

**PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DO SISTEMA Fe-Cu-  
DIAMANTE PARA USO EM PÉROLAS DE FIOS DIAMANTADOS**

**Luciano José de Oliveira**

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE  
DARCY RIBEIRO - UENF  
CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ  
Julho - 2005**

# **PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DO SISTEMA Fe-Cu-DIAMANTE PARA USO EM PÉROLAS DE FIOS DIAMANTADOS**

**Luciano José de Oliveira**

TESE APRESENTADA AO CENTRO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE, COMO PARTE DAS EXIGÊNCIAS NECESSÁRIAS PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS.

Orientador: Prof. Marcello Filgueira

**CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ  
JULHO – 2005**

**FICHA CATALOGRÁFICA**

Preparada pela Biblioteca do CCT / UENF

**25/2005**

# **PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DO SISTEMA Fe-Cu-DIAMANTE PARA USO EM PÉROLAS DE FIOS DIAMANTADOS**

**Luciano José de Oliveira**

“Tese apresentada ao Corpo Docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense, como parte das exigências necessárias para a obtenção do título de Mestre (MSc) em Engenharia e Ciência dos Materiais”.

**Aprovada em 29 de julho de 2005.**

**Comissão Examinadora:**

---

Prof. PhD. Daltro Garcia Pinatti – DEMAR/FAENQUIL

---

Prof. DSc. Alexandre Moura Stumbo – UENF – LCQUI

---

Prof. PhD. Guerold S. Bobrovnitchii – UENF - LAMAV

---

Prof. DSc. Marcello Filgueira – UENF - LAMAV  
(Orientador)

**CAMPOS DOS GOYTACAZES – RJ  
JULHO DE 2005  
AGRADECIMENTOS**

Primeiramente e acima de tudo, agradeço a Deus por estar presente a todo tempo em minha vida, iluminando e guardando-me em todos os meus caminhos, trazendo saúde, paz, energia positiva e muita perseverança em todos os momentos desta jornada.

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

Ao grande profissional Prof. Dr. Marcello Filgueira, meu orientador, pela oportunidade oferecida, companheirismo inquestionável e incentivo.

Aos meus grandes amigos do LAMAV, Josemar, Sidnei, Bruno, César, Cláudio, Rodolfo, Marcílio (figuraça) e Rosemberg, pelo incentivo e momentos de alegria contagiantes, inesquecíveis para mim.

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

Ao Prof. Dr. José Nilson França de Holanda, por ter feito as fotos de MEV de minha tese, sempre com boa vontade e disponibilidade.

Ao prof. Dr. Herval Ramos Paes Junior e Angelus Giuseppe Pereira da Silva, pelo auxílio, sugestões e informações importantes durante o meu trabalho.

Ao técnico do laboratório de Materiais Superduros, Renan da Silva Guimarães, pela grande contribuição na minha etapa experimental.

Muito agradeço às amigas, Vanessa Freitas da Silva pelo apoio no laboratório durante os experimentos e, Mariane Rangel pelo auxílio nos ensaios de abrasão.

Tenho muito a agradecer ao senhor Carlan Ribeiro Soares, pelo auxílio técnico e sugestões na parte experimental.

Ao Sr. Ronaldo Quitanilha, pela realização dos ensaios de dureza em minhas amostras.

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

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

## DEDICATÓRIA

*“Às duas pessoas mais importantes da minha vida, meus pais Geraldo Camargo de Oliveira e Maria Antônia de Oliveira, os quais estarão eternamente presentes em meu coração”.*

*“... eu não me entrego sem lutar  
tenho ainda coração  
não aprendi a me render  
que caia o inimigo então...”*

*Renato Russo, em Metal Contra as Nuvens*

# SUMÁRIO

<b>INDICE DE FIGURAS</b>	I
<b>INDICE DE TABELAS</b>	VI
<b>CAPITULO I – INTRODUÇÃO</b>	
1.1 - Generalidades	01
1.2 - Objetivos	02
1.3 - Justificativas	03
<b>CAPITULO II – FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA</b>	
2.1 - Análise Comparativa Entre as Tecnologias de corte de pedras ornamentais	04
2.2 - O Brasil no Setor de Rochas Ornamentais	10
2.3 - Fios Diamantados	12
2.4 - Manufatura Industrial das Pérolas Diamantadas Impregnadas	17
2.5 - Metalurgia do Pó do Sistema Fe-Cu	20
2.5.1 - Generalidades	20
2.5.2 - Aspectos Científicos da Sinterização do Sistema Fe-Cu	21
2.6 - A Retenção dos Cristais de Diamante	26
2.6.1- Os Revestimentos e a Retenção	29
2.7 - Desgaste das Ferramentas de Corte	32
2.7.1 - O Desgaste e as Ferramentas Diamantadas	32
2.8 - Consideração Final	35
<b>CAPITULO III – MATERIAIS E MÉTODOS</b>	
3.1 - Apresentação	36
3.2 - Caracterização das Matérias-Primas	36
3.3 - Definição das Misturas	40
3.4 - Compactação a Frio	41
3.4.1 - Caracterização dos Compactados	44
3.5 - Secagem	45
3.6 - Sinterização	45



3.6.1 - Caracterização dos Sinterizados (Pérolas)	46
3.7 - Ensaio de compressão diametral	47
3.8 - Ensaio de Desgaste Por Abrasão	48

## **CAPÍTULO IV - RESULTADOS E DISCUSSÕES**

4.1 - Determinação da Pressão de Compactação Ideal	51
4.2 - Retração e Perda de Massa Após Secagem dos sistemas Fe-Cu e Fe-Cu-SiC	61
4.3 - Estudo da Sinterização	63
4.3.1 - Retração/Inchaço e Perda de Massa Após Sinterização: Fe-Cu e Fe-Cu-SiC.	64
4.3.2 - Densidades dos Sinterizados de Fe-Cu, Fe-Cu-SiC e Fe-Cu-SiC-Diamante	67
4.3.3 - Microestrutura dos Sinterizados	69
4.4 - Avaliação da Dureza (HB)	79
4.5 - O Desgaste Por Abrasão	81
4.5.1 - A Perda de Massa Após Abrasão	81
4.5.2 - Análise Microestrutural do Compósito Diamantado Após Abrasão	85
4.6 - Estudo da Aderência	90
4.7 - Testes de Compressão e Comentários Sobre a Aderência Matriz/Diamante	96
4.8- Pérolas Diamantadas	104
4.8.1 - Ensaio de Abrasão nos Compósitos Diamantados e Pérolas Comerciais	104

## **CAPÍTULO V - CONCLUSÕES** 110

## **REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS** 112

## INDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 - Corte Vertical e Horizontal com Fio Diamantado	13
Figura 2.2 - Fios diamantados com sistemas de espaçamento por molas e por plástico moldado por injeção.	16
Figura 2.3 - Rotas industriais de fabricação de pérolas diamantadas impregnadas.	17
Figura 2.4 - Diagrama de Fases do Sistema Ferro – Cobre.	21
Figura 2.5 - Micrografia do Fe-10%peso Cu sinterizado a 1165º/23 minutos.	22
Figura 2.6 - Micrografias do sistema Fe-Cu, antes e após a fusão do cobre	22
Figura 2.7 - Variação da densidade do compacto verde com a sinterização (fração de volume de Cu) e os efeitos da temperatura de sinterização e fração de volume dos pós sobre a densidade.	23
Figura 2.8 - Micrografia de compósitos de grãos finos de Fe-Cu; claro, ferro – escuro, cobre; sinterização no estado sólido à 1000°C (a) e com fase líquida em 1130°C(b); tempo de 60 minutos.	24
Figura 2.9 - Diagrama esquemático da distribuição de forças atuantes em cristal de diamante, embebido em matriz metálica, durante operação de corte: serra diamantada.	27
Figura 2.10 - Cavidade no ligante decorrente da falha da protusão.	28
Figura 2.11 - Fadiga do ligante predizendo uma eventual falha do cristal de diamante	28
Figura 2.12 - MEV de cristais de diamante após trabalho de corte mostrando boa retenção.	29
Figura 2.13 - Os revestimentos adicionam massa e textura à superfície dos cristais.	30
Figura 2.14 - Forças sobre a pérola diamantada durante operação de corte.	31
Figura 2.15 - Altura de Protusão do diamante, em função da área cortada ou tempo de corte.	33
Figura 2.16 - Tipos de desgaste sobre os diamantes, (a) Intacto ou não desgastado, (b), desgastado (lascado) (c) planificado, (d) destacado.	34

Figura 3.1 - Rota de processamento das pérolas diamantadas via metalurgia do pó convencional	36
Figura 3.2 - Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de cobre.	38
Figura 3.3 - Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de ferro.	38
Figura 3.4 - Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de carvão de silício.	39
Figura 3.5 - Prensa hidráulica Panambra, usada na etapa de compactação.	44
Figura 3.6 - Forno de sinterização com bomba de vácuo e controle tiristorizado – bp engenharia.	46
Figura 3.7 - Abrasímetro especial modificado microprocessado.	49
Figura 4.1 - Curva mostrando os 3 estágios da compactação	52
Figura 4.2 - Densidade Relativa versus pressão, para o sistema Fe-20%pCu.	55
Figura 4.3 - DENSIDADE RELATIVA VERSUS PRESSÃO, PARA O SISTEMA FE-20%PCU- DIAMANTE.	56
Figura 4.4 - Densificação do sistema Fe-20%pCu-Diamante, em acordo a equação de Heckel (1998).	57
Figura 4.5 - DENSIFICAÇÃO DO SISTEMA FE-20%PCU-DIAMANTE, DE ACORDO COM A EQUAÇÃO DE PANELLI E AMBROSIO FILHO (2001).	57
Figura 4.6 - Densificação do sistema Fe-20%pCu-Diamante, de acordo com a equação de Rong-De (1991).	58
Figura 4.7 - DENSIFICAÇÃO DO SISTEMA FE-20%PCU-DIAMANTE, DE ACORDO COM A EQUAÇÃO DE BALSHIN (1998).	58
Figura 4.8 - Retração após secagem a 200°C – Fe-Cu.	61
Figura 4.9 - Perda de massa após secagem a 200°C – Fe-Cu.	62
Figura 4.10 - RETRAÇÃO APÓS SECAGEM A 200°C – FE-CU-SiC.	62
Figura 4.11 - PERDA DE MASSA APÓS SECAGEM A 200°C – FE-CU-SiC.	62
Figura 4.12 - Ilustração dos fenômenos de densificação e inchaço (German, 1985). SA é a solubilidade do aditivo no metal base e SB é solubilidade do metal base no aditivo.	63
Figura 4.13 - Retração e inchaço após sinterização a 1050 e 1150°C – Fe-Cu.	64
Figura 4.14 - Perda de massa após sinterização a 1050 e 1150°C – Fe-Cu.	65
Figura 4.15 - Retração e inchaço após sinterização a 1050 e 1150°C – Fe-Cu-SiC.	66

Figura 4.16 - Perda de massa após sinterização a 1050 e 1150°C – Fe-Cu-SiC.	67
Figura 4.17 - Micrografia do Sistema Fe-5%pCu Sinterizado a 1050°C/25 minutos.	70
Figura 4.18 - Micrografia do Sistema Fe-10%pCu Sinterizado a 1050°C/25 minutos.	70
Figura 4.19 - MICROGRAFIA DO SISTEMA FE-15%PCU APÓS SINTERIZAÇÃO A 1050°C/25 MINUTOS.	71
Figura 4.20 - MICROGRAFIA DO SISTEMA FE-20%PCU SINTERIZADO A 1050°C/25 MINUTOS.	71
Figura 4.21 - Micrografia do Sistema Fe-5%pCu-1%pSiC após sinterização a 1050°C/25 minutos.	72
Figura 4.22 - MICROGRAFIA DO SISTEMA FE-10%PCU-1%PSIC SINTERIZADO A 1050°C/25 MINUTOS.	72
Figura 4.23 - Micrografia do Sistema Fe-15%pCu-1%pSiC após sinterização a 1050°C/25 minutos.	73
Figura 4.24 - MICROGRAFIA DO SISTEMA FE-20%PCU-1%PSIC APÓS SINTERIZAÇÃO A 1050°C/25 MINUTOS.	73
Figura 4.25 - MICROGRAFIA DO SISTEMA FE-5%PCU-1%PSIC SINTERIZADO A 1150°C/25 MINUTOS.	75
Figura 4.26 - MICROGRAFIA DO SISTEMA FE-10%PCU-1%PSIC SINTERIZADO A 1150°C/25 MINUTOS.	75
Figura 4.27 - MICROGRAFIA DO SISTEMA FE-15%PCU-1%PSIC APÓS SINTERIZAÇÃO A 1150°C/25 MINUTOS.	76
Figura 4.28 - MICROGRAFIA DO SISTEMA FE-20%PCU-1%PSIC APÓS SINTERIZAÇÃO A 1150°C/25 MINUTOS.	76
Figura 4.29 - Micrografias (a) Fe-5%pCu-1%pSiC e (b) Fe-10%pCu-1%pSiC ilustrando a presença de solução sólida na interface das partículas de ferro e cobre.	77
Figura 4.30 - MICROGRAFIA DO SISTEMA FE-5%PCU SINTERIZADO A 1150°C/25 MINUTOS MOSTRANDO O COBRE COMO “LINHAS” CLARAS NA MATRIZ FERRÍTICA..	78
Figura 4.31 - MICROGRAFIAS (A) FE-15%PCU E (B) FE-20%PCU SINTERIZADOS A 1150°C/25 MINUTOS.	78

Figura 4.32 - VALORES DE DUREZA (HB) PARA O SISTEMA FE-(5-10-15-20)%PCU SINTERIZADO NAS TEMPERATURAS DE 1050 E 1150°C/25 MINUTOS.	79
Figura 4.33 - VALORES DE DUREZA (HB) PARA O SISTEMA FE-(5-10-15-20)%PCU-1%PSiC SINTERIZADO NAS TEMPERATURAS DE 1050 E 1150°C/25 MINUTOS.	80
Figura 4.34 - PERDA DE MASSA APÓS ABRASÃO PARA O SISTEMA FE-CU NAS DUAS TEMPERATURAS DE SINTERIZAÇÃO.	83
Figura 4.35 - PERDA DE MASSA APÓS ABRASÃO PARA O SISTEMA FE-CU-SiC NAS DUAS TEMPERATURAS DE SINTERIZAÇÃO.	83
Figura 4.36 - PERDA DE MASSA APÓS ABRASÃO PARA O COMPÓSITO DIAMANTADO FE-CU-SiC-DIAMANTE SINTERIZADO A 1150°C/25 MINUTOS.	84
Figura 4.37 - DISTRIBUIÇÃO DOS CRISTAIS DE DIAMANTE NA MATRIZ LIGANTE DE FE-20%PCU-1%PSiC APÓS ABRASÃO.	86
Figura 4.38 - CLIVAGEM POR IMPACTO DO CRISTAL DE DIAMANTE APÓS ABRASÃO.	86
Figura 4.39 - MICROGRAFIA MOSTRANDO O “PULL OUT” DE UM CRISTAL DE DIAMANTE APÓS ABRASÃO.	87
Figura 4.40 - DESGASTE FRÁGIL DE UM MONOCRISTAL DE DIAMANTE APÓS ABRASÃO.	88
Figura 4.41 - DISTRIBUIÇÃO E ANCORAGEM DOS CRISTAIS DE DIAMANTE PELA MATRIZ LIGANTE.	88
Figura 4.42 - INÍCIO DA DEGRADAÇÃO DE UM MONOCRISTAL DE DIAMANTE APÓS ABRASÃO.	89
Figura 4.43 - MICROGRAFIA MOSTRANDO A ÓTIMA MOLHABILIDADE NO LIGANTE SOBRE O DIAMANTE, INDICANDO BOA RETENÇÃO DO CRISTAL.	90
Figura 4.44 - ÂNGULO PRATICAMENTE NULO ENTRE O LIGANTE (REGIÃO CLARA) E O DIAMANTE(REGIÃO ESCURA) MOSTRANDO BOA ADERÊNCIA.	91
Figura 4.45 - MICROGRAFIA MOSTRANDO CRISTAIS DE DIAMANTES ENCRAVADOS NUMA MATRIZ DE FE-20%PCU-1%PSiC APÓS ABRASÃO.	91
Figura 4.46 - UMA INTERFACE É CRIADA QUANDO UM SÓLIDO SE FORMA A PARTIR DO LÍQUIDO.	92
Figura 4.47 - ENERGIA LIVRE TOTAL DO SISTEMA LÍQUIDO – SÓLIDO, QUE VARIA COM A QUANTIDADE DE SÓLIDO.	93
Figura 4.48 - CALOTA ESFÉRICA DE SÓLIDO FORMADA SOBRE UM SUBSTRATO PLANO NA NUCLEAÇÃO HETEROGÊNEA.	94

Figura 4.49 - QUANDO A TEMPERATURA DO LÍQUIDO ESTÁ ACIMA DA TEMPERATURA DE RESFRIAMENTO, UMA PROTUBERÂNCIA NA INTERFACE LÍQUIDO – SÓLIDO NÃO CRESCERÁ, CONDUZINDO À MANUTENÇÃO DE UMA INTERFACE PLANAR. O CALOR LATENTE É REMOVIDO DA INTERFACE ATRAVÉS DO SÓLIDO.	95
Figura 4.50 - (A) SE O LÍQUIDO É SUPER FUNDIDO, UMA PROTUBERÂNCIA NA INTERFACE LÍQUIDO – SÓLIDO PODE CRESCER RAPIDAMENTE COMO UM DENTRITO. O CALOR LATENTE DE FUSÃO É REMOVIDO POR ELEVAÇÃO DA TEMPERATURA DO LÍQUIDO MENOR QUE A TEMPERATURA DE RESFRIAMENTO. (B) MICROGRAFIA DOS DENTRITOS NO AÇO.	96
Figura 4.51 - CRISTAIS DE DIAMANTE EM MATRIZ FERRÍTICA (5%PCu) APÓS COMPRESSÃO.	97
Figura 4.52 - MICROGRAFIA MOSTRANDO O COMPÓSITO DIAMANTADO FE-5%PCu-1%PSiC-DIAMANTE APÓS COMPRESSÃO.	98
Figura 4.53 - MICROGRAFIA MOSTRANDO O COMPÓSITO DIAMANTADO FE-15%PCu-1%PSiC-DIAMANTE APÓS COMPRESSÃO.	98
Figura 4.54 - MICROGRAFIA MOSTRANDO O COMPÓSITO DIAMANTADO FE-20%PCu-1%PSiC-DIAMANTE APÓS COMPRESSÃO.	99
Figura 4.55 - RESÍDUOS DE LIGANTE “ENCRAVADOS” NA SUPERFÍCIE DO CRISTAL DE DIAMANTE APÓS COMPRESSÃO.	100
Figura 4.56 - Monocristal de diamante após compressão.	101
Figura 4.57 - Micrografia (a) mostrando a reação do ligante com o cristal de diamante sem cobertura, e (b) ótima retenção do cristal de diamante coberto com carbetto de silício (SiC).	101
Figura 4.58 - Monocristal de diamante numa matriz de Fe-Cu-SiC após compressão.	102
Figura 4.59 - Micrografia mostrando boa acomodação do cristal de diamante após compressão.	103
Figura 4.60 - Micrografia mostrando o filme de carbetto de silício e níquel na superfície do cristal de diamante após compressão.	103
Figura 4.61 - Pérolas Diamantadas Fe-20%pCu-1%pSiC-Diamante, Produzidas por este estudo.	105
Figura 4.62 - Aspecto dimensional da pérola aqui produzida (mm).	106

## INDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 - Comparação entre as técnicas de desmonte de pedras	04
Tabela 2.2 - Custos médios dos principais métodos de desmonte de rochas ornamentais utilizados no Brasil	05
Tabela 2.3 - Valor de mercado e custo de corte dos fios diamantados perolados, para mármore e granito	06
Tabela 2.4 - Perdas e custos dos métodos de desmonte	08
Tabela 2.5 - Preços médios de granitos e mármore no mercado interno	09
Tabela 2.6 - Rentabilidade média por atividade em granito	09
Tabela 2.7 - Exportação de Rochas Ornamentais no Espírito Santo/2004	11
Tabela 2.8 - Resultados de corte com os fios impregnados e eletrodepositados, para alguns tipos de granito	16
Tabela 2.9 - Concentração versus densidade de diamantes em ferramentas de corte	18
Tabela 3.1 - Análises Químicas dos Pós de Ferro e Cobre	37
Tabela 3.2 - Tamanho médio de aglomerados do pó de cobre, obtidos via sedigrafia.	37
Tabela 3.3 - Tamanho médio de aglomerados do pó de ferro, obtidos via sedigrafia.	38
Tabela 3.4 - Tamanho médio de aglomerados do pó de carbetto de silício (SiC), obtidos via sedigrafia.	39
Tabela 3.5 - Área superficial específica, volume e tamanho de poros, dos pós de cobre, ferro e carbetto de silício.	40
Tabela 4.1 - Densidades a verde e relativa para o sistema Fe-Cu, e as respectivas pressões.	54
Tabela 4.2 - DENSIDADES APARENTE E CRISTALINA DOS SISTEMAS FE-CU E FE-CU-DIAMANTE.	54
Tabela 4.3 - DENSIDADES A VERDE E RELATIVA PARA O SISTEMA FE-CU-DIAMANTE, COM SUAS RESPECTIVAS PRESSÕES.	55
Tabela 4.4 - DENSIDADE CRISTALINA E DENSIDADE A VERDE DOS COMPACTOS.	60

Tabela 4.5 - DENSIFICAÇÃO DOS SISTEMAS FE-CU, FE-CU-SiC E COMPÓSITO DIAMANTADO FE-CU-SiC-DIAMANTE APÓS SINTERIZAÇÃO A 1150°C/25 MINUTOS.	68
Tabela 4.6 - VALORES DE DUREZA (HB) DE ALGUNS METAIS COMERCIAIS PUROS	81
Tabela 4.7 - PERDA DE MASSA DAS PÉROLAS PRODUZIDAS NESTE TRABALHO, EM CONFRONTO COM AS DAS PÉROLAS COMERCIAIS IMPORTADAS APÓS ABRASÃO/1 MINUTO.	106
Tabela 4.8 - PERDA DE MASSA DAS PÉROLAS PRODUZIDAS NESTE TRABALHO, EM CONFRONTO COM AS DAS PÉROLAS COMERCIAIS IMPORTADAS APÓS ABRASÃO/2 MINUTOS.	108
Tabela 4.9 - RESULTADOS DE ANÁLISE QUÍMICA DA PÉROLA COMERCIAL A, OBTIDOS VIA EDX.	108
Tabela 4.10 - RESULTADOS DE ANÁLISE QUÍMICA DA PÉROLA COMERCIAL B, OBTIDOS VIA EDX.	108
Tabela 4.11 - PERDA DE MASSA DAS PÉROLAS DIAMANTADAS COM MATRIZ LIGANTE FE-CU-SiC E CRISTAIS DE DIAMANTE SEM COBERTURA PROTETORA, APÓS ABRASÃO/2 MINUTOS.	109



## RESUMO

Os fios diamantados são ferramentas de corte aplicadas ao desmonte de rochas ornamentais, tais como os mármore e granitos, que também podem ser utilizados em corte de alta precisão em estruturas de concreto. Esta ferramenta é composta de um cabo de aço inoxidável, sobre o qual segmentos anulares diamantados (pérolas) são montados. Estas pérolas são responsáveis pela ação de corte. Esta técnica é largamente utilizada em pedreiras de todo o mundo, devido às numerosas vantagens oferecidas. O fator negativo até o momento ainda é o elevado custo da ferramenta (importada), pois utiliza pós ligantes caros, pouco disponíveis no mercado nacional, como o cobalto (Co).

Este trabalho estudou o sistema Fe-Cu como matriz ligante para o diamante, visando a produção de pérolas diamantadas, com o objetivo de nacionalizar tal tecnologia e reduzir o custo da ferramenta, uma vez que esses pós ligantes são amplamente disponíveis no mercado nacional a baixo custo. Além disso, o Brasil está dentre os 5 maiores produtores de rochas ornamentais do mundo e, dessa forma, é elevada a demanda por esta ferramenta de corte.

Dentre muitas análises, foram feitos ensaios de dureza (HB) e resistência à abrasão das pérolas aqui produzidas. Em confronto com as pérolas comerciais importadas, os resultados foram satisfatórios e compatíveis com o que há no mercado, uma vez que se utilizou pós ligantes puramente nacionais. Isso sugere a completa absorção de tecnologia de processamento de ferramentas diamantadas impregnadas, e uma grande redução no custo de produção.

## ABSTRACT

The diamond wires are cutting tools applied to the slabbing of dimension stones, such as marbles and granites, and also they can be used in cut of high precision in concrete structures. This tool is composed of a stainless steel cable, on which diamond annular segments (pearls) are mounted. These pearls are responsible for the action of cut. This technique wide is used in quarries of the whole world, which had to the numerous offered advantages. The negative factor until the moment, still is the high cost of the tool (imported), therefore uses after expensive ligantes, little available in the national market, as cobalto (Co).

This work studied the Fe-Cu system as matrix bond for the diamond, aiming at the diamond pearl production, with the objective to nationalize such technology and to reduce the cost of the tool, a time that these powder bond are widely available in the national market the low cost. In addition, Brazil is amongst the 5 producing greaters of dimension stones of the world, and of this form, the demand of this tool of cut is high.

Amongst many analyses, hardness (HB) and strength abrasion have been made tests the of pearls produced here. In confrontation with imported commercial pearls, the results have been satisfactory and compatible with what it has in the market, a time that if it purely used national bond. This suggests a great reduction in the production cost.

## CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO

### 1.1 – Generalidades

Fios Diamantados são ferramentas de corte aplicadas ao desmonte de rochas ornamentais, tais como os mármore e os granitos, bem como a cortes de blocos de concreto, e podem ser utilizadas em substituição a serras em geral. Estas ferramentas são compostas de um cabo de aço inoxidável AISI 316, sobre o qual são dispostos segmentos anulares diamantados (pérolas), de diâmetro ( $\phi$ ) de 10 a 12mm, largura (l) de 5mm, com espaçamento da ordem de 25mm. Estas pérolas diamantadas são as partes mais importantes dos fios diamantados, pois devido ao fato de serem feitas à base de um compósito diamantado, são responsáveis pela ação de corte. Para dar início à operação de corte, o fio diamantado é introduzido em furos ortogonais coplanares, previamente feitos na rocha. Uma polia acoplada a um motor faz com que o fio adquira rotação, ao passo que o fio é tracionado por um motor, montado sobre trilhos alinhados com a direção de corte.

A tecnologia de corte com Fios de Pérolas Diamantadas vem sendo largamente utilizada em pedreiras do mundo inteiro, devido a vantagens que só esta tecnologia pode oferecer, por exemplo:

- É uma Tecnologia altamente viável, do ponto de vista ambiental, pois quase não gera rejeitos ou qualquer dano à pedra (espessura de corte é de apenas 10 a 12 mm), e por deixar superfícies de corte esquadrejadas e planas, ficando fácil o planejamento de uma reconstituição natural, por exemplo, reflorestamento.
- Técnica que produz a menor quantidade de rejeitos, onde a espessura do corte é de apenas 10 a 12mm, sem gerar qualquer tipo de dano à pedra;
- Corta em locais onde seria complicado ou, em alguns casos, impossível por outras técnicas, pois o equipamento do fio é de fácil transporte e montagem;
- Por ser uma técnica extremamente versátil, adapta-se a numerosas operações, cortando na vertical, horizontal e em oblíquo, ou seja, os cortes podem ser feitos em qualquer ângulo, de 0 a 180°;
- Bastam dois operadores para monitorar, pois o sistema é automático, e não exige supervisão constante;
- A operação é silenciosa, com baixa geração de pó ou vibrações;
- Produz cortes planos, de superfície lisa;
- Garante ajuste dimensional superior ao das outras técnicas de corte;

- Pode realizar cortes em grandes profundidades, de acordo com o comprimento do fio;
- A taxa de produção é elevada, por exemplo, da ordem de duas vezes superior à taxa de produção do jato de chama.

Um fator que limita a aplicação de algumas ferramentas de desmonte de rochas ornamentais, tal como granito, é a relação de dependência entre o custo da tecnologia e o tipo de granito a ser cortado. A escolha da técnica fio diamantado está diretamente ligada ao valor comercial do granito em questão, tendo viabilidade econômica somente para blocos com um valor de mercado acima de US\$ 472,00/m<sup>3</sup>.

O oneroso custo do fio diamantando pode ser reduzido mediante inovações tecnológicas que podem ser aplicadas a estas ferramentas, o que levaria esta técnica a ser economicamente viável para qualquer tipo de rocha independente do seu valor comercial.

## 1.2 – Objetivos

O principal objetivo desta proposta é produzir e caracterizar o compósito Fe-Cu-Diamante para futuro uso em pérolas diamantadas no Brasil.

Apresentamos como objetivos específicos os seguintes:

- Estudar o sistema ferro-cobre (Fe-Cu) como matriz ligante para o diamante. Este sistema nunca foi utilizado a nível industrial como matriz de ferramentas diamantadas. E por outro lado, será dada uma forte contribuição ao estado da arte.
- Estudar a sinterização e seus mecanismos para o sistema ferro-cobre.
- Estudar a aderência entre os diamantes – matriz metálica ligante.
- Avaliar quantitativamente o desgaste por abrasão das pérolas produzidas por esta proposta, em confronto com as pérolas comerciais.

### 1.3 – Justificativas

O Brasil se destaca entre os 5 maiores produtores de rochas ornamentais do mundo [Davis, 2000], contudo, é um país tipicamente importador de ferramentas diamantadas, em especial, de fios de pérolas diamantadas. Desta forma, torna-se necessário nacionalizar o desenvolvimento tecnológico e científico deste tipo de ferramenta, dentre outros. Considerando-se o forte potencial geológico Brasileiro, a demanda destas ferramentas no corte de rochas ornamentais é bastante elevada.

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

O Estado do Rio de Janeiro apresenta uma forte atividade de corte (fase de lavra) de rochas ornamentais, em especial, nas Regiões Norte e Noroeste do Estado, onde destacam-se Santo Antônio de Pádua (granito), Italva (mármore) e Campos dos Goytacazes (mármore e granito). Algumas pedreiras já vêm empregando a técnica de corte com fios de pérolas diamantadas. O Sul Capixaba, maior produtor de rochas ornamentais do País, vem utilizando largamente os fios de pérolas diamantadas.

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

## CAPÍTULO 2 – FUNDAMENTAÇÃO TECNOLÓGICA

### 2.1 – Análise Comparativa entre as Tecnologias de Corte de Pedras Ornamentais

A tabela 2.1 mostra uma comparação qualitativa entre as técnicas de desmonte que são utilizadas na atualidade no mundo.

Tabela 2.1 – Comparação entre as técnicas de desmonte de pedras [adaptado de Wright, 1991].

Técnica de extração	Custo de operação	Taxa de produção	Flexibilidade de operação	Rendimento	Facilidade de Operação	Nível de ruído	Fator de segurança
Jato de chama	C	C	D	B	A	D	C
Explosão	A	A	A	D	A	C	C
Marteletes Hidráulicos	C	C	C	A	C	B	A
Jato D'água <sup>(*)</sup>	C	C	A	A	B	A	A
Correia Diamantada <sup>(**)</sup>	C	A	C	B	B	A	A
Fio Helicoidal <sup>(***)</sup>	B	C	A	A	B	A	B
Fio Diamantado	C	A	A	A	B	A	B

A- fator positivo; B- efeito insignificante; C- efeito negativo; D- fator limitante, às vezes proibitivo;

(\*)-Caruso , 1996; (\*\*) Biasco, 1993 e Caruso, 1996; (\*\*\*)- Chiodi, 1995 e Caruso, 1996.

Conforme pode-se observar na tabela 2.1, o fio diamantado apresenta-se como uma forte alternativa para o corte de rochas, perdendo apenas para as técnicas de explosão e de fio helicoidal no que tange ao custo da operação, o qual, no entanto, se torna insignificante quando outros fatores são considerados, principalmente no que diz respeito à taxa de produção e rendimento, onde o fio diamantado é imbatível. Convém ressaltar que o custo de operação do fio

diamantado, ainda elevado, pode ser substancialmente reduzido pela modernização da técnica e diminuição do custo de produção das pérolas.

A tabela 2.2 apresenta os custos médios relativos ao desmonte de mármore e granito, considerando as técnicas de corte utilizadas no Brasil. Pode-se claramente observar que para o corte de mármore, o uso do fio diamantado é o mais indicado, sendo mais econômico até do que a técnica de explosão, e aproximadamente 40% mais barato do que o corte com fio helicoidal, explicando o fato de que com o fio diamantado já se atingiu 60% de economia diante do fio helicoidal [Labour, 1995]. Isto leva a crer que, por esta razão, 90% dos blocos de mármore de pedreiras italianas são cortados via fio diamantado. Já para o corte de granito, pode-se observar que as faixas dos custos médios são bastante amplas, devido ao fato de que o custo da técnica ser fortemente dependente do tipo de granito a ser cortado, e de suas propriedades físicas e mecânicas, principalmente a dureza. Este é um fator limitante das quatro últimas técnicas da tabela 2.2, principalmente no que tange à utilização do fio diamantado, pois a escolha desta técnica é dependente, sobretudo, do valor comercial do granito em questão, o que será visto detalhadamente a seguir.

Tabela 2.2 – Custos Médios dos Principais Métodos de Desmonte de Rochas Ornamentais Utilizados no Brasil [segundo Moya, 1995].

<b>TÉCNICA DE CORTE</b>	<b>MÁRMORE (US\$/m<sup>2</sup>)</b>	<b>GRANITO (US\$/m<sup>2</sup>)</b>
Explosão	20-25	20-36
Marteletes hidráulicos ou Pneumáticos	-	35-40
Cunhas Manuais ou Pneumática	-	25-30
Fio Diamantado	4-18	60-90
Fio Helicoidal	4-30	-
Jato D'água	-	35-60
Jato de Chama	-	75-90

A tabela 2.3 fornece os dados referentes aos custos de corte e preço de mercado dos fios diamantados perolados. Pode-se observar que a diferença de preço entre os fios diamantados para o corte de granito e de mármore é de apenas 20%, o que varia até de fabricante para fabricante. O custo de corte em granito varia de 2 a 11 vezes o custo de corte em mármore, valendo a mesma observação feita no parágrafo anterior.

Tabela 2.3 – Valor de mercado e custo de corte dos fios diamantados perolados, para mármore e granito [Caruso, 1996; Chiodi, 1995].

Tipo de rocha	Preço do fio (US\$/m)	Custo por m <sup>2</sup> de corte (US\$/m <sup>2</sup> )
mármore	200	11
granito	250 - 260	20 - 120

O preço do equipamento de corte com fio (motores, polias, trilhos e acessórios) é de US\$ 50.000,00.

A análise dos custos de produção das diferentes técnicas de desmonte, e o compromisso com a qualidade das superfícies de corte, leva a pensar no uso de combinações destas técnicas, visando custos condizentes com os valores comerciais dos diferentes tipos de rochas, em especial o granito. Assim, a efeito de análise, observa-se o caso das pedreiras no Norte de Portugal, onde foram aliadas duas tecnologias distintas, a saber; explosão (técnica mais barata), e fio diamantado (técnica + cara) como solução para o problema custo de corte x lucro atingido.

De acordo com Guedes (1997), a preocupação de se obter blocos de dimensões padronizadas entre 4 a 6 m<sup>3</sup>, levou ao desenvolvimento de uma seqüência ordenada de cortes na pedreira, a qual se denominou de fase de desmonte.

A 1<sup>a</sup> fase caracteriza-se pelo destaque de uma massa granítica paralelepípeda de grandes dimensões (por exemplo: 4,5 x 3,0 x 16 metros), geralmente múltipla dos blocos, para que se tenha maior aproveitamento, considerando-se o fraturamento natural do maciço rochoso.

A 2<sup>a</sup> fase compreende a divisão da massa granítica em prismas de 4,5 x 3,0 x 1,5m e derrube dos mesmos. Já a 3<sup>a</sup> fase é responsável pelo corte destes prismas, em blocos de dimensões sub-múltiplas das dos prismas, por exemplo 1,5 x 3,0 x 1,5.

Cabe informar que é importante que a frente principal de desmonte tenha orientação perpendicular aos conjuntos de fraturas mais próximas, de forma que a largura dos prismas da 2<sup>a</sup> fase, que corresponde à altura dos blocos (3<sup>a</sup> fase), varie de acordo com o espaçamento das referidas fraturas existentes na massa granítica para que se evite a geração excessiva de rejeitos.

Conforme já foi ressaltado, utilizou-se para o desmonte, a tecnologia do fio diamantado e/ou a técnica de explosão, cujas combinações originaram 4 métodos de corte a saber: A- Fio Diamantado: todas as superfícies de corte da massa



granítica são feitas com uso do fio; B- Explosivo (pré-corte): se utiliza de furos de pequeno diâmetro e de pequeno espaçamento entre si, para realizar o corte de todas as superfícies da massa granítica, com o deslocamento simultâneo de todas as superfícies sendo feito via cordel detonante, para evitar desvios excessivos no corte; C- Fio Diamantado e Pré-Corte: faz-se uso do fio diamantado para os cortes horizontal e vertical, perpendicularmente à frente de desmonte. O pré-corte (explosivo) corta paralelamente à frente de desmonte, logo após os cortes feitos com o fio diamantado; D- Fio Diamantado e Tiro de Levante: O corte do plano paralelo à frente de desmonte, bem como o corte vertical perpendicular à frente, são feitos via fio diamantado. Já o corte do plano horizontal da bancada é feito através de furo único central carregado com pólvora negra (tiro de levante), sendo este corte feito após o destaque dos demais planos.

A tabela 2.4 fornece as perdas e os custos relativos a cada método ora descritos, onde pode-se observar que o desperdício de material por metro cúbico de pedra cortada via fio diamantado é 30% menor que mediante o uso de explosivos; e esta diferença percentual cai para 15% se o fio diamantado for comparado com o método C (fio diamantado + explosivo). Por outro lado, ao considerarmos os custos de cortes, o método A (fio diamantado) é o mais oneroso de todos, apresentando custo médio e custo final da ordem de 3,2 vezes superior que o método B (explosivo). Entretanto quando fazemos um “misto” destes dois métodos (A e B), observamos que os custos de corte do fio diamantado diminuem substancialmente, em especial, se compararmos os métodos A (fio diamantado) com o C (fio e explosivo) observamos que este último é 33% mais econômico.

O método D (fio diamantado + tiro de levante), além de gerar enorme quantidade de rejeitos devido ao uso de explosivo concentrado em único furo (promove corrida de trincas fora do plano de corte), é economicamente inviabilizado pelo método C, o que torna seu uso desaconselhável e até proibido em alguns casos, dependendo sobretudo valor comercial da pedra ornamental.

O método D (fio diamantado e tiro de levante) é extremamente inviável, pois só pode ser utilizado para cortar blocos cujo valor máximo seja US\$139,00/m<sup>3</sup>, o que é inviável quando se trata da utilização de uma tecnologia apurada como é a do fio diamantado; por outro lado, este método apresenta relação de valor de perdas (rejeitos) versus valor comercial da pedra idêntico ao do método B (explosivo), apresentando, pois, as piores condições econômicas para o desmonte.

Tabela 2.4 – Perdas e Custos dos Métodos de desmonte [Guedes,1997].

Método de desmonte	espessura de perda (m)	perda/m <sup>3</sup> (m <sup>3</sup> )	custo/m <sup>2</sup> (1ª Fase)(dólares)	custo/m <sup>2</sup> final (dólares)	custo/m <sup>3</sup> final (dólares)
Fio Diamantado /m <sup>3</sup> (A)	0,10	0,17	57,50	38,50	47,00
Explosivo/ m <sup>3</sup> (B)	0,20	0,24	10,90	10,90	13,30
Fio+ Explosivo/m <sup>3</sup> (C)	-	0,20	36,00	25,70	31,40
Fio+Tiro de Levante/m <sup>3</sup> (D)	-	0,25	40,50	28,40	34,70
Tiro de levante	0,45	-	2,15	-	-

Já o método C (fio diamantado e pré-corte) situa-se numa posição confortável perante os demais métodos de desmonte, aproveitando o baixo custo de produção da técnica de explosão, aliado ao baixíssimo índice de geração de rejeitos da tecnologia de fio diamantado; em outras palavras, o método C é viável em qualquer condição, desde que o valor comercial do bloco seja superior a US\$278,00/m<sup>3</sup>.

A tabela 2.5 mostra o preço médio de pedras ornamentais, na forma de blocos, chapas brutas ou polidas, e ladrilhos. Ela informa que a pedra mais barata que adquire lustre mediante polimento, é o granito cinza, que também é o mais comum e que custa US\$270,00/m<sup>3</sup> do bloco, segundo Moya (1995). Conforme visto anteriormente, a utilização do fio diamantado + pré-corte (explosivo) se faz economicamente viável para blocos que custem US\$ 278,00/m<sup>3</sup>, ou seja, atende no preço de venda do granito cinza com apenas uma diferença de US\$ 8,00/m<sup>3</sup>. Contudo, a tecnologia de fio diamantado, juntamente com a técnica de explosão, pode ser utilizada com viabilidade econômica, para os demais tipos de granitos e mármore contidos na tabela 2.5. Já o uso exclusivo do fio diamantado só é economicamente viável para blocos de valor comercial superior a US\$472,00/m<sup>3</sup>, atendendo às quatro primeiras classes de granitos listadas.

A tabela 2.6 fornece a evolução do valor agregado de acordo com a etapa de processamento. O cálculo se passa da seguinte forma: 1m<sup>3</sup> tem custo médio de lavra de US\$120,00, é vendido a US\$300,00, agregando o valor da ordem de 150% (US\$300,00 - US\$120,00 : US\$180,00). Este mesmo 1m<sup>3</sup> pode ser transformado em aproximadamente 30m<sup>2</sup> de chapas serradas brutas, ao custo acumulado de US\$ 630,00 (30m<sup>2</sup> x US\$ 17,00 + US\$ 120,00), sendo vendido a US\$ 750,00 (30 x US\$ 25,00), com valorização de 19%, e assim por diante. Neste raciocínio, mediante

beneficiamento do bloco bruto até o ladrilho acabado, agregou-se 281% de valor à pedra ornamental, cujo valor se eleva com a extração e beneficiamento de pedras de elevados valores comerciais, e que só se justifica pelo uso da tecnologia de fios diamantados para o desmonte, devido à sua taxa de produção elevada e alto rendimento na pedreira.

Tabela 2.5 – Preços médios de Granitos e Mármore no Mercado Interno [Moya, 1995].

Pedra Ornamental	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Bloco (US\$/m <sup>3</sup> )	Chapas (2cm de espessura)		Ladrilhos 30x30x2cm (US\$/m <sup>2</sup> )
			Bruta (US\$/m <sup>2</sup> )	Polida (US\$/m <sup>2</sup> )	
Granito Azul	2,545	3000,00	160,00	230,00	380,00
Granito Preto	2,969	900,00	24,00	29,00	56,00
Granito Amarelo	2,636	700,00	40,00	45,00	75,00
Granito Verde	2,601	550,00	18,00	23,00	54,00
Granito Vermelho	2,635	350,00	21,00	26,00	33,00
Granito Cinza	2,703	270,00	14,00	19,00	34,00
Mármore Branco	2,866	350,00	19,00	23,00	40,00
Mármore Travertino	-	350,00	21,00	26,00	66,00

Tabela 2.6 – Rentabilidade média por atividade em granito [adaptado de Moya, 1995]. Valores em US\$/m<sup>3</sup>.

Etapa de produção e beneficiamento	Custos	Custo acumulado	Preço de venda	Porcentagem bruta (%)
Bloco Bruto	120,00	120,00	300,00	150
Chapa bruta e serrada	510,00 <sup>(*)</sup>	630,00	750,00	19
Chapa polida e lustrada	180,00	810,00	1200,00	48
Ladrilho acabado	105,00	915,00	1500,00	64
Total	915,00	-	-	281

(\*) US\$ 510,00 = 30m<sup>2</sup> (1m<sup>3</sup> transformado em 30m<sup>2</sup> de chapas brutas) x US\$17,00/m<sup>2</sup> (custo médio de serragem). Considerar US\$ 6,00/m<sup>2</sup> como custo de polimento.

Como já foi ressaltado, a utilização dos fios diamantados em pedreiras do mundo todo, enfatiza o forte potencial desta tecnologia de desmonte de pedras ornamentais na atualidade, tendo como parâmetro comparativo, as demais tecnologias de desmonte ora descritas. Uma redução, por exemplo de 50% no custo do fio diamantado, permitirá abaixar o uso desta tecnologia em pedras ornamentais com valor atual de US\$ 472,00/m<sup>3</sup>, passando a ser econômico para qualquer tipo de granito.

Conforme pode-se observar, a tecnologia de corte com os fios de pérolas diamantadas permite uma grande economia financeira no desmonte de rochas ornamentais, e ainda evita o constante problema do impacto ambiental causado pela elevada geração de rejeito (desperdícios) promovido pelas outras técnicas de desmonte. Aliado a isto, permite um melhor planejamento do beneficiamento posterior, ou seja, promove o corte com faces planas, possibilitando a transformação de blocos em chapas e ladrilhos com o mais elevado rendimento. Cabe ainda informar que toda a etapa de beneficiamento emprega a utilização, na maioria dos casos, de serras circulares de segmentos diamantados (diâmetro  $\phi = 350\text{mm}$ ), e estes segmentos diamantados são produzidos segundo a mesma metodologia de processamento das pérolas diamantadas dos fios de corte, mediante uso dos mesmos equipamentos e materiais, mudando apenas a geometria [Davis, 2000].

## **2.2 – O Brasil no Setor de Rochas Ornamentais**

A produção mundial de rochas ornamentais e de revestimento, estimada em 68 milhões de toneladas, vem apresentando nos últimos 5 anos um crescimento médio de 6,4% ao ano. A China destaca-se como maior produtor mundial, com cerca de 14 milhões de toneladas. Outros países que merecem destaque nesse mercado são Itália, Índia, Espanha, Irã e Brasil. O Brasil apresenta uma produção de 6 milhões de toneladas/ano, abrangendo cerca de 600 variedades, oriundas de 1500 frentes de lavra. Este setor emprega aproximadamente 114 mil pessoas, apresentando capacidade de produção de 40 milhões de m<sup>2</sup>/ano. As exportações de rochas ornamentais brasileiras têm aumentado consideravelmente nos últimos anos, apresentando um crescimento, de 1999 a 2002, de cerca de 50% [CETEM/MCT e CETEMAG, 2004].

Os principais estados exportadores brasileiros são Espírito Santo, Minas Gerais, Bahia e Rio de Janeiro. No primeiro semestre de 2003, o Espírito Santo foi

responsável por mais da metade do faturamento das exportações brasileiras de rochas ornamentais. Nesse estado são realizadas as feiras internacionais de mármore e granito de Vitória e de Cachoeiro de Itapemirim [CETEMAG, 2004].

De janeiro a maio de 2004 as exportações brasileiras de rochas ornamentais somaram US\$ 180,84 milhões e 560.959,22 toneladas, o que representou o incremento de 22,06% em valor e 2,37% em volume físico frente ao mesmo período de 2003 [Abirochas, 2004]. A tabela 2.7 mostra alguns dados estatísticos de exportação no Espírito Santo até 08/2004.

Tabela 2.7 – Exportação de rochas ornamentais no Espírito Santo/2004.

<b>Exportação – ES (Jan/Agos/2004)</b>	<b>US\$ 184.894.441 Milhões</b>
Crescimento	35,20% em relação ao mesmo período 2003
Material Beneficiado no Espírito Santo	79,85%
Do Total das Exportações Brasileiras	53%
Da Exportação Brasileira em material beneficiado	72,86%

Os US\$ 184.894.441 milhões correspondem a 53% do valor total das exportações de rochas brasileiras, seja bruta ou processada. O Espírito Santo beneficia 79,85% de suas rochas para exportação, enquanto que o Brasil exporta 72,86% de suas rochas já beneficiadas, de janeiro a agosto de 2004.

A indústria de rochas ornamentais do Espírito Santo liderou as exportações brasileiras de mármore e granito, entre os meses de janeiro a julho de 2004. Do recorde histórico de US\$ 234,5 milhões exportados pelo país em 2004, o setor capixaba foi responsável por 65% das vendas totais de blocos e placas. Isto é, faturou US\$ 152,5 milhões, registrando crescimento de 30% em relação ao mesmo período do ano de 2003 [Secex, 2004].

De uma maneira geral e considerando o ano base 2000, o Brasil produziu 5.200.000 toneladas de rochas ornamentais, contando com 1163 pedreiras (lavras de rochas ornamentais) e totalizando 1574 teares, com uma capacidade de serragem de 40.600.000 m<sup>2</sup>. Neste mesmo ano, contando com aproximadamente 10000 empresas, foram gerados mais de 105700 empregos diretos [Secex, 2004]. Em face desses dados, cabe mais uma vez ressaltar o forte potencial geológico brasileiro, e conseqüentemente a grande demanda de ferramentas de corte de alta

qualidade para o setor de rochas ornamentais, como o fio diamantado, alvo deste estudo.

### 2.3 – Fios Diamantados

Os fios diamantados são compostos de um cabo multifilamentar de aço inoxidável AISI 316, com limite de resistência à tração de 1700 a 2150kgf [Le Scanff, 1995; Biasco, 1993;Trancu, 1980], diâmetro ( $\phi$ ) de 5 ou 6 mm, no qual pérolas diamantadas de diâmetros ( $\phi$ ) de 10 a 12mm e largura (l) 5 ou 6mm são montadas em intervalos de aproximadamente 25 mm (embuxamento), com espaçadores de plástico moldado por injeção ou molas de aço colocados entre as pérolas [Hawkins, 1990; Wright, 1991; Daniel, 1986; Daniel 1993; Marles, 1990; Hong Kong, 1983; Labour, 1995; Asperti e Schotte, 1995; Thoreau, 1984]. Estas pérolas são responsáveis pela ação de corte. Elas contém diamantes, os quais são introduzidos de duas maneiras: por eletrodeposição ou por impregnação, com ligantes de pós metálicos. O teor de diamantes pode variar de concentração 30 a 50 (o que corresponde, respectivamente, a 0,26g e 0,44g de diamante por  $\text{cm}^3$  de volume abrasivo), dependendo da dureza da pedra a ser cortada, e da taxa de corte requerida [Hawkins, 1990; Daniel, 1986; Marles, 1990; Daniel, 1993; Asperti e Schotte, 1995; Concrete, 1995; High Wire, 1995; Pinzari, 1989; Trancu, 1980; Le Scanf, 1995; Thoreau, 1984, Wright, 1991; Hong Kong, 1993].

As pérolas conhecidas como impregnadas são fabricadas via metalurgia do pó. Para produzir estas pérolas, o pó de diamante é misturado com o pó de metal ligante (geralmente tungstênio, cobalto, cobalto-bronze, bronze, ferro-cobalto), onde os pós são misturados, prensados e sinterizados, obtendo-se pérolas de diâmetro externo de aproximadamente 12mm, e diâmetro interno de 7mm, com espessura de parede de 2,5mm. O tamanho das partículas de diamante é de aproximadamente 40/50 mesh (425-300 $\mu\text{m}$ ) [Daniel, 1993; Biasco, 1993; Asperti e Schotte, 1995; Pinzari, 1989; Filgueira, 2000; Filgueira and Pinatti, 2001a].

Os dois métodos mais comuns de criar espaçamento entre as pérolas são a utilização de molas de aço ou plástico moldado por injeção. Em um sistema de espaçamento por molas, as pérolas diamantadas e as molas são alternadas, e um separador metálico (geralmente de cobre ou latão) é fixado no fio a cada 5 pérolas, visando minimizar o deslizamento das pérolas sobre o fio, devido à ação de compressão e

expansão das molas, e também para evitar que as pérolas se percam, no caso de quebra do fio [Hawkins, 1990; Pinzari, 1989] .

O arranjo típico de uma máquina de fio diamantado consiste de uma polia acoplada a um motor, montada em trilhos fixos no chão. Com este sistema, duas roldanas guias montadas na trajetória do corte, para gerar o contato necessário do comprimento do fio com a polia e reduzir a oscilação do fio [Hawkins, 1990]. No corte de pedras ornamentais com fio diamantado, o primeiro passo para um corte vertical (tipo mais comum de corte em pedreiras) é realizar dois furos na rocha, um vertical e outro horizontal, que se interceptem a  $90^{\circ}$ . O fio diamantado é passado por dentro dos furos e montado na polia, com suas duas pontas emendadas por uma junta de cobre. O motor anda sobre os trilhos, de forma que a polia tensiona o fio diamantado mediante carga de 120 a 300 Kgf e, ao mesmo tempo, faz com que este último gire, iniciando a operação de corte [Hawkins, 1990; Daniel, 1993], conforme mostra a figura 2.1.

Figura 2.1 – Corte vertical e horizontal com fio diamantado [Ozçelik et al.,2002].

Para o corte de mármore, é comum o uso de fios diamantados com sistema de espaçamento de molas, pois o mármore é uma pedra mais mole e mais fácil de cortar que o granito. Entretanto, esta tecnologia não pode ser utilizada para o corte do granito, devido à sua natureza mais abrasiva, de forma que durante a operação de corte, a lama abrasiva (água refrigerante e cavaco de granito) se infiltra entre as molas e no espaçamento entre as pérolas e fio, ocasionando desgaste excessivo do cabo de aço e do diâmetro (superfície) interno das pérolas, causando dois problemas sérios: a) falha prematura do cabo (alma) de aço e; b) impossibilidade de se reutilizar as pérolas, cuja superfície interna esteja fora da dimensão original [Hawkins 1990; Daniel, 1993].

Com o sistema de espaçamento com plástico, as pérolas são colocadas no fio, e então o arranjo é colocado em um molde, no qual o plástico é injetado de forma a preencher os intervalos entre as pérolas, e entre as pérolas e o fio. O plástico, além de funcionar como espaçador, também evita a erosão do cabo de aço, causada pela lama abrasiva, de modo que o corte possa ser realizado sem que haja desgaste excessivo do fio alma [Hawkins,1990; Daniel, 1993; Pinzari, 1989].

Os sistemas de espaçamento com molas e com plástico são mostrados na figura 2.2.

É comum, no corte de mármore, o uso de fios diamantados com pérolas eletrodepositadas, com espaçadores de molas, embora seja notório o aumento do uso de fios diamantados com pérolas impregnadas, devido ao custo mais baixo e rendimento mais elevado. O número de pérolas se situa na faixa de 27 a 32 pérolas por metro linear de fio [Hawkins 1990; Daniel, 1993; Pinzari, 1989; Trancu, 1980].

Nos fios com pérolas eletrodepositadas, a taxa de corte é inicialmente alta, e diminui até valores baixos. Isto deve-se ao fato que durante a operação de corte, a abrasão entre a pedra e o diamante faz surgir superfícies de desgaste nos cristais de diamante, salientando-se que neste tipo de pérola existe apenas uma camada de diamante [Hawkins, 1990; Wright, 1991]. Este processo eletrolítico resulta da formação de uma única camada de diamante, no qual os cristais de diamante são inseridos na célula eletrolítica e posteriormente depositados em tubos montados sobre o anodo. Normalmente o eletrólito consiste de alguma solução de sulfato em água, e o catodo é formado de Níquel, cuja função é aderir ou se comportar como matriz para os cristais de diamante na deposição para formar a monocamada.



Já em fios com pérolas impregnadas, a taxa de corte é constante, pois a abrasão da matriz metálica (ligante) faz com que surjam sempre novas faces cortantes de diamantes. Pode-se também observar que os fios com pérolas impregnadas apresentam rendimentos da ordem de 2 vezes superior aos fios com pérolas eletrodepositadas. A velocidade linear de corte em mármore varia de 20 a 40m/s, dependendo do tipo de mármore [ Hawkins 1990].

A tabela 2.8 mostra resultados típicos de corte com dois tipos de fios diamantados, em alguns tipos de mármore. Pode-se observar que o rendimento dos fios de diamante é fortemente influenciado pela dureza do mármore a ser cortado, o que vem a refletir diretamente no custo do corte. Pode-se também observar que, independentemente do tipo de mármore em questão, os fios de diamantes impregnados apresentam o rendimento da ordem de 40% superior ao dos fios de diamantes eletrodepositados. O custo da operação de corte com fios diamantados impregnados é da ordem de 35% menor que o do fio eletrodepositado, daí a razão pela qual os fios diamantados eletrodepositados estão cada vez mais em desuso. No corte do granito, são sempre empregados fios com pérolas impregnadas, com espaçamento da ordem de 25 mm, o que permite montar 30 a 40 pérolas por metro linear de fio [Hawkins, 1990; Daniel, 1986; Biasco, 1993].

Seguindo o sucesso alcançado no corte de pedras para a extração de blocos das pedreiras, o fio diamantado encontrou emprego em outras áreas de aplicação, como a demolição e reabilitação de estruturas de concreto, inclusive concreto com reforço de aço. A oportunidade de se cortar profundamente uma parede, com elevada precisão, sem barulho excessivo, com baixíssimo nível de geração de poeira, e absolutamente sem risco à integridade estrutural (considerando que o bloco de concreto ou parede cortada pode ser reaproveitada em outro ambiente qualquer), faz com que o fio diamantado seja de uso indispensável em alguns projetos da indústria da construção civil, como por exemplo, na reabilitação controlada de pontes e viadutos, instalações de usinas nucleares, portos flutuantes, hotéis, hospitais, “shopping centers”, estátuas (a estátua de Leonardo da Vinci na Itália, de 13 metros de altura, pesando 80 toneladas, teve sua base cortada para relocação via fio diamantado), onde seja imprescindível o controle dos requisitos acima citados [Asperti e Schotte, 1995; Concrete, 1995; High, 1995; Eccleston, 1993; Leener, 1993; Hong Kong, 1993, Peacock et al, 2000].



Figura 2.2 – Fios diamantados com sistemas de espaçamento por molas (mármore) e por plástico moldado por injeção (granito) [Filgueira, 2000].

Tabela 2.8 – Resultados de corte com os fios impregnados e eletrodepositados, para alguns tipos de granito [segundo Thoreau, 1984].

Pedra Cortada	Dureza (Shore)	Fios eletrodepositados		Fios impregnados (Metalurgia do Pó)	
		rendimento <sup>(a)</sup> (m <sup>2</sup> )	custo do corte <sup>(b)</sup> (U\$/m <sup>2</sup> )	rendimento <sup>(a)</sup> (m <sup>2</sup> )	custo do corte <sup>(b)</sup> (U\$/m <sup>2</sup> )
Mármore Carrara	50	500	6,12	800	4,24
Pedra Azul Belga	60	300	10,21	500	6,78
Mármore Irlandês	60	300	10,21	500	6,78
Mármore Kavala (Grécia)	44	600	5,10	1000	3,40
Mármore Perlato (Sicília)	60	-	-	600	5,66

(a)- O rendimento é dado em metro quadrado de pedra cortada por 30 metros de fios diamantados. (b)- O custo do corte é preço da tecnologia de fios diamantados pelo metro quadrado de pedra cortada.

## 2.4 – Manufatura Industrial das Pérolas Diamantadas Impregnadas

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

**PRENSAGEM A FRIO**

**PRENSAGEM A QUENTE**

**Sinterização**

**Comercialização e/ou montagem das pérolas nos fios diamantados**

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

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

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

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

De acordo com Mészáros e Vadasdi [1994], o carbetto de tungstênio (WC) aumenta a resistência ao desgaste da matriz ligante, controlando a taxa de perda de

ligante por abrasão. Quando utilizado, seu teor se situa na faixa de 0,5 a 2% peso, e o tamanho médio de partícula é da ordem de 5  $\mu\text{m}$ .

Os diamantes utilizados são de alta qualidade, nas granulometrias 40/50 e 50/60 mesh, na concentração 50. Convém informar que estas são as designações utilizadas atualmente para a seleção de diamantes para o corte de rochas ornamentais. Estes diamantes apresentam elevadas tenacidade, condutividade térmica e dureza, especificados na granulometria e concentração usual das pérolas convencionais [GE Superabrasives, 1994]. A tabela 2.9 mostra as relações de concentrações e densidades de diamantes nas ferramentas de corte convencionais.

Tabela 2.9 – Concentração versus densidade de diamantes em ferramentas de corte [GE Superabrasives, 1994].

Concentração de Diamantes	Massa de diamante/cm <sup>3</sup> de volume abrasivo		Volume de diamante (cm <sup>3</sup> )/cm <sup>3</sup> 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%)
<b>50</b>	<b>2,2</b>	<b>0,44</b>	<b>0,13 (13%)</b>
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 cm<sup>3</sup>, e tem como base 4,4 quilates de diamantes/cm<sup>3</sup>, e 1 quilate = 0,2 gramas. O n° entre parênteses da última coluna refere-se a porcentagem em volume de diamante na ferramenta, e é encontrado dividindo-se a massa de diamante da penúltima coluna, pela densidade do diamante ( $\rho_{\text{DIAM.}} = 3,48\text{g/cm}^3$ )

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

Após a prensagem a frio, o compactado apresenta resistência a verde suficiente para ser manipulado com segurança. Desta forma, os compactados (futuras pérolas) são montados dentro dos 30 furos de um molde de eletrografite

(constituição industrial mais comum), e este arranjo é colocado dentro da câmara da prensa a quente. Procede-se, então, com a prensagem a quente em forno a vácuo ( $<10^{-2}$  torr) para evitar possíveis reações com o ar ambiente, com eletrodos de grafite, dotado de punções, os quais penetram pelos orifícios do molde (30 furos por molde), compactando a mistura através de um sistema hidráulico. Os eletrodos transmitem a corrente elétrica, propiciando a sinterização dos compactos. Cabe ainda informar que a quantidade de mistura ligante+diamante por pérola é de aproximadamente 1,6g, considerando-se os ligantes já comentados ( $\rho \sim 8\text{g/cm}^3$ ), e o volume de cada pérola, excetuando-se o tubo de cobre, é de aproximadamente  $v=0,2\text{cm}^3$ .

Na rota de prensagem a quente, após a etapa de misturação, a mistura é vertida através de um dosador, dentro de orifícios de uma matriz de compactação, que pode ser rígida (prensagem uniaxial) ou flexível (prensagem isostática), onde a mistura é prensada concomitantemente assistida por temperatura, ocorrendo a sinterização [Urakawa et al, 2000]. Na prensagem a quente, a depender do tipo de matriz ligante e tipo de diamante, utiliza-se, industrialmente, temperaturas que variam de 700 a 1000°C, pressões de 30 a 35 MPa, durante 3 a 5 minutos.

Após a sinterização, seja pela rota convencional ou por prensagem a quente, deve-se montar tubos de cobre ou de aço no interior das pérolas sinterizadas. Os tubos de cobre apresentam diâmetro externo ( $\phi$ ) de 7mm, espessura ( $e$ ) de 1mm e largura ( $l$ ) de 9mm, seguindo com a sua posterior brazagem nas pérolas. Suas funções são servir de interface entre os separadores (molas ou borracha vulcanizada moldada por injeção) e as pérolas, e evitar o contato entre as pérolas e o cabo de aço, pois durante o corte as pérolas se movimentam, e por conterem diamantes, desgastariam o cabo de aço prematuramente. Os tubos são normalmente de cobre, pois apresentam aderência satisfatória aos ligantes utilizados nas pérolas.

Um grande avanço na área de processamento de pérolas, foi dado pela empresa italiana Sinterleghe, a qual vem produzindo pérolas via prensagem isostática a quente, garantindo melhores densificações [Tedeschi, 2001].

Uma vez produzidas, as pérolas diamantadas são comercializadas, ou então, o que é mais comum, a própria produtora das pérolas montam estas em cabos de aço, com separadores de molas ou por plástico sob injeção, conforme ilustra a figura 2.2, e comercializam.

## **2.5 – Metalurgia do Pó do Sistema Fe – Cu**

Na metalurgia do pó, seja pela rota convencional ou industrial, a sinterização é uma importante etapa do processamento. Para o sistema Fe-Cu, à temperaturas superiores a 1084°, ocorre sinterização por fase líquida, com a fase líquida inicial do cobre. Esse e outros aspectos para o sistema Fe-Cu, são detalhadamente apresentados e discutidos a seguir.

### **2.5.1 – Generalidades**

A sinterização por fase líquida (SFL) é largamente utilizada para as ligas Fe-Cu em componentes estruturais para automóveis, equipamentos agrícolas, máquinas de escritório e em motores elétricos, dentre outras aplicações. Estas peças requerem altas taxas de produtividade, excelentes propriedades mecânicas, e baixo custo de produção [Lenel, 1980].

O sistema Fe-Cu é caracterizado pela elevada solubilidade do cobre em ferro, e baixa solubilidade de ferro em cobre. Tais características resultam em expansão volumétrica, comumente chamado de “inchaço”, com a fase líquida inicial da fusão do cobre, formando fase líquida (considerando que o ponto de fusão do ferro é superior ao do cobre). Isto pode ser verificado mediante análise do diagrama de fases do sistema Fe-Cu, na referência ASM Handbook (1973), através da figura 2.4. O inchaço ocorre devido à penetração de cobre líquido através dos contornos de grão do ferro. Há formação de porosidade nas regiões onde estavam as partículas sólidas de cobre. Isto é dependente da densidade a verde do compacto (magnitude e eficiência da compactação dos pós), teor de cobre, tamanho de partícula, porosidade interna dos pós, homogeneização da mistura, e, obviamente, das condições de sinterização.

O endurecimento por formação de solução sólida de cobre em ferro promove o aumento de algumas propriedades mecânicas de interesse. Dentre elas pode-se destacar a resistência à tração e a dureza, as quais são acrescidas em magnitude da ordem de 50 a 60%, em comparação ao cobre e ferro puros [Tandon and Johnson, 1998]. Particularmente, as duas propriedades acima citadas estão diretamente ligadas à aderência para com os diamantes [Filgueira and Pinatti, 2002 (a) e (b)], sendo um fator positivo e indicativo de sucesso do uso do sistema Fe-Cu como matriz ligante para os diamantes em ferramentas de corte, em especial pérolas dos fios diamantados.

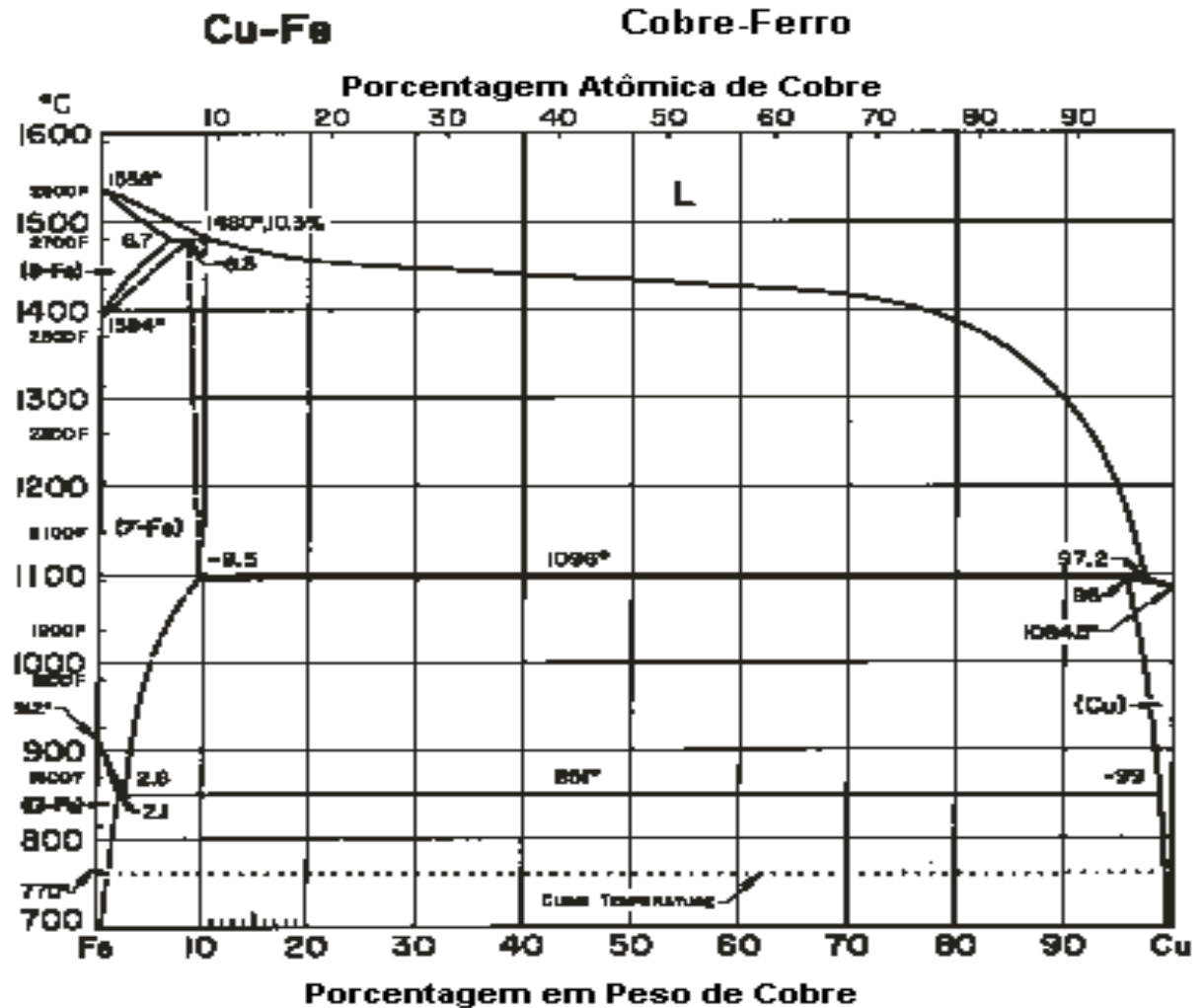


Figura 2.4 – Diagrama de fases do sistema Ferro – Cobre [ASM Handbook, 1973].

### 2.5.2 – Aspectos Científicos da Sinterização do Sistema Fe-Cu

De acordo com Kaysser (1978), em seus estudos sobre a sinterização de pós de ferro com adição de 10% em peso de cobre, à temperatura de 1165°C (o cobre funde a 1084°C), o líquido formado nos 8 primeiros minutos, que é uma solução saturada de ferro em cobre, penetra inicialmente nos interstícios entre as partículas de ferro, e depois nos contornos de grão. Não foi verificado rearranjo das partículas de Fe devido à elevada densidade a verde obtida durante a compactação a frio anterior. O espaço originalmente ocupado pelo cobre sólido se tornou porosidade, ocasionando o inchaço do sinterizado (da ordem de 1%).

A figura 2.5 mostra o sistema Fe-10% peso Cu sinterizado a 1165°C durante 23 minutos. Como consequência da penetração progressiva de líquido nos contornos de grão de Fe, grãos individuais se separam das partículas. Tais grãos de Fe individuais rearranjam através do líquido, entrando em solução e, posteriormente

reprecipitam em outras posições. Este rearranjo das partículas de Fe neste estágio de sinterização promove contração, contrabalançando o indesejável inchaço que ocorre nos minutos iniciais de sinterização [Kaysser and Petzow, 1984; Lenel, 1980; Huppmann, 1979].

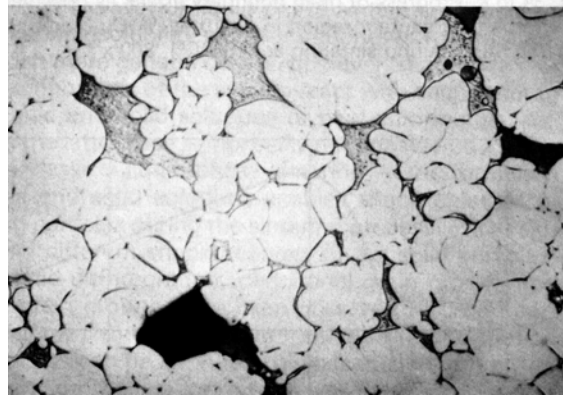


Figura 2.5 – Micrografia do Fe-10%pesoCu sinterizado a 1165°C/23 minutos [Huppmann, 1979].

Em seu livro, German (1998) analisa a sinterização do sistema Fe-Cu através da figura 2.6, a qual mostra duas micrografias de uma liga de Fe-Cu sinterizadas a 1075 e 1110°C. O contraste entre Fe e Cu mostra as partículas de Cu como uma “ilha” na matriz de Fe. O cobre funde entre as duas temperaturas acima citadas. Uma vez formado o líquido, onde havia partículas de Cu se tornam regiões de porosidade, enquanto que o cobre se espalha entre as partículas de Fe. Esta molhabilidade inicialmente causa inchaço, mas depois promove contração (indicador de efetividade de sinterização). Conforme pode-se observar, esta análise está em plena concordância com os estudos prévios de Kaysser, Lenel e Huppmann, mostrados anteriormente.

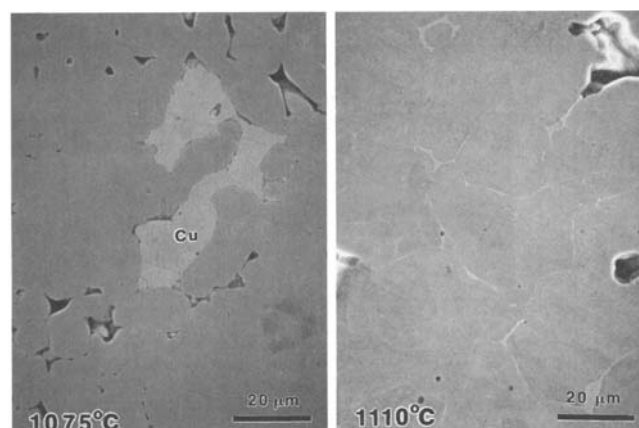


Figura 2.6 – Micrografias do sistema Fe-Cu, antes e após a fusão do cobre.



A fase líquida promove grandes áreas de contato entre os componentes, e facilita a difusão. Normalmente não se atinge elevadas densificações. O cobre líquido se espalha pelos contornos das partículas de Fe. Após o inchaço, ocorre uma compensação de contração da sinterização sólida final do Fe, após a aniquilação da fase líquida pela saturação com grãos e partículas de Fe em solução, o que acarreta um considerável ganho em resistência mecânica, também devido à presença de solução sólida de Fe-Cu [Thümmeler and Oberacker, 1993].

Segundo Yamaguchi et. al. (1997) a variação da densidade e da dureza na sinterização de um compacto verde feito a partir da mistura de pós metálicos depende não somente de condições de sinterização tais como temperatura e tempo, mas também da combinação e fração volumétrica dos pós compósitos. Seus resultados para o sistema Fe-Cu indicam que a densidade da parte sinterizada aumenta com a elevação da temperatura e cresce gradualmente com o aumento da fração de volume do pó de cobre e é sempre maior que a densidade dos compactos verdes, o que é um comportamento normal para a sinterização. Neste estudo também foi observado que a densidade relativa varia com a temperatura de sinterização atingindo um máximo a 1273 K (1000°C) para qualquer fração volumétrica analisada. A variação da dureza com a temperatura de sinterização mostra uma tendência similar à densidade relativa. Estes resultados podem claramente ser analisados nas figuras a seguir:

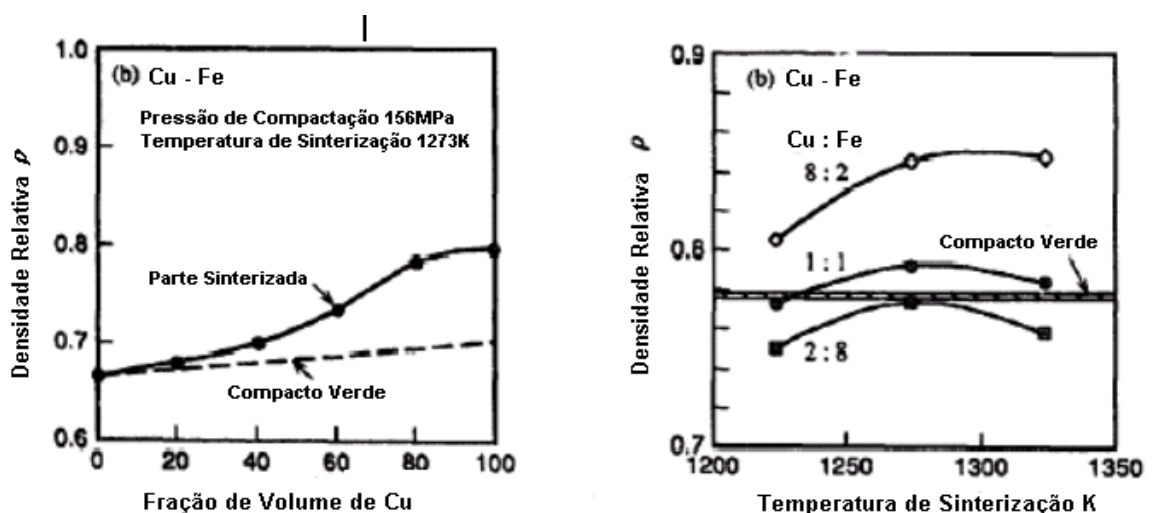


Figura 2.7 – O gráfico à esquerda mostra a variação da densidade do compacto verde com a sinterização (fração de volume de Cu); à direita, os efeitos da temperatura de sinterização e fração volumétrica dos pós sobre a densidade [Yamaguchi et. al. 1997].

A produção ou o desenvolvimento de materiais de grãos finos (FG) com um tamanho de grão menor que  $0,5 \mu\text{m}$  encontra dois problemas: um é a produção adequada de materiais com estrutura de grãos finos e outro é a estabilidade das estruturas dispersas [Panichkina VV and Filippov NI, 1999].

Radchenko e Getman (2001) estudaram a evolução da microestrutura do compósito Fe-Cu (27,3% Vol. Cu) de grãos finos e sua estabilidade durante aquecimento até  $1130^\circ\text{C}$ . O compósito foi produzido por sinterização da mistura de partículas dispersas (FG) de Fe-Cu preparadas por moagem em moinho de alta energia (mechanical alloying) gerando um pó contendo grânulos de tamanho entre  $50\text{-}200 \mu\text{m}$  e com estrutura interna dos grânulos contendo camadas alternadas de Ferro e Cobre com espessura menor que  $0,1 \mu\text{m}$ . Nesse estágio não foi observada formação de solução sólida. Os espécimes com uma porosidade inicial de 27% foram compactados e então sinterizados em atmosfera de Hidrogênio em temperaturas de  $1000$  e  $1130^\circ\text{C}$ . Foi observado que a microestrutura resultante da sinterização no estado sólido foi um réplica da estrutura de camadas dos grânulos e em comum com o sistema de classificação de heterofases, ela tem estrutura irregular na matriz. De acordo com dados metalográficos, o conteúdo da fase de cobre não excedeu 20%, supondo-se então que os 7% de cobre remanescentes ficaram dispersos e não identificados pelo Microscópio Ótico. A figura 2.8 mostra as partículas de cobre inseridas numa matriz sobre os grãos de ferro:

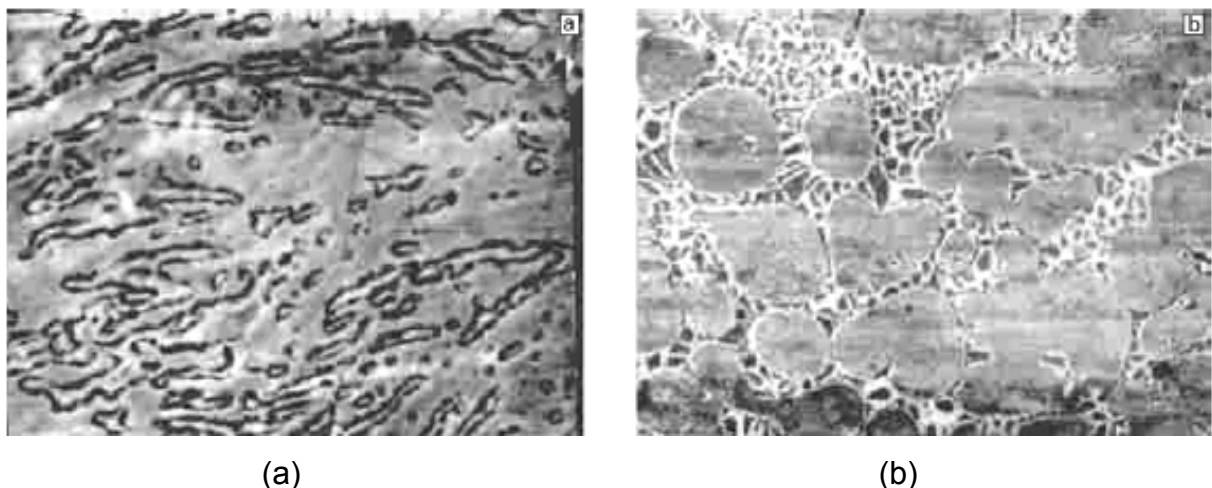


Figura 2.8 – Micrografia de compósitos de grãos finos de Fe-Cu; claro, ferro – escuro, cobre; sinterização no estado sólido a  $1000^\circ\text{C}$  (a) e com fase líquida em  $1130^\circ\text{C}$  (b); tempo de 60 minutos [Radchenko e Getman, 2001].

Durante sinterização a 1130°C as transformações da microestrutura são típicas das transformações que ocorrem durante sinterização por fase líquida em sistemas com interações; observou-se variação crítica da microestrutura após 2 min. de tratamento contendo dois esqueletos dos componentes de ferro e cobre e a microestrutura tinha os elementos da estrutura da matriz para a solução sólida de cobre e ferro. Durante os primeiros 10-15 min. de tratamento, o tamanho médio das fases de ferro e cobre aumentou, mas a penetração de cobre em ferro começa e o tamanho dos grãos de ferro diminui. O processo de desintegração terminou após 20 minutos, e então ocorreu crescimento repentino dos grãos de ferro. Durante esse período, a parte do volume de ferro diminuiu para 64% pelo fato da dissolução do ferro em cobre. O esqueleto de ferro é destruído e os grãos de ferro separados, adquirindo forma esférica e crescendo para um tamanho de 10-15  $\mu\text{m}$  ou seus aglomerados são formados, e após 15 min. a parte do volume de ferro é igual a 35%. Por último, após 30 min. (e também após 1-2 horas) de sinterização, é formada a estrutura da matriz com uma solução sólida de ferro em cobre, a qual a solução de cobre sólido envolve completamente os grãos de ferro, como pode ser observado pela figura 2.8(b). Comparando a cinética de densificação e de transformação da microestrutura (a 1130°C) notou-se maior retração durante os primeiros 10 min. de tratamento isotérmico, e a essência do processo de retração dos compósitos Fe-Cu (FG) está relacionada ao rearranjo das partículas de ferro.

Zhang et al. (2004), em seus estudos sobre o sistema Fe-Cu, estabeleceram um modelo para avaliar o inchaço durante sinterização acima do ponto de fusão do cobre baseado nas seguintes condições ou considerações para o sistema Fe-Cu:

- Os pós de ferro e cobre têm aproximadamente o mesmo tamanho de partícula, forma esférica, e deformação uniforme durante a compactação.
- O mecanismo de inchaço de ligas Fe-Cu é principalmente devido à penetração de cobre líquido no contorno de grão das partículas de ferro.
- A maior parte do cobre líquido contribui para o inchaço, exceto aquele que é consumido no preenchimento dos poros próximos às partículas de cobre e os poros na superfície das partículas de ferro.
- A quantidade do volume crescido dos compactos é igual ao volume líquido de cobre que penetra nos contornos de grão das partículas de ferro.

Durante aquecimento dos compactos de Fe-Cu no ponto de fusão do cobre, as partículas de cobre fundem (fase líquida) e uma pequena quantidade de cobre líquido é consumido pela difusão durante o aquecimento. O cobre líquido preenche os poros próximos às partículas originais de cobre e os microporos na superfície das partículas de ferro, antes de ocorrer a penetração; o volume líquido de cobre que penetra nos contornos das partículas de ferro, é igual ao volume crescido dos compactos e é determinado por quatro fatores, tais como o fator de poro (fração de cobre líquido que preenche os poros próximos às partículas de cobre), fator de superfície (fração do cobre líquido que preenche os microporos na superfície das partículas de ferro), fração de cobre consumida pela difusão, e a probabilidade de que as partículas de cobre estejam se tocando. Para pós sem microporos na superfície, como os atomizados, o valor do fator de superfície é pequeno e assim é negligenciado. Durante a fusão do cobre sólido, o volume varia ao redor de 4%. Bailar [1973] relata uma variação de volume de 4,2% durante esse processo, e segundo Lida [1993] tal variação é 3,96%.

## 2.6 – A Retenção dos Cristais de Diamante

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

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

Ou

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

Onde,  $\mu$  - coeficiente de atrito entre o diamante a matriz, que neste caso é 1.

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

Uma boa retenção com a matriz ligante é alcançada se  $R$  é maior que 1, e maiores valores para a retenção são alcançados com um ligante adequado que exibe elevada tensão compressiva de sinterização, bem como um enorme nível de fricção e adesão entre o diamante e a matriz [Webb, 1999]. A figura 2.9 mostra as forças e a geometria de um cristal ligado em um segmento, considerando que área de contato é em relação a matriz e o diamante.

Figura 2.9 – Diagrama esquemático da distribuição de forças atuantes em um cristal de diamante, embebido em matriz metálica, durante operação de corte: serra diamantada [Webb, 1999].

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

menor, e tanto o cristal como o ligante acomodam uma tensão de contato maior. Assim, tais aplicações requerem uma ótima retenção dos cristais de diamante, pois os cristais UHG são mais tenazes e potencialmente protudem em relação aos diamantes de menor grau, porque exercem uma força de impacto mais forte. Isso coloca uma maior tensão sobre o diamante para a matriz ligante, colocando os cristais em risco prematuro de saltar fora da matriz deixando uma cavidade no ligante, como pode ser observado pela figura 2.10:

Figura 2.10 – Cavidade no ligante decorrente da falha do cristal (protrusão) [Webb, 2000].

É fácil observar que neste caso (vide fig. 2.10) há fraca adesão matriz-diamante e não há retenção do cristal para proteger o ligante da rocha dura e restos abrasivos, e a vida da ferramenta sofre conseqüentemente uma redução. Se a retenção do cristal é inadequada, o ligante pode fadigar ou falhar prematuramente, e então o investimento e principalmente o benefício dos pontos de corte UHG é dissipado. Um exemplo de fadiga do ligante prevendo uma eventual falha do cristal é mostrado pela figura 2.11:

Figura 2.11 – Fadiga do ligante predizendo uma eventual falha do cristal de diamante [Webb, 2000].

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

A microestrutura de cristais usados e desgastados em um segmento de serra mostra um exemplo de boa retenção, para o corte de rocha em uma velocidade de aproximadamente 30 m/s, como pode ser visto através da figura 2.12 a seguir:

Figura 2.12 – MEV de cristais de diamante após trabalho de corte mostrando boa retenção [Webb, 2000].

A figura 2.12 mostra que não há distância entre o ligante e o cristal, particularmente na zona de contato, e a parte traseira do ligante na trilha de corte é plana e livre de danos erosivos. Muitos fatores podem contribuir para perda prematura dos diamantes, como por exemplo, ataque químico durante a

sinterização, que pode danificar a superfície do diamante a afetar negativamente a ligação.

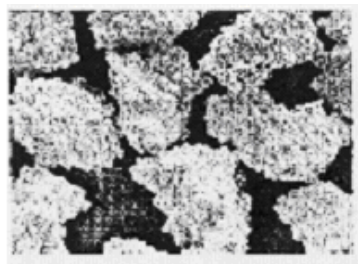
### 2.6.1 – Os revestimentos e a Retenção

Segundo Webb (2000), existe um grande número de opções desenvolvidas para melhorar a retenção dos cristais, mas cada uma carrega uma certa desvantagem:

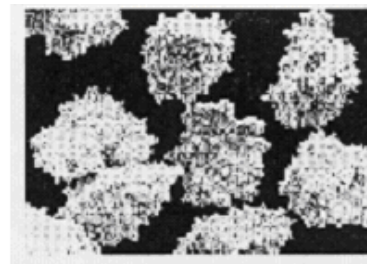
- Sinterizar a altas temperaturas ou por um tempo mais longo, ou adicionar ligas metálicas duras à matriz, aumenta a resistência ao escoamento do diamante para a interface com o ligante, mas o efeito negativo é que isso altera a dureza da matriz e possivelmente sua taxa de abrasão, alterando o comportamento da ferramenta, e apesar dos cristais UHG serem termicamente mais estáveis, temperaturas excessivas podem degradar a tenacidade dos cristais de diamante, particularmente se há formação específica e agressiva de carbeto como, por exemplo, Ferro no ligante, além de acarretar em custo mais elevado de processamento.
- Aumentar a densidade do ligante usando uma pressão maior ou lubrificantes pode aumentar a retenção.
- Reduzir o carregamento sobre os cristais individuais retardando a taxa de corte, aumentando a quantidade de pontos de corte, ou reduzindo a protrusão (altura exposta do diamante) reduz a tensão de contato melhorando a retenção, mas isso afeta negativamente o desempenho da ferramenta, dada em  $m^2$  de pedra cortada pela ferramenta.
- Reduzindo o conteúdo de óxido de pós metálicos reduz o ataque químico sobre o cristal e a formação de gás na interface, mas adiciona custo ao processo.

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

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



Revestimento de Níquel (56%peso)



Revestimento de Níquel (60%peso)

Figura 2.13 – Os revestimentos adicionam massa e textura à superfície dos cristais [Jakobuss, 2000].

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

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

As forças durante serragem com fio diamantado, ou seja, as forças que agem sobre as pérolas diamantadas são perfeitamente ilustradas na figura 2.14. A força centrífuga  $F_z$  resulta da elevada velocidade de corte da ferramenta. A penetração da ferramenta ocasiona a força normal  $F_n$ , que pressiona a ferramenta contra a pedra (ou material a ser cortado). A força normal do sistema  $F_n$  é aliviada em parte pela



força centrífuga  $F_z$  e também pela força tangencial  $F_t$ , no qual depende do raio e da velocidade do fio [Tonshöff et. al, 2001].

Figura 2.14 – Forças sobre a pérola diamantada durante operação de corte [Tonshöff et al., 2001].

Nas diferentes aplicações, a velocidade de corte varia de 10 – 20 m/s. A carga de contato, que é aproximadamente igual à força normal  $F_n$ , pode chegar em certas aplicações a 1000 MPa. A equação 01 mostra a relação entre as forças tangencial  $F_t$  e normal  $F_n$ , onde  $\mu$  é o coeficiente de atrito entre a pérola e peça a ser cortada e, tem um valor bem pequeno, de 0,1 – 0,3. Neste senso, pode-se dizer que a força tangencial  $F_t$  varia de 100 a 300 MPa.

$$F_t = \mu \cdot F_n \quad (\text{eq. 01})$$

## 2.7 – Desgaste das Ferramentas de Corte

Analisando de uma maneira geral as ferramentas de corte, a ação de corte e a fricção nas superfícies de contato aumentam a temperatura na ferramenta, o que acelera os processos físicos e químicos associados com o desgaste da ferramenta. O desgaste da ferramenta ocorre ao longo da zona de corte e nas superfícies adjacentes, quando temperatura, tensões e velocidade estão acima de níveis críticos [ASM HANDBOOK , 1992].

### 2.7.1 – O Desgaste e as Ferramentas Diamantadas

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

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

A explicação mais antiga do mecanismo de desgaste do diamante é que pequenos fragmentos da superfície são lascados e a superfície resultante, provavelmente, é constituída de uma série de asperezas cujas faces são planos de fácil clivagem [Tolkowsky, 1920]. Tem-se que a taxa de desgaste não aumenta com a temperatura, mas é dependente da direção de abrasão [Wilks e Wilks, 1979]. Entretanto, o mecanismo de desgaste mais aceito de uma ferramenta de corte à base de diamantes impregnados em matriz ligante foi fornecido por Wright e Wapler (1986), e explanado por Davis et al. (1996). Este mecanismo é ilustrado esquematicamente na figura 2.15, mostrando o comportamento da protrusão de uma partícula de diamante embebida na matriz, com o tempo, ou com a área de pedra cortada. Na região 1 ocorre o desgaste inicial da matriz e surgimento das faces cortantes das partículas abrasivas. A região 2 é denominada zona de trabalho constante, onde ocorre apenas um leve desgaste abrasivo da matriz ligante, e a região 3 é caracterizada pelo embotamento (início de planificação) do diamante e posterior quebra de sua ponta cortante, porém ocorre a auto afiação da partícula abrasiva, mediante fricção contínua com a pedra. A região 4 é denotada pelo desgaste erosivo da matriz pela pedra, com liberação parcial das outras faces do diamante, até que, na região 5 ocorra a quebra da partícula, culminado com a protrusão da mesma, na região 6.

As tensões durante a operação de corte causam desgastes que ocorrem nos grãos abrasivos e no ligante das pérolas diamantadas. O desgaste sobre os grãos pode ser dividido nos tipos de desgaste ilustrados na figura 2.16. A categorização das condições de desgaste do diamante em 04 tipos está baseada em técnicas de análise bem provadas e já têm sido usadas em muitas investigações [Tönshoff et al., 2001]:

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

dureza imprópria ou as tensões mecânicas sobre os grãos são bastante elevadas. Isto resulta em volume excessivo de desgaste.

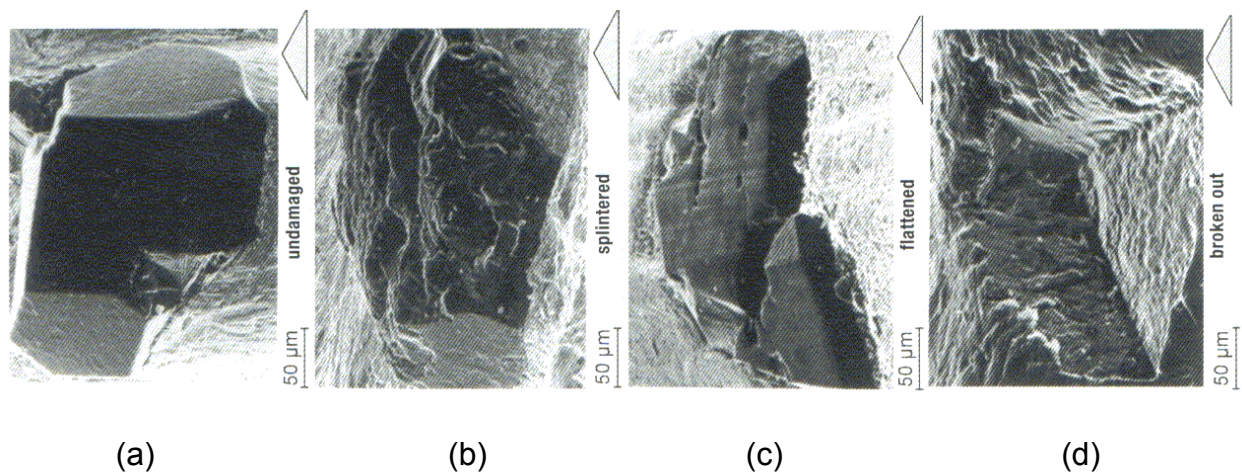


Figura 2.16 – Tipos de desgaste sobre os diamantes, (a) Intacto ou não desgastado, (b) desgastado (lascado), (c) planificado, (d) destacado [Tönshoff et al., 2001].

## 2.8 – Consideração Final

Diante de toda esta fundamentação aqui apresentada, podemos observar que nos últimos 20 anos não surgiram grandes novidades no tocante ao processamento de ferramentas diamantadas do tipo impregnadas (metalurgia do pó). Ainda assim o Brasil permanece sendo um típico importador de ferramentas de corte diamantadas. Neste tocante, propomos o desenvolvimento de um compósito diamantado, utilizando como matriz ligante ligas à base do sistema ferro – cobre (fato inédito), ambos metais amplamente disponíveis no mercado nacional, e empregando diamantes sintéticos de alta qualidade (dureza e tenacidade) com cobertura de SiC e Ni, visando o ganho em aderência. Neste contexto, serão conduzidos testes exploratórios comparativos do material produzido com as pérolas diamantadas comerciais (importadas), visando o domínio e próprio desenvolvimento da tecnologia de processamento desta classe de ferramentas.

## CAPÍTULO 3 – MATERIAIS E MÉTODOS

### 3.1 – Apresentação

Neste trabalho é proposto o desenvolvimento tecnológico nacional de pérolas diamantadas, as quais serão manufaturadas segundo as técnicas da metalurgia do pó, e posteriormente caracterizadas e testadas. A figura abaixo mostra o roteiro do desenvolvimento dos trabalhos.

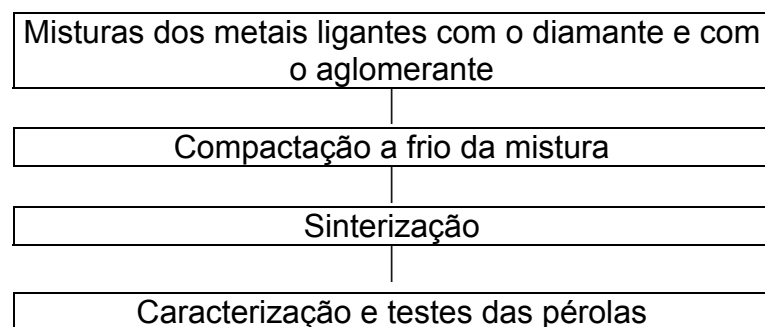


FIGURA 3.1- ROTA DE PROCESSAMENTO DAS PÉROLAS DIAMANTADAS VIA METALURGIA DO PÓ CONVENCIONAL.

### 3.2 – Caracterização das Matérias – Primas

Antes de se produzir as pérolas, deve-se realizar a caracterização das matérias-primas, bem como das misturas. Com relação à pureza dos pós de metais ligantes e de diamantes, foram feitas as exigências necessárias aos fabricantes/vendedores dos mesmos, principalmente no que tange aos teores de oxigênio, carbono, enxofre, dentre outros intersticiais. As análises químicas foram feitas via ICP/AES e LECO 136 (fabricante METALPÓ), como mostrado na tabela 3.1.

TABELA 3.1 – ANÁLISES QUÍMICAS DOS PÓS DE FERRO E COBRE (AMBOS PAT, FABRICADOS VIA ATOMIZAÇÃO, PELA METALPÓ).

<b>PARA O FERRO</b>		<b>PARA O COBRE</b>	
<b>ELEMENTO</b>	<b>% EM PESO</b>	<b>ELEMENTO</b>	<b>% EM PESO</b>
Fe	99,40	Cu	99,15
Mn	0,15	Sn	0,02
Si	0,02	Fe	0,04
Al	0,06	Pb	0,03
Cr	0,03	Zn	0,09
Mg	0,01	S	0,12
C	0,05	C	0,03
O	0,28	O	0,52

Pode ser notado da tabela acima, a alta pureza dos pós ligantes (Fe e Cu), com baixos teores de oxigênio, cobre e enxofre, fator positivo para o sucesso da mistura ligante.

Os pós ligantes (Fe, Cu e SiC) também foram submetidos a análise de tamanho médio dos aglomerados, obtidos via sedigrafia – a Laser – e os resultados são apresentados nas tabelas 3.2, 3.3 e 3.4, onde se observa que os tamanhos médios dos aglomerados dos pós de cobre, ferro e carbeto de silício, são 19,93,

67,06 e 6,91 $\mu$ m respectivamente. Isso também pode ser visto através dos gráficos das figuras 3.2 para o cobre, 3.3 que mostra o ferro, e 3.4 o carvão de silício.

Tabela 3.2 – Tamanho médio de aglomerados do pó de cobre, obtidos via sedigrafia.

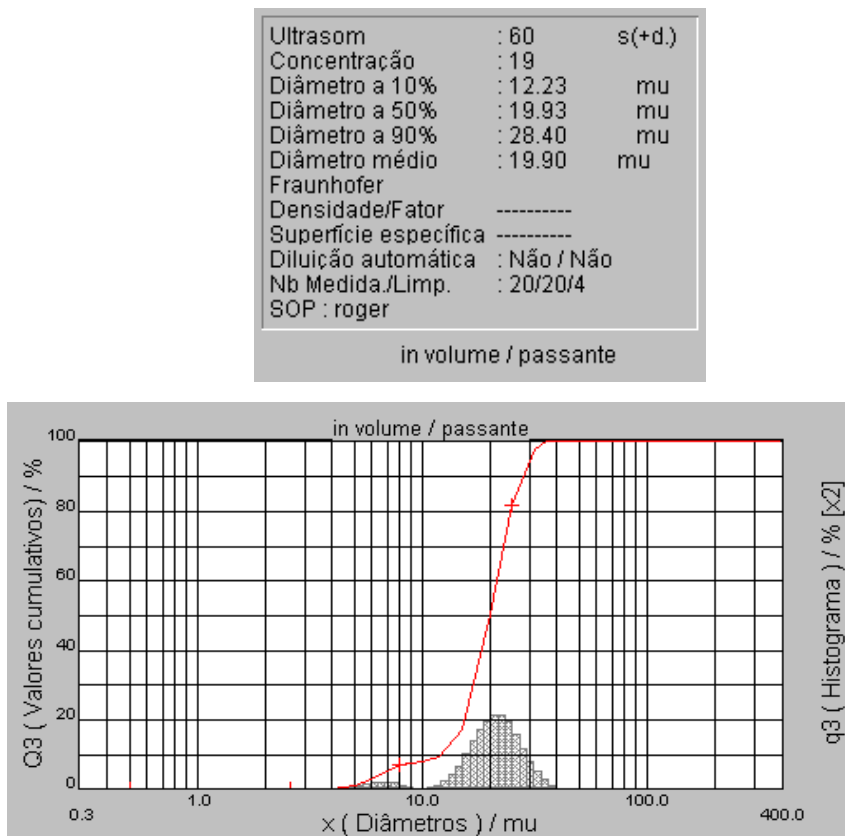
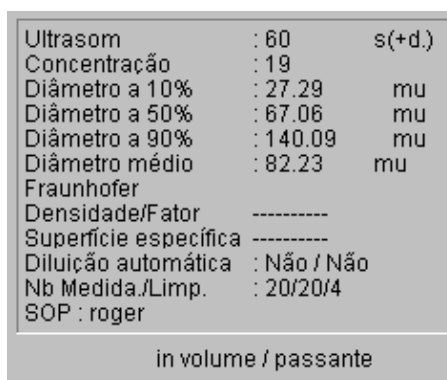


Figura 3.2 – Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de cobre.

Tabela 3.3 – Tamanho médio de aglomerados do pó de ferro, obtidos via sedigrafia.



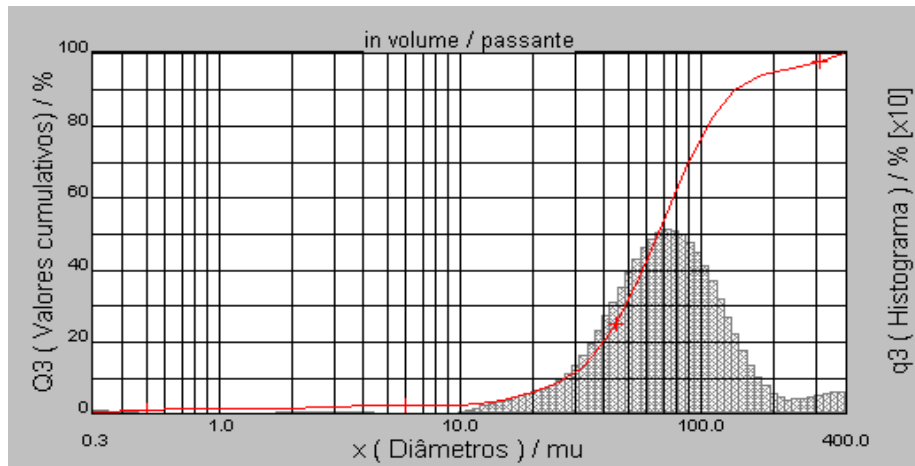


Figura 3.3 – Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó de ferro.

Tabela 3.4 – Tamanho médio de aglomerados do pó de carbeto de silício (SiC), obtidos via sedigrafia.

Ultrassom	: 60	s(+d.)
Concentração	: 235	
Diâmetro a 10%	: 0.54	mu
Diâmetro a 50%	: 6.91	mu
Diâmetro a 90%	: 10.94	mu
Diâmetro médio	: 6.76	mu
Fraunhofer		
Densidade/Fator	-----	
Superfície específica	-----	
Diluição automática	: Não / Não	
Nb Medida./Limp.	: 20/20/4	
SOP	: roger	

in volume / passante

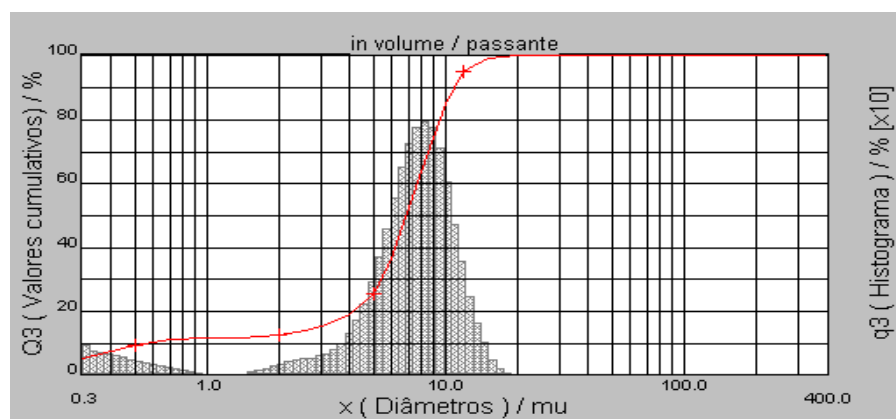


Figura 3.4 – Gráfico do tamanho médio de aglomerados do pó carbeto de silício.



As análises de área de superfície específica dos pós de ferro, cobre e carbeto de silício foram feitas via Fisissorção de H<sub>2</sub>, em aparelho Autosorb 1C da Quantachrome, empregando o método BET, e os dados de volume e tamanho de poros obtidos pelo método BJH. Como observado na tabela 3.5 que mostra esses resultados, de uma maneira geral o pó de ferro tem área específica menor em comparação ao cobre, e unindo este fato às tabelas 3.2 e 3.3, nota-se claramente que o ferro apresenta um tamanho médio de aglomerados maior quando comparado ao cobre, uma vez que estes pós são derivados de atomização e o ferro tem ponto de fusão superior ao cobre, de modo que durante o processo, o ferro tem maior probabilidade de se “juntar” a outras partículas antes do processo de resfriamento, gerando partículas maiores. De maneira análoga, o carbeto de silício apresenta em comparação ao ferro e cobre, um tamanho médio de aglomerados menor (vide tabela 3.4), o que explica a sua maior área específica.

Tabela 3.5 – Área superficial específica, volume e tamanho de poro, dos pós de cobre, ferro e carbeto de silício.

Amostra	ÁREA ESPECÍFICA (m <sup>2</sup> /g)	Volume de Poro (cm <sup>3</sup> /g)	Diâmetro de Poro (Å)
Cu	0,3	1,1 x 10 <sup>-3</sup>	17
Fe	0,1	0,3 x 10 <sup>-3</sup>	25
SiC	1,3	5,3 x 10 <sup>-3</sup>	17

### 3.3 – Definição das Misturas

Esta etapa define as seguintes misturas metálicas:

mistura #1: Fe-5%pesoCu

mistura #2: Fe-10%pesoCu

mistura #3: Fe-15%pesoCu

mistura #4: Fe-20%pesoCu

mistura #5: Fe-5%pesoCu-1%pSiC

mistura #6: Fe-10%pesoCu-1%pSiC

mistura #7: Fe-15%pesoCu-1%pSiC

mistura #8: Fe-20%pesoCu-1%pSiC

Teores de cobre em ferro acima de 10% em peso são muito pouco explorados, porém espera-se uma maior formação de solução sólida Fe-Cu, aumentando, assim, a dureza do ligante, podendo trazer benefícios à adesão entre o ligante e o diamante.

Por uma questão de homogeneidade da mistura dos ligantes com o diamante, deve-se utilizar os ligantes com tamanho de partícula entre 50 e 300 $\mu\text{m}$ . Os diamantes utilizados foram adquiridos da Diamond Inovations (Trademark General Electric Company, USA), tipo MBS960SI2 – alta tenacidade e resistência ao impacto, com corbatura de carbetto de silício (SiC) e Níquel (Ni) – para aumentar a aderência na matriz, na granulometria 40/50 mesh (300-425 $\mu\text{m}$ ), na concentração 50, que se refere a 13% em volume de diamante por  $\text{cm}^3$  ou 0,44 gramas de diamante/ $\text{cm}^3$  (concentração usual de diamantes nas pérolas comerciais – vide tabela 2.9) – próprio para uso com matriz ferrosa.

Os pós foram pesados e misturados manualmente de acordo com as composições citadas acima, via dissolução em clorofórmio (aproximadamente 24 horas para volatilização completa), e para isso usou-se cânfora como aglomerante orgânico (2% em peso). O carbetto de silício foi adicionado à liga para estudo de sua influência no controle do desgaste da matriz ligante. Para todos os sistemas foram feitas 6 amostras para cada teor de cobre. Cabe ressaltar que os pós foram misturados primeiramente sem a presença dos diamantes, a fim de pré-avaliar a mistura ligante ideal para o compósito diamantado. Feito isso, seguindo os mesmos parâmetros, adicionou-se o diamante à mistura (Fe-Cu-SiC) nos diferentes teores de cobre com o objetivo de produzir o compósito diamantado.

Uma novidade é a introdução do sistema Fe-Cu como ligante. Vale ainda informar que, segundo Bobrovnitchii (2002), foi realizado com sucesso um teste laboratorial em ferramenta de corte utilizando o ferro-10%pesoCu como matriz para os grãos abrasivos de WC no Instituto Científico de Abrasivos VIIACH (São Petersburgo/Rússia), porém nunca foi testado com o diamante, tampouco foram estudadas outras estequiometrias Fe-Cu, o que é a concepção deste estudo.

### **3.4 – Compactações a Frio**

O processo de compactação dos pós obedeceu duas etapas: 1) compactação a frio dos ligantes e do compósito diamantado em matriz uniaxial de aço microligado especial da Villares com diâmetro de 8 mm – altura  $\cong$  diâmetro para melhor distribuição da densidade – obtendo assim pastilhas cilíndricas; 2) após definir a estequiometria ideal, compactação a frio (produção) das pérolas diamantadas, realizadas em matriz uniaxial de aço microligado especial da Villares – diâmetro externo ( $\phi_{EXT}$ ) 11 mm e diâmetro interno ( $\phi_{INT}$ ) 7 mm –, pois este aço apresenta elevada resistência ao desgaste e à compressão. Para tal utilizou-se pressão de 350 MPa, onde é esperado uma densidade a verde satisfatória, da ordem de 65 a 75%

da teórica. A figura 3.5 mostra a prensa hidráulica – DAN PRESSE, capacidade de 20 toneladas – usada nesta etapa.

O projeto da matriz de compactação das pérolas foi concluído pelo SMSD/LAMAV, e foi manufaturada em oficina especializada. Como trata-se de um desenvolvimento de tecnologia a nível experimental, a matriz tem apenas um furo, ou seja, prensa apenas uma pérola por batelada.

Um trabalho feito por Silva et al. (2005) estudou detalhadamente o comportamento do sistema Fe-20%pCu e Fe-20%pCu-Diamante durante compactação a frio, a fim de determinar a zona ideal da pressão de compactação para ambos os sistemas, o que nos levou a também realizar tal estudo, para determinar a pressão de compactação ideal para os compósitos diamantados aqui estudados. Foram usados pós de Fe e Cu comerciais puros, derivados de atomização, ambos com tamanho médio de partícula de 50  $\mu\text{m}$ . Os diamantes foram adquiridos da De Beers, tipo DAS + 65 – elevada tenacidade, com tamanho médio de partícula de 350  $\mu\text{m}$  – tamanho médio típico para cristais de diamantes usados em pérolas de fios diamantados empregados no desmonte de rochas [Filgueira, 2000]. Os pós de ambos os sistemas foram pesados e misturados manualmente de acordo com as referidas composições. Foi usado cânfora como aglomerante/lubrificante orgânico (1% em volume). Para a compactação foram utilizados intervalos de medida entre 100 e 600 MPa com incrementos de 50 MPa, durante 3 minutos. Sete amostras foram produzidas para cada pressão de compactação, e foi considerado os valores médios das densidades medidas. A densidade aparente  $D_0 = m/V$  ( $D_0$  – densidade do pó solto;  $m$  – massa do pó solto;  $V$  – medidor de fluxo Hall – 25  $\text{mm}^3$ ) dos pós, foram calculadas usando o mecanismo medidor de fluxo de pó tipo Rall, sob norma ASTM – B212 [Filgueira, 1995]. Para o cálculo das densidades relativas, foi usado a equação  $D_R = D_V/D_C$  ( $D_R$  – densidade relativa;  $D_V$  – densidade a verde;  $D_C$  – Densidade cristalina [Filgueira, 1995]. As densidades cristalinas foram determinadas de acordo com a ref.[German, 1997], descrita pelas seguintes equações:

$$D_{\text{cFe-Cu}} = (m_{\text{Fe}} + m_{\text{Cu}}) / [(m_{\text{Fe}}/D_{\text{cFe}}) + (m_{\text{Cu}}/D_{\text{cCu}})] \quad (\text{eq.2})$$

$$D_{\text{cFe-Cu-Diam}} = (m_{\text{Fe}} + m_{\text{Cu}} + m_{\text{Diam}}) / [(m_{\text{Fe}}/D_{\text{cFe}}) + (m_{\text{Cu}}/D_{\text{cCu}}) + (m_{\text{Diam}}/D_{\text{cDiam}})] \quad (\text{eq.3})$$

Onde:  $D_{cFe}$ ,  $D_{cCu}$ ,  $D_{cDiam}$  - densidade cristalina do ferro, cobre e diamante respectivamente;  $m_{Cu}$ ,  $m_{Fe}$ ,  $m_{Diam}$  - massa do ferro, cobre e diamante, respectivamente;  $D_{cFe-Cu}$ ,  $D_{cFe-Cu-Diam}$ , densidade cristalina da mistura Fe-20%pCu e Fe-20%pCu-Diamante.

A tabela 4.2 (vide cap. 4) foi construída usando as equações 2 e 3 para o cálculo da densidade cristalina dos dois sistemas, e também mostra seus dados de densidade aparente, para posterior uso nos cálculos de densidades relativas, bem como nas equações 4-7. As tabelas 4.1 e 4.3 (vide cap. 4) denotam os valores experimentais de densidade a verde x pressão aplicada para os dois sistemas. Esses valores achados foram usados para construir todos os gráficos (vide capítulo 4).

As equações de Balshin (1998), Panelli e Ambrosio Filho (2001), Rong-De (1991) e Heckel (1961) são mostradas abaixo:

Autor/Referência	Equação	
Balshin	$\ln P = -C_1 / D + C_2$	(eq.4)
Panelli and Ambrosio Filho	$\ln[1/(1-D)] = A P^{1/2} + B$	(eq.5)
Rong-De	$\log[\ln(1 - D_0 / 1 - D)] = A \log P + B$	(eq.6)
Heckel	$\log[1/(1-D)] = A P + B$	(eq.7)

Onde: P – pressão aplicada;  $C_1$ ,  $C_2$ , A, e B são constantes; D – densidade relativa do compacto;  $D_0$  – densidade relativa do pó solto na pressão zero.

Os resultados do estudo que acaba de ser citado são detalhadamente explanados no capítulo seguinte, e justificam de maneira clara a pressão de compactação empregada neste trabalho.

Após a compactação, os corpos foram pesados e seus diâmetros medidos, para no fim da etapa seguinte avaliar a retração e perda de massa do compacto.



Figura 3.5 – Prensa hidráulica, usada na etapa de compactação, DAN PRESSE – capacidade 20 toneladas.

### 3.4.1 – Caracterização dos Compactados

Nesta etapa foram determinadas as densidades a verde dos compactados e calculados o percentual de densificação em relação à densidade cristalina das misturas Fe-(5-10-15-20)%pCu e Fe-(5-10-15-20)%pCu-1%pSiC. Como dito na seção 3.4, era esperado uma densificação de 65 a 75% da teórica. Após a compactação, também foram medidas suas dimensões e suas massas, para o posterior estudo de densificação, retração e perda de massa. Vale ressaltar que, para essas análises de perda de massa e retração do compactado, após a etapa de secagem as amostras foram submetidas a nova pesagem e suas dimensões novamente medidas, com o objetivo de avaliar, a volatilização do aglomerante orgânico usado na mistura (cânfora). Foram usadas as seguintes equações para avaliar as perdas de massa e as retrações:

$$\Delta D = \frac{d_{COMP} - d_{SEC}}{d_{COMP}} \times 100 \quad (\text{eq. 08})$$

$$\Delta M = \frac{m_{COMP} - m_{SEC}}{m_{COMP}} \times 100 \quad (\text{eq. 09})$$

Onde:  $\Delta D$  = retração;  $d_{COMP}$  = diâmetro do compactado;  $d_{SEC}$  = diâmetro após secagem;  $\Delta M$  = variação da massa;  $m_{COMP}$  = massa do compactado e  $m_{SEC}$  = massa após secagem.

### 3.5 – Secagem

A etapa de secagem dos compactos foi realizada em forno resistivo tubular à vácuo  $10^{-2}$ mmHg – bp Engenharia – à temperatura de 200°C por um tempo de 30 minutos, a fim de remover a cânfora (aglomerante orgânico usado na mistura), já que em tal temperatura ocorre a volatilização completa do referido aglomerante. Uma vez concluída a secagem, os diâmetros das amostras foram novamente medidos e estas submetidas a pesagem para estudo de retração e perda de massa.

### 3.6 – Sinterização

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

Esta etapa foi realizada em forno resistivo tubular a vácuo de  $10^{-2}$ mmHg – bp Engenharia, como mostrado na figura 3.6. As sinterizações foram realizadas para o tempo de 25 minutos, nas seguintes temperaturas de 1050 e 1150°C, ou seja, temperaturas superior e inferior ao ponto de fusão do aditivo, neste caso o cobre. Cabe ressaltar que a temperatura de fusão do cobre é 1084°C.

Para a estequiometria Fe-Cu que apresentar melhores resultados como matriz ligante (será definido após os testes de dureza e abrasão), será estudada em detalhes os mecanismos de sinterização.

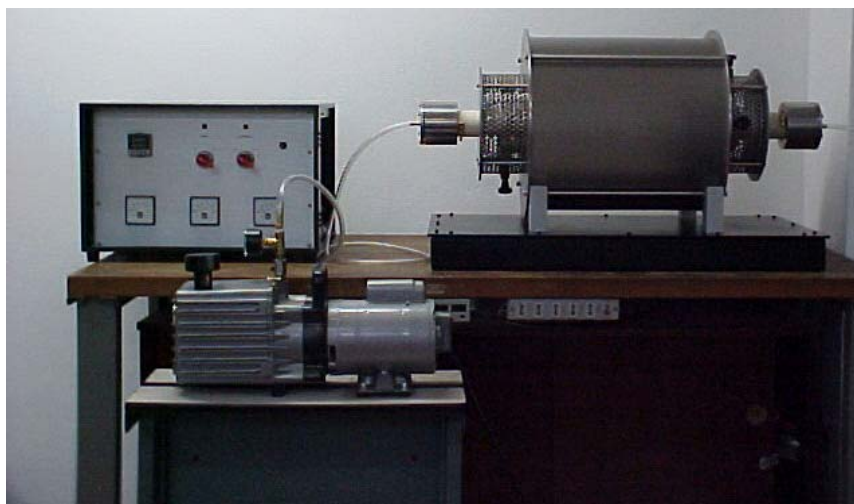


Figura 3.6 – Forno de sinterização com bomba de vácuo e controle tiristorizado – bp engenharia.

Após isto novos ensaios de dureza e abrasão serão conduzidos, visando obter o melhor parâmetro de sinterização para esta estequiometria.

### 3.6.1 – Caracterização dos Sinterizados (Pérolas)

A sinterização dos corpos verdes das misturas dos metais ligantes foi feita com e sem diamantes. As sinterizações das misturas dos ligantes sem diamantes é para a averiguação das microestruturas formadas entre os metais constituintes, dispersão de fases ou possíveis compostos formados. Isto é observado via MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura – ZEISS DSM 962), nos aumentos de 300x e 600x para cada amostra. Também foram feitos os ensaios de dureza (Brinell, com carga de 62,5 gf – Durômetro PANTEC RBS) em cada amostra (Fe-Cu e Fe-Cu-SiC), nos vários parâmetros de sinterização, para que, junto com os resultados dos ensaios de resistência à abrasão e de corte, se pudesse definir qual a melhor mistura ligante, e a condição ideal de sinterização. Cabe ressaltar que, para as análises de MEV, as amostras foram preparadas segundo a seguinte metodologia: embutimento a quente (200<sup>0</sup>C) em baquelite, lixamento nas lixas de 200-400-600-800-1000 mesh, polimento em pasta de alumina (1,0 $\mu$ m) e em OPS-sílica coloidal (0,1 $\mu$ m).

Após a sinterização, os corpos foram pesados (balança digital Scaltec de precisão 0,0001g) e suas dimensões novamente medidas, para que junto com as medidas feitas na etapa anterior (secagem), pudessem ser investigados os dados de



retração/inchaço e perda de massa do sinterizado. Para tal se utilizou as duas equações abaixo:

$$\Delta D = \frac{d_{SEC} - d_{SINT}}{d_{SEC}} \times 100 \quad (\text{eq. 10})$$

$$\Delta M = \frac{m_{SEC} - m_{SINT}}{m_{SEC}} \times 100 \quad (\text{eq. 11})$$

Onde:  $\Delta D$  = retração/inchaço;  $d_{SEC}$  = diâmetro após secagem;  $d_{SINT}$  = diâmetro do sinterizado;  $\Delta M$  = variação da massa;  $m_{SEC}$  = massa do após secagem e  $m_{SINT}$  = massa do sinterizado.

As amostras à base das misturas dos metais ligantes com os cristais de diamante (compósito diamantado) foram caracterizadas via MEV, para a observação da distribuição dos cristais de diamantes na matriz ligante – aumentos de 50 e 100x – após a sinterização. Foi observada a aderência dos cristais de diamantes na matriz, mediante análise topológica de suas interfaces, onde o ângulo de molhabilidade indicará a tendência de se ter conseguido um forte ou fraco trabalho de adesão entre o par diamante-metal ligante (aumento de 1000x). Segundo Filgueira [2000], se não houver "gap" de separação entre o ligante e o diamante, pode-se atingir uma boa acomodação dos diamantes na matriz, o que sugere uma forte aderência. Lowell e Shields [1984] afirmaram que uma forte aderência é atingida quando é formado um ângulo de contato zero (nulo) entre o ligante e o diamante. Isto ocorre quando o ligante "molha" (apresenta boa molhabilidade) os cristais de diamante.

### 3.7 – Ensaios de Compressão Diametral

Estas mesmas amostras (compósito diamantado) foram submetidas a ensaios de compressão diametral, na máquina de teste INSTRON – mod. 5582 – 100 KN de capacidade, usando uma velocidade de carga de 2 mm/minuto. O objetivo deste

ensaio foi gerar uma superfície de fratura, para posterior análise da distribuição dos diamantes, adesão dos diamantes pela matriz ligante e influência da cobertura de SiC e Ni da superfície dos cristais na aderência diamante/matriz ligante, de forma tal que os resultados de propriedades mecânicas não foram computados. Após este teste, estas foram preparadas para a observação das superfícies de fratura via MEV, para analisar o comportamento do compósito após compressão, usando aumentos de 50 e 100x para ver a distribuição dos cristais de diamante na matriz, e aumentos de 200x para avaliar a retenção ou o encravamento dos diamantes na matriz ligante. Vale ressaltar que as micrografias derivadas desse ensaio são de grande importância neste estudo, pois possibilitam a retirada de várias informações (vide seção 4.7).

### **3.8 – Ensaios de Desgaste Por Abrasão**

Todos os compósitos produzidos neste trabalho, foram submetidos a ensaios de abrasão, tomando como resultado a média de 03 amostras por composição. Estes ensaios foram conduzidos em simulador físico abrasímetro tipo AMSLER modificado – Microprocessado Modelo AB800-E da contenco, o qual utiliza o software Pavitest Abrasímetro 2.31 para obtenção dos dados – adquirido pelo SMSD/LAMAV/UENF (vide figura 3.7), o qual fornece dados de temperatura da amostra durante o corte em mármore e em granito, desgaste da ferramenta e volume de pedra arrancado.

O material para corte foi um granito cinza, com estrutura orientada, de granulometria grossa, variando de 4 a 20mm. Petrograficamente classificado como Biotita Monzogranito, contém 32% de quartzo, 31% de microclina micropertítico, 24% de plagioclásio, 11% de biotita, e 2% de acessórios. Apresenta massa específica de 2,67g/cm<sup>3</sup>, absorção d'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 40cm, respectivamente, e de altura 5cm. Este disco foi instalado horizontalmente na mesa do Simulador. As amostras foram acopladas, verticalmente ao disco de granito, em suporte com fixador. Todas as amostras foram acopladas ao fixador pela base (superior e inferior fixas, com a abrasão ocorrendo na parte lateral). O suporte também possui um termopar tipo K acoplado, o qual fica em contato direto com a lateral da amostra, próximo à zona de corte.

Foi utilizada rotação de 20 RPM do disco de granito, e empregadas as cargas verticais (peso solto) sobre as amostras de 2 kgf, ou seja, os menores parâmetros do simulador físico. Uma vez posicionada sobre o disco de granito, a amostra se mantém fixa em uma linha de corte. A profundidade de corte no disco de granito (desgaste da mesa) foi medido por um LVDT, acoplado ao eixo de fixação do suporte das amostras. Mede-se “in situ” na interface com computador, a força de corte (tangencial), temperatura gerada, e variação de rugosidade no disco de granito da máquina, durante todo o decorrer dos ensaios, os quais duraram 1 e 2 minutos cada.

Todos os compósitos foram pesados antes e após cada ensaio em balança digital Scaltec de precisão 0,0001g, para medir a perda de massa de cada amostra e averiguar a resistência ao desgaste (abrasão), que é igual a:

$$\Delta M = \frac{m_I - m_F}{m_I} \times 100 \quad (\text{eq. 12})$$

Onde:  $m_i$  é a massa inicial (antes do ensaio, e  $m_f$  a massa final (após o ensaio).



Figura 3.7 – Abrasímetro especial modificado microprocessado.

Estes ensaios são acompanhados por microscopia eletrônica de varredura, para definição dos modos de falha, protrusão e distribuição dos cristais de diamante,

e desgaste da matriz. Serão tecidas comparações entre as pérolas produzidas via este trabalho, com as pérolas comercialmente disponíveis.

Cabe ressaltar que nestes ensaios as amostras foram submetidas a condições bem mais severas que quando da 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.

## CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo serão apresentados todos os resultados obtidos neste estudo, bem como as explicações para os mesmos.

### 4.1 – Determinação da Pressão de Compactação Ideal

A compactação é uma etapa importante no processo da Tecnologia do Pó. Estudos sobre o comportamento do pó durante a compactação podem dar informações sobre várias propriedades do pó. Do ponto de vista de processo, a compactação tem como objetivos principais: (1) consolidar o pó no formato pré-determinado, para estabelecer tanto quanto possível as dimensões finais para diminuir efeitos de variação dimensional na sinterização; (2) atingir um nível de porosidade desejada para promover uma resistência mecânica para o compacto, para assegurar que ele possa ser manuseado – resistência a verde.

O entendimento do comportamento do pó durante o processo de compactação é extremamente importante para a Metalurgia do Pó. Todavia, existem poucos estudos detalhados descrevendo as variações microestrutural e mecânica das partículas durante o processo. Entretanto, vários desses trabalhos demonstram que através de curvas pressão x densidade ( $\log P \times \rho_R$ ) uma série de informações podem ser obtidas [Gomes, 1995]. Através da interpretação dos gráficos  $\log P \times \rho_R$  ( $P$  – pressão,  $\rho_R$  – densidade relativa, definida, como sendo a densidade verde dividida pela densidade cristalina) pode identificar-se as regiões de pressões correspondentes aos vários estágios da compactação. A interpretação das curvas de compactação, considera os pontos de inflexão como o início de um tipo de mecanismo que ocorre nas partículas.

Segundo Gomes (1995), o processo de compactação a frio de metais e ligas é convenientemente subdividido em três diferentes estágios, como observado na figura 4.1, em termos do logaritmo da pressão X densificação. O estágio I é o início do processo de compactação, caracterizado pela acomodação das partículas, sem deformação plástica. No estágio II tem-se o início da deformação plástica e fratura das partículas nos pontos de contato. O estágio III ocorre a pressões de compactação mais

elevadas, e é caracterizado pela compressão elástica dos pós como um todo, acompanhada por rearranjo.

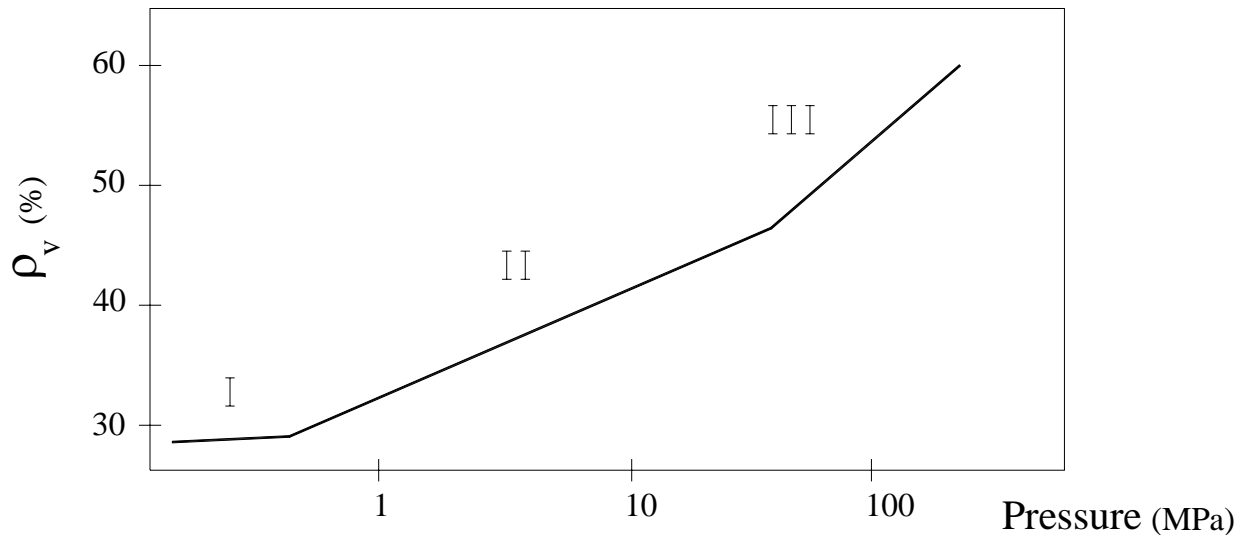


Figura 4.1 – Curva mostrando os 3 estágios da compactação [Gomes, 1995].

Aqui utilizamos as equações de Balshin (1998), Panelli e Ambrósio Filho (2001), Rong-De (1991) e Heckel (1961), a fim de definir a zona ideal da pressão compactação para um mínimo de porosidade no sistema e máxima densificação para o composto diamantado, pois o uso de pressões excessivas causa desgaste prematuro da matriz de compactação e suas partes rígidas, devido ao contato e fricção dos diamantes com as paredes da matriz. As figuras 4.2 e 4.3, que expressam os efeitos da prensagem sobre a densificação do sistema Fe-Cu e Fe-Cu-Diamante, foram construídas pelos dados experimentais deste estudo mostrados nas tabelas 4.1 e 4.3. Na figura 4.2, se observa as 3 regiões características dos estágios de compactação para o sistema Fe-20%pCu, em bom acordo com a figura 4.1. As diferentes inclinações devem-se ao fato da pressão ser logarítmica na figura 4.1. No limite do primeiro estágio, observa-se aproximadamente 73% de densificação para uma pressão de 250 Mpa. No final do segundo estágio, é observada uma densificação de 83% para uma pressão de compactação de 400 MPa. Tandon (1998), Gomes (1995) e Filgueira (1995) indicam que a região ideal de compactação dos pós está situada no segundo estágio, uma vez que acontece a acomodação das partículas e deformação plástica destas, gerando um

interessante nível de consolidação de dois pontos de vista: do processo da densidade a verde e econômico, porque pressões superiores às usadas nesta região podem ser prejudiciais às ferramentas de compactação. Neste senso a faixa ideal da pressão de compactação da mistura Fe-20%pCu é de 300 – 400 MPa. A figura 4.3 ilustra o comportamento de densificação da mistura Fe-20%pCu-4%pDiamante. Pode claramente ser observado a presença de somente duas curvas características da compactação. A primeira curva estende até o seu limite, onde a compactação atinge uma densificação de 78% (para uma pressão de 250 MPa). Para esta curva está atribuído a coexistência dos dois estágios iniciais da compactação, causados por dois fenômenos distintos originados pela presença dos cristais de diamante – partículas cerâmicas de elevada dureza que são: efeito de ponte (bridging), causado pela grande diferença entre o tamanho das partículas de Fe/Cu (50 $\mu$ m) e diamante (350 $\mu$ m), no qual inicialmente reduz a densificação. Entretanto, este efeito desaparece depois com o aumento da pressão, devido à acomodação das partículas de Fe e Cu nos locais de porosidade inicial, principalmente nos intertícios dos cristais, onde as faces dos cristais de diamante agem como um cambio para as partículas de Fe e Cu confinadas nestes intertícios. Isto caracteriza o fato de que o primeiro estágio de compactação mostra um rápido ganho em densificação. Após isso, o segundo fenômeno toma lugar – que é a deformação plástica das partículas de Fe e Cu. Entretanto, no sistema Fe-20%pCu-Diamante este efeito é mais intenso e ocorre primeiro que no sistema Fe-20%pCu, uma vez que as partículas de diamante fecham o escapamento do ferro e cobre, causando um incremento da deformação local ao longo de todas as superfícies dos cristais de diamante. A figura 4.3 dá a escala ideal da pressão versus densidade desta classe de material, mas não aponta com precisão o comportamento de compactação do compósito diamante-matriz metálica.

Baseado neste pontos, pode ser definido o nível ideal de compactação para este sistema, sendo a escala de pressão entre 250 e 350 MPa, onde foi achada uma densificação ao redor de 80% para os compactos. Além disso, Filgueira (2000) afirmou que, para esta escala de pressão, não há clivagem ou quebra dos cristais de diamante.

Tabela 4.1 – Densidades a verde e relativa para o sistema Fe-Cu, e as respectivas pressões.

<b>Pressão (MPa)</b>	<b>Densidade a verde Fe-Cu</b>	<b>Densidade Relativa Fe-Cu</b>
100	5.184 g/cm <sup>3</sup>	67.46%
200	5.483 g/cm <sup>3</sup>	71.36%
250	5.604 g/cm <sup>3</sup>	72.93%
300	6.067 g/cm <sup>3</sup>	76.52%
350	6.139 g/cm <sup>3</sup>	79.89%
400	6.422 g/cm <sup>3</sup>	83.58%
450	6.552 g/cm <sup>3</sup>	85.27%
500	6.668 g/cm <sup>3</sup>	86.78%
550	6.807 g/cm <sup>3</sup>	88.59%
600	6.915 g/cm <sup>3</sup>	89.99%

Tabela 4.2 – Densidades aparente e cristalina dos sistemas Fe-Cu e Fe-Cu-Diamante.

<b>Densidades</b>	<b>Sistema Fe-Cu</b>	<b>Sistema Fe-Cu-Diamante</b>
Cristalina	7.684g/cm <sup>3</sup>	7.272 g/cm <sup>3</sup>
Aparente	2.698 g/cm <sup>3</sup>	2.352 g/cm <sup>3</sup>



Tabela 4.3 – Densidades a verde e relativa para o sistema Fe-Cu-Diamante, com suas respectivas pressões.

Pressão (MPa)	Densidade a verde do Fe-Cu-Diamante	Densidade Relativa do Fe-Cu-Diamante
100	5.216 g/cm <sup>3</sup>	71.73%
150	5.388 g/cm <sup>3</sup>	74.10%
200	5.568 g/cm <sup>3</sup>	75.96%
250	5.677 g/cm <sup>3</sup>	78,07%
300	5.813 g/cm <sup>3</sup>	79.94%
350	5.869 g/cm <sup>3</sup>	81.11%
450	6.078 g/cm <sup>3</sup>	83.58%
550	6.287 g/cm <sup>3</sup>	86.45%

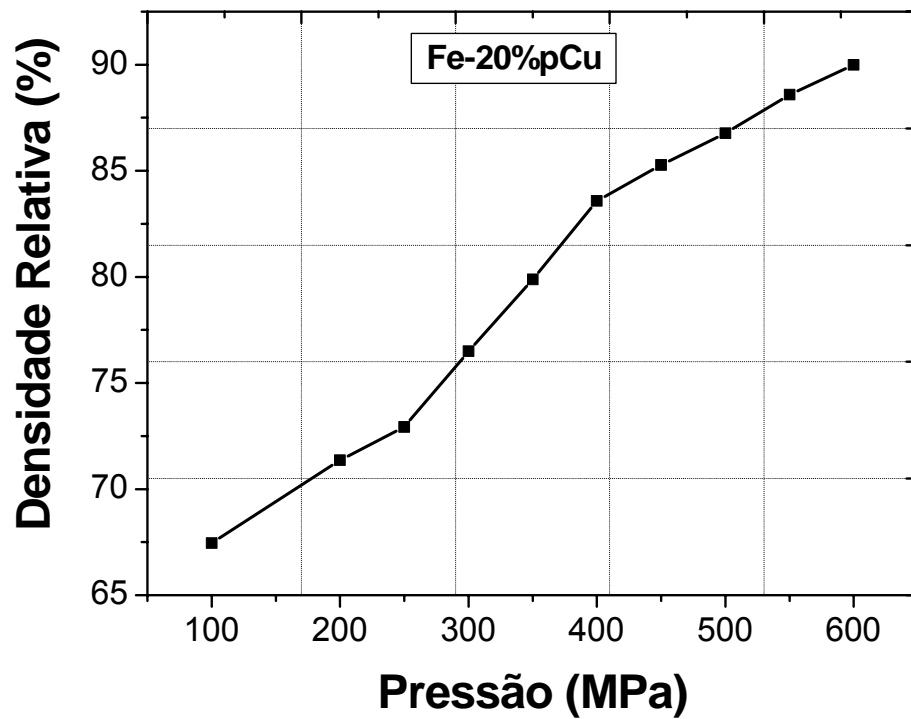


Figura 4.2 – Densidade Relativa versus pressão, para o sistema Fe-20%pCu.

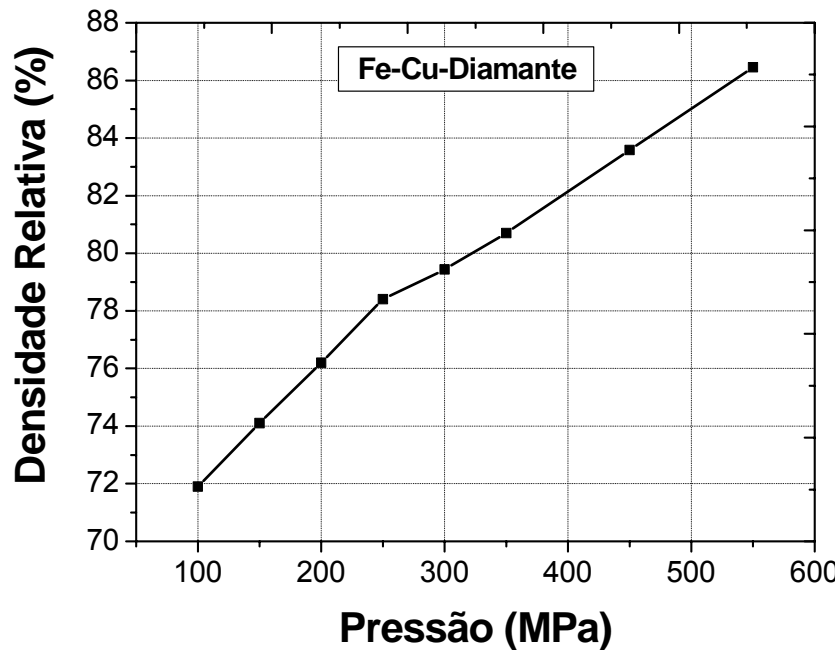


Figura 4.3 – Densidade Relativa versus Pressão, para o sistema Fe-20%pCu- Diamante.

A figura 4.4 mostra o gráfico de densificação do compósito diamantado de acordo com a equação de Heckel (1961). Pode se observar que foi alcançado uma diferença visível entre as curvas dos estágios I e II, onde se observa que a diferente inflexão dos dois estágios citados ocorre para a pressão de 250 MPa – sendo necessário deformação plástica das partículas e fratura nos pontos de contato, mostrando com precisão os limites de cada estágio de compactação. Neste sentido, esta equação é a melhor alternativa para o estudo da consolidação do compósito diamante/matriz metálica. A figura 4.5 mostra o comportamento do compósito diamantado explicado em termos das equações de Panelli e Ambrósio Filho (vide capítulo 3). Ela mostra um pequena diferença entre as inclinações do primeiro e segundo estágios de compactação, mas isso pode ser melhor visto através da equação de Heckel (vide capítulo 3).

As figuras 4.6 e 4.7 ilustram os gráficos que mostram as dependências entre a consolidação do sistema Fe-Cu-Diamante e a pressão de compactação aplicada, de acordo com as equações de Rong-De e Balshin, respectivamente (vide capítulo 3).

Ambas as figuras não mostram com precisão onde começa e terminam os 3 estágios de compactação.

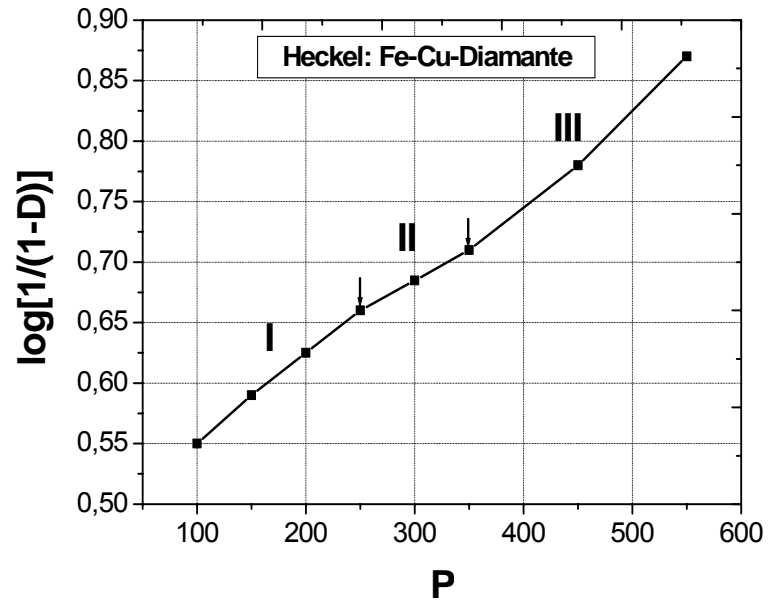


Figure 4.4 – Densificação do sistema Fe-20%pCu-Diamante, em acordo a equação de Heckel (1998).

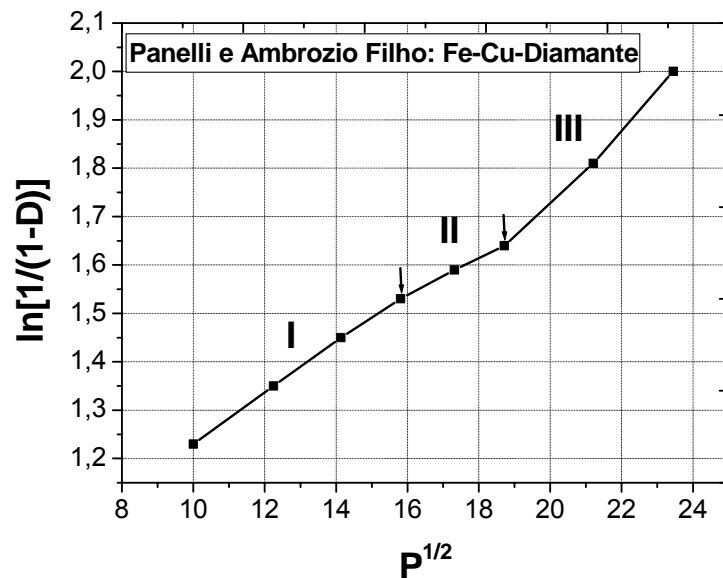


Figure 4.5 – Densificação do sistema Fe-20%pCu-4%pDiamante, de acordo com a equação de Panelli e Ambrosio Filho (2001).

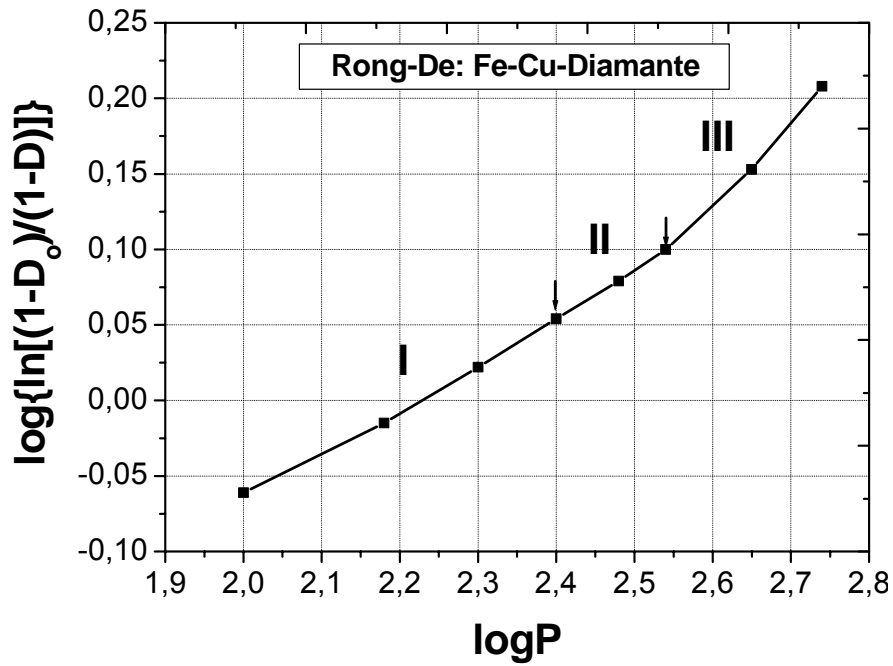


Figura 4.6 – Densificação do sistema Fe-20%pCu-Diamante, de acordo com a equação de Rong-De (1991).

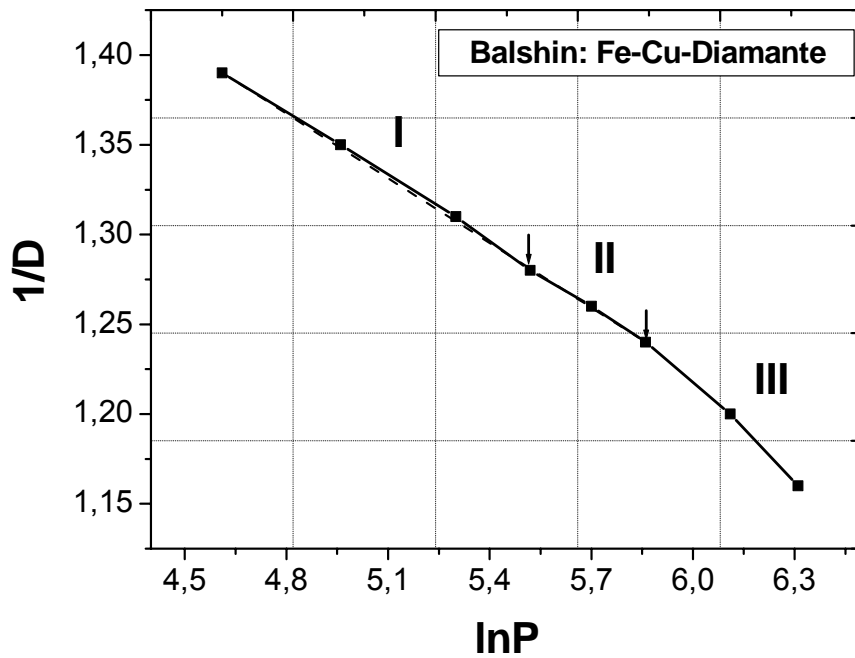


Figura 4.7 – Densificação do sistema Fe-20%pCu-Diamante, de acordo com a equação de Balshin (1998).

Como observado no capítulo anterior, na primeira etapa deste trabalho os pós dos metais ligantes foram misturados entre si nas quatro diferentes estequiometrias sem os diamantes, para então definir a melhor mistura ligante e a condição ideal de sinterização. Após a etapa de mistura, os pós foram compactados a frio em matriz uniaxial sob uma pressão de 350 MPa, a qual é muito bem justificada pelo estudo citado acima. A fim de analisar a densidade do compacto verde, foram calculadas as densidades cristalinas das misturas para cada estequiometria, e para tal foi utilizado a regra das misturas para sistemas pulverulentos (German, 1998) mostrados na equação 13 para o sistema Fe-Cu, equação 14 para o sistema Fe-Cu-SiC, e equação 15 para o sistema Fe-Cu-SiC-Diamante.

$$\rho_{c_{Fe-Cu}} = \frac{m_A + m_B}{\frac{m_A}{\rho_A} + \frac{m_B}{\rho_B}} \quad (\text{Eq. 13})$$

$$\rho_{c_{Fe-Cu-SiC}} = \frac{m_A + m_B + m_C}{\frac{m_A}{\rho_A} + \frac{m_B}{\rho_B} + \frac{m_C}{\rho_C}} \quad (\text{Eq. 14})$$

$$\rho_{c_{Fe-Cu-SiC-Diamante}} = \frac{m_A + m_B + m_C + m_D}{\frac{m_A}{\rho_A} + \frac{m_B}{\rho_B} + \frac{m_C}{\rho_C} + \frac{m_D}{\rho_D}} \quad (\text{Eq. 15})$$

Os parâmetros considerados foram:

- $m_A = m_{Fe}$
- $m_B = m_{Cu}$
- $m_C = m_{SiC}$
- $m_D = m_{Diamante}$
- $\rho_A = \rho_{Fe} = 7,87 \text{ g/cm}^3$
- $\rho_B = \rho_{Cu} = 8,96 \text{ g/cm}^3$
- $\rho_C = \rho_{SiC} = 3,22 \text{ g/cm}^3$
- $\rho_D = \rho_{Diamante} = 3,48 \text{ g/cm}^3$

A tabela 4.4 mostra os valores médios calculados da densidade cristalina de cada estequiometria, bem como as densidades a verde dos compactos.

Tabela 4.4 – Densidade cristalina e densidade a verde dos compactos.

<b>Amostras</b>	<b>Densidade Cristalina (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Densidade do compacto (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Densificação (%)</b>
Fe-5%pCu-1%pSiC	7,80	5,82	74,5
Fe-10%pCu-1%pSiC	7,85	6,00	76,4
Fe-15%pCu-1%pSiC	7,89	6,04	76,5
Fe-20%pCu-1%pSiC	7,95	5,97	75,2
Fe-5%pCu	7,92	6,03	76,2
Fe-10%pCu	7,96	6,07	76,2
Fe-15%pCu	8,02	6,12	76,3
Fe-20%pCu	8,06	6,17	76,5

Pode-se claramente observar que não há uma diferença considerável entre os valores de densidade obtidos nas diferentes estequiometrias, com uma variação de apenas 2,5%. Analisando os dados, conclui-se que houve um nível de densificação

satisfatório após a compactação para todas as estequiometrias, uma vez que a densidade esperada era de 65 a 75% da teórica.

#### 4.2 – Retração e Perda de Massa Após Secagem dos Sistemas Fe-Cu e Fe-Cu-SiC

Conforme pode ser observado nas figuras 4.8 e 4.9, que mostram respectivamente os valores de retração e perda de massa para o sistema Fe-Cu, após tratamento de 30 minutos a uma temperatura de 200°C, para a retirada da cânfora (aglomerante e lubrificante orgânico), nota-se que não há variação considerável entre os valores de retração, e o mesmo pode-se dizer da perda de massa, que apresenta um valor um pouco mais significativo para o teor de 20%pCu, havendo então a volatilização completa da cânfora. Nas figuras abaixo,  $\Delta d$  é a diferença entre os diâmetros após e antes da secagem (retração), e de maneira análoga pode-se definir a variação das massas ou  $\Delta m$ .

Para o sistema Fe-Cu-SiC como mostrado nas figuras 4.10 e 4.11 verifica-se que há uma tendência similar para todas as amostras. Os valores de retração e perda de massa são praticamente idênticos para todas as estequiometrias, com discrepância mínima dos valores. Pode-se concluir que houve uma volatilização completa da cânfora.

Essa tendência dos valores apresentada acima indica a volatilização do aglomerante usado na mistura e mostra que a cânfora não tem qualquer influência ou interação com a mistura nos diferentes teores de cobre.

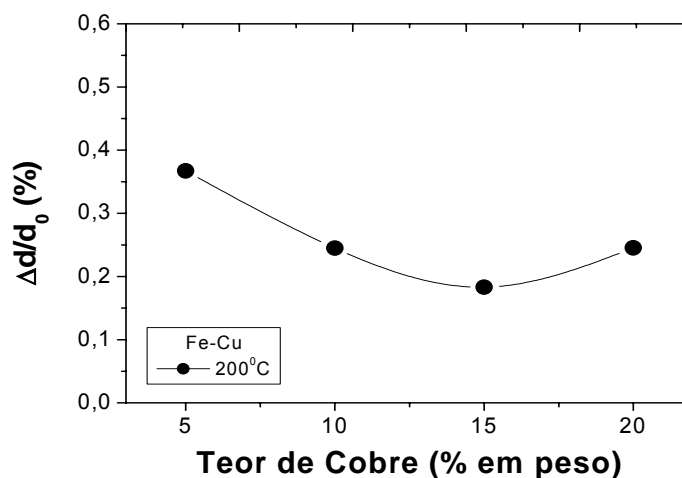


Figura 4.8 – Retração após secagem a 200°C – Fe-Cu.

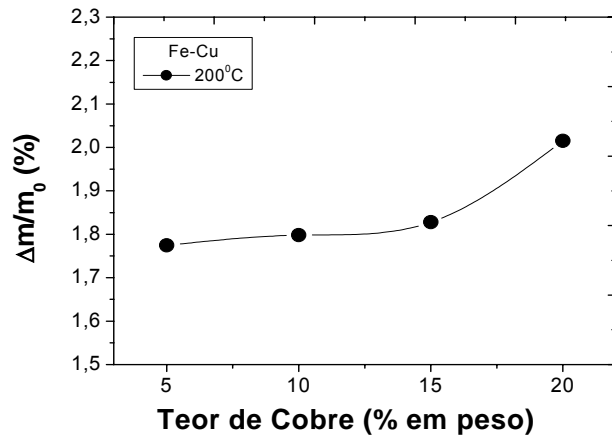


Figura 4.9 – Perda de massa após secagem a 200°C – Fe-Cu.

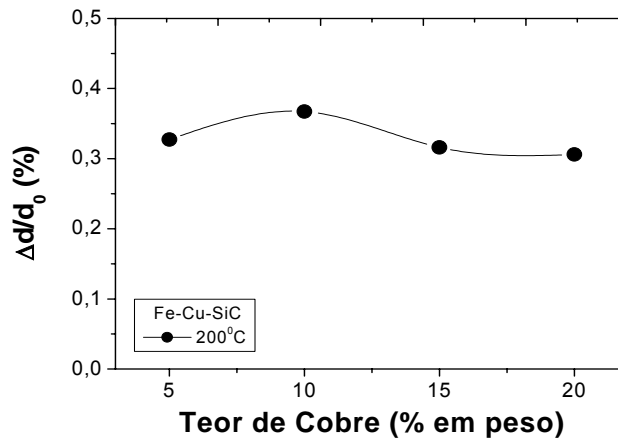


Figura 4.10 – Retração após secagem a 200°C – Fe-Cu-SiC.

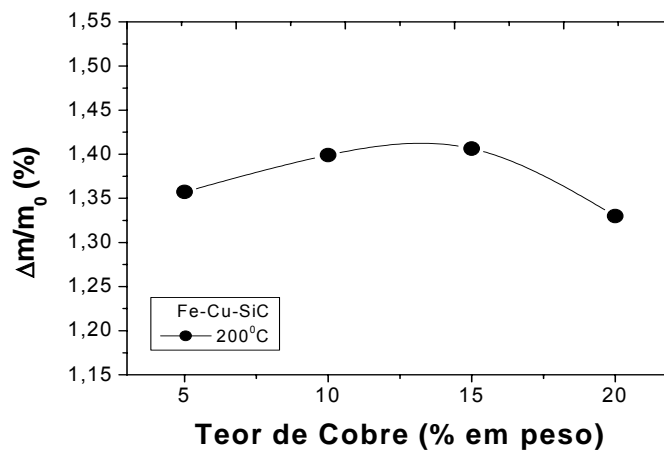


Figura 4.11 – Perda de massa após secagem a 200°C – Fe-Cu-SiC.



### 4.3 – Estudo da Sinterização

Neste trabalho, as amostras foram sinterizadas nas temperaturas de 1050 e 1150°C, a fim de analisar a condição ideal de sinterização. A 1050°C ocorre apenas sinterização no estado sólido. Na sinterização a 1150°C há a presença de uma fase líquida formada pelo cobre nos primeiros minutos de sinterização, já que este funde a 1084°C. A partir daí, esse cobre líquido penetra de maneira progressiva nos contornos de grão do ferro (metal base), formando um filme entre as partículas, otimizando os contatos e facilitando a difusão. Como consequência dessa molhabilidade do cobre líquido, pode ocorrer inchaço do sinterizado, pois onde originalmente havia cobre sólido se torna região de porosidade, formando a micrografia esquematizada no lado direito da figura 4.12, para  $S_B/S_A < 1$  ( $S_A$  é a solubilidade do aditivo no metal base e  $S_B$  é solubilidade do metal base no aditivo).

O inchaço durante sinterização por fase líquida é muito comum para sistemas como o Fe-Cu, onde o aditivo é extremamente mais solúvel no metal base do que o recíproco. Isso pode ser melhor entendido através das figuras 4.12 e 2.4 (vide capítulo 2). A figura 2.4 mostra que a 1150°C tem-se solubilidade de cobre ( $S_A$ ) em ferro de 9%, da ordem de duas vezes superior à solubilidade de ferro ( $S_B$ ) em cobre, que é de aproximadamente 4,5%. Isto concorre para a situação  $S_B/S_A < 1$  mostrada na figura 4.12, e que será vista adiante no estudo microestrutural.

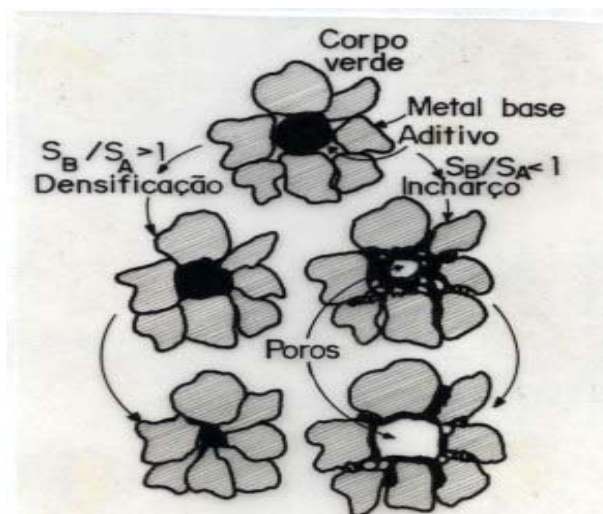


Figura 4.12 – Ilustração dos fenômenos de densificação e inchaço (German, 1985).  $S_A$  é a solubilidade do aditivo no metal base e  $S_B$  é solubilidade do metal base no aditivo.

#### 4.3.1 – Retração/Inchaço e Perda de Massa Após Sinterização: Fe-Cu e Fe-Cu-SiC

Analisando o sistema Fe-Cu através da figura 4.13, é visto que os valores de retração para as amostras sinterizadas a 1050°C são próximos, e variam de 0 a 0,8%, e é encontrado valor pouco mais elevado para o teor de cobre de 15% em peso. É cabível ressaltar que nesta temperatura não há formação de fase líquida durante a sinterização, pois o cobre funde a 1084°C. Foi verificada a ocorrência de inchaço para todas as amostras sinterizadas a 1150°C, com valores extremamente similares considerando as diferentes estequiometrias.

Analisando a figura 4.14 verifica-se que houve uma perda de massa relativamente pequena (< 0,3%), e os valores para as amostras sinterizadas a 1150°C apresentam variação praticamente desprezível. Os maiores valores de perda de massa foram verificados para os menores teores de cobre (5 e 10% peso).

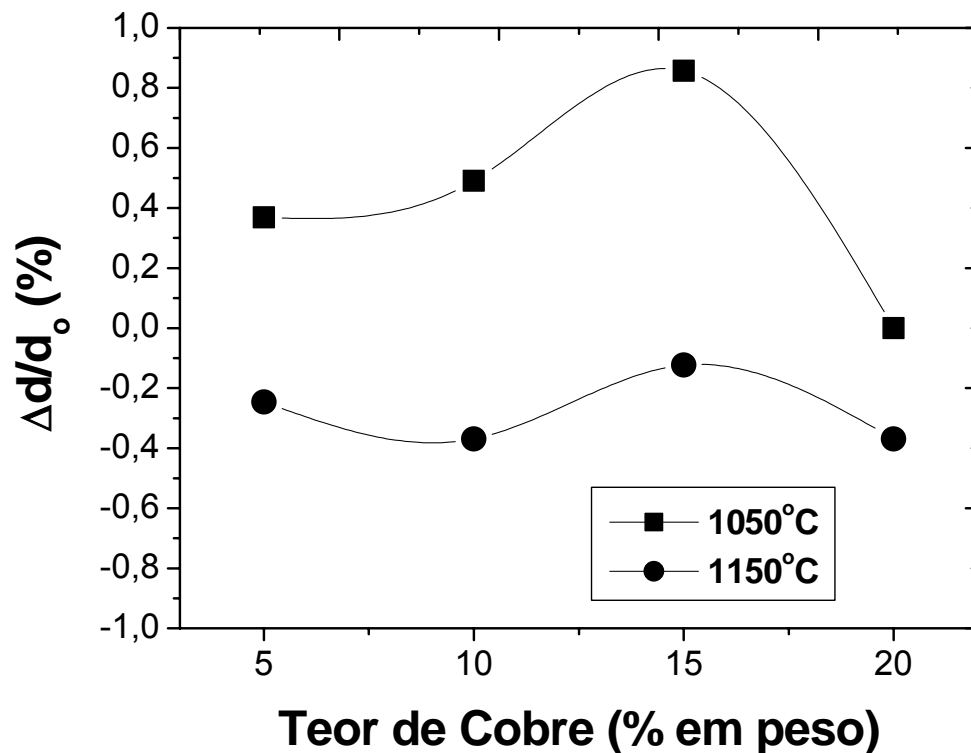


Figura 4.13 – Retração e inchaço após sinterização a 1050 e 1150°C – Fe-Cu.

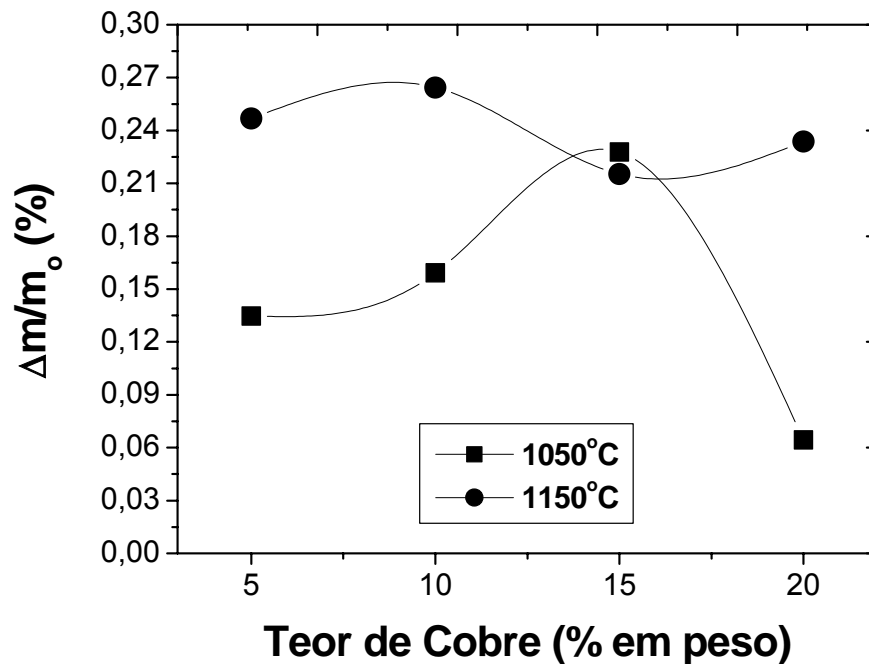


Figura 4.14 – Perda de massa após sinterização a 1050 e 1150°C – Fe-Cu.

A figura 4.15 mostra a retração e inchaço para o sistema Fe-Cu-SiC sinterizado a 1050 e 1150°C. Como era de se esperar, a 1050°C, e para qualquer teor de cobre, observa-se uma retração das amostras sinterizadas. Isto deve-se tão somente à sinterização do estado sólido, tanto do ferro, quanto do cobre, o que é explicado no item 4.3.3.

Já a 1150°C, para teores de cobre superiores a 10% em peso, observa-se o fenômeno de inchaço, explicado anteriormente, e mais evidenciado adiante, no estudo microestrutural. Para teores inferiores a 10% ainda ocorre retração, pois a quantidade de fase líquida formada ainda é razoavelmente pequena para gerar a porosidade característica do inchaço, prevalecendo, nestas condições, a sinterização do estado sólido do cobre e do ferro.

De acordo com a figura 4.16 houve perda de massa relativamente pequena. As maiores perdas de massa se verificam para os teores de cobre mais elevados, e isto se deve à remoção de uma camada fina de óxido superficial, especialmente das partículas de cobre, pois é sabido que o cobre é mais ávido por oxigênio se comparado com o ferro. Como as sinterizações foram realizadas a vácuo de  $2 \cdot 10^{-2}$  mbar, a pressão de

vapor dos óxidos são diminuídas, e nas temperaturas de sinterização estes óxidos sublimaram.

Comparando os dois sistemas, Fe-Cu e Fe-Cu-SiC, via análises das figuras 4.13 e 4.15, observamos que a 1050°C ocorre retração em ambos os sistemas, pois só ocorre sinterização sólida, porém as amostras de Fe-Cu retraem um pouco mais do que as de Fe-Cu-SiC, mas com diferenças insignificantes. Já a 1150°C, situação de inchaço em ambos os sistemas, observa-se que o sistema Fe-Cu-SiC sofreu inchaço da ordem de 2,5 vezes superior ao do sistema Fe-Cu, o que pode, de alguma forma, ser atribuído à influência das partículas dispersas de SiC. A densidade de 3,22 g/cm<sup>3</sup> do carbeto de silício (SiC) é cerca de quase 3 vezes menor que a do ferro e cobre, e então quando o cobre funde e forma a fase líquida as partículas de carbeto de silício (SiC) emergem ou “nadam” no cobre líquido (varia de 5 para o teor de 5% em peso de cobre, até o máximo de 9% para as demais estequiometrias), acompanhando o fluxo e se alojando nos contornos de grão do ferro. Isso produz um aumento da área de superfície nos contornos interpartículas, e conseqüentemente sugere uma maior molhabilidade por parte do cobre líquido, o que gera um volume mais acentuado de porosidade, ocasionando um maior nível de inchaço.

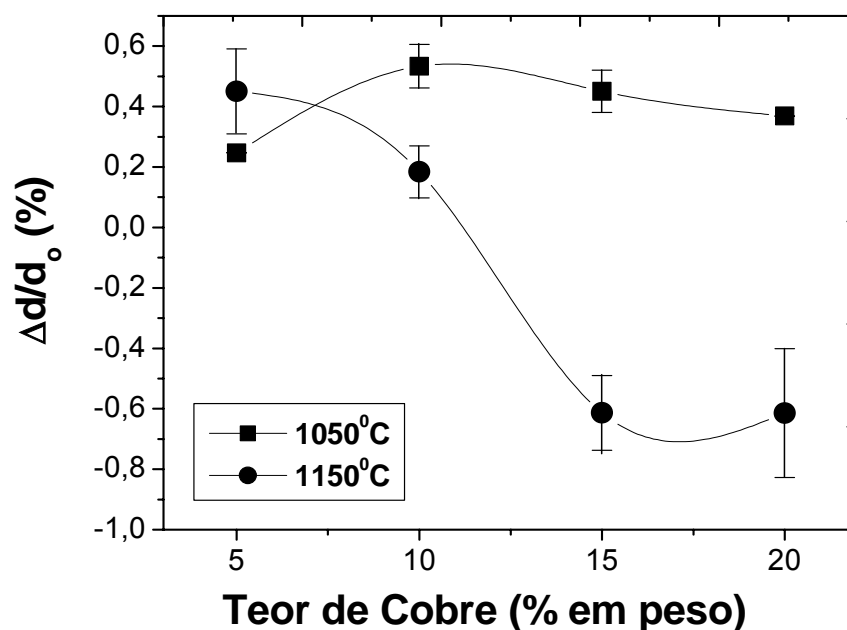


Figura 4.15 – Retração e inchaço após sinterização a 1050 e 1150°C – Fe-Cu-SiC.

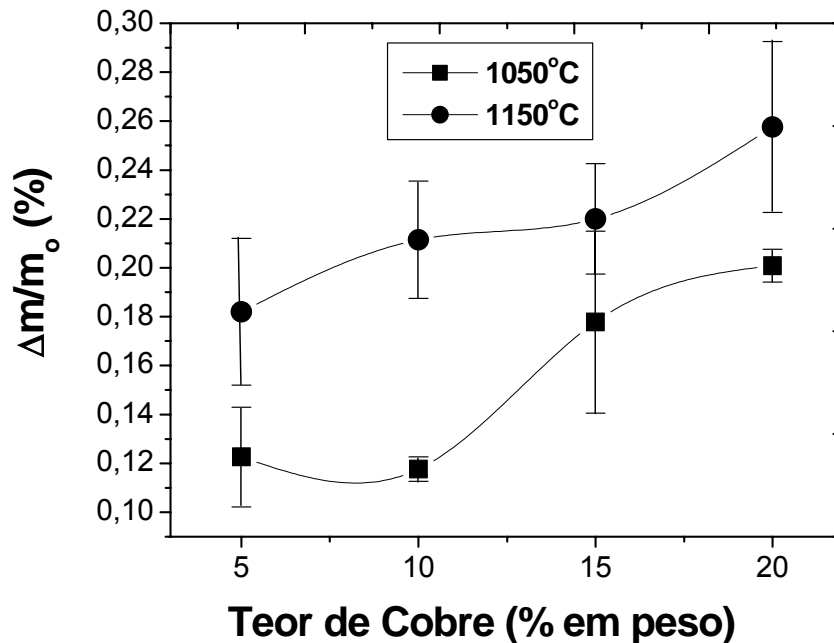


Figura 4.16 – Perda de massa após sinterização a 1050 e 1150°C – Fe-Cu-SiC.

#### 4.3.2 – Densidades dos Sinterizados de Fe-Cu, Fe-Cu-SiC e Fe-Cu-SiC-Diamante

A tabela 4.5 mostra a densificação do sistema Fe-Cu, Fe-Cu-SiC e o compósito diamantado Fe-Cu-SiC-Diamante após sinterização a 1150°C para um tempo de 25 minutos.

Analisando ambos os sistemas de maneira individual, percebe-se que não há diferença considerável de densificação para os diferentes teores de cobre. Para o sistema Fe-Cu, nota-se que os valores de densificação são similares, com uma diferença de aproximadamente 0,6%, e isso está em perfeito acordo com a figura 4.13, onde a curva mostra uma tendência de linearidade dos pontos.

Observando o sistema Fe-Cu-SiC, pode ser notado também uma certa tendência dos valores de densificação, ou seja, conclui-se que a densificação está no mesmo patamar, com discrepâncias desprezíveis nos diferentes teores de cobre. Apesar da porosidade remanescente decorrente do inchaço verificado na figura 4.15, houve densificação satisfatória.

Comparando ambos os sistemas é notória uma maior densificação para o compósito diamantado Fe-Cu-SiC-Diamante, que é da ordem de aproximadamente

3,5% superior. Isso se deve à boa retenção ou amarração do diamante pela matriz metálica ligante, uma vez que foi verificado inchaço para o sistema Fe-Cu (vide fig. 4.13) e nos maiores teores de cobre para o sistema Fe-Cu-SiC (vide fig. 4.15), onde conseqüentemente notou-se presença de porosidade remanescente, com alguns poros maiores e irregulares. O inchaço verificado, é decorrente da fase líquida formada pelo cobre no início do processo de sinterização, onde parte do cobre líquido é consumido pela difusão e, a outra penetra progressivamente nos contornos de grão do ferro, gerando esse grau de porosidade remanescente, a qual também contribui fortemente para um nível menor de densificação. Para o compósito diamantado, pode-se dizer que os cristais de diamantes ocuparam essas porosidades geradas na sinterização, fechando essas regiões de porosidade, o que também justifica um grau maior de densificação.

Tabela 4.5 – Densificação dos sistemas Fe-Cu, Fe-Cu-SiC e compósito diamantado Fe-Cu-SiC-Diamante após sinterização a 1150°C/25 minutos.

<b>Amostras</b>	<b>Densidade Teórica (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Densidade do Sinterizado (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Densificação (%)</b>
Fe-5%pCu	7,92	5,9	74,5
Fe-10%pCu	7,96	5,9	74,0
Fe-15%pCu	8,01	5,7	72,0
Fe-20%pCu	8,06	6,0	74,5
Fe-5%pCu-1%pSiC	7,80	5,8	74,0
Fe-10%pCu-1%pSiC	7,85	5,8	74,0
Fe-15%pCu-1%pSiC	7,89	6,0	76,0
Fe-20%pCu-1%pSiC	7,94	6,0	75,5
Fe-5%pCu-1%pSiC-D	7,13	5,5	77,0
Fe-10%pCu-1%pSiC-D	7,17	5,5	77,0
Fe-15%pCu-1%pSiC-D	7,21	5,6	77,5
Fe-20%pCu-1%pSiC-D	7,26	5,6	77,0

(\*) D = Diamante

### 4.3.3 – Microestrutura dos Sinterizados

As figuras 4.17 a 4.20 mostram o aspecto microestrutural das amostras de Fe-Cu nas quatro diferentes estequiometrias apresentadas, após sinterização a 1050°C, para um tempo de 25 minutos. Pode-se claramente observar o contraste entre as partículas de ferro e cobre, com o cobre como regiões “claras” na matriz de ferro. Cabe observar que aí se verifica somente sinterização no estado sólido, pois é sabido que ferro e cobre apresentam ponto de fusão superior a 1050°C. Também é verificada a presença de porosidade, com alguns poros maiores como na figura 4.17, e pequenos poros de geometria esférica indicando estágio final e efetividade da sinterização sólida do ferro e do cobre. Observa-se também uma distribuição heterogênea da porosidade, devido à distribuição insatisfatória de cobre no ferro, advinda da mistura manual destes metais. Estas microestruturas estão em plena concordância com o gráfico da figura 4.13.

Nas figuras 4.21 a 4.24 temos as microestruturas para o sistema Fe-Cu-SiC nos quatro diferentes teores de cobre, também sinterizados a 1050°C para um tempo de 25 minutos. Como verificado nas figuras apresentadas anteriormente, as partículas de cobre se apresentam totalmente embebidas na matriz ferrítica, pois aí temos apenas cobre e ferro sólidos, uma vez que não há formação de fase líquida. Isso pode ser verificado no diagrama de fases (ASM Handbook, 1973), no qual na referida temperatura de sinterização a solubilidade de cobre em ferro é aproximadamente da ordem de duas e meia vezes superior à do recíproco.

A figura 4.21 apresenta um menor percentual de porosidade, com poros de forma irregular e alguns tendendo à forma arredondada, indicando estágio final de sinterização sólida. Comparando as figuras 4.22 e 4.23, percebe-se que elas apresentam aproximadamente o mesmo grau de porosidade, com alguns poucos poros interconectados, poros maiores e forma irregular e poros de forma arredondada, novamente indicando efetividade da sinterização sólida. Outro dado importante é a presença do carbeto de silício (SiC), que aparece como minúsculos pontos escuros sobre a superfície da amostra. A dificuldade em identificar o carbeto de silício nessas micrografias é atribuída ao pequeno tamanho de partícula (8 $\mu$ m) do pó utilizado na mistura.

Observando essas informações e considerando os dados da figura 4.15, que mostra a retração e inchaço do sinterizado, chega-se à conclusão que as amostras do

sistema Fe-Cu-SiC sinterizadas a 1050°C apresentam aproximadamente o mesmo grau de densificação, especialmente quando consideramos o desvio padrão em cada ponto.

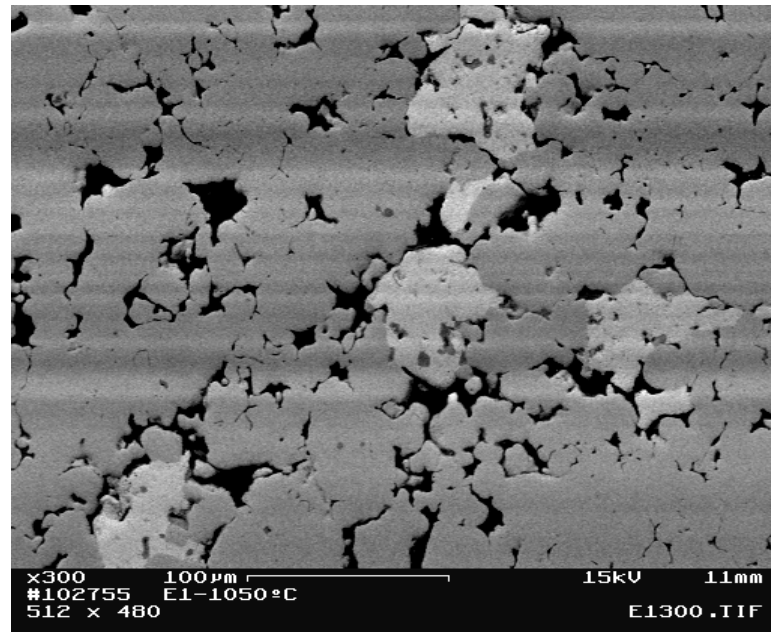


Figura 4.17 – Micrografia do Sistema Fe-5%pCu Sinterizado a 1050°C/25 minutos.

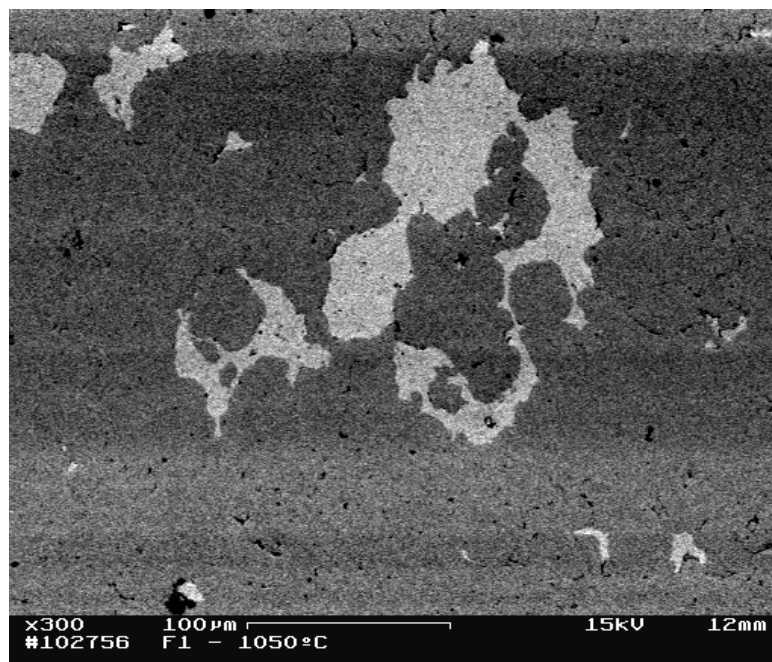


Figura 4.18 – Micrografia do Sistema Fe-10%pCu Sinterizado a 1050°C/25 minutos.



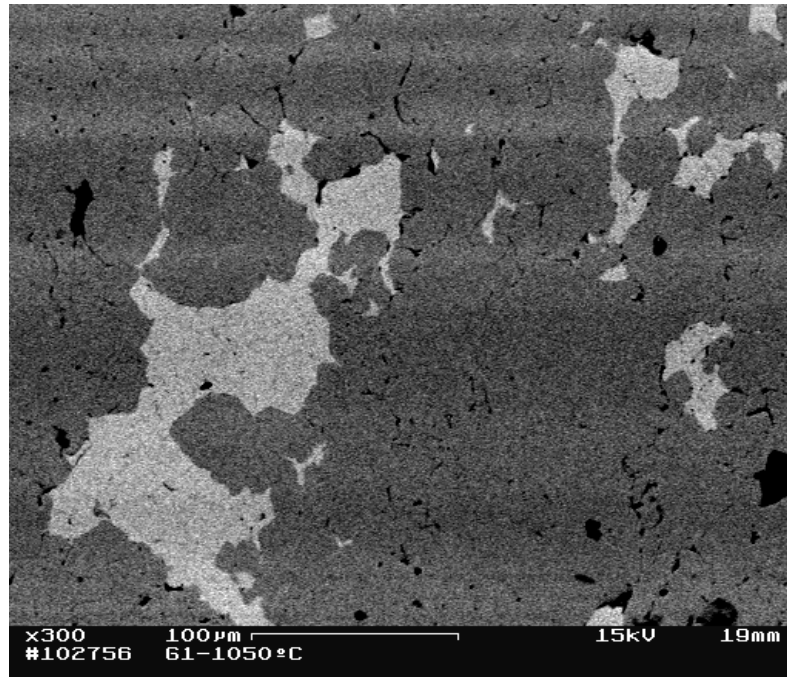


Figura 4.19 – Micrografia do Sistema Fe-15%pCu após Sinterização a 1050°C/25 minutos.

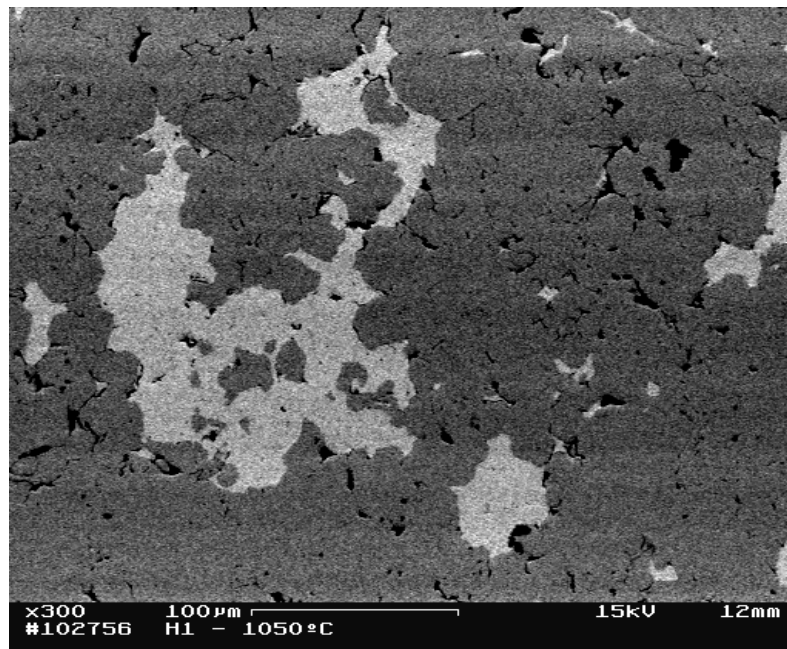


Figura 4.20 – Micrografia do Sistema Fe-20%pCu sinterizado a 1050°C/25 minutos.

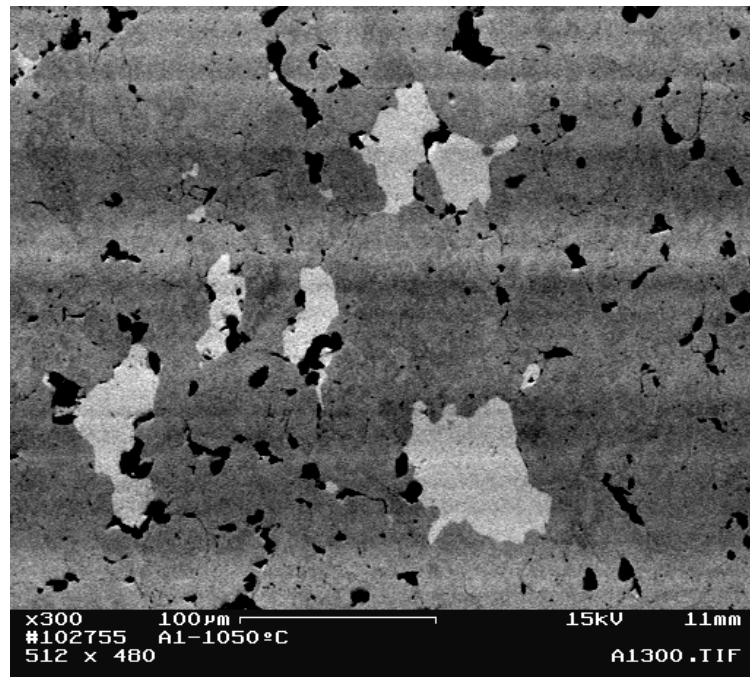


Figura 4.21 – Micrografia do Sistema Fe-5%pCu-1%pSiC após sinterização a 1050°C/25 minutos.

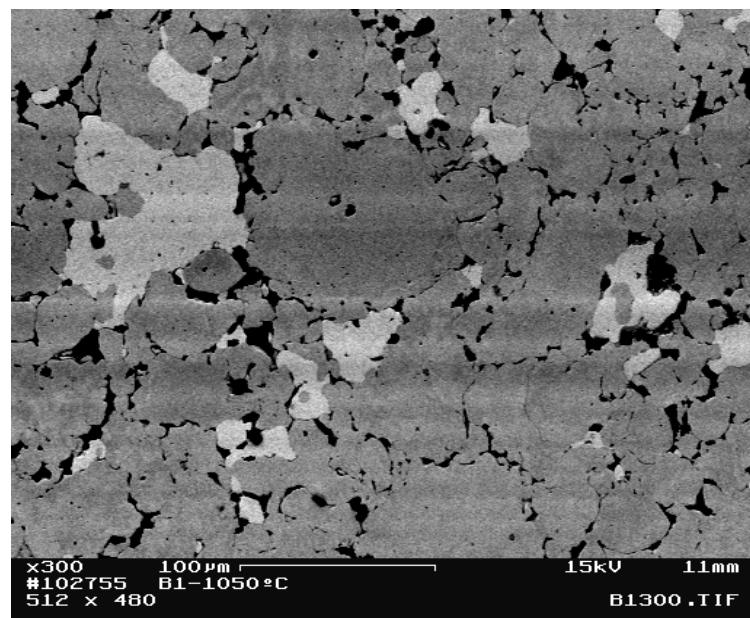


Figura 4.22 – Micrografia do Sistema Fe-10%pCu-1%pSiC sinterizado a 1050°C/25 minutos.

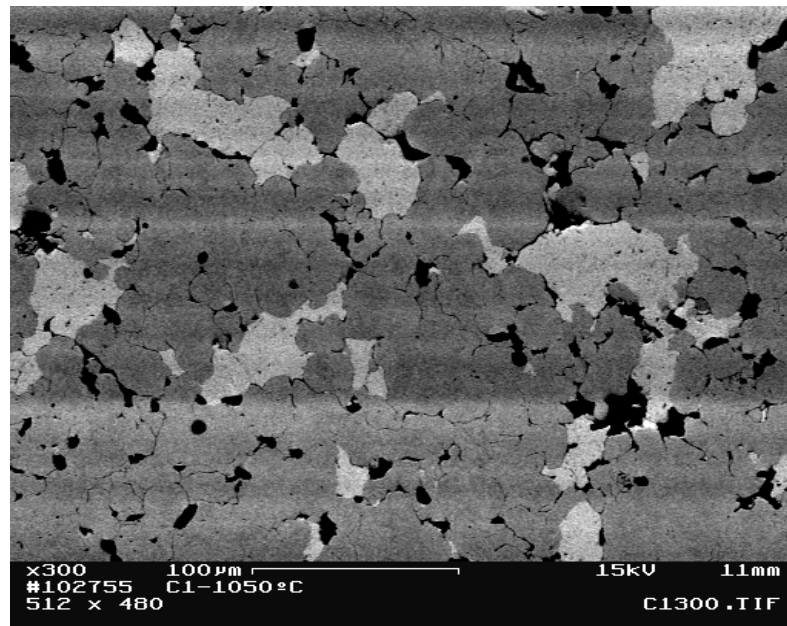


Figura 4.23 – Micrografia do Sistema Fe-15%pCu-1%pSiC após sinterização a 1050°C/25 minutos.

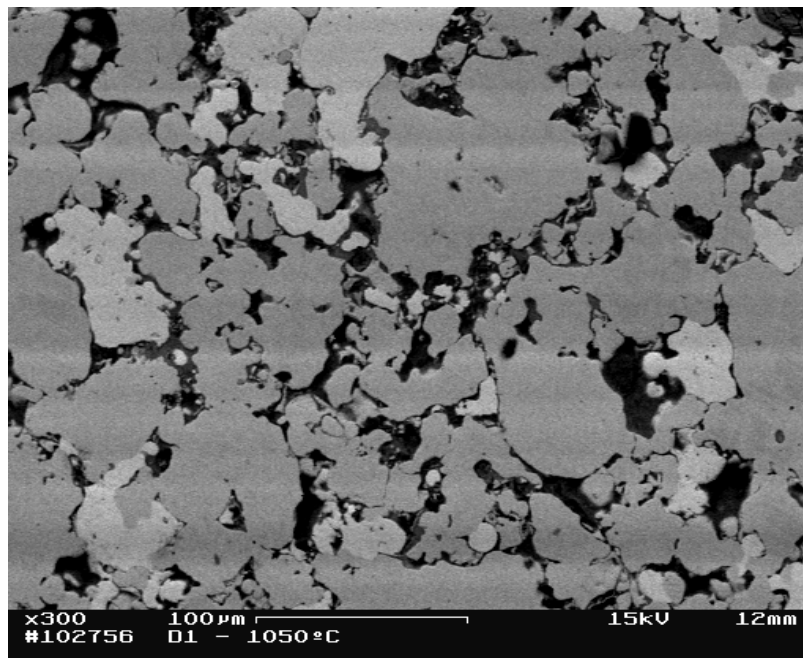


Figura 4.24 – Micrografia do Sistema Fe-20%pCu-1%pSiC após sinterização a 1050°C/25 minutos.

As figuras 4.25 a 4.28 representam o aspecto microestrutural do sistema Fe-(5-10-15-10)%Cu-1%SiC sinterizado à temperatura de 1150°C/25 minutos. Pode ser notado facilmente que as figuras 4.25 e 4.26, que representam as misturas Fe-5%pCu-1%pSiC e Fe-10%pCu-1%pSiC, respectivamente, apresentam o mesmo grau de porosidade. Isso pode ser perfeitamente explicado analisando os dados da figura 4.15, onde não foi observado ocorrência de inchaço para as amostras supracitadas e sim uma pequena retração. Um outro dado importante a citar dessas duas figuras é a presença de solução sólida de cobre em ferro (contraste entre o ferro e cobre), que pode ser facilmente identificada, distribuída de maneira não uniforme na interface entre as partículas de ferro e cobre (região clara), como pode ser mostrado de maneira mais evidente através da figura 4.29. Cabe ressaltar que esse comportamento está em perfeito acordo com o diagrama de fases (ASM HANDBOOK, 1973) para essa temperatura de trabalho, bem como ilustrado pelas micrografias das figuras 2.4 e 2.6 (micrografia da direita), dos trabalhos descritos na fundamentação tecnológica.

Nas figuras 4.27 e 4.28 pode-se claramente notar um maior grau de porosidade em ambas as amostras. Principalmente na figura 4.28, que mostra o sistema Fe-20%pCu-1%pSiC, verifica-se poros de grandes dimensões e formas irregulares, e alguns poros bem pequenos de forma esférica que indicam estágio final de sinterização. Essa porosidade remanescente pode ser atribuída ao inchaço verificado em ambas as misturas (vide figura 4.15 e sua explicação). É novamente importante ressaltar que o cobre funde a 1084°C e forma uma fase líquida nos primeiros minutos de sinterização. Após esta etapa, onde havia cobre sólido se torna região de porosidade como consequência da penetração do cobre líquido nos contornos de grão do ferro originando inchaço do sinterizado. O inchaço é um comportamento normal durante sinterização por fase líquida para sistemas como o Fe-Cu, no qual a solubilidade do aditivo (nesse caso o cobre) no metal base (Fe) é bem maior que a do recíproco, conforme já explanado. Esse comportamento é perfeitamente confirmado pelo diagrama de fases do sistema Fe-Cu (ASM HANDBOOK, 1973) para essa temperatura de sinterização, e cabe ainda ressaltar que esses resultados estão em perfeito acordo com os estudos de German (1998) apresentados no capítulo 2 deste trabalho.

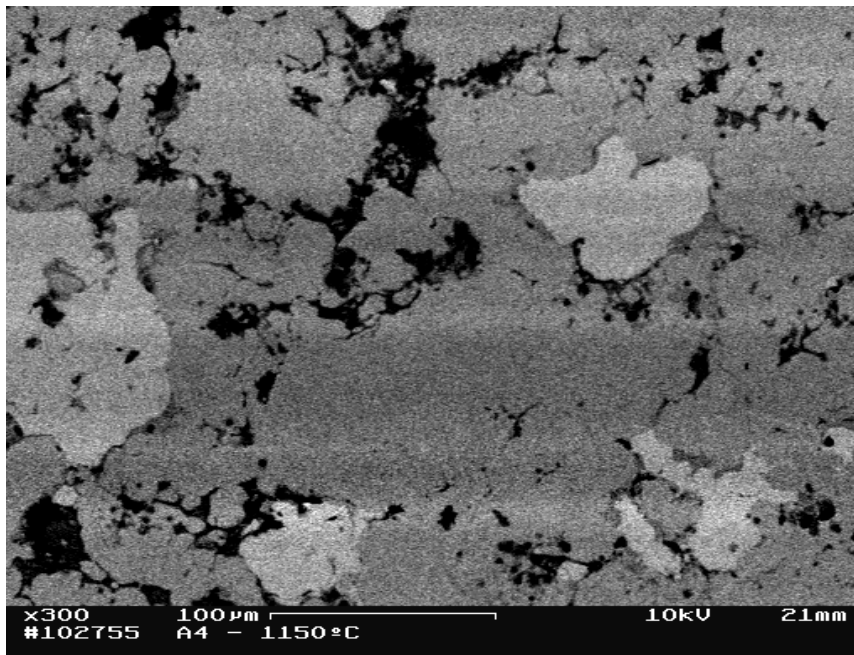


Figura 4.25 – Micrografia do Sistema Fe-5%pCu-1%pSiC sinterizado a 1150°C/25 minutos.

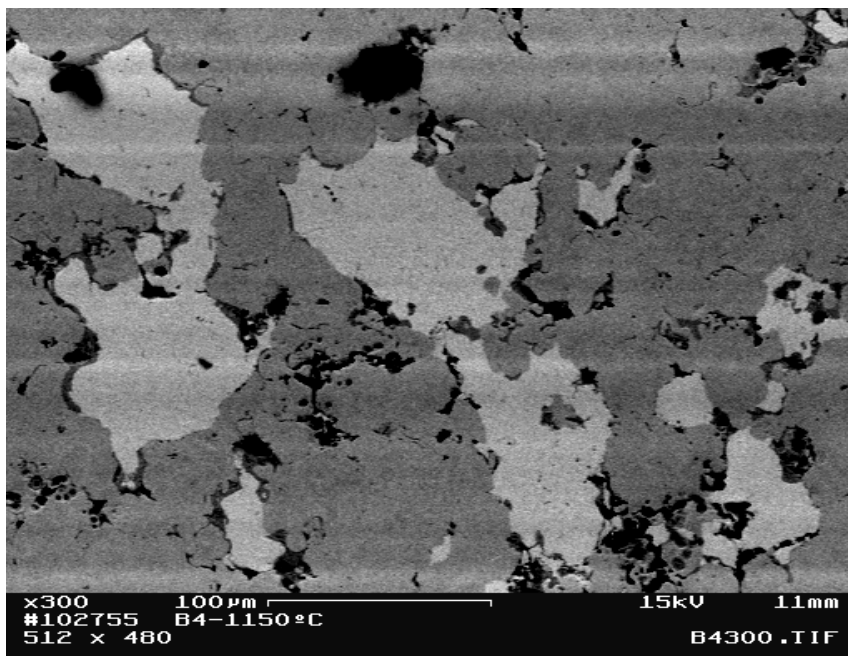


Figura 4.26 – Micrografia do Sistema Fe-10%pCu-1%pSiC sinterizado a 1150°C/25 minutos.

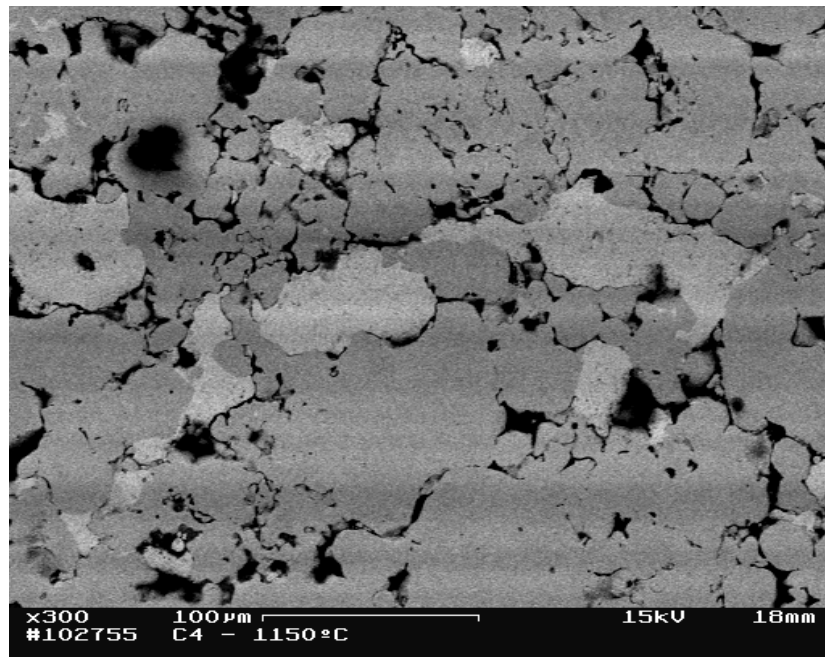


Figura 4.27 – Micrografia do Sistema Fe-15%pCu-1%pSiC após sinterização a 1150°C/25 minutos.

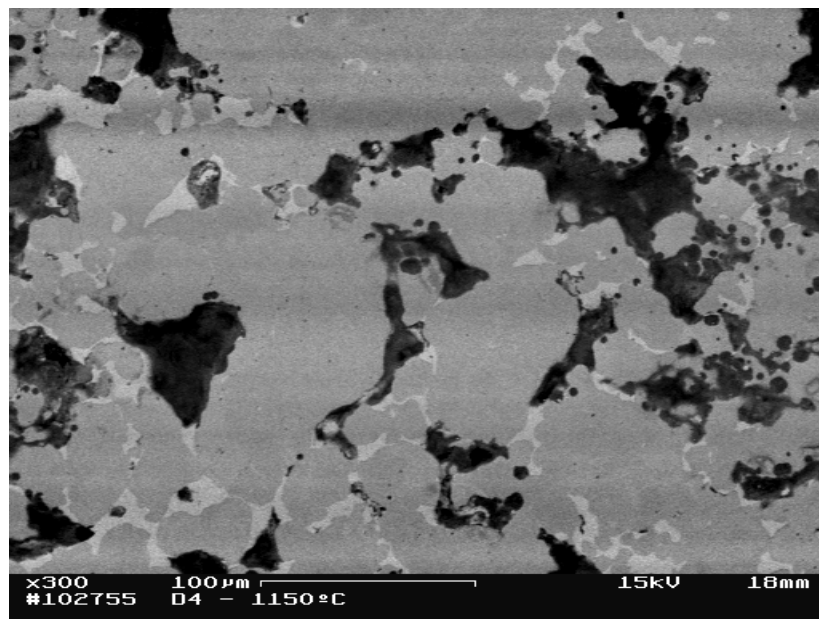


Figura 4.28 – Micrografia do Sistema Fe-20%pCu-1%pSiC após sinterização a 1150°C/25 minutos.

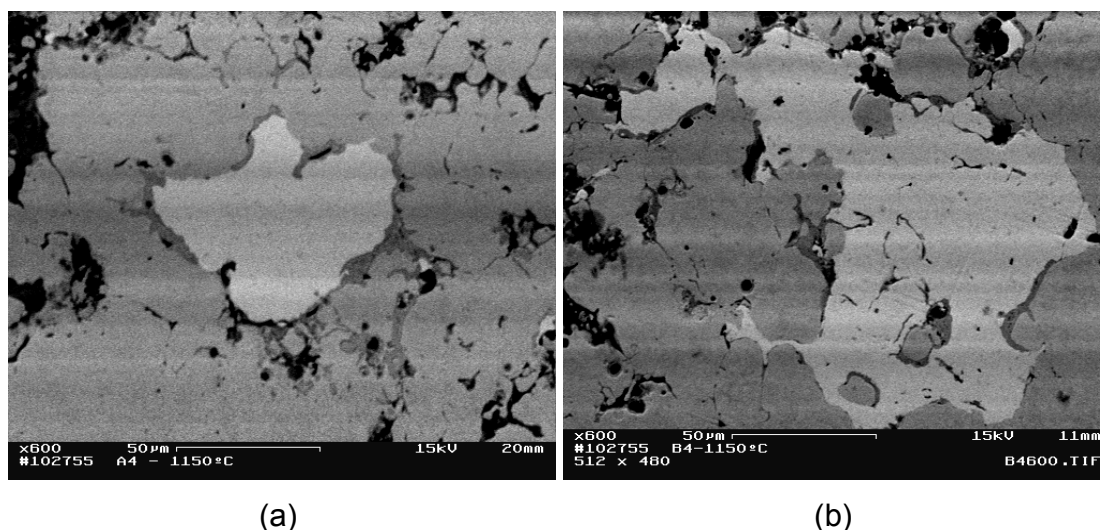


Figura 4.29 – Micrografias (a) Fe-5%pCu-1%pSiC e (b) Fe-10%pCu-1%pSiC ilustrando a presença de solução sólida (vide setas) na interface das partículas de ferro e cobre.

Nas figuras 4.30 e 4.31 pode ser observado o caráter microestrutural para o sistema Fe-(5-10-15-20)%pCu após sinterização a 1150°C para um tempo de 25 minutos. Na figura 4.30 é mostrado a influência da fase líquida na sinterização, a qual favorece e também promove grandes áreas de contato entre o aditivo (cobre) e o metal base (ferro). Nessa mesma microestrutura algumas partículas de cobre podem ser identificadas como pequenos “lagos” entre as partículas de ferro, mostrando as regiões de contato.

De uma maneira geral, essas micrografias apresentam um certo grau de porosidade remanescente, o que é um comportamento normal e esperado, já que se verificou a ocorrência de inchaço para essas amostras em sua totalidade (vide figura 4.13). Neste tocante, Przklenk (1993) afirmou que teores residuais de porosidade pós-sinterização favorecem a remoção de calor de ferramentas diamantadas impregnadas, via refrigeração em meio líquido – normalmente água.

Mais uma vez é oportuno ressaltar que os resultados supracitados estão em perfeita concordância com os estudos de German (1998), Kaysser e Petzow (1984) e Lenel (1980) para o sistema Fe-Cu, e a ocorrência de inchaço é um comportamento clássico para tal sistema.

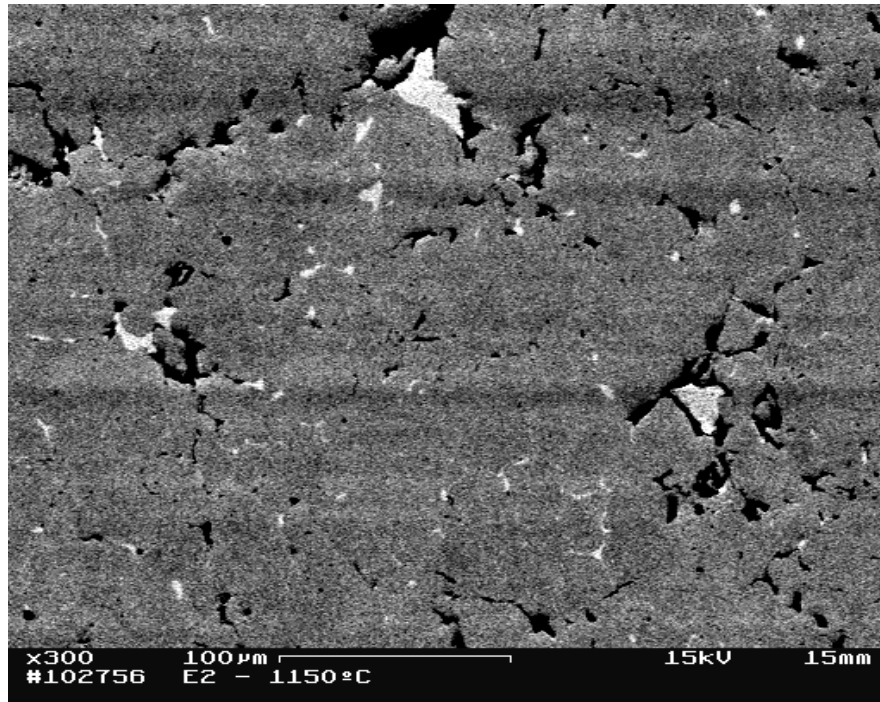


Figura 4.30 – Micrografia do Sistema Fe-5%pCu sinterizado a 1150°C/25 minutos mostrando o cobre como pequenos “lagos” na matriz ferrítica.

(a)

(b)

Figura 4.31 – Micrografias (a) Fe-15%pCu e (b) Fe-20%pCu sinterizados a 1150°C/25 minutos.

#### 4.4 – Avaliação da Dureza (HB)

Nas figuras 4.32 e 4.33 são mostrados os valores de dureza Brinell em função do teor de cobre, após ensaio sob uma carga de 62,5 Kgf. Analisando a figura 4.32, que mostra os valores de dureza para o sistema Fe-Cu, pode-se claramente perceber que não há uma discrepância considerável nos valores obtidos, principalmente quando consideramos o desvio padrão para cada estequiometria, ou seja, pode-se concluir que a dureza se encontra no mesmo patamar para todas as amostras, em qualquer estequiometria.

São identificados na figura 4.33 maiores valores de dureza para as amostras com maior percentual de cobre. Comparando as figuras 4.32 e 4.33 pode ser observado que há um ganho considerável de dureza para o sistema Fe-Cu-1%pSiC



sinterizado a 1150°C. O aumento dessa propriedade mecânica pode ser atribuído à presença do Carbetto de Silício (SiC), que fornece em média 14% de aumento em dureza à matriz, que é uma propriedade de extrema importância para o referido compósito ligante, para uso em ferramentas de corte, pois partículas cerâmicas finamente dispersas na matriz metálica atuam como controladoras de taxa de desgaste por abrasão da matriz e, por conseguinte, da ferramenta – de acordo com Filgueira (2000).

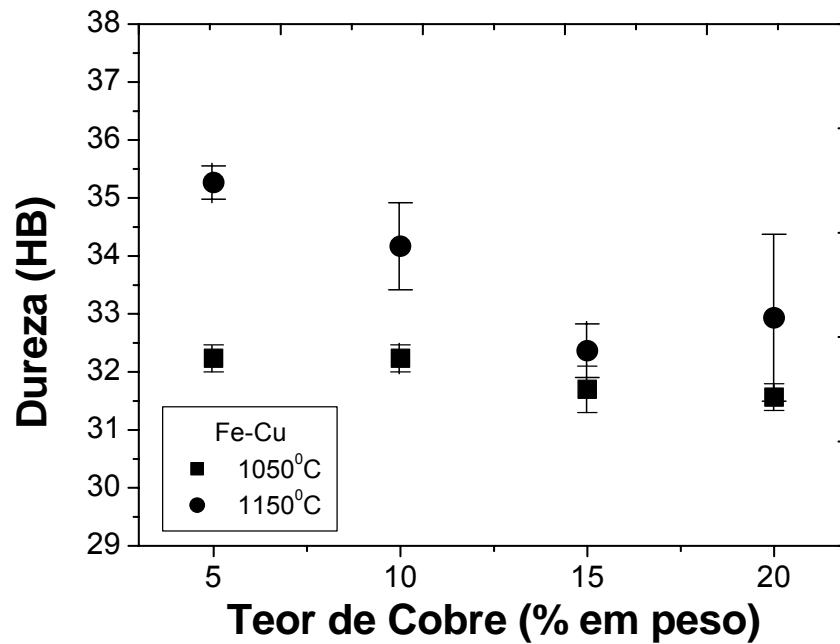


Figura 4.32 – Valores de dureza (HB) para o sistema Fe-(5-10-15-20)%pCu sinterizado nas temperaturas de 1050 e 1150°C/25 minutos.

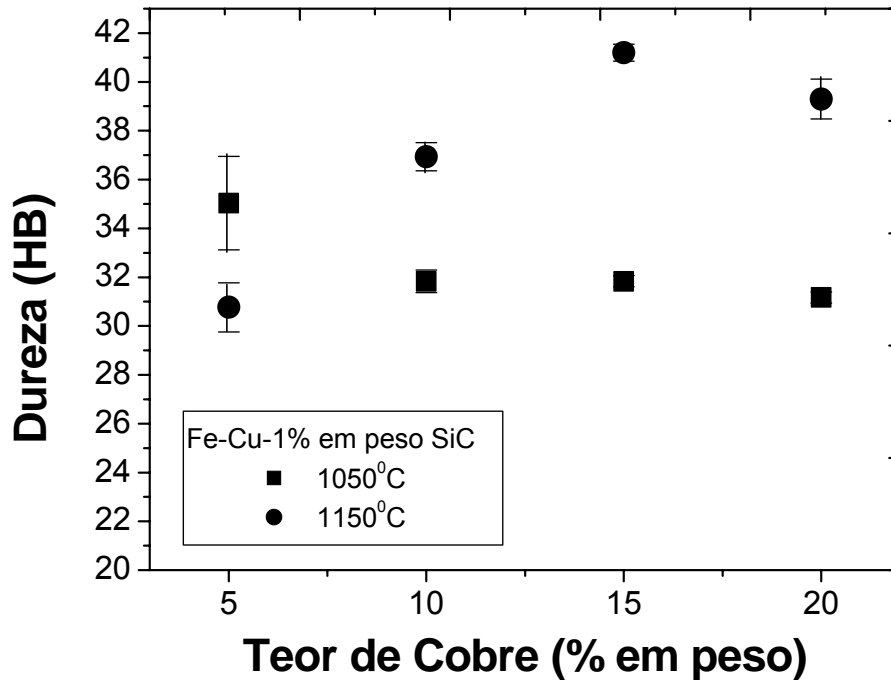


Figura 4.33 – Valores de dureza (HB) para o sistema Fe-(5-10-15-20)%pCu-1%pSiC sinterizado nas temperaturas de 1050 e 1150°C/25 minutos.

Analisando os dados de dureza (HB) obtidos no presente trabalho, pode ser observado que para a mistura Fe-5%pCu (menor teor de cobre estudado) foi encontrado um valor de 35 HB. Considerando uma porosidade de aproximadamente 25% e, usando a regra da alavanca temos:

$$HB_{Fe-5\% pCu} = (HB_{Fe} \times 0,95) + (HB_{Cu} \times 0,05) = (45 \times 0,95) + (18,8 \times 0,05)$$

$$HB_{Fe-5\% pCu} = 43,7 \times 0,25(\text{poros})$$

$$HB_{Fe-5\% pCu} = 32,8HB$$

De maneira análoga, para mistura com 20%pCu, foi obtido um valor de dureza de 33 HB, e desta forma novamente temos:

$$HB_{Fe-20\% pCu} = (HB_{Fe} \times 0,8) + (HB_{Cu} \times 0,2) = (45 \times 0,8) + (18,8 \times 0,2)$$

$$HB_{Fe-20\% pCu} = 39,8 \times 0,25(\text{poros})$$

$$HB_{Fe-20\% pCu} = 29,8HB$$

Como dito no capítulo 2, a formação de solução sólida promove o aumento de algumas propriedades mecânicas, como a dureza. Analisando esses valores de dureza encontrados (considerando a porosidade) e, observando os dados da tabela 4.6, pode-se afirmar que o ganho de 50 a 60% em propriedade mecânica depende fundamentalmente do teor de cobre em ferro. Nesta pesquisa, o teor máximo de cobre em ferro estudado é de apenas 20% em peso e, os dados mostram claramente que a quantidade de solução sólida formada foi pequena, razoável para gerar um ganho significativo em dureza. Isso pode ser perfeitamente confirmado, pelas microestruturas dos sinterizados, que ilustram bem a pouca, e até quase nenhuma formação de solução sólida.

Tabela 4.6 – Valores de dureza (HB) de alguns metais comerciais puros [Flinn and Trojan, 1975].

	Fe	Cu	Al	Ni
Dureza (HB)	45	18,8	14,3	67,5

#### 4.5 – O Desgaste Por Abrasão

Como dito no capítulo anterior, os ensaios de desgaste foram feitos em abrasímetro utilizando um disco de mármore e uma carga vertical de 2 Kgf. Esses ensaios foram feitos primeiramente com o ligante metálico a fim de avaliar a resistência à abrasão das amostras, para assim definir a melhor mistura ligante para o compósito diamantado.

##### 4.5.1 – A Perda de Massa Após Abrasão

As figuras 4.34 e 4.35 mostram a perda de massa para o sistema Fe-Cu e Fe-Cu-1%pSiC respectivamente, para as diferentes estequiometrias apresentadas. As curvas representam as medidas de perda de massa em função do teor de cobre para as temperaturas de sinterização de 1050 e 1150°C, para um tempo de 25 minutos.

Para o sistema Fe-Cu pode-se notar que há uma tendência de similaridade dos valores de perda de massa para ambas as temperaturas de sinterização, e isso pode ser melhor notado se considerarmos o desvio padrão em todos os pontos das curvas,

indicando que o teor de cobre não altera marcadamente a resistência à abrasão do sistema Fe-Cu. Analisando a figura 4.35, pode ser observado que há uma diferença considerável nos valores obtidos, quando se considera as duas temperaturas de sinterização. Há uma perda de massa um pouco mais elevada no teor de 20% em peso de cobre, o que pode ser atribuído ao fato de ter ocorrido maiores inchaços para as amostras com maiores teores de cobre – levando a maiores quantias de porosidade, o que reduz a resistência à abrasão da ferramenta. Para ambos os sistemas, a temperatura de 1150°C promoveu menores perdas de massa, o que classifica essa temperatura como a ideal, para a presente pesquisa.

Comparando as figuras 4.34 e 4.35, conclui-se que o sistema Fe-Cu-SiC apresenta um valor de perda de massa da ordem da metade em relação ao sistema Fe-Cu. Isso indica uma resistência à abrasão mais elevada para o sistema Fe-Cu-SiC. Tal fato é atribuído à presença do carbeto de silício (SiC) na mistura ligante e, como observado na seção 4.4, também proporciona um ganho de aproximadamente 14% em dureza à matriz ligante.

Diante dos resultados até o momento obtidos, verifica-se que: 1) o emprego da temperatura de 1150°C promove sinterização mais efetiva nos sistemas estudados; 2) teores de cobre mais elevados promovem maior dureza nos sistemas; 3) uso de carbeto de silício (SiC) aumenta a dureza e a resistência à abrasão. Entretanto, para definir o teor ideal de cobre na ferramenta, deve-se estudar a resistência à abrasão dos sistemas sinterizados, com adição de diamantes.

A curva da figura 4.36 representa os resultados obtidos de perda de massa para o compósito diamantado Fe-Cu-SiC-Diamante sinterizado a 1150°C. Analisando a figura, percebe-se que há uma perda de massa relativamente pequena (<1%) para todas as misturas ligantes em seus diferentes teores de cobre, e pode ser também identificado um valor bem menor (metade) de perda de massa para a mistura com teor de 20% em peso de cobre, o que sugere resistência à abrasão superior para tal estequiometria, justificando a escolha de desta para o compósito diamantado.

Vale também observar que, apesar da figura 4.35 afirmar que teores elevados de cobre reduzem a resistência à abrasão no sistema Fe-Cu-SiC, isto não é verdadeiro para o sistema Fe-Cu-SiC-Diamante, pois o mecanismo dominante na resistência à abrasão neste último é a capacidade de corte de diamante, proteção da matriz pelo

diamante (faces de corte expostas), e teores de cobre em ferro mais elevados promovem ganho em aderência com os diamantes – aumentando a resistência à abrasão.

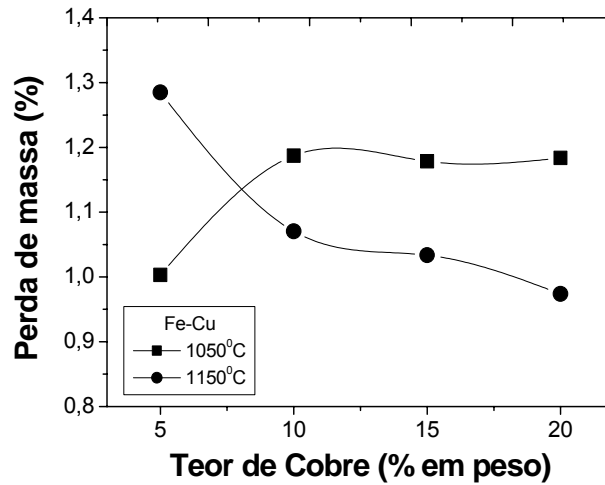


Figura 4.34 – Perda de massa após abrasão para o sistema Fe-Cu nas duas temperaturas de sinterização.

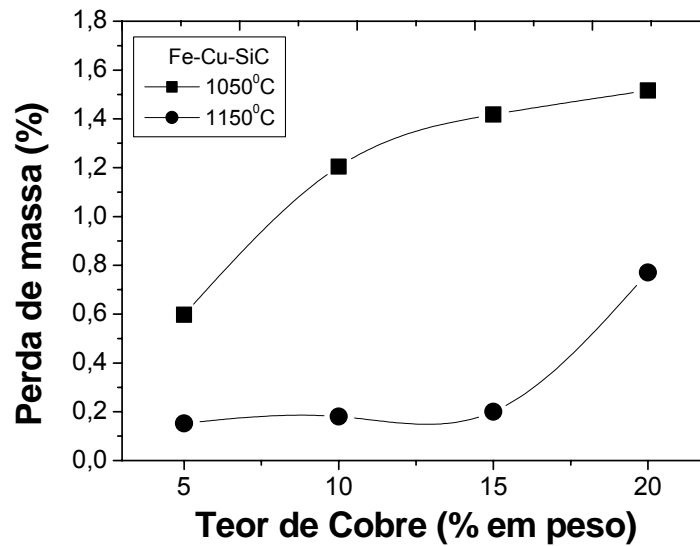


Figura 4.35 – Perda de massa após abrasão para o sistema Fe-Cu-SiC nas duas temperaturas de sinterização.

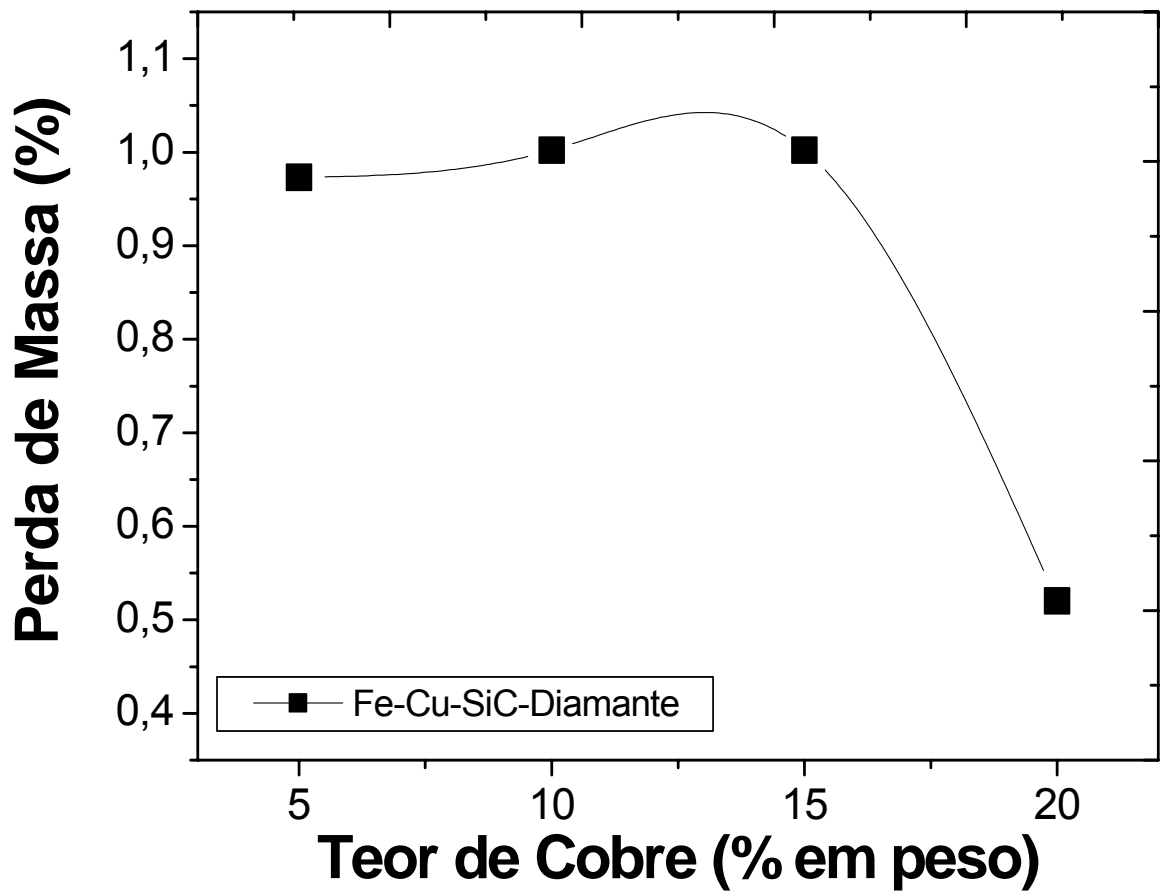


Figura 4.36 – Perda de massa após abrasão para o composto diamantado Fe-Cu-SiC-Diamante sinterizado a 1150°C/25 minutos.

#### 4.5.2 – Análise Microestrutural do Compósito Diamantado Após Teste de Abrasão

As figuras que serão apresentadas abaixo mostram os cristais de diamante em matriz ligante de Fe-20%pCu-1%SiC após ensaio de abrasão, via metodologia e condições ora explanados.

Da figura 4.37 e 4.38 pode-se perceber que houve clivagem de alguns cristais de diamantes (vide seta). Este fato é atribuído à elevada força de impacto (na zona de corte) durante a operação de corte em razão desses cristais apresentarem uma maior altura de protrusão (altura exposta do diamante). A presença de um “pull out” ou destacamento (vide seta e círculo) pode ser identificada na parte inferior e na lateral direita da micrografia da figura 4.37. Isso é um comportamento esperado ou normal quando temos, como neste caso, cristais vizinhos conectados, o que diminui em grande parte a área de contato com a matriz ligante, enfraquecendo assim a aderência.

O “pull out” é um modo de falha da ferramenta diamantada e conseqüentemente interfere e compromete a sua vida útil, como mostrado na figura 4.39 (vide seta e círculo). Outro fator importante a ser ressaltado é o desgaste da matriz ligante por abrasão, o qual é um fato de extrema importância, pois elimina os cristais desgastados e descobre os cristais mais internos, surgindo novos pontos de corte. Na figura 4.38, que é uma porção da figura 4.37 em maior magnificação, é visto uma boa distribuição dos diamantes, bem como o desgaste da matriz por abrasão e como conseqüência, novas faces de corte de diamante que estavam no “bulk” surgem. Aí há também a presença de alguns resíduos de mármore arrancados durante a operação de corte sobre o ligante. Pode-se também observar que a distância média entre os cristais de diamante é de 250  $\mu\text{m}$ , ou seja, 2/3 do tamanho médio dos cristais, o que é positivo para a ancoragem dos diamantes pela matriz. Trabalhos futuros deverão ser conduzidos no sentido de definir qual o melhor espaçamento entre os diamantes.

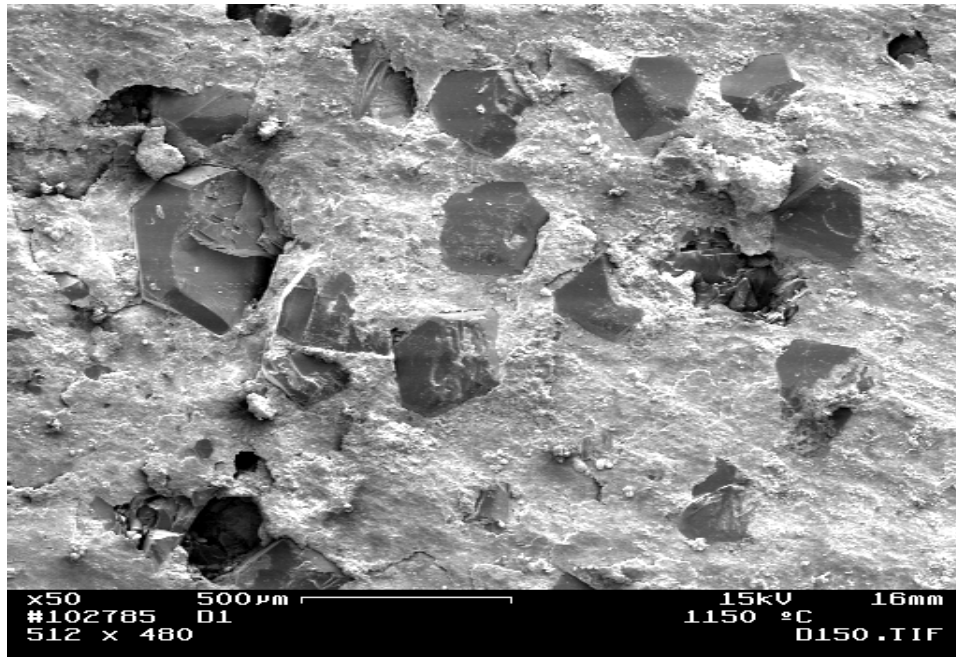


Figura 4.37 – Distribuição dos cristais de diamante na matriz ligante de Fe-20%pCu-1%pSiC após abrasão.

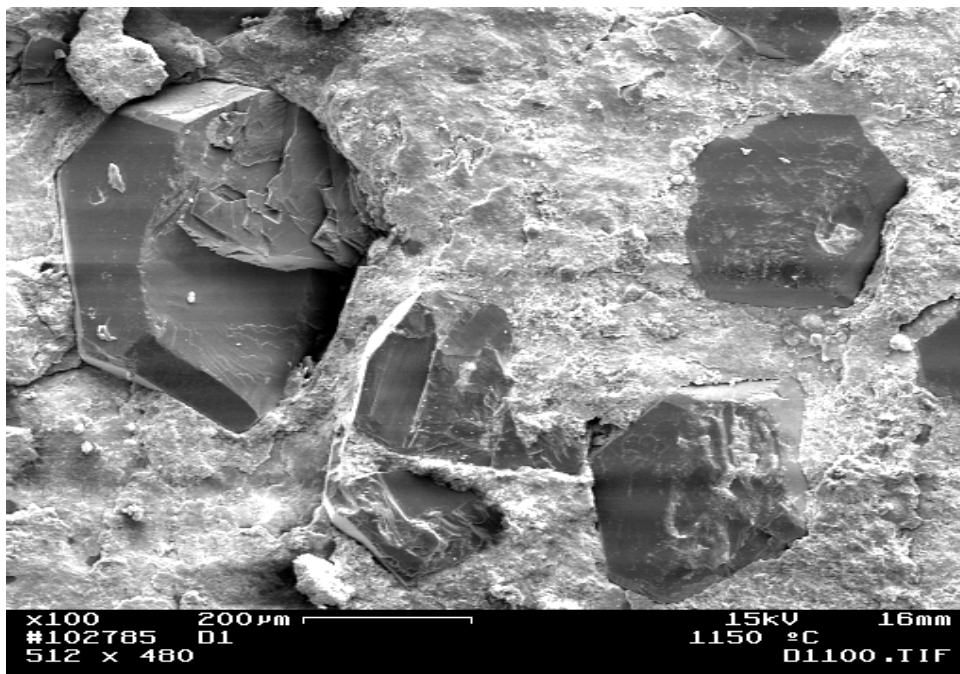


Figura 4.38 – Clivagem por impacto do cristal de diamante após abrasão.



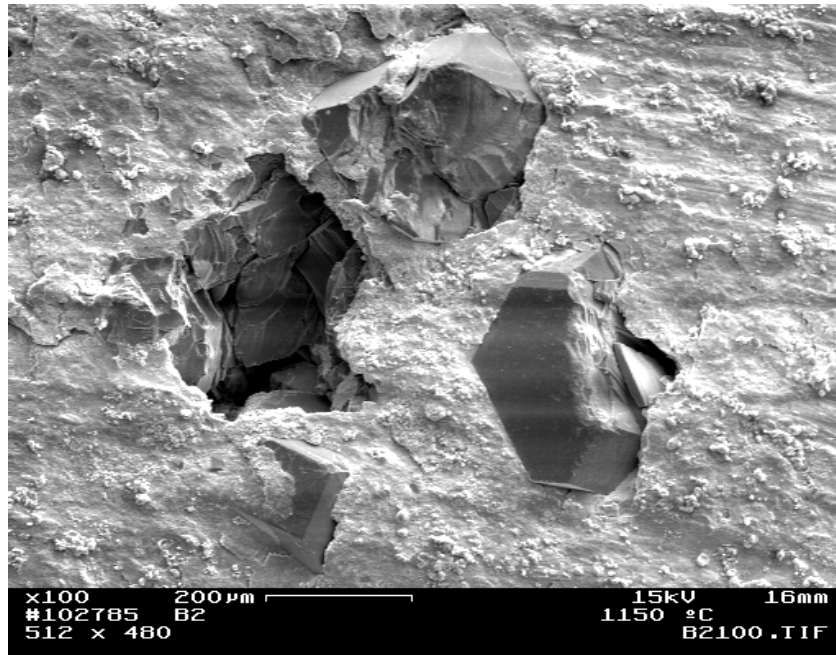


Figura 4.39 – Micrografia mostrando o “pull out” de um cristal de diamante após abrasão.

A figura 4.40 mostra claramente o desgaste frágil ou a “quebra” de um monocristal de diamante encravado numa matriz ligante devido à elevada força de impacto durante a operação de corte. Não é comum a ocorrência desse fato durante operações de corte nas pedreiras, pois estes ensaios foram feitos em abrasímetro modificado utilizando um disco de granito, onde as condições de corte são extremamente mais severas, no qual há uma elevada carga vertical aplicada sobre as amostras, bem como uma irregularidade significativa na superfície do disco de granito, gerando maiores impactos durante a operação de corte, promovendo o desgaste frágil do diamante. Esse comportamento afeta negativamente a vida da ferramenta. Entretanto, uma das setas mostra um cristal “novo”, surgindo do “bulk”, para dar continuidade ao corte.

Pode ser observado na figura 4.41 que todos os cristais ou pontos de corte estão bem ancorados pela matriz ligante. Há uma degradação por abrasão dos cristais da parte superior e inferior da figura, pelo fato de possuírem uma maior altura de protusão, e essa degradação tende a planificar os cristais. Na figura 4.42 observa-se a fase inicial da degradação de um monocristal de diamante da figura 4.41, em maior magnificação.

Pode-se também identificar aí a presença de resíduos de granito provenientes da ação de corte.

Uma ótima interação matriz/diamante também pode ser claramente notado na figura 4.41, onde há uma distribuição uniforme dos diamantes com uma distância média de aproximadamente  $250\mu\text{m}$ , que é um fator positivo para se atingir um desempenho ótimo da ferramenta de corte – em plena concordância com Przklenk (1993) e Filgueira (2000), conforme discutido antes.

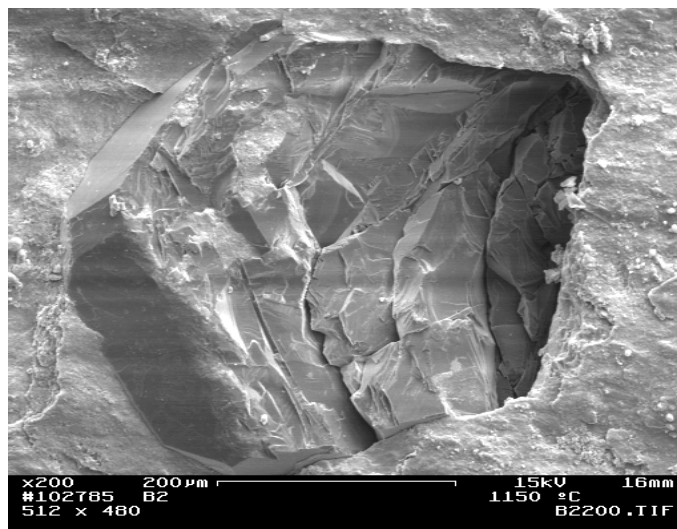


Figura 4.40 – Desgaste frágil de um monocristal de diamante após abrasão.

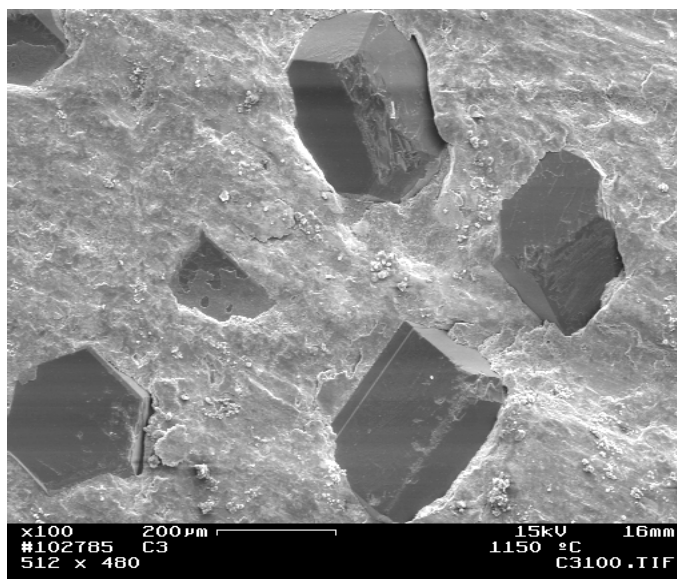


Figura 4.41 – Distribuição e ancoragem dos cristais de diamante pela matriz ligante.

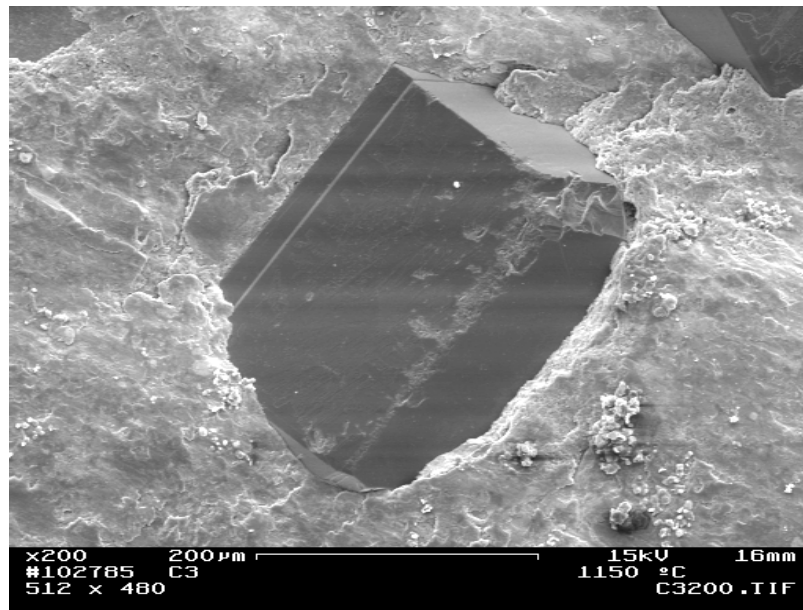


Figura 4.42 – Início da degradação de um monocristal de diamante após abrasão.

Inicialmente observa-se, via figura 4.37, que a matriz metálica sofreu a abrasão, e que com isto as faces cortantes dos primeiros diamantes ficaram expostos na superfície das amostras. Sendo que alguns diamantes apresentavam altura de protrusão maior que outros, o que é altamente benéfico para o desempenho e tempo de vida da ferramenta. Em seguida, estes diamantes de maior exposição (altura de protrusão), os quais apresentaram, notoriamente, maior trabalho de corte, começaram a clivar, ou trincar.

Aqueles diamantes de faces expostas com altura de protrusão menor também propiciaram o corte, entretanto o dano sofrido pelos mesmos foi substancialmente menor, conforme ilustra a figura 4.42 – cristal com início de dano. Com o decorrer do corte, aqueles cristais mais danificados (maior altura de protrusão) são liberados da matriz (pull-out) – vide círculos nas figuras 4.37 e 4.39, e ao mesmo tempo novas faces cortantes de cristais que estavam no “bulk” da ferramenta surgem, e continuam o processo – vide setas nas figuras 4.39 e 4.41, pois o processo de desgaste da matriz metálica é contínuo, até o fim da vida da ferramenta.

Isto está em pleno acordo com o já discutido no capítulo 2, seção 2.7.1, em confronto com a explanação da figura 2.15, do mecanismo de desgaste proposto por Wright e Wapler (1986) e explicado por Davis et al. (1996).

#### 4.6 – Estudo da Aderência

A aderência ou grau de retenção do cristal de diamante pela matriz ligante é uma questão de extrema importância para uma ferramenta diamantada, pois está diretamente ligada com a eficiência do corte, bem como com o desempenho e tempo de vida da ferramenta.

Como dito no capítulo 2, segundo Lowel e Shields (1984) a aderência pode ser analisada em função do ângulo de molhabilidade, que é dado pelo ângulo de contato nulo entre os dois materiais. Isso pode ser melhor entendido através das figuras 4.43 e 4.44, onde o ligante (região clara) tende a acomodar-se, ou “molhar” a superfície do cristal de diamante. Apesar das figuras 4.43 e 4.44 terem sido obtidas em vista de topo, e não lateral, dá ter visão da adesão, e um indicativo de uma boa molhabilidade, sugerindo um ângulo de contato pequeno.

A questão da aderência também é discutida e analisada na seção 4.7, a qual são mostradas algumas micrografias que mostram claramente a interação matriz/diamante após ensaio de compressão.

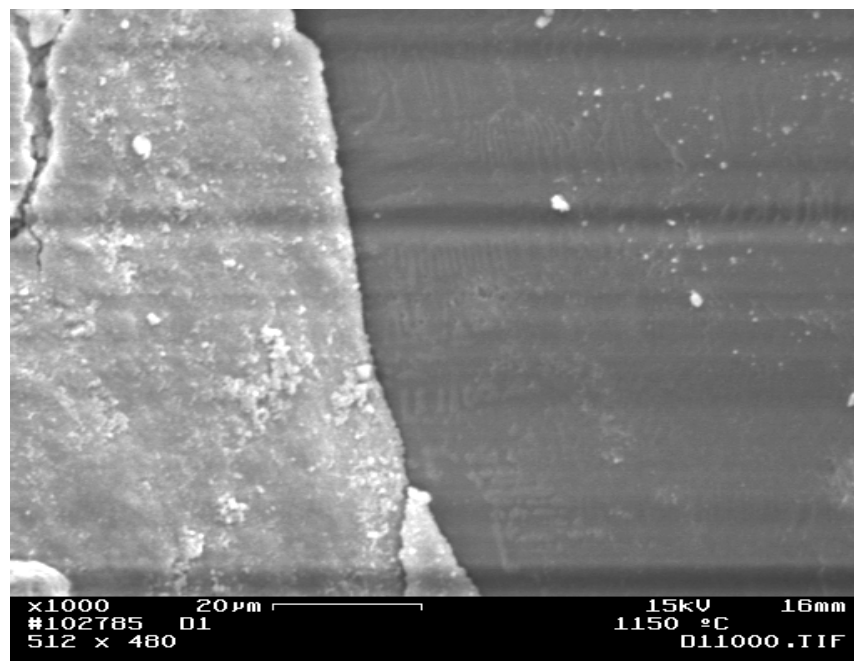


Figura 4.43 – Micrografia mostrando a ótima molhabilidade no ligante sobre o diamante, indicando boa retenção do cristal.

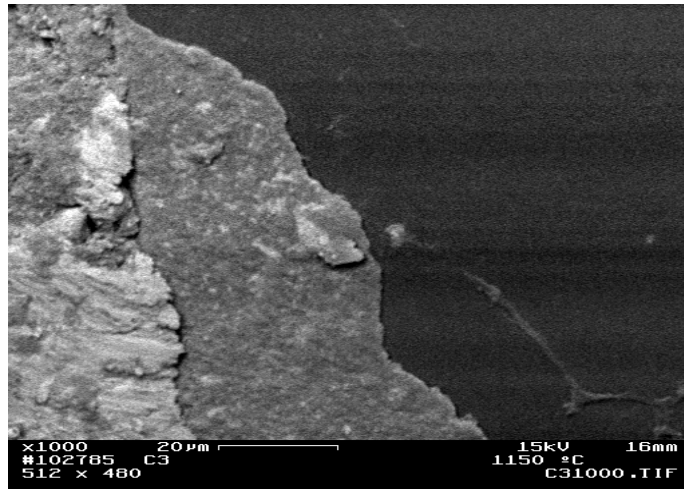


Figura 4.44 – Ângulo praticamente nulo entre o ligante (região clara) e o diamante (região escura) mostrando boa aderência.

A figura 4.45 mostra os cristais de diamante encravados numa matriz ligante de Fe-20%pCu-1%pSiC após ensaio de abrasão em disco de granito sob uma carga de 2 Kgf durante 60 segundos. Pode ser claramente observado que há uma forte ancoragem dos cristais de diamante pela matriz de Fe-Cu-SiC, no qual há uma tendência de acomodação do ligante nas faces dos cristais de diamante. Outro dado importante a ressaltar é a inexistência de “gap” de separação entre o ligante e o diamante, o que sugere um ótimo trabalho de acomodação e retenção dos cristais.

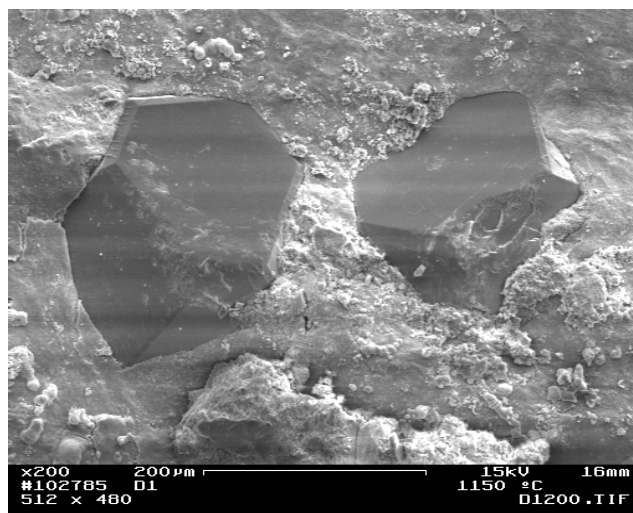


Figura 4.45 – Micrografia mostrando cristais de diamantes encravados numa matriz de Fe-20%pCu-1%pSiC após abrasão.

O estudo da molhabilidade, pode ser melhor entendido através dos princípios de solidificação dos materiais, pois estes num certo estágio de seu processamento, podem estar no estado líquido. Segundo Askeland ( ), durante a solidificação, o arranjo atômico muda para melhor, de uma ordem de curto alcance para uma ordem de longo alcance, ou estrutura cristalina. A solidificação requer duas etapas: nucleação e crescimento.

A nucleação ocorre quando uma pequena porção do sólido se forma a partir do líquido, como pode ser visto pela figura 4.46 abaixo:

Figura 4.46 – Uma interface é criada quando um sólido se forma a partir do líquido [Askeland, ( )].

A variação da energia livre do sistema, pode ser definida de acordo com a equação 16 abaixo:

$$\Delta F = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta F_V + 4\pi r^2 \sigma \quad (\text{eq. 16})$$

Onde,  $\Delta F_V = F_S - F_L$  (diferença da energia livre de Helmholtz entre a fase sólida e a fase líquida), e  $\sigma$  é a energia livre da interface líquido – sólido.

A figura 4.47, mostra a energia livre total do sistema líquido – sólido, que varia de acordo com a quantidade de sólido. Neste senso, o sólido é um embrião se o seu raio é menor que o raio crítico, ou seja, o embrião sólido refunde e o líquido se mantém e, caso contrário, se o raio é maior que o raio crítico, neste caso o núcleo sólido é estável e cresce formando partícula sólida.

Figura 4.47 – Energia livre total do sistema líquido – sólido, que varia com a quantidade de sólido [Askeland, ( )].

A nucleação pode ser homogênea (difícil de acontecer) ou heterogênea. Na nucleação homogênea a superfusão  $\Delta T$  (diferença entre a temperatura de solidificação de equilíbrio e a temperatura real do líquido) é suficientemente grande para formar núcleos estáveis, e depende de dois fatores: 1º) Átomos se agrupam para formar embriões grandes, 2º) diferenças de energia livre entre líquidos e sólidos reduzem o tamanho crítico dos núcleos. É válido ressaltar a importância do raio crítico para os fenômenos ora descritos e, neste senso, ele pode ser definido através da equação 17 de acordo com os diversos parâmetros abaixo:

Aqui temos as seguintes equações:

$$\Delta T = T - T_f, \quad H_s - H_l = L \quad \text{e} \quad S_s - S_l = \Delta S = \frac{L}{T_f}$$

Onde H é a entalpia, S a entropia e L o calor latente de solidificação. De  $\Delta F_v$  vem:

$$\Delta F_v = F_s - F_l = (H_s - H_l) - T(S_s - S_l) = L - T \frac{L}{T_f} = L \left(1 - \frac{T}{T_f}\right) = -L \frac{\Delta T}{T_f}$$

$$\Delta F = -\frac{4}{3}\pi r^3 L \frac{\Delta T}{T_f} + 4\pi r^2 \sigma, \quad \text{e fazendo } \frac{\partial F}{\partial r} \text{ obtemos:}$$

$$\left(\frac{\partial F}{\partial r}\right)_{r=r_c} = 0 = -4\pi r^2 L \frac{\Delta T}{T_f} + 8\pi r \sigma$$

$$r_c = \frac{2\sigma T_f}{L\Delta T} \quad (\text{eq. 17})$$

A nucleação heterogênea é aquela que acontece na prática em contato com as impurezas ou nas superfícies. Menor superfusão  $\Delta T$  e poucos átomos no agrupamento. Isso também pode ser entendido através da figura 4.48.

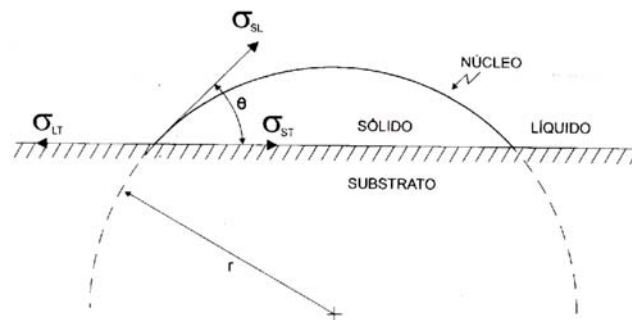


Figura 4.48 – Calota esférica de sólido formada sobre um substrato plano na nucleação heterogênea [Askeland, ( )].

A equação 18 mostra que a diferença entre a energia superficial líquido – substrato e a energia superficial sólido – substrato, é correspondente à diferença entre a energia superficial sólido – líquido e o ângulo de molhamento  $\theta$  (afinidade físico-química embrião – substrato ).

$$\sigma_{LT} - \sigma_{ST} = \sigma_{SL} - \cos\theta \quad (\text{eq. 18})$$

Aqui temos:

$$\Delta F = S_{SL} \sigma_{SL} + S_{ST} (\sigma_{ST} - \sigma_{LT}) + V \Delta F_V$$

onde:

$S_{SL}$  = superfície sólido – líquido, que é igual a  $2\pi r^2 (1 - \cos\theta)$

$S_{ST}$  = superfície sólido – substrato, que é igual a  $\pi r^2 (1 - \cos^2\theta)$

$V$  = volume da calota esférica, igual a  $\frac{\pi r^3}{3} (2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta)$

$\Delta F_V$  = variação da energia livre/umidade de volume, igual a  $L \frac{\Delta T}{T_f}$



Agora fazendo  $\frac{\partial F}{\partial r}$ , obtemos o raio crítico novamente:

$$\left(\frac{\partial F}{\partial r}\right)_{r=r_c} = 0 = 4\pi r(1 - \cos\theta)\sigma_{SL} - 2\pi r(1 - \cos^2\theta)\sigma_{SL} \cos\theta + \pi r^2(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta)L\frac{\Delta T}{T_f} =$$

$$= 2\pi r\sigma_{SL}(2 - 2\cos\theta - \cos\theta + \cos^3\theta) + \pi r^2(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta)L\frac{\Delta T}{T_f}$$

$$r_c = \frac{2\sigma_{SL}T_f}{L\Delta T}, \text{ que é idêntica a equação 17.}$$

Após a nucleação, para o crescimento é necessário ser retirado o calor específico e o calor latente de fusão. O crescimento pode ser planar ou dendrítico. Para o crescimento planar, o fluxo de calor do líquido dissipa através do sólido. A Protuberância de sólido é circundada por líquido e paralisa seu crescimento resultando em crescimento planar, como pode ser visto na figura 4.49.

Figura 4.49 – Quando a temperatura do líquido está acima da temperatura de resfriamento, uma protuberância na interface líquido – sólido não crescerá, conduzindo à manutenção de uma interface planar. O calor latente é removido da interface através do sólido [Askeland, ( )].

No crescimento dendrítico, quando a nucleação é pobre o líquido superfunde e a protuberância cresce trocando calor com o líquido. Dentritas secundárias e terciárias crescem visando facilitar a troca de calor. O crescimento dendrítico pára quando a

temperatura do líquido super fundido se iguala ao da temperatura de fusão. A fração de dentritas é pequena  $f = (C\Delta T) / \Delta H_f$ , onde o numerador representa o calor absorvido pelo líquido e o denominador é o calor latente fornecido pelo sólido. O crescimento dentrítico pode ser também visto através da figura 4.50.

Figura 4.50 – (a) Se o líquido é super fundido, uma protuberância na interface líquido – sólido pode crescer rapidamente como um dentrito. O calor latente de fusão é removido por elevação da temperatura do líquido menor que a temperatura de resfriamento. (b) micrografia dos dentritos no aço [Askeland, ( )].

#### 4.7 – Testes de Compressão e Comentários Sobre a Aderência Matriz/Diamante

Os resultados obtidos em função dos ensaios de compressão para o compósito diamantado Fe-20%pCu-1%pSiC-Diamante sinterizado a 1150° C/25 minutos, são apresentados e analisados através das micrografias provenientes de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).

Nas figuras 4.51 a 4.54 pode ser observada uma boa distribuição dos cristais de diamante na matriz ligante. De uma maneira geral há alguns danos na matriz e cristais de diamante interconectados, o que não é um fato comum e sim uma consequência da carga aplicada durante o ensaio de compressão. Pode ser identificado na figura 4.53 a

presença de um material de cor mais clara sobre o ligante e entre os cristais de diamantes, o qual são resíduos.

Pode-se perceber que, apesar das condições agressivas do ensaio de compressão, os cristais de diamante ainda se mantêm fixos pela matriz de Fe-Cu-SiC e não sofreram nenhum dano erosivo ou qualquer alteração na sua forma geométrica cubo-octaedral, como pode ser visto na figura 4.51. Em face desses dados é oportuno ressaltar a alta qualidade dos diamantes utilizados neste trabalho, no qual possuem elevada tenacidade e resistência ao impacto em relação aos outros diamantes comumente utilizados, o que é fundamental para alcançar os resultados esperados.

Na figura 4.54 também pode-se observar que ocorreu uma distribuição insatisfatória dos diamantes no compósito, oriunda da mistura manual prévia. Para resolver este problema, se faz necessário o uso de um misturador epicicloidial triaxial.

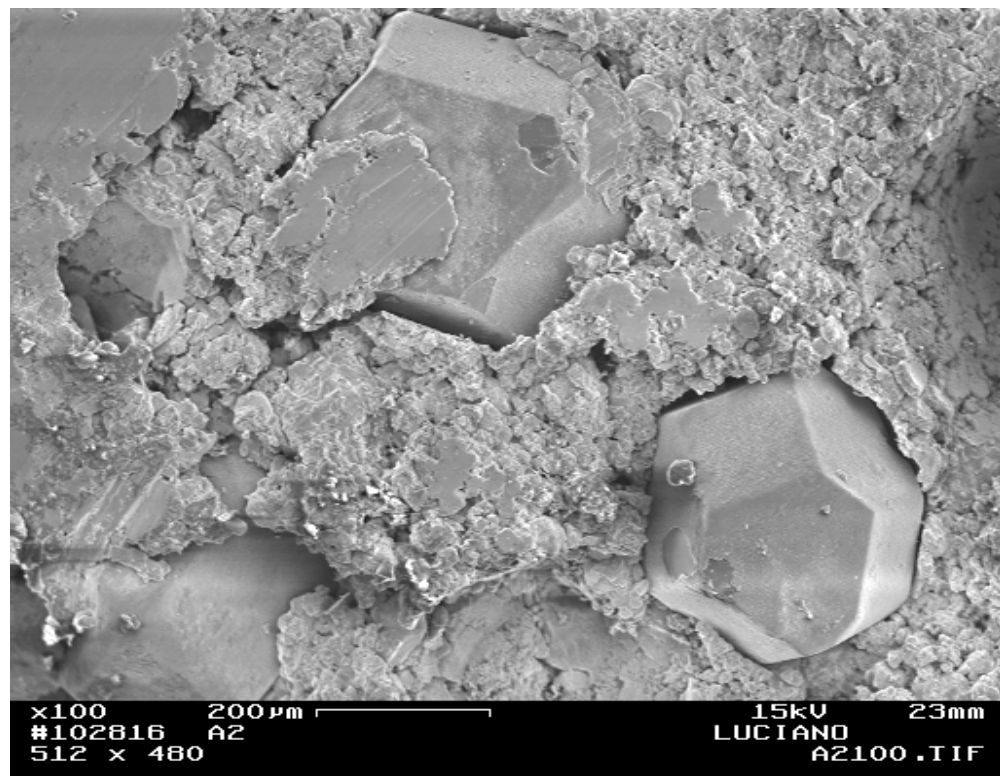


Figura 4.51 – Cristais de diamante em matriz ferrítica (5%pCu) após compressão.

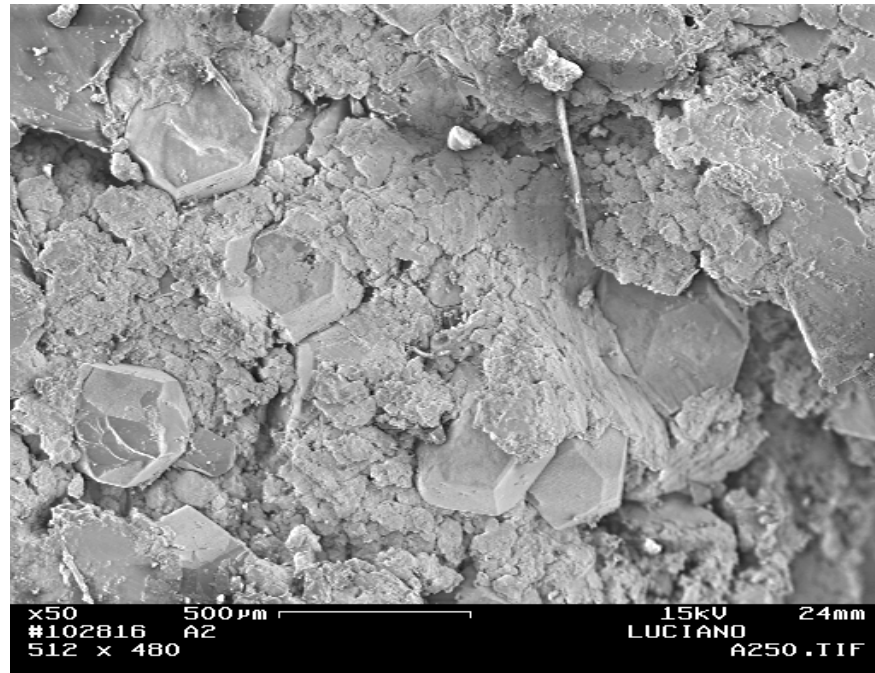


Figura 4.52 – Micrografia mostrando o compósito diamantado Fe-5%pCu-1%pSiC-  
Diamante após compressão.

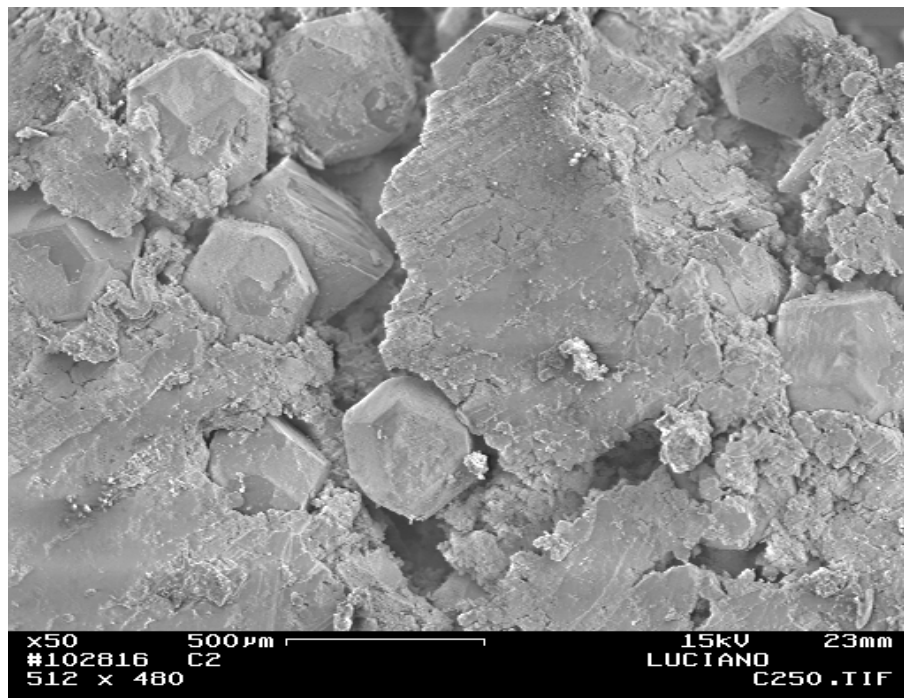


Figura 4.53 – Micrografia mostrando o compósito diamantado Fe-15%pCu-  
1%pSiC-Diamante após compressão.

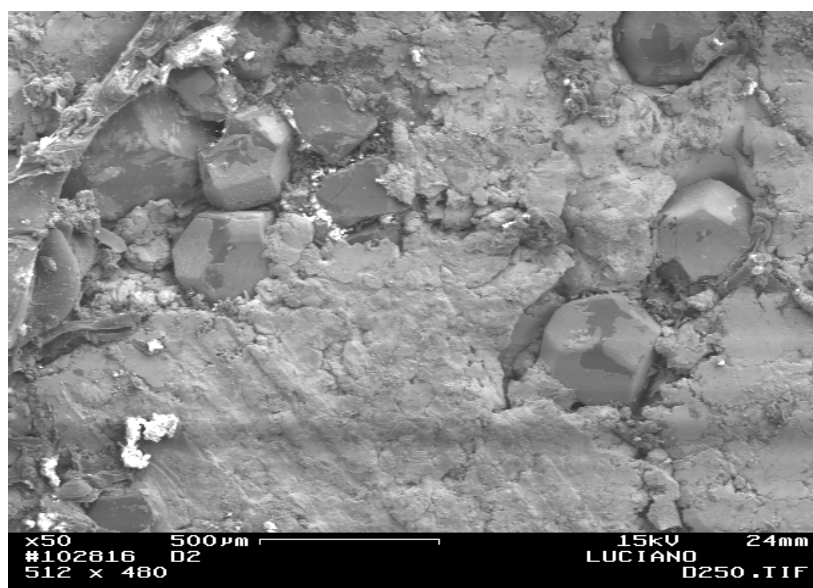


Figura 4.54 – Micrografia mostrando o compósito diamantado Fe-20%pCu-1%pSiC-Diamante após compressão.

Nas figuras 4.55 e 4.56, pode ser notada a presença de resíduos do ligante (Fe-Cu-SiC) “agarrados” ou encravados sobre a superfície do cristal de diamante, o que indica uma ótima retenção (amarração) do diamante pela matriz. Parte desta retenção deve-se à escolha correta da matriz ligante, e a outra parte ao uso de diamantes com a cobertura adequada ao tipo de matriz.

Existem alguns métodos que possibilitam otimizar a retenção, mas segundo Webb (2000), revestir cristais de diamante com uma camada fina de metal ou cerâmica pode ser uma ótima opção (vide capítulo 2). Cabe aí ressaltar a importância das características de revestimento dos cristais para os problemas relacionados à retenção, pois os diamantes utilizados neste trabalho são inteiramente revestidos com Carbetos de Silício (SiC) e Níquel (Ni). Esses revestimentos não só adicionam textura rugosa à superfície plana e lisa do diamante, como também reagem quimicamente com os elementos dos quais a matriz é composta (Fe-Cu-SiC), formando compostos ou fases, tornando mais forte a adesão do diamante pela matriz. Vale ressaltar aí que sem a presença desses revestimentos e mediante aquecimento, a matriz ferrítica reagiria com o carbono da superfície do cristal de diamante, formando carbetos de ferro ou cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), o que comprometeria fortemente a retenção do cristal pela matriz e promoveria a grafitização dos diamantes (transformação diamante-grafite). Isso pode ser

perfeitamente observado na figura 4.57 (a), que mostra uma forte reação química entre a matriz ligante e o cristal de diamante sem cobertura, onde se observa que não há mais praticamente nenhuma aderência matriz/diamante, que é uma consequência dessa reação, e deterioração da estrutura do diamante. A figura 4.57 (b) mostra um cristal de diamante com cobertura carbeto de silício (SiC) muito bem ancorado pela matriz ligante. Aí não se verifica a presença de reação química entre o ligante e o diamante, pois essa cobertura não só protege o cristal como também reage quimicamente com o ligante proporcionando ótima retenção ou amarração do cristal por parte da matriz ligante. Pode ser claramente visto que o ligante se acomoda nas superfícies do cristal e não há “gap” de separação entre este e o ligante, o que sugere uma ótima retenção.

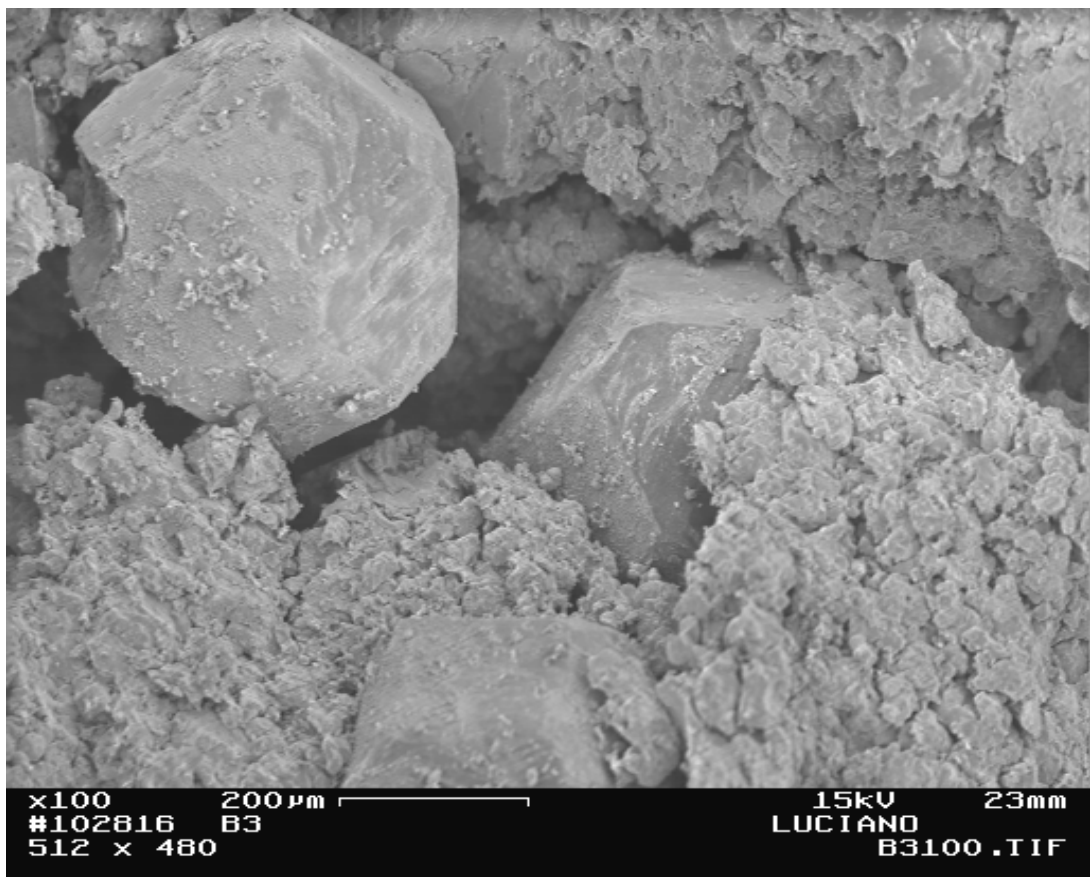


Figura 4.55 – Resíduos de ligante “encravados” na superfície do cristal de diamante após compressão.

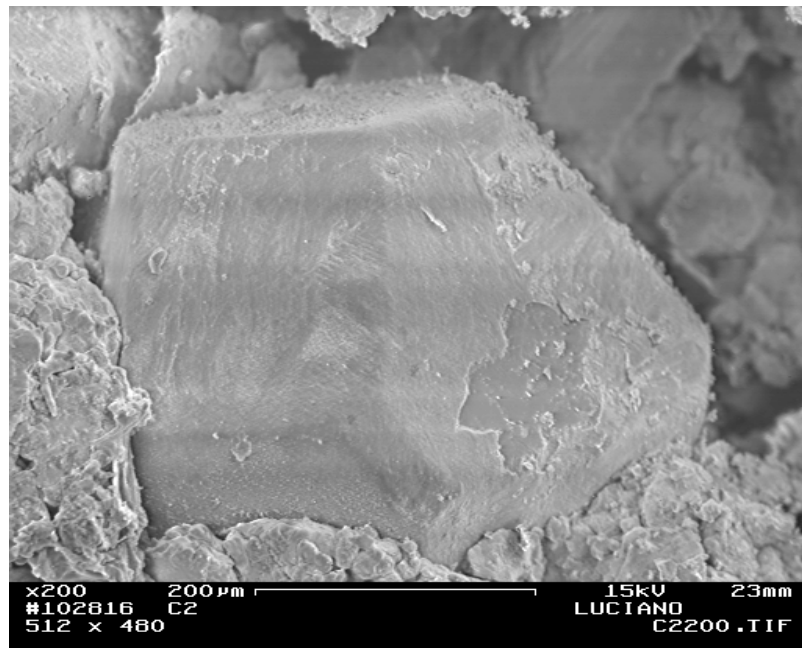
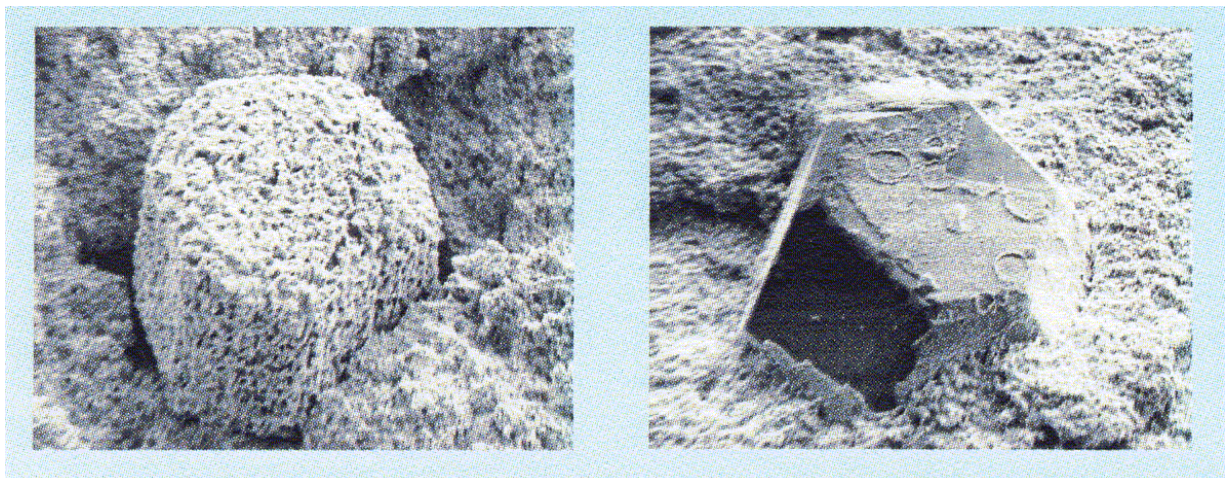


Figura 4.56 – Monocristal de diamante após compressão.



(a)

(b)

Figura 4.57 – Micrografia (a) mostrando a reação do ligante com o cristal de diamante sem cobertura, e (b) ótima retenção do cristal de diamante coberto com carbetto de silício (SiC).

O grau ótimo de retenção alcançado com esses diamantes, justificando a influência desses revestimentos (SiC e Ni), pode ser melhor observado nas figuras 4.58 e 4.59. Na figura 4.58 pode-se claramente identificar através do contraste na face

superior do cristal o filme de carbeto de silício e níquel revestindo a superfície lisa e plana do diamante. Outro dado importante é a boa acomodação do cristal oferecida pela matriz ligante, sendo fácil observar que esta acomoda na parte traseira do cristal, formando uma “cola” que retém ou amarra o diamante, evitando a falha prematura ou o “pull out” do cristal, que é a parte responsável pelo corte.

No material sinterizado, quase não há gap de separação diamante-matriz, conforme pode ser visto na figura 4.41 (mesmo durante ensaio de abrasão). O ensaio de compressão diametral destrói grande parte da estrutura formada na sinterização, gerando as separações observadas nas figuras 4.58 – 4.60.

Da figura 4.59 se observa que, mesmo após as condições agressivas do ensaio de compressão, o cristal ainda continua bem amarrado e retido pelo ligante, o que sugere novamente um elevado grau de aderência matriz/diamante. A figura 4.60 mostra que o cristal de diamante não apresenta nenhum defeito ou alteração em suas dimensões originais. É mais uma vez oportuno ressaltar a importância desses revestimentos para o sistema, pois, como dito anteriormente, sem estes a matriz ferrítica fatalmente causaria uma degradação da superfície plana e lisa do diamante, já que é sabido que o ferro é muito ávido por carbono e é o elemento majoritário na referida mistura ligante. Este resultado é de enorme significado, pois o “drama” da impossibilidade do uso de ligas ferrosas como matriz ligante para o diamante foi resolvido, via emprego de uma cobertura adequada, protetora dos diamantes e promotora de aderência.

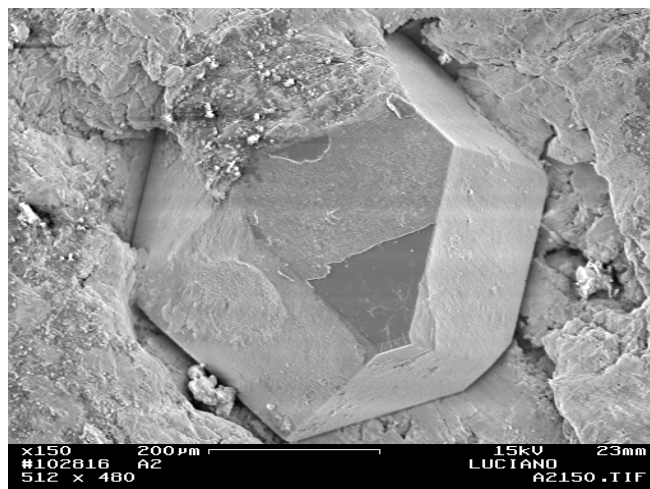


Figura 4.58 – Monocristal de diamante numa matriz de Fe-Cu-SiC após compressão.



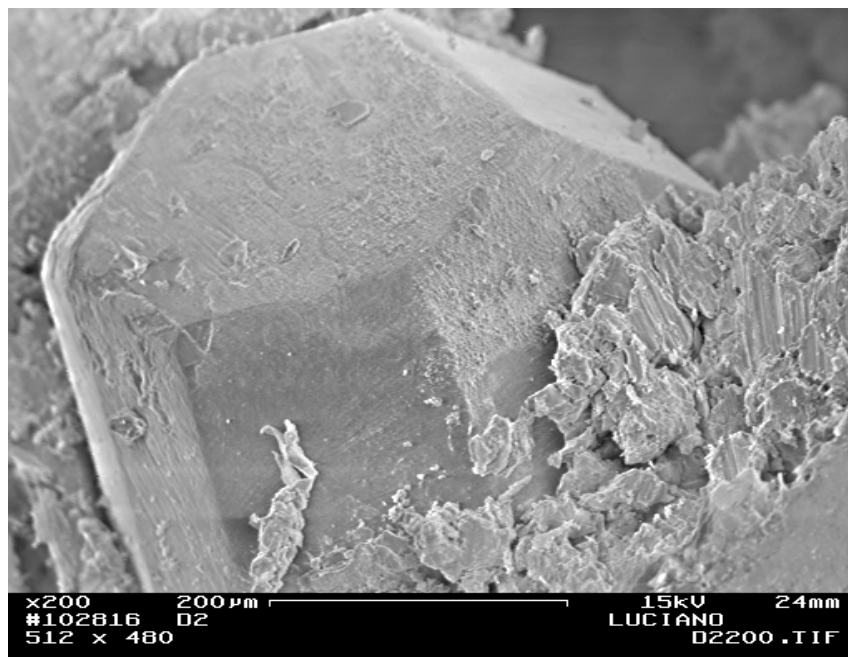


Figura 4.59 – Micrografia mostrando boa acomodação do cristal de diamante após compressão.

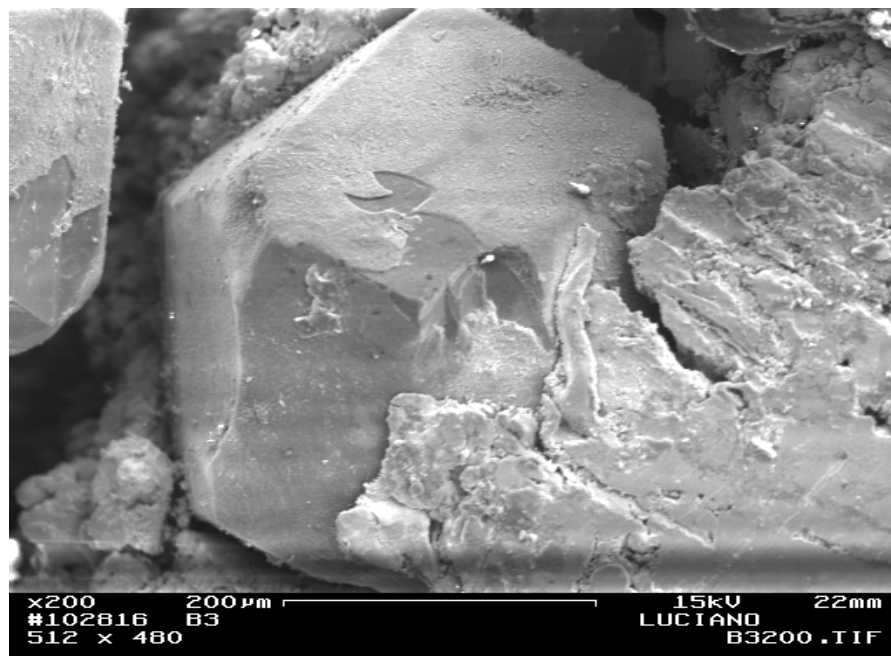


Figura 4.60 – Micrografia mostrando o filme de carbeto de silício e níquel na superfície do cristal de diamante após compressão.

## 4.8 – Pérolas Diamantadas

### 4.8.1 – Ensaio de Abrasão nos Compósitos diamantados e Pérolas Comerciais

Os ensaios de abrasão foram executados segundo a metodologia descrita no capítulo anterior, cujo objetivo foi comparar o compósito diamantado para pérolas produzidas neste trabalho, em confronto com pérolas comerciais importadas que são usualmente empregadas nas pedreiras para desmonte. Para tal, foram utilizados os seguintes parâmetros: carga vertical sobre as amostras de 2 Kgf, tempo de ensaio de 1 e 2 minutos e rotação do bloco de granito de 20 rpm. Para o ensaio foram utilizados 2 tipos de pérolas comerciais e 2 tipos de pérolas aqui produzidas (uma com SiC  $8\mu\text{m}$  e outra com SiC  $23\mu\text{m}$ ) para efeito comparativo. É importante ressaltar que as pérolas neste ensaio estão submetidas a condições bem mais severas que quando em operação de desmonte nas lavras de rochas ornamentais. A tabela 4.7 mostra os valores de perda de massa (resistência à abrasão) resultantes do ensaio de abrasão. No ensaio realizado para um tempo de 1 minuto, as pérolas comerciais apresentaram praticamente a mesma resistência à abrasão, enquanto que uma das pérolas produzidas aqui se mostrou 2 vezes mais resistente em comparação com a outra. Comparando estas, é notado que se conseguiu uma resistência a abrasão 50% menor com as pérolas produzidas neste trabalho. Vale ressaltar que as pérolas comerciais foram submetidas a retífica quando do seu processamento industrial, a fim de desgastar a matriz ligante e descobrir as novas faces cortantes, atingindo já nesse estágio altura de protrusão própria para a operação de corte, e dessa forma não passando pela região 1 da figura 2.15 (vide cap. 2) que mostra o desgaste em função da área de pedra cortada. No sistema descrito nessa proposta, não se faz necessário o gasto de energia e ferramenta para retificar as pérolas e conseqüentemente descobrir as faces cortantes, pois o desgaste natural por abrasão da matriz quando em confronto com a pedra no estágio inicial da operação de corte proporciona essa altura de protrusão ideal para o corte (vide figura 2.15).

As figuras 4.61 e 4.62 dão uma ampla visão das pérolas produzidas por este trabalho. Os tubos (latão) na face interna da pérola, foram brasados através de solda com prata, como indicado pela seta contínua na figura 4.61. A prata (Ag) possui um

ponto de fusão superior a alguns materiais, como por exemplo o estanho, e além de ótima aderência com os materiais da pérola diamantada, apresenta melhor fluidez ao longo da interface entre o tubo e a superfície interna da pérola, já que a brasagem é feita apenas ao longo de uma das extremidades. A seta tracejada, ainda na figura 4.61, mostra o compósito diamantado, e pode ser observado que aí não é verificado vestígios de prata, por causa da boa fluidez citada acima. Cabe ressaltar que este é o método industrial de brasagem de pérolas diamantadas. A figura 4.62 ilustra aspecto dimensional da pérola diamantada (cm), e a seta indica o tubo brasado na superfície interna da pérola.



Figura 4.61 – Pérolas diamantadas Fe-20%pCu-1%pSiC-Diamante, produzidas por este estudo.

Figura 4.62 – Aspecto dimensional da pérola aqui produzida (cm).

Tabela 4.7 – Perda de massa das pérolas produzidas neste trabalho, em confronto com as das pérolas comerciais importadas após abrasão/1 minuto.

<b>PÉROLA</b>	<b>Massa antes do ensaio (mi)</b>	<b>Massa após o ensaio (mf)</b>	<b>Perda de massa (mi – mf)</b>
Comercial A : Fe-Cu-Si-Zn-Diamante	7,4281 g	7,4177 g	0,0104 g
Comercial B: W-Co-Si-Ag-Diamante	4,8293 g	4,8177 g	0,0116 g
Nossa: Fe-Cu-SiC-Diamante (*)	2,036 g	1,9920 g	0,0440 g
Nossa: Fe-Cu-SiC-Diamante (**)	1,9349 g	1,9142 g	0,0207 g

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

Analisando o ensaio para um tempo de 2 minutos (tabela 4.8) , observa-se que a pérola comercial B apresenta uma resistência a abrasão da ordem de 2 vezes superior à pérola comercial A. Isso pode ser atribuído à composição do ligante, onde esta possui Cobalto (Co) como elemento majoritário da liga, tungstênio (W), silício (Si) e prata (Ag) respectivamente, que, como dito na seção 2.4, são normalmente usados para o corte de materiais de dureza elevada, como o granito por exemplo, enquanto a pérola comercial A, que também é muito empregada para desmonte, possui cobre (Cu), ferro (Fe), zinco (Zn), e silício (Si) respectivamente. Essas análises químicas foram obtidas via EDX – Shimadzu – (Energy Dispersive X-Ray Spectrometer) e são mostradas nas tabelas 4.9 e 4.10. Considerando as observações acima e confrontando as pérolas, pode ser observado que se consegue com a pérola produzida aqui uma resistência à abrasão compatível à de alguns tipos pérolas comerciais importadas normalmente empregadas nas lavras de rochas ornamentais. Cabe ressaltar que aí foi utilizado carbeto de silício (SiC) nas granulometrias de 8 e 23 $\mu$ m respectivamente, uma vez que o carbeto de silício de 23 $\mu$ m não fora citado em análises anteriores por ter sido usado de forma experimental para as pérolas, a posteriori.

A tabela 4.11, mostra os resultados de perda de massa (resistência à abrasão) de uma pérola diamantada, com matriz ligante Fe-Cu-SiC, sinterizada a 1150<sup>0</sup>C/25 minutos. Os diamantes utilizados são do tipo SDADH – De Beers – sem a presença de qualquer tipo de cobertura protetora. Confrontando esses resultados com a tabela 4.8, é fácil perceber que as pérolas aqui produzidas (diamantes com cobertura), apresentam resistência à abrasão de aproximadamente 20 vezes superior, e apesar de se tratar de produto distinto, fica evidente a influência da cobertura dos diamantes no desempenho da ferramenta. Este resultado é atribuído à altíssima qualidade dos diamantes aqui utilizados, no qual, possuem cobertura de SiC e Ni, preparados especialmente quando da utilização de matriz ligante ferrítica, como neste caso. A cobertura na superfície plana e lisa do diamante o protege da possível reação com o ferro (grafitização), já que este é muito ávido por carbono, proporcionado desta forma um ganho em aderência matriz ligante/diamante e resistência à abrasão. Em adição, esses resultados confirmam a ótima qualidade das pérolas diamantadas desenvolvidas no presente estudo.

Assim, pode-se afirmar que conseguiu-se, além de gerar a tecnologia de manufatura de pérolas de fios diamantados, processar pérolas de mesmo potencial abrasivo e de corte das pérolas importadas comerciais, utilizando pós metálicos do mercado nacional.

Tabela 4.8 – Perda de massa das pérolas produzidas neste trabalho, em confronto com as das pérolas comerciais importadas após abrasão/2 minutos.

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

OBS: (\*) SiC (8  $\mu\text{m}$ ); (\*\*) SiC (23  $\mu\text{m}$ ). As massa iniciais das pérolas produzidas são inferiores às das comerciais pelas mesmas razões da tabela 4.7.

Tabela 4.9 – Resultados de análise química da pérola comercial A, obtidos via EDX.

<b>Elemento</b>	<b>Resultado (% em peso)</b>
Cu	32,26
Si	25,81
Fe	22,58
Zn	19,35

Tabela 4.10 – Resultados de análise química da pérola comercial B, obtidos via EDX.

<b>Elemento</b>	<b>Resultado (% em peso)</b>
Co	59,8
Si	25,0
W	10,87
Ag	4,33

Tabela 4.11 – Perda de massa das pérolas diamantadas com matriz ligante Fe-Cu-SiC e cristais de diamante sem cobertura protetora, após abrasão/2 minutos.

Pérola	Massa antes do ensaio (mi)	Massa após o ensaio (mf)	Perda de massa (mi – mf)
Fe-Cu-SiC-D	1,822 g	1,587 g	0,235 g

Obs: D = diamante.

É importante comentar a influência do carbeta de silício de granulometria da ordem de 3 vezes maior ( $23\mu\text{m}$ ) na mistura ligante, pois este ficou mais disperso na mistura e proporcionou o maior controle do desgaste da matriz do compósito diamantado.

Uma vez que as pérolas utilizadas para o desmonte de rochas ornamentais no Brasil são importadas, cabe ressaltar que esses resultados exploratórios são de enorme importância tecnológica, já que se conseguiu resultados satisfatórios e compatíveis com o que há no mercado, usando materiais puramente nacionais, o que sugere um custo menor de produção. Isso mostra que é possível o desenvolvimento dessa tecnologia tão importante para o setor de rochas ornamentais aqui no Brasil, já que este está dentre os cinco maiores produtores de rochas ornamentais do mundo.

## CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES

Este trabalho mostra o enorme sucesso atingido nesta tentativa exploratória, que visa o desenvolvimento de uma tecnologia de produção de ferramentas diamantadas, a qual é de grande importância científica e tecnológica para o setor de rochas ornamentais no Brasil. São abaixo apresentadas algumas conclusões deste estudo:

- Foi atingido um nível de densificação satisfatório após a etapa de compactação, com um valor médio de aproximadamente 76% da densidade teórica para o sistema Fe-Cu e Fe-Cu-SiC, sugerindo que 350 MPa é a pressão de compactação ideal para todos os compósitos citados neste estudo.
- O inchaço verificado durante a sinterização é muito comum para sistemas como o Fe-Cu, onde o aditivo (nesse caso o Cu) é extremamente mais solúvel no metal base (Fe) do que o recíproco, e esse comportamento está em perfeita concordância com o diagrama de fases do referido sistema.
- A adição do carbetto de silício (SiC) na mistura ligante Fe-Cu promove a melhoria de algumas propriedades de interesse, pois fornece em média 14% de aumento em dureza à matriz, que é uma propriedade de extrema importância, e também atua como controlador de desgaste da matriz ligante.
- Os teores de cobre não influenciam de forma significativa na resistência à abrasão do sistema Fe-Cu.
- A mistura Fe-20%pCu-1%pSiC-Diamante é a estequiometria ótima do compósito diamantado para as pérolas diamantadas, pois com este teor de cobre (20% em peso) atingiu-se níveis de dureza satisfatórios como matriz ligante (sem diamantes), onde também foi verificado a mais forte resistência à abrasão (menor índice de perda de massa) para o compósito diamantado.



- Os resultados mostram claramente que um nível satisfatório de aderência matriz/diamante foi alcançado, o qual pode ser atribuído, dentre outros fatores, aos revestimentos de carbetos de silício (SiC) e Níquel (Ni) sobre a superfície lisa e plana dos diamantes usados nesta investigação.
- A granulometria do carbetos de silício ( $23\mu\text{m}$ ), usado de forma experimental quando da produção das pérolas diamantadas (antes fora usado  $8\mu\text{m}$ ), teve influência fundamental nos resultados, pois os melhores resultados conseguidos com as pérolas aqui produzidas foram alcançados com esta granulometria, ficando este mais disperso na mistura, o que proporcionou um maior controle do desgaste da matriz.
- Os testes de desgaste mostram que, mesmo não trabalhando com equipamentos de tecnologia industrial, conseguiu-se com este estudo exploratório, através de metalurgia do pó convencional, produzir pérolas diamantadas de boa qualidade, atingindo uma resistência à abrasão da mesma ordem da de algumas pérolas comerciais importadas que são normalmente empregadas nas lavras de rochas ornamentais. Cabe ressaltar que o ligante usado Fe e Cu (elementos majoritários da liga) são materiais amplamente disponíveis no mercado nacional. Isso mostra que foi possível desenvolver esta tecnologia, ou seja, torná-la viável a qualquer operação de corte, independente do valor comercial da rocha em questão, como o granito por exemplo.

**REREFÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

- ◆ **Askeland, D.R. ( )**. Principles of Solidification Strengthening and Processing. Science and Engineering of Materials. PWS Publishing Company, 20 Park Plaza, Boston, MA, 02116-4324. Chapter 8. pp. 203-233.
  
- ◆ **ASM Handbook (1973)**. Metallography, Structures and Phase Diagrams. v.8. 8.ed. pp. 293.
  
- ◆ **ASM Handbook (1992)**. Friction, Lubrication, and Wear Technology. v.18. 1.ed. pp. 609.
  
- ◆ **Azeredo, S.R. (2002)**. Processamento de Corôas Abrasivas do Sistema Sílica-Poliéster para Aplicação no Desbaste de Pedras Ornamentais, Monografia do LAMAV/UENF, p. 32.
  
- ◆ **Asperti, G. e Schotte, D. (1995)**. Sawing Reinforced Concrete with Diamond Wire. Diamonds in Industry. ed. De Beers. pp. 19-21.
  
- ◆ **Bailar, J.C. et al. (1973)**. Comprehensive Inorganic Chemistry, Pergamon Press. pp.12.
  
- ◆ **Biasco, G. (1993)**. Diamond Wire for Quarrying Hard Rocks. Stone. IDR. n.5. pp. 252-255.
  
- ◆ **Bobrovnitchii, G. (2002)**. Chefe do Setor de Materiais Superduros do LAMAV/UENF, PhD. Comunicação pessoal.

- ◆ **Caruso, L. G. (1996).** Pedras Naturais - Extração, Beneficiamentos e Aplicação. Rochas e Equipamentos. Documentos. 3º. Trim. n. 43. XI ano. Pp. 98-156.
  
- ◆ **Chiodi Filho, C. (1995).** Aspectos Técnicos e Econômicos do Setor de Rochas Ornamentais. Série Estudos e Documentos. CETEM-CNPq-MCT. n.28. Rio de Janeiro.
  
- ◆ **Concrete Cut by Diamond Wire.(1995).**Diamonds in Industry. ed. De Beers.p.24.
  
- ◆ **Daniel , P. (1993).** Slate without Waste. Quarrying. IDR. n.4. pp. 200-203.
  
- ◆ **Davis, P. R. (2000).** The Future of Diamond Abrasives in Stone Processing. Proc. of the Intertech 2000. 17-21 july. Vancouver/Canada.
  
- ◆ **Davis, P. R. et al. (1996).** An indicator system for saw grit. IDR. n.3. pp.78-87.
  
- ◆ **Eccleston, E. (1993).** Wire Sawing Bristol Fashion. Civil Engineering. IDR. n.5. pp. 257-258.
  
- ◆ **Filgueira, M. (1995).** Estudo da Sinterização Ativada do Tântalo, Dissertação de mestrado, PPGEM/DEM/UFRN, 107p.
  
- ◆ **Filgueira, M. (1997).** Exame de Qualificação de Doutorado. Setor de Materiais e Meio Ambiente – LAMAV – CCT – UENF.
  
- ◆ **Filgueira, M. (2000).** Tese de Doutorado. Produção de Fios Diamantados "In Situ". Universidade Estadual do Norte Fluminense - UENF/LAMAV. 157p.

- ◆ **Filgueira, M. and Pinatti, D. G. (2003a).** Processing of Diamond Composites by Powder Metallurgy and Rotary Forging. Journal of Materials Science Forum. V. 416-418. pp. 228-234.
  
- ◆ **Filgueira, M. and Pinatti, D. G. (2003b).** “In Situ” Diamond Wires – Part II: The Bronze 4%weight Diamond Cutting Rope. Aceito para publicação no Journal of Materials Processing Technology.
  
- ◆ **Flinn, R.A. and Trojan, P.K. (1975).** Engineering Materials and Their Applications. Ed. Houghton Mifflin Co. Boston/MA,USA. pp. 139.
  
- ◆ **German, R.M. (1997).** Powder metallurgy science, MPIF, 2.ed., pp.171-172.
  
- ◆ **German, R.M. (1998).** Powder Metallurgy of Iron and Steel. John Willey & Sons Inc. USA. pp.225-226.
  
- ◆ **GE Superabrasives. (1994).** Catálogo. Anexo I do Programa Materiais de Alto Desempenho – Projeto 2 – Tecnologia das Ferramentas Diamantadas, de autoria do Dr. Daltro Garcia Pinatti. Tecnorte/FENORTE (1994).
  
- ◆ **Gomes, U.U. (1995).** Tecnologia do Pó – Fundamentos e Aplicações, Ed. UFRN, p.43-46.
  
- ◆ **Guedes, M. H. F. (1997).** Apreciação Técnico – Económica dos Diferentes Processos de Destaque de Blocos de Granitos para Fins Ornamentais. Rochas e Equipamentos. N.4 . pp. 106-126.
  
- ◆ **Hawkins, A . C. et al. (1990).** The Diamond Wire Saw in Quarrying Granite and Marble. Dimensional Stone.
  
- ◆ **High Wire Debut. (1995).** Diamonds in Industry. ed. De Beers. p. 25.

- ◆ **Hong Kong Hilton Remains Open During “Facelift” (1993).** Civil Engineering. IDR. n.3. pp. 124-126.
  
- ◆ **Huppmann, W.J. (1979).** The Elementary Mechanisms of Liquid Phase Sintering: II-Solution – Reprecipitation. Zeitschrift für Metallkunde. n.70. v.12. pp.792-797.
  
- ◆ **Iida, T. and Guthrie, R.I.L. (1993).** The Physical Properties of Liquid Metals. Oxford University Press, New York. p.14.
  
- ◆ **Jakobuss, M. (2000).** The Dynamics of Diamond Retention in Grinding Wheel Systems. Proceeding of the Intertech 2000. July, 17-21. Vancouver/Canada.
  
- ◆ **Kaysser, W. A. (1978).** Dr. rer.nat. Thesis. University of Stuttgart.
  
- ◆ **Kaysser, W. A. and Petzow, G. (1984).** Basic Mechanisms of Liquid Phase Sintering. In: Sintered Metal-Ceramic Composites. ed. by G.S. Upadhyaya. Elsevier Science Publ. pp.51-70.
  
- ◆ **Lenel, F. V. (1980).** Powder Metallurgy: Principles and Applications. MPIF. Princeton/NJ. pp.296-300.
  
- ◆ **Labour Costs Halved with One-Man Diamond Wire. (1995).** Diamonds in Industry. Stone. ed. De Beers. pp. 4-6.
  
- ◆ **Leener, P. (1993).** Precision Surgery for Pont Kennedy. Civil Engineering. IDR. n.3. pp. 146-148.
  
- ◆ **Le Scanff, A . (1995).** New Wire Saw Machine. Diamonds in Industry. Stone. ed. De Beers. p. 07.

- ◆ **Lowell, S. and Shields, J.E. (1984).** Powder Surface and Porosity. 2.ed. ed. by Scarlet, B. – John Willey & Sons. New York. pp.90-92.
  
- ◆ **Marles, T. (1990).** Norse Saga. IDR. n.1. pp. 6-7.
  
- ◆ **Mello, Jr. , L. A . (1991).** A Indústria de rochas Ornamentais. Dissertação de Mestrado. Instituto de Geociências - UNICAMP. 148p.
  
- ◆ **Mészáros, M. and Vadasdi, K. (1994).** Process and Equipment for Electrochemical Etching of Diamond – Containing Co-WC Tools and Recovery of Diamond from Used Steel Tools. Hungarian Patent.
  
- ◆ **Moya, M.M. (1995).** Dissertação de Mestrado. Instituto de Geociências. UNICAMP.
  
- ◆ **Ozcelik et al.,(2002).** Assessment of the wear of Diamond Beads in the Cutting of Different Rocks Types by the ridge Regression. Journal of Materials Processing Technology, V. 127, pp. 392-400.
  
- ◆ **Panelli, R. and Ambrósio Filho, F. (1998).** Powder Metallurgy 41 (2).131-133.
  
- ◆ **Panelli, R. and Ambrósio Filho, F. (2001).** A study of a new phenomenological compacting equation, Powder Technology, 114. 255-261.
  
- ◆ **Rong-De, G. (1998).** A new powder compaction equation, American Powder Metallurgy Institute, 27. 211-213.
  
- ◆ **Heckel, R.W. (1961).** Trans. Metall. Soc. AIME, 221. 671-675.

- ◆ **Pinzari, M. (1989).** Quarrying Stone by Diamond Wire in Italy. IDR. n.5. pp. 231-236.
  
- ◆ **Tandon, R.J. (1998).** Liquid phase sintering, ASM Handbook – Powder Metal Technology and Applications, 7. 565-573.
  
- ◆ **Thoreau, B. (1984).** Diamond Impregnated Wire for Sawing Hard Abrasive Stones. IDR. n.2. pp. 94-95.
  
- ◆ **Tönshoff, H.K. (2001).** Diamond Wire Sawing of Steel Components. Industrial Diamond Review. pp. 203-208.
  
- ◆ **Trancu, T. C. (1980).** Diamond Wire Machine Cuts Marble Quarrying Costs. IDR. pp. 329-331.
  
- ◆ **Thümmler, F. and Oberacker, R. (1993).** Introduction to Powder Metallurgy. ed. by The Institute of Materials. London. pp.220-222.
  
- ◆ **Tolkowsky, M. (1920).** D. Sc. Thesis, University of London.
  
- ◆ **Peacock, S. R. et al. (2000).** The Future Role of Diamond in the Construction Industry. Proc. of the Intertech 2000. 17-21 july. Vancouver/Canada.
  
- ◆ **Przyklenk, K. (1993).** Diamond Impregnated Tools – Uses and Production. Toolmaking. IDR. n.4.
  
- ◆ **Radchenko, O.G. and Getmam, O.I. (2001).** Microstructure evolution of fine-grain Fe-Cu composites during heat treatment in hydrogen. International Journal of Hydrogen Energy. v.26. pp.489-491.

- ◆ **Shibuta, D. et al. (1983).** Recovery of Diamond from Diamond Tool Scrap. Mitsubishi Metal Corporation. Japanese Patent.
  
- ◆ **Tandon, R. and Johnson, J. (1998).** Liquid Phase Sintering. ASM Handbook. v.7. Powder Metal Technologies and Applications. pp.565-573.
  
- ◆ **Tedeschi, E. (2001).** Diretor Técnico da Sinterleghe s.r.l. Comunicação pessoal.
  
- ◆ **Urakawa, N. et al. (2000).** Cutting Performance of Bonded Abrasive Type Diamond Wire Saw. Proc. of the Intertech 2000. 17-21 july. Vancouver/Canada.
  
- ◆ **Webb, S.W. (1999).** Diamond retention in sintered cobalt bonds for stone cutting and drilling. Diamond and Related Materials. v.8. pp.2043-2052.
  
- ◆ **Webb, S.W. (2000).** Crystal Retention Improves ROI and Performance of Diamond Tools. Proceeding of the Intertech 2000. July, 17-21. Vancouver/Canada.
  
- ◆ **Wilks, J. and Wilks, E. M. (1979).** Abrasion and wear of diamond, in J.E. Field (ed.), Properties of Diamond, Academic Press, London, p. 351 – 381.
  
- ◆ **Wright, D.N. (1991).** Últimos Avanços em Corte com Fio Diamantado. Seminário sobre Diamante e CBN na Indústria. 18-19 de março. São Paulo/SP.
  
- ◆ **Wright, D. N. and Wapler, H. (1986).** Investigations and prediction of diamond wear when sawing. Annals of the CIRP. V.35. n.1. pp.239-244.
  
- ◆ **Xu, X. (2001).** Experimental study on temperatures and energy partition at the diamond-granite interface in grinding. Tribology International. n.34. pp.419-426.



- ◆ **Yamaguchi, K. et al. (1997)**. Compaction and Sintering Characteristics of Composite Metal powders. *Journal of Materials Processing Technology*. v.63. pp.364-369.
  
- ◆ **Zhang, et al. (2004)**. Modelling of swelling of Fe-Cu compacts sintered at temperatures above the copper melting point. *Journal of Materials Processing Technology*. Disponível on-line ([www.sciencedirect.com](http://www.sciencedirect.com)), porém ainda não impresso.