



REDEMAT

REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

UFOP – CETEC – UEMG



**Pós-Graduação em
Engenharia de Materiais**

TESE DE DOUTORADO

**“PRODUÇÃO DE COROAS POR
INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA
PARA SONDAÇÃO GEOLÓGICA EM
QUARTZITO”**



Doutorando: CARLOS ROBERTO FERREIRA

Orientador: Prof. Dr. Fernando Gabriel S. Araújo

Co-orientador: Prof. Dr. Cristovam Paes de Oliveira



Ouro Preto, abril de 2010.



REDEMAT
REDE TEMÁTICA EM ENGENHARIA DE MATERIAIS
UFOP – CETEC – UEMG

Carlos Roberto Ferreira

**“PRODUÇÃO DE COROAS POR INDUÇÃO
ELETROMAGNÉTICA PARA SONDAÇÃO EM
QUARTZITO”**

Tese de doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT, como parte integrante dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia de Materiais

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Fernando Gabriel S. Araújo

Co-orientador: Prof. Dr. Cristovam Paes de Oliveira

Ouro Preto, abril de 2010.

F383d Ferreira, Carlos Roberto.

Desenvolvimento da produção de coroas por indução eletromagnética para sondagem geológica [manuscrito] / Carlos Roberto Ferreira – 2010.

xviii, 132 f.: il. color., graf., tabs.

Orientador: Prof. Dr. Fernando Gabriel Silva Araújo.

Co-orientador: Prof. Dr. Cristovam Paes de Oliveira.

Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Ouro Preto. Rede
Temática em Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Processos de Fabricação.

1. Materiais compósitos - Teses. 2. Indução eletromagnética - Teses. 3. Sondagem geológica - Teses. I. Universidade Federal de Ouro Preto. II. Título.

CDU: 66.086.4:550.822

Catálogo: sisbin@sisbin.ufop.br

Tempos atrás o Eng. Cássio Damázio, durante uma entrevista na TV Uni – BH Inconfidentes disse: “... Ouro Preto é uma cidade mágica, aqui, os filhos das famílias com poucos recursos financeiros podem, se houver dedicação e empenho, concluir um curso superior...”. Pois bem, sou um desses! Dedico este trabalho à Dona Maria, minha mãe, que lá no céu deve estar pulando de alegria, à Walderez, pelo apoio durante todo o trabalho, e à Sofia que em breve nascerá e tornará minha vida mais iluminada.

AGRADECIMENTOS

Aos professores Fernando Gabriel e Cristovam Paes de Oliveira pela confiança em mim depositada para a realização desse trabalho e por compartilharem comigo seus conhecimentos.

A GEOSOL S/A, pela inovadora e louvável iniciativa em pesquisa, principalmente neste convênio com a Fundação Gorceix e a REDEMAT, do qual resultou esse trabalho.

À Fundação Victor Dequech, à Fundação Gorceix, a REDEMAT.

Ao Eng. Claret Rodrigues da Cunha, Diretor da Fundação Victor Dequech.

Ao Eng. Ronaldo Eisele, Diretor Presidente da SGS - Geosol.

Ao Eng. Eurípedes Palazzo, Presidente da Fundação Victor Dequech.

Ao Eng. João Luís Nogueira de Carvalho, Diretor Presidente da Geosol..

Ao Geólogo Dalmo Pereira, Diretor Comercial da Geosol.

À Geóloga Nilza Torres de Andrade Saraiva, Diretora Comercial da Geosol.

Ao Prof. Dr. Adilson Rodrigues da Costa, Coordenador do Laboratório de Engenharia de Superfície, DEMET/UFOP.

Ao Prof. Dr. José Roberto Tavares Branco, Coordenador do Laboratório de Engenharia e Modificações e Superfície

Ao Físico M. Sc. Marciano Macedo pela amizade, disposição e aplicação em contribuir.

Aos funcionários da oficina mecânica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais – DEMET/UFOP e da GEOSOL, que mostraram disposição e aplicação em contribuir com o nosso trabalho.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS.....	ii
LISTA DE FIGURAS.....	vii
LISTA DE TABELAS.....	xiv
ABREVIACÕES.....	xv
RESUMO.....	xvi
ABSTRACT.....	xvii
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS.....	3
2.1. GERAL	3
2.2. ESPECÍFICO.....	3
2.3. JUSTIFICATIVA.....	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1. SONDAGEM GEOLÓGICA.....	4
3.2. COROAS DIAMANTADAS PARA SONDAGEM GEOLÓGICA.....	6
3.2.1 CARACTERÍSTICAS DE UMA COROA PARA SONDAGEM.....	6
3.3. MÉTODO DE PRODUÇÃO DE COROAS DIAMANTADAS PARA SONDAGEM GEOLÓGICA.....	8
3.4. MOLDES.....	14
3.5. METALURGIA DO PÓ.....	15
3.5.1. SINTERIZAÇÃO POR FASE LÍQUIDA.....	15
3.5.2. SINTERIZAÇÃO RÁPIDA COM FASE LÍQUIDA.....	17
3.6. SISTEMAS DE AQUECIMENTO E PRENSAGEM A QUENTE.....	18
3.7. SISTEMAS DE AQUECIMENTO POR INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA	21

3.8. FENÔMENOS ELETROMAGNÉTICOS BÁSICOS NO AQUECIMENTO POR INDUÇÃO.....	22
3.8.1. EFEITO SUPERFICIAL.....	23
3.8.2. EFEITO ELETROMAGNÉTICO DE PROXIMIDADE.....	24
3.8.3. EFEITO DE ANEL ELETROMAGNÉTICO.....	25
3.9. FENÔMENOS BÁSICOS DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR.....	25
3.10. PROPRIEDADES DAS MATRIZES METÁLICAS PARA FERRAMENTAS DIAMANTADAS.....	27
3.11. TIPOS DE MATRIZES METÁLICAS.....	32
3.12. USO DE COBALTO EM MATRIZES DE COROAS DIAMANTADAS.....	35
3.13. DIAMANTES PARA SONDAÇÃO GEOLÓGICA.....	38
3.14. DIAMANTES SINTÉTICOS.....	39
3.15. PROPRIEDADES DOS DIAMANTES INDUSTRIAIS SINTÉTICOS.....	41
3.16. REVESTIMENTOS APLICADOS SOBRE DIAMANTES.....	43
3.17. EFEITOS DAS OPERAÇÕES DE METALURGIA DO PÓ SOBRE O DIAMANTE.....	44
3.18. INTERAÇÃO QUÍMICA ENTRE MATRIZES METÁLICAS E REVESTIMENTOS APLICADOS SOBRE DIAMANTES.....	47
3.19. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	50
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	55
4.1. INTRODUÇÃO.....	55
4.2. EQUIPAMENTO.....	55
4.3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	56
4.4. PRODUÇÃO DE COROAS POR INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA.....	58

4.5. ENSAIOS DE BANCADA.....	62
4.6. TESTES DE CAMPO.....	63
4.7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	65
5. PRODUÇÃO DE COROAS DE PERFURAÇÃO USANDO INDUÇÃO ELETROMAGNETICA COMO FONTE DE AQUECIMENTO.....	66
5.1. INTRODUÇÃO.....	66
5.2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	66
5.3. MATERIAIS UTILIZADOS.....	69
5.4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	70
5.5. CONCLUSÕES.....	74
5.6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	75
6. DUREZA E MICRODUREZA DE COROAS DE PERFURAÇÃO EM FUNÇÃO DO PROCESSAMENTO.....	7
7	
6.1. INTRODUÇÃO.....	77
6.2. ENSAIOS DE BANCADA.....	78
6.3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	79
6.4. MATERIAIS UTILIZADOS.....	80
6.5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	70
6.5.1. ENSAIOS DE DUREZA.....	80
6.5.2. ENSAIOS DE MICRODUREZA.....	88
6.6. CONCLUSÕES.....	96
6.7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	97
7. ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO.....	99

7.1. INTRODUÇÃO.....	99
7.2. MATERIAIS E MÉTODOS.....	101
7.3. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	107
7.4. CONCLUSÕES.....	120
7.5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	121
8. TESTE DE CAMPO.....	123
8.1. INTRODUÇÃO.....	123
8.2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	123
8.2.1. PERFURAÇÃO PARA SONDAÇÃO GEOLÓGICA.....	123
8.2.2. QUARTZITO.....	124
8.3. PROCEDIMENTO.....	125
8.4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	127
8.5. CONCLUSÕES.....	132
8.6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	133
9. RECOMENDAÇÕES.....	134

LISTA DE FIGURAS

Capítulo 3

Figura 3.1. Representação esquemática das seções que constituem uma coroa de sondagem geológica.

Figura 3.2. Representação das operações executadas para produção de coroas diamantadas usadas em sondagem geológica.

Figura 3.3. (a) misturador túrbula usado na blendagem do pós metálicos; (b) mistura granulada de pós metálicos e diamantes usados na produção de coroas diamantadas.

Figura 3.4. (a) compactação manual da mistura no molde de grafite; (b) prensagem da mistura no molde de grafite; (c) fixação de um tubo de aço que será o elemento de ligação entre a coroa e as demais peças que constituem uma coluna de sondagem.

Figura 3.5. Representação esquemática da infiltração metálica no “esqueleto poroso” para a produção de coroas diamantadas.

Figura 3. 6. Molde de grafite usado na produção de coroas para sondagem geológica.

Figura 3.7. Fornos elétricos: resistivo (a) e indutivo (b) usados para fundir o metal ou liga metálica na fabricação de coroas para sondagem geológica.

Figura 3.8. Sistema para prensagem de coroas diamantadas após etapa de infiltração metálica.

Figura 3. 9. Condições típicas de aplicações de aquecimento por indução eletromagnética.

Figura 3.10. Análise eletromagnética no sistema de aquecimento por indução de tubos em sistema convencional de aquecimento por indução composto por uma bobina de múltiplas voltas.

Figura 3.11. Distribuição da corrente em barras condutoras devido ao efeito de proximidade.

Figura 3.12. Efeito de anel em condutores (a) retangulares e (b) cilíndricos.

Figura 3.13. Perdas de calor por convecção e por radiação em aquecimento por indução.

Figura 3.14. Representação esquemática do descolamento do diamante junto à matriz devido à deformação plástica.

Figura 3.15. (a) aspecto da superfície de um diamante aderido a uma matriz metálica; (b) representação esquemática do deslocamento e fratura de diamantes impregnados numa matriz produzida por infiltração metálica; (c) aspecto da superfície fraturada de um diamante.

Figura 3.16. Forças que agem sobre o diamante durante a operação de sondagem ou corte por serra.

Figura 3.17. Representação esquemática das diversas formas de partículas, que podem ser usadas na constituição da matriz da coroa.

Figura 3.18. Imagem obtida em microscópio eletrônico de varredura de uma liga sinterizada $\text{Co}_{40}(\text{Ti}_{87}\text{Ni}_{13})_{60}$, amostra E3, onde as áreas brancas e cinzas são, respectivamente, fases Ti-Co e $\text{Ti}_2(\text{Co},\text{Ni})$ e as áreas escuras é o titânio.

Figura 3.19. Representação esquemática de uma coroa diamantada usada em perfuração para sondagem geológica.

Figura 3.20. (a) grãos de diamantes sintéticos não revestidos ^[48]; (b) fotografia de um grão de diamante sintético revestido.

Figura 3.21. (a) imagem de um diamante MBS 960 revestido com titânio, obtida em microscópio eletrônico de varredura com aumento de 350 x; (b) grãos de diamantes sintéticos Sdbtm revestidos com titânio (microscopia ótica, 50 x).

Figura 3.22. Diamantes submetidos a aquecimento, cujas superfícies apresentam degradação térmica (a) reação leve, (b) reação moderada e (c) reação severa.

Figura 3.23. (a) diamante não revestido impregnado em uma matriz ferrosa; (b) diamante recoberto com titânio impregnado numa matriz composta por Cu-26%Co-6%Sn-3%Ni; (c) diamante não revestido impregnado em liga Fe-Ni (11,3 %); (d) diamante recoberto com titânio impregnado em liga Fe-Ni.

Figura 3.24. (a) imagem obtida em Mev da superfície de fratura de um compósito com matriz formada por 87 % Ti e 13 % Ni. A superfície do diamante incluso apresenta fragmentos da matriz metálica; (b) diamantes sobre a fratura de um compósito com matriz formada por 87 % Ti e 13 % Ni.

Capítulo 4

Figura 4.1. Fotografias, do equipamento usado nesse estudo, apresentando detalhes durante instalação e operação de aquecimento por indução eletromagnética para fabricação de coroas de perfuração para sondagem geológica.

Figura 4.2. Fotografias das etapas do processo de produção, por indução eletromagnética, de coroas usadas em perfuração para sondagem geológica, de (a) a (d), em seqüência de processo, do início do aquecimento, até prensagem.

Figura 4.3. Amostras das coroas de perfuração produzidas por indução eletromagnética para os testes em bancada.

Figura 4.4. (a) sonda rotativa para perfuração em sondagem geológica; (b) operação de perfuração para sondagem geológica; (c) vista geral de uma praça para sondagem com equipamentos.

Capítulo 5

Figura 5.1. (a) misturador túrbula usado na blendagem do pós metálicos (a) compactação manual da mistura no molde de grafite e colocação de seguimentos “machos” de grafite que moldarão as saídas d’água nas coroas.

Figura 5.2. Conjuntos moldados para a produção de coroas usadas em perfurações para sondagem geológica, (a) infiltrante Cu-43Zn-1Sn (b) infiltrante Cu-39Ag-1Ni.

Figura 5.3. Fotografias do equipamento já operacional nas etapas do aquecimento por indução eletromagnética e prensagem para fabricação de coroas de perfuração para sondagem geológica. De (a) a (d), em seqüência de processamento, do início do aquecimento, até a presagem e de (e) e (f) coroas desmoldadas apresentando rebarbas.

Figura 5.4. (a) Aspecto do diâmetro interno de uma coroa com falhas de infiltração, (b) aspecto de uma coroa cuja infiltração ocorreu em apenas dois seguimentos “dentes” para corte.

Capítulo 6

Figura 6.1. Representação esquemática da seção transversal de um corpo de prova usada para medir os valores de dureza das matrizes metálicas obtidas no estudo.

Figura 6.2. Valores médios de dureza Vickers, HV, medidos na seção transversal dos corpos de prova das coroas de perfuração infiltradas, durante aquecimento por indução eletromagnética (I) e por mufla (B), com a liga Cu-43Zn-1Sn (Z).

Figura 6.3. Valores médios de dureza Vickers, HV, medidos na seção transversal dos corpos de prova das coroas de perfuração infiltradas, durante aquecimento por indução eletromagnética (I) e por mufla (B), com a liga Cu-39Ag-1Ni (P).

Figura 6.4. Valores médios de dureza Vickers, HV, medidos na seção transversal dos corpos de prova das coroas de perfuração infiltradas, durante aquecimento por indução eletromagnética (I) com a liga Cu-39Ag-1Ni (P) e outra, liga, Cu-43Zn-1Sn (Z).

Figura 6.5. Valores médios de dureza Vickers, HV, medidos na seção transversal dos corpos de prova das coroas de perfuração infiltradas, durante aquecimento em um forno resistivo (B) com a liga Cu-39Ag-1Ni (P) e outra, liga, Cu-43Zn-1Sn (Z).

Figura 6.6. Efeito do uso de cobalto na produção de coroas de perfuração, com matrizes infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn durante aquecimento resistivo. S8: 0 % Co, S9: 1% Co, S10: 10 % Co, S11: 100 % Co.

Figura 6.7. Efeito do uso de cobalto na produção de coroas de perfuração, com matrizes infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn durante aquecimento em um forno de aquecimento por indução eletromagnética. S8: 0 % Co, S9: 1% Co, S10: 10 % CO, S11: 100 % Co.

Figura 6.8. Efeito do uso de cobalto na produção de coroas de perfuração, com matrizes infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni durante aquecimento em um forno dotado de resistências elétrica. S8: 0 % Co, S9: 1% Co, S10: 10 % CO, S11: 100 % Co.

Figura 6.9. Efeito do uso de cobalto na produção de coroas de perfuração, com matrizes infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni durante aquecimento em um forno de aquecimento por indução eletromagnética. S8: 0 % Co, S9: 1% Co, S10: 10 % CO, S11: 100 % Co.

Figura 6.10. Fotomicrografias (500x) da secção reta das matrizes metálicas, (a) de composição 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm), (b) de composição 90 % W (2,8 - 4,4 μm) + 10 % Co (3,9 μm), (c) imagem por MEV (1000x) da secção reta da matriz metálica 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm) infiltrada com a liga Cu-39Ag-1Ni.

Figura 6.11. Difratoogramas da secção transversal plana e polida, da matriz metálica 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm) infiltrada com a liga Cu-39Ag-1Ni, mostrando uma região de W e uma região da liga infiltrante.

Figura 6.12. Perfis de microdureza ao longo da seção transversal de uma coroa de perfuração cuja matriz foi formada por uma mistura bimodal de tungstênio, 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm).

Figura 6.13. Perfis de microdureza ao longo da seção transversal de uma coroa de perfuração cuja matriz foi formada por uma mistura de tungstênio 99 % W (2,8 - 4,4 μm) + 1 % em Co (3,9 μm).

Figura 6.14. Perfis de microdureza ao longo da seção transversal de uma coroa de perfuração cuja matriz foi formada por uma mistura de tungstênio 90 % W (2,8 - 4,4 μm) + 10 % em Co (3,9 μm).

Figura 6.15. Fotomicrografias (500x) da secção reta das matrizes metálicas, de composição 100% Co (3,9 μm), (a) infiltrada coma liga Cu-43Zn-1Sn e (b) infiltrada coma liga Cu-39Ag-1Ni.

Figura 6.16. Perfis de microdureza ao longo da seção transversal de uma coroa de perfuração cuja matriz foi formada por Co (3,9 μm).

Capítulo 7

Figura 7.1. Representação esquemática do desgaste abrasivo.

Figura 7.2. Ilustração do equipamento de microabrasão instalado no Laboratório de Engenharia e Modificações de Superfícies do SDT – CETEC, - MG, mostrando o princípio de ensaio.

Figura 7.3. Grãos de sílica (PA) antes dos ensaios, imagem obtida por MEV, (a) aumento de 4000x e (b) aumento 6000x.

Figura 7.4. Razões entre dureza das partículas abrasivas e dureza das matrizes metálicas desenvolvidas para produção de coroas de perfuração em sondagem geológica no quartzito.

Figura 7.5. Esquema da imagem e dimensão da calota desgastada.

Figura 7.6. Variação do coeficiente de desgaste dimensional, ao longo da distância deslizada para as amostras de matrizes metálicas, com lama abrasiva de SiO_2 .

Figura 7.7. fotomicrografias, com aumento de 100x, obtidas por microscopia ótica das regiões desgastadas por uma solução contendo SiO_2 durante os testes de microabrasão de amostras das coroas de perfuração sinterizadas durante aquecimento em um forno do tipo mufla. (a) Matriz composta por 35 % W (2,8 – 4,4 μm) e 65 % W (14-17 μm), infiltrada com a liga Cu-43Zn-1Sn (b) 90 % W (2,8 – 4,4 μm), infiltrada com a liga Cu-39Cu-1Ni.

Figura 7.8. Fotomicrografias, com aumento de 50x, de matrizes de coroas com composição: (a) 35 % W (2,8 – 4,4 μm) acrescida de 65 % W (14-17 μm), infiltradas com uma liga Cu-43Zn-1Sn em um forno de aquecimento resistivo e (b) 99 % W (2,8 – 4,4 μm) e 1 % Co (3,9 μm) infiltrada com uma liga Cu-43Zn-1Sn, em um forno de aquecimento indutivo. As áreas escuras foras das calotas são porosidades.

Figura 7.9. Fotomicrografias, com aumento de 100X, de amostras infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn e sinterizadas, com fase líquida, em forno de aquecimento resistivo.

Figura 7.10. Fotomicrografias, com aumento de 50x, de calotas de ensaios de desgaste em (a) matriz constituída de uma liga 35 % W (2,8 – 4,4 μm) e 65 % W (14-17 μm), e (b) matriz constituída de liga 90 % W (2,8 – 4,4 μm) e 10 % Co (3,9 μm); ambas infiltradas com liga Cu-43Zn-1Sn.

Figura 7.11. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura, com aumento de 100X, na região desgastada em teste de microabrasão em uma matriz de composição 35% W (2,8 - 4,4 μm), 65 % W (14 -17 μm), infiltrada com a liga Cu-39Cu-1Ni e sinterizada em um forno de indução eletromagnética.

Figura 7.12. Valores médios de dureza Vickers - HV e do coeficiente médio de desgaste abrasivo medidos na seção transversal dos corpos de prova das coroas de perfuração infiltradas com uma liga Cu-43Zn-1Sn, durante aquecimento por indução eletromagnética - IND ou por aquecimento em forno de resistência elétrica - BOX.

Figura 7.13. Valores médios de dureza Vickers - HV e do coeficiente médio de desgaste abrasivo medidos na seção transversal dos corpos-de-prova das coroas de perfuração infiltradas durante aquecimento por indução eletromagnética ou por aquecimento em forno de resistência elétrica - BOX, com a liga Cu-39Ag-1Ni.

Figura 7.14. Efeito do uso do cobalto sobre o coeficiente de desgaste abrasivo das coroas de perfuração de matriz contendo 35 % W (2,8 - 4,4 μm) infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn durante aquecimento em um forno de aquecimento resistivo.

Figura 7.15. Efeito do uso do cobalto sobre o coeficiente de desgaste abrasivo das coroas de perfuração de matriz contendo 35 % W (2,8 - 4,4 μm), infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn durante aquecimento por indução eletromagnética.

Figura 7.16. Efeito do uso do cobalto sobre o coeficiente de desgaste abrasivo das coroas de perfuração de matriz contendo 35 % W (2,8 - 4,4 μm), infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni mediante aquecimento em um forno de aquecimento resistivo.

Figura 7.17. Efeito do uso do cobalto sobre o coeficiente de desgaste abrasivo da matriz contendo 35% W (2,8 - 4,4 μm), infiltrada com a liga Cu-39Ag-1Ni, durante aquecimento, em um forno, por indução eletromagnética.

Figura 7.18. Imagem (1000x) obtida por microscopia eletrônica da região desgastada, por solução de SiO_2 , em teste de microabrasão em uma liga W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 - 17 μm) e infiltrada com a liga Cu-39Cu-1Ni, (a) sob aquecimento em um forno de aquecimento resistivo e (b) aquecimento em um forno de indução eletromagnética.

Capítulo 8

Figura 8.1. (a) Sonda rotativa, Geosol n° 125, para perfuração em sondagem geológica. (b) Início da operação de perfuração com uma coroa produzida no projeto. (c) Vista geral de uma praça para sondagem com equipamentos, sonda rotativa Geosol n° 94, e ferramentas.

Figura 8.2. Aspectos das superfícies frontal e lateral de coroas com matriz composta de 90 % W (2.8 - 4.4 μm) + 10 % Co (3,9 μm), infiltrada por uma liga Cu-39Ag-1Ni.

Figura 8.3. Profundidade média perfurada por coroa e velocidade média desenvolvida durante as perfurações executadas em quartzito com as coroas S8, de matriz metálica à base de 100 % W bimodal; S9 cuja matriz é composta de 99 % W +1 %; S10 cuja matriz é composta de 90 % W +10 % e S11 de matriz metálica à base 100 % de Co, sinterizadas com as ligas Cu-43Zn-1Sn (Z) ou Cu-39Ag-1Ni (P), com aquecimento por indução eletromagnética (I) ou por aquecimento em forno do tipo mufla (B), todas desenvolvidas nesse estudo.

Figura 8.4. Aspectos das superfícies, frontal e lateral, de uma coroa S8 com matriz composta de W (35 % entre 2,8 – 4,4 μm e 65 % entre 14 -17 μm), usada em perfurações para sondagem geológica de quartzito.

Figura 8.5. Dureza Hv, profundidade média perfurada por coroa e velocidade média desenvolvida durante as perfurações executadas em quartzito com as coroas S8, S9, S10 e S11 de matriz metálica à base de W, W-Co e Co.

Figura 8.6. Correlação do coeficiente de desgaste (k), profundidade média perfurada por coroa e velocidade média desenvolvida durante as perfurações executadas em quartzito com as coroas S8, S9, S10 e S11 de matriz metálica à base de W, W-Co e Co.

LISTA DE TABELAS

Capítulo 3

Tabela 3.1. Propriedades físicas do cobalto.

Tabela 3.2. Propriedades elétricas e magnéticas do cobalto.

Capítulo 4

Tabela 4.1. Identificação, composição e tamanho médio dos pós metálicos utilizados na confecção de coroas diamantadas.

Tabela 4.2. Relação entre as condições de potência, tempo de aquecimento e temperaturas alcançadas em cada ciclo de aquecimento para produção de coroas de perfuração, modelo NQ ($D_{\text{externo}} = 75,30$ mm).

Capítulo 5

Tabela 5.1. Composição química e granulométrica pós metálicos utilizado na confecção das coroas diamantadas para perfuração em sondagem geológica.

Tabela 5.2. Relação entre as condições de potência, tempo de aquecimento e temperaturas alcançadas em cada ciclo de aquecimento que permitiram a produção de coroas de perfuração, modelo NQ ($D_{\text{externo}} = 75,30$ mm), isentas de defeitos volumétricos e superficiais.

Capítulo 7

Tabela 7.1 – Parâmetros utilizados no teste de microabrasão.

ABREVIACÕES

S8BZ – Coroa da série 8, de composição 35 % W (2,8 – 4,4 µm) + 65 % W (14 -17 µm), produzida em forno de resistência elétrica e infiltrado com a liga Cu-43Zn-1Sn.

S8IZ – Coroa da série 8, de composição 35 % W (2,8 – 4,4 µm) + 65 % W (14 -17 µm), produzida em forno de indução eletromagnética e infiltrado com a liga Cu-43Zn-1Sn.

S8BP – Coroa da série 8, de composição 35 % W (2,8 – 4,4 µm) + 65 % W (14 -17 µm), produzida em forno de resistência elétrica e infiltrado com a liga Cu-39Ag-1Ni.

S8IP – Coroa da série 8, de composição 35 % W (2,8 – 4,4 µm) + 65 % W (14 -17 µm), produzida em forno de indução eletromagnética e infiltrado com a liga Cu-39Ag-1Ni.

S9BZ – Coroa da série 9, de composição 99 % W (2,8 – 4,4 µm) + 1 % Co (3,9 µm), produzida em forno de resistência elétrica e infiltrado com a liga Cu-43Zn-1Sn.

S9IZ – Coroa da série 9, de composição 99 % W (2,8 – 4,4 µm) + 1 % Co (3,9 µm), produzida em forno de indução eletromagnética e infiltrado com a liga Cu-43Zn-1Sn.

S9BP – Coroa da série 9, de composição 99 % W (2,8 – 4,4 µm) + 1 % Co (3,9 µm), produzida em forno de resistência elétrica e infiltrado com a liga Cu-39Ag-1Ni.

S9IP – Coroa da série 9, de composição 99 % W (2,8 – 4,4 µm) + 1 % Co (3,9 µm), produzida em forno de indução eletromagnética e infiltrado com a liga Cu-39Ag-1Ni.

S10BZ – Coroa da série 10, de composição 90 % W (2,8 – 4,4 µm) + 10 % Co (3,9 µm), produzida em forno de resistência elétrica e infiltrado com a liga Cu-43Zn-1Sn.

S10IZ – Coroa da série 10, de composição 90 % W (2,8 – 4,4 µm) + 10 % Co (3,9 µm), produzida em forno de indução eletromagnética e infiltrado com a liga Cu-43Zn-1Sn.

S10BP – Coroa da série 10, de composição 90 % W (2,8 – 4,4 µm) + 10 % Co (3,9 µm), produzida em forno de resistência elétrica e infiltrado com a liga Cu-39Ag-1Ni.

S10IP – Coroa da série 10, de composição 90 % W (2,8 – 4,4 µm) + 10 % Co (3,9 µm), produzida em forno de indução eletromagnética e infiltrado com a liga Cu-39Ag-1Ni.

S11BZ – Coroa da série 10, de composição 100 % Co (3,9 µm), produzida em forno de resistência elétrica e infiltrado com a liga Cu-43Zn-1Sn.

S11IZ – Coroa da série 10, de composição 100 % Co (3,9 µm), produzida em forno de indução eletromagnética e infiltrado com a liga Cu-43Zn-1Sn.

S11BP – Coroa da série 10, de composição 100 % Co (3,9 µm), produzida em forno de resistência elétrica e infiltrado com a liga Cu-39Ag-1Ni.

S11IP – Coroa da série 10, de composição 100 % Co (3,9 µm), produzida em forno de indução eletromagnética e infiltrado com a liga Cu-39Ag-1Ni.

RESUMO

Neste trabalho, são estudados os parâmetros de produção, as características estruturais e o desempenho de coroas de perfuração usadas em operações para sondagem geológica. As coroas produzidas consistiram de compósitos metal - diamante, com diferentes ligas infiltrantes e diamantes industriais, consolidados através de aquecimento por indução eletromagnética, em moldes de grafite. Os experimentos visam otimizar os parâmetros de produção de coroas por indução eletromagnética em diferentes formulações, para que possam alcançar altos desempenhos operacionais de durabilidade, eficiência e custos. Foram determinados os parâmetros eletromagnéticos, as condições de tempo e de temperatura, que produzem coroas com características adequadas às operações de perfuração para sondagem geológica em quartzito, em função das ligas metálicas utilizadas. Foram usadas, como constituintes das “matrizes” das coroas, misturas de ligas metálicas pulverizadas contendo W e Co. O material de cobertura utilizado foi composto por uma mistura de pós de W e Fe e os materiais infiltrantes foram uma liga contendo Cu, Zn e Sn e outra contendo Cu, Ag e Ni. A produção de coroas por indução eletromagnéticas permitiu reduzir o tempo total, para conformação, de 70 minutos, em fornos convencionais, para 3 a 5 minutos em fornos de indução. As coroas de perfuração infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn apresentaram dureza superiores àquelas infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Nie, de modo geral, as coroas obtidas com aquecimento por indução eletromagnética apresentaram valores de dureza pouco superiores àqueles medidos nas coroas de mesma composição, porém processadas por aquecimento em forno convencional, tipo mufla, de aquecimento resistivo. Os resultados dos testes de desgaste revelaram que a diminuição da granulometria dos pós de W, o aumento da porcentagem de Co em substituição à fração de W e o aquecimento por indução eletromagnética permitem obter matrizes metálicas, para produção de coroas de perfuração, de menor coeficiente de desgaste para o tribosistema com lama abrasiva de SiO₂. Após teste de campo pode-se concluir que a adição de 10 % em peso de Co a uma matriz de pó de W promove o aumento da eficiência da operação de perfuração, em quartzito, em até 81%.

ABSTRACT

This paper aims to investigate the production parameters, structural characteristics and performance of bits used in drilling operations for geological survey. The bits produced consists of composite metal - diamond and infiltrating alloys with different industrial diamonds, bound by electromagnetic induction heating in graphite molds. The experiments aim to optimize the production parameters of bits by electromagnetic induction in different formulations, in order to achieve high operational performances of durability, efficiency and costs. It was determined electromagnetic parameters, conditions of time and temperature that produce bits with appropriate characteristics to drilling operations for geological survey in quartzite, depending on the metal alloys used. As a constituent of the "matrix" of bits, mixtures of powdered metal alloys containing W and Co were used. The covering material used was composed of a powder mixture of W and Fe and the infiltrating materials were an alloy containing Cu, Zn and Sn and another one containing Cu, Ag and Ni. The production of electromagnetic induction bits reduced the total time for conformation from 70 minutes in conventional oven to 3-5 minutes in induction furnaces. Bits drilling infiltrated with Cu-43Zn-1Sn showed hardness higher than those infiltrated with Cu-39Ag-1Ni. Generally, bits obtained by heat generated by electromagnetic induction showed hardness values little higher than those measured in bits with same composition but processed by heating in a muffle oven conventional type of resistive heating. The results of wear tests revealed that the decrease in particle size of powders of W, the percentage increase of Co substituting the fraction of W and the electromagnetic induction heating made it possible to obtain metallic matrix for production of drilling bits, lower wear coefficient to tribosystem with abrasive slurry of SiO₂. After field test one can conclude that the addition of 10 wt % Co powder in a matrix of W promotes an increase in the efficiency of the quartzite drilling operation up to 81%.

1. INTRODUÇÃO

A exploração de depósitos minerais tem custo elevado e envolve empreendimentos com grande risco financeiro. Assim tornou-se prática geral explorar esses recursos em estágios que permitam reduzir o risco de perda do investimento. Desta forma, há a necessidade da caracterização dessas reservas e empresas de geologia e sondagem tornam-se responsáveis por essa etapa e pela quantificação desses depósitos.

Ferramentas impregnadas de diamantes, devido à extrema dureza do diamante, são extensivamente usadas nas atividades de exploração mineral, em particular, nas operações de sondagem, nas quais se utilizam ferramentas cortantes denominadas “coroas” durante a perfuração, para investigação de campos mineralizados, visando a extrair testemunhos do subsolo, para análise da mineralogia e avaliação do conteúdo mineral ou minério existente. [1,2,3]

As coroas de perfuração apresentam uma gama variada de composições e formas geométricas, cada qual se adaptando melhor a determinadas condições litológicas e de operação. O desempenho e a durabilidade das coroas dependem, ainda, além da composição e da geometria, da microestrutura, do tamanho e volume de poros, da distribuição de tamanho de partículas abrasivas (diamantes), da forma de impregnação e da fração de partículas abrasivas impregnadas na matriz, da distribuição de tamanho das partículas da matriz metálica pulverizada, da resistência ao desgaste apresentado pela matriz e da interação das diferentes superfícies envolvidas na formação da coroa. Todos esses fatores combinados com as condições litológicas e de operação determinam a eficiência da ferramenta. [4]

Na conformação das coroas diamantadas, empregam-se técnicas da metalurgia do pó, que se destinam à produção de peças a partir de pós-metálicos e não-metálicos, através de compactação das partículas em moldes, obtendo-se corpos com dimensões e formato da peça final. [3] A expansão do uso das técnicas da metalurgia do pó ocorreu após a Segunda Guerra Mundial para atender a demanda da indústria automobilística e, atualmente, para atender, também, a indústria de eletrodomésticos. [5]

No caso das coroas, executa-se a operação de sinterização em associação com um processo de infiltração metálica, permitindo assim o fechamento total ou parcial dos poros da peça. Trata-se da penetração de uma massa metálica no sistema poroso de um

“esqueleto” compactado “verde” de baixa ou média densidade (5,6 a 6,8 g/cm³) com um metal ou liga de ponto de fusão baixo. ^[1,2]

As coroas, bem como outras peças produzidas por técnicas de metalurgia do pó, poderão, posteriormente, passar por processos de tratamento superficial (zincagem, niquelação, pintura, ferroxidação), jateamento, tamboreamento, usinagem e retífica. Por ser um processo que requer uma baixa energia de transformação e, também, por ter um aproveitamento de matéria-prima superior a 99 %, torna-se, também, devido ao uso de moldes, sistemas de aquecimento e retífica poucos complexos, economicamente vantajoso frente a outros processos, como usinagem, microfusão e fundição. ^[5]

Da análise do desempenho das coroas comerciais, utilizadas atualmente nas operações de sondagem geológica, verificou-se a necessidade de se adotarem metodologias que permitam produzir coroas apropriadas às condições litológicas brasileiras, de forma a se obter desempenho operacional superior ao apresentado pelas coroas comerciais importadas, bem como otimizar as operações de sondagem geológica, fornecendo, para sua execução, coroas com propriedades mecânicas adequadas a cada tipo de rocha sondada. Assim, no futuro, poder-se-á elaborar o planejamento operacional de sondagem em relação aos tipos de coroas adequadas ao subsolo que se deseja pesquisar.

Nesse trabalho, foram realizadas investigações para estabelecer parâmetros que permitiram otimizar a operação de um forno de aquecimento por indução eletromagnética, especialmente desenvolvido, para fusão de ligas metálicas e, assim, produzir, para perfuração em sondagem geológica, coroas em escala real com estruturas, composições e formas diversas.

A escolha do aquecimento por indução é devida, principalmente, ao tempo reduzido de duração das etapas de aquecimento, pois elas são executadas em alguns segundos, enquanto os processos convencionais de aquecimento são executados em dezenas de minutos. O aquecimento por indução é, em princípio, de alta eficiência, alta produtividade, permite aquecimento somente em regiões selecionadas e exige menor espaço físico para instalação de equipamentos, gerando benefícios ergonômicos e ambientais. ^[6]

Os desempenhos das coroas produzidas foram avaliados em testes de dureza, microdureza, micro abrasão e em testes de campo, durante operações de sondagem geológica em litologia composta predominantemente por quartzito.

2. OBJETIVOS

2.1. GERAL

Desenvolver técnicas para a produção de coroas de perfuração para sondagem geológica adaptadas às diferentes litologias brasileiras, utilizando como fonte de aquecimento o processo de indução eletromagnética.

2.2. ESPECÍFICOS

São objetivos específicos desse trabalho:

- Utilizar ligas metálicas pulverizadas contendo cobalto em sua composição visando a produzir matrizes metálicas cujas propriedades mecânicas permitam aumentar a durabilidade das coroas usadas nas operações de perfuração para sondagem geológica;
- Adequar os parâmetros operacionais relacionados à frequência a ser aplicada, determinar a potência, corrente elétrica e o menor tempo de circulação de corrente que permita obter a fusão e infiltração de uma liga metálica para a produção de um modelo específico de coroa de perfuração para sondagem geológica;
- Estabelecer parâmetros físicos para classificação de coroas de perfuração e posterior definição de suas aplicabilidades;
- Otimizar os métodos para processamento de coroas de perfuração por indução eletromagnética em função da composição, estrutura e litologia do material a ser perfurado;
- Avaliar o fenômeno de oxidação do diamante quando submetido ao aquecimento por indução eletromagnética.

2.3. JUSTIFICATIVA

É de fundamental importância, para as empresas e instituições que desenvolvem atividades de pesquisa e extração mineral, fornecer às operações de perfuração para sondagem geológica, coroadas desenvolvidas através de uma tecnologia de ponta, com qualidade compatível ou superior à adotada internacionalmente, tecnologia esta, adaptada às condições litológicas do subsolo brasileiro, de forma a reduzir os custos durante a fase de investigação dos depósitos minerais e desenvolvimento de minas.

O trabalho, também, se justifica pelo fato de que as propriedades de uma ferramenta de corte são comumente avaliadas por testes de operacionais que envolvem tempos longos e custos elevados, assim, torna-se necessário a proposição de alternativas que permitirão caracterizar e avaliar, em laboratório, as condições mais adequadas para uso dessas, ferramentas, visando à redução dos tempos e dos custos com conseqüente aumento do desempenho nas operações de perfuração para sondagem geológica.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. SONDAGEM GEOLÓGICA

A sondagem geológica por perfuração consiste em um processo de obtenção de uma amostra real de rocha da sub-superfície, objetivando obter um testemunho com alterações mínimas nas propriedades físicas da rocha. Através da análise do testemunho, é possível obter dados geológicos de engenharia de reservatórios, de complementação e de perfuração. Destacam, entre esses dados, úteis para projetos de exploração mineral, os seguintes: litologia, textura, porosidade, permeabilidade, saturação de água e de óleo, propriedades elásticas das rochas (módulo de Poisson, módulo de Young, etc), composição química, composição mineralógica, magnitude da direção e inclinação das camadas.

Para realizar a testemunhagem, são empregadas operações de perfuração, cujos fundamentos básicos são os métodos por percussão e rotativo, empregados há mais de mil anos atrás por chineses à procura de água e sal e egípcios, à procura de recursos minerais

O método por percussão explora a ação da força aplicada mediante impacto sobre as ferramentas de sondagem, resultando na penetração destas através da rocha investigada. Esse método envolve baixo investimento e baixo custo operacional. Em rochas duras, a penetração não é eficiente, reduzindo, portanto, a produtividade e a qualidade da operação de perfuração.

No processo rotativo, a penetração das ferramentas na rocha ocorre devido à ação simultânea da força aplicada pela coluna (barrilete + conjunto de hastes) e do movimento rotativo de uma coroa, quando esta é comprimida sobre uma rocha, gerando o cisalhamento e a fragmentação desse corpo geológico. Nesse método, à pressão inicial aplicada sobre a coroa é somada a força hidráulica e a velocidade de rotação é determinada de maneira a não criar tensões que promovam a torção da composição de sondagem. Os meios de impor rotação à coroa podem ser girando toda a coluna de perfuração através da mesa rotativa, ou girando apenas a broca através de um motor de fundo.

Os “cascalhos” gerados são levados até a superfície por um fluido, que é bombeado por dentro da coluna de perfuração e retorna à superfície pelo espaço anelar entre a coluna e o poço.

Quanto à formação mineralógica, destacam-se algumas características das rochas, intimamente ligadas à taxa de penetração: resistência compressiva, dureza e abrasividade, pressão de sobrecarga, porosidade, permeabilidade, pressão de poros, elasticidade, temperatura, entre outras.

Como regra geral, a penetração decresce com a profundidade, pois varia inversamente com a resistência da rocha, que tende a ser maior em regiões não intemperizadas. A dureza e abrasividade da formação mineral influenciam a vida útil da coroa. Em rochas duras, peso e rotação excessivos irão causar quebras dos dentes ou insertos das coroas. Seções mais porosas de uma formação rochosa terão maior perfurabilidade que outras mais densas, já que, geralmente, apresentam menor resistência compressiva. Formações mais permeáveis apresentam maior taxa de penetração, pois, essas, permitem mais rápida equalização de pressões ao redor do cascalho. ^[4]

A taxa de penetração conseguida com uma coroa, bem como a taxa com que ela se desgasta, tem um efeito direto na eficácia e nos custos de operação. Assim, tipo de coroa, desgaste da coroa, características das formações atravessadas, parâmetros mecânicos, parâmetros hidráulicos e tipo de fluido de perfuração empregado são importantes fatores

que afetam a taxa de penetração e, como consequência, afetam, também, a eficiência e os custos da operação.

Como parâmetros mecânicos da operação, são entendidos as forças aplicadas sobre a coroa e sua rotação. Desta forma, nenhuma taxa de penetração considerável é obtida até se atingir uma força mínima sobre a coroa, portanto, quanto mais macia for a formação, maior será a taxa de perfuração atingida.

Entende-se por parâmetros hidráulicos a vazão de fluido de perfuração, a pressão de injeção e a distribuição dos jatos numa coroa, variáveis que determinam a potência hidráulica, a força de impacto e a velocidade dos jatos que serão desenvolvidas. ^[4]

3.2. COROAS DIAMANTADAS PARA SONDAGEM GEOLÓGICA

Em 1862, o engenheiro suíço Jean Rudolf Leschot teve a idéia de utilizar diamantes cravados na extremidade de uma peça cilíndrica para a execução da perfuração nos trabalhos do Túnel Monte Cenis (12.830m de comprimento), elo ferroviário entre Mondane, na França, e Bardonecchia, na Itália. Hoje, a perfuração a diamante, inicialmente concebida para a execução de furos de desmonte, é o método ideal para a perfuração amostradora. ^[7]

Coroas diamantadas apresentam estrutura formada por diamantes aderidos de forma aleatória a uma matriz metálica, que deverá apresentar propriedades mecânicas (dureza, ductilidade e tenacidade), propriedades térmicas (alta condutividade térmica, alto ponto de fusão) e estabilidade química adequadas às solicitações em serviços. ^[8]

3.2.1. CARACTERÍSTICAS DE UMA COROA PARA SONDAGEM

Como mostrado na figura 3.1, uma coroa diamantada é dividida nas partes estrutural e funcional. A parte estrutural é um corpo formado por uma matriz constituída por uma liga metálica não-ferrosa, pequenas partículas de carbeto de tungstênio e/ou outras ligas, que se desgastam expondo os diamantes nela incrustados, aderido a um tubo de aço rosqueado, que faz a conexão com composição de sondagem. As matrizes podem ser classificadas segundo a escala de dureza por penetração “Rockwell C”, em Standard (20 a

30 HRC), Hard (30 a 40 HRC) e Extra Hard (40 a 50 HRC) e são produzidas com intuito de combinar diversas propriedades mecânicas.

A parte funcional é composta pela face da coroa (parte que executa o trabalho de perfuração) e pelas seções calibradoras interna e externa, cuja finalidade é preservar o máximo possível os diâmetros externo e interno da coroa. As saídas d'água permitem a vazão do fluido de circulação, do interior da coluna ao espaço anular, por onde são removidos os detritos da perfuração. [7]

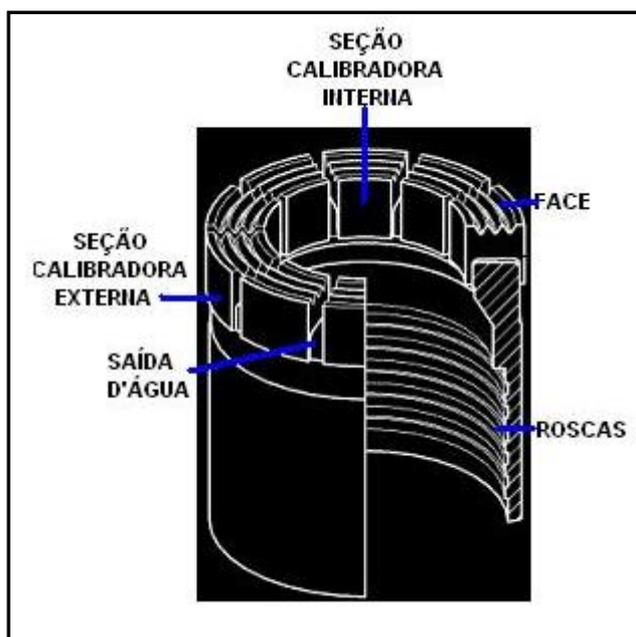


Figura 3. 1. Representação esquemática das seções que constituem uma coroa de sondagem geológica.

O controle da resistência ao desgaste é mais importante em sondagem que a dureza, mas não há uma aceitação universal da definição de resistência ao desgaste. Assim, as coroas “Standard” são indicadas para perfurações onde não ocorre erosão da ferramenta de corte; as coroas “Hard” são aplicadas em perfurações onde ocorre erosão moderada, nas formações homogêneas e macias e quando se inicia o processo de perfuração para sondagem; as coroas “Extra Hard” são recomendadas para uso em formações fraturadas e onde existe erosão severa. [7]

Cada tipo de rocha requer combinações diferentes de pós metálicos (compostos de W, Co, etc), então, um bom processo de manufatura de coroas, para sondagem geológica,

tem períodos de tempos precisos e tendo, ainda, variações na composição da matriz, nos diamantes, nas condições de capilaridade, na fluidez do metal infiltrante por entre os grãos metálicos e nos tempos de cada etapa. Diferentes temperaturas para fusão e diferentes condições de resfriamento e compactação (prensagem) empregadas na produção de coroas de mesma composição geram coroas desiguais afetando a qualidade do produto. ^[7]

Quando a coroa é operada apropriadamente, apenas os diamantes entram em forte contato com a formação, criando um pequeno espaço entre a rocha e o corpo da coroa. O fluido de perfuração passa por um orifício no centro da coroa e por sulcos, chamados saídas d'água, moldados em sua face. Essas saídas d'água são estreitas, de modo a forçar parte do fluido de perfuração a escoar pelo espaço entre a rocha e a matriz, limpando e resfriando os diamantes. ^[7]

O tamanho e o número de diamantes presentes numa coroa estão diretamente relacionados à sua aplicação. Assim, coroas para formações “macias” têm grandes partículas em pequena quantidade, enquanto que, para rochas “duras”, o número de partículas é maior e o tamanho fica na faixa de 0,07 a 0,125 quilates. ^[7]

3.3. MÉTODO DE PRODUÇÃO DE COROAS DIAMANTADAS PARA SONDAGEM GEOLÓGICA

A seleção do processo de produção é determinada em função da conformação das coroas e da manutenção da integridade dos diamantes. Assim, no método mais comum de fabricação de coroas, uma mistura de pós metálicos (W, WC, Fe-W e outros) e de diamantes aleatoriamente distribuídos é colocada na superfície interna de um molde de grafite com a configuração do corpo da coroa. Em seguida, um segmento tubular de aço é encaixado ao centro do molde. ^[9] A mistura de pós metálicos, que ocupa o espaço entre o molde e o segmento tubular (blank), é, então, infiltrada com uma liga metálica, em geral de cobre, num forno sujeito à temperatura na faixa de 900 a 1200°C, conformando o material que constitui o corpo da coroa.

Nesse processo, poderão ocorrer perdas da ordem de 5 a 10% em massa de diamante, pois, em presença de ar, diamantes iniciam oxidação em temperaturas entre 450 e 850°C, formando dióxido e monóxido de carbono. As ligas metálicas usadas na produção

de coroas (ferro, cobalto, níquel e tungstênio) apresentam apreciável solubilidade, para absorver os óxidos formados.

Técnicas da metalurgia do pó são rotas para a produção das coroas diamantadas e os métodos típicos de fabricação incluem: (a) preparação do metal pulverizado e diamantes, (b) compactação a frio e (c) infiltração do conjunto (metal/diamante) seguido da prensagem da peça quente.^[10]

A figura 3.2 apresenta as operações executadas para a produção de coroas diamantadas usadas em sondagem geológica.

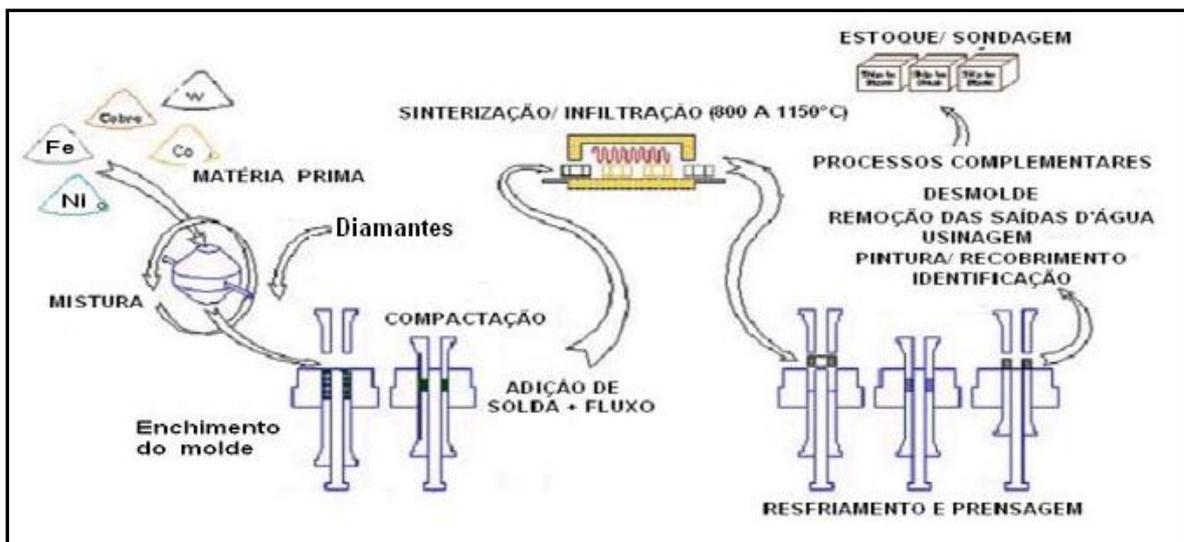


Figura 3.2. Representação das operações executadas para produção de coroas diamantadas usadas em sondagem geológica.^[5]

Para a preparação das coroas, algumas etapas são necessárias, as quais estão descritas a seguir.

A - Preparação da mistura de metais pulverizados e diamantes

Para a maioria dos produtores de coroas diamantadas, a preparação da mistura de metais pulverizados e diamantes consiste em duas operações. A primeira é a blendagem dos pós metálicos usando misturadores automáticos – como exemplo a túbula, exibida na figura 3.3(a), por aproximadamente 10 a 20 minutos e velocidade da ordem de 80 rpm – ou

mistura manual. Deve-se ressaltar que tempo e velocidade de mistura são definidos pela experiência do fabricante, sendo que o excesso de desses parâmetros pode separar os constituintes.^[10]

Após a mistura inicial, como mostrado na figura 3.3 (b), o pó metálico forma um produto granulado, fenômeno que ocorre sempre, principalmente com pequenos produtores de ferramentas diamantadas, devido a limitações técnicas.

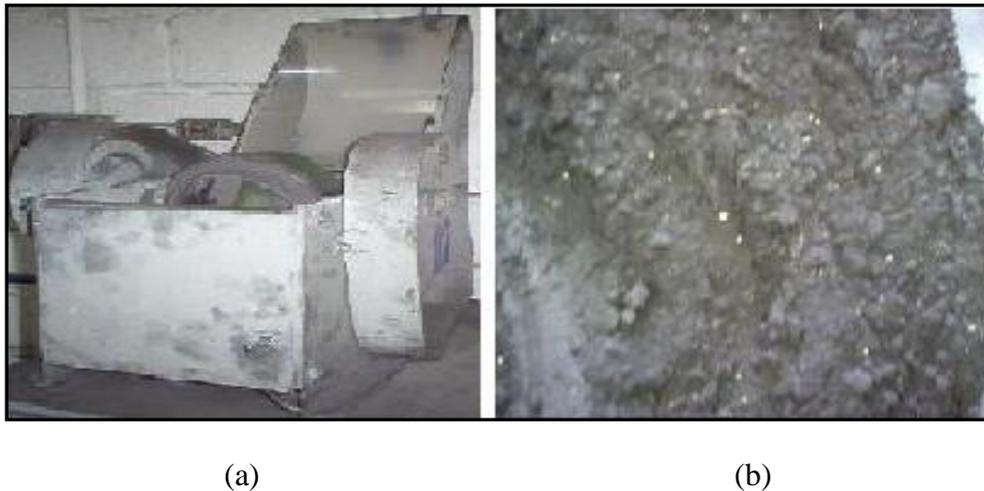


Figura 3.3. (a) misturador túrbua usado na blendagem do pós metálicos; (b) mistura granulada de pós metálicos e diamantes usados na produção de coroas diamantadas.

No segundo estágio, os diamantes são adicionados ao pó metálico e é adicionada parafina, para otimizar a mistura. Nessa etapa, a eficiência da blendagem é dada pela boa distribuição de diamantes e o tempo de mistura não é tão longo quanto o praticado no primeiro estágio.

Pós granulados podem ser usados, pois melhoram as propriedades de fluxo, durante a etapa de compactação a frio, para moldagem das coroas.^[10]

B – Compactação e prensagem a frio

Após mistura e blendagem dos diamantes e do pó metálico, a rota normal de processamento prevê a compactação a frio, primeira operação de consolidação das frações envolvidas no processo de metalurgia do pó como mostrado na figura 3.4.

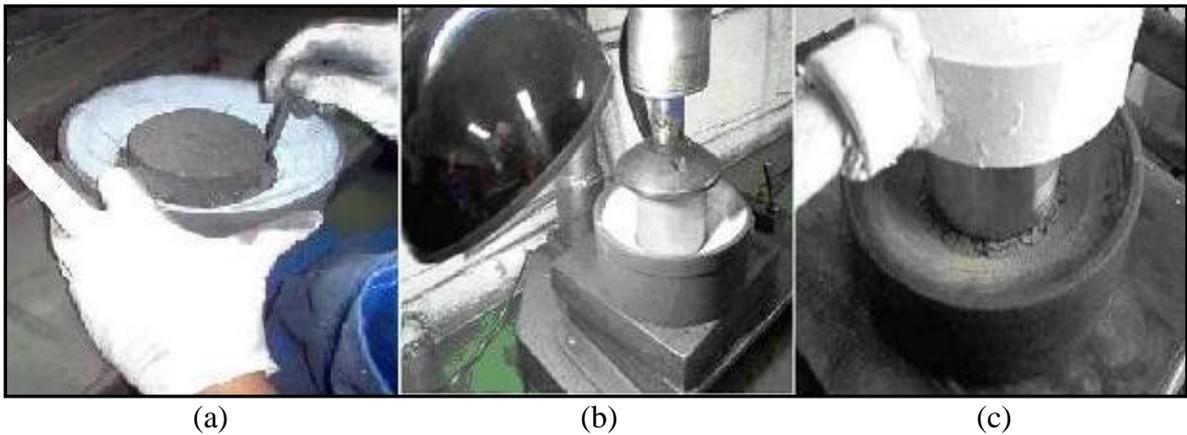


Figura 3.4. (a) compactação manual da mistura no molde de grafite; (b) prensagem da mistura no molde de grafite; (c) fixação de um tubo de aço que será o elemento de ligação entre a coroa e as demais peças que constituem uma coluna de sondagem.

O carregamento, a compactação e a prensagem a frio das coroas diamantadas realizados por pequenos fabricantes são menos sofisticados, pois esses calculam o peso das frações envolvidas e carregam manualmente a mistura diretamente nos moldes para infiltração e sinterização.

As operações podem ser realizadas em equipamentos específicos para cada processo. Tais equipamentos são constituídos por balanças e sistemas de carregamento dos diamantes e da matriz metálica e esse carregamento pode ser efetuado com ou sem vibração. O preenchimento dos moldes é realizado posteriormente. Tais medidas permitem uniformizar a distribuição dos componentes na peça moldada, conferir/prover adequada densidade a verde ao compactado e proporcionar o necessário contato entre as partículas para que a operação de sinterização seja mais eficiente.

Outra ação que deve ser empreendida para a operação de prensagem a frio é conferir a resistência mecânica, que permita o fácil manuseio da mistura no molde, em geral, de grafite. A aplicação de diferentes valores de forças durante a etapa prensagem pode resultar em peças com diferentes propriedades mecânicas. ^[2,4]

O valor de pressão para o processo de prensagem a frio, de acordo com o diâmetro de coroa produzido, pode variar entre 30 e 55 psi.

C - Infiltração do conjunto metal/diamante

No caso das coroas diamantadas, realiza-se o processo de infiltração metálica, que promove a consolidação da peça em associação com a sinterização com fase líquida. Tal processo é empregado, quando a fase sólida apresenta uma molhabilidade limitada na fase líquida, como, por exemplo, as diferentes composições de WC + Cu. Na maioria dos casos, a infiltração e a sinterização com fase líquida são realizadas com o intuito de se obter máxima densidade, com pequena porosidade residual. A técnica permite obter estruturas que conferem ao material melhores propriedades mecânicas. [5,11]

O método mais usado para infiltração consiste na colocação de pastilhas do metal a ser infiltrado em contato com o “esqueleto” compactado, seguido de aquecimento acima do ponto de fusão do infiltrante e abaixo do ponto de fusão do “esqueleto”. Durante a infiltração, o líquido entra em contato externo com o sólido poroso e forças capilares o introduzem no interior do sólido, o qual é, frequentemente, chamado de “esqueleto poroso”.

Durante a fusão, o infiltrante sólido sobreposto ao “esqueleto poroso” espalha-se, por tensão superficial, sobre todas as faces do referido esqueleto, conforme ilustrado na figura 3.5, e, antes que ocorra a penetração em direção ao centro do “esqueleto”, ocorrerá o deslocamento dos gases, facilitado pela colocação de material sólido (diamantes) debaixo do “esqueleto”. [5,8,11]

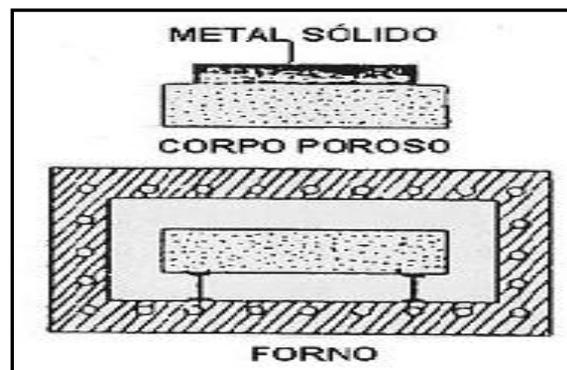


Figura 3.5. Representação esquemática da infiltração metálica no “esqueleto poroso” para a produção de coroas diamantadas. [5]

As vantagens da infiltração são: alcançar o máximo de densidade sem empregar pressão externa excessiva, combinar dois ou mais componentes com diferentes pontos de fusão e garantir as composições das fases produzidas. ^[5]

Uma coroa, para sondagem geológica, é conformada/consolidada durante o período de infiltração, no qual a liga metálica infiltrante forma uma ligação, tipo brazagem, com um corpo tubular em aço e, devido à capilaridade, que é a força motriz para a penetração de um metal líquido através de poros, a liga metálica deverá molhar, se espalhar e infiltrar por entre os segmentos formados por metal “duro” pulverizado ^[1,2,4].

Para que essa infiltração seja possível, algumas condições fundamentais devem ser observadas, as quais estão listadas a seguir. ^[1,2]

- A temperatura de fusão do esqueleto deve ser maior que aquela do infiltrante, para que o esqueleto se mantenha rígido durante o processo;
- A solubilidade mútua deve ser limitada, para que o infiltrante flua para os poros e não seja totalmente absorvido;
- O infiltrante e o esqueleto não devem reagir mutuamente para evitar formação de uma nova fase que obstrua a infiltração;
- O infiltrante e o esqueleto devem apresentar boa molhabilidade, para penetração uniforme nos poros.

Os metais comumente usados como infiltrantes na metalurgia do pó são: tálio, chumbo, estanho, prata e cobre, sendo este último o mais usado. ^[5]

Lenel ^[12] estabeleceu que a liga 80Cu-20Sn, “devido à fragilidade, permitiria, em certas aplicações, expor mais diamantes ao corte, enquanto a liga 90Cu-10Sn, que é mais tenaz, tende a não expor ao corte os diamantes na mesma aplicação”. ^[2]

Há inúmeros problemas relativos à infiltração, destacam-se os seguintes: ^[5]

- A quantidade relativa entre volume da fase sólida (esqueleto compactado verde, de grãos de metal duro) e do infiltrante (metal ou liga metálica) poderá influir na ação das forças de capilaridade do metal líquido através dos grãos do metal “duro”, pois, caso o molhamento da superfície do metal duro não ocorrer ou for lento, as características físicas necessárias ao desempenho das coroas diamantadas serão afetadas, resultando em uma coroa de diamantes com propriedades físicas insatisfatórias.
- A obstrução dos poros, e a presença de um fluxo direcional do metal líquido, poderá tornar possível a erosão da superfície na qual a liga infiltrará, uma vez estando impedida a penetração do metal líquido por entre grãos formadores do “esqueleto pulverizado”, o líquido metálico, poderá se concentrar em uma região qualquer, do corpo moldado, provocando uma ação erosiva de modo similar àquela observada, durante a operação de vazamento de metal líquido, no interior do moldes em processos de fundição,

Outro fator prejudicial é o aquecimento prolongado após a infiltração, que poderá levar ao inchaço da peça, devido às reações metalúrgicas que poderão ocorrer. Por essa razão, os tempos de infiltração devem ser curtos. Temperaturas empregadas são de aproximadamente 15 °C acima do ponto de fusão do infiltrante. ^[5]

3.4. MOLDES

Usam-se moldes em aço, quando temperaturas baixas são empregadas, ou moldes de grafite, como apresentado na figura 3.6, que oferecem alta eficiência operacional em temperaturas elevadas, sendo que os gases óxidos de carbono (CO₂, CO), gerados em reações entre o oxigênio presente no forno e o carbono que constitui o molde de grafite, protegem o metal e os diamantes contra a oxidação. ^[5]

Uma desvantagem do uso do grafite é que, frequentemente, se faz necessária a substituição dos seus encaixes, devido à produção sucessiva, pois a queima das suas

extremidades e a redução da sua secção transversal resultarão em falhas dimensionais durante moldagem da peça. [3,5]



Figura 3.6. Molde de grafite usado na produção de coroas para sondagem geológica.

3.5. METALURGIA DO PÓ

3.5.1. SINTERIZAÇÃO POR FASE LÍQUIDA

A sinterização é a principal técnica da metalurgia do pó e pode ser definida como um processo físico, termicamente ativado, que faz com que um conjunto de partículas de determinado material, inicialmente em contato mútuo, adquira resistência mecânica. Sua força motora é o decréscimo da energia superficial livre do conjunto de partículas, conforme a equação 3.1, conseguido pela diminuição da superfície total do sistema através da eliminação dos poros, resultando em um corpo rígido e parcial ou completamente denso. [5,13]

Assim, têm-se a seguinte expressão:

$$\Delta G_{\text{Gibbs}} = \Delta G_s + \Sigma \Delta G_i < 0 \quad \text{eq. 3.1}$$

Onde: ΔG é a variação de energia livre de Gibbs experimentada pelo sistema, ΔG_s é a variação da energia interfacial e ΔG_i é a variação de energia devido a algum outro fator.

A cinética de sinterização é caracterizada pelos mecanismos operantes responsáveis pelo fechamento da porosidade e difere grandemente quando existe ou não um líquido presente na estrutura. Existem muitas variações de cinética de sinterização devido à geometria (tamanho e forma) e à enorme variedade de materiais sinterizáveis e suas relações e inter-relações. Devido a isto, quando se deseja determinar a cinética de sinterização de um dado sistema, a rigor, deve-se examinar, criteriosamente, o caso específico, usando as teorias como subsídio, ao invés de se tentar enquadrar o processo dentro das teorias existentes.^[13]

No processo de sinterização de coroas de perfuração para sondagem geológica, a formação de líquido na estrutura, formação esta causada pela fusão de um componente, a liga infiltrante, sobreposta no conjunto moldado ou pela fusão de um elemento presente na composição do “esqueleto” de pós, tem papel decisivo na determinação dos mecanismos de sinterização e do aspecto final da estrutura sinterizada. Em comparação à sinterização por fase sólida esse tipo de sinterização, associada a uma etapa complementar de infiltração metálica, é mais rápido e fecha a estrutura mais facilmente tornando-se um modo bastante atraente para a consolidação de materiais dificilmente sinterizáveis por fase sólida e para a obtenção de materiais compósitos.^[14]

Os mecanismos de densificação atuantes no processo de consolidação de coroas de perfuração são bastante dependentes da quantidade de líquido presente na estrutura e da interação desse líquido com a fase sólida (molhabilidade, dissolução entre sólido e líquido, reação para formação de outras fases com absorção ou liberação de energia, etc.). Em todo caso, existe sempre uma importante contribuição da ação das forças de capilaridade. Se a molhabilidade do sólido pelo líquido for favorável, as forças de capilaridade promoverão um forte e rápido rearranjo de partículas, que levará à densificação. Se a molhabilidade é desfavorável, as forças de capilaridade atuam em sentido oposto, impedindo a densificação e promovendo até o rompimento da estrutura.^[14,15]

3.5.2. SINTERIZAÇÃO RÁPIDA COM FASE LÍQUIDA

A sinterização rápida é obtida quando se empregam altas taxas de aquecimento. Uma forma de se acelerarem os mecanismos de sinterização é o simples aumento rápido da temperatura da amostra, pois os mecanismos de transporte de matéria são ativados, quando se aumenta a temperatura. ^[15]

Quando um líquido se forma na estrutura ou sobre a estrutura, ele pode molhar as partículas e se infiltrar facilmente pela porosidade, formando uma mistura sólido-líquido. ^[14] As forças de capilaridade surgidas do contato entre essas duas fases provocam o rearranjo das partículas, que se deslocam para formarem um melhor empacotamento, conduzindo à densificação da estrutura. Esse mecanismo é o primeiro a agir, geralmente o mais importante em produzir densificação e se processa rapidamente, em segundos ou poucos minutos, havendo as condições necessárias. ^[14]

Para que a densificação exista, entretanto, deve-se ter determinadas condições atendidas: boa molhabilidade da fase sólida pelo líquido; líquido em volume razoável (cerca de 35% de volume de líquido) com relação ao volume teórico da peça e partículas finas da fase sólida, o que garante mais facilidade de rearranjo e maiores forças de capilaridade.

“Para sistemas nos quais estas condições são atendidas é possível densificar completamente a estrutura logo depois que a fase líquida é formada, ainda durante o aquecimento, ou seja, altíssimas taxas de aquecimento podem ser empregadas para levar a temperatura até o nível onde haja líquido em volume considerável”. ^[14]

O termo molhabilidade é usado para designar a tendência que tem um líquido para formar uma interface com um sólido. Quanto maior for a área da interface sólido-líquido formada, tanto maior será a molhabilidade do sólido como um todo. A molhabilidade é função do ângulo de contato entre a fase líquida e o substrato sólido. O ângulo de contato pode ser relacionado às energias interfaciais através da equação 3.2, de Young ^[14,16], apresentada a seguir.

$$\gamma_{SV} - \gamma_{SL} - \gamma_{LV} \times \cos(\theta) = 0 \quad \text{eq. 3.2}$$

Onde: γ_{SV} , γ_{SL} , γ_{LV} são as tensões superficiais das interfaces sólido-vapor, sólido-líquido líquido vapor e θ é o ângulo de contato.

Adicionalmente, a tendência de formação de contato (S) sólido-líquido pode ser expressa em termos do coeficiente de espalhamento, dado pela equação 3.3.

$$S = \gamma_{SV} - \gamma_{SL} - \gamma_{LV} \quad \text{eq. 3.3}$$

O conceito de molhamento, bem como as condições termodinâmicas, pode ser aplicado às duas fases sólidas em contato, uma vez que ocorrem interações entre essas, assim como ocorre quando existe o líquido. A principal diferença entre o molhamento líquido-sólido e sólido-sólido está na cinética, pois o deslocamento de matéria para o molhamento na fase sólida tem características bem distintas daquelas do deslocamento em fase líquida. O tempo de molhamento é uma das conseqüências dessas diferenças.^[17]

3.6. SISTEMAS DE AQUECIMENTO E PRENSAGEM A QUENTE

Os fornos elétricos com aquecimento resistivo são equipamentos de mais fácil fabricação e operação que os fornos por indução, além de permitirem o processamento de uma maior quantidade de coroas por batelada. Porém o tempo de aquecimento e permanência na temperatura desejada é relativamente longo, usualmente na faixa entre 10 e 30 minutos. Assim, O controle do processo deve ser rigoroso, pois o uso de temperaturas elevadas ou tempo de aquecimento excessivo podem ocasionar danos aos diamantes, como exemplo a oxidação e redução da eficiência de corte devido à fragilização de arestas apresentadas pelas partículas. O controle de temperatura do processo é obtido por controlador conectado a termopares.

Pode-se usar, para materiais condutores, fornos de indução eletromagnética, onde o aquecimento é gerado da dissipação de energia eletromagnética. Esse tipo de aquecimento é uniforme em toda a estrutura, pois o calor é gerado em cada partícula do corpo sinterizante e do material infiltrante.^[13]

No processo de produção de coroas, usando indução eletromagnética como fonte de aquecimento, o calor é gerado por indução no molde de grafite, que contém a mistura metal-diamante, o qual será conduzido de fora para dentro entre os diversos constituintes da coroa. Tal efeito, no entanto, não se dá pronunciadamente, quando o molde é feito a partir de materiais cerâmicos não condutores. A indução de correntes, no molde, pode diminuir, a princípio, o tempo de aquecimento, possibilitando, portanto, maiores taxas de aquecimento e menor tempo de operação. No aquecimento em forno indutivo, o controle de temperatura do processo é obtido através de um controlador conectado a um pirômetro.

A figura 3.7 apresenta os tipos fornos elétricos, resistivo e indutivo, usados para fundir as ligas metálicas usadas para infiltrar um esqueleto poroso na fabricação de coroas para sondagem geológica.

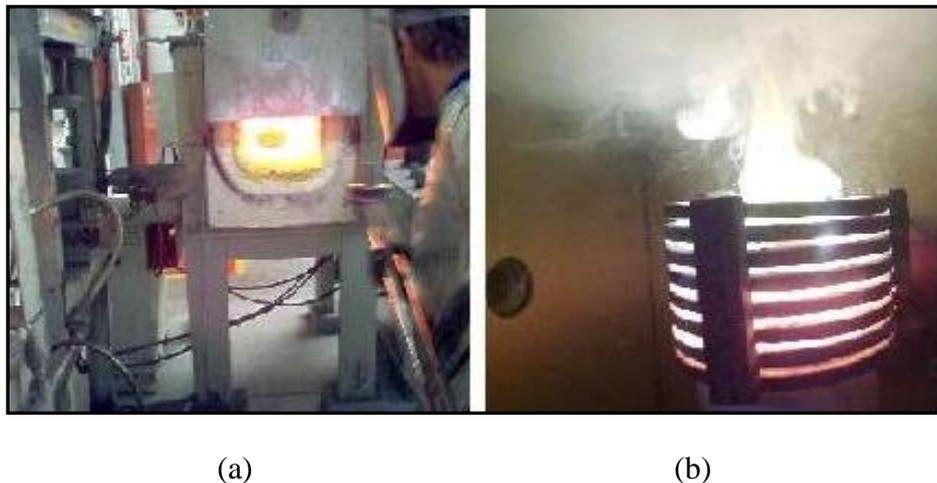


Figura 3.7. Fornos elétricos: resistivo (a) e indutivo (b) usados para fundir o metal ou liga metálica na fabricação de coroas para sondagem geológica.

Idealmente, a fusão e a infiltração devem acontecer, concomitantemente, com a prensagem, no processo de prensagem a quente, para garantir o máximo de infiltração e consolidação da peça, com conseqüente porosidade mínima. Em geral, por suas características construtivas, os fornos elétricos do tipo mufla não permitem a prensagem a quente.

Quando a prensagem a quente não é realizada, deve-se, usualmente, executar o processo de prensagem imediatamente depois de encerrada a infiltração. Neste caso, como mostrado na figura 3.8, as peças sofrerão prensagem uniaxial fora do forno, com valores de

pressão mais altos, se comparados com os utilizados na prensagem a quente. A pressão exata depende do tipo de pó metálico, sendo 800 Psi (192 Bar) um valor típico aplicado.



Figura 3.8. Sistema para prensagem de coroas diamantadas após etapa de infiltração metálica.

No processo de sinterização denominado “Hot Press”, as coroas são prensadas simultaneamente ao aquecimento durante a etapa de infiltração metálica. Tal procedimento, a quente, promove o aumento do transporte de material sinterizado e diminui a viscosidade do material infiltrado. O uso de pressão sobre o fluido intensifica a deformação plástica e o deslizamento de partículas inteiras presentes em meio ao fluido. [14]

Pressão, temperatura e tempo são parâmetros críticos na prensagem a quente e determinam a qualidade da peça produzida. Tais parâmetros são determinados, empiricamente, pelos fabricantes de ferramentas diamantadas. Todavia, o aquecimento combinado com aplicação de pressão (“hot-press”) é uma operação com diversas restrições.^[3] Por exemplo, os moldes feitos de grafite são caros e podem resistir somente a algumas operações, pois podem sofrer ruptura se sobrecarregados.^[5] Tal processo, como já mencionado, tampouco é aplicado no aquecimento em fornos do tipo mufla.

Por outro lado, o aquecimento por indução eletromagnética combinado com aplicação de pressão pode favorecer a produção seriada e promover melhor consolidação e menor porosidade da peça.^[3] Sob condição mencionada os valores, de pressão e de tempo para prensagem, são inferiores àqueles que seriam necessários com prensagem posterior à infiltração e sinterização.^[5]

3.7. SISTEMAS DE AQUECIMENTO POR INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA

Os sistemas de aquecimento por indução eletromagnética combinam fenômenos eletromagnéticos e de transferência de calor. Qualquer material condutor de eletricidade pode ser aquecido por indução eletromagnética. Quando imerso em campo magnético variável, aparece no material uma força eletromotriz induzida, que provoca a circulação de uma corrente elétrica chamada corrente de Foucault. A circulação de corrente nos materiais dá-se, preferencialmente, na superfície, provocando o aquecimento da região por efeito Joule^[18].

A habilidade de se fornecer energia dentro de uma parte específica de uma peça no aquecimento por indução depende de muitos fatores. Os mais importantes deles são as propriedades térmica e eletromagnética dos materiais, a potência aplicada, a frequência selecionada, a velocidade de aquecimento, as formas e as dimensões da peça e a susceptibilidade do material ao aquecimento.^[18]

A figura 3.9 apresenta um gráfico da potência necessária em função da frequência aplicada para processos metalúrgicos que utilizam aquecimento indutivo.

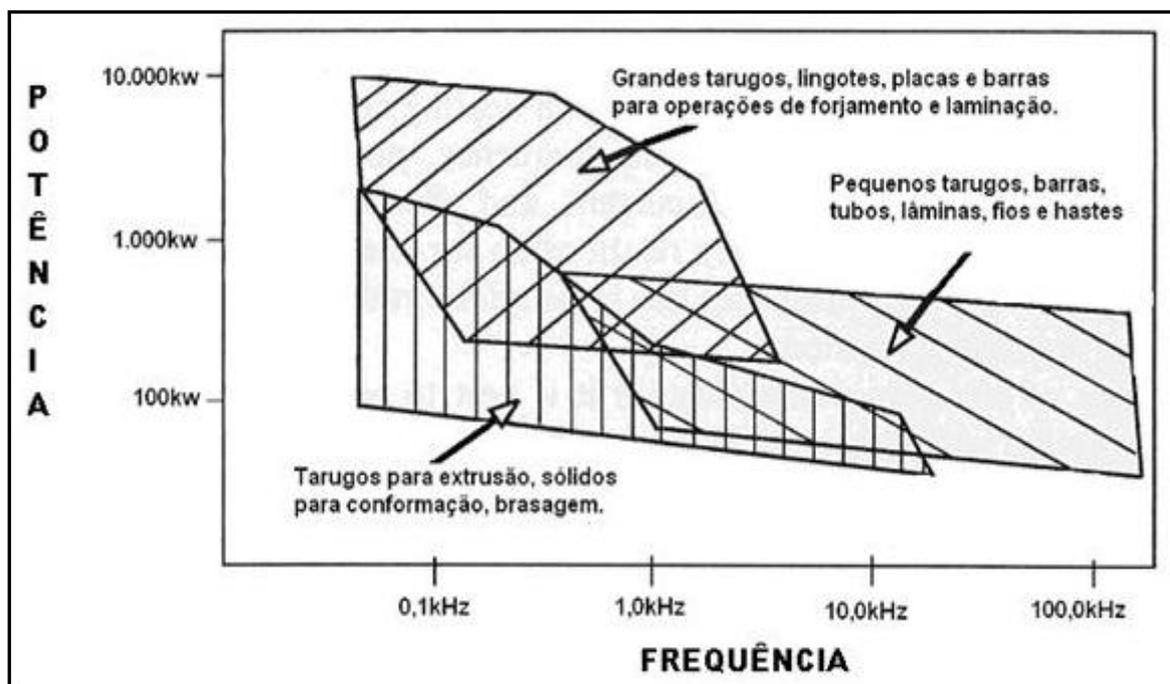


Figura 3.9. Condições típicas de aplicações de aquecimento por indução eletromagnética.^[18,19]

3.8. FENÔMENOS ELETROMAGNÉTICOS BÁSICOS NO AQUECIMENTO POR INDUÇÃO

A aplicação de tensão alternada a uma bobina condutora resulta em corrente alternada no circuito da bobina, produzindo, em seu interior, um campo magnético variável com o tempo, com a mesma frequência aplicada. Em uma peça condutora posicionada no interior da bobina, são induzidas correntes parasitas, ou de Foucault, em sentido tal que produzam, por sua vez, um campo magnético induzido, que se opõe à variação do fluxo magnético da bobina. As correntes parasitas produzem calor, por efeito Joule, com uma potência diretamente proporcional ao produto da resistência elétrica da região percorrida pelo quadrado da corrente ($P = R \times i^2$). A figura 3.10 ilustra um sistema de aquecimento por indução eletromagnética, utilizando uma bobina de indução de múltiplas voltas ^[18,21].

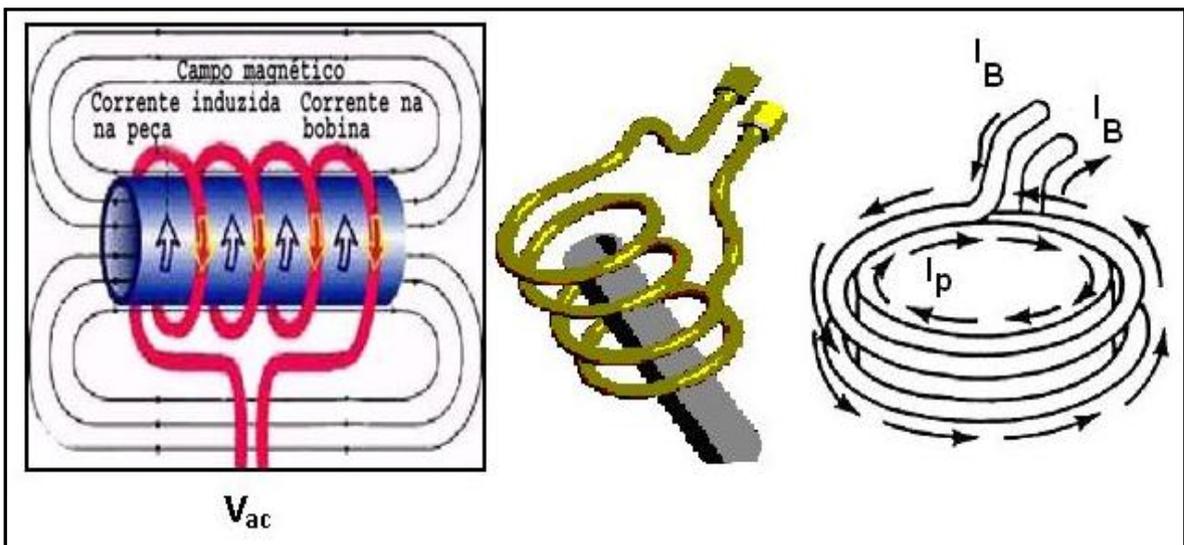


Figura 3.10. Análise eletromagnética no sistema de aquecimento por indução de tubos em sistema convencional de aquecimento por indução composto por uma bobina de múltiplas voltas. ^[20,22]

Devido aos vários fenômenos eletromagnéticos, a distribuição de corrente, dentro de um indutor e de uma peça não é uniforme. Essa não uniformidade causa um perfil de temperatura também não uniforme na peça. Uma distribuição de corrente não uniforme pode ser causada por vários fenômenos eletromagnéticos, principalmente, pelos efeitos; superficial, de proximidade e de anel. ^[18,20]

3.8.1. EFEITO SUPERFICIAL

Quando uma corrente alternada atravessa um condutor, a distribuição de corrente não é uniforme. O valor máximo da densidade de corrente sempre estará localizado na superfície do condutor e diminuirá da superfície para o seu interior (em direção ao centro). Esse fenômeno de distribuição de corrente não uniforme dentro de uma seção através do condutor é chamado de efeito superficial. Esse efeito sempre ocorre quando há correntes alternadas e será encontrado na peça localizada dentro ou próxima da bobina. ^[18]

Para o cálculo da distribuição da densidade de corrente, ao longo da espessura de uma peça, adota-se, freqüentemente, a equação 3.4, apresentada a seguir. ^[22]

$$\mathbf{I} = \mathbf{I}_0 \mathbf{x} e^{-y/\delta} \quad \text{eq. 3.4}$$

- I é a densidade de corrente (A/m^2) em uma distância Y (m) da superfície ao centro da peça;
I₀ é a densidade de corrente na superfície da peça (A/m^2);
 δ é a profundidade de penetração de corrente (m).

Devido ao efeito superficial, aproximadamente 86% da corrente concentra-se na camada superficial do condutor, em uma região chamada de camada de referência ou de penetração, δ . O grau do efeito superficial depende da freqüência da corrente alternada e de propriedades do material aquecido, como resistividade elétrica e permeabilidade magnética relativa. ^[18]

De acordo com a equação 3.4, a densidade de corrente induzida numa peça tem seu valor máximo na superfície e reduz exponencialmente em direção ao centro da peça. A profundidade de penetração de corrente em determinado objeto é definida pelo limite no qual a densidade de corrente alcança 37% do valor obtido na superfície. ^[18]

A profundidade de penetração de corrente δ (m) pode ser obtida através da expressão 3.5: ^[18,22]

$$\delta = \frac{\rho}{\sqrt{\pi \cdot \mu_0 \cdot \mu_r \cdot f}} \quad \text{eq. 3.5}$$

sendo: δ = profundidade de penetração, (m).

ρ = resistividade da peça, ($\Omega \times m$).

μ_0 = permeabilidade magnética no vácuo.

μ_r = permeabilidade magnética relativa da peça.

f = frequência do campo magnético alternado da bobina, (Hz).

Na camada com essa espessura, despende-se, aproximadamente, 87% de toda energia calorífica. A profundidade de penetração da corrente, δ , diminui com a elevação da frequência e aumenta com a resistividade da peça.^[18]

3.8.2. EFEITO ELETROMAGNÉTICO DE PROXIMIDADE

Quando ocorre um fluxo de corrente em direções opostas, através de dois condutores paralelos, um forte campo magnético se forma na área entre estes, figura 3.11. As linhas do campo magnético, que são produzidas nas barras paralelas, têm a mesma direção, fazendo com que o campo magnético resultante entre as barras seja muito forte. Se as correntes têm a mesma direção, então as linhas do campo magnético têm direções opostas na área entre as barras e, assim, elas se cancelam. O aumento da distância entre as barras diminui a potência do efeito de proximidade.^[18,20]

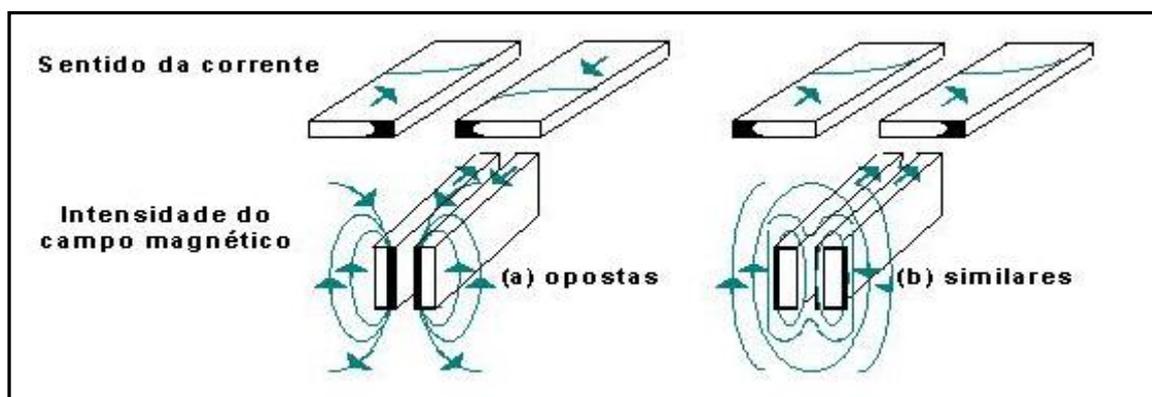


Figura 3.11. Distribuição da corrente em barras condutoras devido ao efeito de proximidade.^[18,20]

Os sistemas de indução consistem de dois condutores: um é o indutor que transporta a corrente da fonte e o outro é a peça localizada próxima ao indutor. Correntes parasitas são induzidas na peça por um campo magnético alternado externo. Devido aos efeitos de proximidade, as correntes da bobina e as induzidas na peça se concentrarão nas áreas faciais de uma a outra. [18,20]

3.8.3. EFEITO DE ANEL ELETROMAGNÉTICO

Se a barra de condução é curva, em forma de anel, como mostrado na figura 3.12, ocorrerá, também, a redistribuição da corrente. As linhas de fluxo magnético se concentrarão dentro do anel e, assim, a densidade do campo magnético será alta nessa região. Como resultado, a maior parte da corrente fluirá dentro de uma fina camada superficial interna. Esse efeito de anel é similar ao efeito de proximidade e provoca a concentração da corrente na superfície interna da bobina de indução. [18,20]

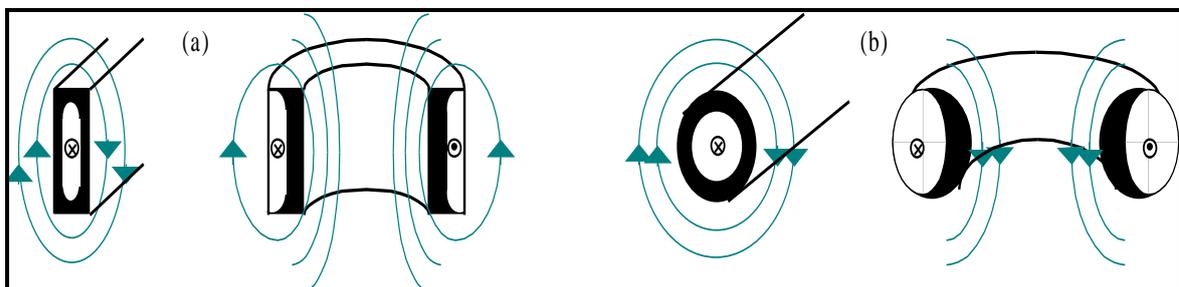


Figura 3.12. Efeito de anel em condutores (a) retangulares e (b) cilíndricos. [18,20]

3.9. FENÔMENOS BÁSICOS DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR

No aquecimento convencional, três maneiras de transferência de calor (condução, convecção e radiação) estão presentes. O calor é transferido das regiões de alta temperatura para as de baixa. Um alto valor de condutividade térmica do metal resulta numa intensa transferência de calor de uma superfície quente para o centro frio. O fluxo de calor por condução, q_{cond} , é proporcional à queda de temperatura ao longo da distância, ou seja, ao gradiente de temperatura, no sentido de seu decréscimo, onde a constante de

proporcionalidade é λ . A condutividade térmica do material é calculada conforme a equação 3.6: ^[18]

$$\mathbf{q}_{\text{cond}} = - \lambda \text{ grad } \mathbf{T} \quad \text{eq. 3.6}$$

A transferência de calor por convecção é realizada pelo movimento de fluidos, gás ou ar, conforme a equação 3.7:

$$\mathbf{q}_{\text{conv.}} = \alpha(\mathbf{T}_s - \mathbf{T}_a) \quad \text{eq. 3.7}$$

Onde: \mathbf{q}_{conv} - Fluxo de calor por convecção, (W/m^2).

α - Coeficiente de transferência de calor por convecção, ($\text{W}/\text{m}^2\text{°C}$).

\mathbf{T}_s - Temperatura da superfície.

\mathbf{T}_a - Temperatura do ambiente.

No terceiro modo de transferência de calor, radiação de calor, o calor se transfere pela emissão e absorção de radiação eletromagnética.

Nos aquecimentos por indução, as transferências de calor por convecção e radiação desempenham forte papel na perda de calor. Um alto valor de perda de calor reduz a eficiência da bobina de indução. ^[18]

Os valores de calor específico (C) indicam a quantidade de energia que deve ser absorvida por uma peça para alcançar a requerida temperatura. Um alto valor de calor específico corresponde a uma maior potência requerida.

A condutividade térmica (λ) designa a razão na qual o calor percorre (flui) através da peça. Um material com alto λ deverá conduzir o calor mais rapidamente do que um de menor λ . Quando λ é alto, é mais fácil de se obter uma distribuição uniforme de temperatura ao longo da espessura da peça, o que tem grande influência no processo de aquecimento total. Um alto valor de λ se torna uma desvantagem em processos de

aquecimento superficial, devido à tendência de igualar a distribuição de temperatura no interior da peça. Para atenuar o resfriamento da superfície, maior potência no processo é requerida para manter as camadas superficiais aquecidas na temperatura final desejada [18].

A figura 3.13 mostra as perdas de calor por convecção e radiação no aquecimento por indução. Com o aumento de temperatura, devido às perdas por radiação, altas temperaturas diminuem fortemente a eficiência do processo. [18]

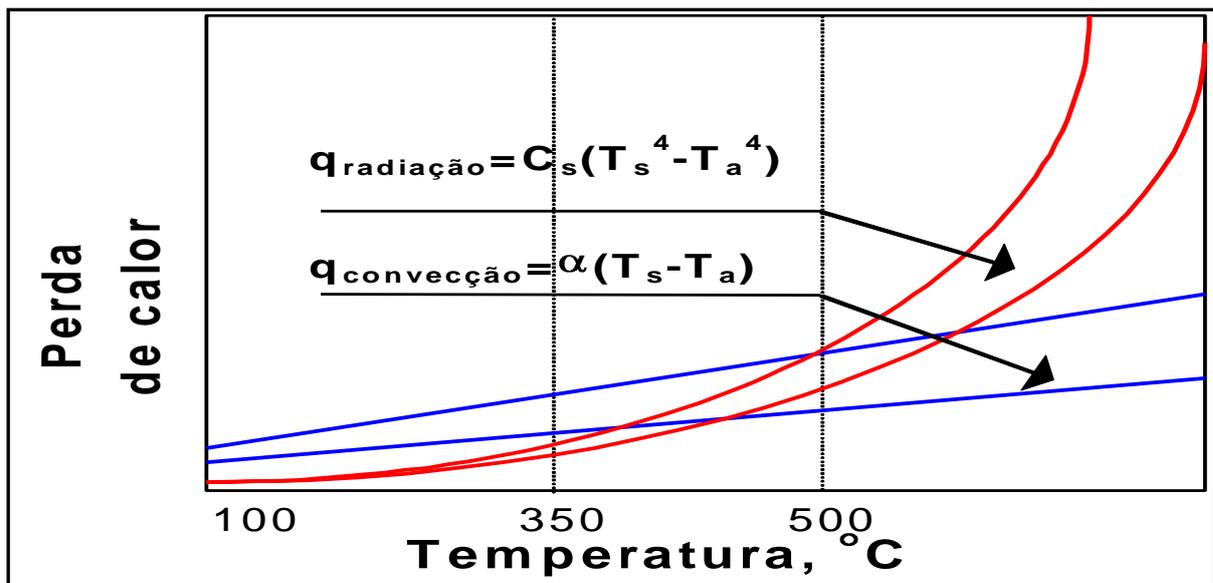


Figura 3.13. Perdas de calor por convecção e por radiação em aquecimento por indução. [18]

3.10. PROPRIEDADES DAS MATRIZES METÁLICAS PARA FERRAMENTAS DIAMANTADAS

Os principais requisitos da matriz metálica de uma coroa para perfuração são aderir fortemente ao blank, reter e situar os diamantes e, por fim, propiciar propriedades mecânicas e resistência ao desgaste adequado às operações de sondagem geológica, pois, durante a perfuração, os diamantes contidos na coroa são submetidos a esforços mecânicos e sua matriz é submetida à deformação plástica. [23, 24,25]

Um dos principais fatores que retém os diamantes na matriz metálica é o "travamento mecânico", esse, é decorrente das suas condições superficiais apresentadas por ambas superfícies em contato. A diferença entre os coeficientes de expansão térmica

do diamante e da matriz, portanto, afeta, fortemente, a adesão dos diamantes. Os parâmetros composição química, granulometria do pó metálico, distribuição de tamanho, fases das partículas e sinterabilidade da matriz, combinados entre si, determinam as propriedades finais da coroa.^[23, 24, 25]

Há, basicamente, dois mecanismos de adesão; retenção mecânica e adesão química, mas é importante notar que poderá ocorrer a combinação de ambos.^[7,26]

No mecanismo de retenção, os diamantes ficarão expostos ao desgaste juntamente com a matriz metálica circundante, cuja capacidade de retenção do diamante está associada ao seu módulo de Young e ao seu limite de elasticidade, propriedades que governam a energia gasta para induzir a deformação plástica do material. Hipoteticamente, a combinação de baixa tensão de escoamento com alto módulo de Young facilitará a deformação da matriz e permitirá o descolamento entre diamante e matriz, como apresentado esquematicamente na figura 3.14.^[25]

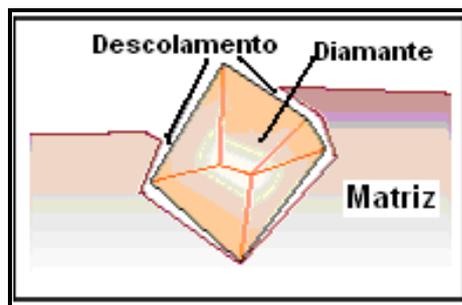


Figura 3.14. Representação esquemática do descolamento do diamante junto à matriz devido à deformação plástica.^[25]

Como já mencionado, na maioria das ferramentas com diamantes impregnados, sua retenção é puramente mecânica. Devido à retenção, alguns diamantes quebram junto com a matriz.^[27] A figura 3.15 apresenta em (a) o aspecto da superfície de um diamante aderido a uma matriz metálica, em (b) um esquema do deslocamento e fratura de diamantes impregnados numa matriz produzida por infiltração metálica e em (c) o aspecto da superfície fraturada de um diamante.

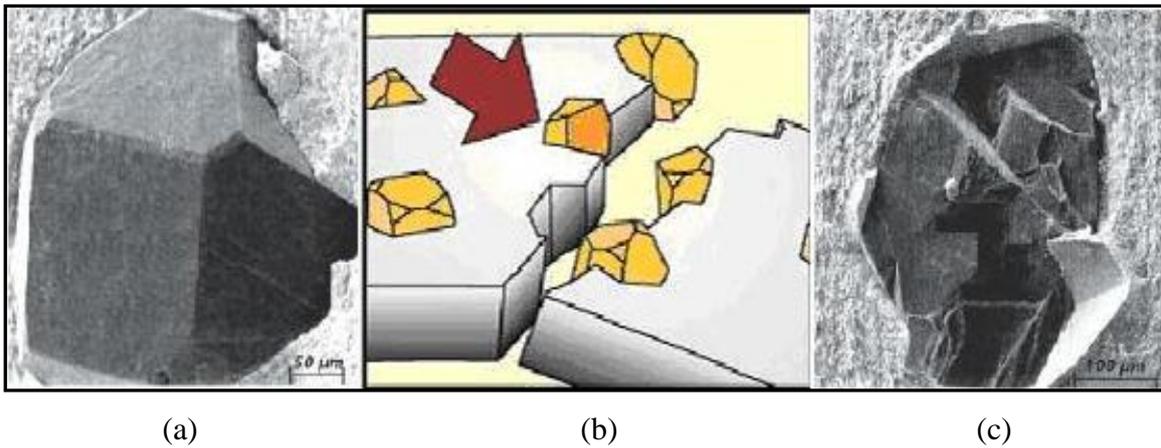


Figura 3.15. (a) aspecto da superfície de um diamante aderido a uma matriz metálica; (b) representação esquemática do deslocamento e fratura de diamantes impregnados numa matriz produzida por infiltração metálica; (c) aspecto da superfície fraturada de um diamante. ^[28]

A retenção mecânica, conforme indicado na figura 3.16, pode ser calculada pela equação 3.8 ^[29]:

$$R_m = \frac{A_c \times \sigma_M \times \mu_{M.D}}{\sqrt{F_c}} \quad \text{eq. 3.8}$$

Onde: R_m - retenção mecânica;

A_c - “área de contato” e se refere à interface entre diamante e matriz;

σ_M - tensão de compressão da matriz;

$\mu_{M.D}$ - atrito diamante-matriz;

F_c - força de contato.

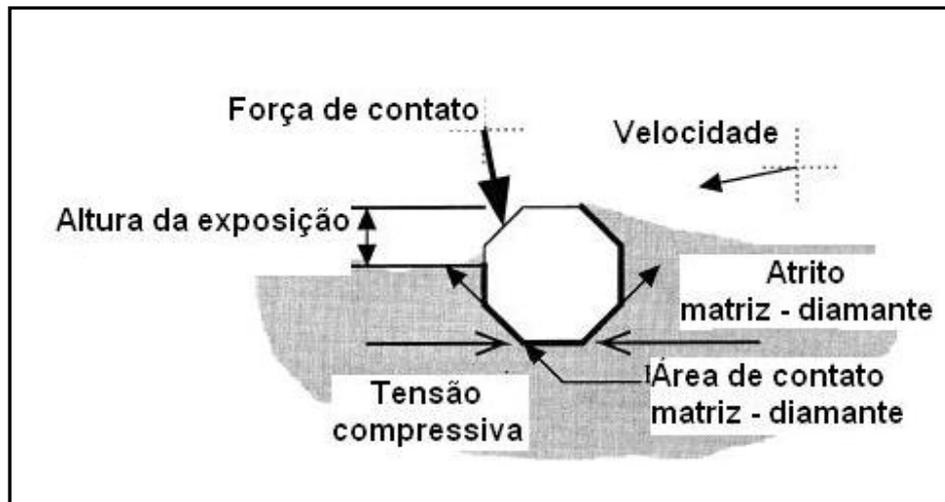


Figura 3.16. Forças que agem sobre o diamante durante a operação de sondagem ou corte por serra. ^[29]

A distribuição dos diamantes dentro de uma matriz metálica é aleatória, mas a altura de exposição dos diamantes não deverá exceder $\frac{1}{2}$ ADPD (“average diamond particle diameter” – tamanho médio dos diamantes), caso contrário o diamante se soltará, e não deverá ser inferior a $\frac{1}{4}$ ADPD, para que não perca seu poder de corte. ^[30] Elevada exposição, alto número de faces e granulometria grosseira dos diamantes reduzem a área de contato e diminuem a retenção. Como referência, considera-se que, se $R > 1$, o cristal estará bem retido. A vida e o desempenho da ferramenta serão determinados pela evolução da taxa de corte e da taxa de desgaste do metal ligante.

A taxa de corte depende do índice de tenacidade (TI), da resistência compressiva (CFS) relativa ao contato dinâmico e da interferência provocada pela deformação. ^[29] Os termos índice de tenacidade (TI) e resistência compressiva (CFS), relativos aos ensaios usados pelas indústrias de ferramentas diamantadas para quantificar o desgaste sofrido pelas ferramentas, serão discutidos no tópico de ensaios mecânicos aplicados aos diamantes.

No mecanismo de ligação química, os diamantes são, quimicamente, aderidos aos constituintes da matriz metálica. Essa adesão química é somente alcançada, quando o metal apresenta alta afinidade química com o carbono, formando carboneto, ou usando elementos que dissolvem o carbono em quantidade substancial. ^[27]

Matrizes produzidas com pós que apresentam formas irregulares (dendritas) e ampla faixa granulométrica apresentam-se com um efeito de entrelaçamento (travamento), fato que as torna mais resistentes à erosão, se comparadas àquelas produzidas com pós de distribuição granulométrica mais estreita ou de formato mais regular (esférico ou nodular). Algum nível de porosidade pode ser, propositalmente, dado ao produto final, objetivando “auto-afiamento”. [2]

A figura 3.17 apresenta, esquematicamente, as diversas formas geométricas de partículas pulverizadas.

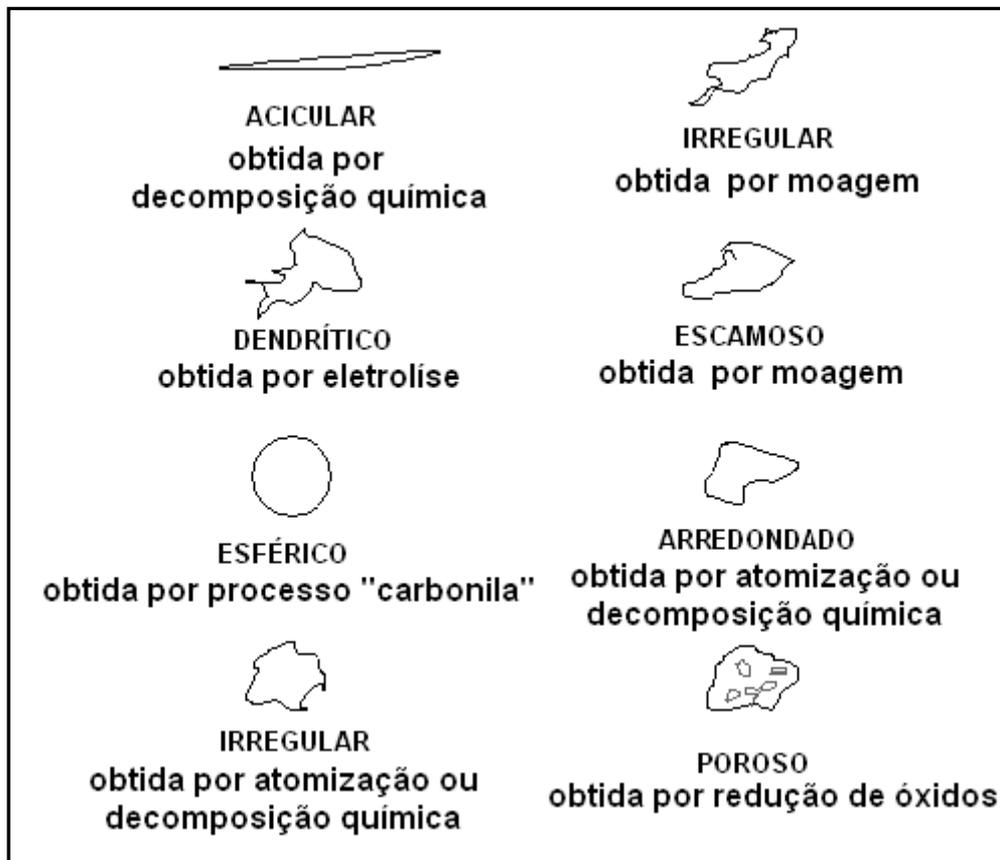


Figura 3.17. Representação esquemática das diversas formas de partículas, que podem ser usadas na constituição da matriz da coroa. [5]

Composição química do pó, tamanho médio de grãos, distribuição de tamanhos, fases das partículas, sinterabilidade e molhabilidade influenciam, significativamente, as propriedades finais da coroa diamantada. [14,30] No estado sólido, a molhabilidade entre os componentes formadores de um sistema determinará a extensão dos contatos entre os

diferentes elementos do sistema infiltrado e a homogeneidade do material após a sinterização.^[14]

Para ilustrar a complexidade da cinética de infiltração metálica, são apresentados, como exemplos, os sistemas binários W-Cu e WC-Co. O sistema W-Cu é caracterizado por nenhuma solubilidade por parte dos componentes e pela pobre molhabilidade do tungstênio (W) pelo o cobre (Cu). A estrutura do sistema W-Cu é constituída por grãos de W rodeados por uma matriz de Cu.^[14]

O sistema WC-Co, com o qual se faz o metal duro, apresenta excelente molhabilidade do WC pelo Co e apresenta grande solubilidade do WC no Co, enquanto que a solubilidade inversa é insignificante.^[14] Nesse sistema, durante o aquecimento, o Co molha as partículas de WC, espalhando-se por entre elas e formando aglomerados, quase densos, contendo WC/Co. Ao mesmo tempo, W e C se dissolvem no Co, possibilitando o crescimento dos grãos de WC.^[1,14,27]

Em geral, uma matriz dura e resistente ao desgaste não será removida de forma fácil e rápida para manter suficiente exposição dos diamantes ao corte, resultando, então, no fenômeno de tangenciamento da matriz. Uma matriz macia erode facilmente durante a operação de corte e pode causar a perda prematura dos diamantes. Assim a matriz deverá ser formulada de forma a resistir ao desgaste em taxas semelhantes à dos diamantes, permitindo que novos diamantes sejam expostos de forma a manter constante e eficiente o corte.

Para se obterem resultados satisfatórios, a matriz deverá apresentar propriedades compatíveis com a formação geológica a ser sondada, de maneira que a referida matriz permita a exposição dos diamantes durante a operação de sondagem.^[15,31,32] Melhorar a qualidade das coroas depende, principalmente, de desenvolvimentos das matrizes.

3.11. TIPOS DE MATRIZ METÁLICA

A matriz é uma liga ou composto composto por um “esqueleto”, em geral constituído por tungstênio metálico (W), carboneto de tungstênio (WC) e/ou tungstênio cobalto W-Co, misturado ou não a outros metais, tais como ferro (Fe), cobre (Cu), cobalto (Co), níquel (Ni), zinco (Zn), prata (Ag) ou suas respectivas ligas, cuja função é unir o

esqueleto, a matriz e os diamantes por infiltração, formando um compósito, além de permitir que o compósito fique aderido por brasagem a um segmento tubular, o “blank”.^[3, 9, 10, 32]

Os diferentes tipos de metais e ligantes usados em ferramentas de corte foram discutidos em estudos realizados por Thakur ^[33] e a descrição das propriedades do tungstênio, de seus respectivos carbonetos e de casos onde tais carbonetos podem ser usados foi apresentada por Stockwel. ^[2,34]

Os carbonetos metálicos (WC, WC-Co, TiC, TaC) apresentam propriedades como elevado ponto de fusão, elevada dureza, elevada condutividade térmica e boa estabilidade química. A combinação de dureza e tenacidade, provenientes dos carbonetos e de outras fases metálicas, tem impulsionado estudos referentes à síntese e processamento de materiais de única fase e compósitos com fase metálica para produção de ferramentas de corte e matrizes de coroas diamantadas usadas em perfuração para sondagem geológica. Nesse contexto, WC é o mais importante carboneto em aplicação, pois sua dureza é da ordem de 16 – 22 Gpa (Vickers 500 g) e sua temperatura de fusão é da ordem de 2785 °C. ^[8]

Às matrizes podem-se acrescentar aditivos como fósforo (P), titânio (Ti), molibdênio (Mo), estanho (Sn), cromo (Cr). Também, para sua obtenção pode-se fazer uso de outros abrasivos “secundários” tais como WC, SiC.^[31] Adições de níquel, boro e fósforo ou suas ligas como Cu-P, Fe-P, Ni-P têm por objetivo abaixar o ponto de fusão da matriz. Apesar de essas ligas favorecerem a formação de uma matriz frágil (propriedades mecânicas inferiores), pode-se adicionar Si, Sb, ou Ce, para melhorar sua tenacidade. ^[3, 35,36]

As ligas Cu-Sn, quando usadas nas matrizes, propiciam insuficiente adesão dos diamantes, que poderá ser melhorada através da adição de elementos tais como Cr, Ti e Va. Tais elementos poderão formar carboneto entre os diamantes e a matriz. ^[3]

As matrizes que contêm tungstênio, carboneto de tungstênio, cobalto, cobre e níquel são usadas em condições que requerem propriedades mecânicas elevadas. ^[3,33] Os compósitos formados por carboneto de tungstênio e cobalto (WC-Co) combinam a elevada dureza conferida pelo WC com a ductilidade do Co, produzindo materiais com elevada resistência a desgaste. ^[36] Nessas matrizes, a adição de fósforo, durante a preparação, permite reduzir a temperatura de sinterização e o custo de produção, além de aumentar a

eficiência da ferramenta em perfuração para sondagem e prolongar a vida da coroa em serviço. [32]

As ligas de titânio não são comumente usadas em matrizes para coroas ou ferramentas diamantadas, porém, mediante reações químicas, é possível estabelecer forte interação entre esse metal e os diamantes, através a formação de carboneto de titânio (TiC). [24]

Comparado aos carbonetos, o titânio é considerado “macio” e tem baixo coeficiente de expansão térmica. Assim, na infiltração com prensagem a quente, menor compressão será aplicada sobre o “esqueleto” de pós metálicos durante o processo de sinterização e, apesar de apresentarem baixa elasticidade, alguns compostos intermetálicos formados pelo titânio apresentam alta resistência a desgaste. As propriedades das ligas de titânio (Ti-Ni, Ti-Ni-Co, Ti-Ni-Al) foram avaliadas em estudos, visando ao uso em matrizes em ferramentas diamantadas. [24]

No caso das matrizes, a adição de níquel às ligas de titânio visa a reduzir a temperatura de sinterização para valores inferiores a 1000 °C, minimizando as condições em que poderão ocorrer a grafitação dos diamantes. Adições dos elementos cobalto e alumínio foram realizadas no intuito de se obterem propriedades adequadas às operações de corte, pois o cobalto é formador de composto intermetálico e o alumínio forma solução sólida com o titânio, porém suas efetividades não foram ainda completamente comprovadas. [24]

Adições de Co alteraram os valores dureza e densidade. Como exemplo, a dureza da liga 10%Co-90% (Ti87%-Ni13%) ficou entre 90 e 93 HRB, enquanto que a da liga 40%Co-60% (Ti87%- Ni13%) ficou entre 94 e 96 HRB. O teor de cobalto desta última liga resultou em diminuição na densidade e em um aumento pouco significativo em dureza. Em ligas Ti-Ni, a adição de 40 % de cobalto não se justifica, além de se tornar um risco à saúde, devido à toxicidade do mesmo. Nesse estudo [24] a liga Ti_2 (Co-Ni), de composição atômica 66%Ti, 19%Co, 15%Ni foi considerada adequada para produção de matriz para ferramentas diamantadas. [24]

A figura 3.18 apresenta, como exemplo, a imagem obtida em microscopia eletrônica de varredura da liga $Co_{40}(Ti_{87}Ni_{13})_{60}$. As análises revelaram que as áreas brancas são arranjos contendo Ti-Co (50%at./50%at.), que as áreas na cor cinza-claro são constituídas de Ti_2 (Co,Ni) e que as áreas escuras são ricas em Ti. [24]

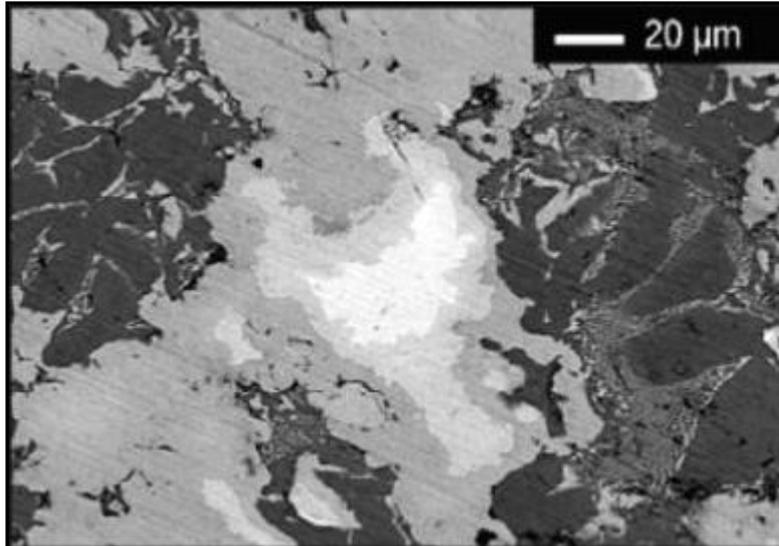


Figura 3.18. Imagem obtida em microscópio eletrônico de varredura de uma liga sinterizada $\text{Co}_{40}(\text{Ti}_{87}\text{Ni}_{13})_{60}$, amostra E3, onde as áreas brancas e cinzas são, respectivamente, fases Ti-Co e $\text{Ti}_2(\text{Co,Ni})$ e as áreas escuras é o titânio. ^[24]

Ferramentas produzidas com ligas Fe-Ni apresentaram desempenho 10 vezes maior, quando tal desempenho foi comparado ao desempenho apresentado pela ferramenta feita com ligas de cobre e submetida ao processo de prensagem a quente. ^[3]

A bibliografia consultada descreve que uma gama de matrizes metálicas para aplicações diversas e com ampla faixa de resistência ao desgaste pode ser obtida através da combinação de elementos e processos de produção. ^[1,3,10, 23,32] É importante ter capacidade de se fabricarem coroas com matrizes que permitam obter ampla faixa de dureza, pois as diferentes rochas sondadas apresentam durezas e abrasividades diversas.

3.12. USO DO COBALTO EM MATRIZES DE COROAS DIAMANTADAS

O cobalto (Co) é um metal ferromagnético com propriedades similares às do ferro e do níquel, porém mais reativo. Nas ligas metálicas, o cobalto eleva a resistência à corrosão, ao desgaste e às temperaturas elevadas, além de melhorar a tenacidade e aumentar a dureza, sendo esta última propriedade realçada na presença do carbono. ^[37,38] É um elemento altamente tóxico, sendo um risco manter-se exposto à poeira gerada durante as operações de corte. ^[24]

Adições de cobalto promovem endurecimento por solução sólida nas ligas que contêm W, Cr e Mo. Nas ligas de níquel, adições entre 10 e 15 % de cobalto promovem tal efeito, porém reduzem a solubilidade do alumínio e do titânio. [38]

Nas ligas de cobalto, adições de Ni na presença de P promovem redução da temperatura de ocorrência da fase líquida e a densificação da liga formadora da matriz, devido à temperatura de recristalização do Ni-P a 880 °C e do Co-P a 1020 °C. [35]

Devido à boa capacidade em sinterizar e à capilaridade durante a sinterização com fase líquida, permitindo alcançar elevada densidade, o cobalto em pó é comumente usado como agente ligante dos constituintes metálicos formadores de matrizes metálicas de ferramentas e coroas diamantadas para corte de concreto, rochas e perfuração para sondagem geológica. [8,24] Nos carbonetos duros sinterizados, o teor de cobalto varia entre 3,0 e 25,0 % e, nas ferramentas de corte, entre 3,0 e 15,0 %. [38]

Em estudos realizados, Liao e Luo [37] avaliaram as propriedades mecânicas de diferentes composições para matrizes contendo apenas cobalto (100 % Co) e outras contendo 95 % Co com adições de 5,0 % Sn; 5,0 % Ni; 5,0 % Ag ou 5,0 % W. Por meio desses estudos, constataram que a resistência ao desgaste mudou para cada composição, determinando que o tipo de ligante a ser usado dependerá da aplicação, pois algumas matrizes deverão ser mais resistentes ao desgaste que outras. [2,37]

O cobalto, em relação ao W, permite melhorar a tenacidade das peças e abaixa a temperatura durante prensagem a quente. [26] No caso das ferramentas diamantadas submetidas ao processo de infiltração com prensagem a quente, a tensão residual gerada na interface entre as partículas de cobalto e diamante, devido aos diferentes coeficientes de dilatação térmica, aumenta a capacidade de retenção dos diamantes pela matriz metálica. [24]

As tabelas, 3.1 e 3.2, apresentam valores de algumas propriedades físicas, elétricas e magnéticas do cobalto. Como está indicado na tabela 3.1, a temperatura de sinterização livre desse metal é considerada alta, porém o cobalto pode ser sinterizado entre 750 a 850 °C, na prensagem a quente, e acima de 900 °C, sem que ocorra mudança significativa em sua microestrutura. [39,40]

Tabela 3. 1. Propriedades físicas do cobalto. [38]

PROPRIEDADES FÍSICAS DO COBALTO	
Número atômico	$Z = 27$
Densidade	$\rho = 2,8 \text{ g/cm}^3$
Arranjo atômico	HC até 417 °C
	CFC 417 °C a 1493 °C
Módulo de elasticidade	210 GPa (30×10^6 psi)
Resistência à compressão	183 GPa ($26,5 \times 10^6$ psi)
Temperatura de fusão	1493 °C
Temperatura de sinterização	995,33 °C

Tabela 3.2. Propriedades elétricas e magnéticas do cobalto. [38]

PROPRIEDADES ELÉTRICAS E MAGNÉTICAS DO Co PURO		
Condutividade elétrica (IACS) a 20°C	27,60 %	
Resistência elétrica	52,5 n. Ω .m	
Coefficiente de resistividade elétrica a 20°C	5,31 n. Ω .m/k	
Permeabilidade magnética relativa	inicial	máxima
	68 N.A ⁻²	245 N.A ⁻²
Força coerciva para $H_{m\acute{a}x.} = 0,1\text{T}$ (1000 G)	708 A/m	8,9 Oe
Saturação magnética ($4 \pi I_s$)	1,87 T	18,7 kG
Indução resídua; $H_{m\acute{a}x.} = 0,1 \text{ T}$ (1000 G)	0,49T	4900 G
Perda por histerese; $B_{m\acute{a}x.} = 0,5 \text{ T}$ (5000G)	690 ciclo j/m ³	
Temperatura Curie	1121 °C	

Compósitos formados por carbetos de tungstênio, WC, e cobalto combinam alta dureza do WC e ductilidade do Co, produzindo materiais com resistência ao desgaste elevada.^[37] A soldabilidade entre WC e Co fundido é excelente e a solubilidade do WC no Co é alta, em torno de 10 % (% em átomos) à temperatura eutética (1350 °C), com variações em função da temperatura e do teor de C. Ambos W e C estabilizam a fase FCC predominante no Co a temperatura elevada.^[41,42,43]

O cobalto domina o mercado de “metais ligantes”. Mais de 90 % de todo metal duro feito com WC utiliza Co como ligante, em teores que varia entre 3,0 % e 30,0 % em peso, formando ligas Co-W-C.^[44]

Nos últimos anos, devido ao elevado valor de mercado e necessidades ambientais, misturas compostas por diversos metais ultrafinos, tais como ferro e cobre, são usadas em substituição ou para adição ao cobalto. Essas surgiram como alternativa para reduzir o custo de produção das ferramentas diamantadas e, é desejável que cada grão, da mistura, contenha todos os metais usados em sua composição e, após a sinterização, uma microestrutura homogênea e ultrafina é objetivada.^[44]

As novas ligas e as misturas combinam em proporções adequadas a granulometria e a forma dos cristais, permitindo obter homogeneização dos grãos do metal aglutinante, refinamento microestrutural, maior retenção dos diamantes à matriz, diversas faixas de dureza, alta ductilidade, resistência ao impacto, à abrasão, à fadiga e maior tenacidade. Todas essas características permitem produzir ferramentas que poderão apresentar desempenho satisfatório em operações de corte e polimento de rochas.^[42,43,44]

O uso de misturas de pós micronizados contendo cobalto em sua formulação, é alternativa, que permite produzir ferramentas empregando baixa temperatura de sinterização e promovendo propriedades similares às conferidas pelo cobalto.^[40]

3.13. DIAMANTES PARA SONDAÇÃO GEOLÓGICA

Diamante é uma das formas alotrópicas de solidificação do elemento carbono. Cristaliza-se no sistema isométrico, sendo encontrado nas formas octaédrica, duodecaédrica e raramente na forma cúbica.^[7] Em altas temperaturas, o diamante é uma

fase metaestável, que tende a se transformar em grafite (grafitizar), quando aquecido acima de 500 °C. [23,45]

Por ser o mineral que apresenta a maior resistência ao risco, obtendo o valor 10 na escala de MOHS, o diamante é considerado o melhor material para corte, pois possui alta dureza, alta resistência compressiva, baixo coeficiente de atrito (fricção), baixo coeficiente de expansão térmica e boa condutividade térmica. [7,46]

Por possuir características adequadas às operações de perfuração para sondagem geológica, diamantes naturais “carbonados” foram usados pela primeira vez por volta de 1920 nos Estados Unidos. Nos anos seguintes, devido ao aumento na demanda por operações para sondagem mineral, foi, então, necessário oferecer diamantes com melhores características às operações, sendo introduzido o termo diamantes processados.

O termo “processado” se refere ao diamante que foi facetado e polido com o objetivo de se alcançarem características adequadas às operações de sondagem geológica, tais como; um nível satisfatório de resistência mecânica e um maior número de faces. [47]

As propriedades apresentadas pelos diamantes naturais permitiram classificar as coroas diamantadas como ferramentas exclusivas para a perfuração de rochas duras e abrasivas. Entretanto, com os avanços nos projetos, nos processos de fabricação e na escolha dos diamantes, as coroas diamantadas foram usadas na perfuração de outros tipos de rocha. [7]

Os diamantes naturais supriram à demanda da indústria de equipamentos de corte e perfuração até 1970, quando, houve uma redução no fornecimento decorrente do aumento na demanda e queda na produção. Esses diamantes foram, gradativamente, substituídos por diamantes sintéticos, cuja tecnologia de fabricação expandiu rapidamente nos últimos 60 anos. [47]

3.14. DIAMANTES SINTÉTICOS

A síntese do diamante é o processo no qual o carbono é transformado em diamante. A metodologia aplicada para conversão dependerá da utilização do diamante na atividade industrial. A natureza e as características do produto é função dos parâmetros operacionais, tais como pressão, temperatura, tipo de solvente, núcleo (Mn, Cr, Ta, Nb, Fe-Ni),

catalisadores, materiais carbonáceos e geometria da cápsula para conformação. Bons diamantes poderão ser produzidos usando pó de diamante como material para nucleação. [48,49]

Os diamantes industriais foram divididos em grupos, conforme a perfeição dos grãos. Um grupo é formado por diamantes cujos cristais apresentam-se perfeitos e serão utilizados em condições severas, tais como corte de rochas e concreto. Outro grupo é composto por cristais, que estruturalmente, são imperfeitos, mas apresentam friabilidade e características de corte suficientes para o uso. [48]

O aumento da importância dos diamantes industriais se deve ao uso de diamantes sintéticos em ferramentas diamantadas nas indústrias; mineral e de construção. Desde o final da década de 70, o uso de coroas constituídas por diamantes sintéticos apresentou grande desenvolvimento. Foram desenvolvidos diamantes sintéticos do tipo TSP (“Thermally Stable Polycrystalline”), estáveis termicamente até temperaturas da ordem de 1050 °C, observadas no processo metalúrgico de infiltração. Tais diamantes substituem os diamantes naturais no processo de fabricação das coroas diamantadas. [7]

As coroas usadas em perfuração para sondagem geológica com diamantes TSP, cuja representação esquemática é apresentada na figura 3.19, são indicadas para a perfuração de rochas muito duras ou muito abrasivas. [2]

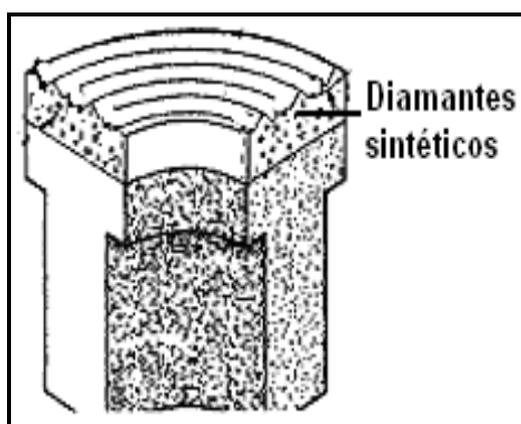


Figura 3.19. Representação esquemática de uma coroa diamantada usada em perfuração para sondagem geológica. [48]

A figura 3.20 (a) apresenta grãos de diamantes sintéticos não revestidos e a figura 3.20 (b) apresenta a fotografia de um grão de diamante sintético revestido por metal.



(a)

(b)

Figura 3.20. (a) grãos de diamantes sintéticos não revestidos ^[48]; (b) fotografia de um grão de diamante sintético revestido (50x).

3.15. PROPRIEDADES DOS DIAMANTES INDUSTRIAIS SINTÉTICOS

Com a sofisticação nos métodos de fabricação e com o uso das ferramentas diamantadas, tornou-se necessário ter um melhor entendimento da relação entre as propriedades físicas do diamante e o desempenho da ferramenta.

Como exemplo, a dureza do diamante depende da concentração de impurezas, tal como o nitrogênio, e da orientação do indentador em relação à orientação cristalográfica da amostra avaliada no ensaio de dureza. Diversos artigos reportam valores de dureza dos diamantes sintéticos da ordem de 56 GPa a 257 GPa, conforme método (Knoop) e tipo de indentador usado para medição. ^[51,52,53,54,55]

O aumento da concentração de nitrogênio em diamantes sintéticos tem, como consequência, a diminuição de dureza e da resistência ao desgaste. ^[53] Outro fator que afeta as propriedades dos diamantes sintéticos são as inclusões retidas durante seu crescimento. Tais inclusões são provenientes do processo de síntese, podendo ser metálicas ou não, e afetam o desempenho do produto. ^[56]

As impurezas e os defeitos podem ser controlados pelo gradiente térmico durante a aplicação de altas pressões e temperaturas, obtendo cristais de diamante com teor de impurezas menor que 0,1 ppm e poucas inclusões. ^[58]

Os tipos de diamantes usados nas coroas são determinados primeiramente pelas características mineralógicas da rocha, condições de corte, condições operacionais, tal como velocidade de corte, e tipo de coroa usada.

Se os diamantes apresentam baixa resistência mecânica, neles poderão surgir trincas e provavelmente serão triturados. Se apresentarem resistência elevada e tenacidade, dificilmente irão se fraturar para produzir novas arestas de corte.

Estudos relativos aos efeitos do tamanho e tipo de diamantes sobre as condições de desgaste de rochas durante corte permitiram concluir que:^[59]

- Materiais duros usualmente requerem diamantes pequenos e macios (tenazes), pois a carga por grão de diamante (partículas) não deve ser alta. É necessária intensa remoção de detritos.
- Grandes diamantes usados sobre materiais duros limitam a penetração da coroa na rocha e normalmente ocorrerá à perda de diamantes ou surgirão planos de desgaste sobre os diamantes.
- Diamantes cúbicos e octaédricos apresentam alta resistência mecânica e resistência ao desgaste e são adequados para o corte de materiais duros, ou quando é necessário ter-se alta taxa de corte/penetração.

Analisando os processos de corte e desgaste de diamantes, Buttner ^[60] concluiu que se o diamante é friável ele se desgastará tanto quanto a matriz metálica, provocando o corte ou polimento da matriz metálica que constitui a ferramenta. Se a matriz metálica for também macia, os diamantes serão perdidos afetando a durabilidade da ferramenta. ^[59]

De modo geral, segundo Burgess ^[59], o tamanho do diamante usado na ferramenta é determinado pela velocidade de penetração. Para muitos fabricantes e usuários de ferramentas diamantadas usadas em corte de rocha, o tamanho médio dos diamantes usados varia de 25 a 100 mesh (0,75 a 0,15 mm). ^[61,62]

3.16. REVESTIMENTOS APLICADOS SOBRE DIAMANTES

Revestimentos metálicos de titânio, cromo, molibdênio, silício ou tungstênio aplicados sobre diamantes foram desenvolvidos visando a melhorar as suas propriedades mecânicas de adesão e retenção à matriz metálica, a aumentar a resistência dos diamantes ao ataque químico por metais formadores de carbetos, a melhorar suas resistências ao desgaste e à compressão e manter suas arestas de corte. [3,25, 29,63]

Como exemplo, pode-se citar a tenacidade à fratura de um composto (ferramenta), contendo diamantes impregnados numa matriz composta por Cu-10%Ni, tenacidade que foi melhorada, quando diamantes revestidos com titânio foram usados. Para alcançar tais benefícios, o revestimento deverá ser compatível com a matriz metálica. [64]

Em matrizes formadas por ligas ferrosas, o titânio e o cromo protegem o diamante contra a formação da ligação Fe-C, tornando possível completar o processo de sinterização sem danos aos diamantes. Assim, melhor retenção metálica permite elevar a concentração de diamantes na superfície da coroa, aumentando a sua performance, especialmente em condições que envolvem altas taxas de corte e abrasividade da rocha. [3,64]

As figuras 3.21 (a) e (b) apresentam diamantes MBS 960 produzidos pela G&E e diamantes Sdbtm (DeBeers) revestidos com titânio.

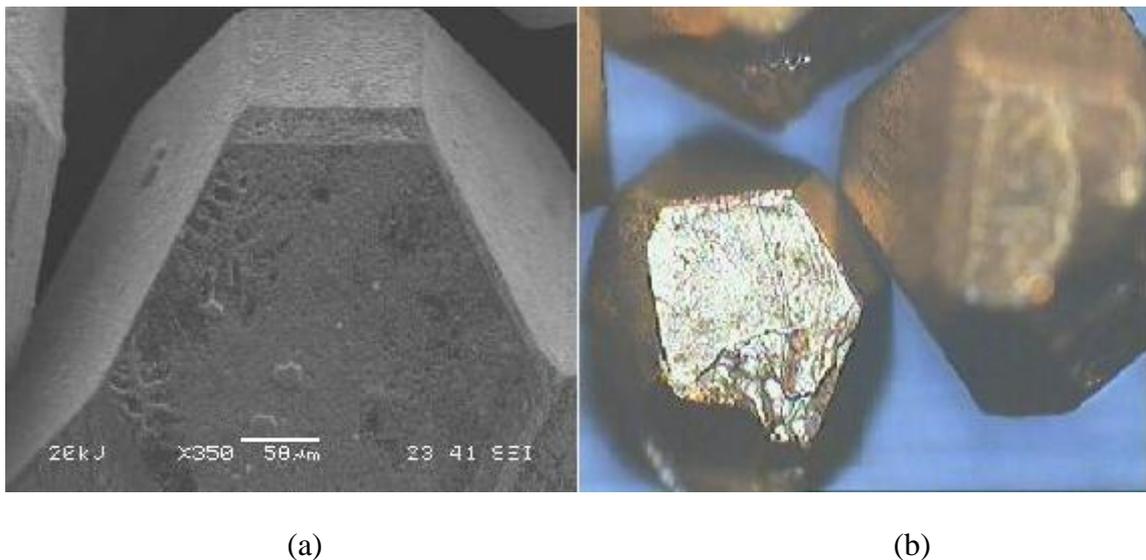


Figura 3.21. (a) imagem de um diamante MBS 960 revestido com titânio, obtida em microscópio eletrônico de varredura com aumento de 350 x; (b) grãos de diamantes sintéticos Sdbtm revestidos com titânio (microscopia ótica, 50 x).

3.17. EFEITO DAS OPERAÇÕES DE METALURGIA DO PÓ SOBRE O DIAMANTE

Para conformação de coroas, diamantes são misturados a ligas metálicas. Mediante aquecimento, há reação entre a superfície do diamante e a matriz metálica envolvente. Assim, no processo de infiltração e sinterização, a composição química da matriz metálica, a granulometria, a distribuição das partículas, a presença de gases oxidantes ou redutores, a temperatura de processamento e a duração do processo podem influenciar na degradação dos diamantes. ^[1,57,65] Em geral, pequeno tamanho de grão, elevada temperatura e longo período de permanência sob prensagem a quente são fatores que elevam o grau de grafitização dos diamantes. ^[1]

O processo de grafitização do diamante, geralmente, se inicia em temperaturas acima de 500 °C, podendo ser interno ou apenas superficial, com poucos micrometros de espessura. A grafitização resulta em cristais translúcidos ou pretos. ^[57,66] As reações são classificadas desde leves até severas, sendo que as reações leves e moderadas têm pouco ou nenhum efeito no desempenho do diamante. As reações mais severas ocorrem na superfície do diamante e podem reduzir o desempenho da ferramenta diamantada. ^[57]

A figura 3.22 (a) exemplifica a reação leve na qual o diamante mostra pequenos poros de ataque na face cúbica. A figura 3.22 (b) apresenta uma reação moderada, sendo que o diamante apresenta ataque superficial em todas as faces. A figura 3.22 (c) apresenta uma reação severa, em que o diamante mostra ataque profundo, com perdas quase completas de arestas e cantos. ^[1,2,56]

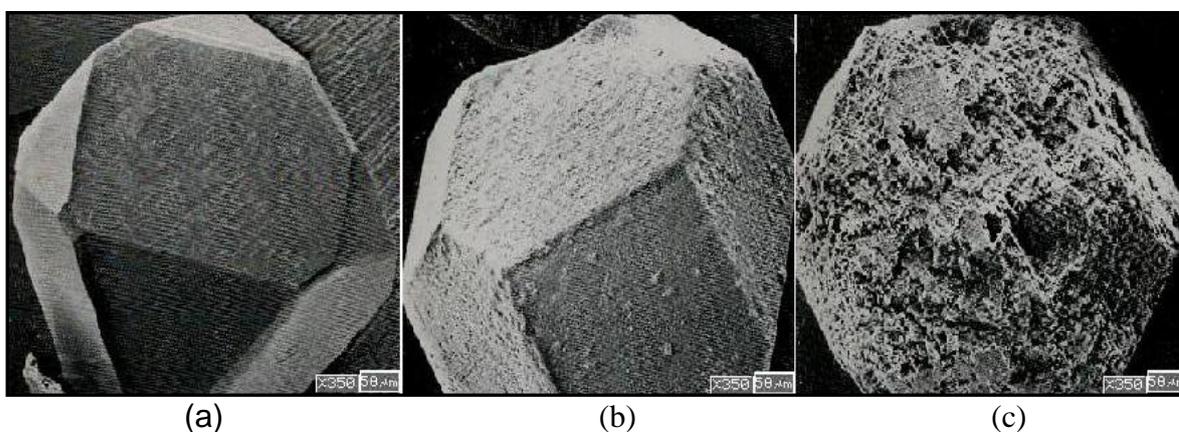


Figura 3.22. Diamantes submetidos a aquecimento, cujas superfícies apresentam degradação térmica (a) reação leve, (b) reação moderada e (c) reação severa. ^[1,2,57]

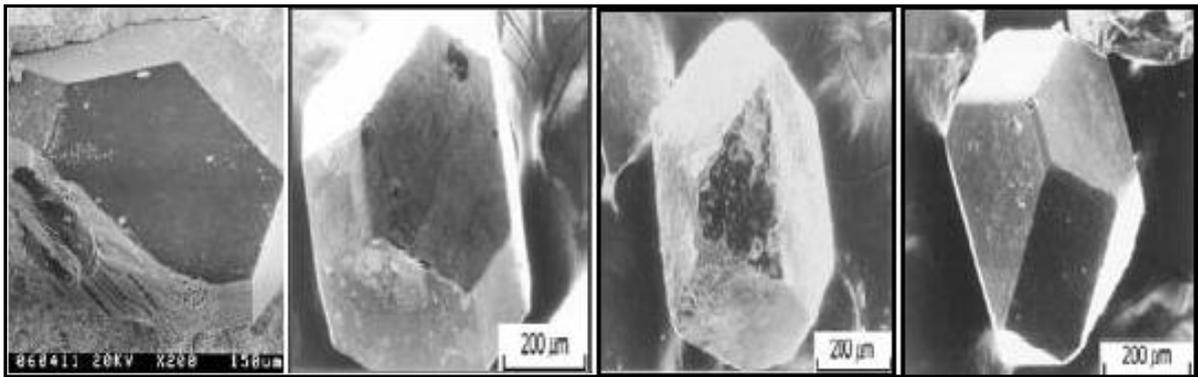
Bex et al. ^[55] mostraram que a grafitização é a primeira causa da degradação térmica dos diamantes em produtos sinterizados. ^[66] Segundo Bullen ^[14], tais reações ocorrem, tanto nos diamantes naturais, quanto nos diamantes sintéticos e ambos começam a perder resistência, quando submetidos a temperaturas da ordem de 800 °C e fatores como pequeno tamanho de grão, alta temperatura, longo tempo de exposição a temperaturas elevadas e elevado grau de grafitização favorecem sua degradação. ^[1, 2, 67]

Segundo Vornov ^[38], inclusões metálicas favorecem a grafitização dos diamantes, em temperaturas na faixa de 850 a 1000 °C. Isso indica que classes inferiores de diamantes, que, geralmente, apresentam elevados teores de inclusões metálicas, se degradarão mais rápido que cristais de diamantes de alta pureza. ^[68]

Estudos realizados sobre a grafitização do diamante, durante o processo de produção de coroas diamantadas, apresentaram perda de massa dos diamantes da ordem de 29,94 %, 8,81 % 17,38 % e 12,05 %, quando as coroas foram constituídas, respectivamente, com ferro, tungstênio, cobalto e níquel e produzidas em temperaturas entre 1050 e 1150 °C. ^[69]

As figuras 3.23 (a), (b), (c) e (d) apresentam aspectos das superfícies dos grãos de diamantes submetidos ao processo de infiltração metálica. A figura 3.23(a) mostra a superfície erodida de um diamante não revestido impregnado em matriz ferrosa. ^[45] A figura 3.23(b) mostra um diamante revestido com titânio impregnado em liga Cu–26%Co–6%Sn–3%Ni, a 1140 °C, durante 30 minutos. Neste caso, a conversão do diamante em grafite foi retardada devido à existência da camada de titânio - Ti. A falta de reação química entre os diamantes e a matriz resulta na manutenção das arestas de corte, que aumentarão o desempenho durante o corte e durabilidade das coroas.

A figura 3.23(c) apresenta um diamante não revestido, que esteve em contato direto com uma liga Fe-Ni (11,3 %), durante o processo de infiltração metálica, sem a formação da camada superficial de carboneto de titânio. Verificou-se que os cantos e a superfície do diamante tornaram-se respectivamente arredondados e corroídos. ^[3,70]



(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 3.23. (a) diamante não revestido impregnado em uma matriz ferrosa; b) diamante recoberto com titânio impregnado numa matriz composta por Cu–26%Co–6%Sn–3%Ni; (c) diamante não revestido impregnado em liga Fe-Ni (11,3 %); (d) diamante recoberto com titânio impregnado em liga Fe-Ni. ^[3,68]

Aliado aos fatores que provocam degradação, a presença de elementos formadores de carbonetos (Co, W, Ni e Fe) nas matrizes poderá afetar os diamantes, ocorrendo a grafitização superficial, durante o processo de conformação da coroas, quando for realizado em temperatura superior a 1000 °C. Portanto, em tal processo, ligas metálicas que necessitam, para fundir, de temperaturas inferiores a 900 °C preservam melhor as propriedades dos cristais de diamante. Tais ligas são, em geral, formadas por Cu, Sn, Co, Ni e Fe. Em coroas produzidas com matrizes compostas, primordialmente, por Cu e Sn, ou seja, com infiltrantes de bronze, os diamantes não sofrem degradações, devido a pouca afinidade química dos referidos infiltrantes com o carbono. ^[1]

Estudos comprovaram a preservação de 85 % do volume dos diamantes revestidos, quando se fez a adesão de diamantes com tamanho entre 10 e 20 µm com matriz ferrosa, a temperaturas da ordem de 1140 °C, durante 30 minutos. ^[3,70]

Para ligas que não apresentam boa sinterização abaixo de 900 °C é comum prensar as coroas a frio e, em seguida, proceder à infiltração com metal fundido ou prensar a quente acima de 1000 °C. Se a temperatura for superior a 1000 °C ou o tempo de exposição for prolongado, o diamante poderá perder resistência ao impacto. ^[71]

Para produção de serras diamantadas usadas para corte de rocha, na faixa de temperatura entre 900 °C e 1100 °C, a resistência ao impacto apresentada pelos diamantes

começa a declinar. Essas mudanças dependem do tipo de diamante e são produzidas por tensões internas resultantes das diferentes taxas de dilatação entre os diamantes e as inclusões metálicas existentes nos cristais. Acima de 1200 °C, as tensões internas causam microfraturação dos diamantes, alterando a resistência ao impacto. [71]

Quando os diamantes são aquecidos acima de 900 °C, em um meio confinado, como na fabricação de coroas, os efeitos das tensões internas são reduzidos e as mudanças na resistência ao impacto são menores do que no diamante exposto livremente. [71]

Informações referentes às propriedades físicas dos diamantes permitirão conhecer o nível de inclusões existentes e os seus efeitos sobre a resistência do diamante após aquecimento. Sabe-se que a porosidade decorrente da difusão do carbono e a grafitação da superfície do diamante são fatores que provocam a redução da resistência da camada de adesão e que tensões internas podem ser influenciadas pelas temperaturas usadas nos processos metalúrgicos. [1,71]

Sendo assim, um aumento na qualidade dos diamantes, conhecimento dos mecanismos de desgaste dos diamantes, uso de novos ligantes, uso de vácuo durante a infiltração e sinterização e produção de matrizes mais resistentes ao desgaste abrasivo permitirá melhor desenvolvimento das coroas. [1]

3.18. INTERAÇÃO QUÍMICA ENTRE MATRIZES METÁLICAS E REVESTIMENTOS APLICADOS SOBRE DIAMANTES

As propriedades dos diamantes e a sua adesão à matriz metálica determinam as propriedades de uma ferramenta diamantada. [63] Assim, as ligas metálicas deverão ter boa capacidade em reter os diamantes. A força de retenção desenvolvida entre os diamantes e a matriz deverá resistir às tensões desenvolvidas sobre os diamantes, durante a operação de corte, e tais diamantes não deverão ser arrancados facilmente. [24]

Para alcançar benefícios que permitam aumentar a eficiência de corte e a durabilidade da ferramenta diamantada, o revestimento aplicado sobre o diamante deverá ser compatível com a matriz metálica, pois melhor retenção metálica permite elevar a concentração de diamantes na superfície da coroa, propiciando melhorias em seu

desempenho, especialmente em condições que envolvem altas taxas de corte e/ou alta abrasividade da rocha. [3,65]

Quando diamantes e matriz são sinterizados livremente, sem pressão e sem infiltração, o mecanismo de adesão talvez seja somente químico, isto é, ocorre uma reação entre o metal e o carbono, formando carboneto. Foram realizados estudos no qual o titânio (Ti) foi usado para revestimento dos diamantes, o uso desse elemento, gerou fortes ligações químicas com os diamantes e formação de carbonetos. [24,72]

Quando o cobalto (Co) foi usado como metal ligante e uma compactação a quente foi aplicada, devido à diferença entre os coeficientes de dilatação térmica, houve tensões residuais na interface Co/diamante. Tais tensões foram as responsáveis pelo processo de retenção do α diamante (α) ao $\text{Co}(\alpha)$. [73,74]

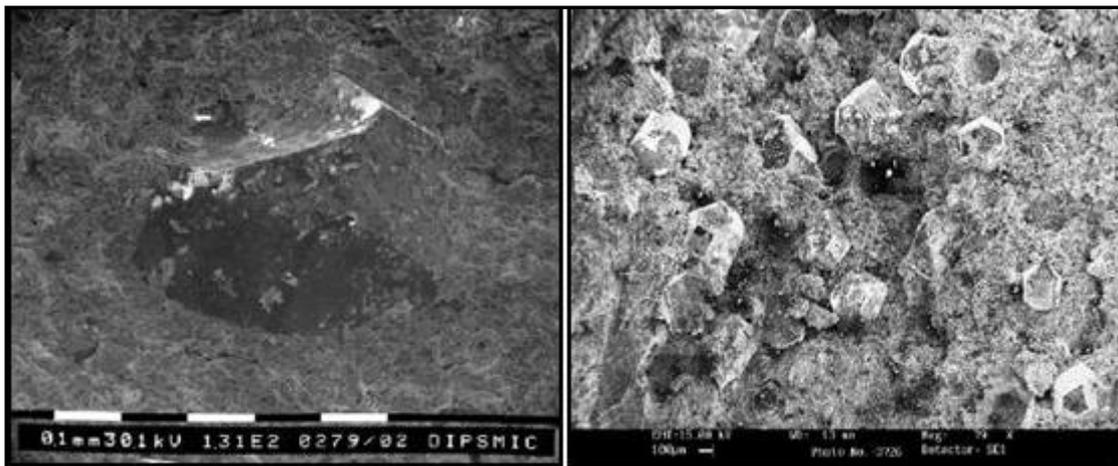
Quando se usa liga ferrosa como matriz, os revestimentos de titânio ou de cromo protegem o diamante contra a formação do carboneto de ferro (Fe-C), permitindo completar o processo de sinterização sem danos aos diamantes. [3,65]

Estudos de Sun et al. [43] mostraram que, para matrizes ferrosas, não há aumento da força de adesão dos diamantes revestidos à matriz e, sim, há um decréscimo; para matrizes à base de níquel, houve aumento da ordem 8,5 % na força de adesão de diamantes revestidos de titânio com a matriz; para diamantes revestidos de cobre ou molibdênio, houve redução na tensão de adesão. Para matrizes à base de cobalto, houve redução na tensão de adesão, quando foram usados diamantes revestidos de cobre, enquanto houve aumento da tensão quando foram usados diamantes revestidos de titânio e de molibdênio, sendo que o revestimento de molibdênio foi aquele que apresentou maior aumento (17 %) em adesão com a matriz. Diamantes revestidos de titânio e revestidos de molibdênio melhoram a força de adesão em matrizes à base de níquel e à base de cobalto, respectivamente. [45]

Para avaliar a capacidade de retenção dos diamantes pela matriz metálica, Sun et al. [43] fizeram análises por microscopia eletrônica de varredura sobre fratura do compósito, na interface metal-diamante. A figura 3.24 (a) ilustra o caso no qual a matriz foi constituída por 87 % Ti e 13 % Ni. Nela, vê-se um diamante envolto na matriz e sem fraturas na interface. Fragmentos da matriz metálica foram detectados sobre a superfície dos diamantes e a micro análise química realizada indicou a presença de titânio. Isso pode ser evidência da formação de adesão química entre a matriz e os diamantes. Semelhante

adesão foi responsável pela forte retenção dos grãos de diamante, quando foram bastante expostos (potrusão). Na imagem da figura 3.24 (b), há um grande número de diamantes aderidos sobre a superfície fraturada, evidenciando a capacidade de retenção dos diamantes pela matriz metálica. [43]

Semelhantes observações foram obtidas em compósitos diamantados produzidos com diamantes DeBeers (0,7 – 0,8 mm) sinterizados em diversos intervalos (15, 30 e 60 minutos) em forno a vácuo a 930 °C, submetidos a 35 Mpa para prensagem, e não foram observadas evidências de grafitização. [24]



(a)

(b)

Figura 3.24. (a) imagem obtida em Mev da superfície de fratura de um compósito com matriz formada por 87 % Ti e 13 % Ni. A superfície do diamante incluso apresenta fragmentos da matriz metálica; (b) diamantes sobre a fratura de um compósito com matriz formada por 87 % Ti e 13 % Ni. [24]

3.19. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. DWAN, J. D. Production of diamond impregnated cutting tools. *Powder Metallurgy*, v. 41; n 2, p. 84 – 86, 1998.
2. DWAN, J.D. Manufacture of diamond impregnated metal matrixes. *Materials science and technology*, v. 14, p. 896 – 900, 09/10 /1998.
3. HSIEH, Y.Z, LIN, S.T. Diamond tool bits with iron alloy as the bonding matrices. *Materials chemistry and physics*, n 72, p. 121-125, 2001.
4. *Diamond Drilling Tools & Precision Machine - Field Manual Dimatec Inc.* p.5 - 65
5. CHIAVERINI, V. *Metalurgia do pó*, ABM, 2001. p. 3,5,6,7, 73 .112, 136, 4^a ed.
6. *ASM Metals Hand Book*, v. 4.
7. HEINZ, W.F., *Diamond Drilling Handbook* , Routledge , 1992, p. 27 – 72, 1^a ed.
8. KIM, H. C., OH, D. Y., GUOJIAN, J., SHON, J. Synthesis of WC and dense WC-5% vol. Co hard materials by high–frequency induction heated combustion materials. *Science Engineering*, A368, p. 10-17, 2004.
9. TIAN, X., TIAN, S. The wear mechanism of impregnated diamond bits *Wear*. v 177, p. 81-91, 1994.
10. DWAN, J.D. Diamond impregnated tool manufacturing and utilization of “diamond pro” software. *EURO PM 99, International Workshop on Diamond Tool Production. Diamond Tool Manufacture & Powder Metallurgy*, p. 24, 25, 26, 27, November 1999.
11. BAGLYUK, G.A., POSNYAK, L.A. Powder metallurgy wear-resistant materials based on iron i materials prepared by sintering and infiltration. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, v. 40, n. 1-2, p. 34-38, 2001.
12. LENEL, F.V. *Powder metallurgy principles and applications*. Metal Powder Industries Federation. New Jersey, p. 492- 493, 1980.
13. EXNER, E. Principles of single phase sintering. *Reviews on Powder Metallurgy and Physical Ceramics*, v. 1, p. 1-4, 1979.
14. DA SILVA, A. G. P., JÚNIOR, C. A. A sinterização rápida: sua aplicação, análise e relação com as técnicas inovadoras de sinterização, *Cerâmica*, São Paulo, v. 44, n. 290. nov./dez. 1998.
15. GERMAN, R. M. *Liquid phase sintering*. New York, Plenum Press, 1985.

16. L. BORUVKA, NEUMANN, A. W., *Journal Chemistry and Physics*, p. 66, 1977.
17. ROSS, S. BECHER, P., *Journal Colloid & Interface Science*. v. 2, n° 149, p. 575, 1992,
18. RUDNEV, V. I., LOVELESS, D. L., COOK, R. L., BLACK, M. R. Induction heat treatment: Basics principles, computation, coil construction, and design considerations, In: TOTTEN, G. E., HOWES, M. A. H. *Steel Heat Treatment Handbook*, New York: M. Dekker, 1997. p. 765-874.
19. LOVELESS, D., RUDNEV, V., COOK, R., BOUSSIE, T. Innovative space saving idea for induction heat treating. *Industrial Heating*, p. 53- 58, March 1998.
20. KOZAR, R. Optimizing the use of eddy currents for hardening quality control. p.3
21. WEISS, K. In-line tempering on induction heat treatment equipment relieves stresses advantageously. *Industrial Heating*, 1995.
22. RUDNEV, V., Induction heat treating: the basics & beyond. In: II Conferência Brasileira de Temas de Tratamento Térmico, Atibaia – SP: 2004.
23. HUADONG, D., YAMEN, L., HONGQI, H., ZHIHAO, J. Decreasing the sintering temperature of diamond-bit matrix material by the addition of the element P. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 74, p.52-55, 1998.
24. SPRIANO. S., CHEN, Q., SETTINERI, L., BUGLIOSI, S. Low content and free cobalt matrixes for diamond tools. *Wear*, v. 259, p. 1190 – 1196.
25. ROMANSKI, A., LACHOWSKI, J., E KONSTANTY, J. Diamond retention capacity: evaluation of stress field generated in a matrix by a diamond crystal. *Industrial diamond Review*, v.3, p.43-45, 2006,
26. MOLINARI, A., MARCHETTI, F., GIALANELLA, S., SCARDI P., TIZIANI, A. Study of the diamond – matrix interface in hot-pressed cobalt-based tools. ; *Materials Science and Engineering*, A130, p.257 262, 1990.
27. www.eurotungstene.com, acesso em 06/04/2006.
28. WEBB, W. S. Diamond retention in sintered cobalt bonds for stone cutting and drilling. *Diamond and Related Materials*, n 8, p. 2043–2052, 1999.
29. BROOK, B. Principles of diamond tool technology for sawing rock. *International journal of rock mechanics & mining sciences*, n 39, p.41-58, 2002.
30. GASIK, M, KERVINEN, P., KASKIALA, M., GRAF, P. In situ sintering studies of cobalt powders for diamond tools. *EURO PM 99 Proceedings*, International

- Workshop on Diamond Tool Production. p. 107-112, Turin - Italy, November 1999.
31. DING, H., LI, Y., YANG, X., HAO, H., JIN, Z. Design of a non-homogeneous diamond bit matrix. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 84, p. 159-161, 1998.
 32. Thakur, B.N., in *Processes Conference "Super abrasives 85"*; Society of Manufacturing Engineers, Chicago; Illinois, paper 1, April 1995.
 33. Stockwel, B.H. *Industrial Diamond Review*, v. 5, n 45, p. 248-250, 1985.
 34. DUAN, L.C., LIU, X.Y., MAO, B.S., YANG, K.H., TANG, F.L. Research on diamond - enhanced tungsten carbide composite button bits. *Journal of Materials Processing Technology*, n. 129, p. 395-398, 2002.
 35. SANDS, R.L., C.R. SHAKESPEARE. *Powder metallurgy practice and applications*. Newness, London, 1966. p. 155.
 36. JIANG, G., ZHUANG, H., LI, W. Synthesis of tungsten carbide-cobalt composites by the field-activated combustion synthesis method. *Journal of Alloys and Compounds*, p. 1-7, 2004.
 37. *Metals Handbook*, ASM International, v. 2, 10^a ed., p. 446 - 447.
 38. SHIBATA J., TANABE S., KUMO M., AKIYAMA H., AMITAMI T. On the sintering process of cobalt and diamond mixed powder compacts, *J. Lap. Soc. Powder & metal*, v.3, p. 109-113, 1988.
 39. KAMPHUIS, B, SERNEELS, A. Union of cobalt and nickell powder in diamond tools: Cobalite CNF. *Diamond technology – Industrial Diamond Review*, p. 26 - 32.
 40. JIA, K., FISCHER, T.E., GALLOIS, G. *Nanostructure Materials*. v. 10, p. 875, 1998.
 41. HWAN-CHEOL, K., DONG-YOUNG, O., GUOJIAN, J., IN-JIN, S. In situ sintering studies of cobalt powders for diamond tools synthesis of wc-5%co hard materials by high-frequency induction heated combustion. *Materials Science and Engineering A*. 368, p. 10 - 17, August 2003.
 42. GILLE, G., BREDTHAUER, J., GRIES, B., MENDE, B., HEINRICH, W. Advanced and new grades of WC and binder powder-their properties and application, *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, v. 18, p. 87 - 102, 2000.

43. TONSHOFF, H.K., APMANN, H.H., ASCHE, J. Diamond tools in stone and civil engineering industry: cutting principles wear and applications. *Diamond and Related Materials*, v. 11, p. 736 - 74, 2002.
44. LIU, X.F., LI, Y.Z. The microanalysis of the bonding condition between coated diamond and matrix, *International Journal of refractory Metals and Hard Materials*, v.21, issues 3 – 4, May – July 2003, p. 119 – 123.
45. SUN, F.H, ZHANG, Z.M, CHEN, M., SHEN, H. S. Fabrication and application of high quality diamond - coated tools. *Journal of Materials Processing Technology*.
46. BULLEN, G.J.; Synthetic versus natural diamond in hard rock drilling. *Industrial Diamond Review*, v. 5, p. 207, 1982.
47. WEDLAKE, R.J. Diamond synthesis. *Industrial Diamond Review*, p.197, June 1977.
48. GALLAGHER, J. SCANLON, P., NAILER, S.G. Characterization techniques for the study of high-strength, coercive diamond. *Industrial Diamond Review* n. 3/06, p. 58 - 65.
49. The future of diamond characterization, GE Superabrasives: www.ge.com/superabrasives, acesso em 06/04/2006.
50. WESTBROOK, J.H., CONRAD, H. The science of hardness testing and its research applications. *American Society for Metals*, p. 209, 1973.
51. WILKS, J. WILKS, E. Properties and applications of diamond, Oxford: Butterworth-Heinemann Ltd, 1991.
52. FIELD, J.E. The properties of natural and synthetic diamond. San Diego: Academic Press, 1992. p. 515.
53. NOVIKOV, N.V., DUB, S.N., MALNEV, V.I. *Super hard Materials*, nº 5, p.5, 1992.
54. SUMIYA, H., TOBA, N., SATOCH, S. *Diamond and Related Materials*, n. 6, p. 1841, 1997.
55. BLANK, V., POPOV, M., PIVOVAROV, G., LVOVA, N., TERENCEV, S. Mechanical properties of different types of diamond. *Diamond and Related Materials*, n. 8, p. 1531-1535, 1999.
56. Catálogo de diamantes MBS para aplicações de corte e perfuração.
57. SUMIYA, H., TODA, N. SATOH, S. Mechanical properties of synthetic type II a diamond crystal. *Diamond and Related Materials*, n. 6, p.1841 - 1846, 1997.

58. BEX, P.A., SHAFTO, G.R. *Industrial Diamond Review*, n^o. 44, p. 128, 129, 1984.
59. BULLEN, G. J., *Industrial Diamond Review*, n. 42, p. 7 - 12., 1982,
60. VORNOV, O. A., CHEBOTAREVA, E. S., YABOLEV, E.N. *Society Journal Super Hard Materials*, v. 9, p. 10 – 11, 1987.
61. De Beers published – *Diamond Information*, n.12.
62. NADAGAWA, T., HANAWA, K., MIYAZAWA, T., HAGYUDA, Y., KARIKOMI, K., In: E.N. AQUA, C.I. WHITMAN (Eds.). *Modern developments in powder metallurgy*. Metal Powder Industries Federation, v.17, p. 221, 1984.
63. NAIDICH, Y. H., UMANSKII, V. P., LAVRINENKO, I. A. *Industrial Diamond Review*, v. 44, p.327-328, 1984.
64. KOSTANTY, J. ROMANSKI, A., FRYDRYCH, H. Effect of mechanical properties of the matrix on diamond retention capacity and wear characteristics during sawing hard stones by means of diamond impregnated tools. In *Proceedings of 2000 Powder Metallurgy World Congress*. Kioto: November 12-16, p. 1629-1632, 2000.
65. TANAKA, T., ISONO, Y. Influences of metals constituents to the characteristics and grinding abilities of metal bonded diamond wheel. *Journal Materials Processing Technology*, v. 63, p. 175, 1997.
66. MOLINARI, A. MARCHETTI, F. GIALANELLA, S. SCARDI, P. AND TIZIANI, A. Study of the diamond-matrix interface in hot-pressed cobalt-based tools. *Materials Science Engineering, A*, v. 30; p. 257, 1990.

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1. INTRODUÇÃO

Como mencionado nas seções 3.7 e 3.8, peças metálicas quando colocadas num campo magnético promovido pela passagem de uma corrente elétrica em uma bobina, aparece, na peça (molde, infiltrante e tubo de aço), uma força eletromotriz induzida que provoca a circulação de uma corrente elétrica (corrente de Foucault), visto que tal peça é um circuito fechado. ^[1,2]

No presente trabalho, pelo curto tempo e pela baixa energia despendida, interessamos o uso do aquecimento por indução eletromagnética para produção de coroas para sondagem geológica em escala real.

A velocidade de aquecimento, por indução, depende da intensidade do campo magnético bem como da resistência da peça ao fluxo de corrente induzida. A espessura da camada aquecida é tanto menor quanto maior a frequência aplicada à bobina, usualmente da ordem de 01 kHz a 01 MHz. Existem outros fatores que influenciam na espessura dessa camada, que são, por exemplo, a forma da bobina, a distância entre a bobina e a peça, o tempo de aquecimento e a condutividade térmica do material. ^[3]

O processo, de maneira geral, consiste na realização de ciclos de aquecimento, limitados à região do molde de grafite no qual se encontra uma mistura de pós metálicos “esqueleto porosos” sobreposta por uma liga metálica que sofrerá fusão e infiltrará pelos poros existentes.

4.2. EQUIPAMENTO

O equipamento de indução eletromagnética para sinterização/infiltração de coroas utilizado nesse trabalho está instalado nos laboratórios da Geosol/Fundação Gorceix e apresenta as seguintes especificações: ^[3]

- Fonte: trifásica 60 hz.
- Potência máxima: 50,0 kw.
- Frequência: 7 – 10 khz.

- Tensão: 460 V.
- Indutor: 215 mm de diâmetro e 154 mm de comprimento (para coroas de até 100 mm de diâmetro).
- Pirômetro ótico para monitoramento das temperaturas, modelo Thermalert Marathon MR1S, fabricado pela empresa RayteK.
- Programação: quatro ciclos de aquecimento, sendo os três primeiros ciclos operados de modo contínuo e o último ciclo de aquecimento operado no modo pulsado.

O equipamento de indução eletromagnética usado no presente estudo possui o inversor IGBT (transistor bipolar com gatilho isolado), que funciona como um comutador, permitindo ligar o equipamento, de indução, quando uma tensão positiva é aplicada à base, e o desligando, quando a tensão está perto de zero ou indo para valores negativos em relação ao emissor. Uma configuração do circuito ponte em meia onda foi projetada, para fornecer uma saída de baixa tensão (tipicamente 50 – 100 V) para a bobina de aquecimento por indução de baixa impedância. ^[3]

No equipamento, pretende-se instalar um sistema de admissão de gases para se controlar a atmosfera no interior câmara de aquecimento durante a produção de coroas e providenciar a colocação de uma prensa para que a etapa de compactação seja realizada, de forma simultânea em simultâneo à infiltração metálica “prensagem a quente”.

4.3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O trabalho foi executado seguindo as seguintes etapas:

1. Start-up do equipamento de aquecimento por indução eletromagnética para produção de coroas para sondagem geológica, concebido inicialmente para processamento em ciclos de aquecimento contínuos;
2. Testes preliminares, visando um ajuste no equipamento básico;
3. Alterações no projeto do forno de indução para tornar possível a programação do equipamento para operação em ciclos de aquecimento de modo contínuo (os três primeiros ciclos) e no modo pulsado;

4. Seleção e estudo das fases dos metais e ligas metálicas, pulverizadas, para composição das matrizes aplicadas na produção de coroas para perfuração em sondagem geológica;
5. Seleção de ligas metálicas para a etapa de infiltração metálica (composição química, estudo das fases, granulometria e temperatura de fusão);
6. Estudos das propriedades físicas, das faixas granulométricas e da seleção de classes de diamantes sintéticos adequados ao processo de sondagem geológica;
7. Correlações de tempo de circulação de corrente e potência de aquecimento, versus temperatura máxima atingida para fusão e infiltração de uma liga metálica “infiltrante”, em função do diâmetro da coroa - NQ produzida (diâmetro interno 47,60 mm e diâmetro externo 75,30 mm);
8. Avaliação microestrutural das matrizes metálicas obtidas em função da temperatura máxima atingida e das misturas empregadas;
9. Avaliação estrutural dos diamantes constituintes das coroas produzidas, em função da temperatura máxima atingida e misturas empregadas;
10. Ensaio de bancada para determinação da dureza, da microdureza e da taxa de desgaste abrasivo das matrizes metálicas desenvolvidas nesse estudo;
11. Testes de campo com as coroas cujas matrizes metálicas foram desenvolvidas nesse estudo, para verificação do comportamento das mesmas nas condições reais de exploração em jazidas com litologia predominantemente formada de quartzito;
12. Comparação do desempenho obtido durante testes de campo em operações de sondagem geológica.

4.4. PRODUÇÃO DE COROAS POR INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA

Tradicionalmente, coroas para perfuração em sondagem geológica são consolidadas em fornos elétricos do tipo mufla, sendo necessário, para o aquecimento, para a eliminação dos poros e para a densificação do conjunto moldado, um intervalo de tempo, em função da liga infiltrante, de aproximadamente 70 minutos, dos quais 35 a 45 minutos são gastos para atingir uma isoterma de 1050 °C (encharque) e o tempo restante gasto na manutenção de uma faixa de temperatura constante, na qual ocorrerá a etapa de infiltração da liga e a conseqüente consolidação da coroa. Porém, no aquecimento por indução eletromagnética, os tempos de aquecimento e infiltração são da ordem de poucos minutos. Desta forma, fez-se necessário determinar quais condições de tempo e temperatura produziriam coroas de acordo com as especificações estabelecidas para esse estudo.

O equipamento, mostrado na figura 4.1, por uma questão técnica, não controla os ciclos diretamente pela temperatura, mas pela potência aplicada e pelo tempo de circulação de corrente. Esse fato ocorre em função de que as variações de temperatura são muito rápidas no processo, com muitas flutuações, em poucos segundos, influenciadas, inclusive, pelas características do material trabalhado.

Na figura 4.1 observa-se: em (a) os aspectos estruturais do equipamento, em (b) as bases; inferior para apoio e movimentação do conjunto moldado até o interior da espira de indução e superior (fixa) cuja função é executar a prensagem concomitante à sinterização (“hot press”), em (c) o revestimento refratário (SiC) da base de inferior, em (d) o primeiro acionamento do sistema aquecimento por indução eletromagnética, em (e) e (f) aspectos do isolamento térmico da câmara de aquecimento, em (g) vista lateral do compartimento no qual se encontram os dispositivos do elétrico do forno e em (h) aspectos da bobina de indução durante uma operação de aquecimento.

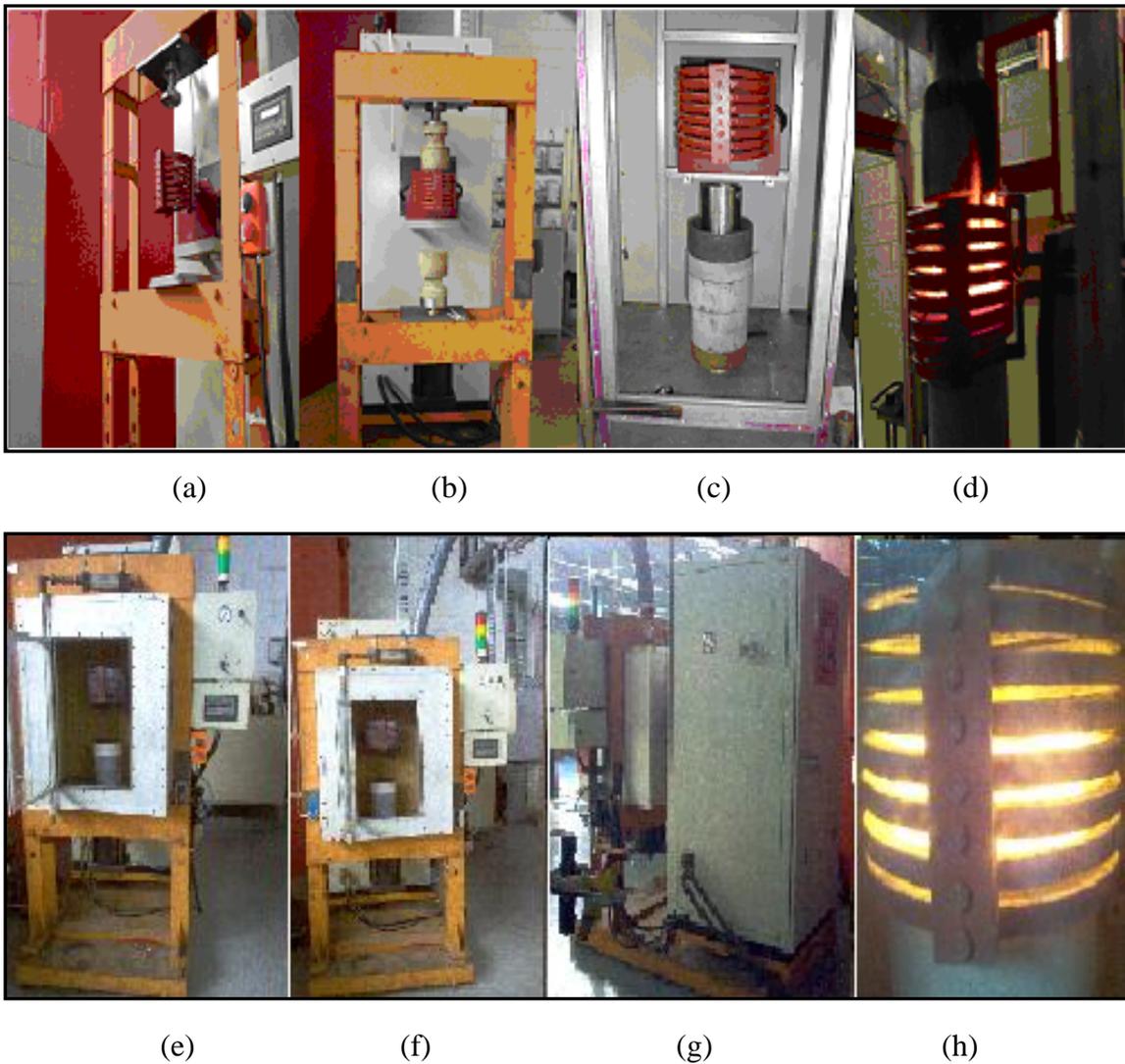


Figura 4.1. Fotografias, do equipamento usado nesse estudo, apresentando detalhes durante instalação e operação de aquecimento por indução eletromagnética para fabricação de coroas de perfuração para sondagem geológica.

A metodologia do trabalho consistiu no estudo das propriedades físicas, da seleção e do uso de pós de cobalto e de uma mistura de tungstênio pulverizado de tamanhos médios distintos para a produção de diferentes composições de coroas diamantadas.

Foram empregados pós metálicos com os tamanhos médios e composições apresentados na tabela 4.1 formando misturas. Tais misturas foram acrescidas de diamantes sintéticos "MBS 760", revestidos de titânio e com granulometria entre 0,420 e 0,297 mm.

Tabela 4.1. Identificação, composição e tamanho médio dos pós metálicos utilizados na confecção de coroas diamantadas.

Matriz	Composição das Matrizes Metálicas (% em peso) e Tamanho Médio
S8	35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm)
S9	99 % de W(2,8 - 4,4 μm) + 1,0 % de Co EF (3,9 μm)
S10	90 % de W (2,8 - 4,4 μm) + 10 % de Co EF (3,9 μm)
S11	100,0 % de Co EF (3,9 μm)

As misturas de metais pulverizados foram homogeneizadas em túbula durante 15 minutos sob velocidade de 80rpm, moldadas em moldes de grafite e submetidas a uma etapa de sinterização e infiltração metálica por fase líquida de uma liga Cu-43Zn-1Sn e de outra Cu-39Ag-1Ni (% em peso) em um forno de aquecimento por indução eletromagnética, na temperatura de aproximadamente 1200 °C, desenvolvido para esse estudo, e, em outro, para fins comparativos, do tipo mufla, na temperatura de aproximadamente 1100 °C, para conformação das coroas com 75,30 mm de diâmetro externo, modelo NQ, de perfil de face sulcado.

Para melhorar a fluidez da liga infiltrante, através do esqueleto poroso, fez-se, em cada coroa, a adição de um pó fluxante (bórax - anidro).

Portanto foram feitos inúmeros experimentos para definir quais potências e tempos de aplicação de corrente produziram as temperaturas adequadas para conformação de coroas de perfuração, com 75,30 mm de diâmetro externo, para sondagem geológica, livres de defeitos superficiais e internos. Os resultados, bem como os parâmetros do processo utilizados, estão na tabela 4.2, que relaciona as condições de potência e tempo de aquecimento com as temperaturas alcançadas em cada fase do ciclo de aquecimento por indução eletromagnética. Nessa tabela a letra (P) indica que o modo de circulação de corrente foi pulsado.

Tabela 4.2. Relação entre as condições de potência, tempo de aquecimento e temperaturas alcançadas em cada ciclo de aquecimento para produção de coroas de perfuração, modelo NQ ($D_{\text{externo}} = 75,30 \text{ mm}$).

INFILTRANTE		PARÂMETROS				INFILTRANTE		PARÂMETROS			
Cu-43Zn-1Sn		FREQUÊNCIA = 10 kHz				Cu-39Ag-1Ni		FREQUÊNCIA = 10 kHz			
AMOSTRA	CICLOS	POTÊNCIA (kW)	TEMPO (s)	T. MÁX. (°C)	AMOSTRA	CICLOS	POTÊNCIA (kW)	TEMPO (s)	T. MÁX. (°C)		
1	1	30	73	680	10	1	22,5	30	750		
	2	30	3	840		2	27,5	20	930		
	3	30	2	1150		3	32,5	30	1180		
	4 (P)	27,5	100	1050		4 (P)	45	100	1180		
3	1	27,5	80	640	12	1	37,5	30	671		
	2	30	3,0	830		2	27,5	20	964		
	3	30	2,0	1145		3	35	10	1035		
	4 (P)	45	100	120 0		4 (P)	45	120	1180		
5	1	40	55	670	14	1	20	15	623		
	2	35	3	950		2	7,5	15	934		
	3	35	2	1190		3	40	10	1158		
	4 (P)	45	120	1200		4 (P)	45	140	1180		
6	1	42,5	35	680	15	1	35	40	650		
	2	35	10	890		2	15	20	950		
	3	35	2	1120		3	20	30	1060		
	4 (P)	45	145	1180		4 (P)	27,5	180	1120		
8	1	20	20	670	17	1	30	30	728		
	2	25	20	890		2	35	20	1000		
	3	35	10	1178		3	35	10	1149		
	4 (P)	40	240	1150		4 (P)	45	240	1190		
9	1	20	30	679	18	1	30	30	738		
	2	25	30	909		2	35	35	1095		
	3	35	20	1052		3	35	20	1175		
	4 (P)	40	280	1150		4 (P)	45	280	1220		

A figura 4.2 mostra as diversas etapas do processo de infiltração metálica e de prensagem de uma coroa de perfuração para sondagem geológica.

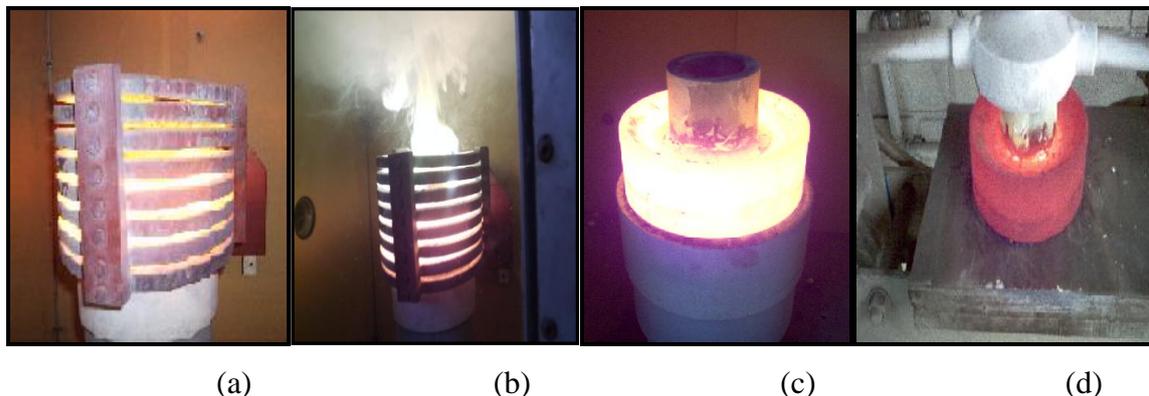


Figura 4. 2. Fotografias das etapas do processo de produção, por indução eletromagnética, de coroas usadas em perfuração para sondagem geológica, de (a) a (d), em seqüência de processo, do início do aquecimento, até prensagem.

4.5. ENSAIOS DE BANCADA

Foram produzidas réplicas das coroas com as matrizes metálicas, porém sem diamantes, para execução de testes de desgaste abrasivo, de dureza e microdureza segundo a escala Vickers. Essas réplicas, para adequação aos ensaios de dureza vickers (Hv), microdureza Vickers e desgaste por microabrasão, tiveram suas superfícies desbastadas por retífica mecânica refrigerada por uma solução constituída de água e polímero e, em seguida, procedeu-se o lixamento manual até a lixa grão 2400 e polimento mediante uso de uma suspensão de alumina, apresentando granulometria de 1,0 μm , obtendo a planicidade adequada para os ensaios.

Para ensaio metalográfico, as amostras foram submetidas à preparação desde a lixa grão 80 até a lixa 4000 e etapa, posterior, de polimento com pasta de diamante (1 μm) e de ataque químico em solução contendo o reagente “MURAKAMI”, permitindo, assim, revelar a microestrutura do composto metálico analisado.

A figura 4.3 apresenta aspectos das coroas de perfuração para sondagem geológica produzidas no forno de indução eletromagnética para execução dos testes em bancada



Figura 4.3. Amostras das coroas de perfuração produzidas por indução eletromagnética para os testes em bancada.

4.6. TESTES DE CAMPO

O procedimento de sondagem destina-se a medir a substância mineral útil presente no trecho de terreno atravessado.

A sonda rotativa é composta de inúmeros acessórios, como: conjunto moto-bomba de vazão mínima de 3.000 litros/hora e pressão 600 lbs, tripé, hastes, revestimentos, ferramentas de corte e outros acessórios. Possui mecanismo de avanço e se divide nas classes mecânica, manual e hidráulica e, em todas, os cabeçotes podem girar 360°. Em operação, a sonda, imprime na composição, uma força para vencer o atrito provocado pela ferramenta de corte. A força de reação exige ancoragem da sonda, quando seu próprio peso não é suficiente para vencê-la.

Com a sonda bem ancorada, dá-se início à operação, introduzindo o revestimento, cujo uso é imposto por solos coesivos de baixa resistência ou arenosos, onde o material fecha, não permitindo a livre passagem da ferramenta. A composição (haste, barrilete, luva e coroa) é acoplada à sonda, que lhe imprime movimento de rotação, com translação em direção ao furo. ^[4]

Inicialmente, foram realizados testes, de campo, comparativos com coroas de matriz composta por uma mistura bimodal de tungstênio (35 % W; 2,8 - 4,4 + 65 % W; 15,5 µm) infiltrada por uma liga Cu-43Zn-1Sn (% em peso) em forno de aquecimento resistivo. Em seguida, foram realizados os testes com 20 coroas de perfuração, divididas

em quatro lotes, cujas composições de matrizes metálicas e cujos métodos de processamento foram propostos nesse estudo.

Os testes de campo foram executados na mina de Canavieiras, Jacobina – BA, onde as coroas foram submetidas às operações de perfuração para sondagem geológica, em litologias compostas, predominantemente, por quartzito. Foram avaliadas as profundidades médias em metros perfurados por cada coroa e sua velocidade de corte. Foi avaliada a aplicabilidade, bem como a relação custo/benefício obtida com cada tipo de coroa.

Para refrigeração das coroas e para a remoção das partículas geradas, todas as perfurações foram executadas com auxílio de uma solução de água e polímero em circulação, injetada pelas hastes através de uma bomba de pistão, sendo a pressão uma função da profundidade do furo.

A figura 4.4 mostra detalhes das operações de perfuração para sondagem geológica.

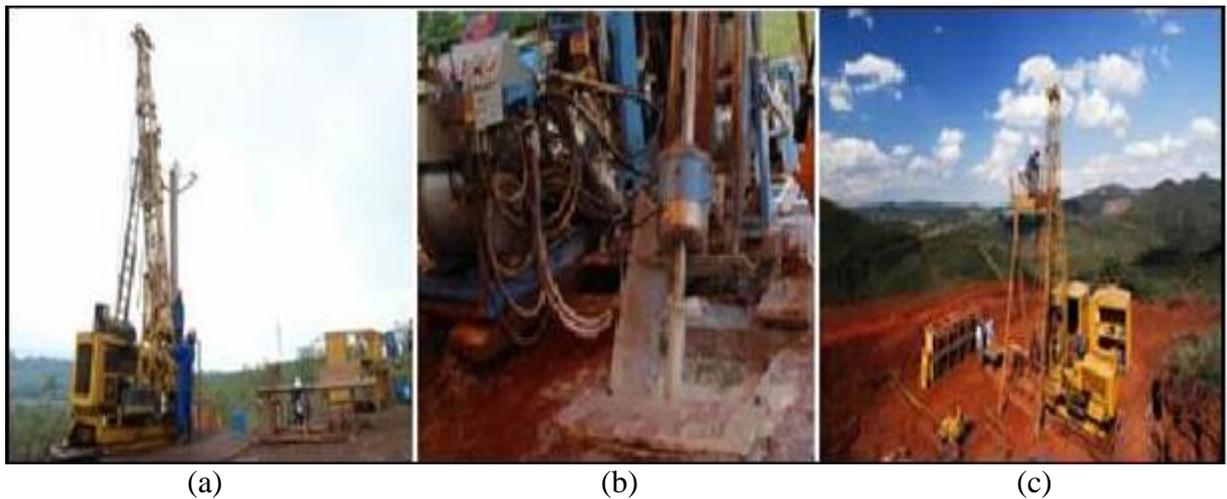


Figura 4. 4. (a) sonda rotativa para perfuração em sondagem geológica; (b) operação de perfuração para sondagem geológica; (c) vista geral de uma praça para sondagem com equipamentos.

4.7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. RUDNEV, V. I., LOVELESS, D. L., COOK, R. L. e BLACK, M. R. Induction heat treatment: basics principles, computation, coil construction, and design considerations, In: TOTTEN, G. E., HOWES, M. A. H. Steel Heat Treatment Handbook, New York, M. Dekker, 1997. p. 765-874.
2. GRUM, JANEZ. A Review of the influence of grinding conditions on resulting residual stresses after induction surface hardening and grinding. Journal of Materials Processing Technology, v.144, p. 212-226, 2001.
3. INDUCTOHEAT, Manual do equipamento de aquecimento por indução eletromagnética.
4. FERREIRA, C.R. Tratamento térmico por indução eletromagnética de hastes de aço SAE 1045 para sondagem geológica. REDEMAT – UFOP, 2004. p. 49 -59. (Dissertação de Mestrado).

5. PRODUÇÃO DE COROAS DE PERFURAÇÃO USANDO INDUÇÃO ELETROMAGNÉTICA COMO FONTE DE AQUECIMENTO

5.1. INTRODUÇÃO

Tradicionalmente coroas para perfuração em sondagem geológica são consolidadas em fornos elétricos do tipo mufla, sendo necessário para aquecimento, eliminação dos poros e densificação do conjunto moldado um intervalo de tempo, em função da liga infiltrante, de aproximadamente 70 minutos, dos quais 35 a 45 minutos são gastos para atingir uma isoterma de 1050 °C (encharque) e o tempo restante gasto na manutenção de uma faixa de temperatura (1050 °C) constante na qual ocorrerá a etapa de infiltração da liga e conseqüente consolidação da coroa. Porém, no aquecimento por indução eletromagnética, os tempos de aquecimento e infiltração são da ordem de poucos minutos.

A velocidade de aquecimento por indução eletromagnética de alta freqüência pode alcançar mais de 300°C/s, o que chega a ser 100 vezes mais rápido que a velocidade de aquecimento em forno convencional e podem condicionar importantes particularidades da transformação microestrutural dos metais. ^[1,2] No aquecimento por indução eletromagnética, o tempo total para aquecimento e infiltração de uma liga metálica, em um esqueleto poroso formado por metais ou ligas metálicas pulverizadas, são da ordem de poucos minutos por componente.

5.2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Devido às características mecânicas necessárias à perfuração em quartzito para sondagem geológica, definiu-se que as matrizes para produção de coroas a serem utilizados no desenvolvimento deste trabalho deveriam ter em composição, além do tungstênio que permite aumentar dureza das ligas metálicas ^[4,5], o elemento cobalto que é o ligante mais utilizado em metal duro devido às suas elevadas molhabilidade e solubilidade para com o WC. A adição do cobalto (Co) visa melhorar a tenacidade das matrizes a base de tungstênio ^[6], melhor capilaridade durante a sinterização por/com fase líquida e aumentar a capacidade em sinterizar permitindo que tais matrizes, para ferramentas diamantadas,

alcancem elevada densidade e resistência a desgaste. ^[7,8,9] O teor de Co no metal duro pode variar, dependendo da aplicação, mas é em geral inferior a 15% em peso. ^[10,11]

O trabalho consistiu em homogeneizar, durante um intervalo de 15 minutos, em misturador do tipo túrbula, sob velocidade de 80 rpm, misturas formadas de 100,0 % de Co EF (3,9 μm), de uma mistura bimodal de tungstênio pulverizado de tamanhos médios distintos (35 % W; 2,8 - 4,4 μm + 65 % W; 14 -17 μm). Também foram homogeneizadas composições formadas de 99 % e 90 % de tungstênio (2,8 - 4,4 μm) acrescidas de pó de cobalto nas proporções de 1 % e 10 % em peso respectivamente, Em todas as matrizes formadas, foram adicionadas 7,0 gramas diamantes sintéticos "MBS 760" revestidos de titânio e com granulometria entre 0,420 e 0,297 mm e 19 gramas de glicerina por coroa produzida. A glicerina foi adicionada com o intuito fornecer umidade adequada e promover melhor interação entre os grãos formadores da mistura pulverizada.

Após a homogeneização das misturas, elas foram compactadas em moldes de grafite apresentando um perfil de face sulcado e submetidas a etapas de aquecimento por indução eletromagnética, a temperaturas da ordem de 1200 °C, com a finalidade de se realizar os processos de infiltração metálica por fase líquida de uma liga Cu-43Zn-1Sn e de outra liga Cu-39Ag-1Ni e subsequente sinterização para a produção de coroas diamantadas.

A figura 5.1 (a) apresenta uma imagem do misturador "túrbula" usado para se fazer a homogeneização da mistura formada por diamantes e metais pulverizados e a figura 5.1 (b) apresenta a execução da operação de compactação manual da mistura homogeneizada, em um molde de grafite. Tais procedimentos constituem etapas do processo para produção de coroas diamantadas usadas em sondagem geológica.



(a)

(b)

Figura 5.1. (a) misturador túrbula usado na blendagem do pós metálicos (a) compactação manual da mistura no molde de grafite e colocação de seguimentos “machos” de grafite que moldarão as saídas d’água nas coroas.

Foi utilizado um equipamento de indução eletromagnética fabricado pela empresa Inductoheat, com ajustes e adaptação de projeto, feitos por técnicos da Geosol e pela equipe de pesquisa. Esse equipamento foi adquirido com recursos da Geosol Geologia e Sondagem S/A e tem, como principais características, uma potência máxima de operação de 50 kW, frequência variável entre 7 e 10 kHz, operação nos modos contínuo e pulsado, controle do aquecimento por definição das potências e tempos de operação e monitoramento da temperatura por pirômetro.

As altas velocidades de aquecimento desenvolvidas nesse trabalho não permitem o controle do processo, por temperatura da peça, de maneira que a potência e o tempo de aquecimento de cada material foram ajustados, para se alcançar às temperaturas desejadas. O levantamento dos valores de potência, tempo e aquecimento, para cada composição de matriz metálica e geometria da coroas produzida, foram realizados com rigor, em face de tais valores se constituírem em parâmetros críticos do processo.

O trabalho objetivou identificar quais as condições de potência versus tempo de aquecimento, por indução eletromagnética, produziram coroas diamantadas, para sondagem geológica, livres de defeitos internos e externos, apresentando dureza e resistência ao desgaste abrasivo mais adequadas à produção de coroas de perfuração para sondagem geológica em quartzito.

Para realizar comparações das propriedades físicas e desempenho em operações de perfuração em sondagem geológica, em outro forno de aquecimento resistivo, do tipo mufla, em temperatura de aproximadamente 1050 °C e 1150 °C, foram também sinterizadas, com as respectivas ligas Cu-43Zn-1Sn e Cu-39Ag-1Ni, coroas com matrizes de mesmas composições, tamanho e perfil de face.

Sob as mesmas condições de aquecimento, por indução e em forno do tipo mufla, coroas trélicas, porém sem diamantes, foram produzidas e suas propriedades analisadas e comparadas no sentido de se mensurar o controle e a flexibilidade no processo. As amostras para análise foram cortadas em serra refrigerada com água e, posteriormente, desbastadas com uso de lixa de grão 80 até aquelas de grão 2400 e polimento em pasta de diamante de 1,0 µm, obtendo-se a planicidade adequada para ensaio de dureza Vickers (HV) e ensaio de desgaste abrasivo.

Para ensaio metalográfico, as amostras foram submetidas a preparação desde a lixa grão 80 até a lixa 4000, seguido de etapa de polimento em pastas de diamante (1 µm) e ataque químico em solução contendo reagente (Murakame).

5.3. MATERIAIS UTILIZADOS

Pós metálicos de composição química média e granulometria apresentadas na tabela 5.1.

Tabela 5.1 - Composição química e granulométrica pós metálicos utilizado na confecção das coroas diamantadas para perfuração em sondagem geológica.

Pó metálico	COMPOSIÇÃO	GRANULOMETRIA
W	99,5 % W; 0,15 % Fe máx ; 0,15 % O₂ máx	2,8 - 4,4 µm
W	99,5 % W; 0,15 % C máx; 0,15 % O₂ máx; 0,2 % Fe máx	14 -17 µm
Co EF	99,88 % Co, (traços de Cu, Fe, Ni)	3,9 µm

Para infiltrar os esqueletos porosos formado pelos metais pulverizados descritos na tabela 5.1, foi utilizada uma liga metálica de composição Cu-39Ag-1Ni (% em peso), ponto de fusão 1050 °C e faixa granulométrica entre 3,0 A 12,7 mm e outra de composição Cu-43Zn-1Sn (% em peso), de ponto de fusão 870 °C, sob a forma de arames de 4 mm em diâmetro cortados em pedaços de 5,0 cm de comprimento.

Para melhorar as condições de fluidez das ligas infiltrantes através do “esqueleto poroso” moldado para a produção de coroas, espalhou-se boráx anidro sobre a liga infiltrante. Foi constatado que a adição mínima de sete (7) gramas daquele pó fluxante confere às ligas metálicas infiltrantes usadas nesse estudo a fluidez adequada para infiltração e completa consolidação de coroas, contendo “esqueleto poroso” formado por misturas de tungstênio e cobalto, desenvolvidas nesse estudo para perfurações em sondagem geológica em quartzito.

A figura 5.2 mostra conjuntos moldados, para a produção de coroas usadas em perfuração para sondagem geológica, apresentando sobre as ligas infiltrantes Cu-43Zn-1Sn (a) e Cu-39Ag-1Ni (b) a adição do pó fluxante boráx anidro.



Figura 5.2. Conjuntos moldados para a produção de coroas usadas em perfurações para sondagem geológica, (a) infiltrante Cu-43Zn-1Sn (b) infiltrante Cu-39Ag-1Ni.

Para o monitoramento dos ciclos térmicos do processo, conforme recomendação contida no manual do equipamento, pirômetro ótico modelo Thermalert Marathon MR1S fabricado pela empresa Raytek, o valor de emissividade térmica usado para o grafite (C) foi ajustado em 0,72. A temperatura mínima, “alimentação”, para leitura e apresentação dos valores no painel digital do equipamento foi estabelecida em 700 °C e valor máximo em 1350 °C.

5.4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

O equipamento controla o ciclo de temperatura através da potência aplicada e tempo de circulação de corrente. Logo, a temperatura alcançada em cada etapa de aquecimento será função, além dos parâmetros do equipamento, das características

geométricas, estruturais e de composição da coroas consolidadas/infiltradas. Uma consequência disto, é que as temperaturas de aquecimento são também resultados dos experimentos. Na etapa de infiltração, porém, como a temperatura sobe mais lentamente em função da potência pulsada, pode-se determinar ainda a temperatura máxima como parâmetro inicial.

Para a fusão e infiltração de uma liga Cu-43Zn-1Sn, foram gastos durante a circulação de corrente elétrica, nos modos contínuo e pulsado (P), tempos de 80 e 280 segundos respectivamente, permitindo atingir a temperatura de 1150 °C. Para fusão e infiltração da liga Cu-39Ag-1Ni, foram gastos, para circulação de corrente elétrica, 80 s no modo contínuo e 280 s no modo pulsado para atingir a temperatura de 1220 °C. Foram feitas combinações variadas de condições de aquecimento, para os valores extremos e intermediários do intervalo acima, resultando em diferentes condições de conformação.

A tabela 5.2 mostra os valores dos intervalos de parâmetros elétricos, que permitiram condições extremas, para fusão e infiltração das ligas através dos pós metálicos moldados. Todos os ciclos de aquecimento por indução eletromagnética foram feitos a uma frequência de 10 kHz.

Tabela 5.2: Relação entre as condições de potência, tempo de aquecimento e temperaturas alcançadas em cada ciclo de aquecimento que permitiram a produção de coroas de perfuração, modelo NQ ($D_{\text{externo}} = 75,30$ mm), isentas de defeitos volumétricos e superficiais.

INFILTRANTE Cu-43Zn-1Sn	PARÂMETROS				INFILTRANTE Cu-39Ag-1Ni	PARÂMETROS			
	FREQUÊNCIA = 10 kHz					FREQUÊNCIA = 10kHz			
AMOSTRA	CICLOS	POTÊNCIA (kW)	TEMPO (s)	T. MAX. (°C)	AMOSTRA	CICLOS	POTÊNCIA (kW)	TEMPO (s)	T. MAX. (°C)
9	1	20	30	679	18	1	30	30	738
	2	25	30	909		2	35	20	1095
	3	35	20	1052		3	35	20	1175
	4 (P)	40	280	1150		4 (P)	45	280	1220

Foram produzidas várias coroas com ciclos de aquecimento sob as mesmas condições da amostra 9 e da amostra 18 (tabela 5.2), confirmando a reprodutibilidade do método. Foram infiltradas/sinterizadas nestas condições 20 coroas, de cada composição, matriz, infiltrante e tipo de aquecimento proposto nesse estudo com os respectivos

infiltrantes e condições de aquecimento. As coroas do modelo NQ com perfil de face sulcada apresentam 75,30 mm de diâmetro externo e 47,60 mm de diâmetro interno que foram submetidos a testes de operação, em campo, para verificação de durabilidade e desempenho.

Com o funcionamento normal do equipamento, foram infiltradas, por indução eletromagnética, 8 coroas por hora, incluindo as manobras de posicionamento e movimentação. Isto resultou em um tempo médio de tratamento para cada haste de 6 a 8 minutos. A figura 5.3 ilustra o equipamento em operação, bem como, as diversas etapas da operação de aquecimento e compactação para conformação de uma coroa de perfuração para sondagem geológica.

O resfriamento das coroas foi feito com água em circulação, com vazão de 149 litros por minuto, no interior das bandejas de apoio e das prensas usadas para compactar e densificar as coroas

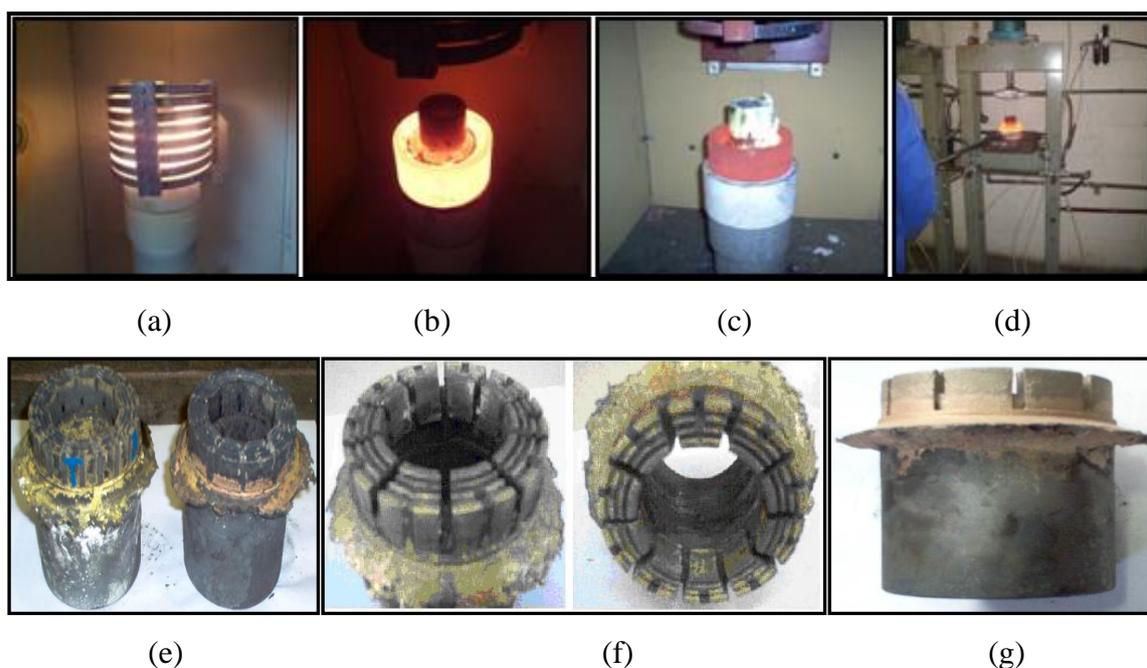


Figura 5.3. Fotografias do equipamento já operacional nas etapas do aquecimento por indução eletromagnética e prensagem para fabricação de coroas de perfuração para sondagem geológica. De (a) a (d), em seqüência de processamento, do início do aquecimento, até a presagem e de (e) e (f) coroas desmoldadas apresentando rebarbas.

Em todas as condições de processamento nas quais se usou partículas da liga metálica infiltrante Cu-43Zn-1Sn de massa inferior a 3,0 g (25 mm) e partículas da liga Cu-39Ag-1Ni de massa inferior a 0,63 g (3,0 mm), observou-se a ocorrência de projeções,

para fora do molde, de partículas das ligas infiltrantes. Tal evento ocorreu quando se aplicou, ao circuito elétrico, no primeiro ciclo de aquecimento, potência superior a 27,5 kw para fusão da liga Cu-43Zn-1Sn e 35 kw fusão da liga Cu-39Ag-1Ni.

Esse fenômeno se deu no início da circulação de corrente elétrica para realizar o aquecimento e posterior processo de infiltração/sinterização das coroas e está provavelmente relacionado ao campo magnético induzido na liga infiltrante.

Em alguns experimentos realizados nesse estudo, para determinação dos parâmetros elétricos para produção de coroas, a força de indução eletromagnética aplicada no início de processo de aquecimento foi superior àquela da gravidade exercida sobre os corpos metálicos infiltrantes sobrepostos ao “esqueleto” de metais pulverizados contidos no interior do molde.

Experimentalmente, foi comprovado que, devido ao início de circulação de corrente no primeiro ciclo para aquecimento, perdas de liga infiltrante superior 60 g, geram peças defeituosas devido à falta de penetração do metal infiltrante nos diâmetros interno e externo, na “face” das coroas e na região onde haveria a “brasagem” da matriz ao tubo de aço, no qual se faz a rosca, região de conexão, de uma coroa de perfuração para sondagem geológica.

A figura 5.4 mostra (a) o aspecto de uma coroa com falta de infiltração do diâmetro interno, (b) o aspecto de uma coroa com falta quase total de infiltração.



Figura 5.4. (a) Aspecto do diâmetro interno de uma coroa com falhas de infiltração, (b) aspecto de uma coroa cuja infiltração ocorreu em apenas dois seguimentos “dentes” para corte.

Experimental, para atenuar as perdas metálicas devido às projeções, de partículas, resultantes dos fenômenos eletromagnéticos, poderá ser aumentada a massa de cada segmento ou partículas da liga infiltrante em uso. Assim, para iniciar o processo de aquecimento com uma potência de 40 kw as partículas da liga infiltrante, Cu-43Zn-1S deverão apresentar massa mínima de 8,0 gramas, e, aquelas de composição Cu-39Ag-1Ni deverão apresentar no mínimo 3,0 gramas.

5.5. CONCLUSÕES

- ✓ A operação do equipamento especificada a uma frequência de 10 kHz, com uma potência mínima, aplicada no modo contínuo, de 20 kw para realização do primeiro ciclo de aquecimento, durante 30 s, seguidos dos ciclos cujas potências aplicadas, também no modo contínuo, foram de 25 e 35 kw por 20 e 10 s respectivamente, e a máxima potência de 40 kW aplicada de modo pulsado durante 240 s mostrou-se eficaz, quando se usou a liga Cu-43Zn-1Sn, para a produção, com aquecimento por indução eletromagnética, de coroas de perfuração para sondagem geológica;
- ✓ A operação do equipamento especificada a uma frequência de 10 kHz, com uma potência mínima, aplicada no modo contínuo, de 30 kw para realização do primeiro ciclo de aquecimento durante 30 s, seguidos de dois ciclos de 35 kW em potência aplicada, também no modo contínuo, por 20 e 10 s respectivamente, e a máxima potência de 45 kW aplicada de modo pulsado durante 280 s mostrou-se eficaz, quando se usou a liga Cu-39Ag-1Ni, para a produção, com aquecimento por indução eletromagnética, de coroas de perfuração para sondagem geológica;
- ✓ O aquecimento por indução eletromagnética para fusão de ligas metálicas e para sua subsequente infiltração em misturas de pós granulados a base de tungstênio e cobalto, se mostrou eficaz, para produzir estruturas isentas de defeitos volumétricos e adequados à confecção de coroas de perfuração em sondagem para prospecção geológica, quando se realiza ciclos, durante 300 s, para aquecimento, de uma liga Cu-43Zn-1Sn, até uma temperatura máxima de 1150 °C e até uma temperatura máxima de 1220 °C, mantendo-a por 340 s, para a liga Cu-39Ag-1Ni;
- ✓ Quando, no início do processo de aquecimento por indução eletromagnética, se aplica potência acima de 25 kW, para fusão de partículas da liga Cu-43Zn-1Sn de massa individual inferior a 3,0 g e quando se aplica potência acima de 35 kW, para

fusão de partículas da liga Cu-39Ag-1Ni de massa inferior a 0,63 g, haverá projeções de tais partículas, para fora do molde. A perda de liga infiltrante, fato que ocorre em função de ela se derramar devido ao início de circulação da corrente elétrica, sendo superior a 60 g, resulta em peças incompletas, o que leva à perda do produto sinterizado;

- ✓ Para reduzir as perdas da liga infiltrante, durante o início da circulação de corrente, no processo de aquecimento por indução eletromagnética, com aplicação de potência a partir de 25 kW, deve-se usar partículas metálicas da liga Cu-43Zn-1Sn com massa mínima de 8,0 g e , para aquecimento de partículas da liga Cu-39Ag-1Ni, com aplicação de potência mínima acima de 30 kW, o uso de partículas com no mínimo 3,0 g é recomendado.

5.6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. FERREIRA, C.R. Tratamento térmico por indução eletromagnética de hastes de aço SAE 1045 para sondagem geológica; REDEMAT – UFOP, 2004. p. 49 – 59. (Dissertação de Mestrado).
2. ASM Metals Hand Book, vol. 4.
3. RUDNEV, V. I.; LOVELESS, D. L.; COOK, R. L. e BLACK, M. R. Induction heat treatment: basics principles, computation, coil construction, and design considerations, In: TOTTEN, G. E. e HOWES, M. A. H. Steel Heat Treatment Handbook. New York M. Dekker, 1997. p. 765-874.
4. LIMA, H.R.P. Fundamentos de perfuração, Centro de Desenvolvimento de Recursos Humanos Norte – Nordeste (CEN-NOR), Serviço de Recursos Humanos – SEREC, PETROBRAS.
5. Stockwel, B.H. Industrial Diamond Review; nº 45, n.5, p. 248-250, 1985.
6. DWAN, J.D. Diamond impregnated tool manufacturing and utilization of diamond pro’software. EURO PM 99, International Workshop On Diamond Tool Production, Diamond Tool Manufacture & Powder Metallurgy, November 1999, p. 24, 25,26,27.

7. TIAN, X., TIAN, S. The wear mechanism of impregnated diamond bits; *Wear*, v. 177, pp 81-9, 1994.
8. JIANG, G., ZHUANG, H., LI, W. Synthesis of tungsten carbide–cobalt composites by the field-activated combustion synthesis method. *Journal of Alloys and Compounds*, p.1-7, 2004.
9. ROMANSKI, A.; LACHOWSKI, J.; E KONSTANTY, J. Diamond retention capacity: evaluation of stress field generated in a matrix by a diamond crystal. *Industrial diamond Review*, v.3, p.43-45, 2006.
10. FRYKHOLM, R., JANSSON, B., ANDRÉN, H.O. The influence of carbon content on formation of carbo-nitride free surface layers in cemented carbides. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 20, p. 345-353, 2002.
11. Rodrigues, M.F, Bobrovnitchii, G.S., Quintanilha, R., Cândido, R., Silva, G. Filgueira, M. Sinterização da liga WC/10Co por altas pressões, *Revista Matéria*, v. 11, n. 3, p. 174 – 180, 2006.
12. ASM Metals Hand Book, v.3.

6. DUREZA E MICRODUREZA DE COROAS DE PERFURAÇÃO EM FUNÇÃO DO PROCESSAMENTO

6.1. INTRODUÇÃO

Ferramentas constituídas de compósitos metal-matriz-diamantes (CMM'S) são obtidas através de técnicas de metalurgia do pó E apresentam composições químicas diversas, estruturas heterogêneas e porosidade. Tais compósitos possuem propriedades mecânicas que permitem aumentar o desempenho e a durabilidade de uma ferramenta de corte que trabalha sob condições variadas de pressões, velocidade, atrito, abrasão, sob cargas estáticas, impacto, condições diversas de lubrificação, durante operações de corte. [1,2].

A evolução do desgaste de uma ferramenta diamantada, durante seu uso em serviço, tem forte relação com parâmetros, tais como força e potência, empregados sobre a ferramenta para cortar um material, bem como com o formato das partículas do resíduo gerado. [3]

Sendo assim, estimar o desgaste, o desempenho e a durabilidade de uma ferramenta para perfuração, associando tais itens aos parâmetros de operação, torna-se importante para prever os custos de sondagem geológica em um projeto de pesquisa mineral. [4]

As propriedades mecânicas de uma ferramenta de corte são comumente avaliadas por testes de operacionais que envolvem tempos longos e custos elevados, assim, torna-se necessário a proposição de alternativas que permitirão caracterizar e avaliar as condições de uso dessas ferramentas. [5]

Nesse intuito ensaios mecânicos e investigações tribológicas se fazem necessários para comparar propriedades mecânicas versus os efeitos dos fenômenos de abrasão e erosão, quando as coroas, ferramentas de corte, são submetidas às diversas condições operacionais, tais como números de revoluções, velocidade, força, lubrificação, condições de refrigeração e interação entre corpos de características diversas. [4]

A escolha correta de um método de teste que melhor se assemelha à aplicação real é importante. Para uma ferramenta, de corte, cuja matriz e formada por Wc o método padronizado é o ASTM B611 “Teste de abrasão por roda de aço”, embora outros testes padronizados, como o ASTM G65 “Roda de borracha com areia seca” sejam

convenientes. Em muitos casos, testes específicos são necessários no intuito de melhor simular as condições reais de uso. [4]

O ensaio por micro abrasão é um método que permite obter informações sobre a resistência ao desgaste apresentada por um material e os resultados poderão ser expressos em termos de perda de massa, coeficiente de desgaste, coeficiente de atrito, volume de material removido em função de um parâmetro pré-determinado. [5]

No entanto, tais ensaios tribológicos soa usualmente demorados destrutivos, o que dificulta sua utilização na avaliação diária de ferramentas de corte produzidas. Em função disto, este estudo faz uma avaliação da dureza e da microdureza de coroas diamantadas e suas matrizes, para analisar o efeito do processamento e dos materiais sobre esta propriedades. Tais dados são investigados diretamente neste capítulo, na expectativa de correlacioná-los posteriormente com as propriedades tribológicas.

6. 2. ENSAIOS DE MICRODUREZA

Ensaio de microdureza são usados para avaliar durezas, identificação de fases e microconstituintes presentes na microestrutura. [9]

As matrizes fabricadas com misturas de metais, quimicamente puros, em pó apresentam problemas de homogeneização ocorrendo, em muitos casos, segregação durante a sinterização. Tais problemas, quando se produz misturas com ligas “pré-ligadas” não ocorrem, pois, cada partícula individual consiste de uma liga homogênea nos constituintes. [10]

No presente estudo, observou que após preparo do superfícies de algumas amostras era possível, visualmente, identificar áreas com aspectos diferentes. Mediante avaliação por microscopia ótica constatou-se a presença de fases distintas nas amostras, cujas matrizes, continham e composição os metais W e W-Co. Desse fato surgiu a necessidade de verificar se haveria ou não variação nos valores de dureza em função da composição, puntual, das matrizes metálicas desenvolvidas para a produção de coroas para perfuração em sondagem geológica.

6.3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As matrizes metálicas desenvolvidas para a produção de coroas de perfuração em sondagem geológica tiveram suas durezas e microdurezas avaliadas para várias condições de processamento no sentido de alcançar controle e flexibilidade no processo.

Para cada composição química proposta, para a produção de matrizes metálicas de coroas usadas em perfuração para sondagem geológica, foram produzidas tréplicas, sem diamantes, sob as mesmas condições de processamento. Tais tréplicas, para adequação aos métodos do ensaio de dureza Vickers (HV) e microdureza Vickers, tiveram suas superfícies desbastadas por retifica mecânica refrigerada por uma solução constituída de água e polímero e, em seguida procedeu-se o de lixamento manual até a lixa grão 2400 e polimento mediante uso de uma suspensão de alumina de 1,0 micrometro (μm), obtendo a planicidade adequada para os ensaios.

Foram feitas medidas de dureza ao longo da seção transversal dos corpos de prova. Da análise dos valores médios obtidos nos ensaios, fez-se a classificação das matrizes segundo ordem crescente de dureza. A figura 6.1 mostra o esquema das seções transversais de corpos de prova, preparados, para medição de dureza e microdureza em matrizes de coroas para sondagem geológica.

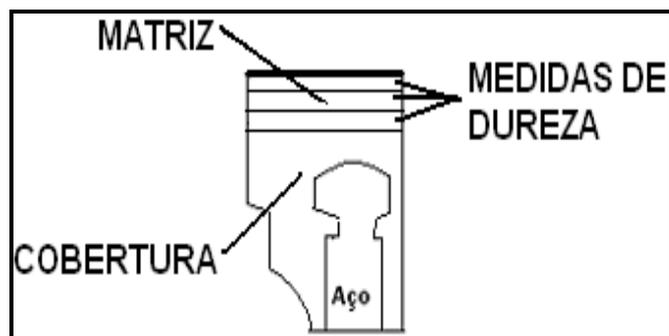


Figura 6.1. Representação esquemática da seção transversal de um corpo de prova usada para medir os valores de dureza das matrizes metálicas obtidas no estudo.

Nessa etapa, o trabalho consistiu, também, em identificar, por análise metalográfica, por microscopia eletrônica de varredura e por microindentações, as fases presentes na microestrutura das matrizes metálicas desenvolvidas neste estudo para a produção de coroas de perfuração em sondagem geológica.

6.4. MATERIAIS UTILIZADOS.

Os pós metálicos utilizados na produção de matrizes de coroas de perfuração são, aqueles, mostrados na tabela 5.1, juntamente com suas composições químicas médias e granulometrias médias.

Para infiltrar os esqueletos porosos formados pelas misturas dos metais pulverizados descritos na tabela 5.1, foi utilizada uma liga metálica de composição Cu-39Ag-1Ni (% em peso), denominada liga P, ponto de fusão de 925 °C e faixa granulométrica entre 3,0 mm e 12,7 mm, e outra de composição Cu-43Zn-1Sn (% em peso), denominada liga Z, de ponto de fusão 900 °C, sob a forma de arames de 4 mm de diâmetro cortados em pedaços de 5,0 cm de comprimento.

6.5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

6.5.1. ENSAIOS DE DUREZA

Na metalurgia do pó, em geral são especificados a dureza da superfície do componente, “dureza aparente” e, a análise dos resultados deve ser cuidadosa, pois, porosidade do sinterizado tem influência significativa na avaliação da dureza. Sendo assim, as medidas de dureza de sinterizados não são comparáveis com resultados tradicionalmente obtidos em materiais porosos.

Os primeiros resultados do trabalho referem-se à análise da tendência dos valores médios de dureza Vickers – HV das matrizes, de coroas usadas em operações de perfurações para sondagem geológica. As coroas foram submetidas ao processo de sinterização, fusão e infiltração com as ligas metálicas “Z” e “P”, mediante aquecimentos realizados em um forno tipo mufla (identificado por B) e por indução eletromagnética (identificado por I).

Como mostrado na figura 6.2, as coroas, designadas pelas siglas S8IZ, S9IZ, S10IZ e S11IZm produzidas mediante aquecimento por indução eletromagnética e infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn, apresentaram, respectivamente, tendência de seus valores de dureza serem superiores a 3,33 %; 3,60 %; 4,84 % e 11,75 % se comparados aos valores obtidos

em matrizes/coroas, denominadas por S8BZ, S9BZ, S10BZ e S11BZ de mesma composição, porém produzidas mediante aquecimento em um forno do tipo mufla, dotado de resistências elétricas.

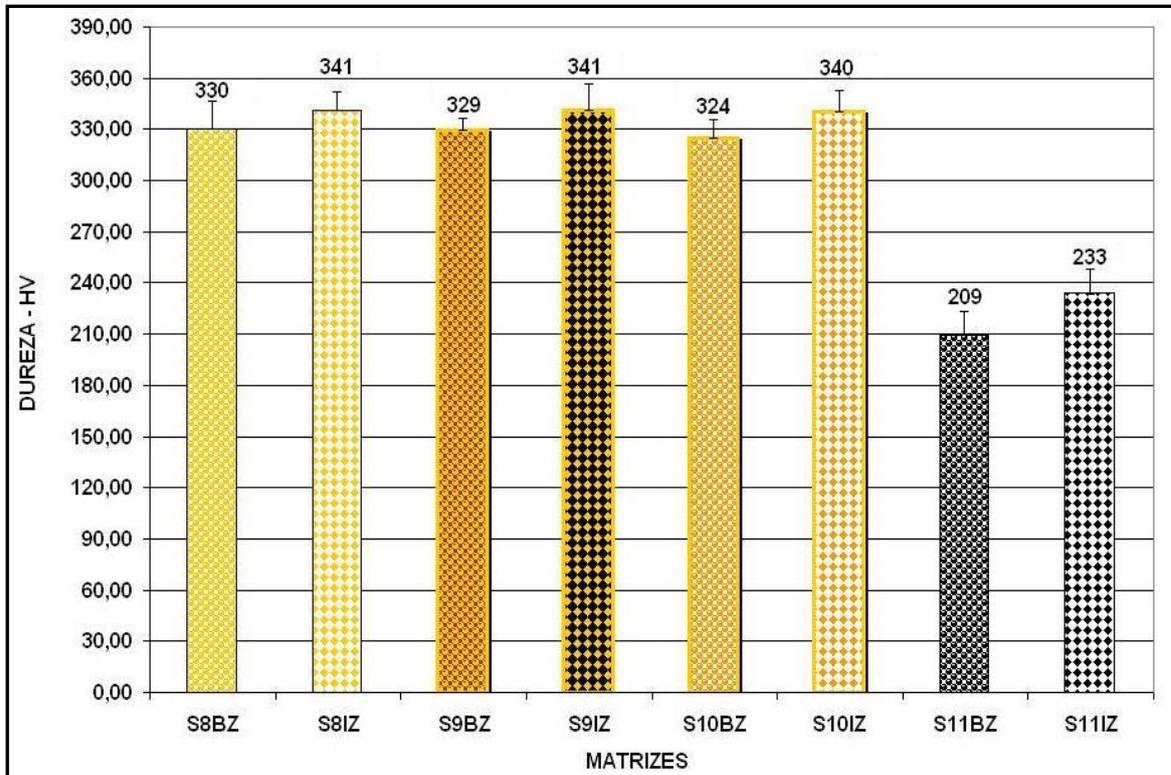


Figura 6.2. Valores médios de dureza Vickers, HV, medidos na seção transversal dos corpos de prova das coroas de perfuração infiltradas, durante aquecimento por indução eletromagnética (I) e por mufla (B), com a liga Cu-43Zn-1Sn (Z).

As coroas designadas pelas siglas S8IP, S9IP, S10IP e S11IP, desenvolvidas nesse estudo e produzidas mediante aquecimento por indução eletromagnética, porém infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni, apresentaram, respectivamente, conforme mostrado na figura 6.3, tendência de seus valores de dureza serem superiores em 2,29 %, 0,91 %, 4,20 % e 6,81 % se comparados àqueles obtidos em matrizes/coroas de mesmas composição, denominadas por S8BP, S9BP, S10BP e S11BP, porém, produzidas mediante aquecimento em um forno, do tipo mufla, dotado de resistências elétricas.

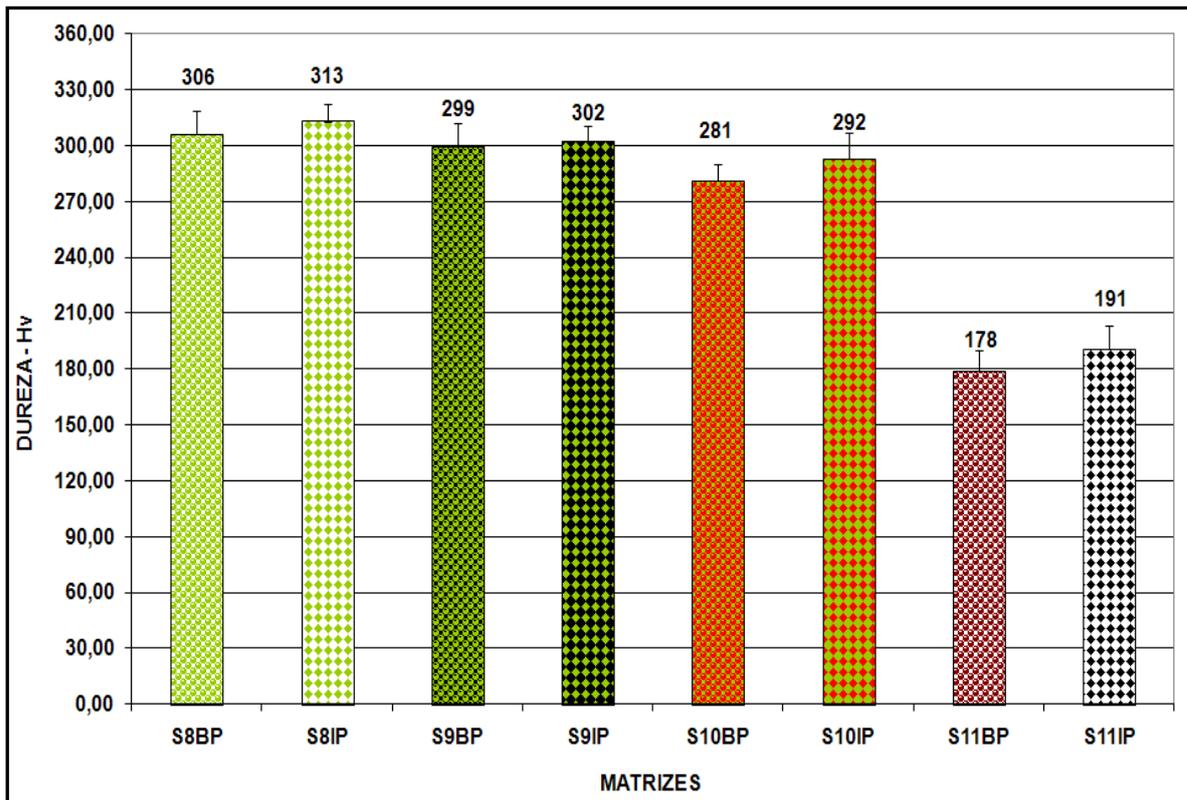


Figura 6.3. Valores médios de dureza Vickers, HV, medidos na seção transversal dos corpos de prova das coroas de perfuração infiltradas, durante aquecimento por indução eletromagnética (I) e por mufla (B), com a liga Cu-39Ag-1Ni (P).

Os resultados de dureza obtidos apresentaram aumentos discretos, quando passou-se do aquecimento em mufla (B) para o aquecimento por indução (I), nas amostras de coroas, indiferentemente ao tipo de infiltrante.

Todas as coroas “S8”, formadas por uma mistura de tungstênio bimodal – 35 % W (2,8 – 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm), e as coroas “S9” e “S10”, formadas, respectivamente, pela mistura 99 % W (2,8 – 4,4 μm) + 1 % de Co e 90 % W (2,8 – 4,4 μm) + 10 % de Co (% em peso), obtidas por indução eletromagnética, apresentaram tendência se obter valores de dureza, em média, 3 % maiores que àqueles valores medidos nas coroas de mesma composição, porém processadas por aquecimento em um forno mufla, dotado de resistências elétricas.

Os resultados dos ensaios de dureza das coroas “S11”, formadas por 100 % de Co EF (3,9 μm), obtidas pelo aquecimento por indução eletromagnética, se comparadas

àquelas obtidas em forno do tipo mufla, apresentaram uma tendência, de seus valores de dureza serem, em média, superiores em 11,75 % quando infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn e em 6,81 % quando infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni.

Quanto ao tipo de liga metálica usada para infiltrar as coroas, mediante o uso de indução eletromagnética, as coroas S8, S9, S10 e S11, infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn, apresentaram, respectivamente, conforme mostrado na figura 6.4, tendência de seus valores médios de dureza serem superiores em 8,16 %; 11,30 %; 14,02 % e 18,29 %, se comparados àqueles valores médios de dureza obtidos em coroas S8, S9, S10 e S11, de mesma composição, porém infiltrados com a liga Cu-39Ag-1Ni.

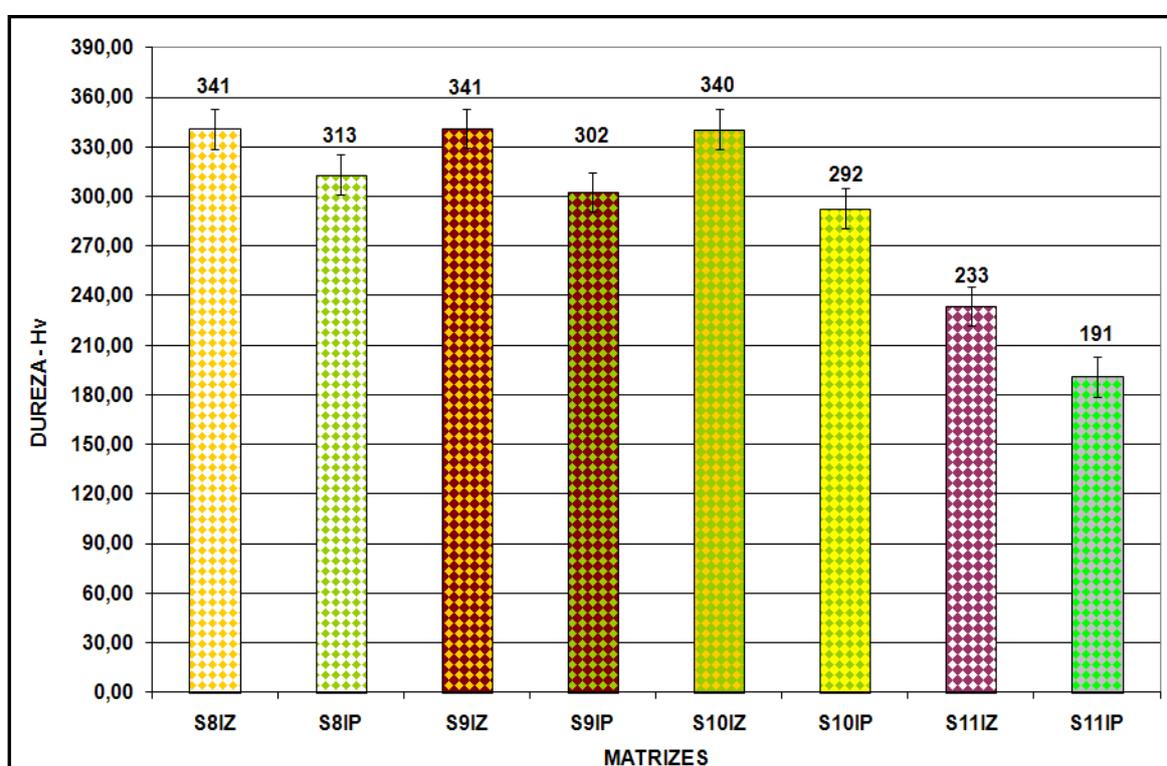


Figura 6.4. Valores médios de dureza Vickers, HV, medidos na seção transversal dos corpos de prova das coroas de perfuração infiltradas, durante aquecimento por indução eletromagnética (I) com a liga Cu-39Ag-1Ni (P) e outra, liga, Cu-43Zn-1Sn (Z).

Quando as coroas S8, S9, S10 e S11 foram infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn, mediante processamento em um forno de aquecimento resistivo, elas também apresentaram, respectivamente, conforme mostrado na figura 6.5, tendência de seus valores médios de dureza serem superiores em 7,22 %; 8,94 %; 13,51 % e 14,51 %, se comparados

à tendência dos valores médios obtidos em coroas S8, S9 ,S10 e S11, de mesma composição, porém infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni.

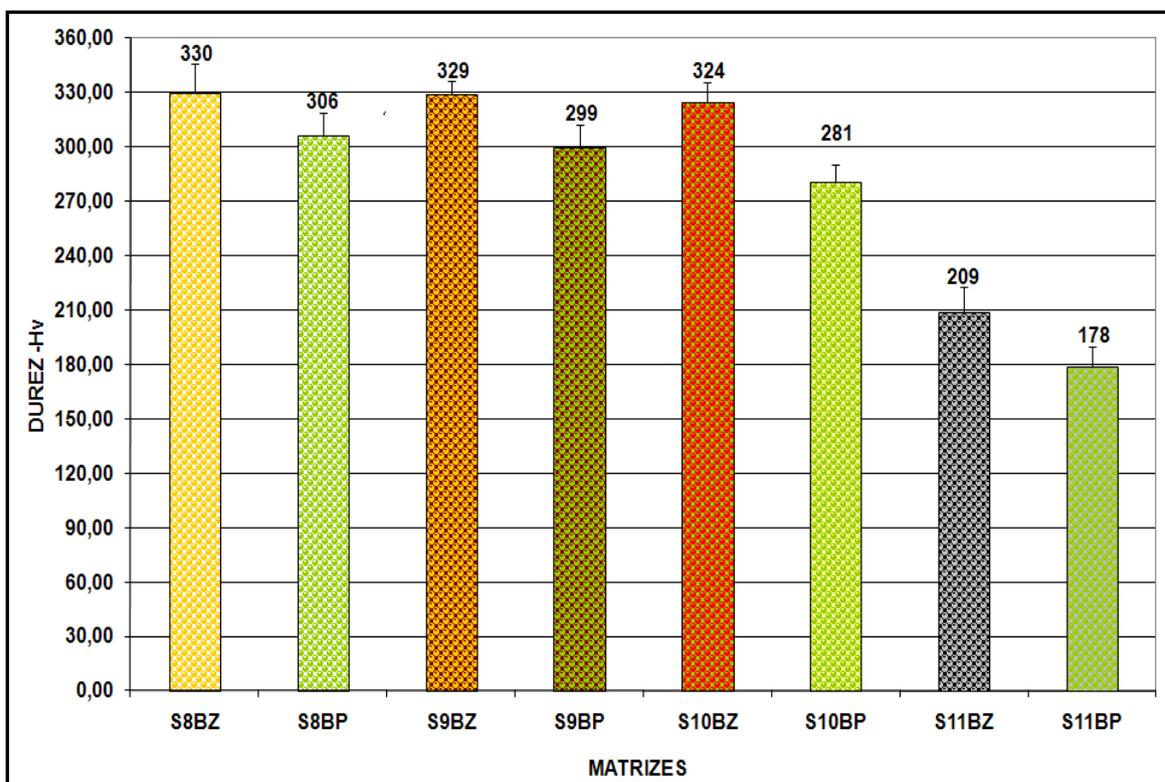


Figura 6.5. Valores médios de dureza Vickers, HV, medidos na seção transversal dos corpos de prova das coroas de perfuração infiltradas, durante aquecimento em um forno resistivo (B) com a liga Cu-39Ag-1Ni (P) e outra, liga, Cu-43Zn-1Sn (Z).

Sob as mesmas condições de aquecimento, tanto por indução eletromagnética quanto em um forno do tipo mufla, coroas com matrizes metálicas de mesma composição, porém infiltradas com uma liga Cu-43Zn-1Sn, apresentaram tendência de seus valores de dureza, em média, serem, se comparados àqueles valores medidos em coroas de mesma composição porém infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni, superiores em 7,69 % quando formadas com uma mistura de tungstênio bimodal – 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm), em 10,12 % quando formadas pela mistura 99 % W (2,8 - 4,4 μm) + 1 % Co, em 13,77 % quando formadas pela mistura 90 % W (2,8 - 4,4 μm) + 10 % Co e superior em 16,40 % para aquelas coroas formadas de 100 % de CO.

Adições de Co de 1 % em peso não modificaram a dureza das coroas processadas por aquecimento em forno do tipo mufla, dotado de resistência elétrica, tampouco as obtidas por aquecimento em forno indutivo, com matrizes metálicas contendo pó de

tungstênio com granulometria média 2,8 - 4,4 μm e infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn, como mostram as figura 6.6 e 6.7. Para a adição de 10 % de Co, foi possível detectar uma redução da ordem de 1,55 % nos valores de dureza medidos nas coroas produzidas durante aquecimento por resistência elétrica e, para aquelas coroas produzidas durante aquecimento por indução eletromagnética, os valores de dureza se mantiveram constantes.

As coroas de matrizes integralmente formadas por cobalto, em substituição à mistura bimodal de tungstênio 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 - 17 μm), e infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn, apresentaram, respectivamente, para o aquecimento em forno resistivo e para o aquecimento por indução eletromagnética, redução da ordem de 36,61 % e de 31,44% nos valores de dureza.

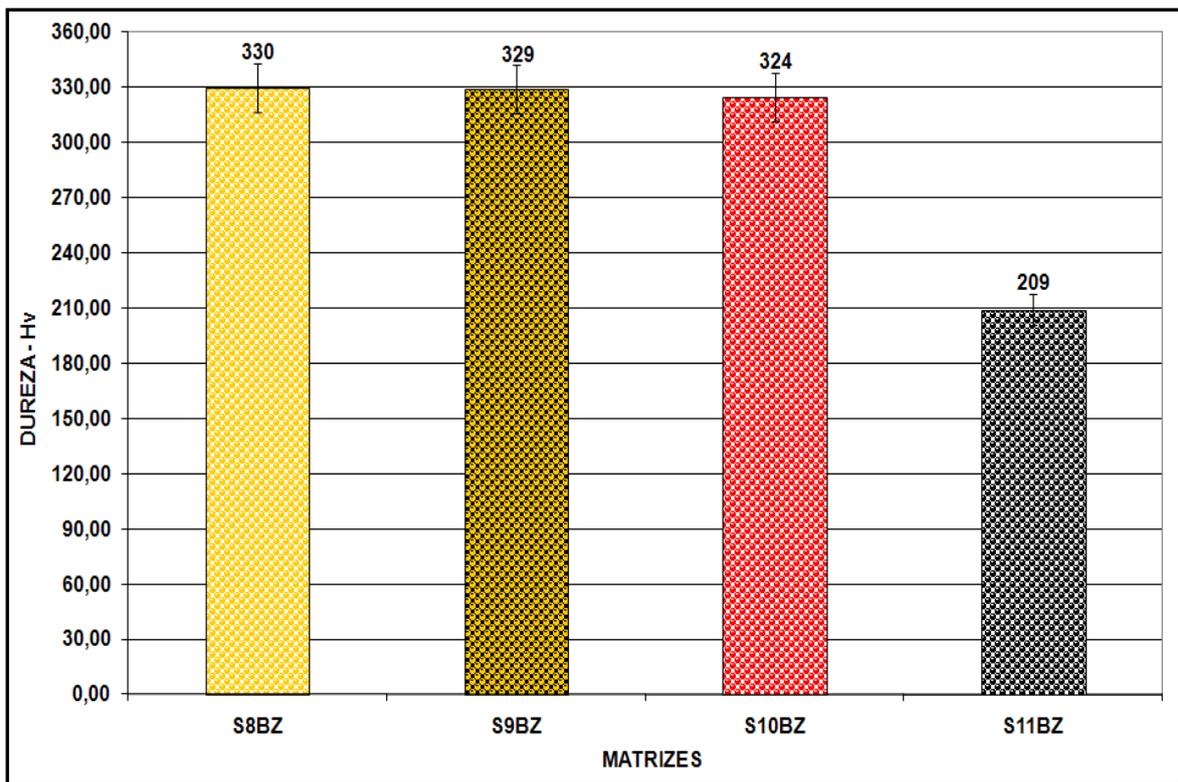


Figura 6.6. Efeito do uso de cobalto na produção de coroas de perfuração, com matrizes infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn durante aquecimento resistivo. S8: 0 % Co, S9: 1% Co, S10: 10 % Co, S11: 100 % Co.

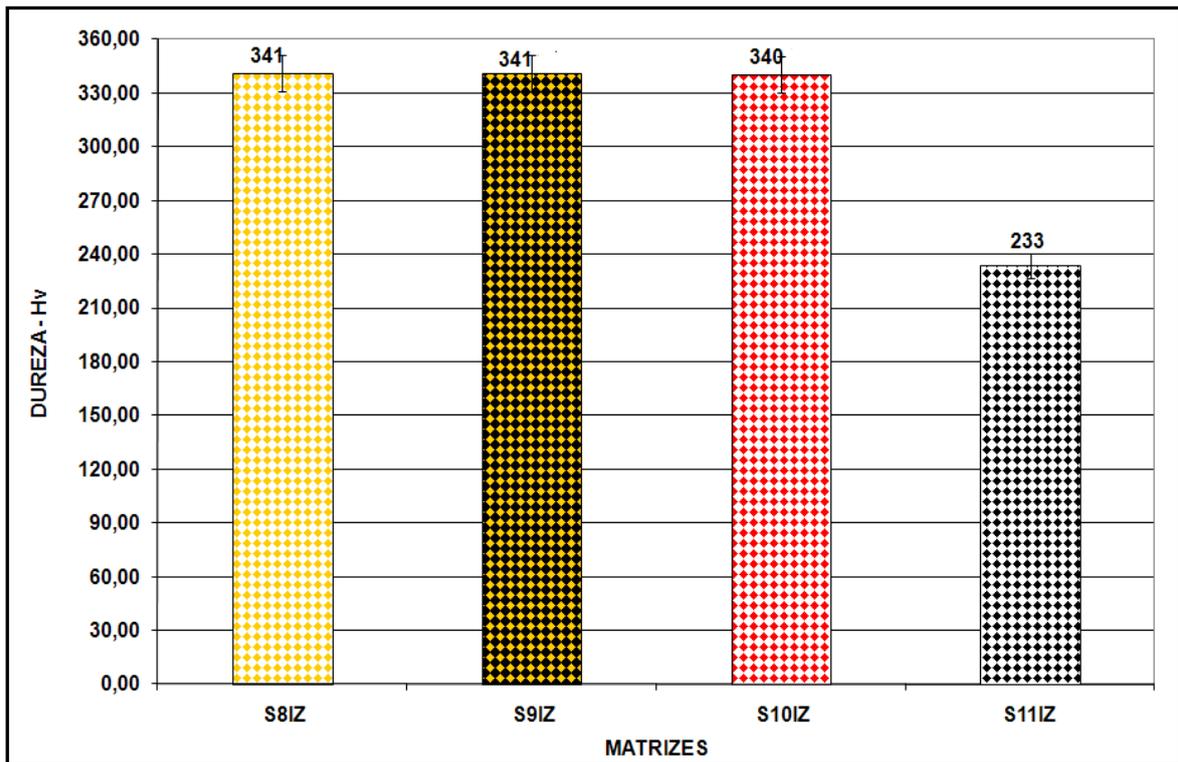


Figura 6.7. Efeito do uso de cobalto na produção de coroas de perfuração , com matrizes infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn durante aquecimento em um forno de aquecimento por indução eletromagnética. S8: 0 % Co, S9: 1% Co, S10: 10 % CO, S11: 100 % Co.

Para as coroas, de mesma composição, infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni, conforme mostrado nas figuras 6.8 e 6.9, a adição de 1 % de cobalto, na matriz à base de tungstênio, produziu redução de dureza da ordem de 2 % nas coroas obtidas sob aquecimento resistivo e de 3,37 %, naquelas coroas produzidas sob aquecimento por indução eletromagnética. A adição de 10 % de cobalto provocou redução da ordem de 8 % no valor da dureza das coroas produzidas sob aquecimento resistivo e redução da ordem de 6 % no valor da dureza das coroas produzidas sob aquecimento por indução eletromagnética.

As coroas de matriz integralmente formadas por cobalto, em substituição ao pó de tungstênio, e infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni, apresentaram, respectivamente, para o aquecimento em forno resistivo e para o aquecimento por indução magnética eletromagnética, tendência de redução de cerca de 41 % e de 39 % nos valores de dureza, quando comparados àqueles obtidos nas coroas de matriz formadas por uma mistura bimodal de tungstênio.

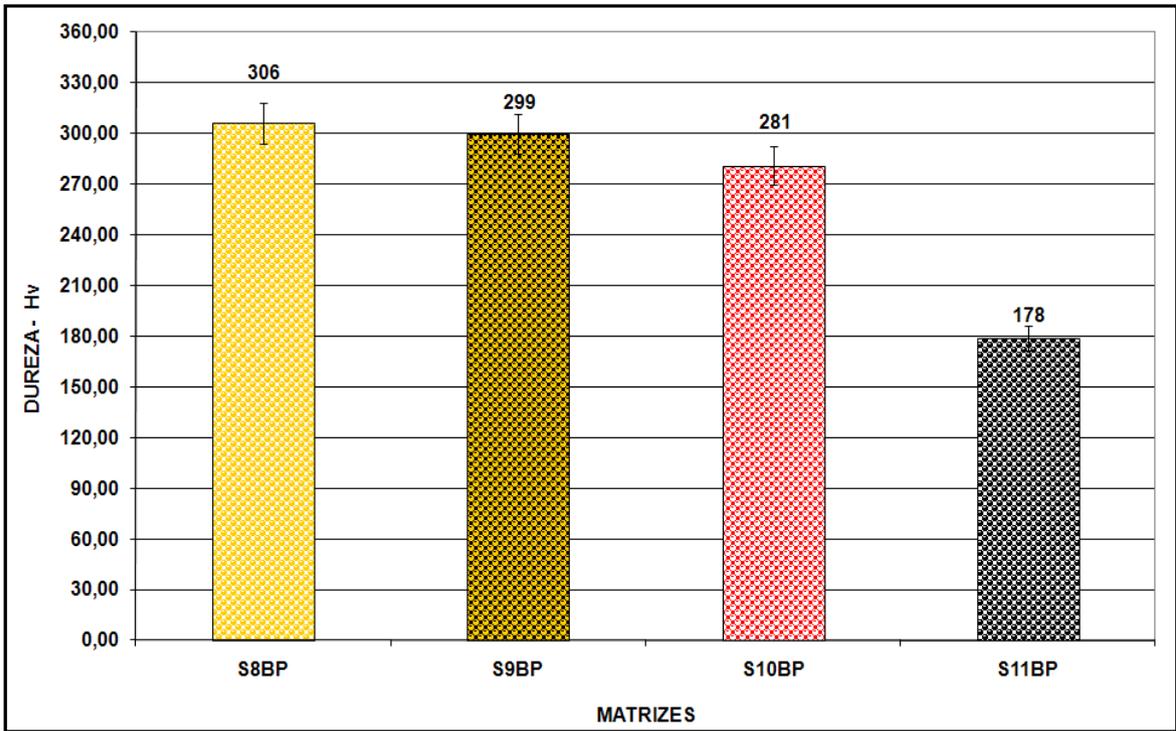


Figura 6.8. Efeito do uso de cobalto na produção de coroas de perfuração, com matrizes infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni durante aquecimento em um forno dotado de resistências elétrica. S8: 0 % Co, S9: 1% Co, S10: 10 % CO, S11: 100 % Co.

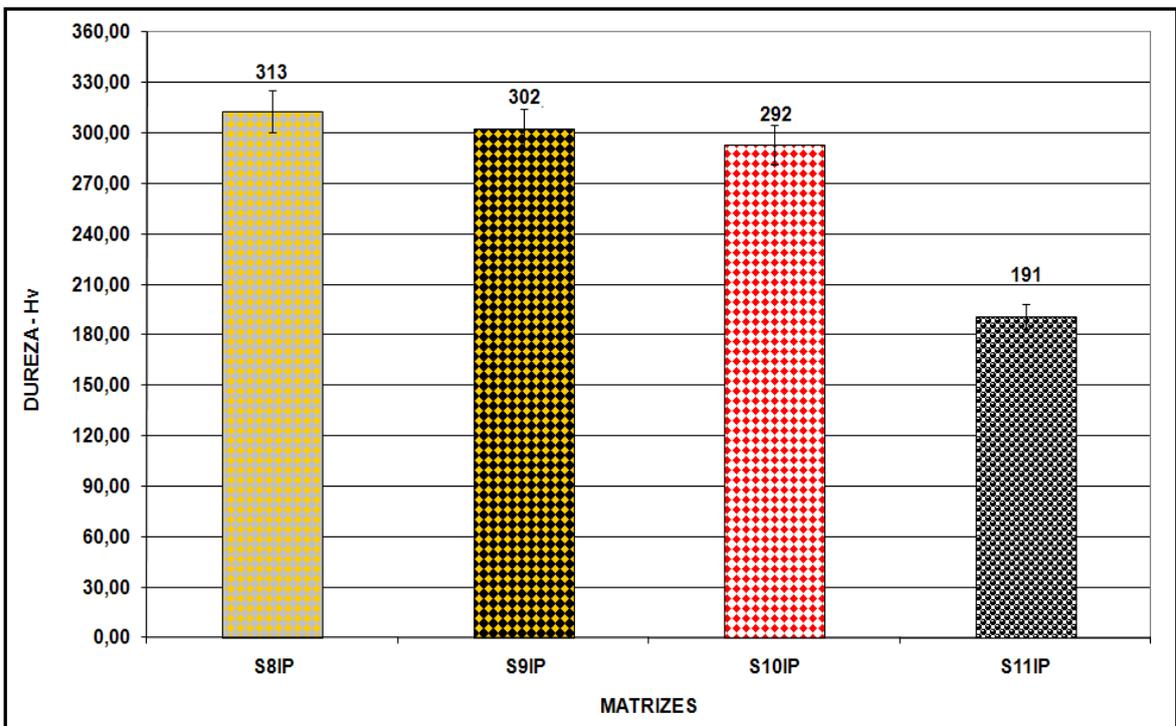


Figura 6.9. Efeito do uso de cobalto na produção de coroas de perfuração , com matrizes infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni durante aquecimento em um forno de aquecimento por indução eletromagnética. S8: 0 % Co, S9: 1% Co, S10: 10 % CO, S11: 100 % Co.

6.5.2. ENSAIOS DE MICRODUREZA

Como ditado na seção 3.10, a liga W-Cu é caracterizado por nenhuma solubilidade por parte dos componentes e pela pobre molhabilidade do tungstênio (W) pelo o cobre (Cu). [11] Tais características foram evidenciadas por análises metalográficas, análises por difração de raios X e por testes de microdureza realizados nas matrizes. Os resultados indicam a existência de dois tipos de fases nas amostras de matrizes formadas de W e W misturado ao Co, ambas infiltrados por uma liga Cu-43Zn-1Sn ou Cu-39Ag-1Ni.

A figura 6.10 apresenta imagens das microestruturas presentes nas coroas de perfuração desenvolvidas nesse estudo. Nessas figuras (a, b e c), fase de cor cinza claro, composta por W ou W+ Co (matriz) e a outra fase de cor cinza escuro é composta de Cu-Zn-Sn ou Cu-Ag-Ni. Ambas são as liga infiltrantes, segregadas devido ao processo de sinterização e a insolubilidade do cobre no tungstênio.

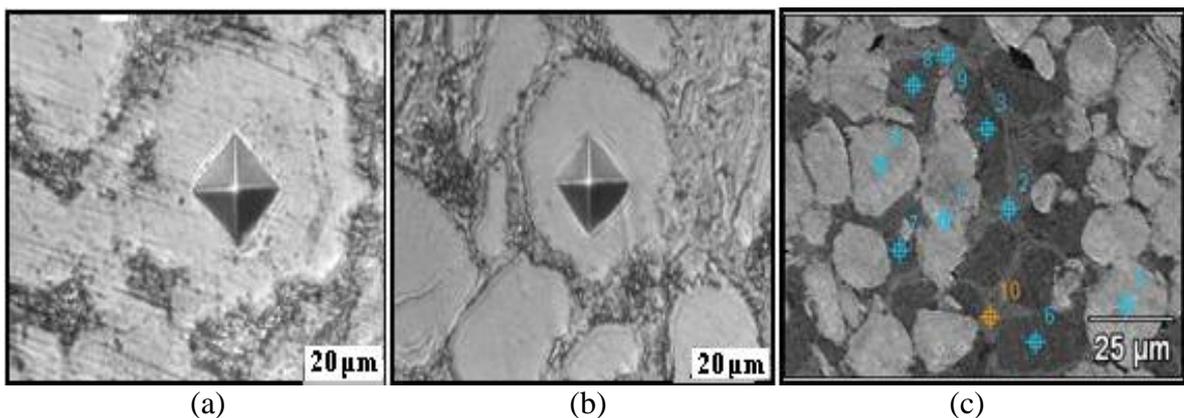


Figura 6.10. Fotomicrografias (500x) da secção reta das matrizes metálicas, (a) de composição 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm), (b) de composição 90 % W (2,8 - 4,4 μm) + 10 % Co (3,9 μm), (c) imagem por MEV (1000x) da secção reta da matriz metálica 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm) infiltrada com a liga Cu-39Ag-1Ni.

A figura 6.11 apresenta os resultados das análises por microsonda eletrônica, com espectroscopia de dispersão de energia (EDS), feitas em amostras de matrizes metálicas formada por uma mistura bimodal de tungstênio, 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm) e infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni. Tal mistura foi desenvolvida nesse estudo, para produção de coroas de perfuração em sondagem geológica em quartzito.

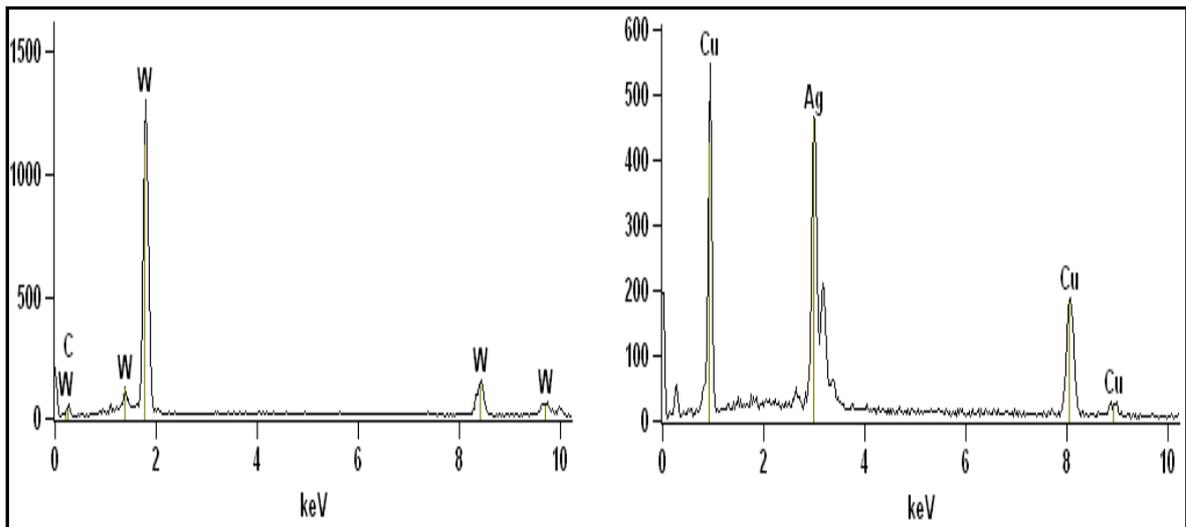


Figura 6.11. Difractogramas da secção transversal plana e polida, da matriz metálica 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm) infiltrada com a liga Cu-39Ag-1Ni, mostrando uma região de W e uma região da liga infiltrante.

Devido ao exposto optou-se por realizar a avaliação de microdureza em uma área de características visuais distintas. Os valores de microdureza foram obtidos como uso de um microdurômetro digital, Microhardness Tester modelo FM -700, do Laboratório de Metalografia e Microscopia do SDT – CETEC, conforme norma ASTM E384 e uso de uma carga de 30 gf. Sobre a superfície das amostras foram feitas varreduras aleatórias e medição de dureza, em 10 pontos de uma mesma fase, perfazendo um total de 60 medições por amostra. Dessa forma, em função da composição propostas nesse estudo, foram obtidos dois perfis de valores de microdureza.

A figura 6.12 apresenta os valores de microdureza medidos em amostras de coroas de matriz formada por uma mistura bimodal de tungstênio, 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm). Constata-se que a matriz infiltrada com uma liga Cu-43Zn-1Sn apresenta, na região constituída de tungstênio (“ilhas”), valores de microdureza da ordem de 525 Hv e de 507 Hv, quando a mesma matriz foi infiltrada com uma liga Cu-39Ag-1Ni. Houve ainda amaciamento próximo às regiões predominantemente formadas de cobre (“lagos”). Em tais regiões os valores de microdureza são da ordem de 154 Hv para a liga Cu-43Zn-1Sn e de e 138 Hv para aquela liga Cu-39Ag-1Ni.

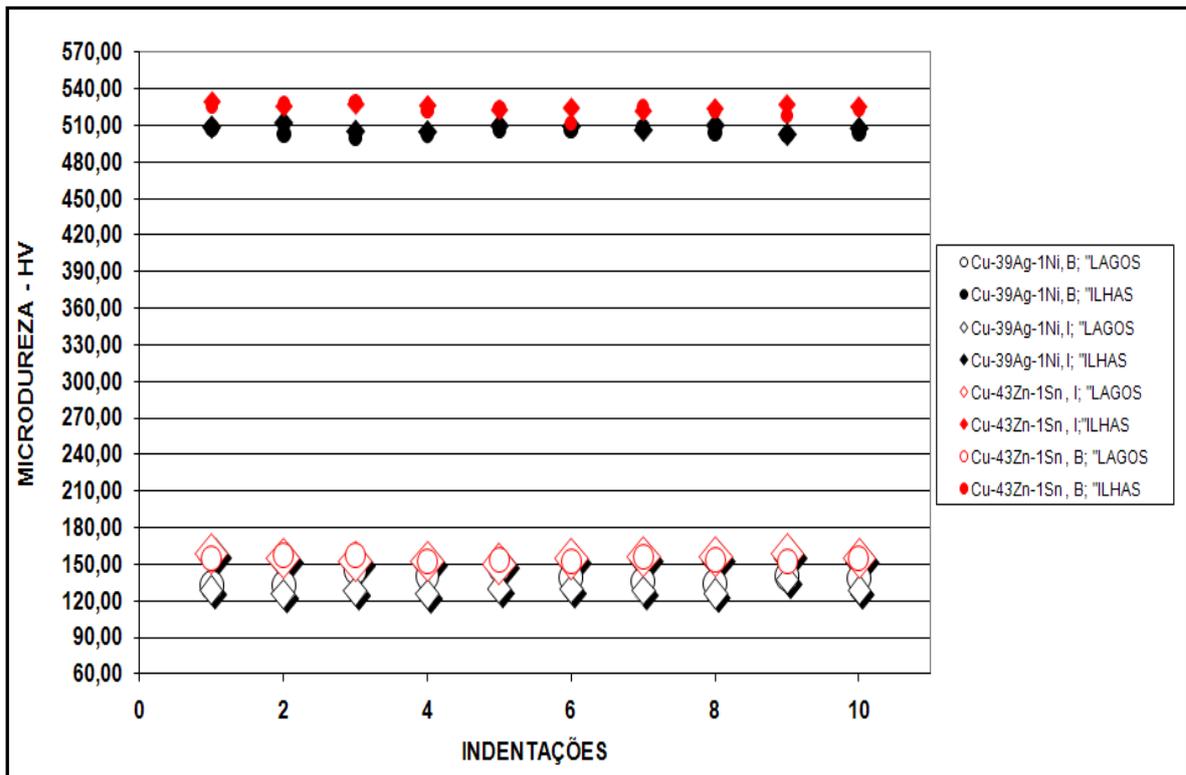


Figura 6.12. Perfis de microdureza ao longo da seção transversal de uma coroa de perfuração cuja matriz foi formada por uma mistura bimodal de tungstênio, 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm).

Quando se fez a substituição total da fração de W (14 -17 μm) por adições de cobalto, sendo, então, a matriz, formada de uma mistura de 99 % de W (2,8 - 4,4 μm) acrescida de 1 % em Co (3,9 μm), os resultados de microdureza obtidos, nas coroas infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn, foram da ordem 528 Hv, nas regiões constituídas de tungstênio (“ilhas”) e de 195 Hv naquelas regiões predominantemente formadas de cobre (“lagos”). A matriz de mesma composição, porém infiltrada com a liga Cu-39Ag-1Ni, apresentou, valores de microdureza, nas regiões constituídas de W (“ilhas”) da ordem de 520 Hv e de 180 Hv, naquelas regiões predominantemente formadas de cobre (“lagos”).

A figura 6.13 apresenta os valores de microdureza medidos em amostras de coroas de matriz formada pela mistura de 99 % de W (2,8 - 4,4 μm) acrescida de 1,0 % de Co (3,9 μm).

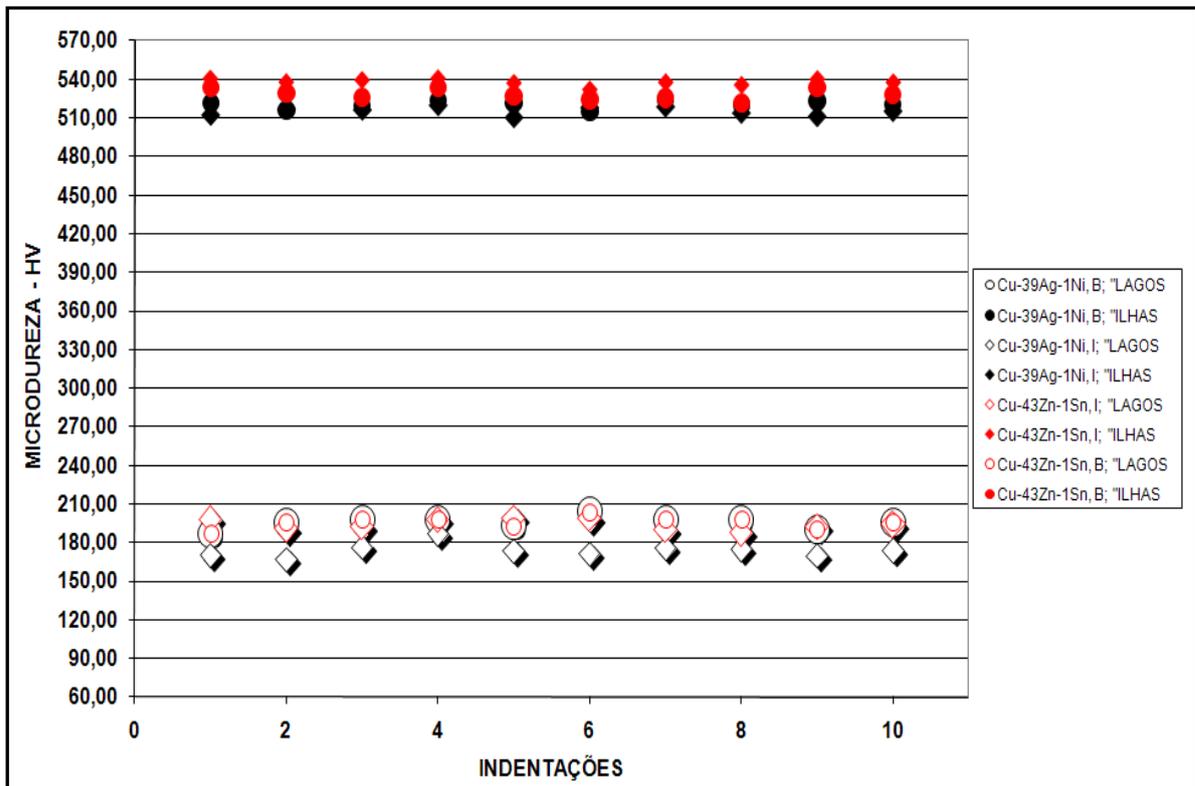


Figura 6.13. Perfis de microdureza ao longo da seção transversal de uma coroa de perfuração cuja matriz foi formada por uma mistura de tungstênio 99 % W (2,8 - 4,4 μ m) + 1 % em Co (3,9 μ m).

As coroas de matriz composta da mistura de 90 % de W (2,8 - 4,4 μ m) acrescida de 10 % em Co (3,9 μ m) e infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn apresentam, como mostrado na figura 6.14, valores de microdureza da ordem de 470 Hv nas regiões constituídas de tungstênio (“ilhas”) e valores de microdureza da ordem de 180 Hv nas regiões predominantemente formadas de cobre (“lagos”). Para a matriz, composta de 90 % de W (2,8 - 4,4 μ m) acrescida de 10 % em Co (3,9 μ m) e infiltrada com uma liga Cu-39Ag-1Ni, os valores de microdureza obtidos foram da ordem de 425 Hv, nas regiões constituídas de W (“ilhas”), e da ordem de 156 Hv nas regiões predominantemente formadas de cobre (“lagos”).

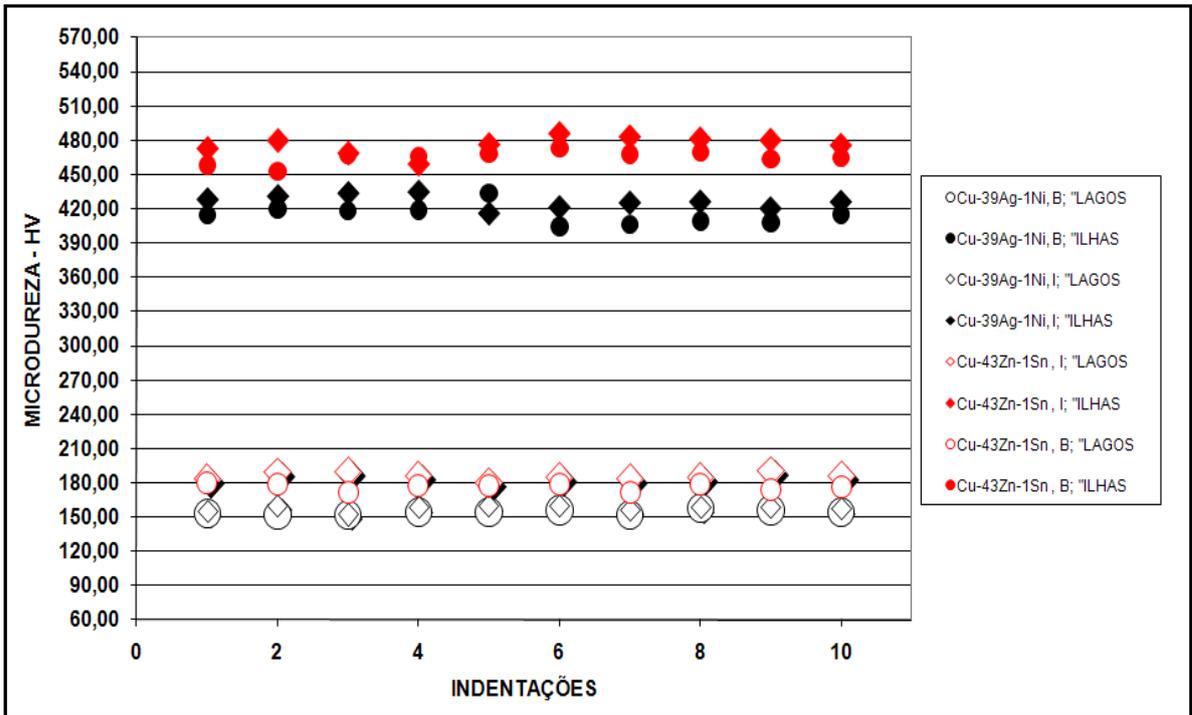


Figura 6.14. Perfis de microdureza ao longo da seção transversal de uma coroa de perfuração cuja matriz foi formada por uma mistura de tungstênio 90 % W (2,8 - 4,4 μm) + 10 % em Co (3,9 μm).

Quando se produziu o compósito metálico formado somente pelo Co e infiltrado pela liga Cu-43Zn-1Sn, distinções de fases que permitiram fazer indentações e obter dois perfis distintos de valores de microdureza, não foram possíveis de serem identificados. A figura 6.15 mostra as fotomicrografias para as duas matrizes infiltradas, com as respectivas indentações.

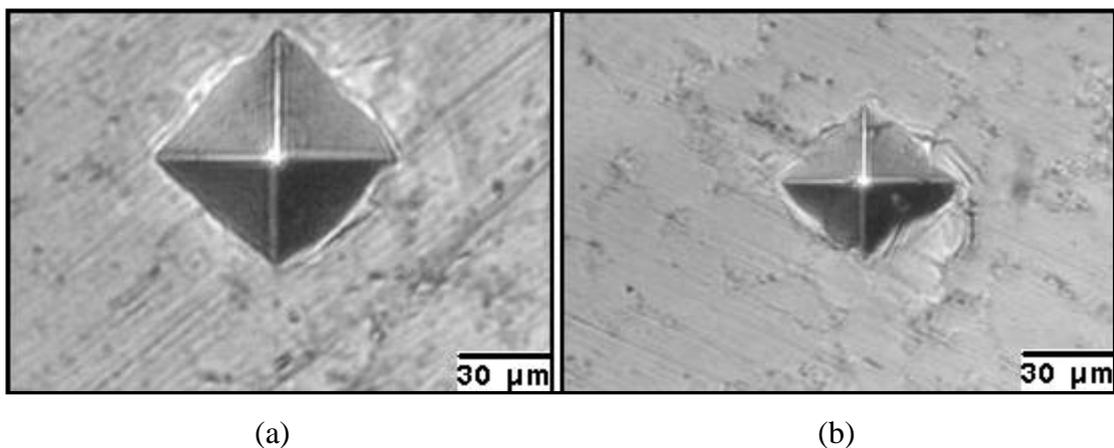


Figura 6.15. Fotomicrografias (500x) da seção reta das matrizes metálicas, de composição 100% Co (3,9 μm), (a) infiltrada com a liga Cu-43Zn-1Sn e (b) infiltrada com a liga Cu-39Ag-1Ni.

Para a matriz formada de 100 % em Co (3,9 μm), apesar de não terem sido evidenciadas áreas com características visuais distintas, os resultados de microdureza obtidos, nas coroas infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn, foram da ordem de 247 HV e 217 Hv quando sinterizadas, respectivamente, no forno de indução eletromagnética (IND) e no forno de aquecimento por resistência elétrica (BOX). Para as coroas de matriz constituída de Co (3,9 μm) e infiltradas com a Cu-39Ag-1Ni, os valores de microdureza foram da ordem de 220 HV quando sinterizadas no forno de indução eletromagnética (IND) e da ordem de 190 HV para sinterização realizada no forno de aquecimento por resistência elétrica (BOX).

A figura 6.16 apresenta os valores de microdureza medidos em amostras de coroas de matriz formada por Co (3,9 μm).

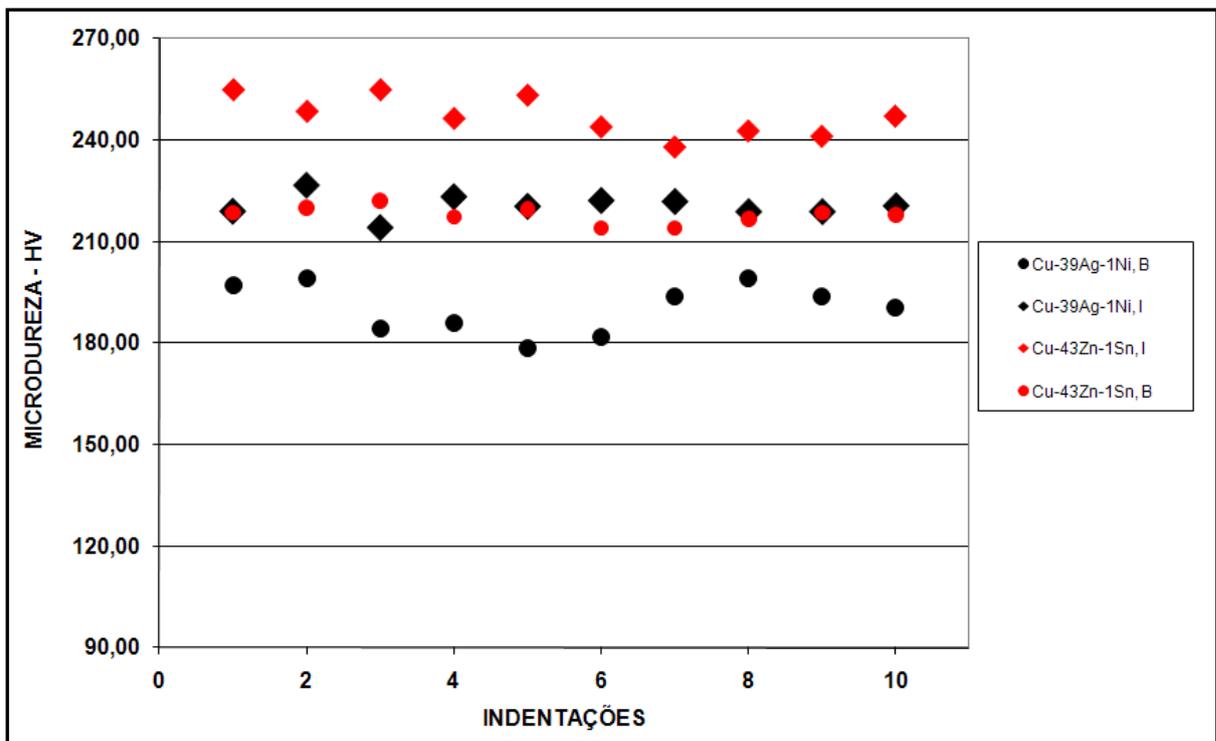


Figura 6.16. Perfis de microdureza ao longo da seção transversal de uma coroa de perfuração cuja matriz foi formada por Co (3,9 μm).

No processo de sinterização agregados de pós compactados ou não são transformados em um corpo sólido mediante ação de mecanismos de transporte atômico difusionais a temperatura abaixo do ponto de fusão do constituinte principal. Durante o processo haverá a diminuição da superfície do material e a redução da energia livre do

sistema resultando, por exemplo, na formação de contornos de grãos entre partículas e densificação do corpo sinterizado.

Os elementos de liga, como exemplo o cobre, o níquel e o estanho, elementos mais comuns em uso, são geralmente adicionados à mistura e sua ligação metalúrgica ocorre por difusão atômica durante a operação de sinterização, fase do processo importante para a obtenção das propriedades físicas desejadas, uma vez que a força motora da sinterização será afetada pelo elemento.^[12]

O cobre, em produtos sinterizados, quando trabalho acima de sua temperatura de fusão (~1083 °C) se infiltra, rapidamente, pelas redes de poros esse difunde rapidamente por entre as partículas do “esqueleto” compactado. Para as condições de aquecimento testadas no presente estudo, constatou-se que as coroas cuja matriz foi constituída de misturas de W bimodal – 35 % W (2,8 - 4,4 µm) + 65 % W (14 - 17 µm), misturas de tungstênio acrescidas de cobalto e cobalto, infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn essas, apresentaram microdureza superior em até 20 HV, no caso dos resultados de microdureza serem comparados com aqueles obtidos nas coroas de mesma composição, porém infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni. Tal fato se justifica uma vez que o zinco, quando adicionado ao cobre, embora afetar o comportamento tribológico, permite melhorar as propriedades referentes à resistência mecânica e à fadiga. No caso da prata, a adição desse elemento, em ligas de cobre aumenta a ductilidade da matriz com conseqüente redução da dureza.^[13]

Como mencionado na seção 3.12, adições de cobalto promovem, nas ligas que contêm W, endurecimento por solução sólida^[14], porém, nesse estudo, quando se compararam os valores de microdureza medidos nas matrizes formadas por uma mistura bimodal de tungstênio – 35 % W (2,8 - 4,4 µm) + 65 % W (14 - 17 µm) com os valores medidos na matriz contendo 1 % de Co em substituição parcial do tungstênio, ocorreu aumento da ordem de 10 HV (1,90 %) tanto para a matriz infiltrada com a liga Cu-43Zn-1Sn, quanto para aquela infiltrada com a liga Cu-39Ag-1Ni.

Outro efeito decorrente da adição do cobalto refere-se à ductilidade, assim adições de Co possibilitaram reduzir a dureza, conferindo tenacidade ao produto metálico^[15]. No presente estudo, quando se analisou as figuras 6.12, 6.13 e 6.14, tal efeito foi observado quando se comparou os valores, médios, de microdureza dedidos nas matrizes formadas por uma mistura bimodal de tungstênio - 35 % W (2,8 - 4,4 µm) + 65 % W (14 - 17 µm) com os valores medidos na matriz contendo 10 % de Co em substituição parcial do

tungstênio. Analisando os valores de microdureza nas “ilhas” verifica-se a redução de microdureza da ordem de 50 HV (10 %), para a matriz que foi infiltrada com a liga Cu-43Zn-1Sn e redução da ordem de 90 HV (17,64 %), quando a matriz foi infiltrada pela liga Cu-39Ag-1Ni.

Nas matrizes a base de W-Co as regiões denominadas “lagos” apresentaram aumento nos valores de dureza quando comparados com as regiões semelhantes da matriz de W bimodal. Tal efeito deve estar associado a difusão do cobalto junto ao cobre proveniente da liga infiltrante.

As ligas infiltrantes usadas apresentam, em média, 40 % em cobre sendo assim, as diferenças de microdureza encontradas nas fases presentes em coroas de matriz composta por W ou W-Co, também estão relacionadas à insolubilidade, à pobre molhabilidade do tungstênio (W) pelo cobre (Cu) e também à heterogeneidade da mistura obtida.

Os baixos valores de microdureza apresentados pelas coroas de matrizes integralmente formadas por cobalto, infiltradas com ligas de cobre se deve aos mecanismos de difusão e a boa molhabilidade do cobalto pelo cobre. Dessas coroas, aquelas infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn, devido ao elemento Zn, apresentaram microdureza superior em 30 HV, no caso desses valores serem comparados com aqueles, valores, de microdureza das coroas de mesma composição, porém infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni.

Embora objeto de inúmeros experimentos e estudos científicos, não existe ainda uma teoria universalmente aceita para explicar o mecanismo de sinterização, principalmente, associado à presença de uma fase líquida, pois este mecanismo depende das características físicas dos materiais, das condições de processamento e do controle rigoroso das variáveis que podem afetar a formação do corpo sinterizado.^[16]

Segundo literatura^[12], a temperatura, o tempo, a taxa de aquecimento, o tamanho e a forma das partículas e a força capilar exercida pelo fluido durante processamento são variáveis importantes no processo de sinterização associado à presença de uma fase líquida. Sendo que pequenos aumentos em temperatura e/ou tempo longos de sinterização permitem aumentar consideravelmente o grau de ligação das partículas devido à maior quantidade de material difundido e ao maior contato físico reduzindo, então, a porosidade. De modo geral, no emprego do rápido aquecimento a temperatura elevada, o suficiente para formar a fase líquida, influencia na difusão, na molhabilidade e na solubilidade sólido-líquido. Assim, diante do exposto, como resultado as coroas de perfuração, obtidas por indução eletromagnética, apresentaram valores de dureza pouco superiores àqueles

valores medidos nas coroas de mesma composição, porém processadas por aquecimento em um forno resistivo. Tal efeito se deve à menor taxa de difusão obtida devido ao curto tempo de aquecimento aplicado no processo de aquecimento indutivo.

6.6. CONCLUSÕES

- A infiltração com aquecimento por indução eletromagnética tende a produzir coroas com maior dureza se comparado aos valores de dureza obtidos nas coroas processadas em forno convencional de aquecimento por resistência elétrica;
- Coroas infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn apresentam durezas superiores às infiltradas por Cu-39Ag-1Ni;
- O Zn presente em uma liga infiltrante melhorou as propriedades físicas das coroas desenvolvidas, nesse estudo, com uma matriz bimodal de W, fato comprovado pela maior dureza apresentada pelas coroas que foram infiltradas, por indução eletromagnética ou por aquecimento resistivo, com a liga Cu-43Zn-1Sn;
- A adição de 1 a 10 % em peso de Co em matrizes de W não altera ou reduz pouco a dureza de coroas infiltradas com ligas Cu-43Zn-1Sn;
- A adição de 1 a 10 % em peso de Co em matrizes de W reduz sensivelmente a dureza de coroas infiltradas com ligas Cu-39Ag-1Ni;
- Indiferente ao tipo de liga, de cobre, infiltrante, e aos tipos de aquecimento usados nesse estudo as adições de Co (1 e 10 %) pouco alteraram os valores de microdureza medidos nos “ilhas” surgidas nas matrizes a base de W;
- Indiferente ao tipo de liga, de cobre, infiltrante, e aos tipos de aquecimento usados nesse estudo as adições de Co (1 e 10 %) elevaram os valores de microdureza medidos nos “lagos” surgidos nas matrizes a base de W;
- A produção de coroas com 100 % em peso de Co na composição das matrizes reduz drasticamente a dureza de coroas produzidas com ambas as ligas infiltrantes;
- Coroas de perfuração, obtidas por indução eletromagnética, apresentam valores de dureza pouco superiores àqueles valores medidos nas coroas de mesma composição, porém processadas por aquecimento em um forno resistivo. Tal efeito se deve à menor taxa de difusão obtida devido ao curto tempo de aquecimento aplicado no processo de aquecimento indutivo.

6.7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. BAGLYUK, G. A., POSNYAK, L. A. Sintered metals and alloys. Powder metallurgy wear-resistant materials based on iron. I. Materials prepared by sintering and infiltration, Powder Metallurgy and Metal Ceramics. v. 40, n. 1-2, 2001
2. RICHTER, A., MUECKA, M., GRUNER, M., KLAFFKE, D., HARTELT, M.B. Tribological investigations of diamond–metal grinding pads. Wear, May 2005.
3. WANIGARATHNE, C., KARDEKAR, A.D., DILLON, O.W., POULACHON, G., JAWAHIR, I.S. Progressive tool-wear in machining with coated grooved tools and its correlation with cutting temperature, Wear, v. 259, p. 1215–1224, 2005.
4. GEE, M.G., GANT, A., ROEBUCK, B. Wear mechanisms in abrasion and erosion of WC/Co and related hard metals, Wear, v. 263, 137–148, 2007.
5. SANTOS; S.C., SALES; W. F., SILVA; F. J., DOMINGUES, S. F., DA SILVA; M. B. Tribology characterisation of PVD coatings for cutting tools. Surface and Coatings Technology, v. 184, p. 141 - 148, 2004.
6. YANG, L.J., Determination of the wear coefficient of tungsten carbide by a turning operation, Wear, v. 250, p. 366–375, 2001.
7. YANG, L.J., Loh, N.L. The wear properties of plasma transferred arc cladded satellite specimens. Surface and Coatings Technology, v.71, p. 196 – 200, 1995.
8. YANG, L.J., Pin-on-disc wear testing of tungsten carbide with a new moving pin technique. Wear, v. 225 – 229, p. 557–562, 1999.
9. SOTELO, G.F.C., SCHNITZER, E., ROSSO, N.D. Estudo comparativo de microidentações de ligas sinterizadas pré-Ligadas e misturas simples. Revista Matéria, v. 10, n. 2, p. 284 – 289, Junho, 2005.
10. SOTELO, G.F.C., SCHNITZER, E., CARNEIRO, P.I.B., The influence in the alloy antifriction copper bimetallic fabrication, In: Fourth International Latin-american, Conference on Powder Technology, Congress 2003, p. 402-407, 2003.
11. DA SILVA, A. G. P., JÚNIOR, C. A. A sinterização rápida: sua aplicação, análise e relação com as técnicas inovadoras de sinterização, Cerâmica, São Paulo, v. 44, n. 290. nov./dez. 1998.
12. Grupo Setorial de metalurgia do Pó. A Metalurgia do Pó “Uma alternativa econômica com menor impacto ambiental”, Metallum Eventos Técnicos, 1ª edição, São Paulo - Brasil, 2009.

13. MANUAL – Powder Metallurgy Design Solutions, Metal Powder Industries Federation, Princeton, EUA, 1999.
14. Metals Handbook, ASM International, v.2, 10^a ed., p. 446 – 447.
15. SHIBATA, J., TANABE, S., KUMO, M., AKIYAMA, H., AMITAMI, T. On the sintering process of cobalt and diamond mixed powder compacts, J.Lap. Soc. Powder & Metal, v.3, p. 109 – 113, 1988.
16. GERMAN, R. M. Liquid Phase Sintering. New York, Plenum Press, 1985.

7. ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO.

7.1. INTRODUÇÃO

Como mencionado em capítulos anteriores, ferramentas diamantadas são constituídas de partículas de diamantes envolvidas por uma matriz metálica. Essas ferramentas de corte, durante as operações de perfuração de solos sofrem processos de desgastes e estes determinarão o seu desempenho, sua durabilidade, sua taxa de corte e, talvez, o método de corte mais adequado para um dado tipo de rocha. ^[1, 2,3]

Durante as operações de perfuração, ambos, diamantes e matriz metálica sofrem desgaste devido à ocorrência de diferentes mecanismos. A eficiência da operação pode ser garantida mediante o controle das propriedades de desgaste, em um complexo sistema afetado por diversos fatores, tais como dureza da ferramenta e da formação mineral, tenacidade, resistência à fratura, velocidade de corte, condições de refrigeração da ferramenta e características das partículas abrasivas. O progressivo consumo dos diamantes, do metal ligante e as diversas propriedades mecânicas de uma matriz metálica determinarão o desempenho de uma ferramenta de perfuração em sondagem geológica. ^[3, 4]

O desgaste dos diamantes está fortemente relacionado às propriedades mecânicas dos cristais e ocorre devido às forças originadas durante o contato entre a ferramenta e a superfície da rocha que se pretende perfurar, enquanto o consumo do metal ligante está relacionado à dureza, à resistência a erosão, à resistência a abrasão e ao lascamento da matriz metálica. ^[5] Como os processos de desgaste ocorrem sobre os diamantes e sobre a matriz, a eficiência para corte pode ser alcançada através do controle dessas propriedades relacionadas ao desgaste, sendo que tal desgaste pode causar aumento ou redução da taxa de corte. O ponto crítico é alcançado quando o metal ligante não pode mais reter os cristais de diamantes devido ao aumento das forças de contato. ^[3]

Uma das maneiras para diminuir o desgaste é a seleção dos materiais adequados para cada aplicação. Portanto, faz-se necessário realizar ensaios que permitam avaliar a resistência ao desgaste dos materiais, que permitam relacioná-la com fatores como: composição, microestrutura e propriedades mecânicas. A otimização do processo abrasivo vem sendo alvo constante de estudos científicos, principalmente no sentido de quantificar a perda de massa de um sistema tribológico, que utiliza abrasivos para remover materiais. ^[6]

O desgaste abrasivo pode ocorrer quando as partículas ou rugosidades estão rigidamente fixadas em um dos corpos, possibilitando, assim, riscos mais profundos no outro corpo como ilustrado esquematicamente na figura 7.1. Apesar do caráter sistêmico do desgaste abrasivo, a literatura atual ressalta, dependendo das características de dureza e da tenacidade do material do contra-corpo utilizado no ensaio, dois mecanismos de desgaste diferentes: (a) deslizamento das partículas, no qual os abrasivos engastados no contra-corpo riscam a superfície removendo o material; (b) rolamento dos abrasivos, levando a indentações sobre o material, no qual, em alguns casos, cada indentação pode ocasionar a remoção de material. [7, 8, 9]

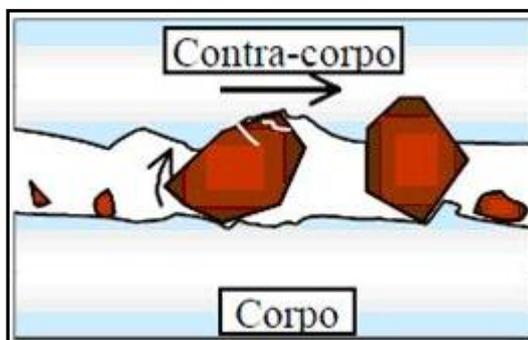


Figura 7.1. Representação esquemática do desgaste abrasivo. [8]

A literatura não define, separadamente, os termos “desgaste abrasivo” e “desgaste microabrasivo”, isso porque o “desgaste microabrasivo” se enquadra no conceito de “desgaste abrasivo”. [10] Alguns parâmetros, segundo estudos publicados, podem ser utilizados para diferenciar tais termos. Assim, tem-se como exemplo, que o coeficiente de desgaste abrasivo (K) pode variar entre 1×10^{-6} e $2,5 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$, nos ensaios de “desgaste micro abrasivo”, enquanto no “desgaste abrasivo” observam-se valores de K até 100 mil vezes maiores, variando entre 1×10^{-2} e $1,2 \times 10^{-1} \text{ mm}^3/\text{N.m}$. Tais diferenças são também função do tamanho médio das partículas abrasivas usadas para ensaio de desgaste, no qual partículas de tamanho médio entre 3 e 6 μm são comuns de serem usadas em ensaios de “desgaste microabrasivo” por esfera rotativa e partículas abrasivas de tamanho médio entre 50 e 250 μm são usadas para ensaios de “desgaste abrasivo”. [7,8,11]

Nas operações de perfuração para sondagem geológica, em litologia predominantemente formada de quartzito, para quantificar o teor de ouro existente em uma lavra mineral no município de Jacobina – BA havia, devido ao desgaste prematuro, um

aumento significativo no consumo de coroas. Tal evento estava onerando os custos operacionais e inviabilizando os serviços de investigação geológica

Visando à compreensão do desgaste abrasivo, ao qual as coroas são submetidas durante o trabalho de perfuração para sondagem geológica em quartzito, neste trabalho, realizaram-se testes de microabrasão a fim de se comparar qualitativamente quatro tipos de matrizes metálicas para produção de coroas.

As diferenças residem, basicamente, no tamanho de pós de W e na quantidade relativa destes, na substituição parcial ou total dos pós de W por Co, em dois diferentes sistemas de aquecimento, por indução eletromagnética e por resistência elétrica em forno do tipo mufla. Tais métodos foram usados para promover a fusão de uma liga Cu-43Zn-1Sn e de outra Cu-39Ag-1Ni, o que propiciou a subsequente infiltração e sinterização das coroas. A partir dos ensaios de microabrasão realizados, fez-se uma correlação entre o coeficiente de desgaste e algumas características das matrizes metálicas, tais como dureza, microdureza, composição e granulometria do pó.

O presente trabalho teve enfoque no desgaste abrasivo e os resultados do teste de microabrasão foram obtidos pela metodologia clássica, considerando a calota de uma superfície esférica ideal. ^[12,13,14,15] A avaliação das marcas do desgaste, as calotas, foi realizada via análise de imagens.

7.2. MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras, produzidas em trélicas, das coroas com matrizes metálicas desenvolvidas neste estudo foram identificadas segundo a composição dos pós metálicos que as compõem, conforme tabela 4.1. Todas as amostras foram sinterizadas sem diamantes com as seguintes ligas infiltrantes: Cu-43Zn-1Sn e Cu-39Ag-1Ni (% em peso). A sinterização foi realizada em forno tipo mufla na temperatura de 1100 °C por aproximadamente 70 minutos e, para os mesmos materiais, em um forno de aquecimento por indução eletromagnética, desenvolvido para esse estudo, na temperatura de 1200 °C por aproximadamente 280 segundos para conformação das coroas com 75,30 mm de diâmetro externo, de perfil de face sulcado.

A preparação das amostras para os testes tribológicos envolveu corte com disco de precisão, preparo manual com lixas d'água com granulometria inicial de 180, entre outras,

até alcançar 2400, e limpeza ultra-sonora em acetona por 5 minutos. Cada corpo-de-prova foi testado três vezes, totalizando 9 valores por amostra.

Os ensaios de microabrasão foram realizados de acordo com os procedimentos da norma ASTM D1242, usando um equipamento do tipo esfera fixa, ilustrado na figura 7.2. Nele, um motor elétrico gira um eixo, no qual a esfera metálica está conectada e, por meio de um contrapeso, a superfície da amostra em teste é pressionada contra a superfície da esfera que desliza sobre o corpo de prova fixo.^[15]

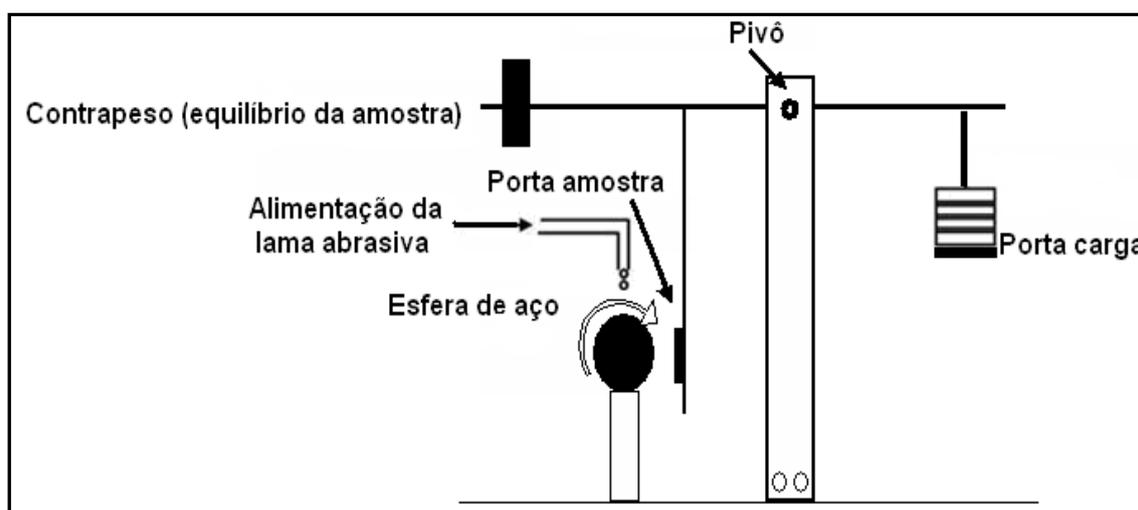


Figura 7.2. Ilustração do equipamento de microabrasão instalado no Laboratório de Engenharia e Modificações de Superfícies do SDT – CETEC, - MG, mostrando o princípio de ensaio.

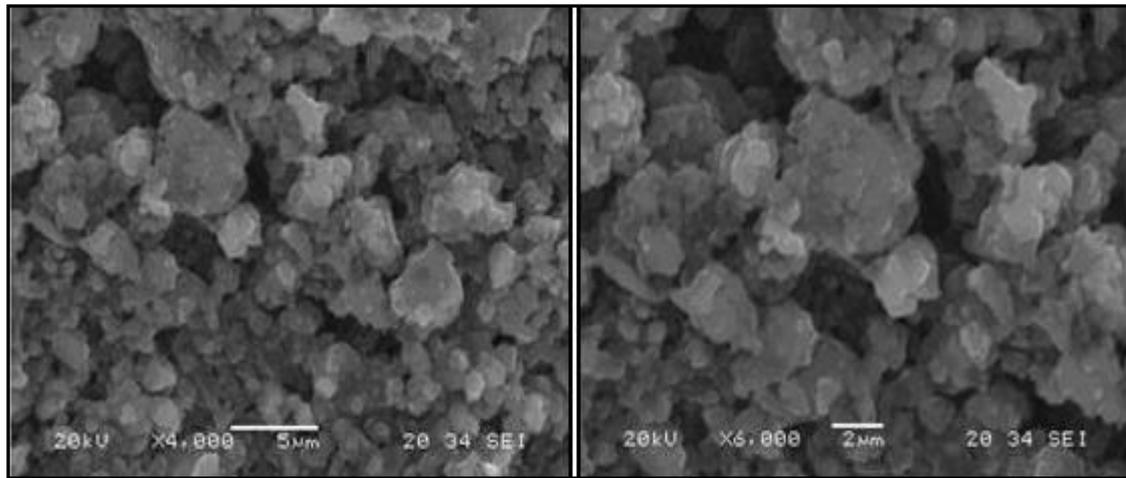
Uma lama abrasiva composta de 6,4 g de sílica (SiO_2) suspensa em 8,0 ml de água destilada, mantida sob constante agitação para evitar a precipitação das partículas do abrasivo, foi alimentada, continuamente, sobre a esfera, a uma taxa de aproximadamente 1 gota/3 s. Entre ambas as superfícies, na “zona de contato”, as partículas abrasivas deslizavam sobre o corpo de prova fixo num suporte perpendicular, que aplicou, sobre a amostra, um carregamento pré-definido e controlado.^[15,16] As condições adotadas, para a realização dos ensaios de microdesgaste estão apresentadas na tabela 7.1. Os valores foram selecionados, com base em literatura e após testes preliminares.

Tabela 7.1 – Parâmetros utilizados no teste de microabrasão

Abrasivo	SiO ₂ , fornecedor Sigma Aldrich
Granulometria	0,5 a 10 µm (80% entre 1-5 µm),
Concentração	0,8g/ml (8,0 ml de água + 6,4 g de sílica)
Fluxo abrasivo	1gota a cada 3 s
Força Normal/carga	0,5 N (50 g)
Contracorpo	Esfera de aço AISI 52100 (temperado e revenido)
	Dureza média de 1050 HV
	Rugosidade superficial média (Ra) de 0,08 µm;
Diâmetro da esfera	25,4 mm
Velocidade de rotação	73 rpm
Tempo de ensaio	14 min e 27 seg.
Total de voltas	1054 voltas
Distâncias percorridas	84 m

A sílica (quartzo) é o material abrasivo mais comum encontrado na natureza, com dureza média que pode variar entre 750 HV e 1200 HV. Para fins comparativos, pode se mencionar que a dureza da fase martensítica de um aço temperado pode variar entre 500 HV e 1.000 HV, mostrando-se, portanto, um material vulnerável ao desgaste abrasivo por este agente.^[17]

A figura 7.3 apresenta uma imagem, obtida por microscopia eletrônica de varredura, de grãos de sílica (padrão analítico) usados nos ensaios de desgaste abrasivos das coroas produzidas neste estudo.



(a)

(b)

Figura 7.3. Grãos de sílica (PA) antes dos ensaios, imagem obtida por MEV, (a) aumento de 4000x e (b) aumento 6000x.

Já foi observado que uma partícula abrasiva de qualquer forma superficial causará riscos por deformação plástica apenas se a razão entre a sua dureza e a dureza do metal for maior que 1,2. ^[2] No presente estudo, as razões entre dureza das partículas abrasivas e dureza das matrizes metálicas desenvolvidas, para produção de coroas de perfuração em sondagem geológica no quartzito, estão apresentadas na figura 7.4. Para o cálculo, foi considerado um valor médio de 975 HV (750 HV e 1200 HV).

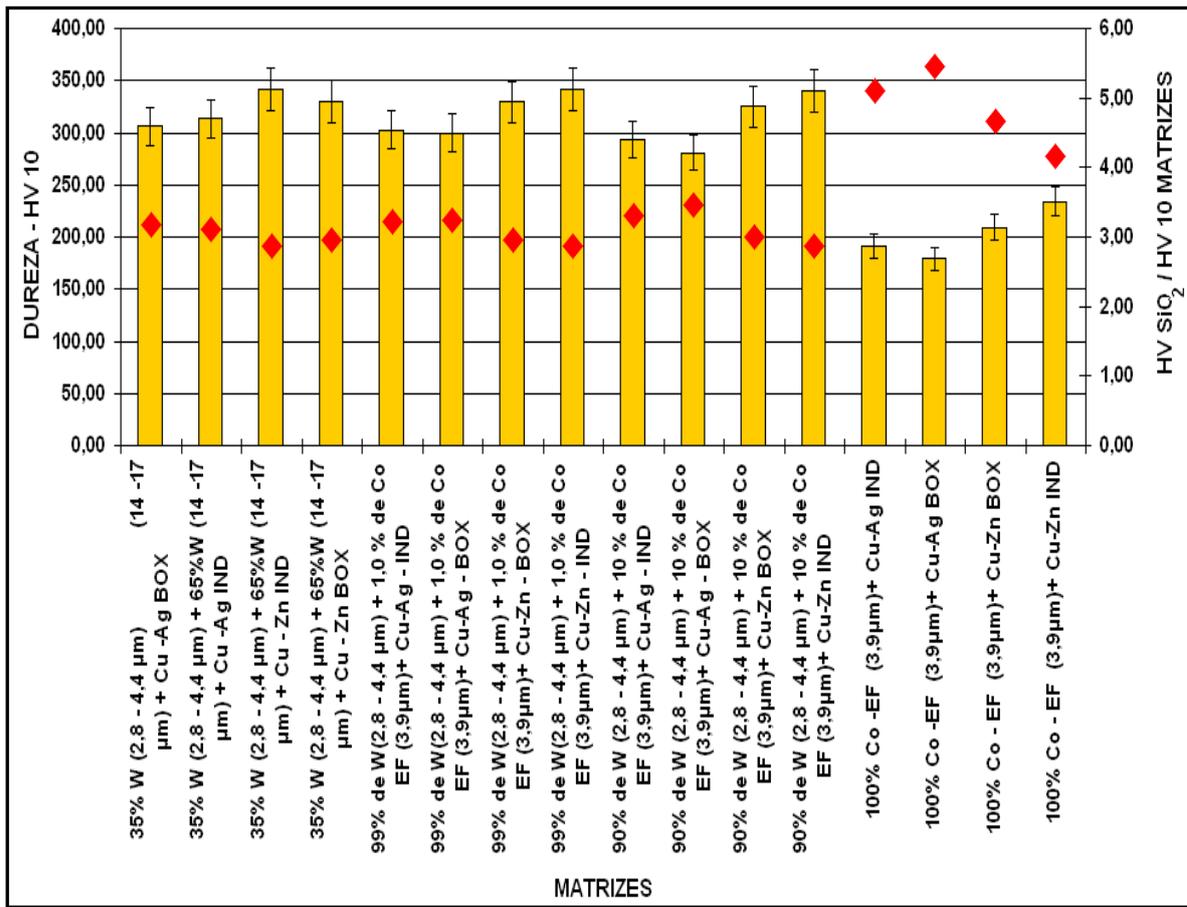


Figura 7.4. Razões entre dureza das partículas abrasivas e dureza das matrizes metálicas desenvolvidas para produção de coroas de perfuração em sondagem geológica no quartzito.

A técnica apresentada envolve desgaste microabrasivo devido à ação de partículas duras forçadas contra uma superfície sólida e movendo-se ao longo dela, tendo sua medida em escalas micrométricas. Sendo assim, foi produzida, nas amostras, uma série de calotas esféricas e, após observações com o uso do programa “Image Tool”, os diâmetros das calotas foram medidos, permitindo, através de equações, calcular os coeficientes de desgaste.

Na Figura 7.5, são mostrados, a título de ilustração, o esquema do dispositivo de teste empregado, uma imagem gerada por interferometria a laser da calota sobre a amostra e o diâmetro da mesma. ^[14,15]

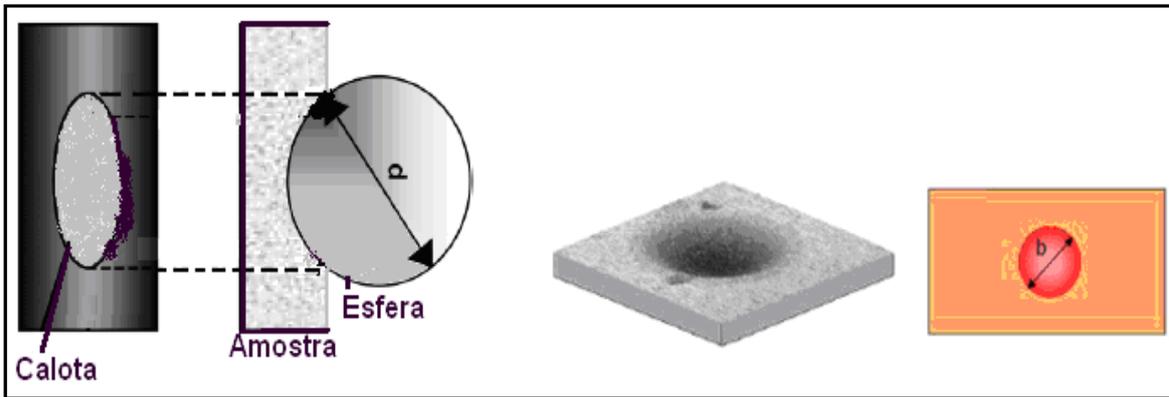


Figura 7.5. Esquema da imagem e dimensão da calota desgastada. ^[14,15]

No ensaio de microabrasão, é admissível que a impressão da calota na amostra, ou seja, a região desgastada tenha o mesmo perfil geométrico do corpo responsável por sua impressão. Assim, é possível determinar o volume de material desgastado (V) a partir do diâmetro da esfera (\varnothing_e) e do diâmetro da calota desgastada (b) através da expressão 7.1. ^[12,13] Em alguns casos, ocorreram imperfeições, ovalização, na esfericidade da impressão. Tal característica se deve à existência, nas amostras, de diversas fases metálicas, com propriedades físicas (dureza) bastante diferentes.

$$V = \frac{\pi \times b}{32 \times \varnothing_e} \quad \text{para } b \ll \varnothing_e \quad \text{Eq. 7.1}$$

Esse modelo de desgaste abrasivo equivale à equação de Archard para desgaste por deslizamento. ^[12,16]

$$Q = \frac{V}{S} = \frac{k \times N}{H} \quad \text{Eq. 7.2}$$

Desse modo, se a relação K/H for considerada igual a k , tem - se:

$$k = \frac{V}{S \times N} \quad \text{Eq. 7.3}$$

Onde k representa o coeficiente de desgaste dimensional, cuja unidade é dada em $\text{m}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$, V representa o volume de material desgastado, S representa a distância deslizada e N representa a força normal sobre o contato. [13,16]

Unindo as expressões 7.1 e 7.3, tem-se uma expressão para o coeficiente de desgaste dimensional (k) em função da geometria da calota desgastada (b), diâmetro da esfera livre (\varnothing_e) e das variáveis do ensaio, distância percorrida (S) e da força normal sobre o contato (N), que é ilustrada na equação 7.4. [13,16]

$$V = \frac{\pi \times b^4}{32 \times \varnothing_e \times S \times N} \quad \text{para } b \ll R \quad \text{Eq. 7.4}$$

Para os testes de desgaste, existem várias alternativas. Há equipamentos em que uma esfera é girada por um motor e a carga é aplicada pela ação de um conjunto de peso e contrapeso. Em outros equipamentos, a massa de uma esfera, livre, girando responderá pela carga aplicada, fato que promoverá atrito e conseqüente desgaste do material ensaiado.

As condições dos testes serão determinadas também pelas condições e características da lama abrasiva, a natureza das partículas abrasivas, a sua concentração no líquido, o material constituinte da esfera, as condições superficiais da amostra que será examinada, o diâmetro da esfera, as condições superficiais da esfera, a carga normal aplicada e a velocidade de deslizamento. Assim, podem-se encontrar diferenças significativas nos valores das taxas de desgastes medidas com diferentes configurações de equipamentos. Os resultados obtidos pelo método da esfera livre podem diferir daqueles resultados obtidos com a esfera fixa, com variações da ordem de 10% ou mais. [18,19]

7.3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A taxa de desgaste específica, expressa em $\text{m}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$ ou $\text{m}^2 \cdot \text{N}^{-1}$ [12, 16, 18,19], é definida como o volume de material removido por unidade de distância deslizada, por unidade de força normal aplicada sobre o contato.

Estudos anteriores citam condições a partir das quais sob desgaste abrasivo corpos metálicos passam a apresentar condição de perda, constante, de massa denominada de “regime permanente” [8,12,14,16,17]. Assim, para se determinar tal regime verificou-se qual seria o desgaste provocado pelo sistema tribológico proposto para ensaio, no decorrer de um minuto, no qual foram percorridos aproximadamente 5,82 m mediante a 73 revoluções executadas por uma esfera de aço. Para a melhor reprodutividade dos testes optou-se em adotar a distância percorrida de 6 m (valor inteiro imediatamente superior) equivalente a 75 rpm e respectivos múltiplos.

Após cada batelada de teste os corpos de prova tiveram suas marcas de desgaste fotografadas e medidas por meio de um programa computacional, “Image Tool”, para em seguida proceder ao cálculo do coeficiente desgaste abrasivo segundo a equação 7.4 e a determinação da condição a partir da qual haveria o “regime de desgaste permanente”.

A figura 7.6 ilustra o comportamento do desgaste abrasivo das amostras das matrizes metálicas desenvolvidas neste estudo. Para atingir o regime permanente, foi considerado, conforme método adotado por Lozzer et al, o ponto a partir do qual todas as amostras apresentaram coeficiente de desgaste com variação inferior a 7% ao longo do tempo [14]. Foi observado que a partir da distância percorrida de aproximadamente 72 metros, para as matrizes contendo somente o elemento Co, e de aproximadamente 84 metros, para aquelas matrizes que apresentaram o W em composição, o sistema tribológico com lama abrasiva de SiO₂ atingiu tal regime.

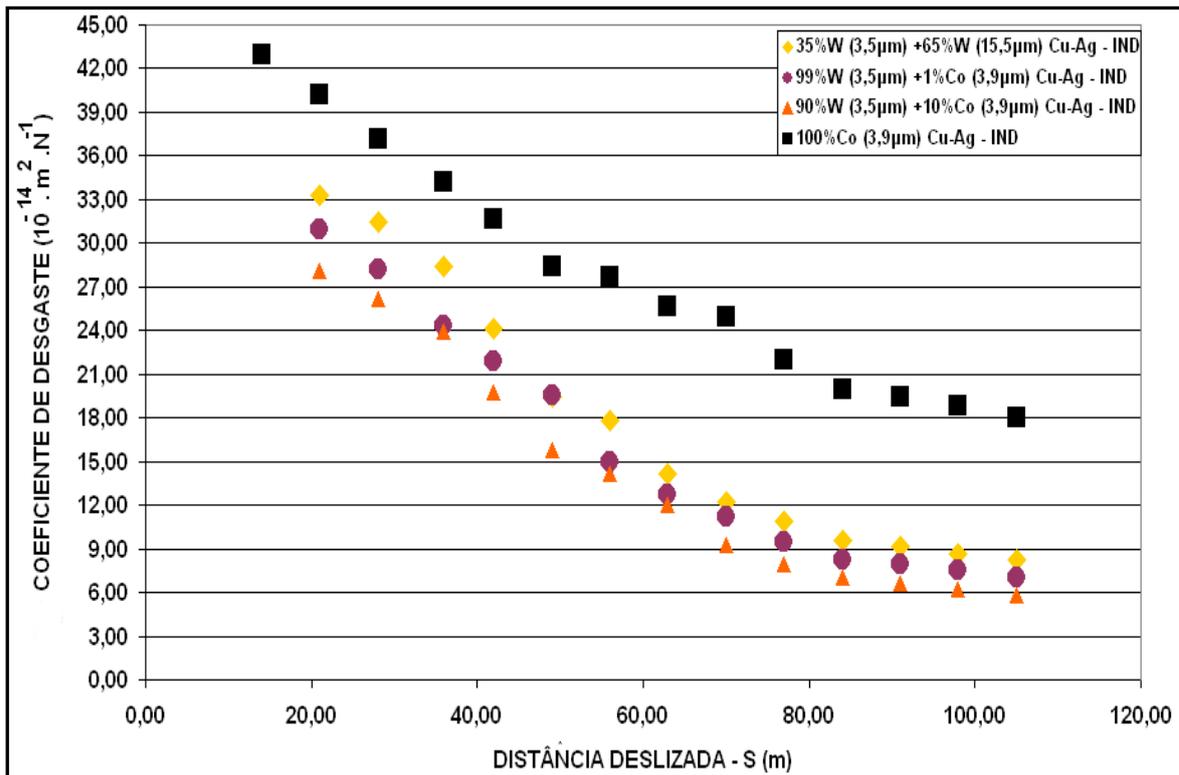


Figura 7.6. Variação do coeficiente de desgaste dimensional, ao longo da distância deslizada para as amostras de matrizes metálicas, com lama abrasiva de SiO₂.

As figuras 7.7 (a) e (b), obtidas por microscopia ótica, apresentam as fotomicrografias das regiões desgastadas, por uma solução contendo SiO₂, após deslizamento de uma esfera em aço AISI 52100, por uma distância de 12 m, durante os testes de microabrasão. Os testes, cujos resultados estão ilustrados na figura 7.6, foram realizados no intuito de se determinar a distância deslizada a partir da qual se obteria um regime de desgaste permanente das superfícies das matrizes de coroas de perfuração desenvolvidas nesse estudo.

Após os testes de desgaste e obtenção das calotas, as amostras foram fotografadas e, em seguida, por meio de um programa computacional, “Image Tool”, foram traçadas sobre as imagens, como ilustrado nas figuras, retas de um ponto a outro das calotas, obtendo-se dez medidas de diâmetros e adotando-se a média dos mesmos para se fazer o cálculo do coeficiente de desgaste (k) segundo a equação 7.4.

O presente estudo trata de um material metálico heterogêneo obtido por técnicas de metalurgia do pó e, assim sendo, conduzir a critério a etapas de homogeneização dos pós metálicos e de preenchimento dos moldes se torna importante para reduzir o nível de porosidade dos corpos moldados, pois, fatores como porosidade elevada e áreas, próximas,

apresentando diferentes valores de dureza permitem a geração marcas elípticas quando tais corpos são submetidos a ensaio de desgaste abrasivo inviabilizando, dessa forma, o uso das equações 7.1 a 7.4.

Observa-se, na figura 7.7(a) que na região desgastada de uma matriz composta por uma mistura bimodal de 35% W (2,8 – 4,4 μ m) e 65% W (14-17 μ m), infiltrada com a liga Cu-43Zn-1Sn e sinterizada em um forno de aquecimento resistivo, forma-se uma região com aspecto circular, uma calota esférica, de bordas indefinidas. Na figura 7.7(b), a região desgastada de uma matriz composta por uma mistura de 90% W (2,8 – 4,4 μ m) acrescida de 10% de Co (3,9 μ m), infiltrada com a liga Cu-39Cu-1Ni e sinterizada em um forno de aquecimento resistivo, se apresenta com formato ovalizado.

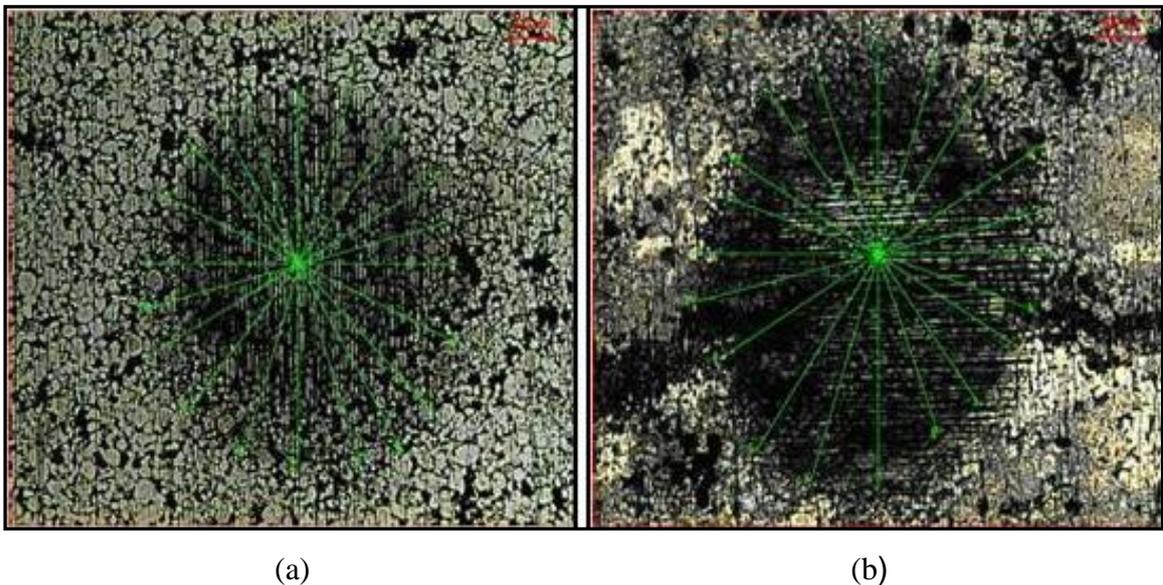
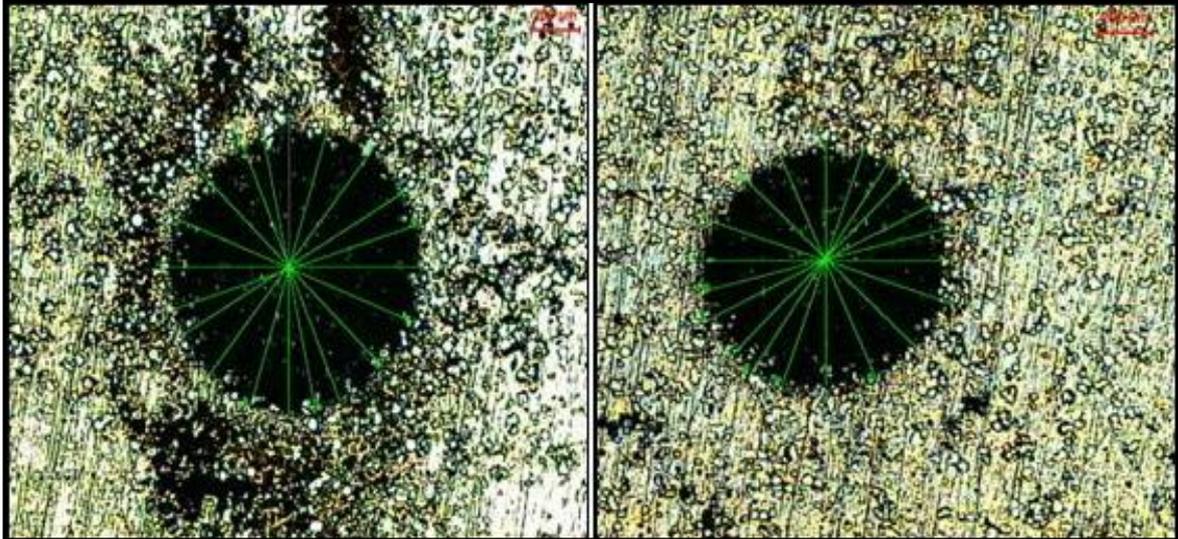


Figura 7.7. fotomicrografias, com aumento de 100x, obtidas por microscopia ótica das regiões desgastadas por uma solução contendo SiO₂ durante os testes de microabrasão de amostras das coroas de perfuração sinterizadas durante aquecimento em um forno do tipo mufla. (a) Matriz composta por 35 % W (2,8 – 4,4 μ m) e 65 % W (14-17 μ m), infiltrada com a liga Cu-43Zn-1Sn (b) 90 % W (2,8 – 4,4 μ m), infiltrada com a liga Cu-39Cu-1Ni.

No caso dos materiais sinterizados avaliados no presente estudo, a obtenção de um regime permanente foi dificultada, pois, como já mencionado, tais materiais apresentam fases e valores de dureza diversos e, em algumas amostras, houve a formação de poros. As figuras 7.8 (a) e (b) apresentam fotomicrografias de uma matriz constituída de uma mistura

bimodal 35 % W (2,8 – 4,4 μm) e 65 % W (14-17 μm) infiltrada com uma liga Cu-39Ag-1Ni. Nas figuras, as áreas escuras fora das calotas são os poros gerados no material sinterizado.

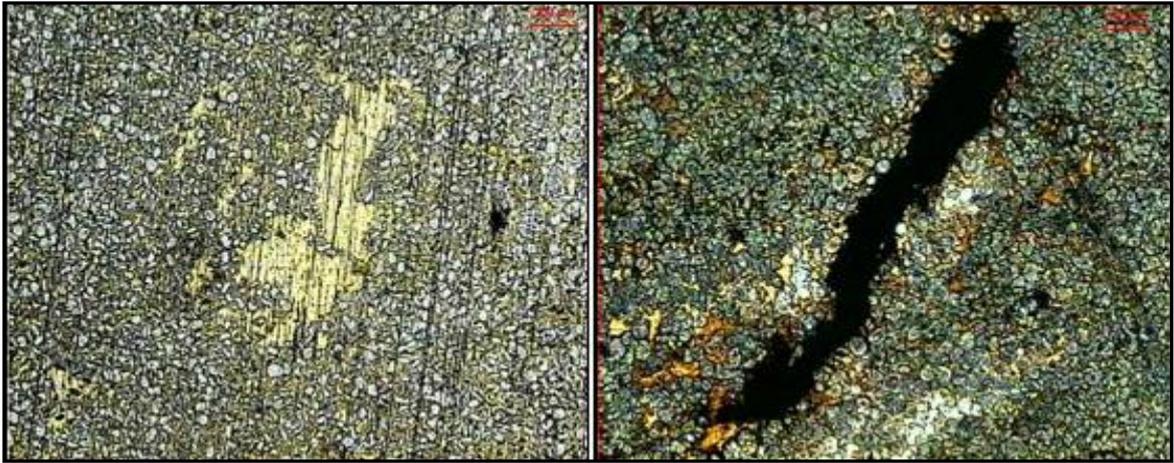


(a)

(b)

Figura 7.8. Fotomicrografias, com aumento de 50x, de matrizes de coroas com composição: (a) 35 % W (2,8 – 4,4 μm) acrescida de 65 % W (14-17 μm), infiltradas com uma liga Cu-43Zn-1Sn em um forno de aquecimento resistivo e (b) 99 % W (2,8 – 4,4 μm) e 1 % Co (3,9 μm) infiltrada com uma liga Cu-43Zn-1Sn, em um forno de aquecimento indutivo. As áreas escuras foras das calotas são porosidades.

A figura 7.9 apresenta fotomicrografias de uma matriz constituída de 90 % W (2,8 – 4,4 μm) e 10 % Co (3,9 μm), sinterizada por fase líquida com liga Cu-43Zn-1Sn sob aquecimento resistivo. Na figura 7.9 (a) observa-se uma área de cor amarela, predominantemente formada pela liga de cobre usada para infiltrar as partículas de metal duro durante a conformação; em 7.9 (b) a região escura não foi preenchida pela liga infiltrante.

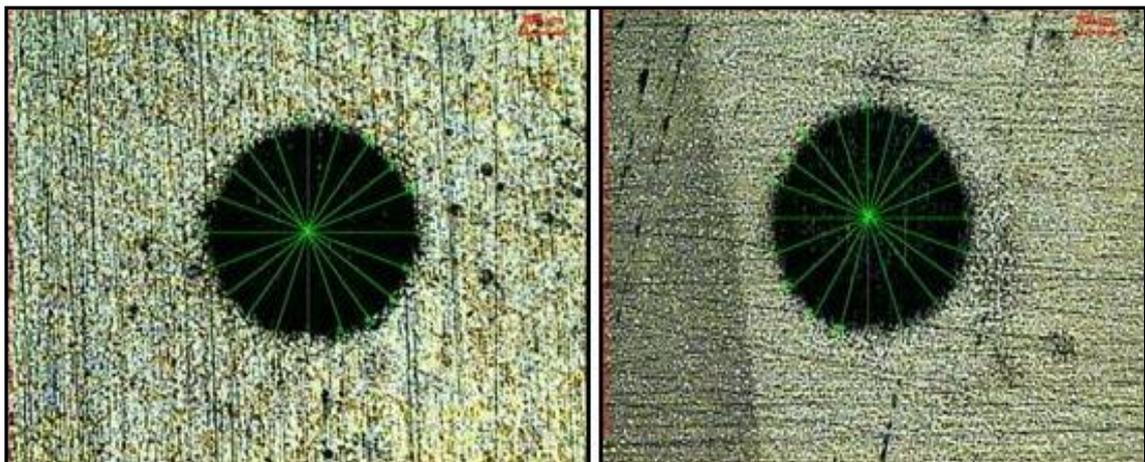


(a)

(b)

Figura 7.9. Fotomicrografias, com aumento de 100X, de amostras infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn e sinterizadas, com fase líquida, em forno de aquecimento resistivo.

A Figura 7.10 apresenta calotas de ensaios de desgaste de (a) matriz constituída de uma liga 35 % W (2,8 – 4,4 μm) e 65 % W (14 - 17 μm), sinterizada por fase líquida com liga Cu-43Zn-1Sn durante aquecimento em um forno de indução eletromagnética e em (b) região desgastada da matriz constituída de liga 90 % W (2,8 – 4,4 μm) e 10 % Co (3,9 μm) e, também, sinterizada por fase líquida com liga Cu-43Zn-1Sn durante aquecimento em um forno indução eletromagnética.



(a)

(b)

Figura 7.10. Fotomicrografias, com aumento de 50x, de calotas de ensaios de desgaste em (a) matriz constituída de uma liga 35 % W (2,8 – 4,4 μm) e 65 % W (14-17 μm), e (b) matriz constituída de liga 90 % W (2,8 – 4,4 μm) e 10 % Co (3,9 μm); ambas infiltradas com liga Cu-43Zn-1Sn.

A figura 7.11 apresenta uma imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura – MEV, de uma calota formada durante teste de microabrasão realizado sobre uma matriz metálica de composição bimodal, contendo 35 % W (2,8 - 4,4 μm), 65 % W (14 -17 μm), infiltrada com a liga Cu-39Cu-1Ni e sinterizada em um forno de indução eletromagnética.

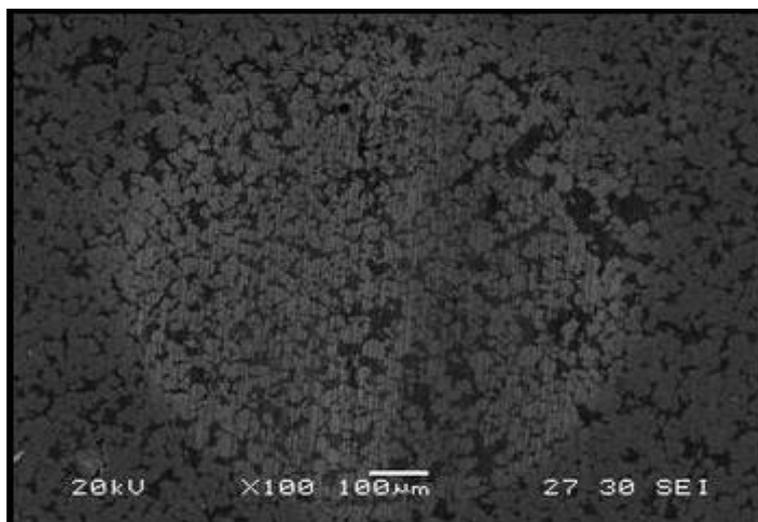


Figura 7.11. Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura, com aumento de 100X, na região desgastada em teste de microabrasão em uma matriz de composição 35% W (2,8 - 4,4 μm), 65 % W (14 -17 μm), infiltrada com a liga Cu-39Cu-1Ni e sinterizada em um forno de indução eletromagnética.

As durezas das amostras, assim como os valores calculados dos coeficientes de desgaste abrasivo dimensional, estão representados nas figuras 7.12 a 7.17. Nessas figuras, observam-se que os maiores valores de coeficientes de desgaste abrasivo foram obtidos para as amostras com 100 % em Co e, também, que todas as matrizes desenvolvidas com misturas de W (bimodal) e W-CO, independente da liga infiltrante usada e do tipo de aquecimento empregado, apresentaram variações nos valores de dureza dentro de uma faixa de 50 HV.

É importante ressaltar que durante a realização dos testes a solução abrasiva não foi recirculada, evitando a possibilidade de se ter partículas descoladas das matrizes ou da esfera contribuindo para a ação de desgaste.

O comportamento relativo ao desgaste abrasivo das coroas infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn e com a liga Cu-39Ag-1Ni é ilustrado, respectivamente, nas figuras 7.12 e 7.13. Tais figuras mostram que as matrizes de coroas para perfuração em sondagem geológica, desenvolvidas nesse estudo, constituídas de uma composição bimodal 35 % W

(2,8 – 4,4 μm), acrescidas de 65 % W (14-17 μm), de composição 99 % W (2,8 – 4,4 μm), acrescidas de 1% de Co (3,9 μm) e coroas de composição 90 % W (2,8 – 4,4 μm), acrescidas de 10 % de Co (3,9 μm), apresentaram, quando produzidas mediante aquecimento por indução eletromagnética, uma redução média de 25,33 %, em seus valores de desgaste abrasivo se comparados àqueles valores de desgaste abrasivo medidos nas coroas de mesma composição, porém produzidas mediante aquecimento em um forno, do tipo mufla, dotado de resistências elétricas.

A matriz de coroa constituída de 100 % de Co (3,9 μm) e infiltrada com a liga Cu-43Zn-1Sn (figura 7.12) ou infiltrada com a liga Cu-39Ag-1Ni (figura 7.13), quando produzida mediante aquecimento por indução eletromagnética, apresentou uma redução média de 11,89 % em seus valores de desgaste abrasivo, se comparados àqueles valores de desgaste abrasivo medidos nas coroas de mesma composição, porém produzidas mediante aquecimento em um forno do tipo mufla.

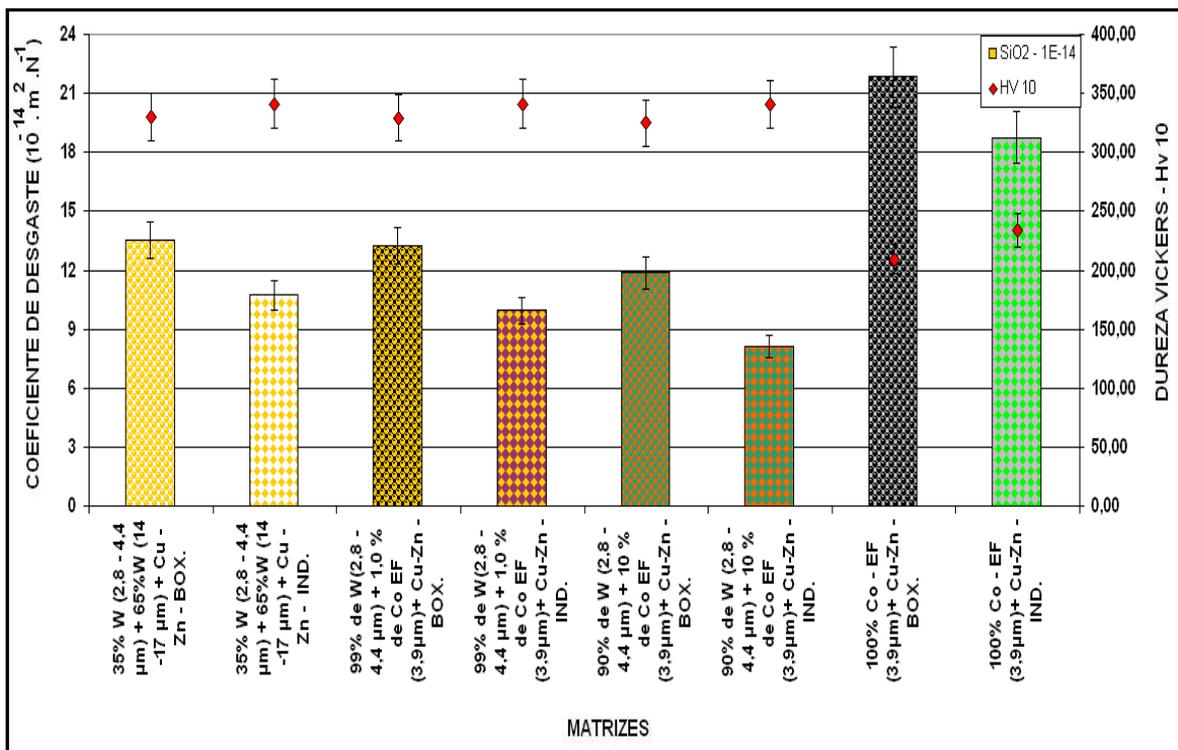


Figura 7.12. Valores médios de dureza Vickers - HV e do coeficiente médio de desgaste abrasivo medidos na seção transversal dos corpos de prova das coroas de perfuração infiltradas com uma liga Cu-43Zn-1Sn, durante aquecimento por indução eletromagnética - IND ou por aquecimento em forno de resistência elétrica - BOX.

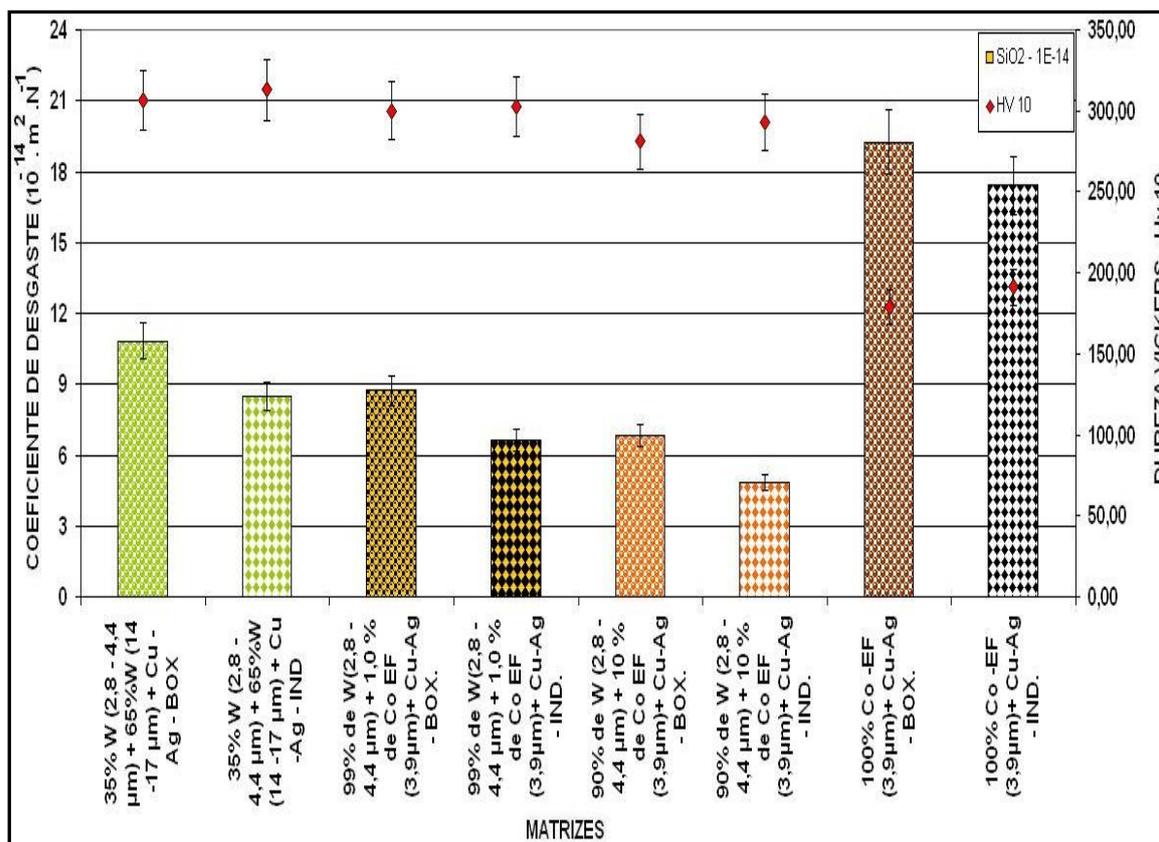


Figura 7.13. Valores médios de dureza Vickers - HV e do coeficiente médio de desgaste abrasivo medidos na seção transversal dos corpos-de-prova das coroas de perfuração infiltradas durante aquecimento por indução eletromagnética ou por aquecimento em forno de resistência elétrica - BOX, com a liga Cu-39Ag-1Ni.

Foi utilizado o cobalto em substituição à fração de W (65 %) de granulometria média 14 -17 μm, na fabricação de coroas de perfuração desenvolvidas neste estudo, conforme ilustrado na figura 7.14. Tal uso possibilitou a obtenção, nas coroas sinterizadas em um forno do tipo mufla, de reduções dos coeficientes de desgaste abrasivo (k) da ordem de 2,41 % e 12,27 %, quando se fizeram, respectivamente, adições de 1 % e 10 % de Co às matrizes metálicas contendo pó de tungstênio com granulometria média 2,8 - 4,4 μm e infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn.

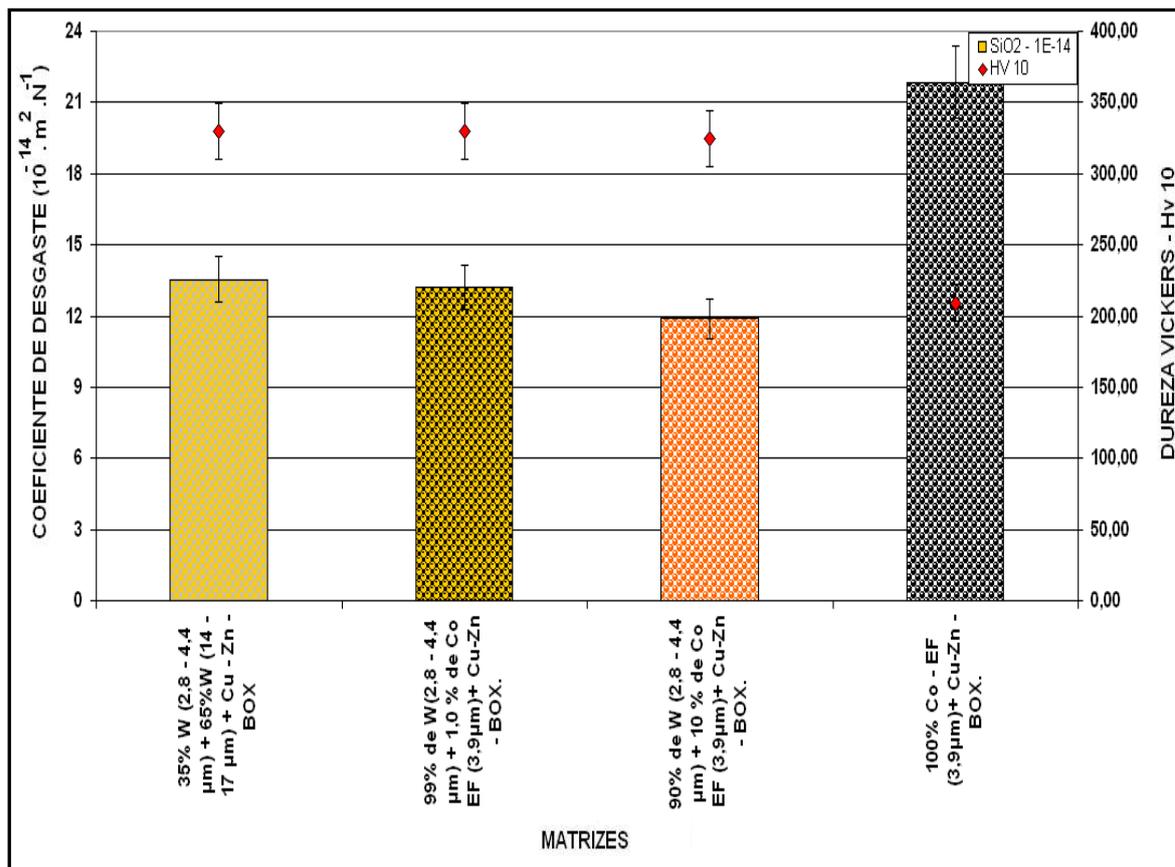


Figura 7.14. Efeito do uso do cobalto sobre o coeficiente de desgaste abrasivo das coroas de perfuração de matriz contendo 35 % W (2,8 - 4,4 μm) infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn durante aquecimento em um forno de aquecimento resistivo.

Para as coroas de matrizes metálicas compostas de pó de tungstênio de granulometria média 2,8 - 4,4 μm e infiltradas com a liga Cu-43Zn-1S, porém sinterizadas por aquecimento em forno indutivo, conforme ilustrado na figura 7.14, as adições de 1 % e 10 % de Co geraram, respectivamente, reduções no coeficiente de desgaste abrasivo (K) da ordem de 7,37 % e 24,24 %, se comparado ao valor do coeficiente de desgaste medido nas coroas de compostas de 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm) e sinterizadas em forno indutivo.

A análise das figuras 7.14 e 7.15 mostra, também, que coroas de matriz integralmente formada por cobalto, em substituição à mistura bimodal de tungstênio 35% W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm), e infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn apresentaram, respectivamente, para o aquecimento em forno resistivo e para o aquecimento por indução eletromagnética, aumentos nos valores de coeficiente de desgaste da ordem de 61,45 % e de 74,64 %.

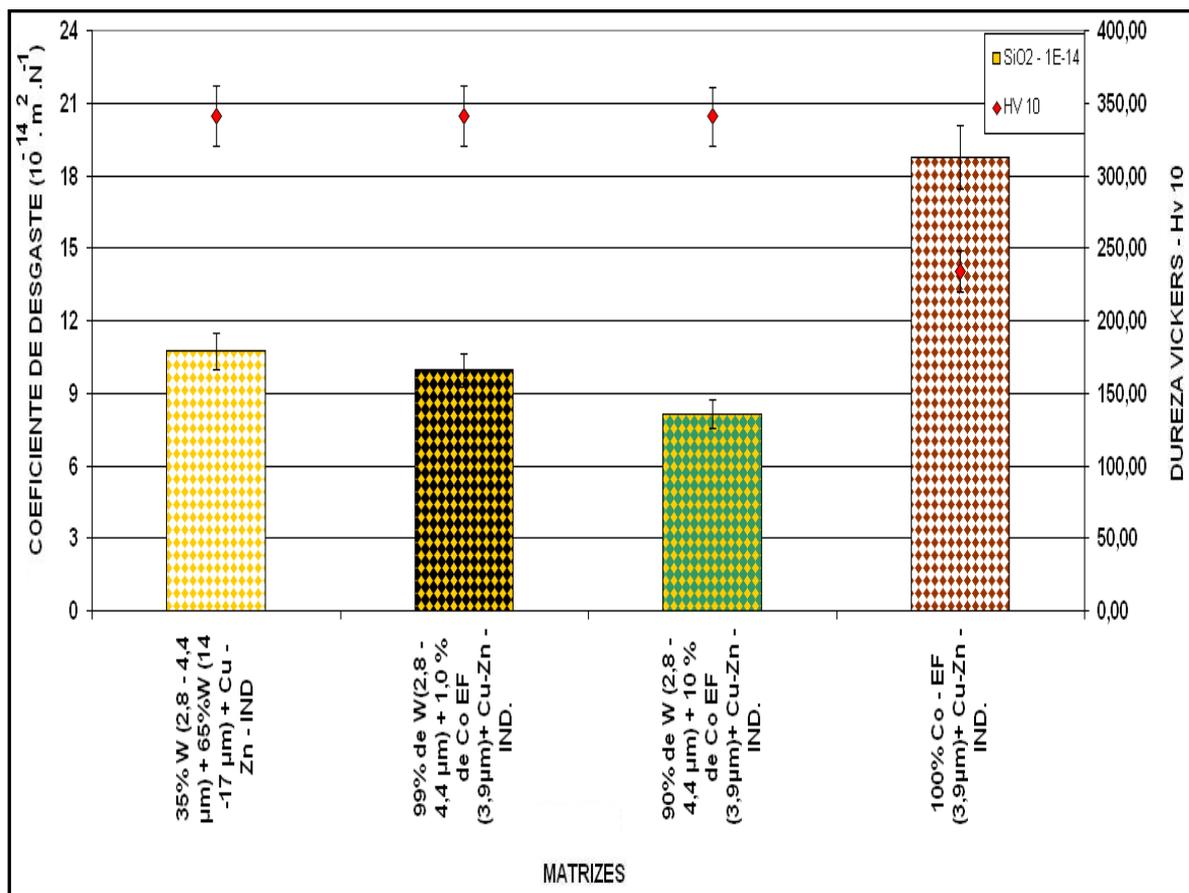


Figura 7.15. Efeito do uso do cobalto sobre o coeficiente de desgaste abrasivo das coroas de perfuração de matriz contendo 35 % W (2,8 - 4,4 μm), infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn durante aquecimento por indução eletromagnética.

Quando as matrizes formadas de tungstênio 35 % W (2,8 - 4,4 μm) foram infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni, como ilustrado nas figuras 7.16 e 7.17, a adição de 1% Co produziu coroas cujos coeficientes de desgaste apresentaram, se comparado àqueles valores obtidos nas coroas de composição bimodal, 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 - 17 μm), reduções de coeficientes de desgaste abrasivo da ordem de 15,39 % e 22,26 %, quando foram sinterizadas, respectivamente, em um forno mufla de aquecimento resistivo e em um forno de indução eletromagnética.

Quando se adicionou, em substituição ao W, 10 % de Co, os coeficientes de desgaste das coroas, conforme ilustrado nas figuras 7.16 e 7.17, apresentaram reduções de valores da ordem de 36,86 % e 43,24 %, quando foram sinterizadas, respectivamente, em um forno mufla de aquecimento resistivo e em um forno de indução eletromagnética.

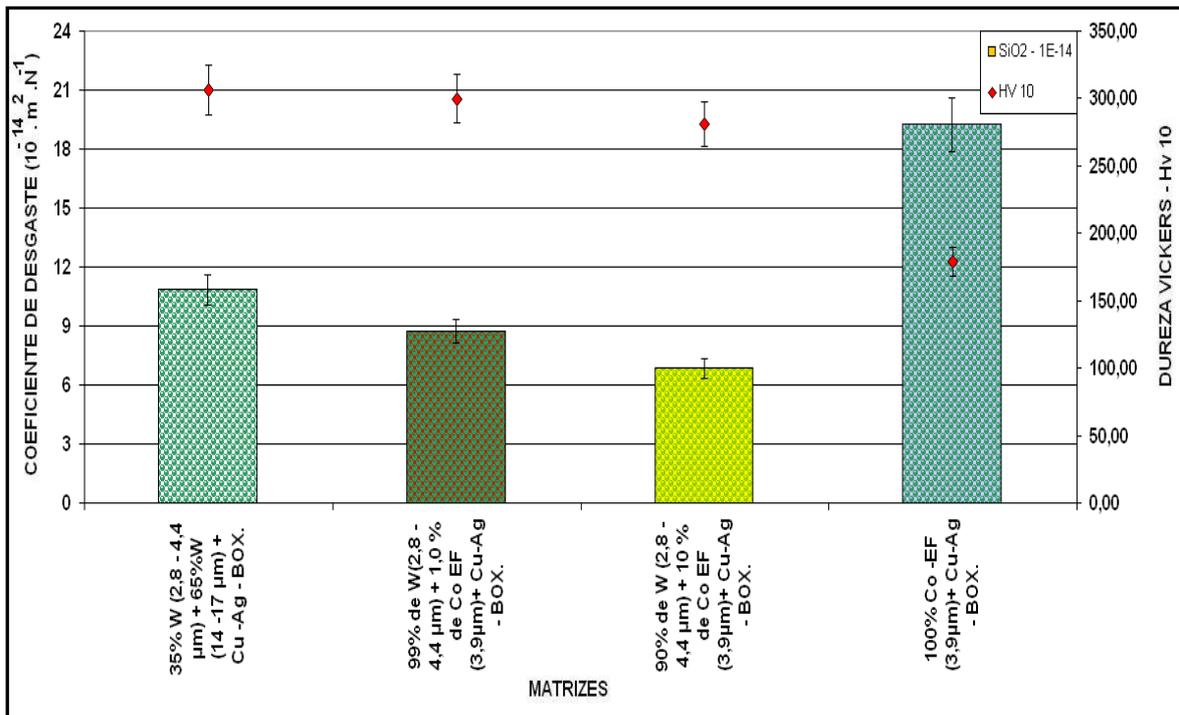


Figura 7.16. Efeito do uso do cobalto sobre o coeficiente de desgaste abrasivo das coroas de perfuração de matriz contendo 35 % W (2,8 - 4,4 μm), infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni mediante aquecimento em um forno de aquecimento resistivo.

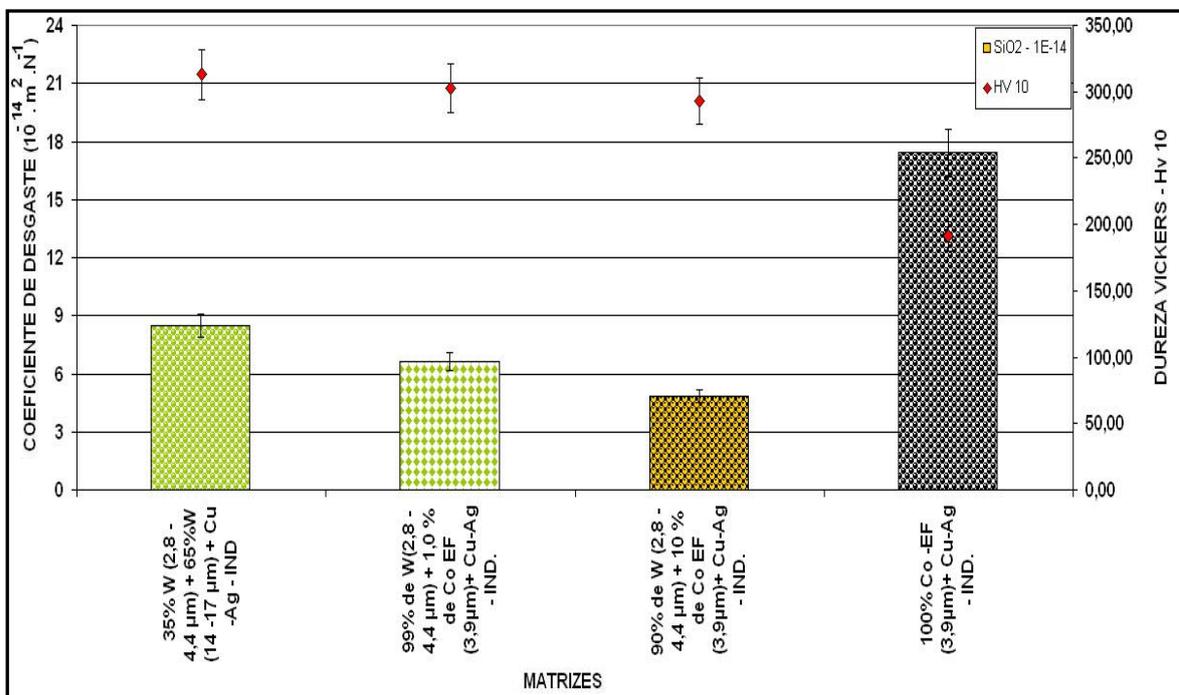


Figura 7.17. Efeito do uso do cobalto sobre o coeficiente de desgaste abrasivo da matriz contendo 35% W (2,8 - 4,4 μm), infiltrada com a liga Cu-39Ag-1Ni, durante aquecimento, em um forno, por indução eletromagnética.

As figuras 7.16 e 7.17 mostram, também, que coroas de matriz integralmente formada por cobalto, em substituição à mistura bimodal de 35 % W (2,8 - 4,4 μm) + 65 % W (14 -17 μm) e infiltradas com a liga Cu-39Cu-1Ni apresentaram, respectivamente, para o aquecimento em forno resistivo e para o aquecimento por indução eletromagnética, aumentos nos valores de coeficiente de desgaste da ordem de 77,52 % e de 104,44 %.

Os resultados apresentados nesse estudo mostram que, para as amostras nas quais se substitui por cobalto a fração de W (14-17 μm), constata-se que, à medida que se diminui a granulometria dos pós e aumenta a porcentagem de adição de cobalto, obtém-se um menor coeficiente de desgaste para o tribosistema com lama abrasiva de SiO_2 . Tal fato pode estar relacionado à camada de cobalto formada em conjunto com metal ligante, promovendo, assim, uma certa retenção dos grãos de W na base da ranhura provocada pela ação do abrasivo contido sob a esfera de aço usada durante o processo de desgaste e, aumentando, assim, a dificuldade em remover as partículas duras contidas nas matrizes metálicas das coroas de perfuração desenvolvidas nesse estudo.

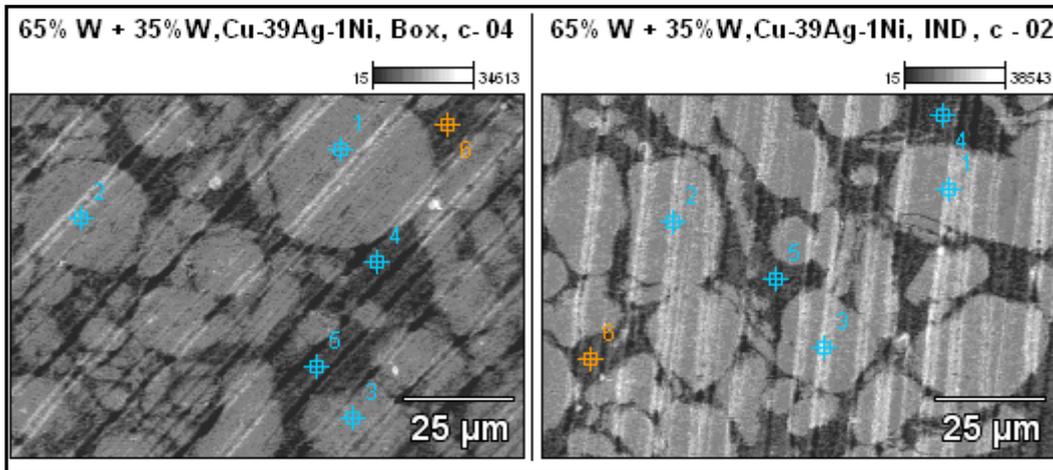
No caso das matrizes contendo 100 % de Co, a remoção de partículas da liga infiltrante Cu-43Zn-1Sn e da liga infiltrante Cu-39Ag-1Ni, ocorreu facilmente sob as condições de desgaste examinadas nesse estudo, devido à fraca interação entre os infiltrantes e os grãos de Co formadores da matriz metálica.

Para todas as composições elaboradas e condições de tratamento, observou-se uma tendência à redução do coeficiente de desgaste das matrizes de coroas de perfuração sinterizadas em um forno de aquecimento por indução eletromagnética. Essa redução do coeficiente de desgaste abrasivo está provavelmente relacionada às tensões de compressão resultantes das diferenças de dilatação entre as diversas fases presentes na mistura constituinte da matriz metálica e à maior homogeneidade microestrutural da coroa, com menos defeitos e menor porosidade, pela infiltração ocorrer em maior temperatura, embora com tempo bem mais curto.

A liga Cu-43Zn-1Sn gerou matrizes metálicas de maior dureza, se comparado aos valores apresentados nas amostras infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni. A liga contendo Ag em sua composição permitiu produzir matrizes que, devido à tenacidade, se apresentaram mais resistentes ao desgaste abrasivo promovido pela ação de lama abrasiva de SiO_2 .

Como resultado dos testes de desgaste abrasivo, em bancada, realizados nas coroas de perfuração desenvolvidas nesse estudo, observaram-se devido à ação abrasiva dos grãos de SiO_2 contidos em solução, como mostrado figuras 7.18 (a) e (b), riscos lineares sobre as

fases presentes na matriz metálica. Tais riscos indicam que o mecanismo de desgaste predominante foi o deslizamento das partículas abrasivas ou eventos de microcorte, mecanismo que foi, também, observado por Lozzer et al. ^[14] em um estudo, no qual se avaliou o desgaste por microabrasão de matrizes metálicas à base de W empregadas em coroas de perfuração.



(a)

(b)

Figura 7.18. Imagem (1000x) obtida por microscopia eletrônica da região desgastada, por solução de SiO₂, em teste de microabrasão em uma liga W (2,8 - 4,4 µm) + 65 % W (14 - 17 µm) e infiltrada com a liga Cu-39Cu-1Ni, (a) sob aquecimento em um forno de aquecimento resistivo e (b) aquecimento em um forno de indução eletromagnética.

7.4. CONCLUSÕES

- Matrizes metálicas de composição 99 % W (2,8 - 4,4 µm) +1 % Co (3,9 µm) usadas para fabricação de coroas de perfuração em sondagem geológica de quartzito apresentam menor coeficiente de desgaste para o tribosistema com lama abrasiva de SiO₂ se comparado ao coeficiente de desgaste apresentado pela matriz de composição bimodal 35 % W (2,8 - 4,4 µm) e 65 % W (14-17 µm),
- A diminuição da granulometria dos pós de W e o aumento da porcentagem de cobalto, em substituição à fração de W (14-17 µm), até o limite de 10 % Co, permitem obter matrizes metálicas, para produção de coroas de perfuração, de menor coeficiente de desgaste para o tribosistema com lama abrasiva de SiO₂.

- As condições de aquecimento por indução eletromagnética aplicadas ao processo de sinterização, com fase líquida, permitiram reduzir o coeficiente de desgaste das matrizes metálicas contendo W em composição, quando tais matrizes são infiltradas pela liga Cu-39Ag-1Ni ou pela liga Cu-43Zn-1Sn.
- As coroas de perfuração com matrizes de composição bimodal 35 % W (2,8 - 4,4 μm) e 65 % W (14-17 μm), 99 % W (2,8 - 4,4 μm) +1 % Co (3,9 μm), 90 % W (2,8 - 4,4 μm) +10 % Co (3,9 μm) e 100 % Co (3,9 μm), infiltradas pela liga Cu-39Ag-1Ni ou pela liga Cu-43Zn-1Sn em forno de resistência elétrica do tipo mufla ou por indução eletromagnética, que foram desenvolvidas nesse estudo apresentaram, sob a ação abrasiva dos grãos de SiO_2 um mecanismo de desgaste predominante de deslizamento das partículas abrasivas ou eventos de microcorte.

7.5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. DE OLIVEIRA, O.C., MATOS, M.R. I, DE OLIVEIRA, L.J., BOBROVNITCHII, G.S., AIGUEIRA, R.B.; FILGUEIRA, M. Processamento e desgaste abrasivo de compósitos à base de epóxi-sílica para uso em coroas de polimento de rochas ornamentais. *Revista Matéria*, v. 13, n.1, p. 88 – 95, 2008
2. DA CRUZ, A. F., DE FREITAS, M.R.A., DE OLIVEIRA, A. M., DE MEDEIROS, J.T.N. Avaliação do desgaste abrasivo a seco de materiais de elevada dureza. Anais do 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil, 2009.
3. DWAN, J. D., BLAKE, Y. Wear properties of diamond impregnated cobalt metal. *Industrial Diamond*, 2008. v.3.
4. HAWK. J. A., ALMAN, D. E. Abrasive wear of intermetallic-based alloys and composites. *Materials Science and Engineering*, A 239 -240, p.899- 906, 1997.
5. CARRINO, L., POLINI, W., TURCHETTA, S. Wear progression of diamond mills. *Diamond and Related Materials*, v. 12, p. 728–732, 2003.
6. RICHTER, A., MUECK, M., GRUNER, M., KLAFFKE, D., HARTELT, M. Tribological investigations of diamond–metal grinding pads. *Wear*, v. 259, p. 1123–1127, 2005.

7. ADACHI, K., HUTCHINGS, I. M. Wear mode mapping for the micro-scale abrasion test, *Wear*, v. 255. p. 23 – 29, 2003.
8. COZZA, R.C. Estudo do comportamento do coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste abrasivo. São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Mecânica, 2006, p. 8. (Dissertação de Mestrado).
9. TORRANCE, A. A. Modelling abrasive wear. *Wear*, v. 258. p. 281–283, 2005,
10. ASM Handbook – Friction and Lubrification and Wear Technology. ASM International – The materials Information Society. v. 18, 1998.
11. ADACHI, K., Hutchings, I.M. Sensitivity of wear rates in the micro scale abrasion test to test conditions and material hardness. *Wear*, v. 258, p. 318-321, 2005.
12. RUTHERFORD, K. L., HUTCHINGS. I. M., Theory and application of a micro-scale abrasive wear test. *Journal of Testing and Evaluation, JTEVA*. v. 25, n 2, p. 250-260. March 1997.
13. TREZONA, R. I., ALLSOPP, D. N., HUTCHINGS, I M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. *Wear*, v. 225, p. 205-214, 1999.
14. LOZZER, A. M., TOTTOLA, R.M., EISELE, R., DE MELLO, J.D.B., DE MACEDO, M. C. S., SCANDIAN, C. Microabrasão de compósitos de matriz metálica a base de w empregados em coroas de perfuração utilizadas em sondagem mineral. Anais do 62º Congresso Anual da ABM – Internacional. 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil, 2007.
15. GEE, M.G., GANT, A., ROEBUCK, B. Wear mechanisms in abrasion and erosion of WC/Co and related hardmetals. *Wear*, v. 263, p. 137–148. 2007.
16. Norma Européia para ensaio de desgaste abrasivo prENV 1071-6, 2001 (E).
17. HUTCHINGS, I. M. Tribology: friction and wear of engineering materials. *Metallurgy & Materials Science Series*. v. 1, p. 273, 1992.
18. KUSANO, Y., HUTCHINGS, I.M. Sources of variability in the free-ball micro-scale abrasion test. *Wear*, v. 258, p. 313–318, 2005.
19. LEE, G.Y., *ET AL.*, “A physically-based abrasive wear model for composite materials”, *Wear*, n. 252, pp. 322-331, 2002.

8. TESTE DE CAMPO

8.1. INTRODUÇÃO

Em atividades para extração mineral, as operações de perfuração são realizadas para fins de produção de petróleo, gás natural objetivo, colocação de explosivos para desmonte de rocha e para se proceder a sondagem geológica em uma formação mineral, extraindo, dessa formação, amostra que permitam medir o teor da substância mineral útil presente no trecho de terreno atravessado. ^[1, 2]

Para se ter um custo operacional adequado, fatores como o tipo de máquina/sonda que executará a perfuração, os parâmetros mecânicos operacionais, os métodos para uso das ferramentas de perfuração, o tipo de rocha e suas respectivas propriedades mecânicas, a profundidade do furo, entre outros, serão escolhidos em função do tipo de rocha que será perfurada. Em praticamente todas as operações de perfuração, o desgaste da ferramenta, broca ou coroa, de corte é aceito como uma consequência inevitável. ^[1]

Em operações para sondagem mineral, as ferramentas de corte (coroas) são substituídas devido à necessidade de elevação do torque a ser aplicado para se conseguir a perfuração. A substituição também pode ser necessária em função da baixa taxa de penetração da ferramenta na rocha e, assim, algumas vezes, ocorre interrupções no processo devido à necessidade de troca da ferramenta de corte ou por se ter atingido a profundidade estimada do furo. Então, o desgaste é um dos maiores fatores que afetam o custo das ferramentas usadas em operações de sondagem e, por isso, ações diversas têm sido adotadas para se reduzirem tais avarias. ^[1]

8.2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

8.2.1. PERFURAÇÃO PARA SONDAÇÃO GEOLÓGICA.

Sob constante aplicação de forças compressivas e de rotação contínua, as coroas perfuram, para sondagem geológica, uma formação litológica. Embora as condições operacionais variem em função do modelo de coroa, todos os furos são executados de

acordo com um dos três mecanismos: movimento dos grãos que constituem a rocha, cisalhamento de uma rocha frágil, formação de ranhuras ou fendas. Em sondagem geológica, o deslocamento da coroa, uniforme ou não, e o constante contato produzem, na interface rocha/coroa, forças compressivas e tensões cisalhantes, que excedem a resistência compressiva da rocha, obtendo-se, assim, o seu corte. O segmento gerado, de nominado testemunho, se moverá para cima, no sentido oposto àquele da coroa. ^[1]

Rochas são fragmentadas pela ação combinada de esmagamento, raspagem, goivagem e impacto, sendo que a quantidade de cada ação depende das propriedades mecânicas das rochas e das coroas. Quando uma coroa em operação atua sobre uma rocha dura, cada partícula de diamante contido na face da coroa recebe tensões da ordem de 4,4 a 5,4 GPa, promovendo uma profundidade de corte da ordem 0,01 a 0,1 vezes a sua altura de exposição. ^[1,3]

8.2.2. QUARTZITO

Quartzitos, geralmente, são rochas oriundas de metamorfismo de sedimentos silicosos, como quartzo arenitos ou cherts. São constituídos quase que exclusivamente de quartzo recristalizado, em arranjo granoblástico, possuem cor branca com tons verde a rosa, ^[4,5] densidade de 2560 kg/m^3 , limite de compressão uniaxial da ordem de 137,9 MPa, módulo de ruptura da ordem de 13,9 Mpa ^[6] e dureza Rockwell da ordem de 70,1 a 86,93 ^[5]. Além do quartzo, a sericita é um outro mineral presente nesse tipo de rocha.

Os grãos de quartzo de dureza 7, na escala Mohs, contidos nas rochas, quando pressionados contra a superfície de uma coroa, apresentam comportamento análogo, ao de um diamante cravado na extremidade de um penetrador usado em ensaios de dureza. Quanto maior for a profundidade de penetração dos grãos de quartzo, através da face da coroa, maior será o desgaste da referida ferramenta e essa profundidade dependerá da diferença de dureza das superfícies da coroa e da rocha. Porém, se houver adesão dos grãos de quartzo na matriz de uma coroa, a tensão de cisalhamento desses grãos, quando elevada, poderá minimizar ou impedir a fratura de partes da coroa. ^[7] Torna-se, então, conveniente, em função do teor de quartzo contido na rocha, avaliar qual será a coroa cujas propriedades são mais adequadas para se realizar a operação para sondagem, pois o modo como os grãos de quartzo estão distribuídos na estrutura da rocha e a resistência da matriz metálica da

coroa são alguns dos requisitos para se determinarem os mecanismos de desgaste que ocorrerão durante a perfuração para sondagem geológica.

Sobre operações de sondagem em quartzito duro, na África do Sul, foi relatado que o desgaste decorrente da força de penetração da coroa na superfície da rocha aumenta muito com o aumento da velocidade de corte. [8]

8.3. PROCEDIMENTO

O procedimento de sondagem, como mencionado anteriormente, destina-se a produzir testemunhos nos quais se possa medir a substância mineral útil presente no trecho de terreno atravessado. O equipamento utilizado é uma “sonda rotativa” composta de inúmeros acessórios, como, por exemplo: mecanismo de avanço, conjunto moto-bomba, hastes, revestimentos e ferramentas de corte.

As figuras 8.1 (a), 8.1 (b) e 8.1 (c) mostram detalhes de uma sonda em operação durante os testes de campo.

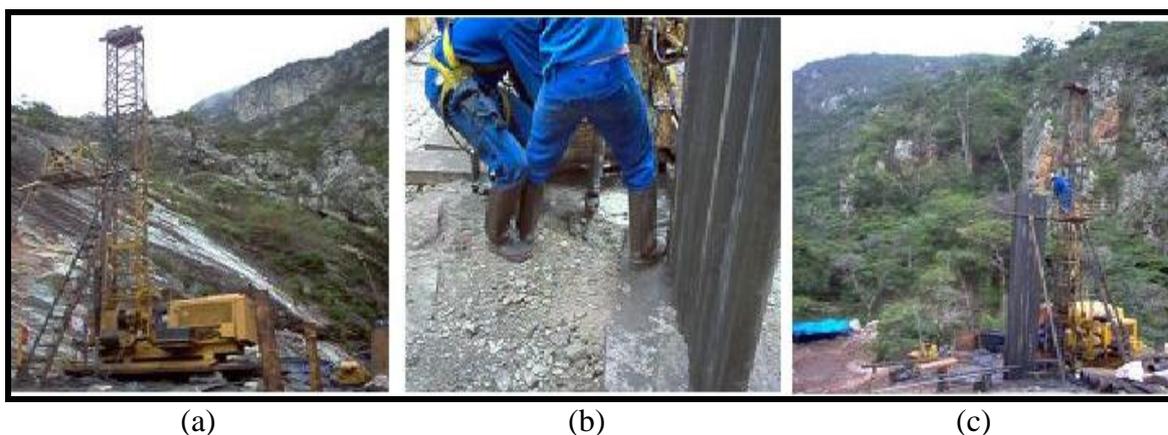


Figura 8.1. (a) Sonda rotativa, Geosol n° 125, para perfuração em sondagem geológica. (b) Início da operação de perfuração com uma coroa produzida no projeto. (c) Vista geral de uma praça para sondagem com equipamentos, sonda rotativa Geosol n° 94, e ferramentas.

Foram avaliados dezesseis lotes de ferramentas, contendo em cada dez coroas de perfuração, produzidas segundo parâmetros e composição já descritos anteriormente, no capítulo 5. Todas as coroas foram numeradas e devidamente preparadas para testes.

Os testes de campo foram realizados na Mineração Jacobina, minas de Canavieiras e João Belo, em Jacobina - BA, no período entre 31/05/2007 e 31/07/2007. As operações

de perfuração foram realizadas com seis sondas rotativas da Geosol, tendo, como objetivo, atingir a velocidade de 10 cm/min e, para tanto, aplicou-se, em profundidades menores que 100,00 m, cerca de 2000 rpm (3ª marcha) no motor da sonda, com taxa de transferência de giro às ferramentas na ordem de 800 a 1000 rpm e, em profundidades superiores a 100 m, usou-se a 4ª marcha, desenvolvendo no motor rotações da ordem de 2200 rpm e transferência de giro às ferramentas da ordem 800 a 1100 rpm. [9]

Para refrigeração das coroas e remoção das partículas geradas, todas as perfurações foram executadas com auxílio de uma solução de água acrescida de polímero (supervis, SM Torque Lube) em circulação, injetada pelas hastes através da bomba de pistão sob pressão, que é função da profundidade do furo.

A figura 8.2 mostra o aspecto físico de duas coroas usadas para sondagem geológica. Vê-se a face da coroa de perfuração, cujo contato direto permite executar o corte da rocha, e sua área lateral, na qual são vistos os chanfros, que permitem a saída de um fluido, injetado no interior da coluna de sondagem (hastes), com as funções de refrigerar as ferramentas e remover dos detritos gerados.



Figura 8.2. Aspectos das superfícies frontal e lateral de coroas com matriz composta de 90 % W (2.8 - 4.4 μm) + 10 % Co (3,9 μm), infiltrada por uma liga Cu-Ag-Ni.

Para avaliar o desempenho e a durabilidade das coroas de matrizes metálicas desenvolvidas nesse estudo, foram perfurados 3293,71 m em litologias compostas predominantemente por quartzito, sendo que a inclinação dos furos com a vertical variou entre 78° de 89° e a pressão do mandril foi da ordem de 5600 N (peso total da coluna de ferramentas usada para perfuração 5054 kg).

Após o desgaste da região de impregnação de diamantes em cada coroa, devido ao contato da coroa com a rocha perfurada, procedeu-se a avaliação do desempenho das coroas. Foram avaliadas as profundidades médias em metros perfurados, a velocidade de corte e a aplicabilidade de cada composição para fabricação de coroas para perfuração em quartzito.

8.4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados referentes à profundidade média em metros perfurados, bem como a velocidade média atingida durante as perfurações, estão apresentados na figura 8.3.

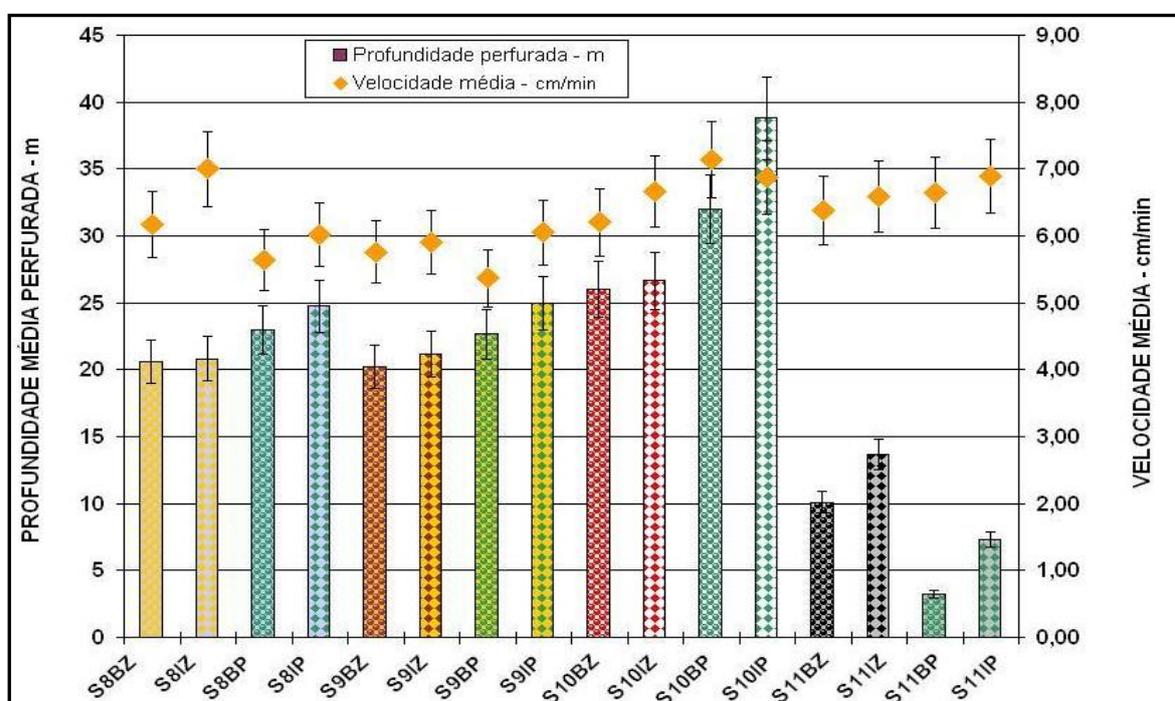


Figura 8.3. Profundidade média perfurada por coroa e velocidade média desenvolvida durante as perfurações executadas em quartzito com as coroas S8, de matriz metálica à base de 100 % W bimodal; S9 cuja matriz é composta de 99 % W +1 %; S10 cuja matriz é composta de 90 % W +10 % e S11 de matriz metálica à base 100 % de Co, sinterizadas com as ligas Cu-43Zn-1Sn (Z) ou Cu-39Ag-1Ni (P), com aquecimento por indução eletromagnética (I) ou por aquecimento em forno do tipo mufla (B), todas desenvolvidas nesse estudo.

A análise da figura 8.3 mostra que, para perfuração em quartzito, as coroas produzidas com as matrizes S8 fabricadas uma mistura bimodal de 35 % W (2,8 – 4,4 μ m)

e 65 % W (14 – 17 μm) e as coroas S9 fabricadas com uma mistura de 99 % de pós de W (2,8 – 4,4 μm) acrescida de 1% de Co (3,9 μm), também em pó, apresentaram desempenho/durabilidade operacional médio da ordem de 23 metros perfurados por coroa. As coroas S11 fabricadas com pós de Co (tamanho médio 3,9 μm) apresentaram desempenho/durabilidade operacional, variável, sendo os valores médios 3 metros e 13 metros, respectivamente, a menor e a maior profundidade, média, perfurada pelas coroas S11. As coroas S10 fabricadas com uma mistura de pós, bimodal, de W 90 % (2,8 – 4,4 μm), acrescida de 10 % de Co (3,9 μm), também apresentaram desempenho/durabilidade operacional variável apresentando, em média, 30,86 metros perfurados por coroa, para essas, os valores médios de 23 metros e 38 metros foram, respectivamente, a menor e a maior profundidade média perfurada.

Quando se comparou a durabilidade das coroas S10, infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni, as sinterizadas sob aquecimento por indução eletromagnética apresentaram, em relação às coroas sinterizadas durante o aquecimento em um forno mufla dotado de resistência elétrica, durabilidade superior em 21,94%.

De forma geral, em função dos parâmetros operacionais usados para teste, as coroas S10 de matriz formada por uma mistura de 90 % de pós de W (2,8 – 4,4 μm), acrescida de 10 % Co (3,9 μm) apresentaram, em relação às demais coroas avaliadas, durabilidade superior em 30,86 %, Quando se compararam as coroas S8 de matriz fabricada com mistura bimodal de 35 % W (2,8 – 4,4 μm) e 65 % W (14 – 17 μm) e as coroas S9 de matriz fabricada com uma mistura de 99 % de pós de W (2,8 – 4,4 μm), acrescida 1% Co (3,9 μm) ambas, em função dos parâmetros operacionais adotados, apresentaram durabilidade semelhantes.

Quanto à velocidade média perfurada (“avanço”), aplicando entre 800 rpm e 1.100 rpm, as coroas S10 infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni e sinterizados sob aquecimento por indução eletromagnética (I) ou sob aquecimento em um forno mufla (B) quando comparadas às coroas S8, fabricadas com uma mistura bimodal de 35 % W (2,8 – 4,4 μm) e 65 % W (14-17 μm), infiltradas com a liga Cu-43Zn-1Sn (Z) durante aquecimento por indução eletromagnética, apresentaram resultados aproximadamente iguais.

A Figura 8.4 mostra a fotografia de uma coroa de perfuração para sondagem geológica fabricada com duas faixas granulométricas distintas de pós de W (35 % entre 2,8 – 4,4 μm e 65 % entre 14-17 μm). Na referida figura, é possível visualizar o desgaste homogêneo decorrente do contato da ferramenta de corte com a rocha perfurada.



(a) frontal

(b) lateral

Figura 8.4. Aspectos das superfícies, frontal e lateral, de uma coroa S8 com matriz composta de W (35 % entre 2,8 – 4,4 μm e 65 % entre 14 -17 μm), usada em perfurações para sondagem geológica de quartzito.

As alterações das propriedades mecânicas das coroas S10, de dureza 286 a 342 Hv, devido à adição de 10% do pó de Co metálico, de tamanho médio 3,9 μm em substituição à fração de W (14 -17 μm), adicionada ao pó de tungstênio (tamanho médio 2,8 – 4,4 μm), provocaram aumento da ordem 2% na velocidade média perfurada (“avanço”) com respeito à velocidade média desenvolvida pelas coroas S8, de dureza 341 Hv, composta de uma mistura de pós de tungstênio (W) contendo grãos de tamanhos diversos (35 % entre 2,8 – 4,4 μm e 65 % entre 14 -17 μm), infiltradas pela ligas de cobre.

Nas coroas S9, de dureza entre 300 e 341 Hv, a adição de 1% do pó de Co metálico, de tamanho médio 3,9 μm em substituição à fração de W (14 -17 μm), adicionada ao pó de tungstênio (tamanho médio 2,8 – 4,4 μm), provocou redução da ordem de 14 % na velocidade média perfurada (“avanço”), quando se compara tal velocidade à velocidade média desenvolvida pelas coroas S8, de dureza 341 Hv, composta de uma mistura de pós de tungstênio (W) contendo grãos de tamanhos diversos (35 % entre 2,8 – 4,4 μm e 65 % entre 14 - 17 μm) e S10, de dureza 286 a 342 Hv, ambas infiltradas com ligas de cobre.

De modo geral, como mostrado nas figuras 8.5 e 8.6, a redução dos valores de dureza e a redução do coeficiente de desgaste abrasivo permitiram que ocorressem condições favoráveis ao aumento da durabilidade das coroas, tendo desenvolvimento de velocidade média de corte da ordem de 7 metros por centímetro. Tais propriedades

permitiram às matrizes condições para que os diamantes nelas contidos fossem expostos ao corte do quartzito então sondado.

Como mostrado na figura 8.5, os lotes de coroas (S10) produzidas com uma mistura de 90 % pós de W (2,8 – 4,4 μm) de acrescida 10 % de Co (3,9 μm) e infiltradas com a liga Cu-39Ag-1Ni, tendo como destaque aquelas sinterizadas durante o aquecimento por indução eletromagnética, apresentaram desempenho superior aos demais, com menor desgaste, fato comprovado pela maior profundidade perfurada, e pela maior velocidade de perfuração. Em função da forma de adesão dos diamantes à matriz, a exposição dos diamantes durante o corte de quartzito foi a mais eficiente, justificando a maior durabilidade associada com velocidade de corte. Para uma mesma matriz, observa-se ainda que, com o aumento da dureza, aumenta também a eficiência da coroa, porém, com alteração das matrizes, tal relação nem sempre se verifica.

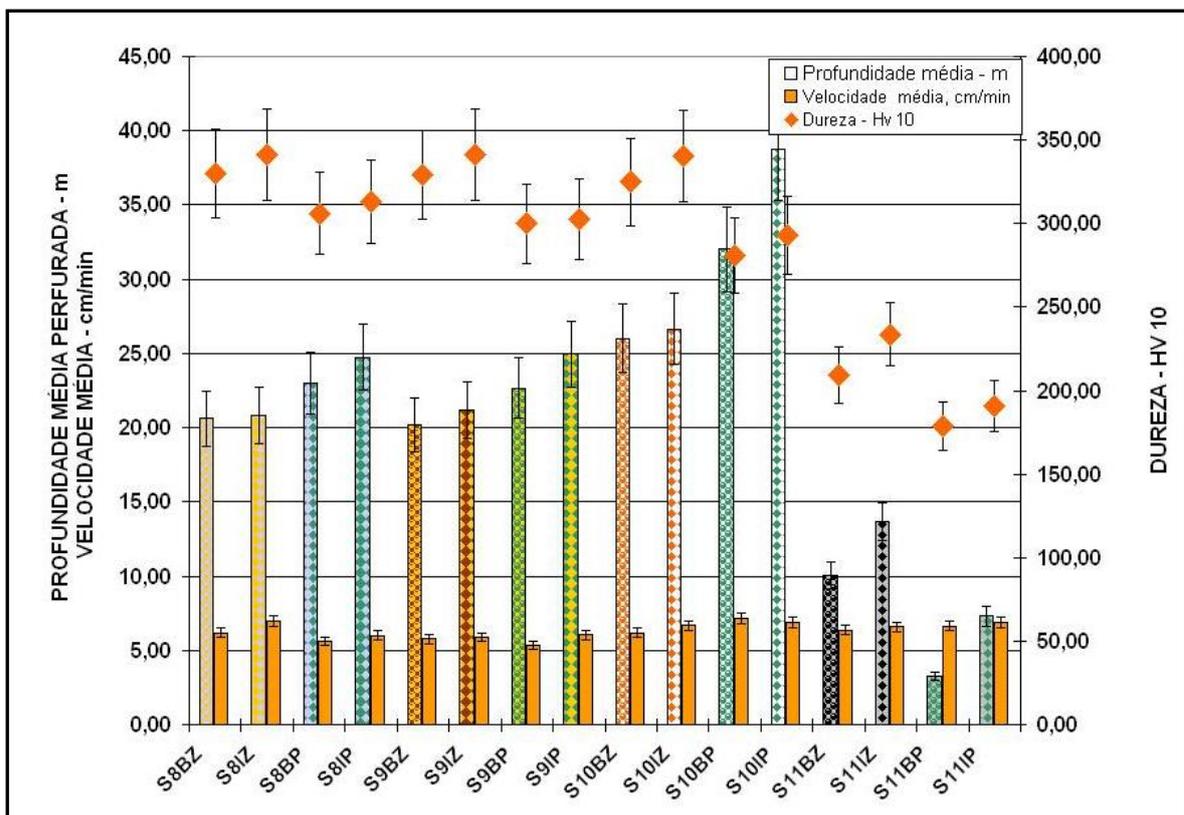


Figura 8.5. Dureza Hv, profundidade média perfurada por coroa e velocidade média desenvolvida durante as perfurações executadas em quartzito com as coroas S8, S9, S10 e S11 de matriz metálica à base de W, W-Co e Co.

As coroas contendo na matriz 90 % W de pós de W (2,8 – 4,4 μm), acrescida de 10 % de Co (3,9 μm) infiltradas com ligas de cobre, apresentaram desempenho satisfatório para sondagem geológica de quartzito, segundo os parâmetros operacionais anteriormente citados. Porém, como mostrado na figura 8.6 destacaram-se aquelas cujo infiltrante foi a liga Cu-39 Ag-1Ni. A adição de 1 % de Co à matriz constituída de 99 % de pós de W (2,8 – 4,4 μm), apesar de provocar o aumento do coeficiente de desgaste abrasivo, não provocou alterações significativas na durabilidade das coroas durante as operações de perfuração em quartzito.

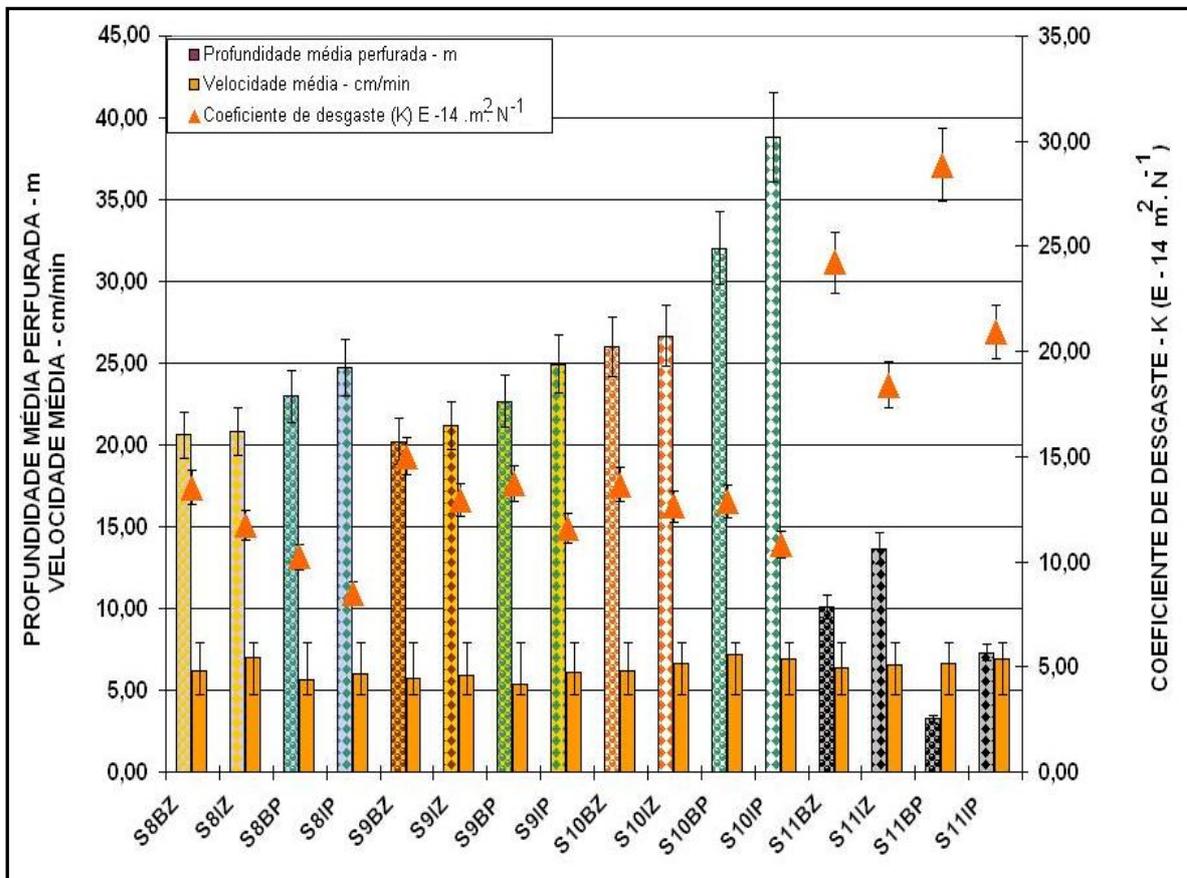


Figura 8.6. Correlação do coeficiente de desgaste (k), profundidade média perfurada por coroa e velocidade média desenvolvida durante as perfurações executadas em quartzito com as coroas S8, S9, S10 e S11 de matriz metálica à base de W, W-Co e Co.

Vários fatores devem ter contribuído para os resultados anteriormente apresentadas, porém o efeito mais pronunciado deve estar relacionado à remoção das partículas da liga infiltrante Cu-39Ag-1Ni, que envolveram a mistura bimodal formada de 90 % de pós de W (2,8 – 4,4 μm), acrescida de 10 % de Co (3,9 μm). Tal conjunto metálico resultou em tal resiliência que permitiu que os diamantes apresentassem forte adesão durante o período que ficaram expostos para corte.

Em relação à adição de 1 % de Co à matriz constituída de 99 % de pós de W (2,8 – 4,4 μm), ela pouco alterou o desempenho, de corte, das coroas durante as operações de perfuração em quartzito.

Com respeito à outra matriz S11, de distribuição monomodal de pós de cobalto (3,9 μm), o efeito anterior não foi obtido, provavelmente porque a liga infiltrante Cu39Ag-1Ni não promoveu a retenção da integridade da matriz de Co, com conseqüente perda/deslocamento dos diamantes.

8.5. CONCLUSÕES

Com respeito à aplicação das coroas diamantadas de perfuração, produzidas por infiltração de pós metálicos com ligas Cu-43Zn-1Sn e Cu-39Ag-1Ni e impregnadas com diamantes, para sondagem geológica em quartzito, pode-se concluir que a adição de até 10 % em peso de pó de Co (3,9 μm), a uma matriz de pó de W (2,8 - 4,4 μm) promove o aumento da eficiência da operação de perfuração em até 81 %, medida em função da profundidade perfurada, que passou de 21 m para 38 m, com valores fixos de velocidade e avanço.

Por sua vez, para todas as formulações de matrizes, o uso do infiltrante Cu-39Ag-1Ni sempre promoveu maior eficiência de perfuração. Com um aumento de 10 % para a matriz de W bimodal infiltrada em forno de resistência elétrica (mufla), e alcançando 41 %, para a matriz com 90 % W e 10 % Co infiltrada em forno por indução eletromagnética.

Por último, em todos os casos, a produção de coroas com infiltração em forno de indução eletromagnética sempre promoveu maior eficiência de perfuração, com até 19 % de aumento, para a matriz com 90 % W e 10 % Co.

8.6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

1. JAMISSON, W.E., Tools for rock drilling. *Wear control Handbook*. p. 859-863.
2. FERREIRA. C. R. Tratamento térmico por indução eletromagnética de hastes de aço SAE 1045 para sondagem geológica. Ouro preto, Redemat - UFOP 01/2004. p. 49 - 51. Dissertação de Mestrado.
3. Diamond Drilling Tools & Precision Machining – Field Manual. Dimatec Inc. p. 5 - 65.
4. FRASCÁ, M. H. B. O., SARTORI, P. L. P. Minerais e rochas. In: *Geologia de Engenharia*. OLIVEIRA, A. M. S., BRITO, S. N. A. (Ed.). São Paulo: Associação Brasileira de Geologia e Engenharia. 1998. Cap. 2. p 15 - 38. 588p.
5. LIMA, R. M.F., DA SILVA, F. B. R. Caracterização de fragmentos de quartzito da serra do Taquaral de Passagem de Mariana/MG. CONGRESSO ANUAL DA ABM. 64.º Anais... Belo Horizonte, MG, Brasil, 13 a 17 de julho de 2009.
6. FRAZÃO, E. B., PARAGUAÇU, A. B. Materiais rochosos para construção. In: *Geologia de Engenharia*. OLIVEIRA, A. M. S., BRITO, S. N. A. (Ed.). São Paulo: Associação Brasileira de Geologia e Engenharia. 1998. Cap. 20, p 331-342. 588 p.
7. BASSE, J.L. Wear hard-metals in rock drilling: a survey of the literature. *Powder Metallurgy*. v 16, n. 31, p. 3-31, 1973.
8. OSBURN, H.J. Wear of rock cutting tools. *Powder metallurgy*. v. 12, n° 24, p. 471 -502, 1969.
9. Manual de técnico das sondas Boyles Longear.
10. FERREIRA. C. R. Avaliação do desempenho de compósitos de matriz metálica a base de W empregados em brocas de perfuração para sondagem geológica em quartzito. CONGRESSO ANUAL DA ABM, 64. Anais. Belo Horizonte, MG, Brasil, 13 a 17 de julho de 2009.

9. RECOMENDAÇÕES

- ✓ Obter um modelo de correlação e produzir coroas, em escala reduzida, que permitam simular as condições reais de operações de sondagem.
- ✓ Estudar o fenômeno da projeção, para fora do molde, de partículas das ligas infiltrantes. Tal fato, observado durante tese para produção de coroas, ocorreu, quando se aplicou ao circuito elétrico, no primeiro ciclo de aquecimento, potência superior a 25 kW para a fusão da liga Cu-43Zn-1Sn e 35 kW para a fusão da liga Cu-39Ag-1Ni.
- ✓ Avaliar o uso do molibdênio e do titânio, em pó, para produção de matrizes para coroa diamantadas usada em perfuração para sondagem geológica.
- ✓ Avaliar a aplicação do ensaio “pino sobre disco” para determinar o desgaste abrasivo das matrizes de coroas.
- ✓ Estudar, mediante ensaio de nanodureza, o módulo de elasticidade de matrizes para produção de coroas de perfuração em sondagem geológica.
- ✓ Uso de uma “ativação” ultra-sônica para diminuir o tempo de infiltração do metal líquido no “esqueleto” de pós metálicos durante o processo de consolidação de matrizes para produção de coroas de perfuração em sondagem geológica.