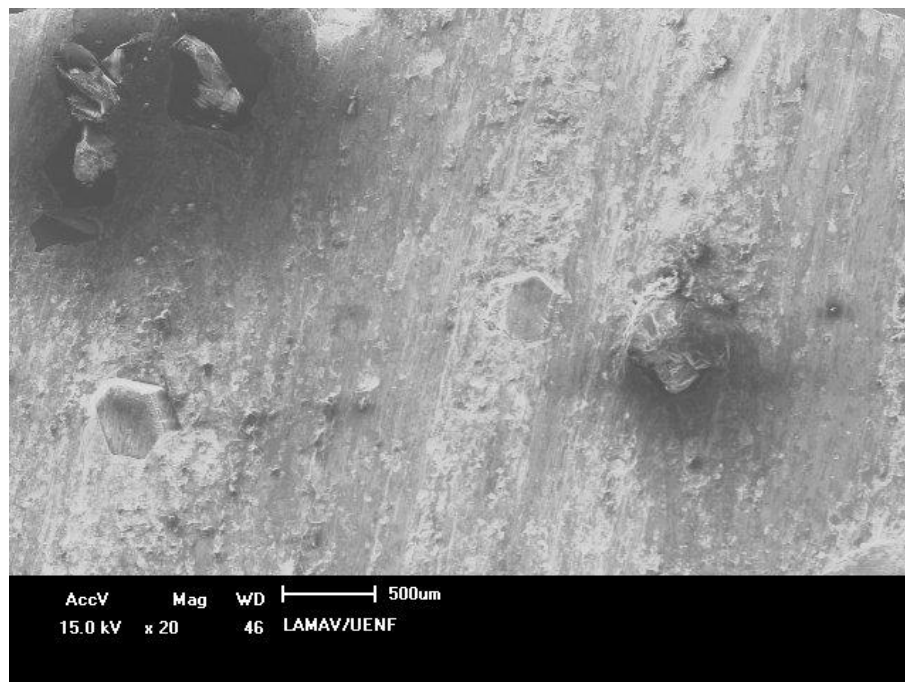


Figura 5.46: Distribuição dos cristais de diamantes do compósito Fe-Cu-Nb, após 12 minutos de ensaio de resistência à abrasão.

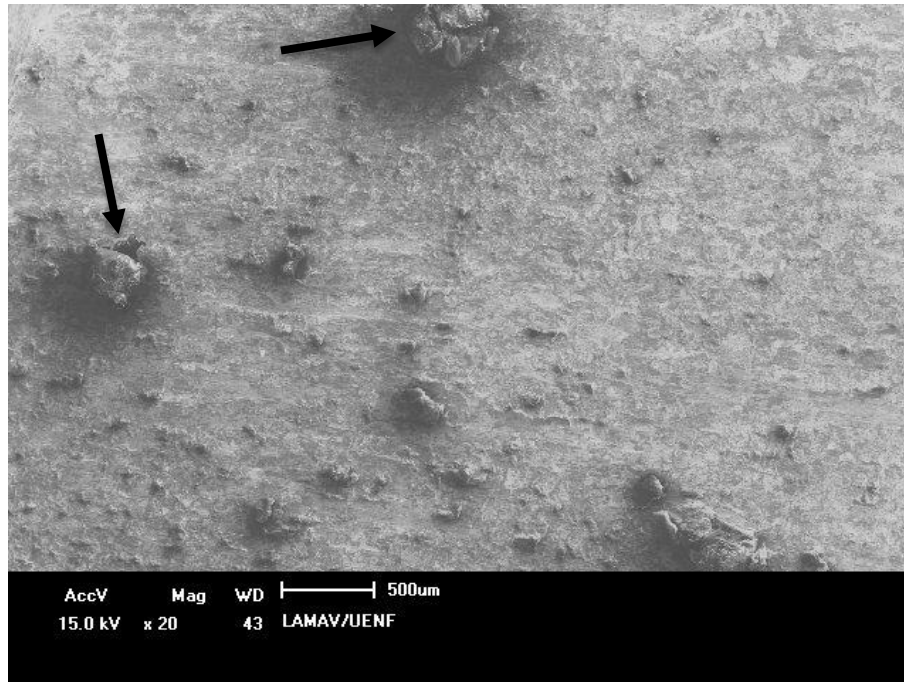


Figura 5.47: Distribuição dos cristais de diamantes do compósito Fe-Cu-Nb, após 20 minutos de ensaio de resistência à abrasão.

Para a Figura 5.48, ao contrário da figura anterior, já observa-se o surgimento de uma nova camada de diamante, fazendo com que a ferramenta de corte retome ao pleno poder de corte. Isto prova que os diamantes estão sendo renovados (Vide seta) ao longo do processo de corte, e que a matriz está segurando o diamante até o fim de sua vida útil, e ao mesmo tempo liberando novas faces cortantes.

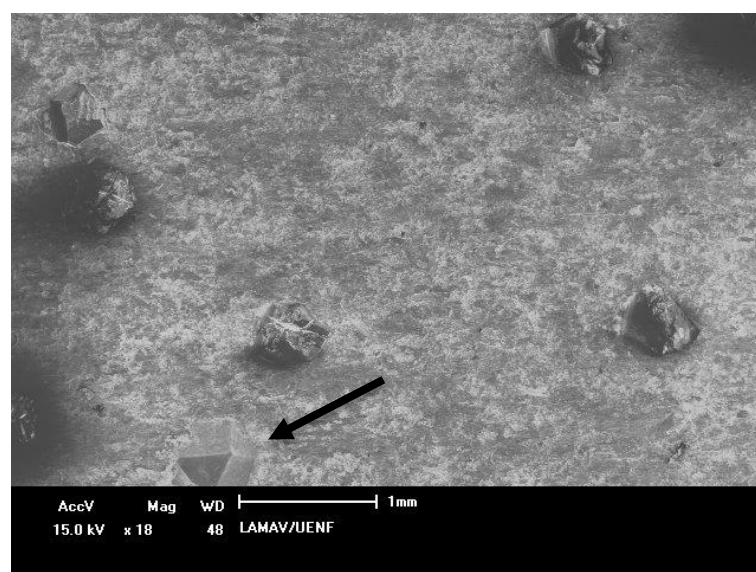


Figura 5.48: Distribuição dos cristais de diamantes do compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio de resistência à abrasão.

É importante relembrar que para o bom desenvolvimento do corte, o processo de desgaste das ferramentas diamantadas deve ser contínuo até o final da vida útil, onde os cristais de diamantes desgastados ou muito fraturados na matriz ligante, pela constante abrasão com o material cortado, devem ser substituídos por novos grãos de diamante. Em decorrência, para eliminação destes grãos destacados que não apresentam mais capacidade de corte, surgem novas faces cortantes de novos diamantes, localizados nas camadas mais internas, dando continuidade ao processo.

Na Figura 5.49, é visto o início do afloramento de um cristal de diamante, intacto com boa ligação química/mecânica com a matriz, pronto para iniciar o processo de corte. Na Figura 5.50 pode ser visto o início do desgaste frágil de um cristal de diamante encravado na matriz metálica. Esse comportamento não é comum para tempos iniciais de corte nas empresas de rochas ornamentais, pois o ensaio de resistência a abrasão foi feito em abrasímetro modificado, onde as condições de corte são bem severas, para testar ao extremo os compósitos.



Figura 5.49: Afloramento do diamante na matriz Fe-Cu-Nb, após 2 minutos de ensaio de resistência à abrasão.



Figura 5.50: Estrutura do diamante com desgaste frágil no compósito Fe-Cu-Nb, após 2 minutos de ensaio de resistência à abrasão.

Para o tempo de 6 minutos de ensaio, os cristais de diamantes continuaram bem fixos na matriz metálica, aumentando o número de diamantes clivados, o que é fator positivo para as ferramentas e o corte, pois as irregularidades da superfície de clivagem dos diamantes mantêm o poder de corte devido a auto afiação, Figura 5.51.

As Figuras 5.52 e 5.53 apresentam estruturalmente boa aderência entre a matriz e o diamante em destaque na imagem, sendo capaz de segurar os grãos abrasivos na matriz, mesmo quando submetido a grandes esforços. O intenso impacto gerou degradação na superfície de contato, ocorrendo clivagens e pequenas fragmentações nos grãos de diamantes, isso é favorável para o processo de corte, pois dessa maneira o desgaste do compósito diamantado acontecerá gradativamente de maneira uniforme. Isto indica que a matriz ligante está sofrendo desgaste, e também eliminando os cristais já desgastados, descobrindo os cristais mais internos, fazendo surgir novas faces cortantes, proporcionando assim a continuidade do processo de corte, Figura 5.54.



Figura 5.51: Estrutura do diamante com clivagem no compósito Fe-Cu-Nb, após 6 minutos de ensaio de resistência à abrasão.



Figura 5.52: Estrutura do diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 6 minutos de ensaio de resistência à abrasão.

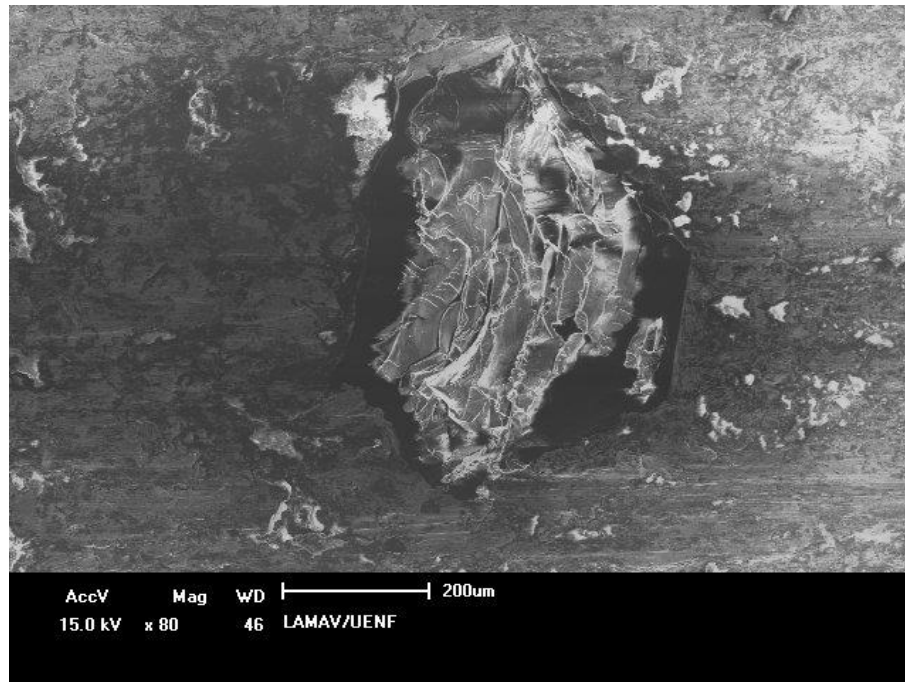


Figura 5.53: Estrutura do diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 6 minutos de ensaio de resistência à abrasão.

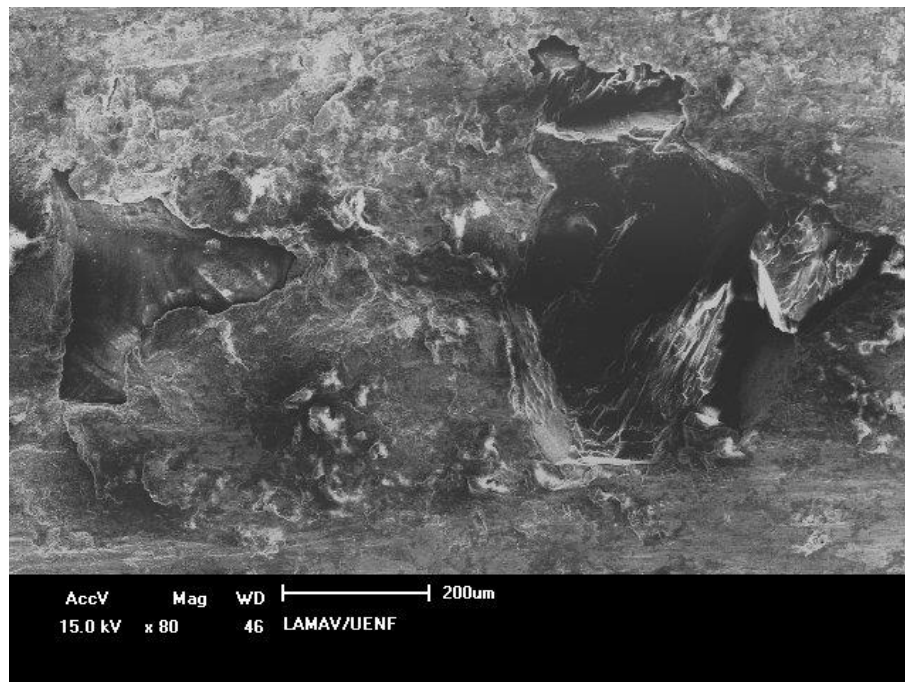


Figura 5.54: Estrutura do diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 6 minutos de ensaio de resistência à abrasão.

Na Figura 5.55 pode-se averiguar uma boa aderência do cristal de diamante pouco desgastado no início do seu processo do corte, como também uma boa ancoragem do cristal de diamante (vide seta), comprovando a aderência satisfatória para o compósito Fe-Cu-Nb.

Na Figura 5.56 observa-se um cristal de diamante completamente destacado ou arrancado do ligante (*pull-out*), o qual é consequência do processo de desgaste contínuo de serras, brocas e pérolas diamantadas impregnadas. Este destacamento é um modo de falha comum nas ferramentas diamantadas de corte, que ocorrendo prematuramente, interfere e compromete a vida útil da mesma. Entretanto, o *pull-out* pode ter efeito positivo para o ótimo desempenho da ferramenta diamantada, 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 a longevidade da ferramenta diamantada de corte, bem como para a evolução da manutenção da taxa de rendimento no processo de corte, pois os cristais desgastados ou sem capacidade de corte são liberados e novos cristais surgem para dar continuidade ao processo nas indústrias e lavras de rochas ornamentais. Para o tempo de 12 minutos de ensaio, o comportamento está em perfeita concordância com o mecanismo de desgaste discutido por outros pesquisadores, [Junior, 2013; Oliveira 2010; Divas et al 1996].

A Figura 5.57 evidencia a estrutura do cristal de diamante que sofreu degradação por abrasão, gerando clivagem e pequenas fragmentações, tendo ocorrido pelo fato de possuir maior altura de protrusão, ficando exposto a uma elevada força de impacto durante a operação de corte, sendo que esta degradação tende a planificar o cristal de diamante com a continuidade do processo de corte. Mas no lado direito da foto pode-se observar o surgimento de um novo grão abrasivo, dando seguimento ao processo. A trinca visualizada ao redor deste diamante emergente, provavelmente, não se traduz em problema, pois será eliminada com a contínua remoção da matriz ligante metálica.

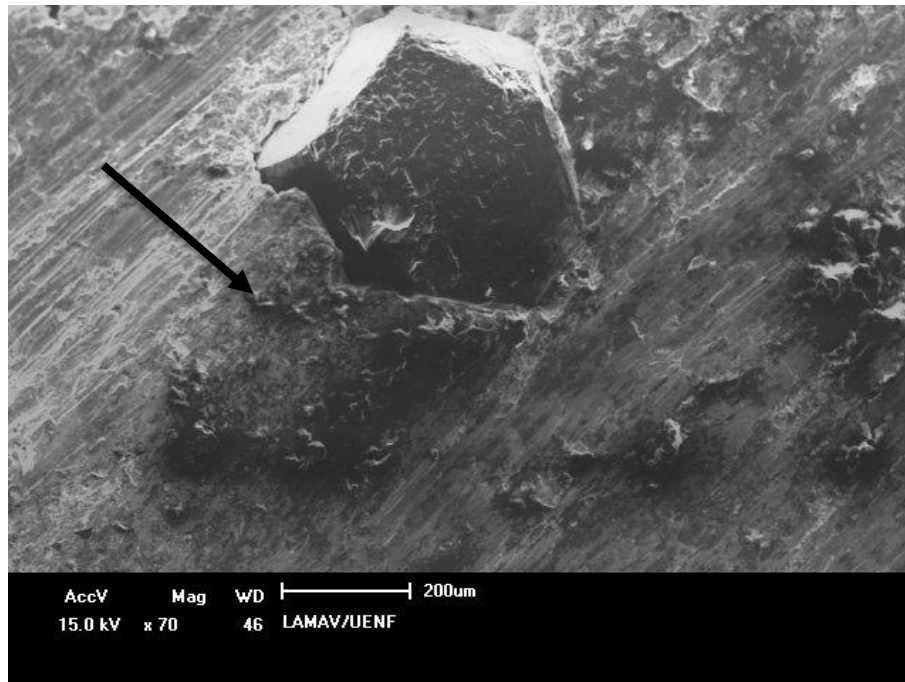


Figura 5.55: Ancoragem do diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 12 minutos de ensaio de resistência à abrasão.

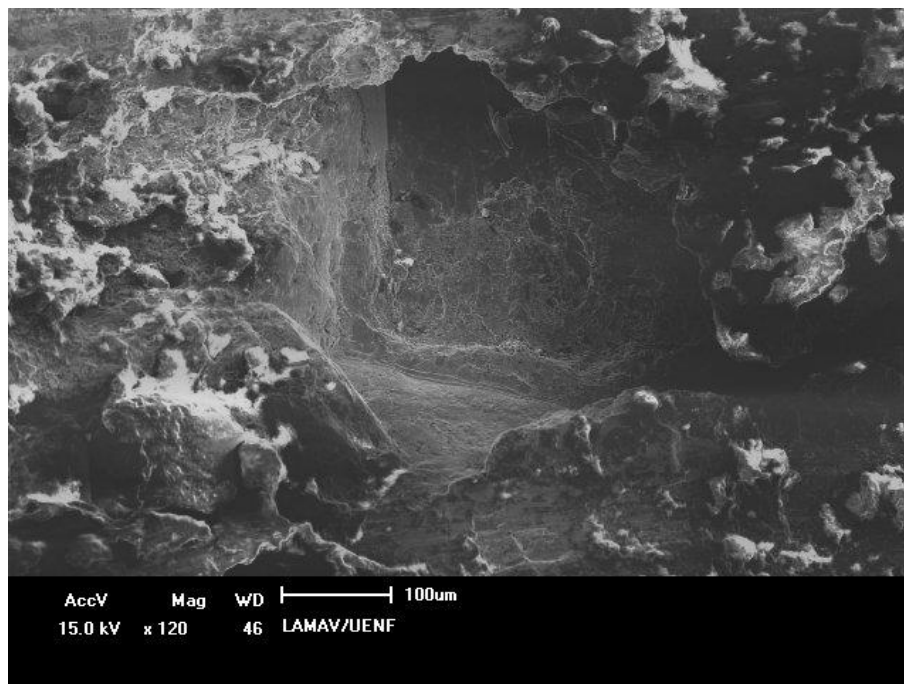


Figura 5.56: Micrografia mostrando o destacamento do cristal de diamante (*Pull out*) no compósito Fe-Cu-Nb, após 12 minutos de ensaio de resistência à abrasão.



Figura 5.57: Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 12 minutos de ensaio de resistência à abrasão.

Em detalhe, a Figura 5.58, apresenta a estrutura dos cristais de diamantes para o tempo de 20 minutos, onde um cristal de diamante apresenta clivado e fragmentado, resultado dos elevados impactos sofridos durante o ensaio de desgaste por abrasão. No lado direito da imagem é possível observar um cristal de diamante que foi arrancado da matriz, deixando uma cavidade característica *pull-out*. É importante ressaltar, mais uma vez, que a ocorrência deste fenômeno é comum e benéfico durante o processo de corte, sendo mais característico neste trabalho, pois os corpos de prova foram submetidos ao ensaio de resistência à abrasão em um abrasímetro modificado utilizando força vertical sobre as amostras de 2 kgf, já que se trata de um ensaio acelerado, a fim de avaliar as condições microestruturais do compósito diamantado ao final de cada tempo de desgaste.

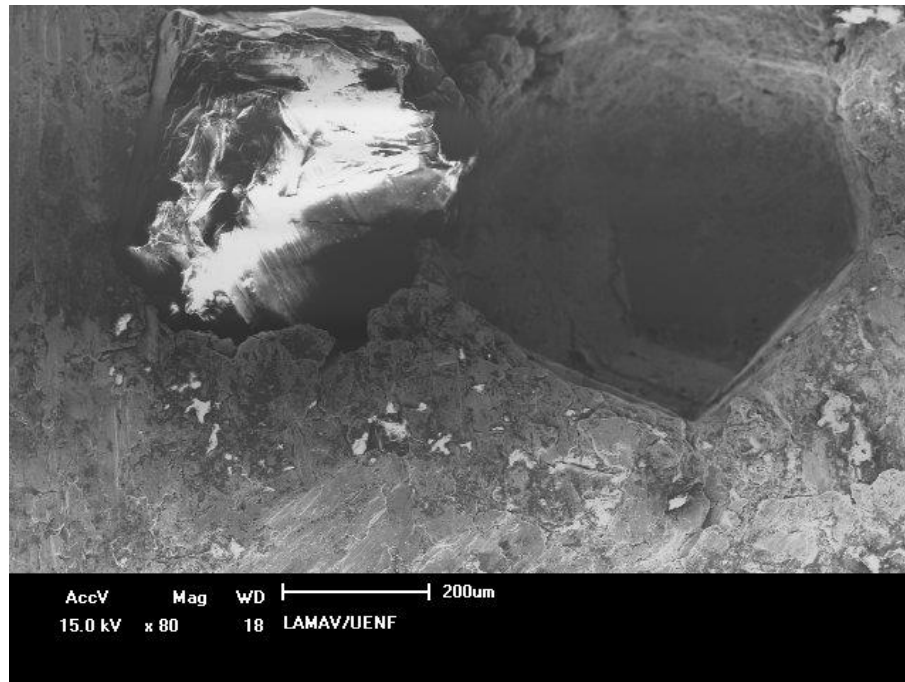


Figura 5.58: Micrografia mostrando o destacamento (*Pull out*) e um cristal de diamante fragmentado no compósito Fe-Cu-Nb, após 20 minutos de ensaio de abrasão.

Nas Figuras 5.59 e 5.60 os diamantes revelam bem degradados devido ao desgaste sofrido ao final dos 20 minutos de ensaio. Pode-se ver, em maiores detalhes, que as superfícies dos cristais de diamante estão clivados, fraturados e trincados, mas sem a existência de *gap* separando a matriz ligante do diamante. Possivelmente ocorrerá a planificação e posteriores destacamentos deste diamante, caso continue o trabalho de corte.

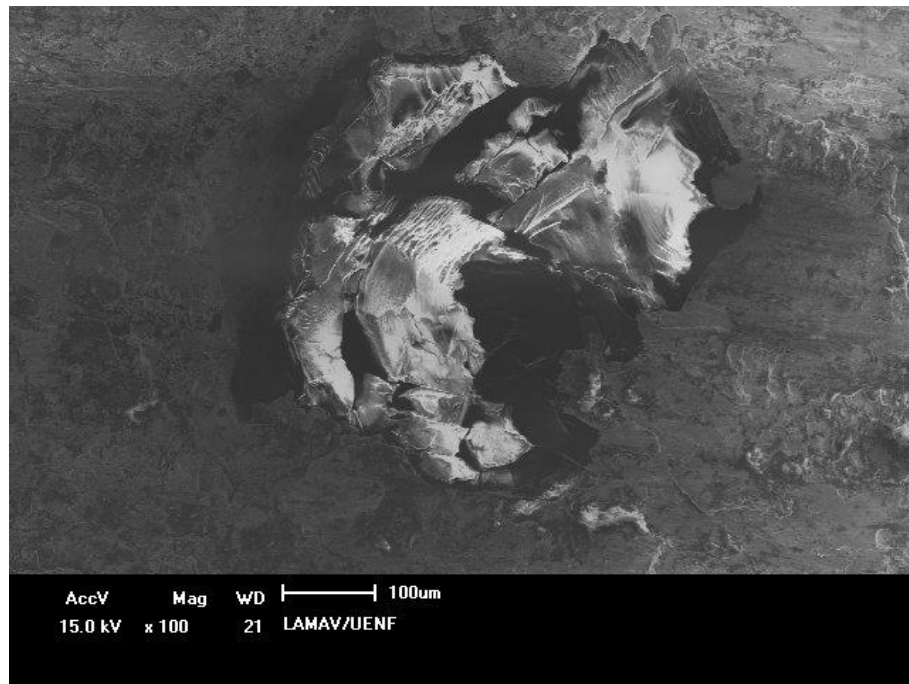


Figura 5.59: Estrutura dos cristais de diamante no composto Fe-Cu-Nb, após 20 minutos de ensaio de abrasão

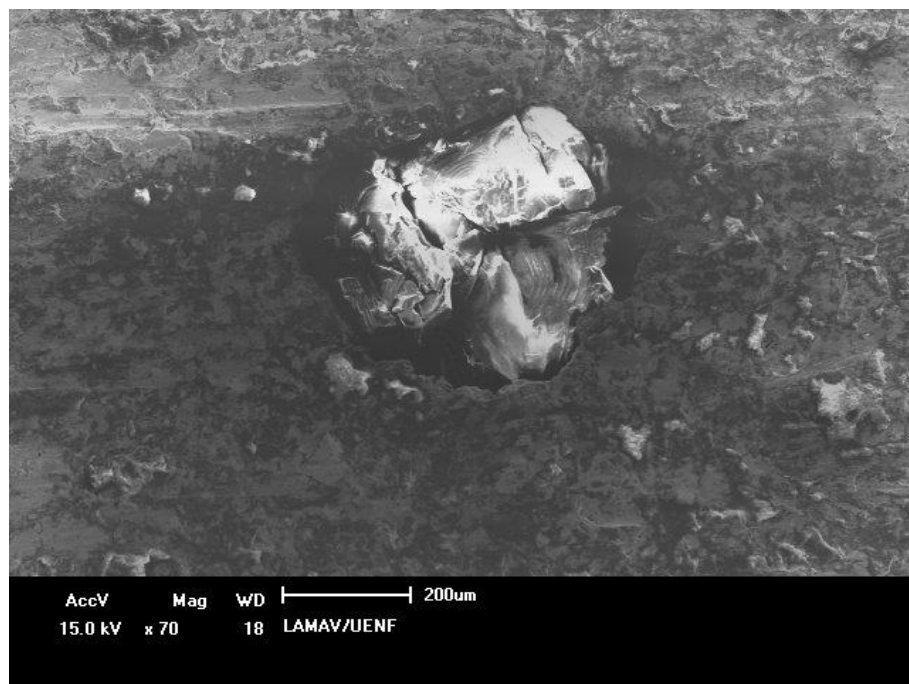


Figura 5.60: Estrutura mostrando cristal de diamante no composto Fe-Cu-Nb, após 20 minutos de ensaio de abrasão

Para o último tempo de ensaio, 30 minutos, os cristais de diamante e matriz apresentam características semelhantes aos ensaios anteriores. Nas Figuras 5.61 a 5.63 é possível observar um cristal de diamante sendo aflorado e praticamente sem danos, com ótima aderência à liga. Na Figura 5.62 o grão de diamante possui boa ancoragem e altura de protrusão aproximada de 15 μm , isso faz com que o mesmo não se desprenda facilmente da matriz metálica, possivelmente será gasto até o fim de sua vida útil. Uma outra maneira qualitativa de se avaliar a aderência da matriz ligante/diamante é através da molhabilidade do ligante sobre o cristal de diamantes [Lowel e Shields, 1984]. Isso pode ser observado na Figura 5.63, na qual o ligante tem contato uniforme com o cristal de diamante, provavelmente o ângulo de contato pós sinterização foi próximo de zero. Nota-se, que em função disso não há nenhum *gap* ou distância entre o cristal abrasivo e o ligante, confirmado a aderência satisfatória para o compósito de um modo geral. É claro que com o trabalho de corte, as cargas dinâmicas geram fadiga na matriz metálica, de forma a gerar a separação (*gap*) observada entre diamante e matriz, na região esquerda inferior da Figura 5.63.

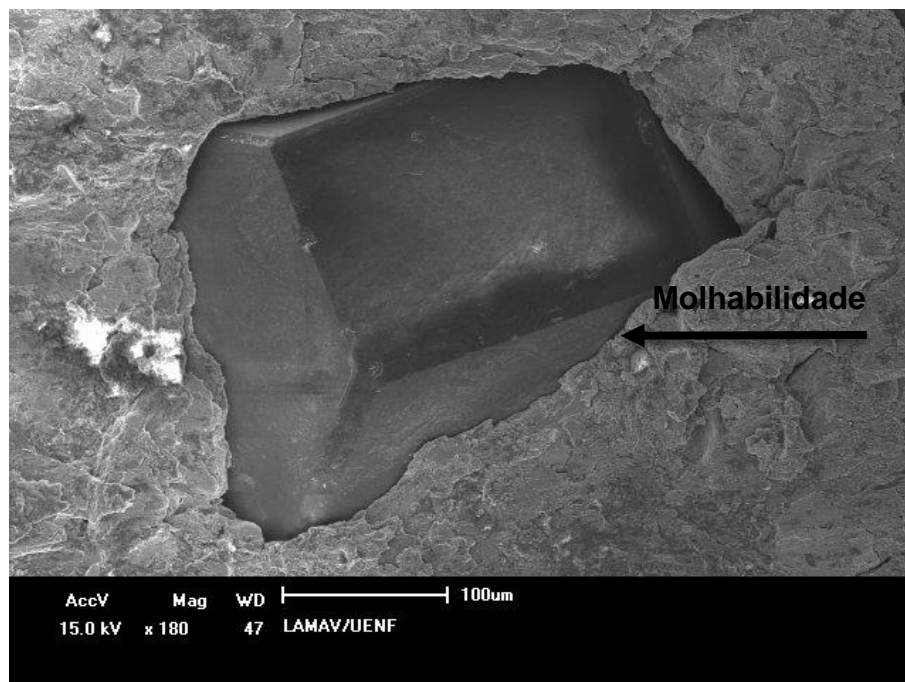


Figura 5.61: Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

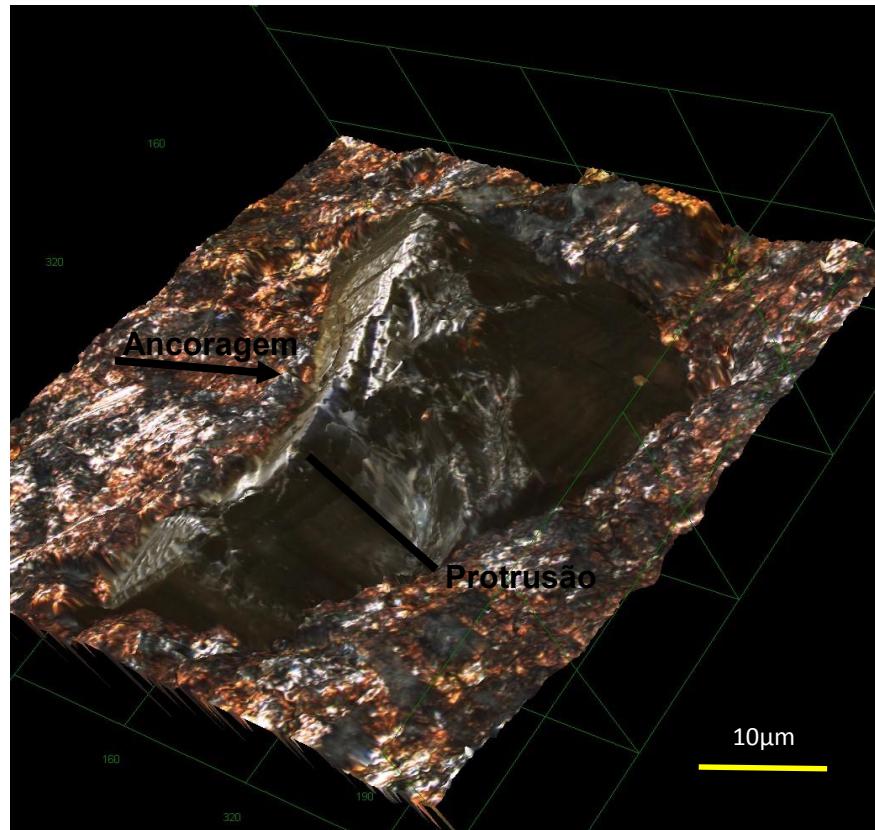


Figura 5.62: Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio de abrasão.



Figura 5.63: Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

Conforme já mencionado anteriormente, a taxa de corte constante e acelerada para este ensaio gerou alguns diamantes planificados, fato já esperado, Figura 5.64. A Figura 5.65 retrata a mesma situação com um diamante planificado, ao lado de 2 diamantes intactos, prontos para o corte.

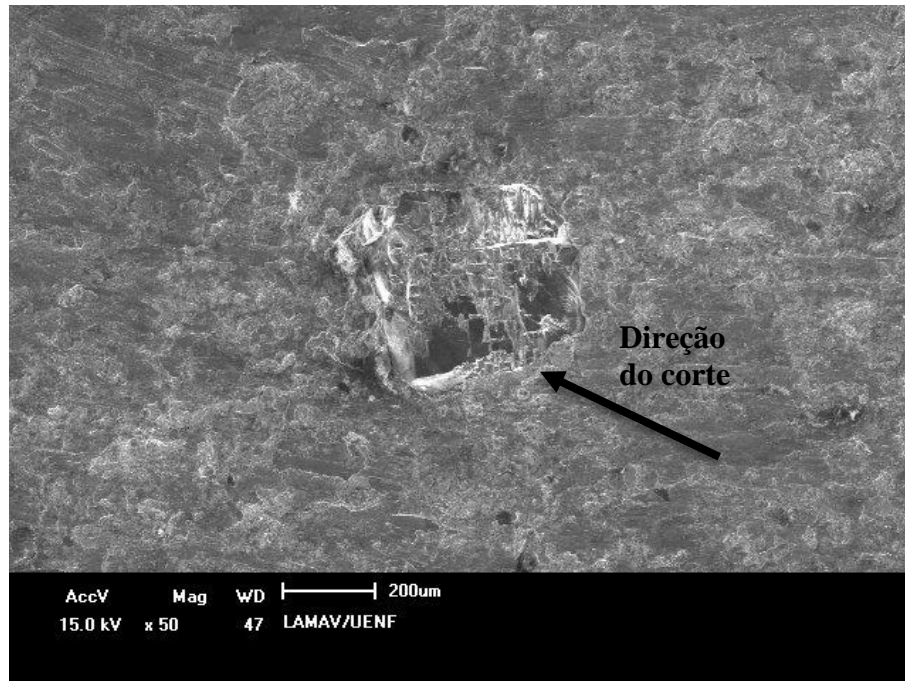


Figura 5.64: Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

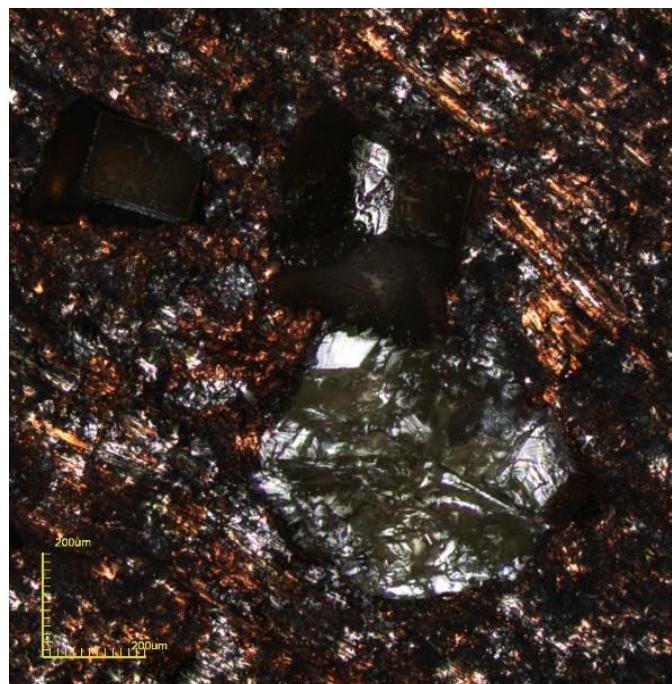


Figura 5.65: Estrutura dos cristais de diamante no compósito Fe-Cu-Nb, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

5.6.2 – Compósito diamantado Fe-Cu-Co-Sn (Diabase-V21)

As Figuras 5.66 a 5.70, apresentadas a seguir, mostram a distribuição dos cristais de diamantes na matriz ligante Fe-Cu-Co-Sn (Diabase-V21) após ensaio de resistência à abrasão, ao final dos tempos de 2, 6, 12, 20, 30 minutos. Nas Figuras 5.71 e 5.91 observa-se o desgaste da matriz metálica e o diamante. Portanto, serão observadas falhas, fraturas, defeitos, ancoragem e molhabilidade existentes.

Pode-se observar na Figura 5.66 desgaste da matriz metálica, onde as faces cortantes dos diamantes começaram a aparecer na matriz, iniciando o processo de corte, o que é de se esperar para este tempo de ensaio. Na Figura 5.67, após 6 minutos de ensaio, observa-se a distribuição dos diamantes com diferentes alturas exposta sobre a matriz ligante, intactos e pouco desgastados, indicando o início do processo de corte. Apenas 2 cristais de diamantes (vide seta) estão clivados devido à elevada força de impacto durante o corte sobre estes, promovendo o desgaste frágil. Para o tempo de 12 minutos, os diamantes ainda continuam pouco desgastados e com alto poder de corte, porém, já se observa o aparecimento de *pull-out* vide seta na Figura 5.68.

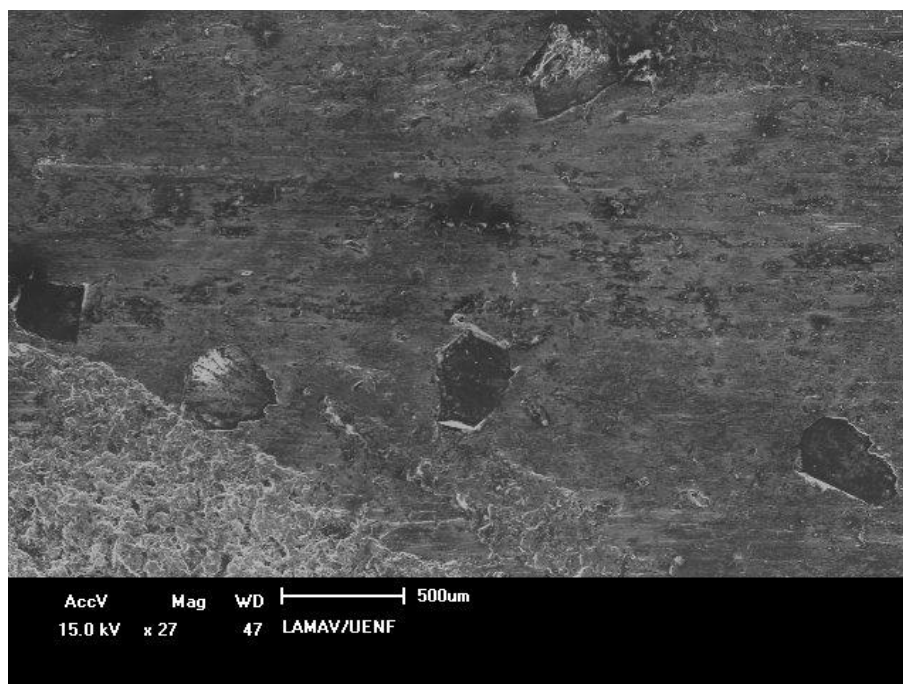


Figura 5.66: Distribuição dos cristais de diamantes do compósito DiabaseV-21, após 2 minutos de ensaio de abrasão.

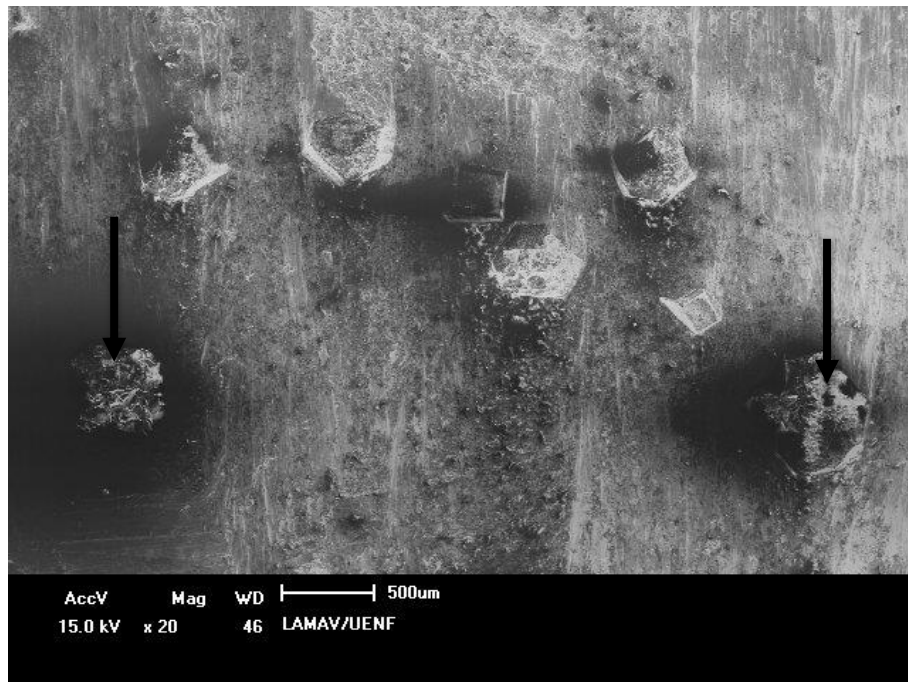


Figura 5.67: Distribuição dos cristais de diamantes do compósito DiabaseV-21, após 6 minutos de ensaio de abrasão.

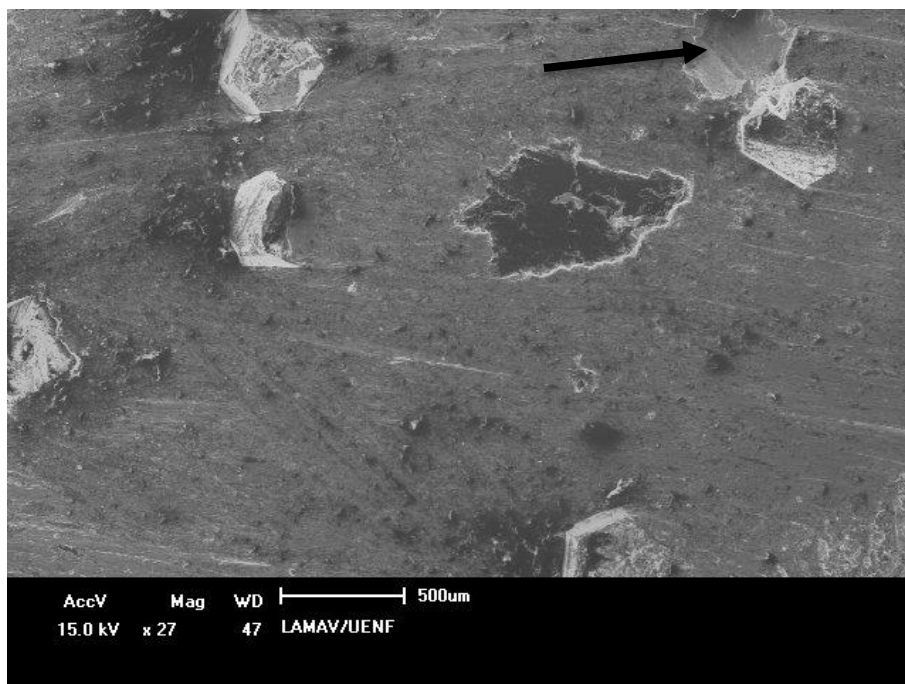


Figura 5.68: Distribuição dos cristais de diamantes do compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio de abrasão.

Analisando o ensaio para o tempo de 20 minutos, observa-se uma boa distribuição dos cristais de diamantes com diferentes estágios de afloramento, alguns grãos abrasivos e clivados, oriundo do intenso trabalho realizado, Figura 5.69.

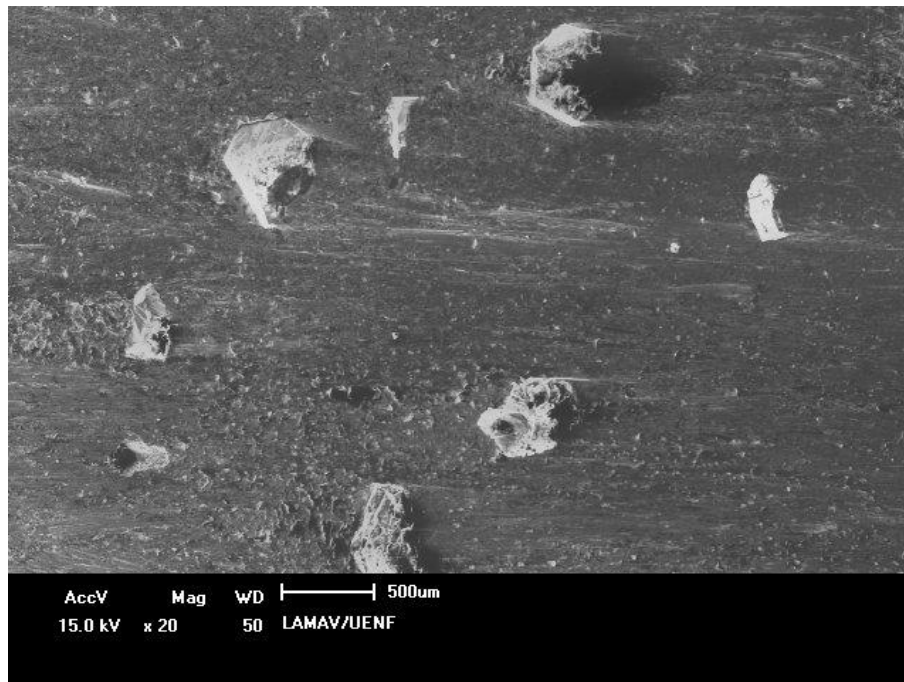


Figura 5.69: Distribuição dos cristais de diamantes do compósito DiabaseV-21, após 20 minutos de ensaio de abrasão.

Na Figura 5.70, observa-se que, no final do ensaio aos 30 minutos de resistência à abrasão, os diamantes se encontravam bastante danificados, porém novas faces cortantes foram observadas.

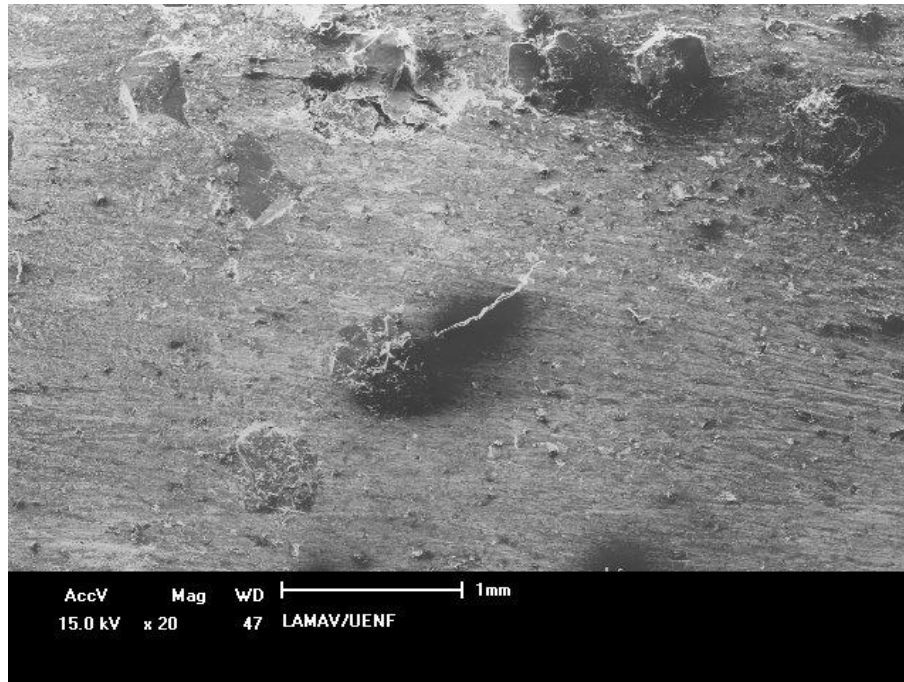


Figura 5.70: Distribuição dos cristais de diamantes do compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

Durante os 2 primeiros minutos do ensaio de resistência à abrasão, ocorreu um desgaste da matriz ligante, onde as faces cortantes dos cristais de diamantes começam a aparecer na matriz, sem existência de *gap* ou separação entre matriz e diamante, demonstrando ótimo trabalho de acomodação e retenção dos cristais. A Figura 5.72 é uma ampliação da Figura 5.71, (vide circunferência) que confirma essa adesão (vide seta). A Figura 5.73 foca um cristal de diamante em estágio inicial de planificação, o que não é comum ocorrer neste tempo de ensaio, mas é compreendida pela elevada força aplicada com intuito de acelerar o tempo normal de desgaste da ferramenta na indústria amostra, sendo assim, provocando acentuado desgaste sobre este grão por estar mais aflorado.

Vale ressaltar mais uma vez, que o processo de desgaste da matriz é importante para o processo de corte da ferramenta diamantada, pois dessa maneira o processo de desgaste do compósito diamantado acontecerá gradativamente e uniforme. Sendo assim, as faces cortantes dos diamantes clivados e auto afiadas realizam o trabalho de corte na rocha.



Figura 5.71: Estrutura do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 2 minutos de ensaio de abrasão.

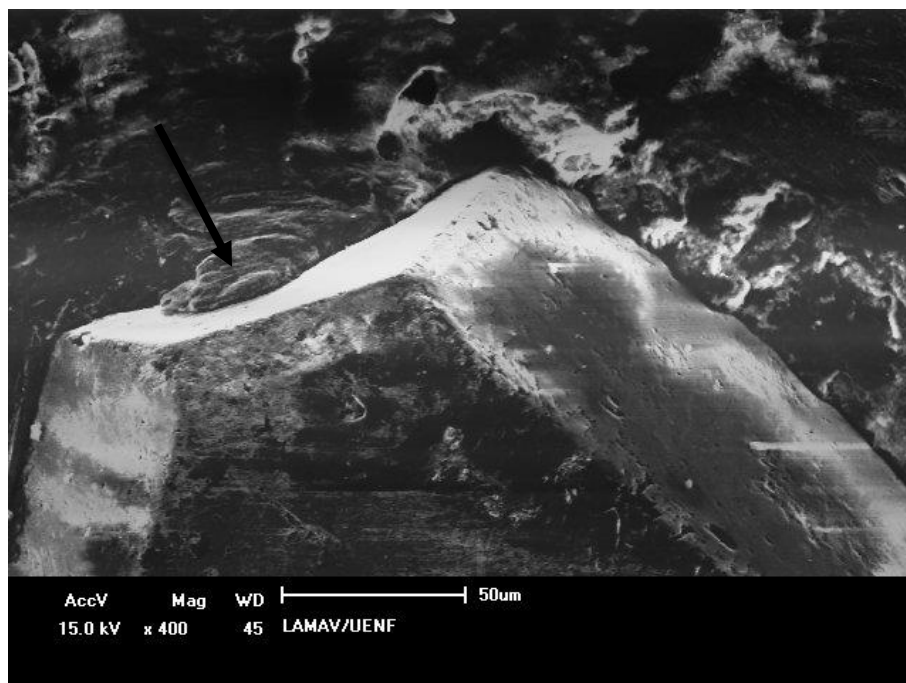


Figura 5.72: Imagem ampliada da imagem 5. 71. Molhabilidade do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 2 minutos de ensaio de abrasão.

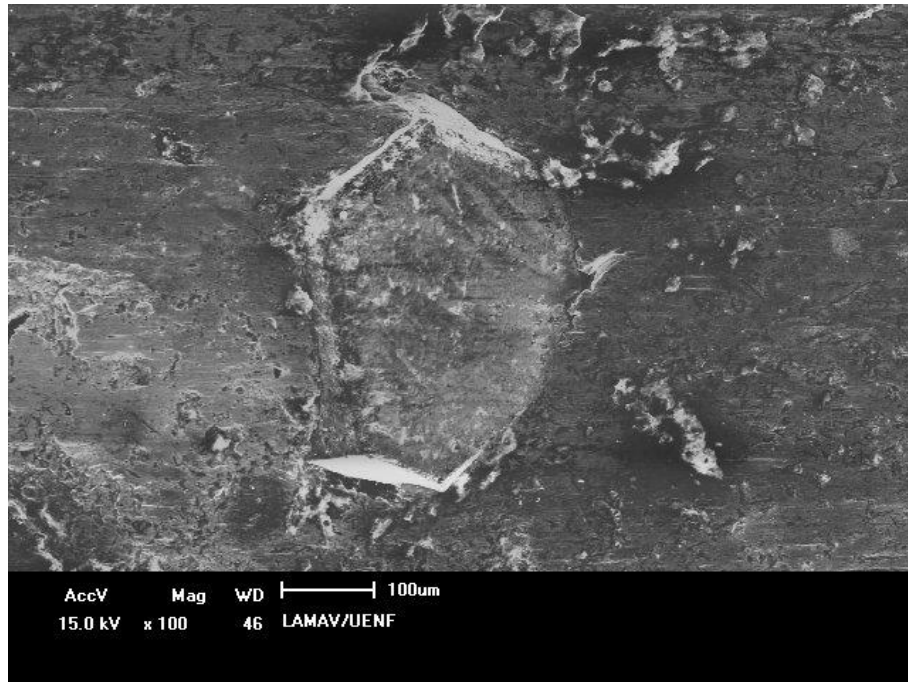


Figura 5.73: Cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 2 minutos de ensaio de abrasão.

Observando a Figura 5.72, vê os cristais de diamantes com diferentes alturas de protrusão, bem retidos na matriz metálica realizando trabalho de corte. A Figura 5.73, mostra que para este tempo de 6 minutos de ensaio, sob uma condição severa de corte os diamantes apresentam uma boa ancoragem (vide circunferência), provando a eficiência da liga. Os diamantes com maior altura exposta na matriz ligante, Figura 5.74, sofrem maior degradação durante o ensaio de resistência à abrasão no trabalho de corte, ocorrendo trinca na superfície do cristal, clivagem e fragmentações, sendo melhor detalhado nos tempos seguintes. Mas, como o processo de desgaste é contínuo, a vida útil da ferramenta pode não ser afetada pela quebra por clivagem dos cristais, uma vez que as superfícies auto afiadas contribuem para o processo de corte.

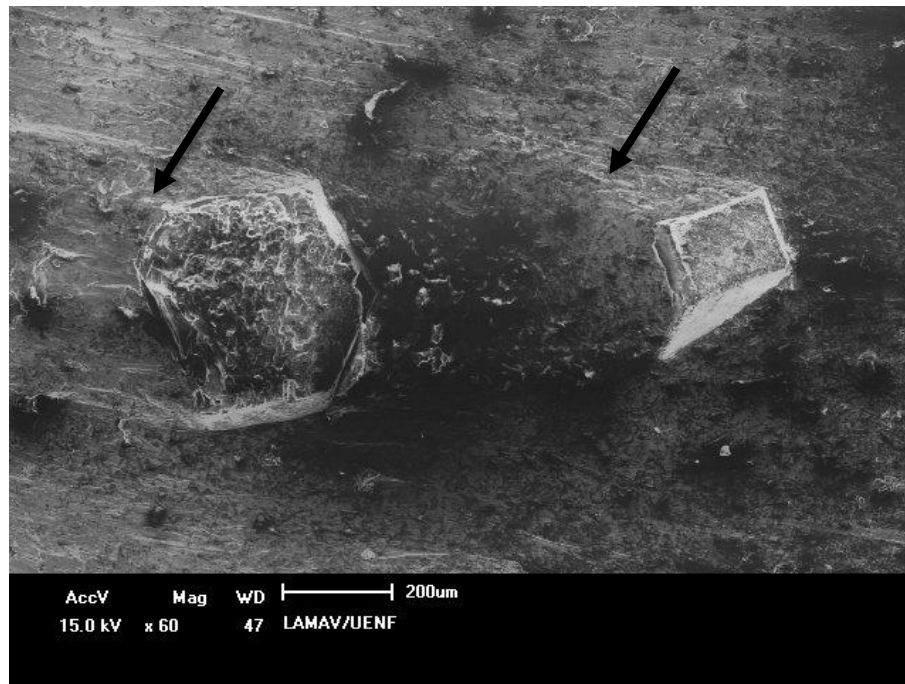


Figura 5.74: Estrutura dos cristais de diamante no compósito DiabaseV-21, após 6 minutos de ensaio de abrasão.

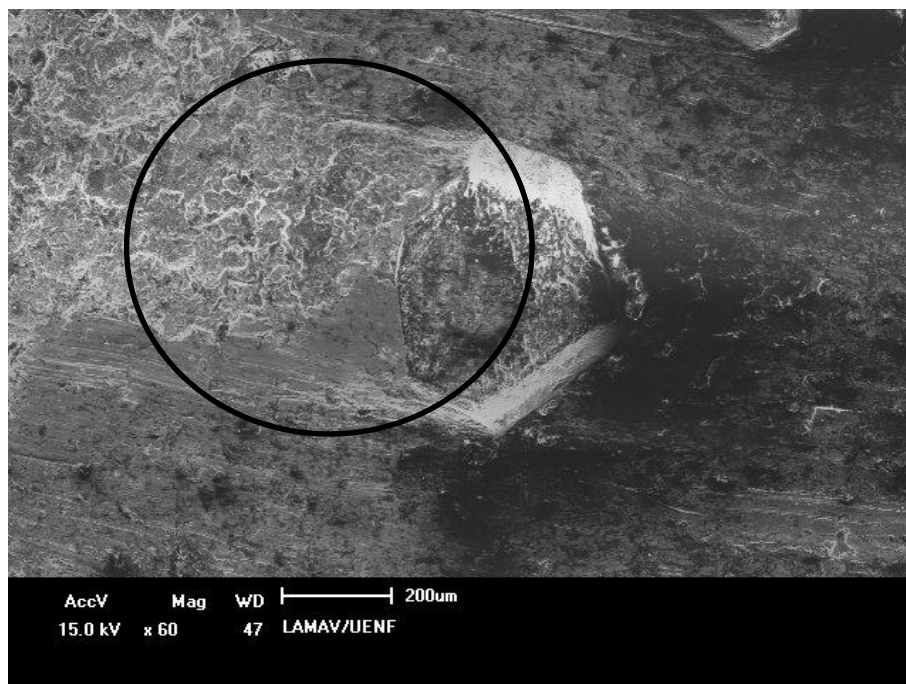


Figura 5.75: Micrografia mostrando a ancoragem do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 6 minutos de ensaio de abrasão.

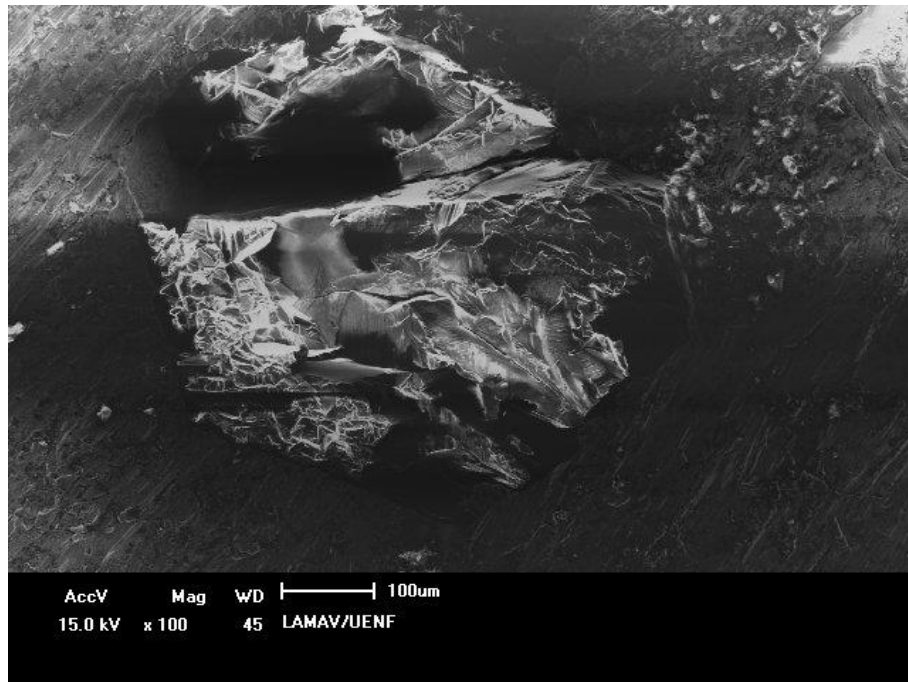


Figura 5.76: Micrografia mostrando o destacamento do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 6 minutos de ensaio de abrasão.

Novamente foi verificada ótima aderência da matriz ligante/diamante para o compósito Diabase-V21, onde, mesmo após 12 minutos de ensaio, em alguns cristais nota-se boa ancoragem da liga com o cristal de diamante (vide seta), uma molhabilidade satisfatória nas faces do diamante por parte do ligante (observar em torno do grão de diamante) Figura 5.77.

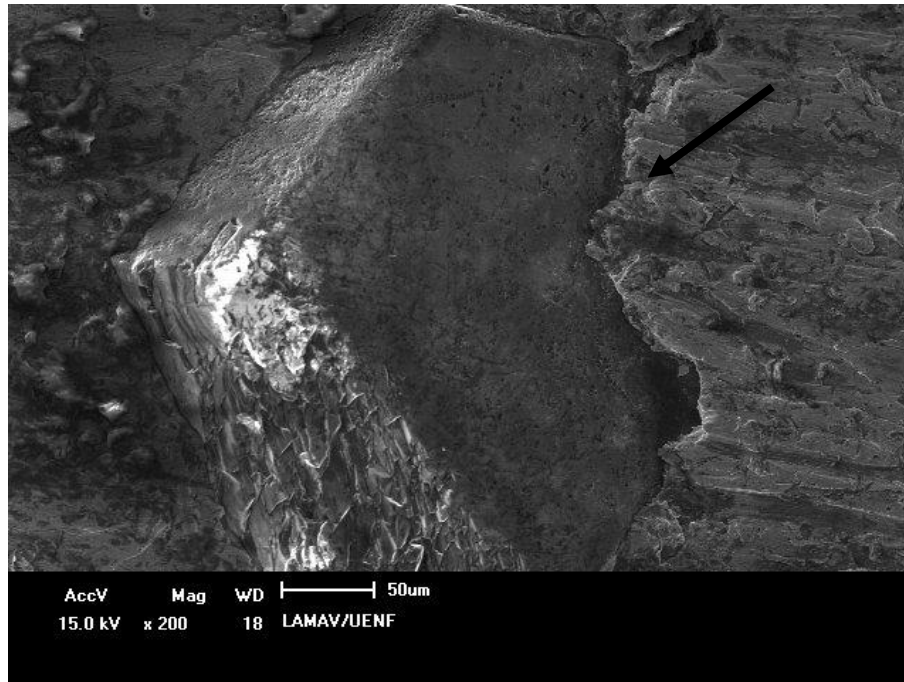


Figura 5.77: Molhabilidade do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio de abrasão.

Após os 12 minutos de ensaio, o cristal de diamante mostrado na Figura 5.78, está em estágio de planificação, devido às tensões impostas durante o ensaio em contato com a rocha granítica. Na parte superior da mesma micrografia mostra o desprendimento (*pull-out*) de um diamante, deixando vazio na matriz metálica. Isso acontece porque o grão abrasivo fica exposto a um carregamento constante durante a operação de corte, de modo que com os impactos gerados, os diamantes forçam a matriz ao redor de suas faces, podendo se desprender ou gerar *gap*, conforme pode ser observado na Figura 5.79, (vide seta). Nesta mesma figura, é importante destacar que mesmo com todos estes problemas oriundos do corte, há novos cristais de diamantes sendo aflorados, para dar continuidade ao trabalho, sendo o esperado e o correto para caracterizar uma boa liga.

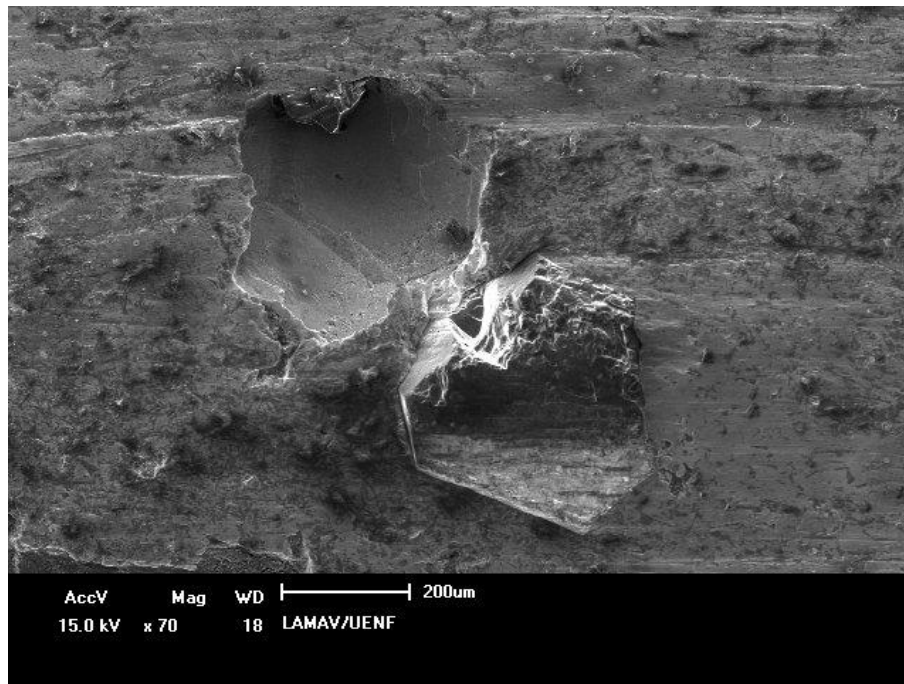


Figura 5.78: Estrutura dos cristais de diamante e *pull out* no compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio de abrasão

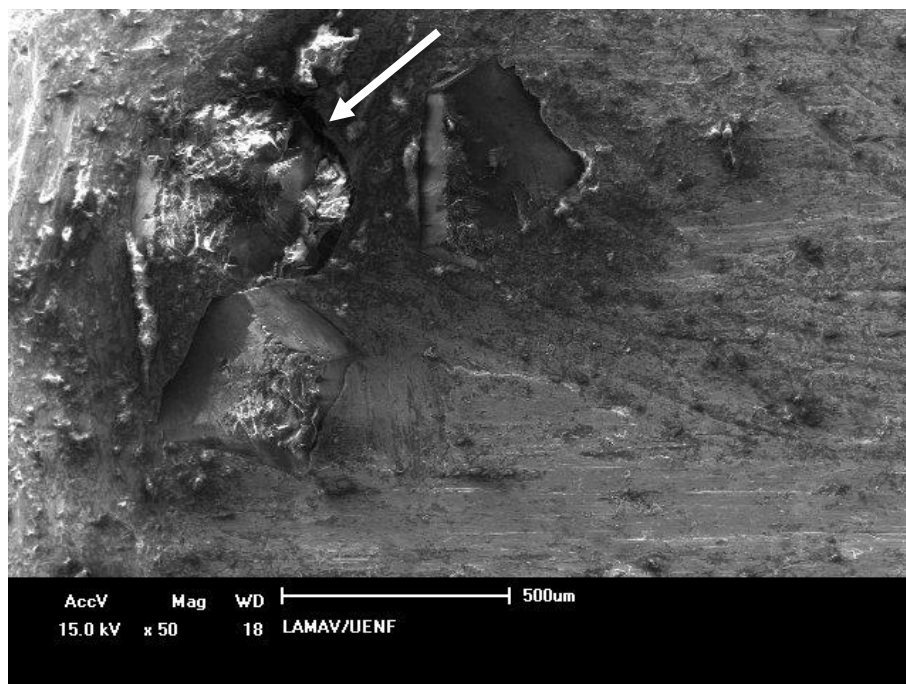


Figura 5.79: Micrografia mostrando cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio de abrasão.

Nas Figuras 5.80 e 5.81 os cristais de diamantes se revelam bastante degradados, sendo que o da direita está planificado e não clivado, vide Figura 5.80,

indicando que estes já passaram do estágio inicial de afloramento, e agora atingiram uma maior altura de protrusão, favorecendo o seu desgaste.

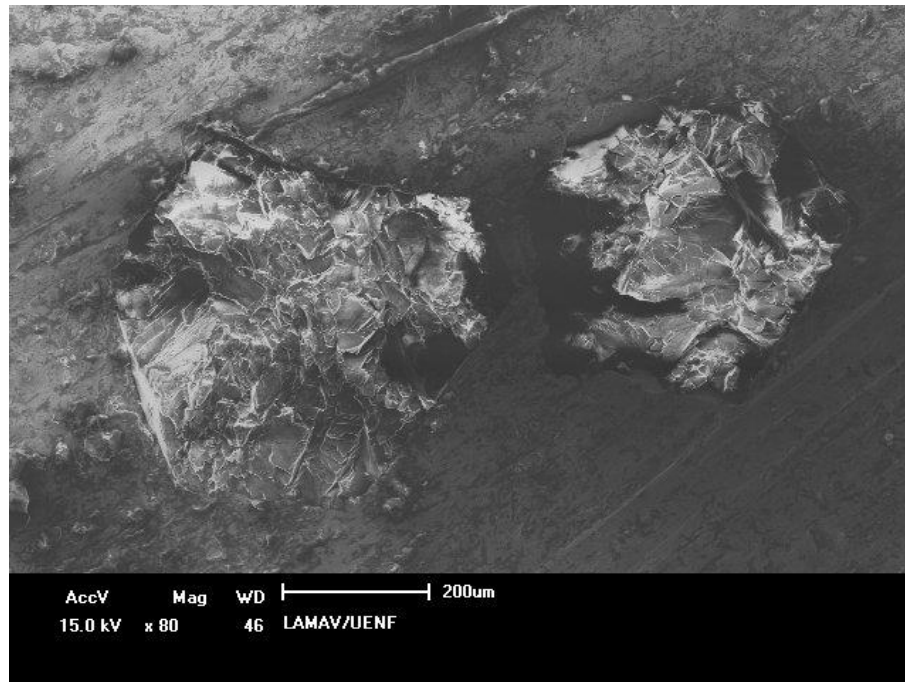


Figura 5.80: Estrutura dos cristais de diamante no compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio de abrasão.

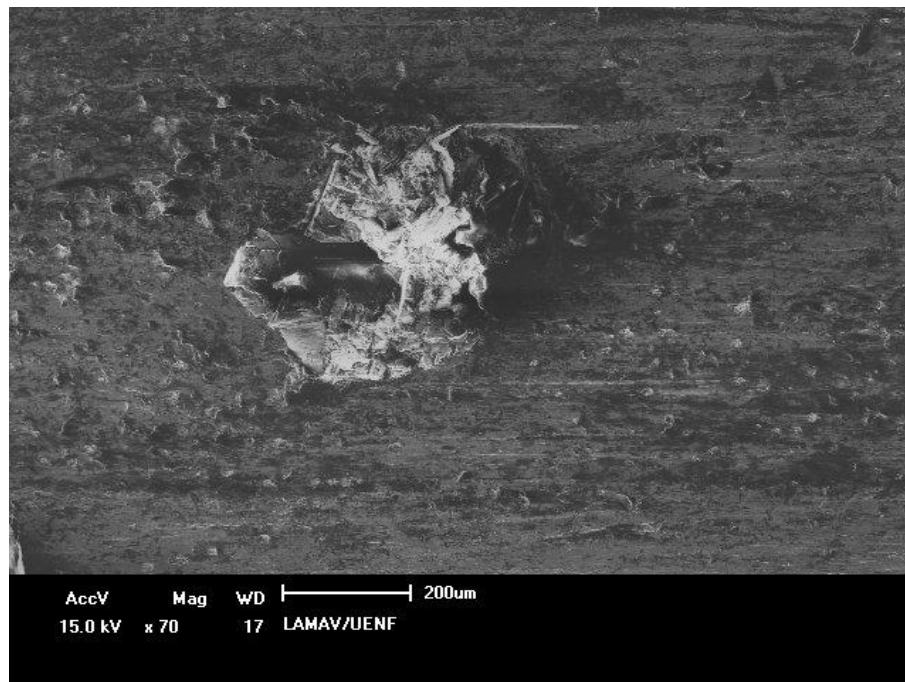


Figura 5.81: Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 12 minutos de ensaio de abrasão.

Para o tempo de 20 minutos, pode-se observar de modo geral que a resistência à abrasão da liga exerceu sua função, com isso, novos diamantes estão sendo expostos na superfície da amostra, Figura 5.82. Nesta figura em questão, é interessante ressaltar que tem-se 3 diamantes em 3 estágios diferentes, aflorando (vide circunferência), iniciando o processo de corte (vide seta contínua) e em estágio mais avançado (vide seta da direita). Situação importante para eficiência do corte. A Figura 5.83 detalha o grão de diamante esquerdo visto na figura anterior, dando foco a boa molhabilidade e ancoragem (vide seta) da liga após este longo tempo de ensaio.

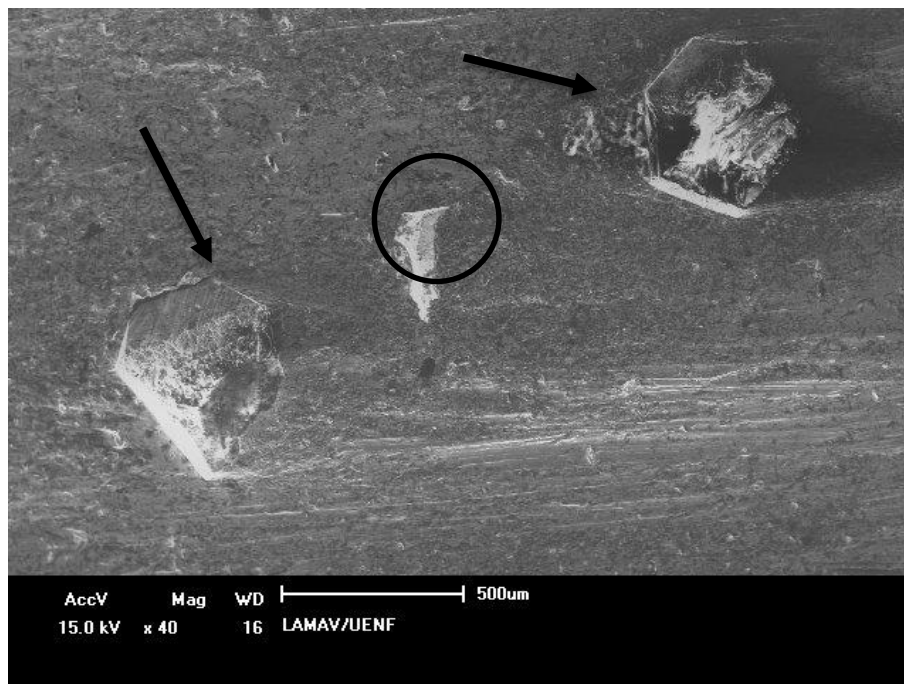


Figura 5.82: Estrutura dos cristais de diamante no compósito DiabaseV-21, após 20 minutos de ensaio de abrasão.

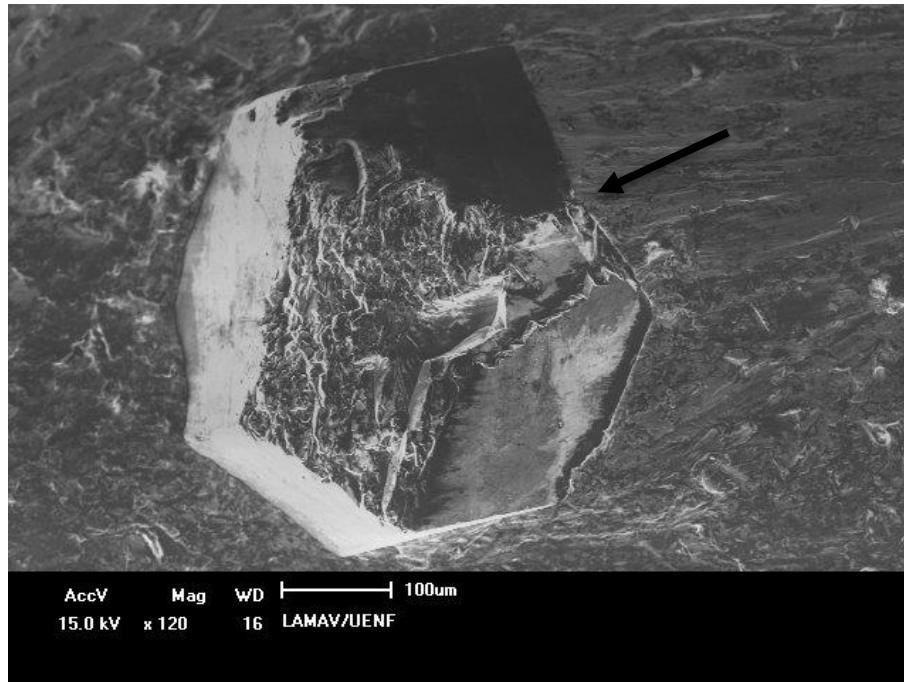


Figura 5.83: Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 20 minutos de ensaio de abrasão.

Conforme já ressaltado, uma das funções da matriz ligante é de aderir os grãos abrasivos de diamante 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 5.84, a qual mostra que existe um *gap* “prolongado” (vide seta) paralelo a direção do corte, indicando arranchamento e arrasto do grão de diamante. Isto pode ter ocorrido devido a alguma irregularidade no disco de granito, gerado pelo longo tempo de ensaio. Este fato é pouco provável de acontecer em condições normais de trabalho.

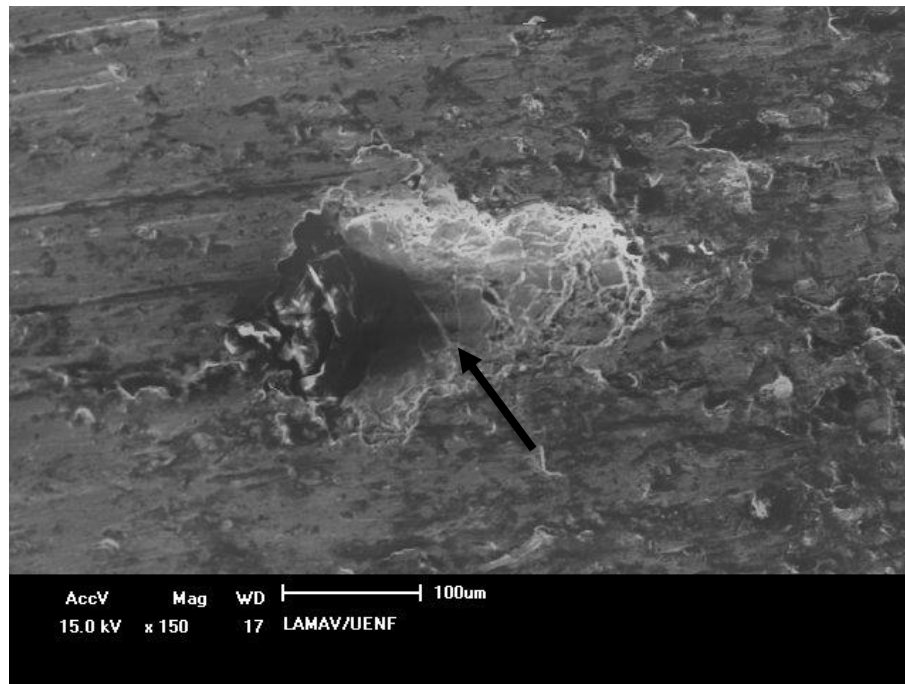


Figura 5.84: Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 20 minutos de ensaio à abrasão.

Na Figura 5.85, como esperado, observa-se uma participação mais efetiva dos diamantes com maior altura de protrusão no corte, conseqüentemente maior desgaste, comparados com diamantes em estágio inicial de afloramento. Com o decorrer do processo de corte, neste tempo de ensaio, tem-se 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, mantendo uma taxa de corte uniforme. A Figura 5.85, mostra 2 cristais de diamantes sem ancoragem na matriz, clivados e em início de planificação.

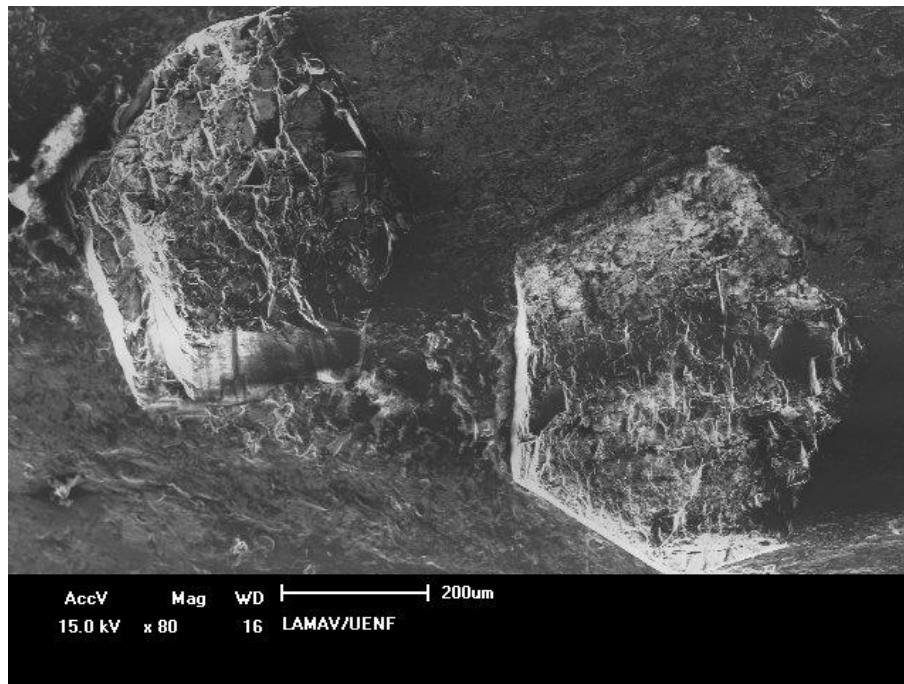


Figura 5.85: Estrutura dos cristais de diamante no compósito DiabaseV-21, após 20 minutos de ensaio de abrasão.

Para o último tempo de ensaio, 30 minutos, pode-se notar que mesmo após as condições agressivas deste ensaio, os diamantes ainda estão bem distribuídos, e muito bem ancorados pela matriz ligante. Percebe-se que a aderência matriz ligante-diamante foi satisfatória, já que se verifica uma boa adesão dos diamantes de um modo geral. Isso pode ser mais bem observado nas Figuras 5.86 e 5.87.

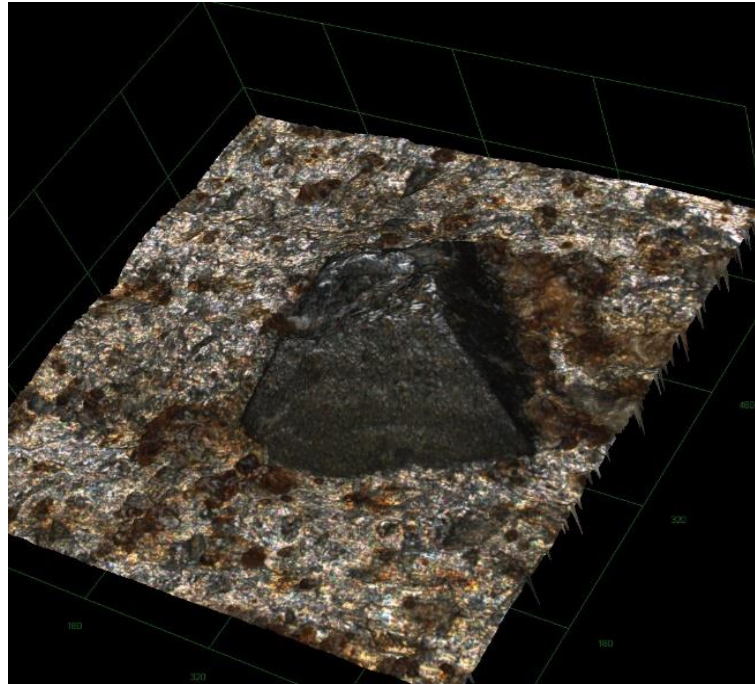


Figura 5.86: Estrutura do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

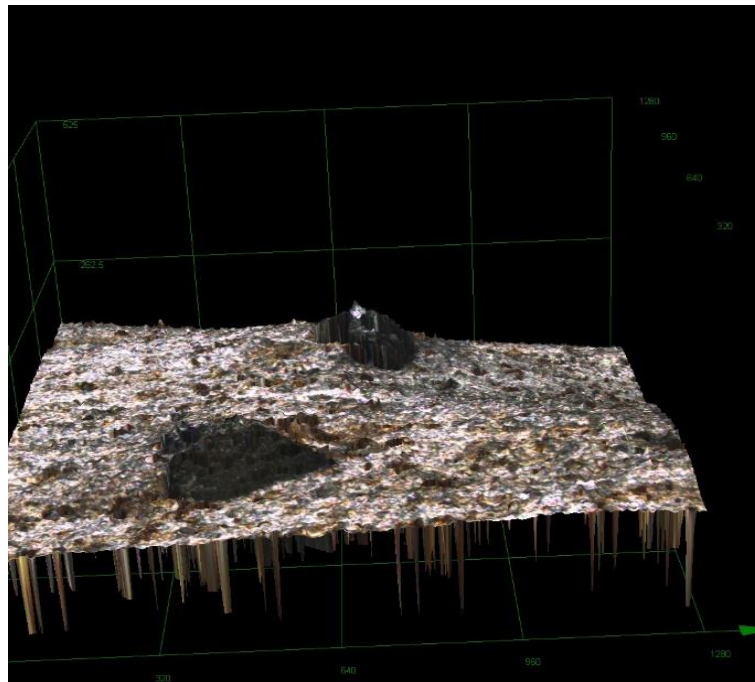


Figura 5.87: Estrutura do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

Conforme já mencionado acima, devida à taxa de corte constante e longa, para este tempo de ensaio, o número de diamantes clivados aumentou, fato já esperado. Isso pode ser visto através das Figuras 5.88 e 5.89, onde observa-se cristais de diamantes planificados, totalmente trincado, e com destacamento de fragmentos.

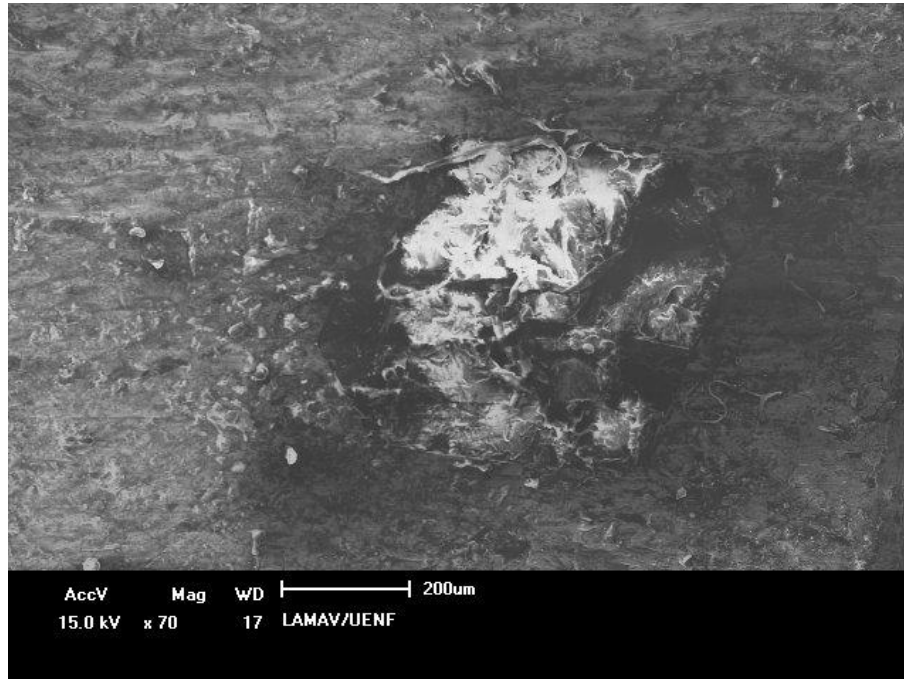


Figura 5.88: Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

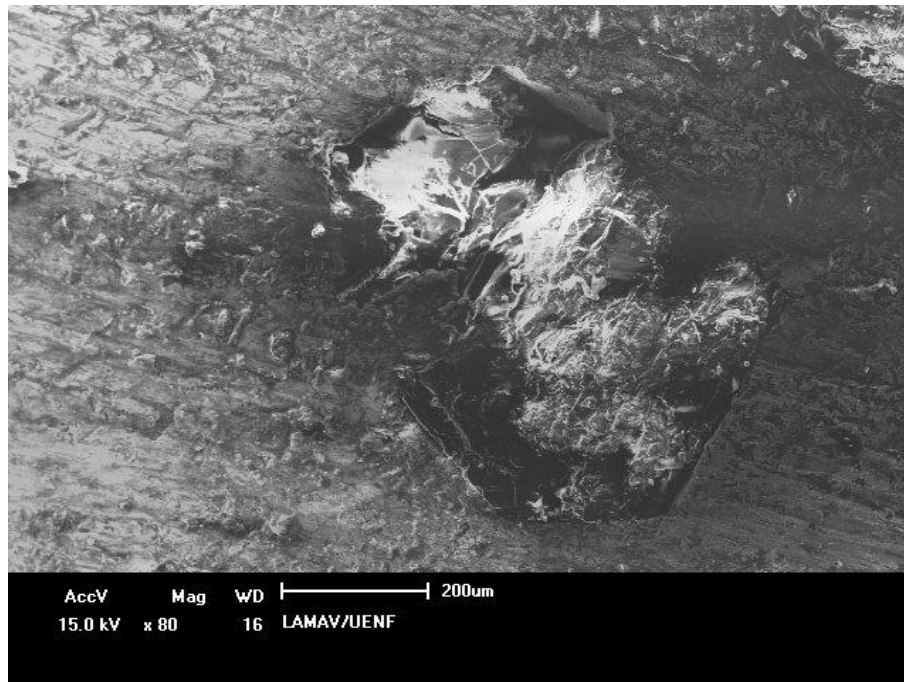


Figura 5.89: Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

Na Figura 5.90 nota-se a coerência de um destacamento do grão abrasivo, deixando fragmentos encravados na matriz metálica (vide seta contínua). Este *pull-out* ocorre, e pode ser atribuído também à baixa resistência à fadiga da matriz metálica, pois como mencionado no capítulo 2, o pequeno teor de cobalto nesta liga pode não ter formado solução sólida Fe-Cu (fase dura) em torno do grão de diamante. A prova disso é que a borda do *pull-out* começou a fechar (vide circunferência), mostrando a elasticidade da matriz ligante. Cabe ressaltar mais uma vez que a solução sólida proporciona dureza à liga e melhora a adesão matriz-diamante.

Pode-se considerar que este destacamento é um modo de falha da ferramenta diamantada, e que se ocorrer em excesso pode comprometer a vida útil da ferramenta. Mas ocorrendo de forma natural ao fim da vida útil do diamante, torna-se interessante, pois, indica que a matriz descarta diamante sem poder de corte e permite emergir novos grãos.

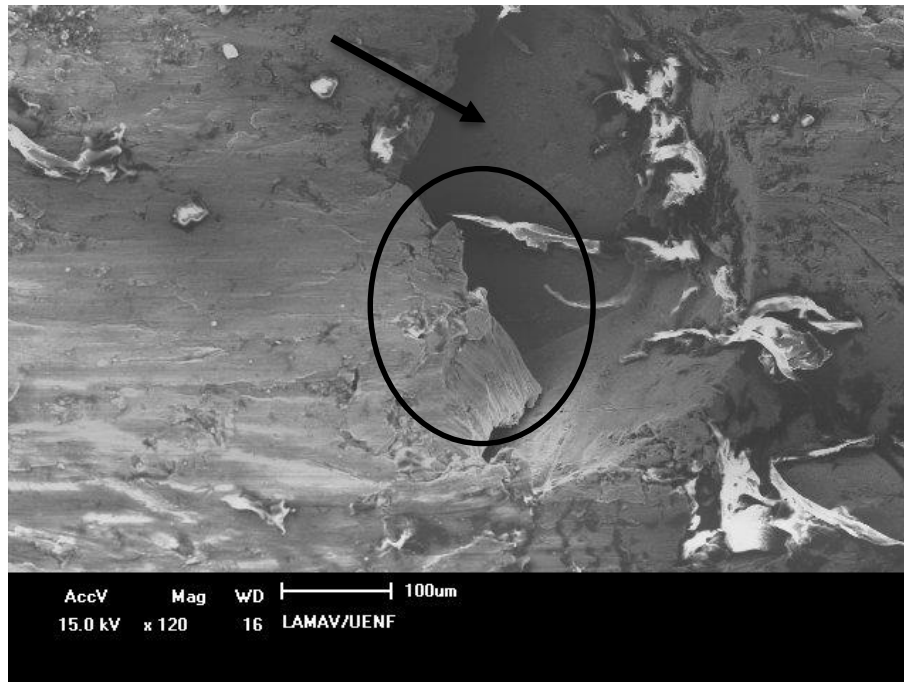


Figura 5.90: *Pull-out* no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

Após ter sofrido degradação, o cristal de diamante tende a perder sua face cortante, e possivelmente pode ocorrer destacamento ou planificação do mesmo, caso continue o trabalho de corte. Na Figura 5.91, apesar do cristal ter uma boa interação matiz/diamante (vide acima da seta), ocorreu pequena formação de *gap* (vide seta contínua), ou seja, fadiga devida à deformação plástica ocorrida na matriz durante esforços mecânicos. Além disso, o cristal de diamante sofreu desgaste por abrasão, gerando clivagens, podendo ter ocorrido pelo fato de possuir maior altura de proeminência, sendo que esta degradação tende a planificar o cristal de diamante.

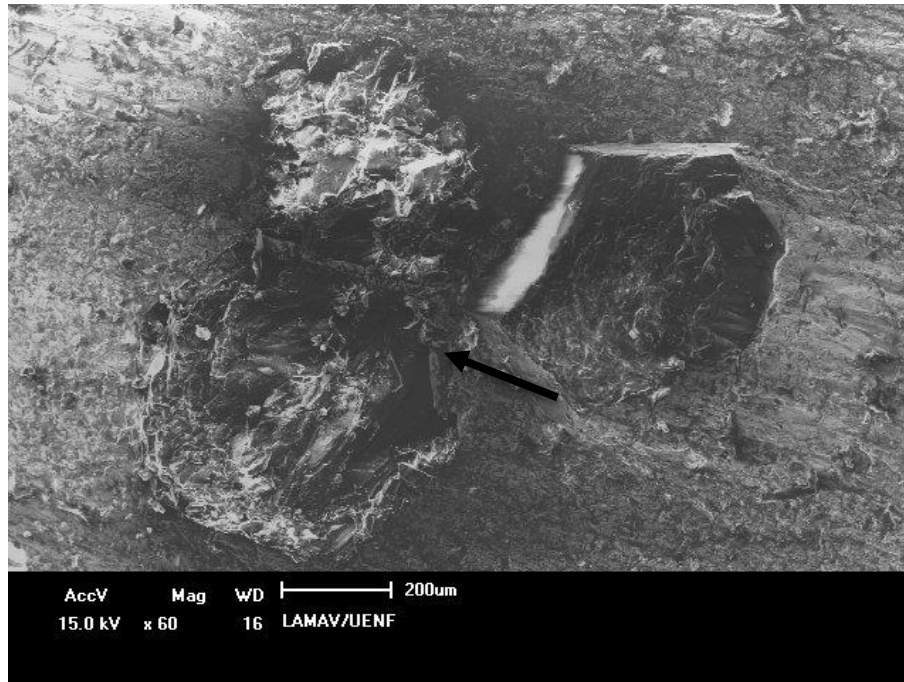


Figura 5.91: Micrografia do cristal de diamante no compósito DiabaseV-21, após 30 minutos de ensaio de abrasão.

5.7 - Mapa de Desgaste Estudado

As Figuras 5.92 a 5.95, apresentadas abaixo, ajudam a entender melhor o novo modelo de desgaste utilizado neste trabalho, baseado na tese de Oliveira [2009], propulsor desta nova visão. A proposta desse autor é o melhor modelo a ser empregado em mecanismos de desgaste, pois descreve quantitativamente todas as etapas e fenômenos oriundos dos mecanismos de desgastes de uma ferramenta diamantada produzida por metalurgia do pó, e é o que mais se aproxima da realidade. Lembrando que, no mundo, existe basicamente um único mecanismo de desgaste aceito para este tipo de ferramenta, descrito por [Davis et al. 1996] e detalhado no capítulo 3.

Este novo modelo baseia-se em dois gráficos conjuntos, 5.92 e 5.93. Para tal, foi escolhido o compósito Fe-Cu-Nb-diamante, para avaliação do desgaste sofrido ao longo dos cinco tempos de desgaste 2, 6, 12, 20 e 30 minutos, já discutidos nos tópicos anteriores deste capítulo. A Figura 5.92 evidencia a evolução da fração percentual de área ocupada pelos diamantes na área da matriz, em função do tempo de ensaio, bem com a fração percentual de área ocupada pelos diamantes de acordo com sua classificação de tamanho, médio e grande, pois estes participam

efetivamente do corte. A Figura 5.93 mostra o percentual de diamantes de acordo com os tipos de desgaste sofridos, quais sejam intactos, clivados, planificados e destacados (*pull-out*).

No início da Figura 5.92, entre o tempo de 2 a 6 minutos, nota-se o maior percentual de diamantes grandes em relação aos diamantes médios, no total ocupa quase (7%) da área da amostra. Na mesma proporção e no mesmo intervalo de tempo verifica-se maior percentual de diamantes ainda intactos em relação aos clivados, Figura 5.93. Sendo o esperado, pois neste caso ocorre basicamente o desgaste da matriz, aflorando os diamantes na superfície de corte, deixando as faces cortantes prontas para iniciar o trabalho de corte.

Com o decorrer do corte, para o intervalo de tempo entre 6 e 12 minutos, verifica-se que o percentual de diamantes grandes aumentam (1,4%) enquanto os médios caem aproximadamente (3,5%), Figura 5.92. Isso ocorre porque, nesse momento, os grãos abrasivos já estavam todos aflorados na superfície da amostra e estavam efetivamente realizando o corte. Como consequência houve um desgaste dos diamantes e da matriz, Figura 5.93.

Em seguida, para o intervalo de tempo entre 12 e 20 minutos, Figura 5.92, nota-se que o percentual de diamantes grandes caem (4,5%) em relação aos diamantes médios que aumentam (2%), mostrando que os diamantes da etapa anterior sofreram desgaste e se tornaram médios. Enquanto outros cristais começaram a planificar e os mais desgastados, os quais já não apresentam mais capacidade de corte, foram destacados da matriz, ocorrendo o *pull-out*, Figura 5.93.

Agora, para o intervalo de 20 a 30 minutos, tem-se o oposto do intervalo anterior, o percentual de diamantes grandes aumenta (5,5%) em relação aos médios que caem (1,5%), provando que os diamantes se renovaram e a matriz liberou novas arestas de corte. Até esse ponto tem-se o que se chama região de corte constante, onde a taxa é uniforme, havendo mais desgaste dos diamantes grandes e ocorrência de auto-afiação dos cristais associado com desgaste da matriz, liberando um pouco mais os cristais para o trabalho, o que eleva o número de cristais grandes. Pode-se, portanto, concluir que para o bom funcionamento do corte, os percentuais de diamante médio e grande por área de corte devem manter-se em diferentes valores, pois indica que o processo de corte está em evolução.

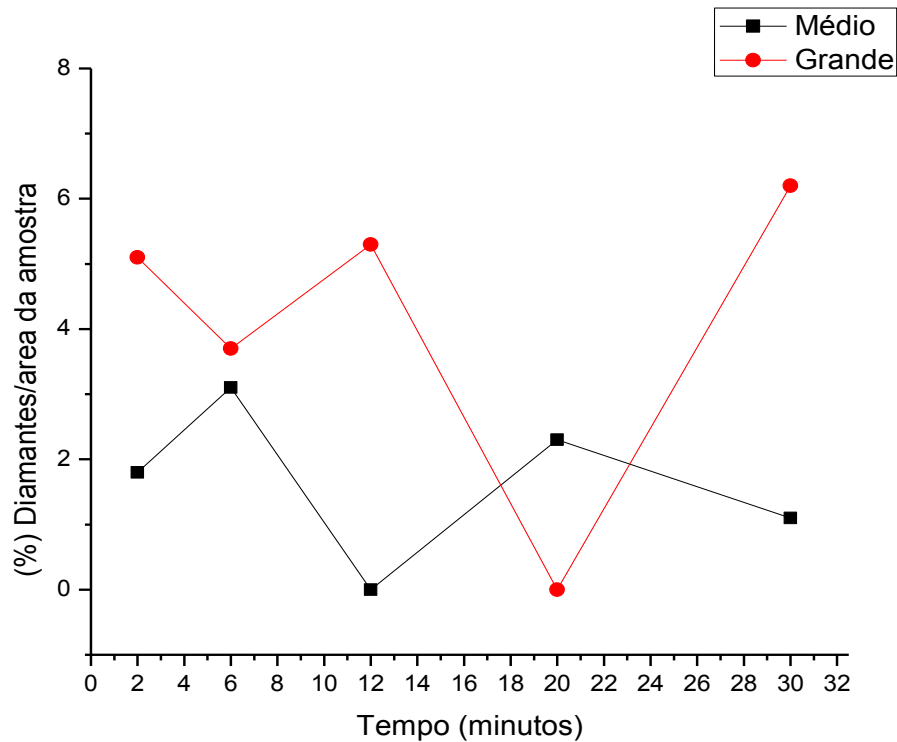


Figura 5.92: Fração percentual de área ocupada pelos diamantes na área da matriz em função dos tempos de ensaio de resistência à abrasão para o compósito Fe-Cu-Nb-diamante.

Para este último intervalo de ensaio, na Figura 5.93, observa-se uma linha no gráfico mais uniforme dos percentuais de diamantes intactos, clivados, planificados e o surgimento com significância do *pull-out*. Observa-se que, após longo tempo de ensaio, a amostra apresenta todas as etapas ou ciclos do diamante, onde o maior percentual de diamantes intactos e o menor percentual de *pull-out* são as características perfeitas para o corte e a durabilidade da ferramenta. Cabe mais uma vez lembrar que quando a retenção dos diamantes pela matriz ligante é fraca, há perda prematura dos grãos de diamantes, gerando o *pull-out* e afetando de forma negativa a vida da ferramenta. Mas por outro lado, pode ser positivo quando surge como etapa natural do processo de desgaste, eliminando os cristais mais desgastados, os quais não têm mais capacidade de corte. Outro fator importante é o favorecimento da refrigeração na matriz durante seu trabalho, sendo de grande valia para durabilidade da ferramenta.

Na Figura 5.94, observamos uma queda no percentual para os tempos de 2, 6 e 12 minutos de diamantes grandes, e para os tempos seguintes uma estabilidade, indicando um equilíbrio no percentual de diamantes grandes. Para os diamantes médios, vemos um pico no tempo de 6 minutos, sendo justificado como processo inicial de corte e afloramento dos grãos, nos tempos seguinte 12, 20 e 30 minutos verificamos valores próximos sugerindo uma estabilidade na porcentagem de diamantes médios.

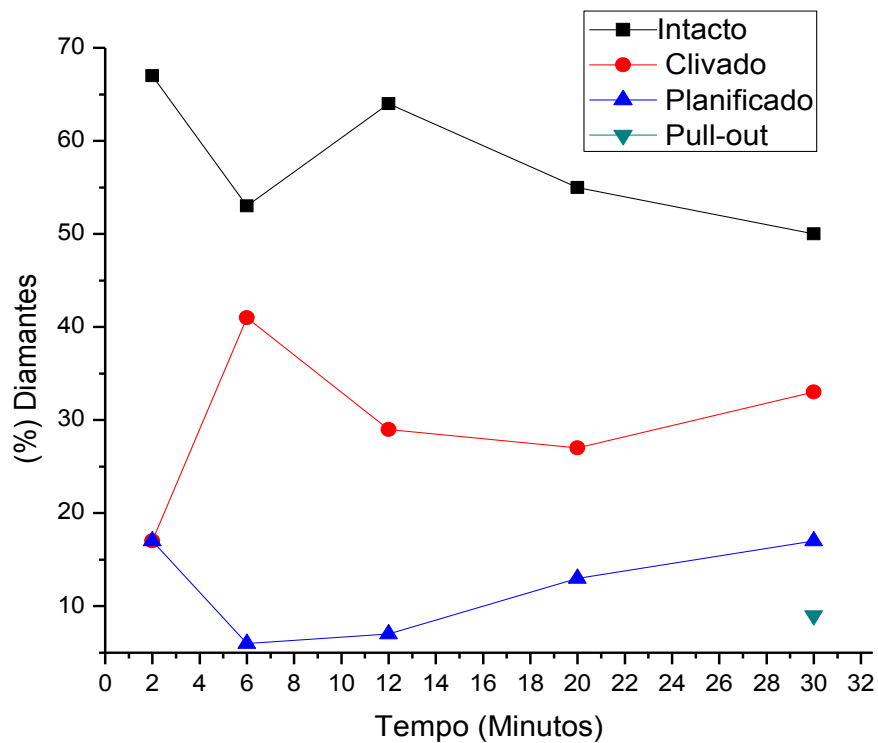


Figura 5.93: Percentual de diamantes de acordo com o tipo de defeito em função dos tempos de ensaio de abrasão para o composto Fe-Cu-Nb-diamante.

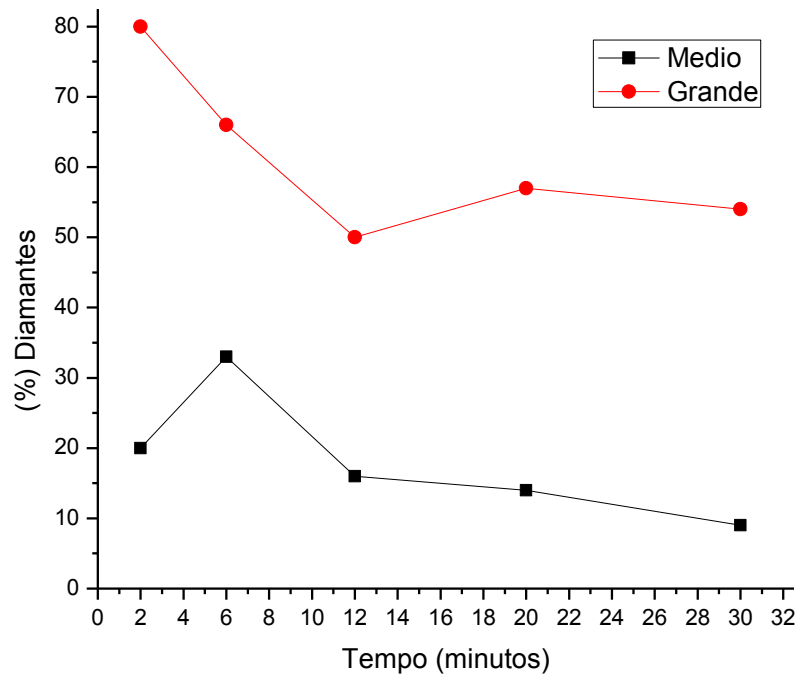


Figura 5.94: Relação em % entre diamantes médio (M) e grande (G) em função dos tempos de ensaio de abrasão para o compósito Fe-Cu-Nb-diamante.

A Figura 5.95 mostra a resistência à abrasão em função do tempo para o compósito Fe-Cu-Nb. Pode-se observar claramente que a resistência à abrasão é baixa para tempos menores de ensaio e aumenta ao longo do ensaio, até atingir um nível de estabilidade. Isso confirma o já discutido neste processo de desgaste no tempo de 2 a 6 minutos, conforme gráfico acima, onde para tempos iniciais, o desgaste maior é da matriz ligante revelando novos diamantes, o que resulta em maior nível de perda de massa inicial, a qual vai diminuindo à medida que os diamantes ficam expostos na superfície da amostra, resultando em valores baixos de resistência à abrasão. Este comportamento continua até o fim do ensaio de 12 minutos, a partir deste tempo, o aumento da resistência à abrasão é 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, 20 e 30 minutos, percebe-se novamente leve queda da resistência à abrasão, indicando alto poder de corte e baixo desgaste da matriz. Lembrando que, foi verificado *pull-out* ao final do último tempo de abrasão, 30 minutos, sendo assim, para tempos maiores aos

estudados até aqui, novas faces cortantes iriam surgir para dar continuidade ao processo de corte, ou seja, a resistência à abrasão continuará constante, mantendo os valores de RA similares aos obtidos em 20 e 30 minutos, e para isso, novos ciclos de desgaste serão iniciados, até o final da vida útil da ferramenta de corte.

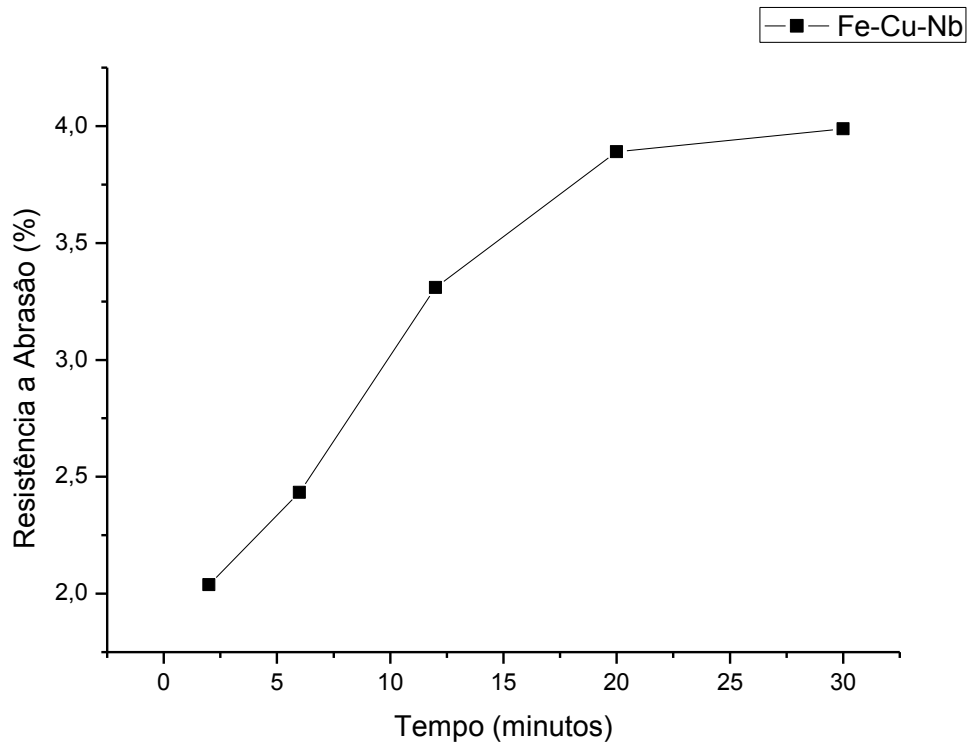


Figura 5.95: Resistência à abrasão para o compósito Fe-Cu-Nb-diamante, para os respectivos tempos 2, 6, 12, 20 e 30 minutos. Retrata a Figura 5.20 resumidamente.

Conforme Oliveira [2009], 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.

Konstanty, J. [2001] avaliou a evolução do desgaste em função da altura de protrusão dos cristais de diamantes. Este modelo de desgaste é bastante impreciso, levando-se em conta a dificuldade de se medir a altura de protrusão, conforme observado da Figura 5.96. Oliveira [2009] já verificava erro neste tipo de medição, por

meio da qual é possível obter diferentes alturas de protrusão, com valores de medidas bem diferentes dependendo do ângulo de observação dos diamantes, o que gera medidas bem distintas. Isso pode levar a conclusões erradas, conforme mostra a Figura 3.14 e 3.17, o que diminui a precisão dos resultados e empobrece a discussão do trabalho. Além disso, considerando uma 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, é mais preciso estudar o mecanismo de desgaste pelo modelo estudado por Oliveira [2009], focado neste 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. Conforme já mencionados, 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 protrusão dos diamantes, obtém-se descrição mais qualitativa do processo de desgaste.

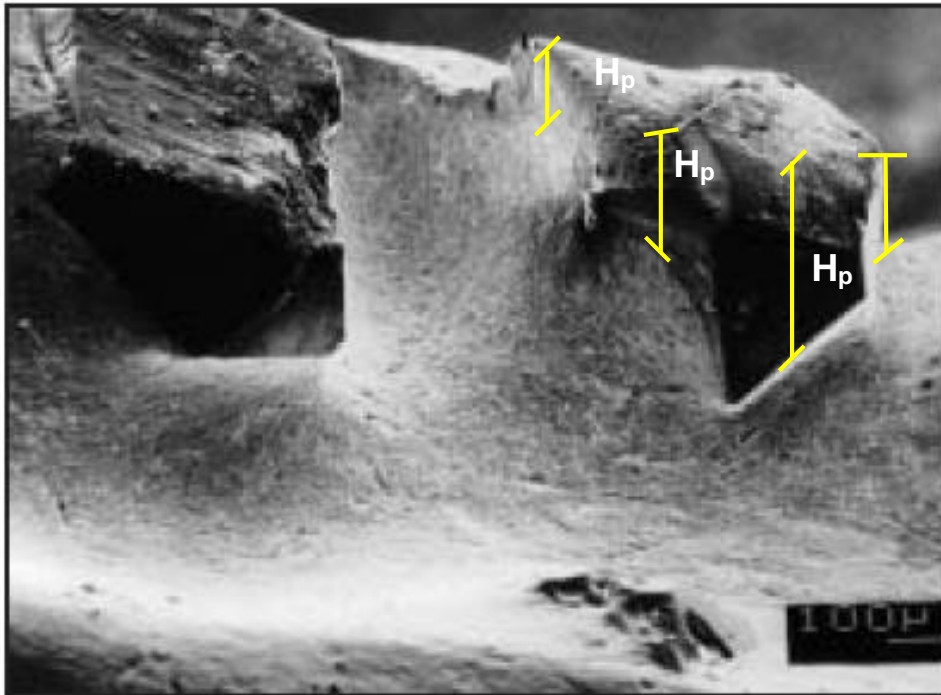


Figura 5.96: Esquema da zona de corte mostrando diferentes alturas de protrusão
Kosntanty, J. (2001).

Elemente Six Ltd, [2003], deveriam ter verificado que o estágio b (Figura 3.18) 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. De C para D ocorre 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/mapa de desgaste. Até então, não há um mapa com tal característica, 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 protrusão 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. Nesta tese, se propõe uma metodologia mais completa, e medidas mais confiáveis e mais fáceis de serem obtidas. O trabalho mais próximo da realidade é o proposto por Oliveira [2009], mas que ainda está incompleta, pois foram realizadas poucas medidas e baixo tempo de ensaio. Este trabalho se torna inovador pelo fato de ampliar e melhorar o modelo de Oliveira.

Lembrando que as ferramentas de corte produzidas industrialmente, tais como serra, brocas e fios diamantados, antes de serem comercializadas, passam primeiramente por uma etapa de retífica, para expor os diamantes da camada mais externa, revelando as primeiras faces cortantes, as quais estão encravadas na matriz ligante após o processo de prensagem a quente ou sinterização. Para efeito prático, desconsideramos as curvas do gráfico seguinte, até o tempo de 6 minutos, sendo este a origem ou ponto inicial para avaliação da ferramenta de corte. O modelo de desgaste ou descrição do mecanismo de desgaste de uma ferramenta diamantada impregnada utilizado é descrito em função de 4 regiões conforme figura seguinte. A região 1, conforme já ressaltado, após 6 minutos, é caracterizada por grande número de diamantes grandes (G) e intactos, visto que há pouco tempo de trabalho para a ferramenta, acompanhado por um elevado surgimento de diamantes médios. Na região 2, para o tempo de 12 minutos, nota-se uma queda no percentual de diamantes médios e um acréscimo no número de diamantes grandes, indicando que os mesmos passaram da região 2 para a região 1, sofrendo um aumento no pico desta última. Para o tempo seguinte, 20 minutos, principalmente os diamantes grandes e clivados, os quais apresentaram grande capacidade de corte, tendem a perder seus vértices de corte, paralelamente com a superfície tendendo a ficar “rugosa”. Isso é indicativo de auto-afiação da ferramenta e recuperação da capacidade de corte. Com isso, para este tempo, observou-se que a região 2 manteve-se equilibrada e a região 3 teve um leve aumento, decorrente do processo natural de desgaste. No tempo de 30 minutos, continuou um decréscimo no número de diamantes grandes, em contrapartida, um aumento no número de diamantes médios, acompanhado com índice mais elevados de diamantes planificados (região 3) e (*pull-out*) região 4. Aqueles grãos mais desgastados, principalmente os cristais da “auto-afiação” da região anterior, pelo desgaste da matriz ligante, perdem praticamente toda a sua protrusão no metal

ligante, restando nenhuma aderência diamante/metal ligante. Como consequência, esses cristais são destacados da matriz ligante (*pull-out*), região 4, 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, e bem descrito por Oliveira [2009], que o modelo proposto foi fortemente baseado nos tipos de desgaste ou modos de falha sofridos pelos diamantes, ora já discutidos. Paralelamente a isso, houve varredura de cada cristal individual com vista de topo da micrografia, o que tornou prático a classificação por tamanho dos cristais. Isso mostra que esse mapa de desgaste descreve de forma clara a evolução do mecanismo contínuo de desgaste de uma ferramenta diamantada impregnada, trazendo, além de tudo, uma descrição altamente qualitativa.

Esta tese propicia alguns avanços, frente às ideias inovadoras proposta por Oliveira [2009], como tempo de desgaste maior, acréscimo do RA e do IDL no mapa de desgaste, enriquecendo bastante o entendimento global do mecanismo de desgaste. O tempo a mais de ensaio aumenta a confiabilidade e precisão dos resultados, fazendo surgir uma região nova no mapa de desgaste, até então não contabilizada.

Trabalhou-se com uma matriz ligante inovadora, com a introdução do Nióbio no sistema Fe-Cu. Com tais inovações completou-se o mapa de desgaste, criando mais uma região importantíssima, fechando assim, todo o ciclo do diamante no processo de corte.

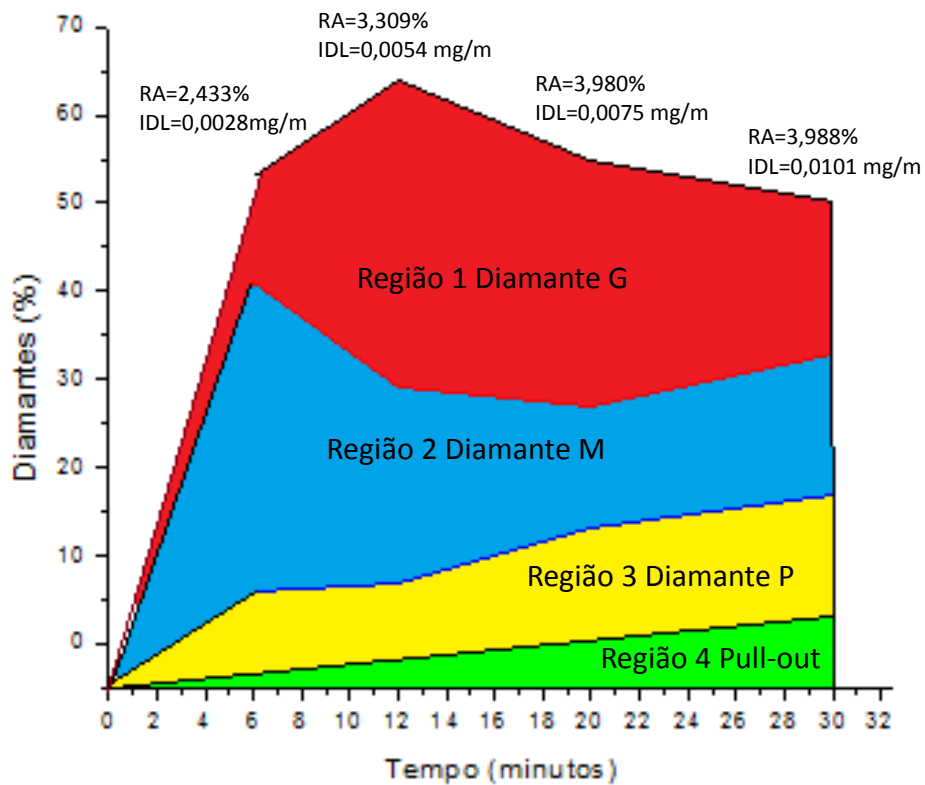


Figura 5.97: Mapa de desgaste para uma ferramenta diamantada de corte, caracterizado pela: região 1 diamantes grandes (G); região 2 diamantes médios (M); região 3 diamantes pequenos (P); região 4 *pull-out*, (RA) resistência a abrasão; (IDL) índice de desgaste linear.

CAPÍTULO 06: CONCLUSÕES

A presente tese de doutorado caracterizou e avaliou o processo de desgaste do sistema Fe-Cu-Nb-Diamante ao longo do tempo, com direcionamento para uso industriais. Os compósitos foram obtidos por prensagem a quente, pela rota industrial de fabricação da metalurgia do pó. Esta avaliação exploratória atingiu seu objetivo principal, com êxito nos seus resultados, onde podemos constar:

- Os resultados obtidos estão em nível satisfatório de aderência entre matriz ligante e diamante. Portanto, fica claro a importância de estudar produtos disponíveis no mercado nacional como Ferro, Cobre e Nióbio para fabricação de ferramentas diamantadas.

- Na análise estrutural do compósito diamantado por Microscopia Confocal (MC) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), a liga Fe-Cu-Nb mostrou-se eficiente na retenção dos cristais de diamante devido à sua excelente molhabilidade e ancoragem;

- Em termos gerais, o mecanismo de desgaste dos compósitos diamantados seguiu o padrão clássico de desgaste de uma ferramenta de corte impregnada com diamante, onde foi possível observar todos os ciclos do diamante, bem como boa ancoragem, boa interação entre ligante/diamante.

- Nos dois compósitos DiabaseV-21 e Fe25%-Cu50%-Nb25%, após os tempos de 2, 6, 12, 20 e 30 minutos, os diamantes estavam bem distribuídos pela superfície de contato da amostra indicando boa eficiência no poder de corte;

- Os compósitos diamantados DiabaseV-21 e Fe25%-Cu50%-Nb25% apresentaram os seguintes estágios de corte nos cristais de diamante: aparecimento dos cristais de diamante na matriz; clivagem e fragmentação; fragmentação,

planificação e *pull-out* ou destacamento dos cristais de diamante da matriz metálica, em todos os tempos de ensaio;

- Os comportamentos da curva de Resistência à abrasão *versus* Tempo para as duas ligas foram distintos, mas de modo geral aumenta para as duas ligas. A alta exposição da matriz metálica no início do tempo de 2 minutos de ensaio explica o menor valor de resistência à abrasão neste tempo. Mas nos tempos seguintes, com os diamantes aflorados, aumenta a resistência à abrasão e tende a se manter estável;

- Com tempos de 30 minutos de ensaio atingiu-se todas etapas do processo de corte, com isso a confiabilidade e precisão dos resultados, favoreceu o aparecimento de mais uma região importantíssima no mapa de desgaste, até então desconhecida, o pull out, fechando assim, todo o ciclo do diamante no processo de corte;

- O novo mapa de desgaste; descreve qualitativamente e quantitativamente todas as etapas e fenômenos oriundos do mecanismo de desgaste de uma ferramenta diamantada produzida por metalurgia do pó. Pois, tendo em vista que trabalhou com médias precisas levando em consideração a área do diamante. Foi feita uma varredura por todos os diamantes em toda a extensão da área de corte, classificando-os em tamanhos e morfologias em cada etapa do processo de corte.

- Com este mapa é possível compreender a evolução micro estruturais dos diamantes ao longo do tempo, até o seu destacamento ou pull-out, e associá-los com os dados de desempenho da própria ferramenta de corte tais como: RA e IDL, fato este inovador, inserido no mapa.

- Concluiu-se que os valores obtidos no Ensaio de Compressão, tanto da liga comercial Diabase-V21 quanto Fe-Cu-Nb-Diamante, atingiram valores satisfatórios para a finalidade de utilização em corte de rocha ornamental;

- Este trabalho indica a possibilidade de fabricar serras diamantadas ou outras ferramentas de cortes com a liga Fe-Cu-Nb.

CAPÍTULO 7: REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMB. (2009) *Nióbio*. [online]. Departamento Nacional de Produção Mineral – DNPM. Disponível em: <http://www.dnpm.gov.br> Acesso em fevereiro de 2010].

ASM Handbook (1973). Metallography, Structures and Phase Diagrams. V.8. 8.ed. p.293.

Anjinho, C.A.; Amaral, P.M.; Cruz Fernandes, J.; Guerra Rosa, L. (2008) [online]. *Análise de ferramentas diamantadas utilizadas no processo de desbaste de um granito português*. [Acesso em setembro de 2013].

Anuário Mineral Brasileiro – AMB. (2008) *Nióbio*. [on line]. DNPM/DIDEM, Mineral Commodity Summaries. Disponível em: <http://www.dnpm.gov.br> Acesso em março de 2010].

Artini, C.; Muolo, M.L.; Passerone, A. (2011). Diamond-metal interfaces in cutting tools: a review. *Journal of Materials Science*. V.47, n 7, p 3252-3264.

Barbosa, A.P (2008). Estudo da influência da composição Fe-Cu-Nb sobre o comportamento de ligas usadas na fabricação de ferramentas diamantadas via metalurgia do pó. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Campos dos Goytacazes – RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense. UENF.

Boland, James N., Li, Xing S. (2010). Microstructural Characterisation and Wear Behavior of Diamond Composite Materials. *Journal of Materials*, p 1390-1419.

Bojiang Ma & Qingxian Yu. (2012). Performance of brazed diamond wheels fabricated in hydrogen/methane plasmas or a vacuum. Springer-Verlag London Limited 2012. p. 2-5

Bonneau, M. (2006). *Feature of KEEN® Prealloyed Powders*. Proc. Euro Powder Metallurgy - Bond Systems. v.3. p.3-8.

Brasil, (2001). *Balanço Mineral Brasileiro*. [online]. Ministério de Minas e Energia. Departamento Nacional de Produção Mineral, DNPM, Brasília. Disponível em: <http://www.dnpm.gov.br> .[Acesso em março de 2012].

Burgess R. (1978). Circular sawing granite with diamond saw blades. In: Proceedings of the Fifth Industrial Diamond Seminar, pp 3–10.

Cabral, S C.; Filgueira, M (2010). Mecanismo de Desgaste em Matriz Ferrítica com adição de Diamantes. *Revista Multidisciplinar do Nordeste Mineiro*, V.2, p. 1-8.

Callister, W.D.Jr. (2008). *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. LTC, 5ed. Rio de Janeiro – RJ. 578p.

- Carvalho, C.S. (2010).** Estudo do Comportamento Tecnológico das Rochas Ornamentais Verde Amazonas, Preto Cajugram e Bege Ipanema no ES. Dissertação (Mestrado em Geologia Regional) – Rio Claro – SP, Universidade Estadual do Júlio de Mesquita Filho. UNESP. p. 94.
- Centro Brasileiro dos Exportadores de Rochas Ornamentais (2013).** Informações das Exportações de Rochas - Abril de 2014. Disponível em: <http://www.centrorochas.org.br/>. [Acesso em Setembro de 2014].
- Clark, I.E.; Kamphuis, B. (2002).** *Cobalite HDR – A New Prealloyed Matrix Powder for Diamond Construction Tools*. Industrial Diamond Review. n.3. p.177-182.
- Cid Chiodi Filho, (2007).** Situação Atual e Perspectivas Brasileiras no Setor de Rochas Ornamentais. Revista ABIROCHAS, Informe 07/ 2007, p. 05-15. Disponível em :< <http://www.abirochas.com.br>>
- Cid Chiodi Filho, (2008).** Situação Atual e Perspectivas Brasileiras no Setor de Rochas Ornamentais. Revista ABIROCHAS, Informe 02/ 2008, p. 04-13. Disponível em :< <http://www.abirochas.com.br>>
- Cid Chiodi Filho &DenizeKistemannChiodi, (2009).** Relatório Técnico 33 – Perfil de Rochas Ornamentais e de Revestimento. Desenvolvimento de estudos para elaboração do plano duodecenal (2010 - 2030) de geologia, mineração e transformação mineral. p 31-32.
- Chiod Filho (2013).** O desempenho do Mercado Internacional de Rochas Ornamentais: Principais Produtores, Exportadores e Importadores. Revista ABIROCHAS, Informe 18/2013. Disponível em <<http://www.abirochas.com.br>>.
- Chiod Filho (2014).** Balanço das Exportações e Importações Brasileiras de Rochas Ornamentais no 1º Quadrimestre de 2014. Revista ABIROCHAS, Informe 07/2014. Disponível em < <http://www.abirochas.com.br>>.
- CHAKRABATI, D. J. and LAUGHLIN, D. E. (1982),** Bull. AlloyPhaseDiagrams. 2 (4) 936 p.
- Costa, F.A. (2004).** Síntese e Sinterização de Pós Compósitos do Sistema W-Cu. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – São Paulo – SP, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. IPEN.
- Curioso, S.; Greco, R.; Pryds, N.H.; Johnson, E.; Battezzati, L. (2007).** The Liquid Metastable Miscibility Gap in Cu-Based Systems. Fluid Phase Equilibria, n.256, p.132-136.
- Del Villar, M.; Muro, P.; Sánchez, J.M.; Iturriza, I.; Castro, F. (2001).** *Consolidation of diamond tools using Cu-Co-Fe based alloys as metallic binders*. Powder Metallurgy. n.1. v.44. p. 82-90.
- Daniel, P. (1993).** Slate Without Waste. Quarrying. IDR, n.4, p. 200-203.

- Davis P.R., et al. (1996).** An Indicator System for Saw Grit. *Industrial Diamond Review*, n.3 p. 78-87.
- Ersoy A, Buyuksagis Is, Atici U. (2004).** Wear characteristics of circular diamond saws in the cutting of different hard and abrasive rocks. *Wear* 258:1422–1436.
- Eggers, H.; Peter, W. (1938).** Mitt. Kaiser-Wilhelm Inst. Eisenforschung. v.20. p.199.
- Environmental Chemistry (2005)** *Uses and End Users of Niobium* [on line]. Disponível em: <http://environmentalchemistry.com> Acesso em junho de 2013].
- Element Six Ltd (2003).** The Role of Particle Wear Progression in Diamond Tool. IDR. n.3.p 34-37.
- Ferreira, R.C (2010).** Produção de coroas por Indução Eletromagnética para Sondagem Geológica em Quartzito. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) Ouro Preto – MG, Universidade Federal de Ouro Preto. UFOP, p.132.
- Filgueira, M. (1995)** *Estudo da Sinterização Ativada do Tântalo*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Natal – RN, Universidade Federal do Rio Grande do Norte – UFRN, 109p.
- Frasca, M.H.B.O. (coord.); Mello, I.S.C.; Quitete, E.B. 2000.** Rochas ornamentais e de revestimento do Estado de São Paulo. São Paulo: IPT. CD-ROM.
- Frasca, H. B. O. (2003).** Estudos Experimentais de Alteração Acelerada em Rochas Graníticas para Revestimento. Tese Doutorado, IG-USP, São Paulo - SP. 264p.
- Filgueira, M. (1995).** Estudo da sinterização Ativada do Tântalo. Dissertação (mestrado em Engenharia Mecânica) – Natal – RN, Universidade Federal do Rio Grande do Norte – UFRN, p.100-110.
- Filgueira, M. (2000).** *Produção de Fios Diamantados "In Situ"*. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Campos dos Goytacazes – RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense – UENF, 153p.
- Filgueira, M.; Pinatti, D. G. (2003).** *"In Situ" Diamond Wires – Part II: The Bronze 4%weight Diamond Cutting Rope*. *Journal of Materials Processing Technology*. v.133. p.132-137.
- German, R. M. (1992).** Principles of Powder Metallurgy. MPIF. New Jersey.
- Gomes, U. U. (1995)** Tecnologia dos pós: fundamentos e aplicações. Editora Universitária da UFRN, Natal-RN.
- Gotoh, k; Musada, H.; Higashitai, k. (1997).** Powder Techmology Handbook. 2ndedn, Maarcel Dekker, Inc. New York. NY.
- Hawkins, A. C. et al. (1990).** The Diamond Wire Saw in Quarrying Granite and Marble. Dimensional Stone.

Junior, V. M. (2013). Processamento e caracterização de Pérolas de Fios Diamantados. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Campos dos Goytacazes – RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense. UENF.

I.Ucun; k. Aslantas; S. Tasgetirem; SedatBuyuksagis (2008). Fracture path prediction of diamond segment in a marble cutting disc. Afyonkocatepe University, Technical, Education Faculty, Afyonkarahisar Turkey, Department of Marble Technology, AfyonKocatepe University, Afyonkarahisar, p 3-6.

Kittel, C. (2006). Introdução a Física do Estado Sólido. LTC. 8ed. Rio de Janeiro/RJ, 578p.

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

Konstanty, J. (2005). Powder Metallurgy Diamond Tools. 1ed. Powder Metallurgy Dept., University of Mining and Metallurgy, Krakow, Poland. Published by Elsevier LTD, 102p.

Koch, C. C. (1991). Processing of metals and alloys, v. 15 of Materials Science and Technology - a comprehensive treatment. Germany. p. 193-245.

Li, D.; Robinson, M.B.; Rathz, T.J.; Williams, G. (1998). *Liquidus Temperatures and Solidification Behavior in the Copper-Niobium System*. *ActaMateria*. n.11, v.46, p. 3849-3855.

Lowell, S.; Shields, J.E. (1984). Powder Surface and Porosity. Scarlet, B. – John Willey e Sons. New York – EUA, 2.ed. p. 90-92.

Mendes, V.A.; Souza, J.C. de; Santana, O.J. (2007) Nova sistemática de avaliação estrutural de jazimentos de rochas ornamentais. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ROCHAS ORNAMENTAIS, 3, E SIMPÓSIO ROCHAS ORNAMENTAIS DO NORDESTE, 6, 2007, Natal. Livro de Resumos... Natal: Sociedade Brasileira de Geologia, trabalho n. 2, CD.

Mészáros e Vadasdi(1994). Process and Equipment for Electrochemical Etching of Diamond – Containing Co-Wc Tools and Recovery of Diamond from Used Steel Tools. Hungarian Patent.

Gunes, NYilmaz ET AL, 2011. An investigation of the petrographic and physico-mechanical properties of true granites influencing diamond tool wear performance, and development of a new wear index. *Jornal Elsevier* 12 April 2011.

Oliveira, H.C.P. (2010). Influência de adições de Nióbio no Sistema Ferro-Cobre Para Atuar Como Matriz Ligante em Ferramentas Diamantadas. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Campos dos Goytacazes – RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense. UENF.

- Oliveira, L.J.; Filgueira, M. (2007).** *Aplicação de ligas de Fe-Cu-SiC como matriz ligante em ferramentas diamantadas.* Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo. n.1, v.26. p.15-20.
- Oliveira, L.J.; Bobrovnitchii, G.S.; Filgueira, M. (2007).** *Processing and Characterization of Impregnated Diamond Cutting Tools Using a Ferrous Metal Matrix.* International Journal Refractory Metals and Hard Materials. v.25. p.328-335.
- Oliveira, L.J. (2005).** *Processamento e Caracterização do Sistema Fe-Cu-Diamante Para Uso em Pérolas de Fios Diamantados.* Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Campos dos Goytacazes – RJ Universidade Estadual do Norte Fluminense. UENF, 122p.
- Oliveira, L.J. (2009).** *Mecanismos de Desgaste de Compósitos Metal-Diamante Obtidos Por Metalurgia do Pó.* Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Campos dos Goytacazes – RJ, Universidade Estadual do Norte Fluminense. UENF, 113p.
- Oliveira, L.J.; Filgueira, M. (2008).** *Pérolas diamantadas obtidas por metalurgia do pó: Nacionalização da tecnologia.* Revista Matéria, v.13, n.1, p.23–32.
- Peçanha, M. P. Filgueira, M (2013).** The catalytic effect of iron on the graphitization of diamonds. International Journal of Materials Research. v. 104, p. 794-798, 2013.
- Pieczonka, T.; Kaysser, W.A.; Petzoe, G. (1999).** *Transient liquid phase sintering of Fe-Cu-Ti compacts.* Journal of Materials Processing Technology. 92-93. p.21-24.
- Pinatti, D.G. (1994).** *GE Superabrasives.* Anexo I do Programa Materiais de Alto Desempenho – Projeto 2 – Tecnologia das Ferramentas Diamantadas – Catálogo. Tecnorte/FENORTE.
- Przyklenk, K. (1993).** *Diamond Impregnated Tools – Uses and Production.* Toolmaking. IDR. n.4.
- Ren, H.; Wang, H.; Liu, Z.; An, Z. (2007).** Nanometer stripe Microstructure of Supersaturated Solid Solution in Fe-Cu Alloy. Journal of Iron and Steel Research, International. 14 (1). P 63-70.
- Sarin, V.; Pal, U. Gopalan, S. (2003).** Development of hot Pressing as a Low Cost Processing Technique for Fuel Cell Fabrication. Final Annual Technical Progress Report – Department of Manufacturing Engineering, Boston University. P.44.
- Schön, C.G.; Tenório, J.A.S. (1996).** The Chemistry of the Iron-Niobium Intermetallics. Intermetallics. v.4. p.211-216.
- Shibuta, D.; et al. (1983).** *Recovery of Diamond from Diamond Tool Scrap.* Mitsubishi Metal Corporation. Japanese Patent.
- Souza, S.A (1982).** Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e práticos. Edgard Blucher. 5ed. São Paulo, p. 286.

Sun Zhong Giang; JIANG Zhong Ana; LIN QiangC, YUTao, (2011). School of Civil and Environmental Engineering, University of Science and Technology Beijing, China p. 218-220.

Suryanarayana, C. (2001) Mechanical alloying and milling. *Progress in Materials Science*, v. 46, p. 1-184.

Suryanarayana, C. (2011). Synthesis of nanocomposites by mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 509, p. 229-234.

Suryanarayana, C.; Al-Aqeeli, Nasser. (2013). Mechanically alloyed nanocomposites. *Progress in Materials Science*, v. 58, p. 383-502.

Tantalum-Niobium International Study Center (2006)[on line]. Disponível em: <http://www.tanb.org/niobium1.html>. [Acesso em 14 de julho de 2010].

Tours,W. Polini, S. Turchetta (2003). Test protocol for micro-geometric wear of sintered diamond Dipartimento di Ingegneria Industriale, Università degli Studi di Cassino, Via G. di Biasio 43, 03043 Cassino, Italy Received 17 February 2003.

Tönshoff, H.K.; Friemuth, T.; Hillmann-Apmann, H. (2001). Diamond Wire Sawing of Steel Components. *IDR*. n. 3. p. 203-208.

Umicore (2012). Cobalite Pre-alloyed bond powders for Diamond Tools. Engineered Metal Powders – Tool Materials, Belgium. www.toolmaterials.com. [Acesso em 27/06/2013].

Urakawa, N. et al.(2000). *Cutting Performance of Bonded Abrasive Type Diamond Wire Saw*. Proc. of the Intertech. 17-21 july. Vancouver/Canada.

Wang, T.L.; Li, J.H.; Tai, K.P.; Liu, B.X. (2007) *Formation of amorphous phases in an immiscible Cu–Nb system studied by molecular dynamics simulation and ion beam mixing*. *Scripta Materialia*, v.57, p. 157–160

Weber, G.; Weiss, C. (2005). *Diamix – A Family of Bonds Based on Diabase-V21*. *Industrial Diamond Review*. n.2. p. 28-32.

Webb, S.W. (1999). Diamond Retention in sintered Cobalt Bonds for Stone Cutting and Drilling. *Diamond and Related Materials*, v.8, p.2043-2052.

Weiss, C (2011). Mastertec3 – Three is better Than Two. *Diamond Tooling Journal*, n.2.p. 25- 32.

Wilks, J and Wilks, E.M. (1979). *Abrasion and Wear of Diamond. The Properties of Diamond* . 2.ed. London: Academic Press, , Caverdish Laboratory - University of

Cambridge, Claredon Laboratory, Oxford, capítulo 11. p . 351 – 82.

Wright D. N.; Wapler, H.; (1986). Investigations and Prediction of Diamond Wear when Sawing De Beers Industrial Diamond Division, Ascot/England - Sponsored by H. K. Tinshoff. p. 239-243

Woodyatt, L.R. (2005). *Diagramas de Fases*. Metals Handbook. ASM International. Disponível em: <http://www.infomet.com.br> [Acesso em setembro de 2010].

Zhang, Z.; Sandström, R.; Wang, L. (2004). *Modelling of swelling of Fe–Cu compacts sintered at temperatures above the copper melting point*. Journal of Materials Processing Technology, 152. p.131–135.

Ensaio de Compressão

Anexo 1:

This is an EXAMPLE COMPRESSION test method. This is a PROMPTED TEST where you are "prompted" step-by-step.

This example method is "Read-Only".

Operator ID	George
Laboratory Name	LAMAV
Company	UENF
Temperature (deg C)	18,00
Humidity (%)	50,00
Taxa 1	1,00000 mm/min
Number of specimens	7

Graph 1

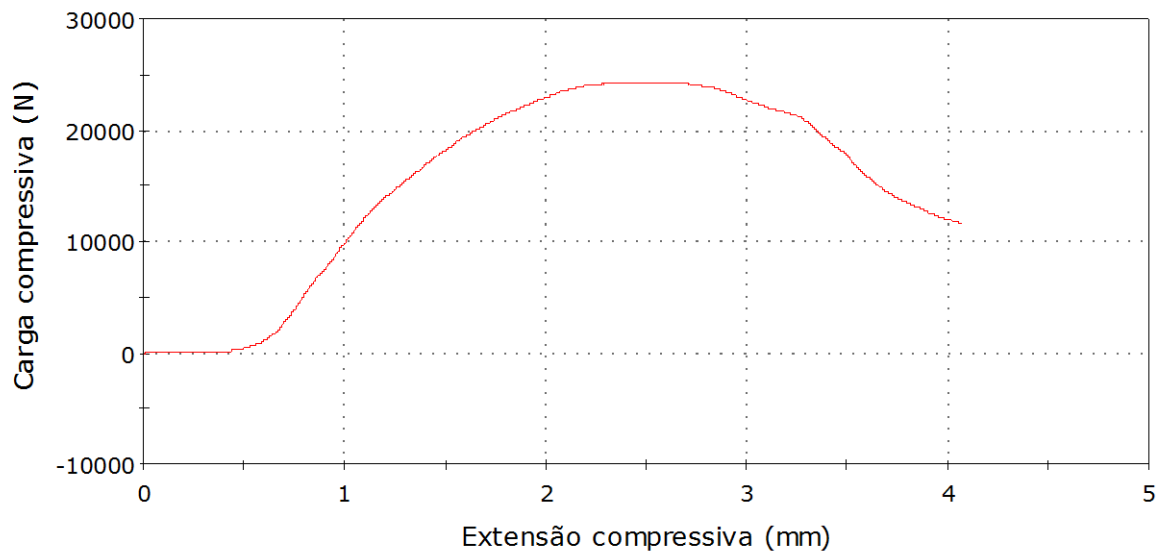


Figura 01: Gráfico de compressão da liga Fe-Cu-Nb.

Anexo 2

This is an EXAMPLE COMPRESSION test method. This is a PROMPTED TEST where you are "prompted" step-by-step.

This example method is "Read-Only".

Operator ID	George
Laboratory Name	LAMAV
Company	UENF
Temperature (deg C)	18,00
Humidity (%)	50,00
Taxa 1	1,00000 mm/min
Number of specimens	7

Graph 1

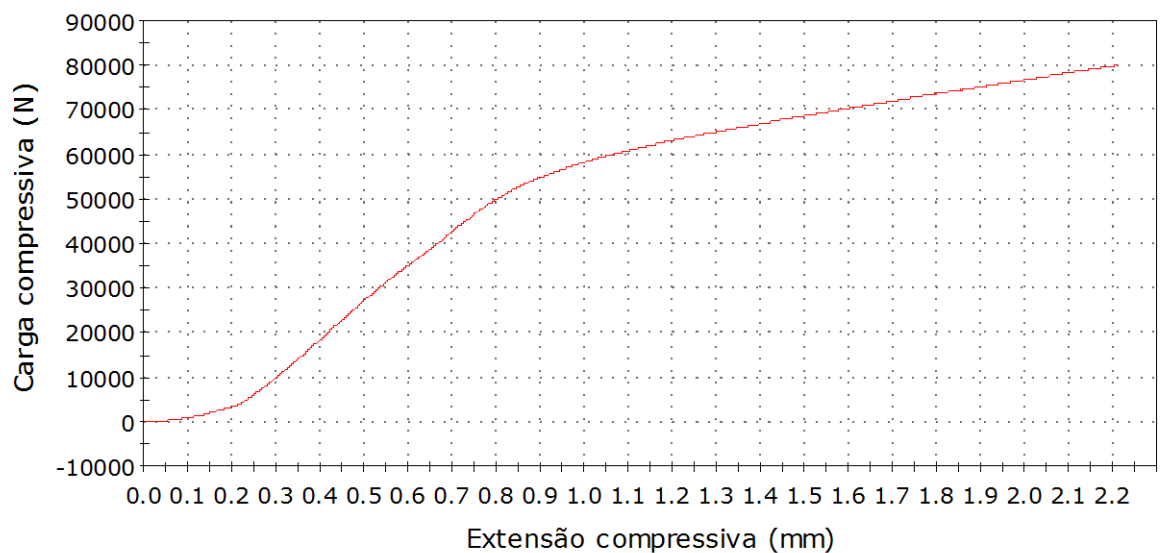


Figura 02: Gráfico de compressão da liga Diabase-V21.