UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS APLICADOS POR ASPERSÃO TÉRMICA PARA PROTEÇÃO CONTRA O DESGASTE DE PONTEIRAS DE "RISERS"

Dissertação submetida à

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA

para a obtenção do grau de

MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

FABRICIO FREIRE

Florianópolis, abril de 2002

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM

ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS APLICADOS POR ASPERSÃO TÉRMICA PARA PROTEÇÃO CONTRA O DESGASTE DE PONTEIRAS DE "RISERS"

FABRICIO FREIRE

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção do título de

MESTRE EM ENGENHARIA

ESPECIALIDADE ENGENHARIA MECÂNICA

sendo aprovada em sua forma final.

Prof. Dr.-Ing. Augusto J. A. Buschinelli - Orientador

Prof. Dr. José Antonio Bellini da Cunha Neto - Coordenador do Curso

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Eng. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini - Presidente

Prof. Dr. Eng. Ramon Cortés Paredes

Prof. Dr.-Ing. Sinésio Domingues Franco

"Parece-me que o prêmio mais alto possível para qualquer trabalho humano não é o que se recebe por ele, mas o que se torna através dele."

Brock Bell

A minha mãe Maria Lúcia Peresi,
a meu irmão Elias de Souza Freire Júnior
e á querida Bibiana R. Zanatta

AGRADECIMENTOS

- À Agência Nacional do Petróleo – ANP e à Financiadora de Estudos e Projetos - FINEP pelo apoio financeiro recebido, através do Programa de Recursos Humanos da ANP para o Setor de Petróleo e Gás Natural - PRH09-ANP/MME/MCT.
- Ao CENPES/Petrobrás pelo interesse no desenvolvimento de tecnologia para suprir as necessidades nacionais, apoiando a pesquisa e trabalhando junto a UFSC.
- Às empresas Praxair e Revesteel de Curitiba-PR por dispor de seus equipamentos, experiência e recursos na fabricação das camadas pesquisadas nesse trabalho.
- Ao Prof. Augusto J. A. Buschinelli pelos anos de apoio e amizade durante a graduação e pós-graduação, que culminaram nesse mestrado. Pelos ensinamentos que direta ou indiretamente contribuíram para meu crescimento interior.
- Aos Engs. Marcelo Pisa Paes e Ricardo Repoldo do CENPES pelo apoio a realização do meu mestrado.
- Ao Prof. Sinésio Domingues Franco pelo apoio dado à pesquisa, disponibilizando o Laboratório de Tribologia e Materiais da Universidade Federal de Uberlândia para realização de importantes ensaios.
- Ao Prof. Dr. rer. nat. Heinrich Kreye e Dr.-Ing. Andréas Kirsten, do Institut für Werkstofftechnik, UniBw Hamburg, pela orientação e ensinamentos essências ao meu mestrado; pela amizade e apoio nos meses em que passei na Alemanha.
- À minha mãe por me apoiar com todo o seu amor, em tudo que decidi fazer até hoje.
- A meu irmão, pelo empenho em me ajudar e preocupação com meu crescimento pessoal.
- A minha querida Bibiana que esteve todos esses anos de universidade ao meu lado, nos dias bons e ruins, dando emoção a minha vida.
- Aos meus amigos e também orientadores Ramon Cortés e Ossimar Maranho pelos ótimos anos de serviço e companheirismo.
- Aos meus amigos Fernando, Isaias, Gustavo, Chico, Charles, Fortaleza, Schramm, Giancarlo, Goiano e a todos os integrantes da turma EMC 94.1.
- Aos bolsistas Paulo Gustavo e Rodrigo Marge pela paciência em atender aquilo que pedia.
- Ao pessoal do Labsolda Marcos Schiefler, Rubens, Carlos Alberto Porfilio, Valério, Jean, Denise, Moisés, Afrânio, Jean Pimenta, Marcelo, André, Ricardo, Ninö, Victor e outros.
- Aos amigos que ficaram Ruy Pacheco, Erwin, Heitor, Rafaela, Eduardo, Nogosecke, Cláudio, Zacka e outros.
- Aos amigos feitos em Uberlândia, Juliano, Chico, Flavio, Rafael, Ângela, Eunice e todos que me ajudaram na correria dos poucos dias em que convivemos.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS VII

LISTA DE TABELAS IX

RESUMO X

ABSTRACT XI

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO 1

1.1 COLOCAÇÃO DO PROBLEMA 1

1.2 OBJETIVOS E CONTRIBUIÇÕES 5

CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 6

2.1 CARACTERÍSTICAS ESSENCIAIS DA ASPERSÃO TÉRMICA 6

2.2 PROCESSO DE ASPERSÃO TÉRMICA HVOF 9

2.3 MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE 13

2.4 TRANSFORMAÇÃO DE FASES 17

2.5 PARÂMETROS DE ASPERSÃO 20

2.6 ENSAIO DE DESGASTE ABRASIVO 21

2.7 ESCLEROMETRIA PENDULAR 22

2.8 PREPARAÇÃO METALOGRÁFICA 23

CAPÍTULO 3 - PROCEDIMENTOS E MATERIAIS 25

3.1 ASPERSÃO TÉRMICA 25

3.1.1 SELEÇÃO E ESPECIFICAÇÃO DOS PÓS 25

3.1.2 SISTEMAS DE ASPERSÃO E PARÂMETROS DE PROCESSO 26

3.1.3 CORPOS DE PROVA PARA CARACTERIZAÇÃO DA CAMADA E ENSAIOS MECÂNICOS 28

3.2 ANÁLISE DA MORFOLOGIA E MICROESTRUTURA DOS PÓS E DAS CAMADAS 29

3.2.1 MICROSCOPIA ÓTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA 30

3.2.2 ANÁLISE DE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X 30

3.2.3 DETERMINAÇÃO DO TEOR DE CARBONO 31

3.3 AVALIAÇÃO DA DUREZA E RESISTÊNCIA AO DESGASTE 31

3.3.1 MEDIÇÃO DA DUREZA DA CAMADA 31
3.3.2 TESTE DE DESGASTE ABRASIVO 31
3.3.3 TESTE DE ESCLEROMETRIA PENDULAR 32

CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES 34

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS PÓS DE ASPERSÃO NO ESTADO VIRGEM 34
4.2 FORMAÇÃO DA CAMADA 37
4.2.1 REVESTIMENTOS APLICADOS COM A PISTOLA DJ 2700 37
4.2.2 REVESTIMENTOS APLICADOS COM A PISTOLA JP 5000 42
4.3 TRANSFORMAÇÃO DE FASES 46
4.4 TEOR DE CARBONO 49
4.5 PROPRIEDADES DAS CAMADAS 50
4.5.1 MICRODUREZA 50
4.5.2 RESISTÊNCIA AO DESGASTE ABRASIVO 52
4.5.3 ESCLEROMETRIA PENDULAR 54

CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES 60

CAPÍTULO 6 - TRABALHOS FUTUROS 62

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 63

APÊNDICES 65

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – "Risers" de completação 1
Figura 1.2 – "Riser" de perfuração 1
Figura 1.3 – Conexão (caixa) de um "riser" 2
Figura 1.4 – Ponteiras da conexão (pino) de um "riser" de completação 2
Figura 1.5 – Montagem de "risers" internos 2
Figura 1.6 – Ponteiras de "risers" de perfuração, 4"∅ 2
Figura 1.7– Ponteira (material 17-4 PH) de um "riser" de completação 3
Figura 1.8 – Ponteira de completação com desplacamento do revestimento 3
Figura 1.9 – Ponteira de completação com corrosão em riscamento 3
Figura 1.10 – Ponteira de perfuração com desplacamento do revestimento 4
Figura 1.11 – Microestrutura da ponteira com desplacamento do revestimento, 200x 4
Figura 1.12 – Seção transversal (MO) de uma camada de WC-Co aplicada por HVOF 4
Figura 2.1 – Esquema representativo da origem e construção da camada 6
Figura 2.2 – Temperatura e velocidade das partículas para vários processos de aspersão 8
Figura 2.3 – Esquema da oxidação da partícula 9
Figura 2.4 – Porcentagem de publicações, em diversos ITSC 12
Figura 2.5 – Esquema construtivo da pistola DJ 2700, Sulzer Metco 12
Figura 2.6 – Esquema construtivo da pistola JP 5000, Tafa 12
Figura 2.7 – Dependência entre a temperatura da chama e a relação oxigênio/combustível 13
Figura 2.8 – Seção transversal e morfologia dos diferentes tipos de fabricação de pós 16
Figura 2.9 – Esquema da transformação de fase do pó WC-Co no processo de aspersão 18
Figura 2.10 – Difração de raios-X utilizada para identificação das fases nos pós e camadas 19
Figura 2.11 – Desgaste (norma ASTM) das camadas pelo consumo de carbono 19
Figura 2.12 – Energia especifica e = E/M x perda de massa M para diversos tipos de aços 22
Figura 2.13 – Erros ocorridos durante a preparação de amostra 23
Figura 2.14 – Aumento da porosidade devido a erro durante a preparação da amostra 24
Figura 3.1 – Indentação de microdureza feita na seção transversal (MO) 31
Figura 3.2 – Disco de borracha usado de acordo com a norma ASTM G65-01 32
Figura 3.3 – Esclerômetro pendular para riscamento 33
Figura 3.4 – Ferramenta de CBN utilizada na esclerometria 33
Figura 4.1 – Morfologia e a microestrutura dos pós empregados na pistola JP 5000; 1000x 35
Figura 4.2 – Morfologia e a microestrutura dos pós empregados na pistola DJ 2700; 1000x 36

Figura 4.3 – Imagens do MO mostrando camadas, 200x e 1000x - pistola DJ 2700 _____ 38
Figura 4.4 – Morfologia e a microestrutura dos pós aspergidos pela pistola DJ 2700; 1000x 39
Figura 4.5 – Imagens do MO mostrando camadas, 200x e 1000x - pistola DJ 2700 _____ 41
Figura 4.6 – Morfologia dos pós aspergidos pela pistola DJ 2700; 1000x _____ 42
Figura 4.7 – Imagens do MO mostrando camadas, 200x e 1000x - pistola JP 5000 _____ 44
Figura 4.8 – Morfologia e a microestrutura dos pós aspergidos pela pistola JP 5000; 1000x 45
Figura 4.9 – Difratometrias dos pós virgens (azul) e das camadas aspergidas (vermelho) __ 48
Figura 4.10 – Imagens do MEV das camadas aspergidas, JP 5000; 2000x _____ 48
Figura 4.11 – Imagens do MEV das camadas, DJ 2700; 2000x _____ 49
Figura 4.12 – Microdurezas da 2ª série de camadas da pistola DJ2700 e JP5000 _____ 51
Figura 4.13 – Desgaste das camadas obtidas pelas pistolas DJ2700 e JP5000 _____ 52
Figura 4.14 – Imagens do MEV mostrando a superfícies desgastadas, JP 5000; 1000x ____ 53
Figura 4.15 – Imagens do MEV mostrando a superfícies desgastadas, DJ 2700; 1000x ____ 54
Figura 4.16 – Imagens do MO mostrando trincas internas aos riscos nas camadas, 200x ___ 56
Figura 4.17 – Imagens do MO mostrando trincas internas aos riscos nas camadas, 200x ___ 56
Figura 4.18 – Esquema da vista lateral do riscamento de uma camada _____ 57
Figura 4.19 – Vista superior do riscamento interrompido de uma camada, 200x _____ 57
Figura 4.20 – Imagens do MEV mostrando caminho percorrido por trinca, camada M1 ___ 57
Figura 4.21 – Imagens do MEV mostrando sobreposição de riscos feitos nas camadas ____ 58
Figura 4.22 – Imagens do MEV mostrando sobreposição de riscos feitos nas camadas ____ 59
Figura 4.23 – Energia especifica pela perda de massa de riscos feitos nas camadas _____ 59

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Propriedades dos combustíveis usados em sistemas HVOF 13
Tabela 2.2 – Camadas de WC-17Co aspergidas com diferentes sistemas 13
Tabela 2.3 – Propriedades de camadas feitas com o sistema DJ 2700 e outros sistemas 16
Tabela 2.4 – Características do pó pelo modo de fabricação (Beczkowiak, 1998) 17
Tabela 2.5 – Características dos aços ensaiados (Bryggman, 1980) 23
Tabela 3.1 – Pós utilizados de acordo com o tipo de fabricação, constituintes e fabricantes 26
Tabela 3.2 – Parâmetros de aspersão para sistemas HVOF - JP 5000, Tafa 27
Tabela 3.3 – Parâmetros de aspersão para sistemas HVOF - DJ 2700,Sulzer Metco 28
Tabela 3.4 – Nomenclatura dos oito tipos de pós utilizados 29
Tabela 3.5 – Parâmetros de preparação metalográfica das amostras 30
Tabela 3.6 – Parâmetros de preparação metalográfica para os pós 30
Tabela 4.1 – Teor de carbono encontrado no material de aspersão (% em peso) 50
Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas das camadas aspergidas 51

RESUMO

As ponteiras de "risers" de exploração de petróleo estão sujeitas ao riscamento na montagem e à corrosão pela água do mar. Como os resultados de sua proteção por níquel químico ou aspersão térmica (AT) até então tiveram falhas, esse trabalho teve por objetivo, avaliar comparativamente o desempenho de revestimentos de diferentes materiais de alta resistência ao desgaste e boa resistência à corrosão (WC-Co, WC-Co-Cr, Cr_3C_2-NiCr, (WC-12Co) + NiCrFeSiBC e uma liga autofluxante de Ni), aplicados por dois sistemas de AT HVOF de última geração (JP-5000, DJ 2700).

Numa primeira fase foram avaliadas a dureza e a microestrutura (dispersão de carbonetos e porosidade) dos revestimentos, depositados conforme procedimentos e parâmetros de aspersão recomendados por duas distintas firmas aplicadoras. Em paralelo foi analisado, por microscopia eletrônica de varredura, o grau de fusão dos diferentes tipos de pós, coletados após aspersão em água, visando um eventual ajuste das condições de aspersão. Foi analisada a influência da granulometria e do tipo de fabricação de pó (aglomerado sinterizado, aspergido sinterizado, misturado e atomizado) sobre o grau de fusão das partículas aspergidas e a porosidade resultante na camada depositada. Revelou-se necessário no caso dos testes iniciais com a pistola DJ 2700, devido a limitação local do sistema fornecedor de oxigênio e propano, reduzir o fluxo de pó alimentado. Em uma segunda fase, em condições otimizadas as camadas obtidas com ambos sistemas HVOF apresentaram baixa porosidade e elevada dureza, com valores acima de 1200HV0,3 (para WC-Co e WC-Co-Cr). Ensaios de desgaste (ASTM G65) mostraram a superior resistência das camadas WC-Co-Cr e WC-Co, em conformidade com o melhor nível de desempenho reportado na literatura para esses materiais. A camada de liga autofluxante NiWCrSiFeC teve o pior comportamento. O material misturado (WC-12Co) + NiCrFeSiBC já obteve uma maior resistência ao desgaste que a liga autofluxate pela presença de partículas duras. Com a esclerometria, empregando um penetrador de CBN, pretendeu-se comparar o comportamento das diferentes camadas quanto à resistência a um riscamento severo e eventual desplacamento em serviço, a partir de uma análise de seu diferente grau de trincamento. Os revestimentos que mais resistiram ao riscamento foram os de WC-Co e WC-Co-Cr. Apesar da formação de micro-trincas associadas ao risco da ferramenta, não foi constatado desplacamento a ponto de atingir o substrato. De acordo com os resultados desse trabalho sobre suas características mecânicas (resistência ao desgaste abrasivo e ao riscamento) e da literatura quanto sua resistência à corrosão em névoa salina, dentre os materiais avaliados o WC-Co-Cr seria o melhor candidato para substituir os revestimentos atualmente empregados.

ABSTRACT

The risers pointers to petroleum exploration are subjected to the scratching in the assembly and to the corrosion by the seawater. The electroless NiP deposits or thermal spray (AT) protection applied until now haven't presented satisfactory results. As a consequence, this work had the objective to evaluate comparatively the performance of different coating of materials with high wear and corrosion resistance (WC-Co, WC-Co-Cr, Cr_3C_2-NiCr, (WC-12Co) + NiCrFeSiBC and an auto fluxing Ni alloy), applied by two last generation systems of AT HVOF (JP-5000, DJ 2700).

At a first step of this work the hardness and the microstructure (degree of dispersion carbon and porosity) of each coating deposited according to procedures and spray parameters recommended by two different firms of thermal spray were appraised. In parallel it was controlled, by scanning electron microscopy, the degree of fusion of different powders types, collected after sprayed in water, searching for an eventual adjustment of the spray conditions. It was analyzed the influence of granulometry and the powder fabrication method (agglomerated sintered, spray sintered, mixed and atomized) on the degree of fusion of the particles sprayed and the resulting porosity in the deposited layer. At initial tests with the pistol DJ 2700 case it was necessary, due to local limitation of the oxygen and propane supplier system, to reduce the supply powder flow. At second step, optimized conditions of the layers obtained with both systems HVOF presented low porosity and high hardness, with values above 1200HV0,3 (for WC-Co and WC-Co-Cr). The wear resistance tests (ASTM G65) showed superior resistance of the WC-Co-Cr and WC-Co layers, in conformity with the best level reported in the literature for those materials. The auto fluxing NiWCrSiFeC alloy layer had the worst behavior. The (WC-12Co) + NiCrFeSiBC mixed material obtained a better performance in presence of hard particles. With the pendulum scratching, using a CBN penetrator, it was intended to compare the behavior of the different layers in relationship to a severe scratching and eventual detachment in service resistance, starting from an analysis of its different cracking degree. The more resistant coatings to scratching were the WC-Co and WC-Co-Cr. Micro-cracks were encountered in the fund plan of the scratches in all layers. In spite of this, there was none of the detachment reached the substrate.

In agreement with the results of this work on its mechanical characteristics (abrasive wear and scratching resistance) and that found in the literature as its resistance to the saline fog corrosion, WC-Co-Cr coating would be the best candidate, among the appraised materials, to substitute the coatings actually employed.

CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO

1.1 Colocação do problema

A ligação entre uma plataforma "offshore" e a boca de um poço petrolífero, através de laminas d'água com cerca de mil metros de profundidade, é feita por tubos rígidos e linhas flexíveis. Os tubos rígidos são chamados "risers", distinguindo-se entre os de completação (fig. 1.1) e de perfuração (fig. 1.2). Os "risers" de perfuração têm a função de dutos por onde passam brocas, sondas e outros equipamentos para a abertura dos poços; enquanto que pelos de completação, escoam fluídos que servem para a limpeza e preparação da boca dos poços para a produção de petróleo. As linhas flexíveis são usadas para produção de gás/óleo no segmento "offshore", sendo estas responsáveis pelo transporte da produção de cerca de 700.000 barris de óleo/dia (US$ 8 bilhões/ano) (Paes, 2000).

A deterioração por desgaste e/ou corrosão de equipamentos e componentes é um sério problema da indústria "offshore". Esse fenômeno ocorre a dois e três corpos pela ação de riscamento por partículas duras. Dois corpos pelo contato entre peças e a três corpos pela presença de partículas de sujeira (como areia) presentes no ambiente de trabalho. A corrosão do substrato é um outro mecanismo de degradação das ponteiras que, associado ao riscamento da camada, pode acelerar a ocorrência de falta de vedação entre a ponteira e seu respectivo alojamento, impactando enormemente nos custos de descida de "risers" de completação ou perfuração.

Pode-se ver nas figuras 1.3 e 1.4 o mecanismo de conexão caixa/pino de um "riser" de completação. Esses "risers" tem função estrutural, sustentando dois "risers" internos (∅ 2"e 4") (fig. 1.5) que transportam os fluidos para a completação dos poços petrolíferos. A conexão dos "risers" internos é feita pelas ponteiras vistas na figura 1.4. Pode-se ver também na figura 1.6 ponteiras de "risers" de perfuração, que são empregados em tubulações externas ao "riser" principal (fig. 1.2).



Figura 1.1 – "Risers" de completação
10" ∅, 15 m de comprimento



Figura 1.2 – "Riser" de perfuração
30" ∅, 15 m de comprimento

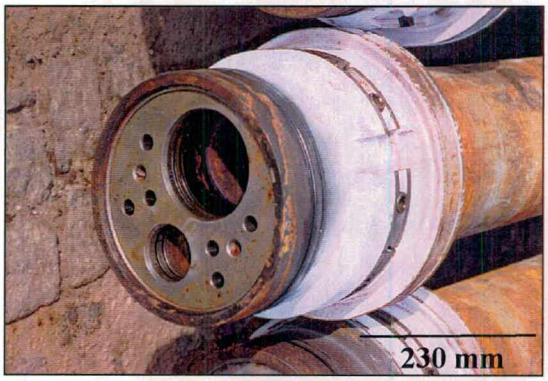


Figura 1.3 – Conexão (caixa) de um "riser" de completação

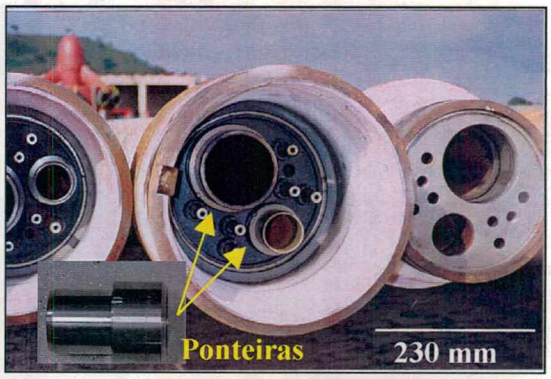


Figura 1.4 – Ponteiras da conexão (pino) de um "riser" de completação

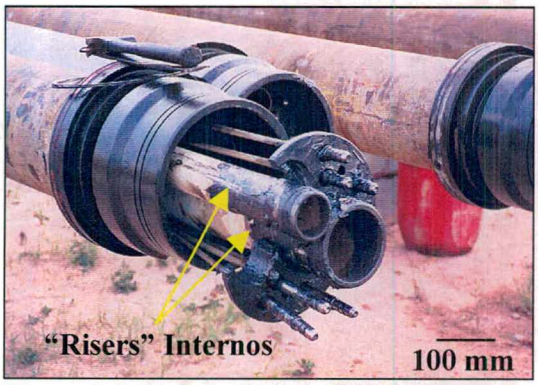


Figura 1.5 – Montagem de "risers" internos de completação



Figura 1.6 – Ponteiras de "risers" de perfuração, 4"∅

O dano das ponteiras caracteriza-se por riscos de grande profundidade (200 μm para um aço inox 17-4 PH) e largura (fig. 1.7), que ocorrem quando se encaixa as ponteiras aos orifícios da caixa (fig. 1.3). Esse encaixe nem sempre é direto e suave, ocorrendo choques, esforços por torção e uma eventual presença de detritos do ambiente, como areia e limalhas. Com o riscamento da ponteira perde-se a estanqueidade na conexão caixa/pino com o vazamento de fluido sob os o'ringes (anéis de material elastomérico) durante o teste hidrostático da coluna de "risers" sob até 3000 Psi (206,8 bar). A falha de qualquer uma das ponteiras pode determinar a retirada de toda a coluna de completação lançada ao mar, para a verificação de qual delas está com problema e substituir seu respectivo "riser". Esta operação resulta em um custo que pode alcançar cerca de US$ 50.000/dia (Paes, 2000).

A corrosão ataca as ponteiras de aço ferrítico que também alternativamente são fabricadas de aços AISI 4130/4140 e revestidas com níquel-químico. Essas ponteiras estão constantemente expostas à névoa salina durante o período de estocagem nas plataformas ou durante o seu uso. Havendo qualquer riscamento do revestimento ou poros passantes no mesmo, a corrosão do substrato é imediata devido ao fato do níquel ser catódico em relação ao aço. (figs. 1.8 e 1.9)

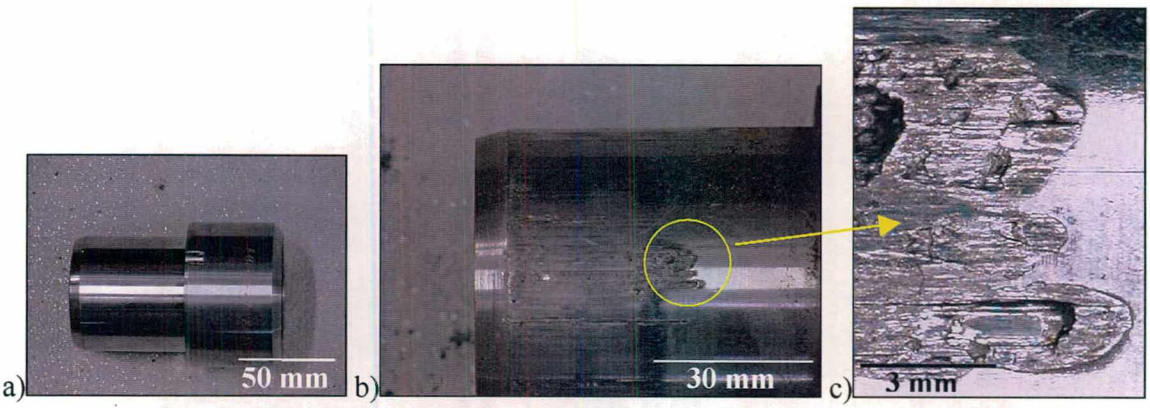


Figura 1.7– Ponteira (material 17-4 PH) de um "riser" de completação
a) Ponteira sem riscamento, b) Ponteira riscada e c) Detalhe do risco

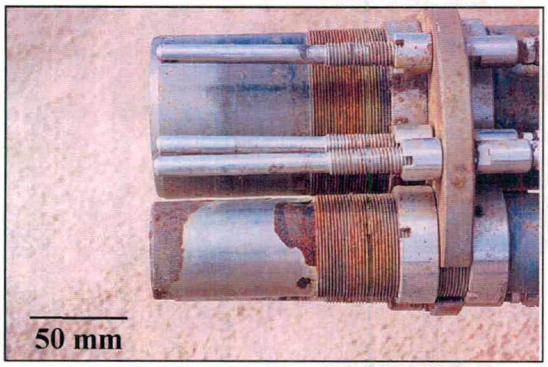


Figura 1.8 – Ponteira de completação com desplacamento do revestimento de níquel químico devido à corrosão

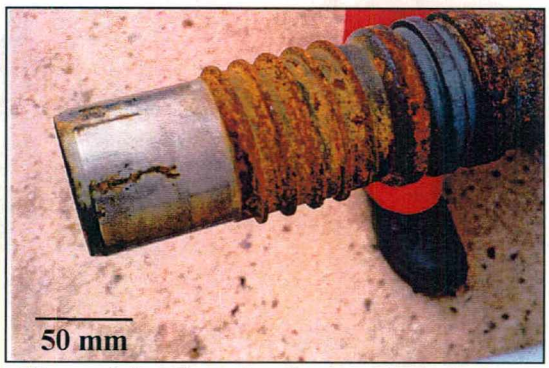


Figura 1.9 – Ponteira de completação com corrosão em riscamento causado no revestimento de níquel químico

Para solucionar esse problema revestimentos já têm sido também aplicados por Aspersão Térmica (AT) a chama convencional. Esses revestimentos nem sempre apresentaram desempenho satisfatório, pois apesar de não terem riscos muito profundos, sofreram desplacamento (fig. 1.10). A observação dos revestimentos e do substrato mostrou claramente a falta de aderência das camadas devido a rugosidade inadequada do substrato para esse tipo de camada, podendo essas serem retiradas com facilidade através de um simples estilete. Analisando-se no Labsolda/UFSC a microestrutura dessas camadas por microscopia ótica (MO) (fig. 1.11), constatou-se excessiva porosidade, comprometendo a proteção contra a corrosão pela probabilidade de aparecimento de poros passantes. O menor riscamento que a camada apresentou, se justifica pela maior microdureza (770 HV0,3) que a do 17-4 PH (350 HV0,3).

Não foi possível em visita ao canteiro de obras em Macaé-RJ (nem junto ao CENPES/Petrobrás) obter mais dados sobre os materiais aplicados. Sabe-se que atualmente faz-se a substituição dessas camadas aspergidas pelo material Colmonoy 88 (Ni 17.3W 15Cr 4Si 3.5Fe 3B 0.8C) (tab. 3.1), aplicado pelo processo de AT à chama, seguido de refusão para eliminar a porosidade da camada e aumentar sua aderência ao substrato; conforme

informações obtidas em visita ao Grupo GP metalização em São Paulo. As ligas autofluxantes de Ni são muito conhecidas e aplicadas em geral na proteção contra desgaste e corrosão. O trabalho de Kreye et al. (1994) demonstrou a viabilidade da aplicação desse material com o processo de AT HVOF ("High Velocity Oxy-Fuel", chama de alta velocidade), sem refusão posterior da camada. Isso seria bastante adequado para o caso das ponteiras que estão sendo revestidas com o Colmonoy e refundidas, pois evitaria a necessidade de tratamento térmico (TT) posterior dessas peças. O TT devolve ás ponteiras suas propriedades metalúrgicas iniciais.

Pelo processo de AT HVOF ainda destaca-se, para proteção contra desgaste, a aplicação de "cermets", em particular o WC-Co e WC-Co-Cr. Estes produzem camadas densas com uma matriz relativamente tenaz e dúctil de Co, Co-Cr; as quais envolvem partículas de alta dureza de WC, resistentes ao desgaste (fig. 1.12).

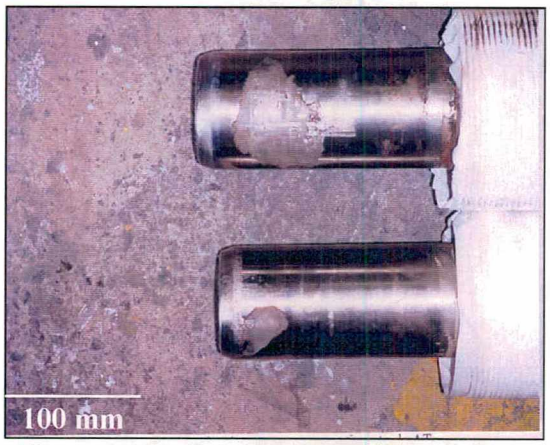


Figura 1.10 – Ponteira de perfuração com desplacamento do revestimento

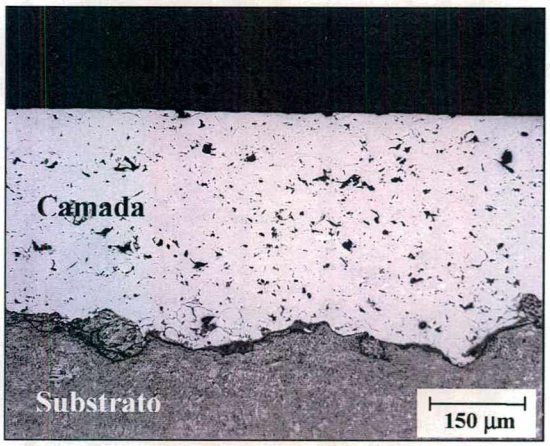


Figura 1.11 – Microestrutura da ponteira com desplacamento do revestimento, 200x

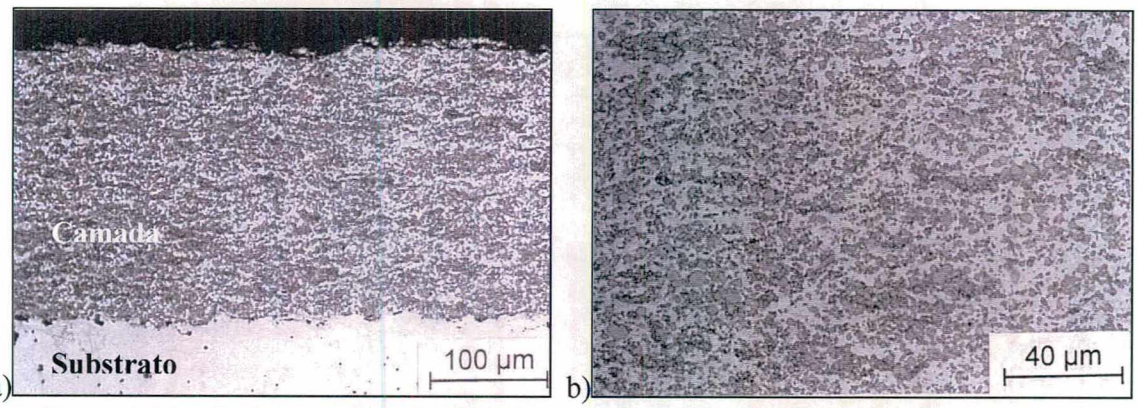


Figura 1.12 – Seção transversal (MO) de uma camada de WC-Co aplicada por HVOF a) 200x e b) 1000x, carbonetos (em cinza) inseridos numa matriz de cobalto (em branco) (Kreye, 1997)

1.2 Objetivos e contribuições

O objetivo principal desse trabalho foi o de estabelecer diretrizes para procedimentos de AT para revestimento de ponteiras de "risers" empregados na exploração "off-shore", com camadas resistentes ao desgaste, bem como elevada aderência ao substrato, adequadas para esse tipo de aplicação.

O objetivo principal deve ser atingido através das seguintes metas específicas:

1) Estudo detalhado da qualidade de revestimentos aplicados pelo sistema de aspersão térmica de última geração HVOF com as pistolas JP 5000 e DJ 2700, sob condições especificadas por duas firmas aplicadoras, para uma série de pós ("cermets" e ligas autofluxantes) previamente selecionados.

2) Eventual otimização dos procedimentos de aspersão para cada material/sistema de aspersão, através de sua correlação com as características dos revestimentos (dureza, microestrutura, desgaste abrasivo), bem como a verificação da influência das variáveis de aspersão nas transformações sofridas pelo pó aspergido em água (grau de fusão, oxidação, descarbonetação).

3) Análise comparativa do desempenho das camadas aspergidas, em ensaios de resistência ao riscamento por esclerometria pendular.

4) Contribuir com subsídios em que a Petrobrás possa se basear para a criação de especificações técnicas para camadas duras aplicadas por aspersão térmica.

A corrosão, também um problema a ser resolvido, foi enfrentada pela escolha de materiais adequados.

CAPÍTULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Características da aspersão térmica

Aspersão Térmica é um grupo de processos nos quais materiais metálicos ou não metálicos, finamente divididos, são depositados em uma condição fundida ou semifundida sobre um substrato preparado, formando um depósito aspergido. Os materiais sólidos são aquecidos, mudando para um estado plástico ou fundido e são acelerados por um gás comprimido em direção ao substrato. As partículas colidem com a superfície do substrato, tornam-se aplainadas e formam finas partículas lenticulares que resfriam, se conformam e aderem às irregularidades da superfície preparada e entre si, formando uma estrutura lamelar. (Lima e Trevisan, 2001). A figura 2.1 mostra um esquema representativo da origem e formação da camada aspergida (Zimmerman, 1997).

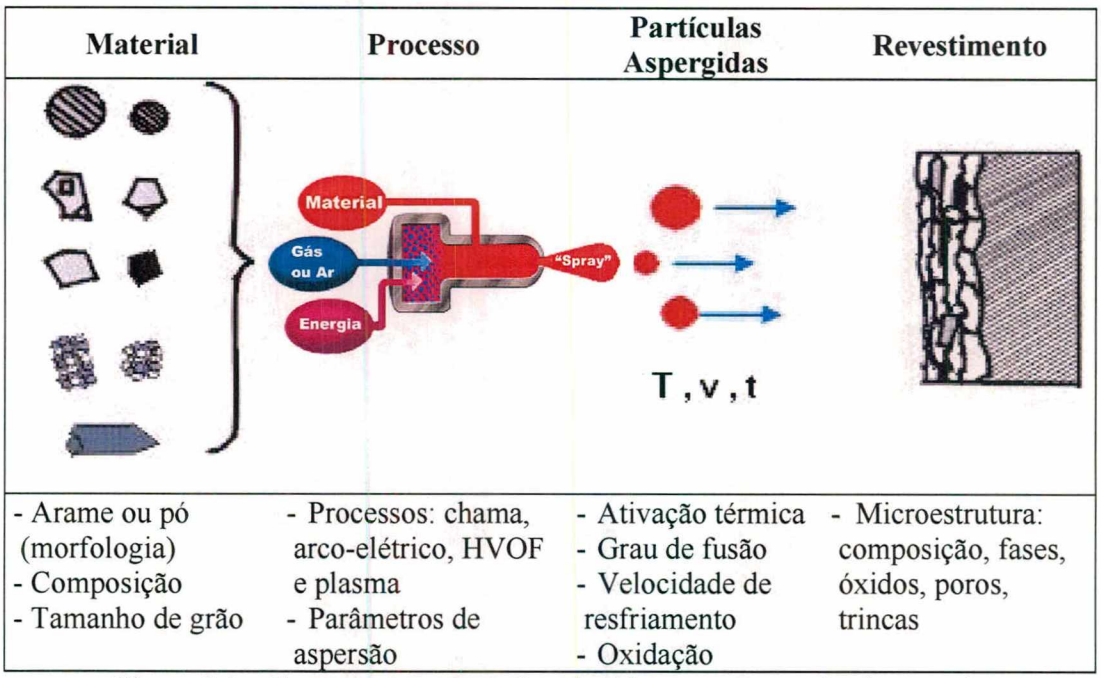


Figura 2.1 – Esquema representativo da origem e construção da camada (Zimmerman, 1997)

São utilizados diversos tipos de materiais para aspersão, como polímeros, metais puros ou ligados, cerâmicos, metais misturados a cerâmicos. Estes materiais podem vir na forma de pó ou arame, dependendo da possibilidade de fabricação. Metais puros ou ligados podem ser produzidos na forma de arames, pois são maleáveis e resistem a tração e compressão quando injetados nas pistolas. Materiais mais frágeis como cerâmicos ou alguma mistura destes vêm na forma de pós, com diferentes morfologias e granulometrias que dependem do tipo de

fabricação empregada. Os polímeros devido à baixa resistência á tração/compressão e facilidade de estocagem são produzidos em pó (Pawlowski, 1995).

Os processos de aspersão diferenciam-se pelo tipo de fonte de calor da pistola, sendo os principais: a chama, HVOF, arco-elétrico e plasma. O processo a chama usa o oxigênio e um combustível gasoso como o acetileno, produzindo uma chama com temperatura em torno de 2500°C e baixa velocidade de projeção das partículas (fig. 2.2). O material de aspersão tem tanto a forma de pó quanto a de arame. O processo a arco-elétrico é caracterizado por utilizar material na forma de arames (sólido ou tubular) que produzem um arco-elétrico no bico da pistola. Tem uma temperatura um pouco maior que a chama e velocidade de projeção relativamente baixa ou que para equipamentos mais modernos pode chegar a 300 m/s (Bach et al., 1999). Tanto o processo a plasma quanto o HVOF podem aspergir materiais como cerâmicos, metais ou de compósitos. O processo a plasma gera as temperaturas mais altas comparando-se aos outros sistemas e velocidade de projeção em torno de 200 m/s, sendo recomendável para materiais cerâmicos como Al_2O_3. Os sistemas HVOF depositam geralmente materiais sob temperaturas relativamente baixas (cerca de 2000°C), evitando a deterioração de suas características e sobretudo altas velocidades de projeção acima de 400 m/s (Kreye, 1997).

Entre o aquecimento das partículas na pistola e sua deposição no substrato, dependendo do seu grau de fusão e da velocidade de resfriamento, pode ocorrer diferentes intensidades de oxidação e ativação térmica. A oxidação é prejudicial para a maioria dos materiais, pois prejudica a coesão entre as lamelas, a aderência ao substrato, a deterioração da proteção contra corrosão e/ou provoca descarbonetação. Existem três maneiras disso acontecer, como é descrito abaixo e mostrado na figura 2.3:

1. Reação entre a partícula e oxigênio ou elementos oxidantes presentes nos gases expelidos pela pistola,
2. Pela reação entre o ar ambiente e as partículas devido ao fluxo turbulento dos gases,
3. Oxidação que ocorre na superfície da camada recém formada.

A oxidação pelos modos 1 e 2 leva cerca de 1 ms para acontecer, tempo em que a partícula percorre a distância entre a pistola e o substrato, enquanto que pelo mecanismo 3 isso leva 1s. Para acabar ou diminuir com a oxidação do material pode-se utilizar atmosferas inertes, diminuir o aquecimento do material e/ou aumentar a velocidade de projeção da partícula, fazendo com que esta fique o mínimo possível em contato com o ambiente, com a chama ou o plasma (Zimmerman, 1997).

A intensidade de ativação térmica sofrida pelo material também depende da temperatura e do tempo de permanecia da partícula na chama ou plasma. A temperatura que o material atinge depende da composição química, da morfologia e do tamanho das partículas ao deixarem a pistola. Por exemplo, materiais com alta temperatura de fusão, como cerâmicas ou molibdênio, podem ser aspergidos por processos como o plasma com alta temperatura e boa fusão de suas partículas sem que haja muita transformação de fase. Já materiais como WC-Co e Cr_3C_2-NiCr, aspergidos com o processo a plasma, tem sua resistência ao desgaste abrasivo prejudicada devido à ativação térmica dos carbonetos que acabam por se decompor. Para este tipo de material o uso do HVOF tem grande vantagem, formando camadas densas, com pouca ativação térmica e maior resistência ao desgaste. Isso se deve à menor temperatura que a partícula atinge com o processo HVOF (devido a temperatura da chama) comparando-se ao plasma e arco-elétrico, e a maior velocidade de projeção que acaba por manter menos tempo a partícula dentro da chama, assimilando menos energia térmica (Zimmerman, 1997).

As camadas aspergidas são formadas por lamelas, e dependendo da composição do material, do sistema de aspersão que esta sendo utilizado e seus parâmetros, terão grau de oxidação, porosidade e compactação diferentes. As lamelas ao se sobreporem podem aprisionar incrustações de óxidos e diferentes níveis de porosidade. A camada deve ter boa aderência ao substrato, que é proporcionada pelo ancoramento mecânico das partículas a este, tanto quanto por interações químico/metalúrgicas, tais como difusão e ligações metálicas. A coesão entre as partículas e a aderência da camada ao substrato são importantes para as propriedades térmicas (condutibilidade térmica, capacidade térmica), mecânicas (resistência ao desgaste, ao desplacamento, dureza), química (corrosão) e elétrica (condução) (Zimmerman, 1997).

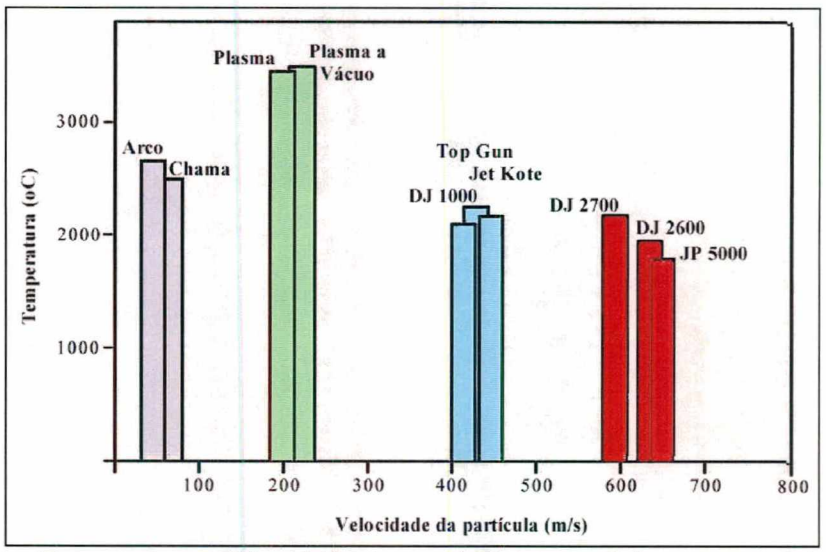


Figura 2.2 – Temperatura e velocidade das partículas para vários processos de aspersão térmica, (Kreye, 1997)

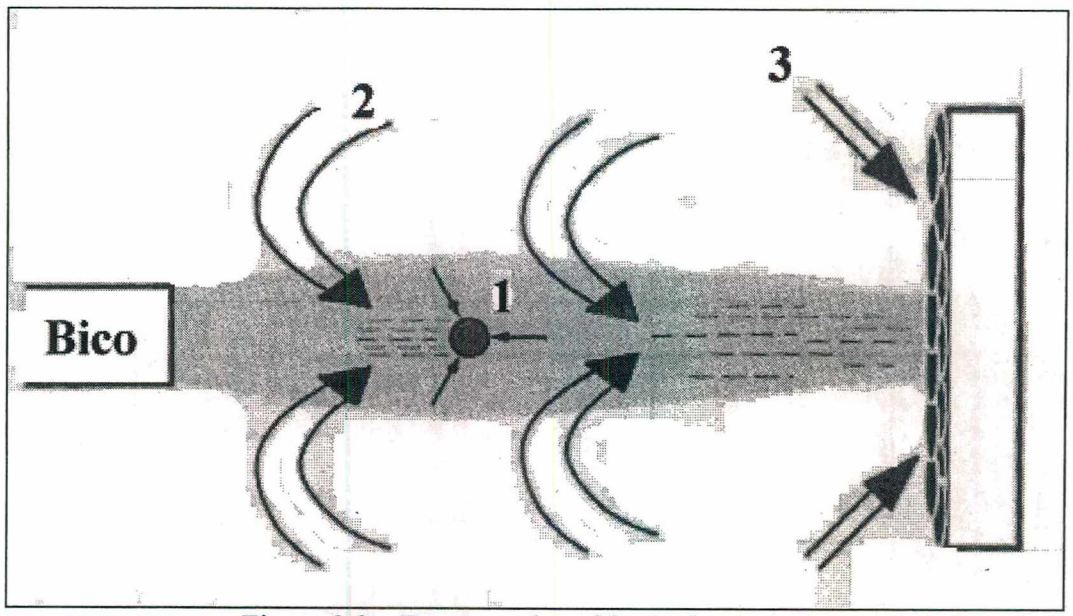


Figura 2.3 – Esquema da oxidação da partícula
1 – oxidação da chama, 2 – oxidação ambiente e 3 – oxidação da camada pelo ambiente
(Zimmerman, 1997)

2.2 Processo de aspersão térmica HVOF

No processo HVOF consome uma mistura de oxigênio e combustível para produzir alta pressão em uma câmara de combustão. A partir da combustão da mistura, os gases passam pelo bico de uma pistola e são projetados em direção ao substrato. Junto aos gases é projetado o material de aspersão que ao se chocar ao substrato, deforma-se formando a camada. A vantagem desse processo em relação aos outros é que ele permite depositar materiais sob relativa baixa temperatura (em relação aos outros sistemas), porém com velocidade de projeção hipersônica. Essas características podem acrescentar ótimas propriedades aos revestimentos devido à formação de camadas densas sob baixa ativação térmica do material. Este processo é o que mais tem crescido nos últimos anos. A pesquisa feita por Freire (1999) mostra que dentre os artigos nas Conferências Internacionais de Aspersão Térmica (ITSC) de 1986 a 1998 sobre diversos processos de aspersão, o HVOF foi o que mais cresceu (fig. 2.4); tomando o lugar tanto do processo a chama convencional como do plasma na aplicação de vários materiais.

Para a obtenção de camadas com as propriedades desejadas, é preciso conhecer bem os parâmetros de aspersão, o projeto da pistola e as características do material a ser aspergido, pois existe uma forte dependência entre estes. Para cada camada aplicada com um tipo de sistema de aspersão e de pó, existe um ponto ótimo para os parâmetros de aspersão. Os sistemas de aspersão térmica HVOF diferem pelo projeto da pistola, localização da injeção de pó e tipo de combustível, o que resulta em velocidades de partículas diferentes. Além disso, a pressão da câmara de combustão, fluxo de gases, taxa de oxigênio/combustível e taxa de

alimentação de pó também influenciam a transferência de calor para a partícula. O material de aspersão determina parte das propriedades da camada pela morfologia do pó, distribuição granulométrica e sua composição. Também a distância de aspersão e velocidade de translação da tocha influenciam a qualidade das camadas (Schwetzke e Krömmer, 1997).

Existem três gerações de sistemas dentro do processo HVOF. Em sistemas da *primeira e segunda geração* - Jet Kote, Diamond Jet, Top Gun e CDS - a velocidade da chama pode chegar de 1800 a 2000 m/s com uma pressão na câmara de combustão de 3 a 5 bar; as partículas projetadas podem alcançar a velocidade de 450 m/s. Entre os gases de combustão incluem-se o propano, propileno, etileno, hidrogênio e no caso da pistola Top Gun, também o acetileno. Estes sistemas trabalham com potências de 80 kW e são capazes de depositar 2 a 3 kg/h de material. Essa potência pode ser atingida pela combustão de 3,0 m^3/h de propano, 3,2 m^3/h de propileno, 4,7 m^3/h de etileno, 25,9 m^3/h de hidrogênio ou 4,9 m^3/h de acetileno. Dependendo do sistema diferentes taxas de oxigênio/combustível são usadas. Já na *terceira geração* - JP 5000, DJ 2600, DJ 2700, OSU Carbide Jet, Top Gun K - a pressão na câmara de combustão chega de 8 a 12 bar; somado a esta característica, o bico da pistola sofre uma expansão interna através de um "venturi", o que provoca uma aceleração adicional do gás na saída do bico, com as partículas alcançando velocidades de 600 a 650 m/s. Com potência maior que a primeira e segunda gerações, 100 a 200 kW, a taxa de deposição aumenta para 10 kg/h. As pistolas JP 5000 e OSU Carbide Jet usam querosene como combustível, ao passo que a pistola DJ 2700 pode operar com vários hidrocarbonetos incluindo propano, propileno e etileno. Ambas DJ 2700 e DJ 2600 podem utilizar como gás de combustão o hidrogênio (Schwetzke e Krömmer, 1997).

Dentre as características de cada pistola, pode haver diferentes locais para a injeção do material a ser aspergido: na câmara de combustão, no bico (depois da câmara de combustão), radialmente ou axialmente. As temperaturas mais altas são alcançadas quando o pó é injetado diretamente dentro da câmara de combustão. São alcançadas temperaturas menores quando o pó entra depois da expansão do gás ou depois da câmara de combustão. Temperaturas baixas podem ser atingidas com a injeção radial do pó, pois não cruzará a área mais quente da chama que é o centro (Kreye, 1997). A pistola DJ2700 (fig. 2.5) possui uma entrada de pó localizada na câmara de expansão de forma axial/central, enquanto que na JP5000 (fig. 2.6) isso acontece de forma radial após a câmara de combustão no bico da pistola (Kreye et al., 1996). Assim o pó aspergido pela pistola DJ 2700 tem uma maior probabilidade de sofrer transformações de fases devido a ativação térmica.

Outra característica das pistolas é o tipo de combustível. Ele determina a quantidade de energia introduzida, influenciando na fusão das partículas durante a aspersão e impondo a

temperatura máxima da chama. Alguns gases utilizados em sistemas HVOF podem ser comparados na tabela 2.1 e figura 2.7 quanto ao calor de combustão e relacionamento entre taxa oxigênio/combustível e a temperatura da chama. O propano é aquele que apresenta maior calor de combustão entre os gases, utilizando menor volume para produzir a mesma quantidade de energia, proporcionando maior economia de combustível. Os dados de aspersão mostrados nessa dissertação para a pistola DJ 2700 baseiam-se no consumo de propano como combustível, assim como para a pistola JP 5000 utiliza-se o querosene que ultrapassa qualquer gás quanto ao calor de combustão. Vêem-se ainda na tabela as taxas de oxigênio/combustível para chama neutra, para a maior temperatura e a faixa utilizada em sistemas HVOF; e a intensidade de subida ou descida da temperatura nas curvas da figura 2.7. A importância dessa taxa será comentada no item 2.5 (Kreye et al., 1995).

As altas velocidades e as baixas temperaturas desenvolvidas com a terceira geração de pistolas trazem a possibilidade de aplicação de revestimentos com alta dureza e resistência ao desgaste. Os materiais com carboneto de tungstênio (WC) e outros carbonetos são na maioria aplicados pelo processo HVOF. Pode-se obter camadas com excelentes propriedades mecânicas e a um custo menor quando comparado ao processo plasma, com o qual se aplicava anteriormente. Além disso, o plasma por trabalhar com temperaturas elevadíssimas tende a deteriorar as propriedades do material. Schwetzke e Kreye (2000) verificaram diferentes durezas para o pó WC-17Co com pistolas da 1ª e 2ª geração em relação ás da 3ª geração (tab. 2.2). As durezas das camadas que foram aspergidas por pistolas da 1ª e 2ª geração (os três primeiros sistemas HVOF) ficaram entre 930 e 1240 HV0,3; já as da 3ª geração (sistemas restantes) estão entre 1170 e 1490 HV0,3. A alta dureza alcançada com a 3ª geração vem da elevada compactação das partículas ao se chocar em alta velocidade com o substrato, elevando a coesão entre as lamelas e diminuindo a porosidade.

A tabela 2.2 compara a resistência ao desgaste avaliada para camadas aplicadas com diferentes sistemas HVOF a partir do pó WC-17Co, pelas normas ASTM G65 (ensaio da roda de borracha, 2000 rotações) e JIS H8615 (ensaio de disco de fricção com 1200 DP (duplo passes)). Os valores situam-se entre 29 - 94 mg para o ensaio ASTM e 2,9 - 8,4 mg para o ensaio JIS. As camadas obtidas com sistemas da 1ª e 2ª geração mostram menor resistência em relação às da 3ª geração. Segundo Schwetzke e Kreye (2000) não há relação direta do desgaste com a dureza.

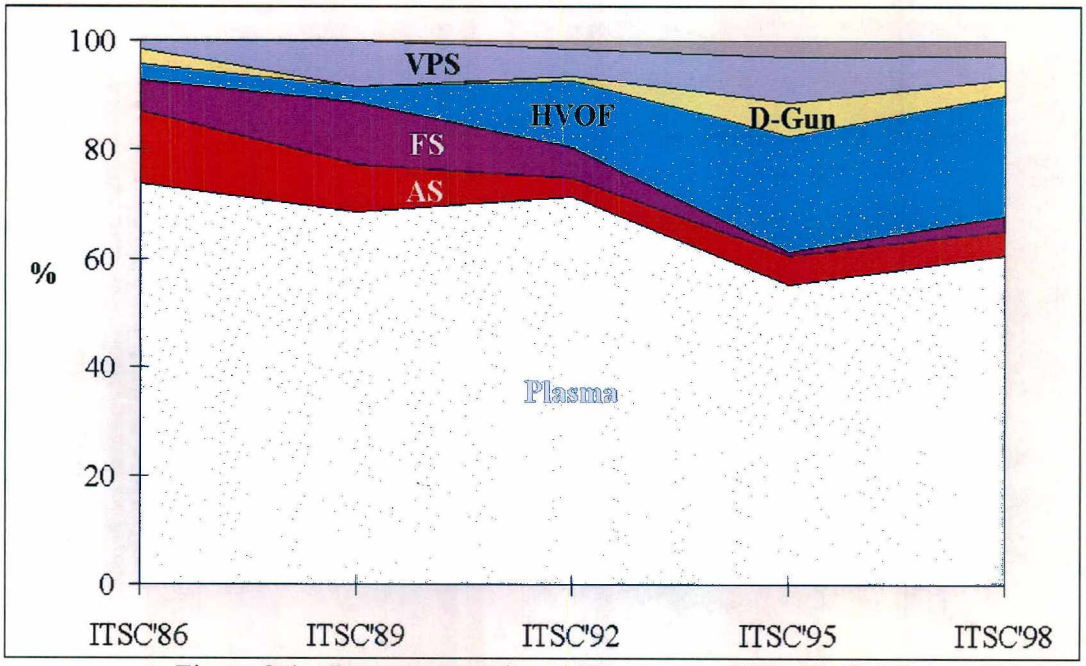


Figura 2.4 – Porcentagem de publicações, em diversos ITSC (Conferência Internacional de Aspersão Térmica), sobre cada tipo de processo de AT; VPS (plasma a vácuo), FS (chama), AS (arco-elétrico). (Freire, 1999)

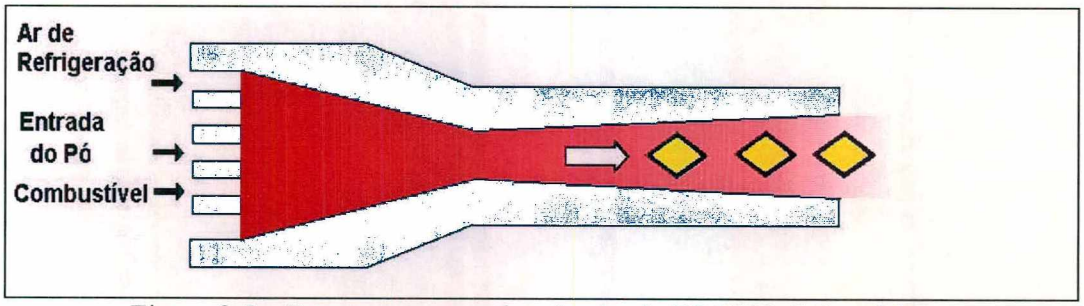


Figura 2.5 – Esquema construtivo da pistola DJ 2700, Sulzer Metco (Zimmerman, 1997)

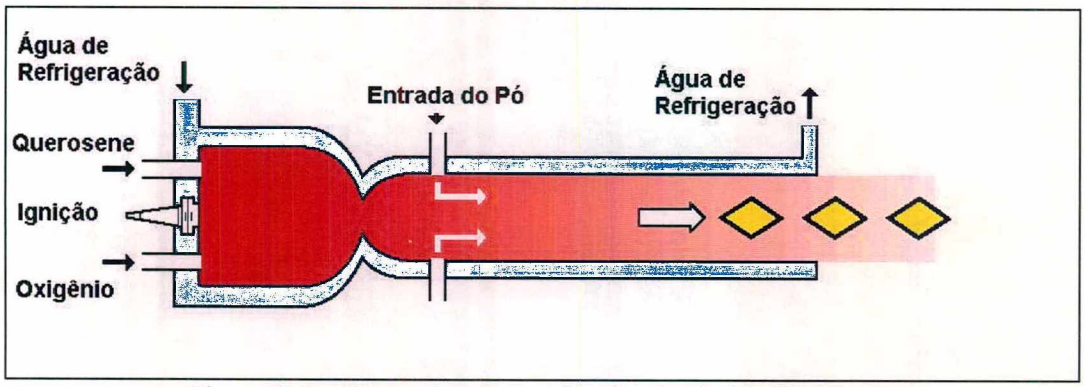


Figura 2.6 – Esquema construtivo da pistola JP 5000, Tafa (Zimmerman, 1997)

Tabela 2.1 – Propriedades dos combustíveis usados em sistemas HVOF (Schwetzke e Krömmer, 1997)

Combustível	Temperatura de Chama Máxima (°C)	Calor de Combustão (MJ/m³)	Taxa de oxigênio/combustível		
			Chama Neutra	Temperatura de Chama Máxima	Aplicações em HVOF
Propano	2828	93,2	5,0	4,5	3,0-8,0
Propileno	2896	87,6	4,5	3,7	3,5-7,0
Hidrogênio	2856	10,8	0,5	0,42	0,3-0,6
Etileno	2924	59,5	3,0	2,4	2,0-5,0
Acetileno	3160	56,4	2,5	1,5	1,3-4,0
Querosene (liq.)	aprox. 2760	37300	3,4*	2,9*	2,8-4,8*

*taxa (massa) padrão oxigênio/querosene

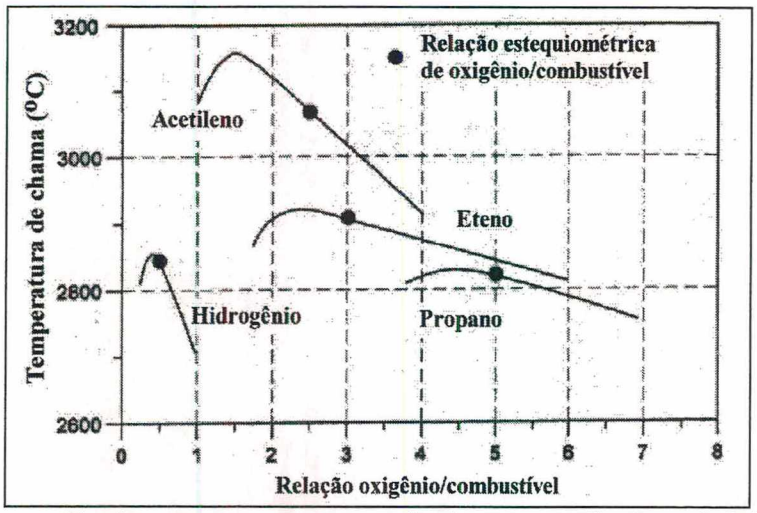


Figura 2.7 – Dependência entre a temperatura da chama e a relação oxigênio/combustível

Tabela 2.2 – Camadas de WC-17Co aspergidas com diferentes sistemas (Schwetzke e Kreye, 2000)

Sistema HVOF	Combustível	Dureza (HV 0,3)	Desgaste [mg] ASTM G65	Desgaste [mg] JIS H8615
Jet Kote	Propano, etileno, hidrogênio	1080-1240	48-59	2,9-5,5
Top Gun	Propano, etileno, hidrogênio	1080-1240	69-94	3,8-8,4
DJ Standard	Propano	930-980	58-62	4,5-4,8
DJ 2600	Hidrogênio	1300-1340	32-36	3,0-3,2
DJ 2700	Propano, etileno	1320-1400	34-39	2,9-3,5
JP-5000	Querosene	1260-1490	32-38	2,9-3,6
Top Gun-K	Querosene	1230-1330	29-35	3,1-4,1
Carbide Jet	Querosene	1170-1340	44-47	3,9-4,1

2.3 Materiais resistentes ao desgaste utilizados em sistemas AT/HVOF

Sobre a aplicação de diferentes materiais em várias áreas da industria, reportam Beczkowiak et al. (1998) que nos sistemas HVOF utiliza-se principalmente uma ampla variedade de pós de carboneto. Os pós variam pela composição, granulometria e também em termos do tipo de fabricação: sinterizado, aglomerado sinterizado, recoberto, esferoidizado, atomizado, britado ou apenas misturado.

O modo de fabricação determina a morfologia dos pós. Essa característica tem grande influência na troca de calor entre a partícula e os gases de combustão, pois diferencia os pós pela área de troca de calor e capacidade de absorver a energia térmica. Como o tempo que as partículas ficam na chama é de cerca de 1 ms, uma rápida e homogênea absorção de calor é importante para que o material atinja uma semifusão ou fusão adequada á sua deformação ao se chocar ao substrato. A morfologia dos pós é determinante também em como as partículas ao se chocarem com o substrato, se deformarão e adaptarão a ele, distribuindo homogeneamente as fases duras, formando a estrutura da camada. Vê-se na figura 2.8 a morfologia e seção transversal de alguns tipos de pós (para diferentes materiais), sendo descritas suas características na tabela 2.4. Os grãos do pó aglomerado sinterizado (fig. 2.8), devido a própria porosidade que cria uma maior área de contato com os gases da chama, podem absorver mais calor do que os pós mais densos (com menor porosidade) como os produzidos por atomização, sinterização (fig. 2.8), recoberto (fig. 2.8) e outros. Com pouco tempo para absorver energia térmica, os grãos mais densos não atingem suficiente temperatura para amolecerem, podendo, ao se chocarem com o substrato, deformar e eliminar os poros que se formam entre as lamelas. A utilização de pós aglomerados sinterizados resulta na obtenção de camadas menos porosas que para pós mais densos (Schwetzke e Kreye, 2000).

Quanto a granulometria, os pós aglomerados sinterizados, sinterizados e fundidos são, em princípio, bem adequados para os sistemas HVOF. Eles se distinguem, contudo, pela fusão que as partículas sofrem após a passagem pela pistola. O pó que possui uma granulação máxima superior a 45 μm conduz em todos os sistemas a camadas com maior porosidade e inferior dureza. Uma granulação dentro de –45+10 μm, mais fina, seria ideal para as propriedades mecânicas das camadas. Os pós mais densos como sinterizado e fundido produzem geralmente camadas mais porosas, mesmo para uma granulometria de –45+15 μm, em relação ao aglomerado sinterizado; e especialmente em sistemas da terceira geração que utilizam uma menor energia térmica. Assim deve-se optar sempre que possível por pós aglomerados sinterizados com granulometria abaixo de 45 μm (Schwetzke e Kreye, 2000).

Com o objetivo de obter revestimentos resistentes ao desgaste e a corrosão, foram reunidos dados sobre os principais materiais citados pela literatura: WC-Co, WC-Ni, WC-Co-Cr, WC-Cr-Ni, Cr_3C_2-NiCr, NiWCrSiFeBC e 50%(WC-17Co) + 50% (Ni 17,5Cr 4,5Si 4,75Fe 3,5B 1C) (Schwetzke e Kreye, 2000; Tafa, 2000; Sulzer Metco, 2000; Vuoristo et al., 1994; Fillion, 1994 e Kreye et al., 1994). Os cincos primeiros materiais têm a característica de possuírem carbonetos de alta dureza. Esses carbonetos estão imersos em uma matriz relativamente tenaz/dúctil de Co, Ni, Co-Cr ou Ni-Cr que tem como função a união das partículas, além de possuir resistência a corrosão.

As ligas autofluxantes (no caso NiWCrSiFeBC), dentre as quais o Colmonoy é um tipo comercial, quando aspergidas formam uma camada com a matriz de Ni endurecida por solução sólida de Si, Cr e Fe, contando também com a presença de fases duras como CrB, Ni_3B e Cr_7BC_4 responsáveis pela resistência ao desgaste. Essas ligas se denominam autofluxantes por possuírem a característica de limpeza dos óxidos do substrato possibilitando uma melhor aderência da camada. Com o uso de pós aglomerados/sinterizados de WC-Co adicionados ao pó NiCrSiBFeC, é possível criar uma liga autofluxante mais resistente ao desgaste introduzindo carbonetos no material (Kreye et al., 1994).

Com relação ao diferentes pós pesquisados, pode-se ver na tabela 2.3 algumas das características das camadas aspergidas pelas pistolas DJ 2700 e pistola JP 5000. Têm-se durezas entre 700 e 1410 HV0,3. A menor dureza vem da liga autofluxante NiWCrSiFeBC (700 HV0,3). Os pós de WC-Co sinterizados e fundidos produziram camadas com uma diferença de dureza em torno de 190 HV0,3 mais baixas que as de aglomerado sinterizado. As camadas de WC-Co-Cr ainda conseguiram atingir a maior dureza de 1410 HV0,3.

A tabela 2.3 mostra também que os valores de desgaste dos diversos pós aspergidos pelo sistema DJ 2700 são comparáveis, ficando na faixa de 25 a 49 mg para o ensaio da roda de borracha ASTM G65 com 2000 rotações e 2,8 a 35 mg para o ensaio de disco de fricção com 1200 DP (duplo passes) JIS H8615. Para o ensaio da ASTM os pós aglomerados sinterizados ainda mantém vantagem em relação aos sinterizados e fundidos tanto para o WC-Co quanto para o WC-Co-Cr, sendo esses dois materiais similares em relação às taxas de desgaste. Quanto aos materiais Cr_3C_2-NiCr e NiWCrSiFeBC, são apresentados apenas os valores referentes ao ensaio JIS. Para este ensaio, comparando-se os valores obtidos com os materiais contendo WC, eles apresentam pouca diferença entre si, ficando difícil sua classificação; mas quando comparados a outro "cermet" Cr_3C_2-NiCr (desgaste de 35 mg) mostram-se com maior resistência. O WC-Co + NiWCrSiFeBC refundido mostra também boa resistência, com apenas 9 mg perdidos.

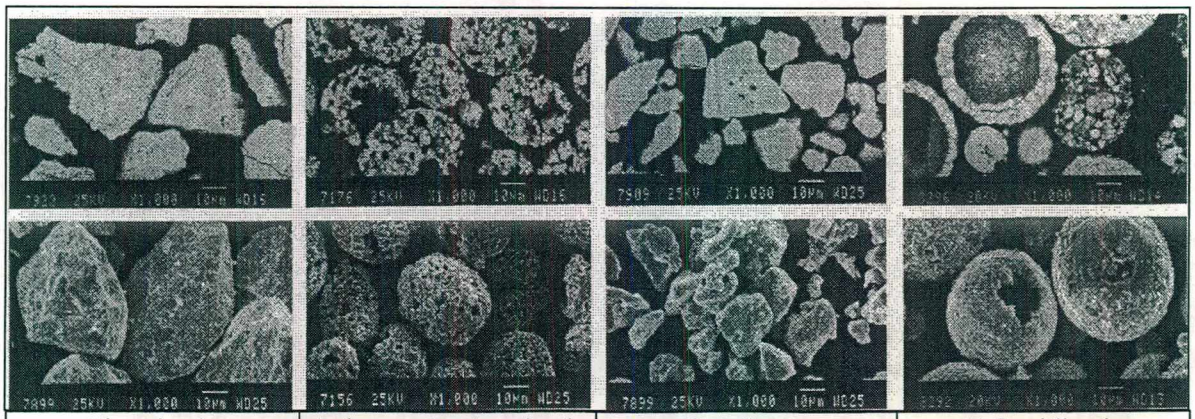
Kreye et al. (1994) verificaram que para o material NiCrSiFeBC a dureza da camada obtida atinge cerca de 700 HV0,3. Após um tratamento térmico subseqüente, a dureza deixa-se elevar até 900 HV0,3. No tratamento térmico forma-se na liga, que após a aspersão esta muito supersaturada e parcialmente amorfa, uma mistura polifásica finamente dispersa. Essa mudança microestrutural está associada a uma relativamente pequena elevação da resistência ao desgaste. Enquanto que para o aumento da dureza é especialmente eficaz uma fina dispersão de partículas (0,01 a 0,10 μm), para melhorar a resistência ao desgaste abrasivo é mais favorável uma distribuição grosseira de fases ou partículas duras (1,0 a 10 μm). As partículas grosseiras formam-se na liga NiCrSiFeBC só após longo recozimento em

temperatura elevada ou num resfriamento lento da fusão, i.e. também sob as condições existentes na refusão das camadas. Devido a isso, no caso do HVOF, a resistência ao desgaste das camadas deixa-se elevar sensivelmente pela refusão. A maneira mais eficaz de melhorar a resistência ao desgaste de camadas de NiCrSiFeBC consiste na introdução de partículas duras de WC. A adição de 50% de WC-17Co em volume de porção carbídica no NiCrSiFeBC revelou-se em positiva, aumentando a resistência ao desgaste abrasivo.

Tabela 2.3 – Propriedades de camadas feitas com o sistema DJ 2700 e outros sistemas (Schwetzke e Kreye, 2000; Kreye et al., 1994; Kreye, 1997; Vuoristo et al., 1994 e Fillion, 1994)

Tipo de Pó	Tipo de Fabricação	Granulometria [μm]	Dureza (HV 0,3)	Desgaste [mg] ASTM G65	Desgaste [mg] JIS H8615	Queima de carbono [% peso]
WC-Co 83-17	Agl./Sint.	-45+10	1390	35	2,9	33
WC-Co 88-12	Agl./Sint.	-45+10	1310	25	2,8	24
WC-Co 88-12	Sinterizado	-45+11	1150	37	2,8	24
WC-Co 88-12	Fundido	-45+10	1150	31	3,5	7
WC-Co-Cr 86-10-4	Agl./Sint.	-45+15	1390	25	5,6	34
WC-Co-Cr 86-10-4	Sinterizado	-45+15	1410	30	3,6	19
WC-Co-Cr 86-6-8	Agl./Sint.	-45+15	1350	30	4,5	--
WC-Co-Cr 86-6-8	Sinterizado	-45+15	1330	48	3,3	15
WC-Ni 83-17	Sinterizado	-45+16	1030	36	5,6	3
WC-Ni 88-12	Agl./Sint.	-53+16	1010	49	3,4	11
Cr_3C_2-25(Ni 20Cr)	Agl./Sint.	-45+15	1250	--	35	18
NiWCrSiFeBC *	Atomizado	--	700	--	--	--
NiCrSiFeBC **	Atomizado	--	905	--	114	--
NiCrSiFeBC ***	Atomizado	--	847	--	65	--
50%(WC-17Co) + 50% (Ni 17,5Cr 4,5Si 4,75Fe 3,5B 1C) ***	Misturado	--	941	--	9	--

*pistola JP 5000; ** HVOF da 1ª geração com tratamento térmico de 1h a 650 °C; ***depositado por sistema HVOF da 1ª geração e refundido após a deposição



Sinterizado | Aglomerado sinterizado | Recoberto | Esferoidizado

Figura 2.8 – Seção transversal e morfologia dos diferentes tipos de fabricação de pós (Beczkowiak, 1998)

Tabela 2.4 – Características do pó pelo modo de fabricação (Beczkowiak, 1998)

Sinterizado	Aglomerado sinterizado
• Forma do grão em bloco • Grão denso • Formação de fases dependendo da temperatura de fabricação, geralmente detectável • Carboneto < 10μm	• Forma da partícula esférica • Grão poroso • Raramente ou poucas vezes ocorre a formação de ligação entre carboneto e o metal da matriz • Carboneto < 5 μm
Recoberto	**Esferoidizado**
• Forma do grão em bloco • Grão denso • Sem formação de ligação entre o carboneto e o metal matriz, se não é submetido a tratamento térmico posterior • Carbonetos grosseiros	• Forma esférica da partícula • Grãos densos e porosos, esferas ocas, conchas – dependendo da matéria prima à formação de ligação é facilmente detectável • Tamanho dos carbonetos dependem do material

2.4 Transformação de fases

Na aspersão térmica de camadas contendo carbonetos e um metal como Co, Ni ou Cr podem ocorrer transformações de fases que degradam as características de dureza e tenacidade/ductilidade do material. Isso acontece devido à ativação térmica do material. Essa ativação pode ocorrer tanto na aspersão quanto já no processo de fabricação do pó.

Dependendo de como o pó é fabricado, da temperatura atingida, já podem ocorrer transformações. Pós aglomerados sinterizados geralmente tem menor intensidade de transformações quando comparados com sinterizados e fundidos, que sofrem maior exposição ao calor quando produzidos. A presença de transformações de fases já no pó virgem facilita e intensifica as transformações no momento da formação das camadas.

Durante o processo de aspersão, as partículas estão aquecendo e a matriz metálica se torna parcialmente ou completamente fundida. Neste momento podem ocorrer dois processos que acarretarão na descarbonização e/ou descarbonetação da camada.

A descarbonetação acontece quando o carboneto de tungstênio WC reage com o oxigênio externo (ambiente) ou contido em excesso na chama, e se transforma em W_2C e W (fig. 2.9). *Descarbonetação* defini-se neste trabalho como decomposição dos carbonetos originais WC e Cr_3C_2 em W_2C, W, C, Cr. Quando o oxigênio reage com o carbono formando CO e CO_2 e se perde no ambiente, definimos como *descarbonização*. A descarbonetação também pode ocorrer pela absorção de tungstênio e carbono pela matriz metálica, devido à ativação térmica ocorrida pelas altas temperaturas de trabalho. Depois do impacto junto ao substrato, a matriz metálica rica em W e C, solidifica-se parcialmente em uma estrutura amorfa e parcialmente em uma combinação cristalina de solução sólida supersaturada Co (W,C) e fases η (Co_3W_3C e Co_6W_6C). Embora a dureza seja diminuída devido ao conteúdo de

WC ser menor, isto é compensado pelo endurecimento da matriz pela absorção do tungstênio. Além disso, o W_2C formado recobre a superfície das partículas de WC (fig. 2.9) e aumenta a união entre as partículas de carboneto e a matriz. Assim, podem ser produzidas camadas com alta dureza e resistência ao desgaste até mesmo quando uma porcentagem considerável de partículas de WC sofre transformação de fase (Kreye, 1997). Para se observar essas transformações é feita uma difração de raios-X no pó virgem e após ele se transformar em camada, podendo-se assim compara-los. Por exemplo, na aspersão do WC-Co, onde o WC, W_2C e a solução sólida Co-(W) não estão presentes no pó, mas são formados na camada (fig. 2.10) (Schwetzke e Krömmer, 1997).

A descarbonização é também dependente do tipo de pó empregado. O emprego de pós sinterizados ou fundidos retarda essa descabonização quando comparados aos aglomerados sinterizados. Isso se deve a menor área de contato das partículas com o oxigênio.

Pode-se ter uma noção do grau de transformação de fases pela perda de carbono ocorrido na transformação do material de pó virgem para aspergido. A análise química quantifica o carbono existente antes e após a aspersão. No caso de carbonetos, a quantidade de carbono é importante para a resistência ao desgaste das camadas (Schwetzke e Krömmer, 1997). A figura 2.11 mostra uma relação entre a taxa de desgaste e a perda de carbono para um pó de WC-17Co. A perda de carbono medida fica entre 20 e 60 % sem que haja grandes diferenças quanto aos valores de desgaste abrasivo quando comparadas pistolas de diferentes gerações. Para o uso da camada de WC-17Co protetora quanto ao desgaste, as conversões de fase devem permitir uma certa margem de tolerância. As camadas relacionadas na tabela 2.3 com uma perda de carbono entre 3 e 34 % e outras não relacionadas que chegam a 50% não se distinguem quanto à dureza, uma vez que a ocorrência do decréscimo da participação de WC é acompanhada de um acréscimo da dureza da matriz (Schwetzke e Kreye, 2000).

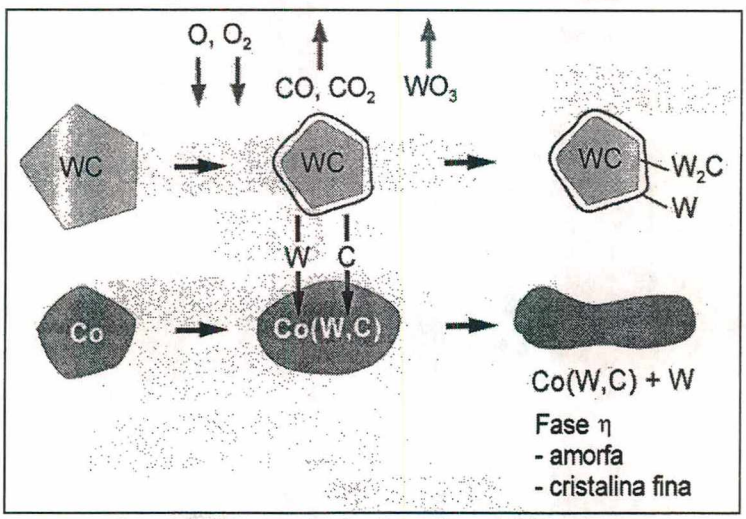


Figura 2.9 – Esquema da transformação de fase do pó WC-Co no processo de aspersão (Schwetzke e Kreye, 2000)

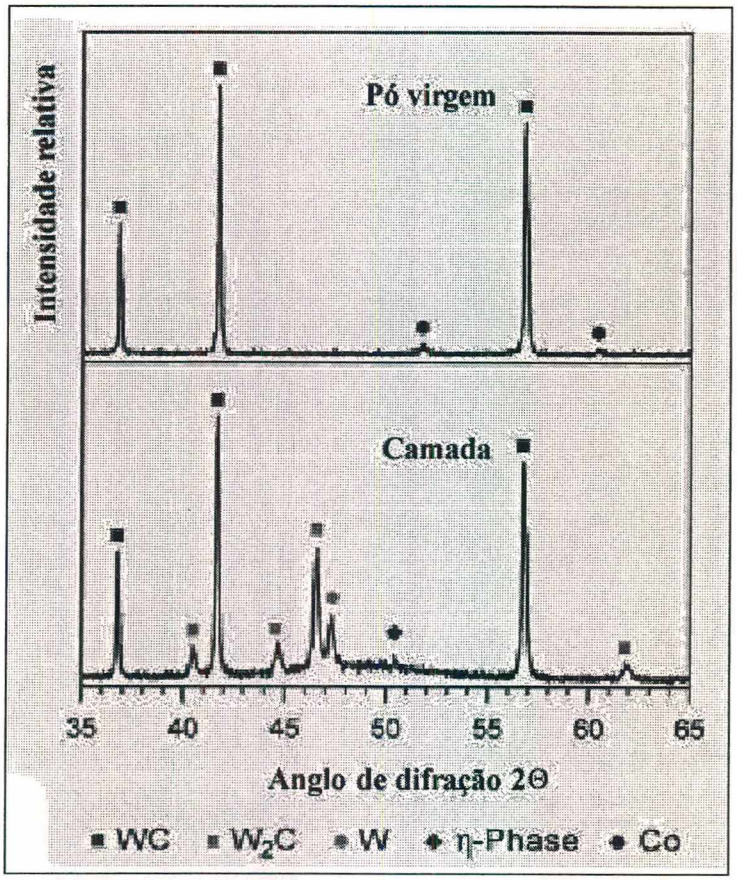


Figura 2.10 – Difração de raios-X utilizada para identificação das fases nos pós e camadas (Schwetzke e Krömmer, 1997)

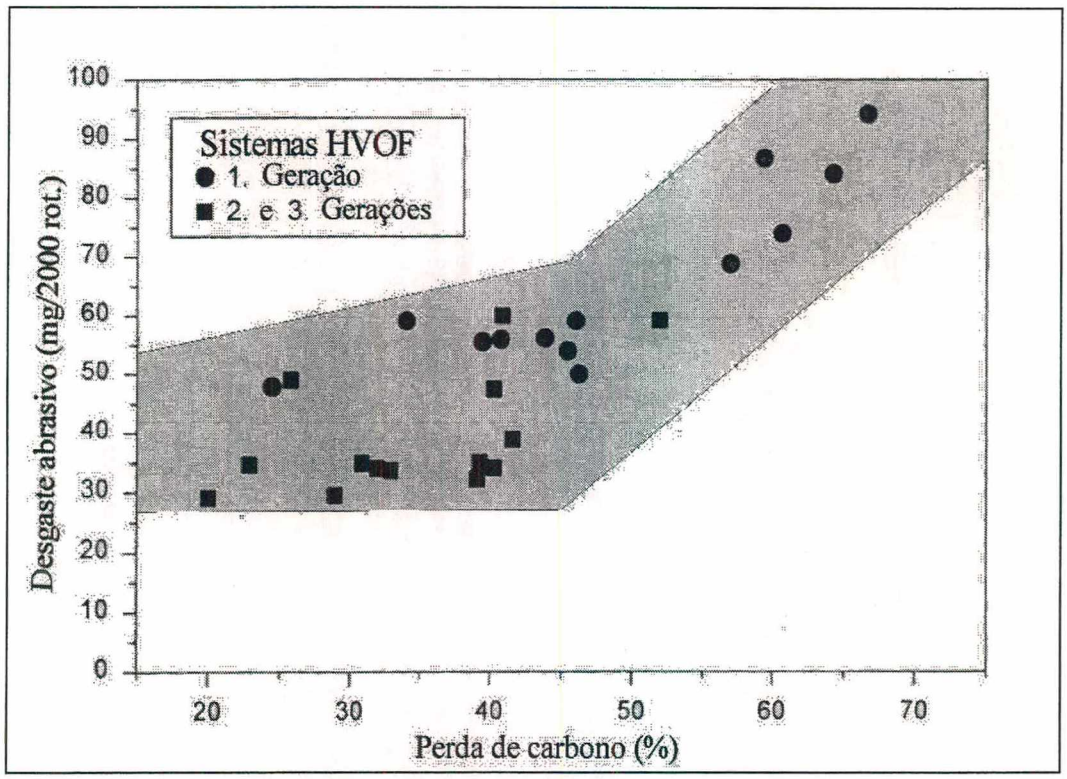


Figura 2.11 – Desgaste (norma ASTM) das camadas pelo consumo de carbono (Schwetzke e Kreye, 2000)

2.5 Parâmetros de aspersão

As propriedades das camadas dependem essencialmente da energia térmica e cinética transferida à partícula durante a aspersão. A prioridade na variação dos parâmetros é ajustar à temperatura da partícula ao passar pela chama para se obter um equilíbrio entre a sua fusão e a minimização da ativação térmica do material. A segunda prioridade é maximizar a velocidade das partículas para que seu choque contra o substrato aumente a densidade da camada e a sua adesão e coesão. O conhecimento da influência que cada parâmetro tem sobre a velocidade e temperatura ou aquecimento das partículas é a base principal para atingir ótimas condições de aspersão. Para uma combinação de pó aspergido e pistola, deve-se analisar a relação entre os principais parâmetros de aspersão (fluxo de combustível e oxigênio, relação oxigênio/combustível e fluxo de pó) para que sua regulagem resulte na otimização das propriedades especificas que a camada deve ter (Schwetzke e Krömmer, 1997).

As propriedades de camadas "duras", especificamente de carbonetos, estão relacionadas à densidade da camada, à adesão entre as partículas duras e de carbonetos em sua matriz, à distribuição dessas partículas pela matriz e às fases que compõem essa matriz. A densidade com que é formada a camada e a aderência entre partículas duras e substrato dependem da otimização da velocidade das partículas e temperatura no momento do impacto, para determinado material. A partícula deve possuir temperatura suficiente para se deformar no choque com o substrato, achatando-se em uma "panqueca" que tenha uma distribuição de área homogênea. Se a temperatura for menor do que a necessária, a partícula não se deformará o suficiente para eliminar a porosidade pré-existente no pó ou entre as partículas. Se a temperatura for maior, a partícula se espalhará além do necessário no momento do choque, podendo não aderir ao substrato ou criar uma fraca ligação com este. Para minimizar a ativação térmica e aumentar a aproximação entre as partículas na camada, procura-se utilizar altas velocidades de projeção (acima da velocidade do som nos sistemas HVOF); tendo-se assim uma partícula com baixa temperatura, mas que devido a velocidade que se choca tem energia cinética suficiente para se deformar, eliminando os poros e densificando a camada (Schwetzke e Krömmer, 1997).

Tecnicamente para se obter altas velocidades de projeção e uma energia térmica mínima, suficiente para que as partículas se deformem com uma determinada energia cinética no momento do choque, deve-se trabalhar com os fluxos máximos de oxigênio e combustível possíveis para determinado sistema HVOF, mantendo a relação oxigênio/combustível em uma chama oxidante. Taxas maiores de oxigênio na relação oxigênio/combustível (chama oxidante) conduzirão, porém, a uma indesejável oxidação e descarbonização das camadas, o que pode ser permitido desde que a perda de carbono ao ambiente fique entre 20 e 60 % (para

os "cermets"). Já relações oxigênio/combustível com menores taxas de oxigênio (chama redutora) levarão a uma menor velocidade de partícula, pela diminuição do fluxo de oxigênio, não garantindo a densidade das camadas. Essas relações redutoras também aproximam a chama de sua temperatura máxima, fazendo com que as partículas se aqueçam mais e tenham maior capacidade de se deformarem; mas com uma indesejável ativação térmica (Schwetzke e Krömmer, 1997). Por exemplo, para o combustível propano partindo da relação estequiométrica (chama neutra - 5,0) (tab. 2.1), uma relação de oxigênio/combustível com excesso de oxigênio (oxidante) diminui a temperatura da chama e aumenta o fluxo de gás total, elevando a velocidade do gás. Por outro lado uma relação de oxigênio/combustível com falta de oxigênio (redutora – 4,5) pode atingir a temperatura máxima na chama de 2828 °C (tab. 2.1), enquanto que diminui o fluxo de gás e por conseguinte a velocidade do gás.

O fluxo de pó entra após a regulagem dos fluxos de oxigênio e combustível de forma a se obter o máximo de deposição possível. Quanto maior a quantidade de material depositado, menor é o tempo de trabalho e menores são os custos. O fluxo de pó deve ser regulado para que a energia térmica utilizada possa aquecer adequadamente essa quantidade de material e que o fluxo de gases tenha energia suficiente para acelerar as partículas a velocidade desejada. Para um fluxo de pó acima do ideal, haverá pouca energia para fundir adequadamente as partículas de pó; enquanto que se o fluxo for menor a fusão do pó será excessiva e ocorrerá ativação térmica do material. A taxa de alimentação de pó tem seu ajuste ligado ao poder que o sistema HVOF possui de aquecimento; num sistema com um baixo fornecimento de energia deve-se utilizar um baixo fluxo de material (Schwetzke e Krömmer, 1997).

2.6 Ensaio de desgaste abrasivo

Os ensaios de desgaste abrasivo geralmente utilizados para testes com camadas duras feitas por aspersão térmica são o da roda de borracha ASTM G65 e o do disco de fricção JIS H8615. Como já citado nas tabelas 2.2 e 2.3 o ensaio ASTM produz resultados em uma ordem de grandeza muito maior que o da JIS, o que pode diferenciar melhor uma camada de outra. O ensaio JIS apresenta valores mais baixos e próximos entre uma camada e outra, tornando mais difícil a diferenciação. A descrição do ensaio ASTM é feita no item 3.3.2, sendo que o ensaio JIS funciona com uma roda de 12 mm x 50 mm ϕ onde é colocado um papel abrasivo # 320. Essa roda é pressionada com uma carga de 30 N contra a camada aspergida. Após uma translação de 30 mm de ida e volta ou duplo passe, a roda gira 0,9° e repete a translação. Depois de 400 duplo passes ou uma volta completa, troca-se a lixa (SiC) por uma nova e pesa-se a amostra. O total de perda de massa depois de 1200 duplo passes é considerado como valor de comparação para a resistência ao desgaste do material.

2.7 Esclerometria pendular

De acordo com Briscoe et al. (1999) esse ensaio tenta reproduzir a ação de uma única partícula no riscamento de um material e simular as condições de deformação nos processos de abrasão contendo micro-cortes ou micro-sulcos, que tem similaridade com o caso prático das ponteiras dos "risers" aqui tratados. Os resultados são avaliados pela energia específica (energia dissipada para arrancar uma unidade de massa de material no riscamento), pela aparência e profundidade que o risco apresenta. A esclerometria pendular possibilita obter um risco mais profundo quando comparado á esclerometria retilínea. Este ensaio ainda não é normatizado.

Não se conseguiu encontrar bibliografia aplicada a materiais tão duros como os aqui avaliados e nem para esses tipos de camadas aspergidas. As referencias encontradas são geralmente estudos sobre aços e polímeros. Pode-se ver na figura 2.12, para diferentes tipos de aços (tab. 2.5), as curvas representando a energia específica "versus" a perda de massa. Para diferentes durezas (representadas pelo limite de resistência) tem-se boa separação das curvas; mostrando a superioridade dos aços mais duros. As curvas superiores para os aços HSLA, ferramenta e Hadfield apresentam maior energia especifica, o que representa que no momento do desgaste, para que haja arrancamento de material, deve-se gastar mais energia por unidade de massa.

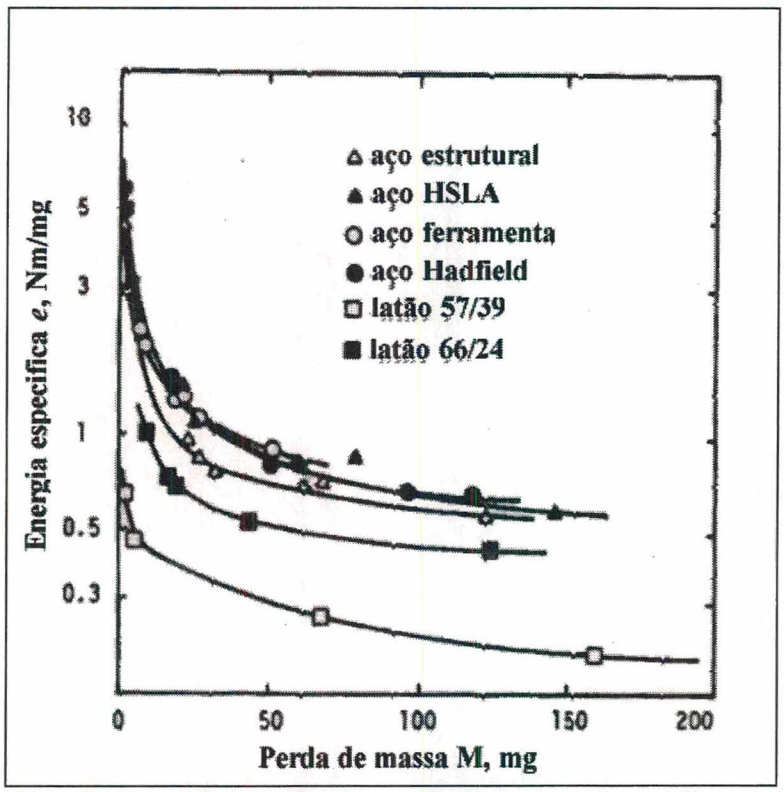


Figura 2.12 – Energia especifica e = E/M x perda de massa M para diversos tipos de aços (Bryggman, 1980)

Tabela 2.5 – Características dos aços ensaiados (Bryggman, 1980)

Material	Tensão Nmm^{-2}	Estrutura	Resistência à abrasão presumida
Aço estrutural	2000	ferritica/perlitica	Média
Aço HSLA	5100	martensitica não temperada	Alta
Aço ferramenta	7400	martensitica temperada	Alta
Aço Hadfield	3750	austenitica	Alta
Latão 3% Pb, 57/39	1500	latão α–β	Baixa
Latão Al, Mn, Fe, 66/24	1800	latão α–β	Baixa

2.8 Preparação metalográfica

A preparação metalográfica é o primeiro passo para estudar a microestrutura da camada. Deve-se ter precaução para não danificar revestimentos que exigem técnicas especiais de preparação.

A primeira etapa está no corte da seção transversal dos corpos de prova (Cp). A amostra deve ser cortada num equipamento com disco abrasivo e suficiente refrigeração para que não haja aquecimento do Cp; com o mínimo de avanço possível e uma força não muito grande, para não deformar ou trincar a camada. A força aplicada no corte e o avanço são geralmente manuais e dependem do operador do equipamento; assim a regulagem desses parâmetros deve ser feita no processo de corte e análise da microestrutura da camada. O surgimento de trincas, a não repetibilidade das características das amostras ou a não correspondência com revestimentos encontrados na literatura deve levar a uma avaliação e nova preparação do Cp. Outro problema nesta fase é o desplacamento do revestimento devido ao corte da peça na direção errada. A direção sempre deve ser do revestimento para o substrato (fig. 2.13) (Schwetzke e Krömmer, 1997).

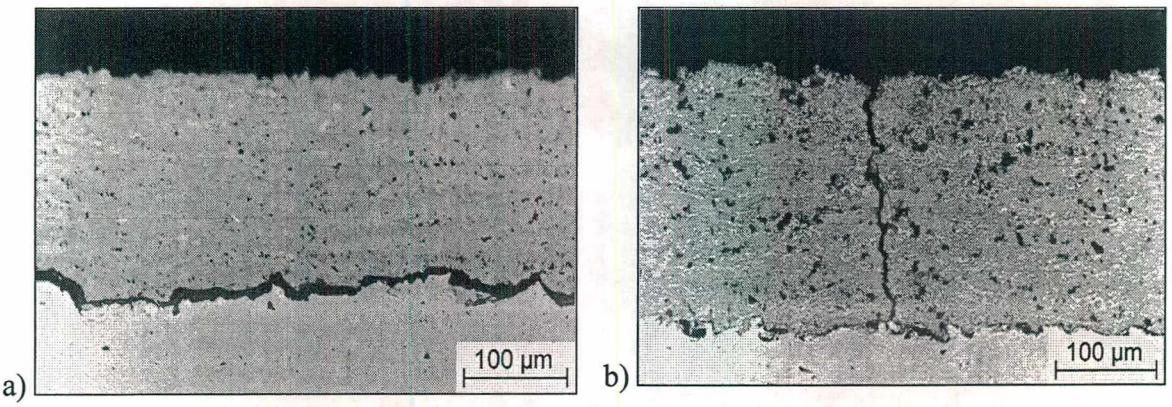
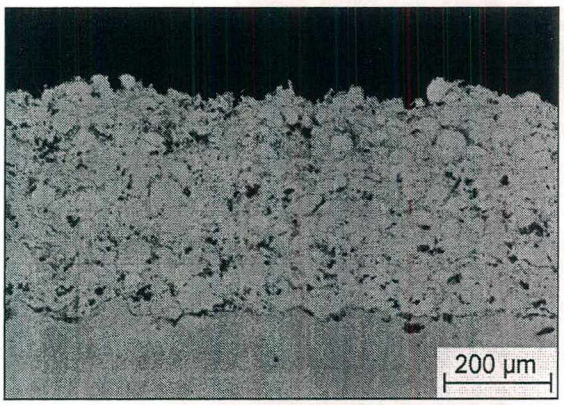


Figura 2.13 – Erros ocorridos durante a preparação de amostra para investigação microestrutural: a) Destacamento de camada devido a direção errada de corte (Mo), b) Trinca na camada causada pelo alto avanço de corte (WC-Co) (Schwetzke e Krömmer, 1997)

As amostras devem ser embutidas usando-se um processo a quente ou a frio. Para a maioria das camadas duras os processos a quente são usados. Se as amostras são sensíveis à pressão ou temperatura, como é o caso do alumínio, é recomendado um processo a frio. Para distinguir entre poros originais e os criados durante o embutimento, a impregnação desses vazios com um pigmento epóxi pode ser empregado antes de preparação do embutimento. O epóxi enche e estabiliza a microestrutura original.

No próximo passo, de lixamento e polimento, deve-se ter muito cuidado ao se especificar o tempo e pressão usados para cada tipo de camada. A influência destes parâmetros pode modificar as características originais da microestrutura da camada. Tempo excessivo de polimento pode fechar os poros e esconder a verdadeira microestrutura. Enquanto que pressão excessiva pode soltar e arrancar da camada alguns carbonetos e assim mascarar a porosidade (fig. 2.14) (Schwetzke e Krömmer, 1997).

a) 

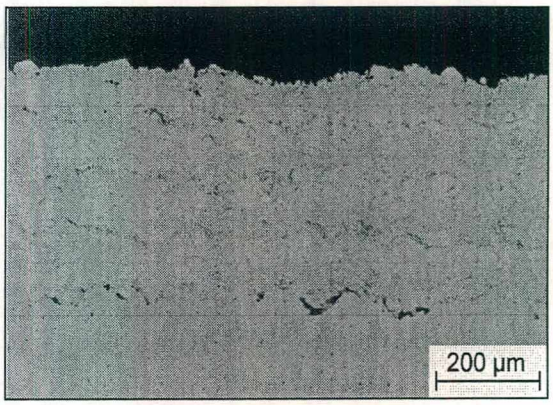
b) 

Figura 2.14 – Aumento da porosidade devido a erro durante a preparação da amostra (aço inox 316L): a) Arrancamento devido à pressão excessiva durante lixamento e polimento, b) Mesma camada depois da pressão e tempo de lixamento e polimento serem reduzidas (Schwetzke e Krömmer, 1997)

CAPÍTULO 3 - PROCEDIMENTOS E MATERIAIS

3.1 Aspersão térmica

3.1.1 Seleção e especificação dos pós

Segundo recomendações da literatura citada no item 2.3, quanto aos requisitos de resistência ao desgaste, foram escolhidos os pós que podem ser vistos na tab. 3.1 pela composição, modo de fabricação, fabricante, nome comercial e granulometria. São materiais importados, comumente empregados pelas firmas aplicadoras do mercado brasileiro. Devido ao fato das ponteiras sofrerem impactos ao serem montadas, optou-se por utilizar pós com porcentagens maiores de matriz metálica (relativamente tenaz e dúctil), como para o WC-17Co com 17% do peso em cobalto. Seria desejável uma granulometria de no máximo 45 μm, como recomenda a literatura (Schwetzke e Kreye 2000); mas apesar disso, pela não disponibilidade junto aos fabricantes Sulzer Metco e Tafa, utilizou-se três dos pós com granulometria máxima de 53 μm.

O pó WC-17Co foi tomado como material de referência, pois é mundialmente aplicado, existindo vasto conhecimento de suas características e excelente desempenho contra o desgaste abrasivo; além de já ter sido aplicado com a maior parte dos sistemas de aspersão HVOF. O WC-10Co-4Cr está na mesma faixa de resistência ao desgaste (tab. 2.3), apresentando camadas um pouco mais porosas e com melhor resistência à corrosão. Ainda no grupo dos "cermets", o Cr_3C_2-25(Ni 20Cr) foi selecionado pela sua resistência à corrosão e por formar uma camada com maior tenacidade/ductilidade, que tem menor dureza.

Para comparar os resultados, quanto ao material, com uma das atuais especificações utilizadas pela Petrobrás (Colmonoy 88), um similar da empresa Tafa foi selecionado (Ni 17,3W 15Cr 4Si 3,5Fe 3B 0,8C).

Como um material recomendado por uma das empresas aplicadoras, também se utilizou a mistura de metal-duro com uma liga autofluxante de níquel (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3.5Fe 2Si 2B 0.5C, que é fabricado pela Sulzer Metco por um menor custo. Sua composição em peso é de 50% de um pó aglomerado sinterizado WC 12Co mais 50% de um atomizado de Ni 18Cr 7Fe 4Si 2B 1C.

A morfologia dos pós, assim como a composição e a distribuição de fases foram previamente investigadas pela análise ao MEV, difração de raios-X e teor de carbono. Após passarem pela chama das pistolas, os pós foram analisados quanto ao seu grau de fusão e transformações de fase, a partir da coleta dos mesmos aspergidos/solidificados dentro d'água

(descrição no item 3.1.3). Tal experimento demonstra o grau de fusão das partículas após passar pela pistola, solidificando-as separadamente para sua analise.

Tabela 3.1 – Pós utilizados de acordo com o tipo de fabricação, constituintes e fabricantes

Fabricação	Materiais				
	WC-17Co	WC-10Co-4Cr	Cr_3C_2-25(Ni 20Cr)	Ni 17.3W 15Cr4Si 3.5Fe3B 0.8C	(WC-12Co) 33Ni 9Cr 3.5 Fe 2Si 2B 0.5C
Aglomerado sinterizado	---	Sulzer Metco (SulzerMetco 5847) -53+11μm	---	---	---
Aspergido sinterizado	Tafa (1343VM) -45+15μm Sulzer Metco (Diamalloy2005NS) -53+11μm	Tafa (1350VM) -45+15μm	Tafa (1375VM) -45+15μm	---	---
Atomizado	---	---	---	Tafa (1276F) -53+20μm	---
Misturado	---	---	Sulzer Metco (Diamalloy 3004) -45+5.5μm	---	Sulzer Metco (Diamalloy 2002) -45+11μm

3.1.2 Sistemas de aspersão e parâmetros de processo

As pistolas HVOF utilizadas foram: JP 5000 (fig. 2.6, pág. 12) do fabricante Tafa e DJ 2700 (fig. 2.5) de fabricação da Sulzer Metco. Todas as aspersões foram feitas em duas firmas localizadas em Curitiba-PR.

Nos sistemas individuais empregaram-se as pistolas, os bicos, blocos de mistura de gás e alimentação de pó recomendados pelo fabricante. As especificações dos sistemas HVOF utilizados são descritas a seguir:

Pistola DJ 2700

- Equipamento para alimentação de pó: DJP 640
- "Dist. Plug": DJ2-9
- "NozzleAssem.": DJ7-9
- "Powder injector": DJ8-9
- "Air CAP": DJ2701
- Pressão de N_2 = 12 bar para suprimento e 10,3 bar para o calibrador na DJP

Pistola JP 5000

- Controlador de pó modelo # 2300 Praxair

Pode-se ver nas tabelas 3.2 e 3.3 os parâmetros de aspersão indicados pelos fabricantes das pistolas. Nas aspersões com a pistola JP 5000 não houve problemas para se chegar às especificações da Tafa. As regulagens são diferentes para cada tipo de pó.

Por outro lado, os parâmetros previstos para a pistola DJ 2700 não puderam ser obtidos. A Sulzer Metco usa os mesmos parâmetros para grupos de materiais, sendo que os quatro pós aqui selecionados são aplicados nas mesmas condições. Os fluxos de oxigênio e propano não alcançaram os valores indicados pela Sulzer Metco (4,1 m^3/h e 15,9 m^3/h), ficando em 3,7 m^3/h para o propano e 12,9 m^3/h para o oxigênio, apesar da total abertura das válvulas. Quanto ao fluxo de pó do material a ser aspergido, pela literatura (Kreye, 1997 e 1998) deve-se regular para a pistola DJ 2700 de 60 a 80 g/min, enquanto que pelos parâmetros do fabricante (reportam Sulzer Metco 3004, 2005 e 5847) deve-se utilizar entre 38 e 115 g/min, dependendo da aplicação do revestimento. Objetivando uma maior taxa de deposição, optou-se pelo valor de 76 g/min (ou 10 lb/h).

A impossibilidade de se conseguir fluxos adequados de propano e oxigênio, na primeira série de aspersões, conduziu ao aumento do numero de cilindros de propano (visando um aumento de fluxo), na segunda série de aspersão. Mesmo assim, na segunda série, os fluxos de propano e oxigênio (3,9 e 13,6 m^3/h) foram ainda inferiores ao recomendado pela Sulzer Metco. Nessas condições, tomando o pó padrão WC-17Co, foram aspergidos corpos de prova com três fluxos de pó para se determinar qual seria mais apropriado para os parâmetros da segunda série. Os fluxos foram de 76, 40 e 38 g/min. Finalmente o fluxo ficou em 38 g/min para todos os pós aplicados pela pistola DJ 2700.

Tabela 3.2 – Parâmetros de aspersão para sistemas HVOF - JP 5000, Tafa

Parâmetros de aspersão térmica		**T1**	**T2**	**T3**	**T4**
Fluxo	Querosene, l/h (l/min)	22,7 (0,38)			
	O_2, m^3/h (l/min)	56,6 (944)	52,4 (873)	52,4 (873)	41,1 (684)
Pressão	Querosene, bar (psi)	8,6 (125)	8,3 (120)	8,3 (120)	7,2 (104)
	O_2, bar (psi)	9,8 (143)	9,4 (136)	8,9 (129)	7,7 (112)
Razão	O_2/Querosene*	4,1	3,8	3,8	2,9
Alimentação de pó	Fluxo de N_2, m^3/h (l/min)	0,64 (10,6)	0,65 (10,8)	0,60 (10)	0,60 (10)
	Ar de vibração, bar (psi)	0,56 (8,2)			
	Fluxo de pó, g/min (lb/h)	76 (10)	98 (13)	58 (7,7)	76 (10)
	Comprimento de bico, mm	203	203	102	102
	Velocidade transversal da pistola, mm/s	280			
	Distância de aspersão, mm	350			

Tabela 3.3 – Parâmetros de aspersão para sistemas HVOF - DJ 2700,Sulzer Metco

Parâmetros de aspersão térmica		**Sulzer Metco**	**UFSC 1ª série**	**UFSC 2ª série**
Fluxo	Propano, m^3/h (l/min)	4,1 (68)	3,7 (61)	3,9 (65)
	O_2, m^3/h (l/min)	15,9 (265)	12,9 (215)	13,6 (267)
	Ar comprimido, m^3/h (l/min)	22,5 (376)		
Pressão	Propano, bar (psi)	6,2 (90)	5,6 (81,2)	6,2 (90)
	O_2, bar (psi)	10,3 (149,4)		
	Ar comprimido, bar (psi)	6,9 (100)		
Razão	O_2/ Propano *	5	4,7	4,6
Leitura no fluxômetro	Propano, F.M.R.	38	34	36
	O_2, F.M.R.	42	34	36
	Ar comprimido, F.M.R.	48		
Alimentação de pó	Fluxo de N_2, m^3/h (l/min)	0,75 (12,5)		
	Fluxo de N_2, F.M.R.	55		
	Ar de vibração, bar (psi)	1,4 (20,3)		
	Fluxo de pó, g/min (lb/h)	38 (5)	76 (10)	38 (5)
	Velocidade Transversal da pistola, mm/s	150		
	Distância de aspersão, mm	230		

* considerando o O_2 contido no ar comprimido

3.1.3 Corpos de prova para caracterização da camada e ensaios mecânicos

Os pós foram aspergidos em corpos de prova na forma de chapas e barras de aço ABNT 1020, tendo os revestimentos uma espessura de 200 a 300 μm. A preparação do substrato para receber as camadas foi feita pelo jateamento de Al_2O_3, grana 30 com uma pressão de 80 Psi e distância de 100 mm. Chapas nas dimensões de 70 x 70 x 6 mm destinaram-se a metalografia, microdureza (seção transversal da camada) e ensaio de desgaste (superfície). Foram feitas pelo menos duas metalografias de cada revestimento, obtendo-se também suas microdurezas; os ensaios de desgaste utilizaram no mínimo três Cps. Barras com seção de 10 x 10 mm e 60 mm de comprimento foram aspergidas em uma das faces para ensaios de riscamento. Dois Cps foram riscados três vezes cada e um sofreu riscamento cruzado, para cada tipo de revestimento. Para a aspersão eles eram fixados num porta Cp, que pode ser visto no apêndice 2. Eram feitas cinco chapas e cinco tarugos por aspersão.

O recolhimento dos pós após a passagem pela pistola seguiu-se ao término de cada aspersão de chapas e barra. Interceptavam-se as partículas em água, colocada num balde de aço inox, a uma distância perpendicular de 800 a 1000 mm.

A tabela 3.4 mostra a nomenclatura adotada para os Cps. Os pós da empresa Sulzer Metco são identificados pela letra M, sendo aspergidos com a pistola DJ 2700 e os da Tafa, identificados por T, aspergidos com a pistola JP 5000.

Tabela 3.4 – Nomenclatura dos oito tipos de pós utilizados

Corpos de prova	Materiais	Tipo de fabricação	Granulometria	Códigos do fabricante
T1	WC-17Co	Aspegido sinterizado	-45+15 μm	1343VM
T2	WC-10Co-4Cr	Aspergido sinterizado	-45+15 μm	1350VM
T3	Cr_3C_2-25(Ni 20Cr)	Aspergido sinterizado	-45+15 μm	1375VM
T4	Ni 17,3W 15Cr 4Si 3,5Fe 3B 0,8C	Atomizado	-53+20 μm	1276F
M1	WC-17Co	Aspergido sinterizado	-53+11 μm	Diamalloy 2005NS
M2	WC-10Co-4Cr	Aglomerado Sinterizado	-53+11 μm	Sulzer Metco 5847
M3	Cr_3C_2-25(Ni 20Cr)	Misturado	-45+5,5 μm	Diamalloy 3004
M4	(WC 12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C	Misturado	-45+11 μm	Diamalloy 2002

3.2 Análise da morfologia e microestrutura dos pós e das camadas

A analise dos pós, tanto virgem como após a passagem pelas pistolas, foi feita através do seu embutimento em resina Epofix – Struers (resina epóxi para embutimento e impregnação a frio) com endurecedor Epofix.

As chapas foram cortadas em pequenas amostras num equipamento Arotec Cor-40 com disco abrasivo Metalprisma MPZ e rotação 3420 rpm. A força e avanço foram regulados com base no que foi dito no item 2.8. As amostras foram embutidas em uma lamina de baquelite de alta dureza (Isofast-verde) e completada com baquelite de menor dureza (Multifast-preta). Os parâmetros para esse embutimento no equipamento Arotec Pré-30S foram:

- Força: 10 KN
- Temperatura: 170°C
- Aquecimento: 15 min
- Resfriamento: 15 min

A metalografia dessas amostras foi feita em suas seções transversais por uma politriz semi-automática Struers Roto, com capacidade parar seis corpos de prova.

Os procedimentos para o lixamento e polimento das seções transversais das amostras e dos pós podem ser vistos nas tabelas 3.5 e 3.6 respectivamente.

Tabela 3.5 – Parâmetros de preparação metalográfica das amostras

	Granulometria	Tempo	Velocidade de Rotação (rpm)	Força (N)	Lubrificante
Papel de SiC	# 120	Aplainar	150	200	H_2O
Papel de SiC	# 240	40 s	150	200	H_2O
DP-Pan	6 μm	4 min.	150	150	Azul
DP-Pan	3 μm	3 min.	150	120	Azul
DP-Nap	1 μm	3 min.	150	120	Azul

Tabela 3.6 – Parâmetros de preparação metalográfica para os pós

	Granulometria	Tempo	Velocidade de Rotação (rpm)	Força (N)	Lubrificante
Papel de SiC	# 120	Aplainar	300	150	H_2O
Papel de SiC	# 320	40 s	300	150	H_2O
Papel de SiC	# 500	30 s	300	120	H_2O
Papel de SiC	# 1000	30 s	300	60	H_2O
DP-Pan	6 μm	1 min.	150	120	Azul
DP-Pan	3 μm	1 min.	150	120	Azul
DP-Nap	1 μm	1 min.	150	120	Azul

3.2.1 Microscopia ótica e eletrônica de varredura

A estrutura das camadas foi analisada por microscopia ótica num equipamento Olympus BX60M. Isso permite avaliar o grau de porosidade, trincas, características da interface camada/substrato e distribuição de carbonetos. A porosidade foi avaliada de modo qualitativo, pela comparação entre os diversos revestimentos obtidos.

As camadas, assim como os pós, foram analisadas num MEV da marca Phillips, modelo XL-30. Analisou-se a morfologia das partículas de pó, antes e após a aspersão, com relação ao seu grau de fusão. Através do detector "back scattering electron" elementos de várias fases puderam ser diferenciados de acordo com sua densidade e numero atômico, nas seções transversais dos pós e camadas. Também a topografia das camadas que passaram pelo ensaio de desgaste abrasivo e de esclerometria foi caracterizada.

3.2.2 Análise de difração de raios-X

A análise das fases da estrutura das camadas e dos pós virgens foi feita por difração de raios-X em um difratometro Miniflex Rigaku. Todas as amostras foram investigadas, tanto pós como camadas, para se observar as mudanças de fase ocorridas no processo. Empregou-se radiação Cu-Kα com um comprimento de onda de 1,5418 Å. O tubo de raios-X trabalhou com uma tensão de 30 kV e uma corrente de aquecimento de 15 mA. O difratograma foi registrado entre 2θ - 35 até 65° com passos 0,05° com um tempo de medição de 1s.

3.2.3 Determinação do teor de carbono

Procedeu-se a análise do teor de carbono contido nos diferentes pós virgens e após aspergidos junto ao Lactec em Curitiba. A análise consiste em um processo de queima, em um analisador carbono/enxofre da empresa Stöhlein, modelo CS-MAT 6250. A queima do carbono ocorre em um forno de alta freqüência, numa tigela cerâmica em meio a uma corrente de oxigênio. As quantidades de CO_2 originadas são determinadas em um detector de infravermelho através da perda por absorção de determinados comprimentos de onda, calculando-se, desse modo, o teor de carbono contido na amostra.

3.3 Avaliação da dureza e resistência ao desgaste

3.3.1 Medição da dureza da camada

A medição da dureza das camadas foi feita ao longo de sua seção transversal (fig. 2.13) preparada para metalografia, de acordo com a norma DIN 50133 com um diamante Vickers na carga de 2,94 N (HV 0,3) em um equipamento Shimadzu HMV. Como as camadas podem mostrar uma distribuição de fases não homogênea ou porosidade excessiva, o que influencia na medida de dureza individual, foram feitas dez medições em cada amostra. Se o desvio padrão das medidas de uma amostra for maior que 15%, isso pode indicar uma distribuição de fases não homogênea ou um alto grau de porosidade, então todas as dez medições devem ser refeitas (Schwetzke e Kreye, 2000). A figura 3.1 mostra uma indentação do penetrador Vickers, que atinge tanto os carbonetos (em cinza) quanto a matriz.

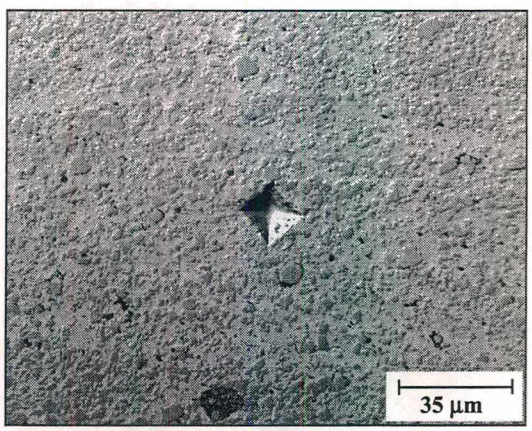


Figura 3.1 – Indentação de microdureza feita na seção transversal (MO) de uma camada de WC-Co aplicada por HVOF, 1000x

3.3.2 Teste de desgaste abrasivo

A medição do desgaste nas camadas foi feita de acordo com a norma ASTM G65-01 em um equipamento de desgaste abrasivo construído na Universidade Federal de Uberlândia (UFU) pelo Laboratório de Tribologia e Materiais. O ensaio ASTM constitui-se de uma roda

de aço com uma camada de borracha com dureza 60 Shore A, como pode ser visto no esquema da figura 3.2. O equipamento consiste de uma roda que fica em contato com a superfície aspergida do corpo de prova. Entre os dois corpos escoa um material abrasivo, de areia de quartzo, ao mesmo tempo em que se aplica uma pressão no corpo de prova contra a roda. A força deve ser de 130 N atuando normalmente ao corpo de prova, o qual se desgasta pela ação do abrasivo que se incrusta momentaneamente na borracha e é forçado a arrancar material da camada ao passar entre as duas superfícies. O disco gira com uma velocidade de 200 rpm, totalizando 2000 rotações. Suas dimensões são controladas teste a teste. O material abrasivo (areia) deve ter grana 70, mas esta não é encontrada no país em grande escala e normatizada. Assim utilizou-se um abrasivo fornecido pelo IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas) de grana 50.

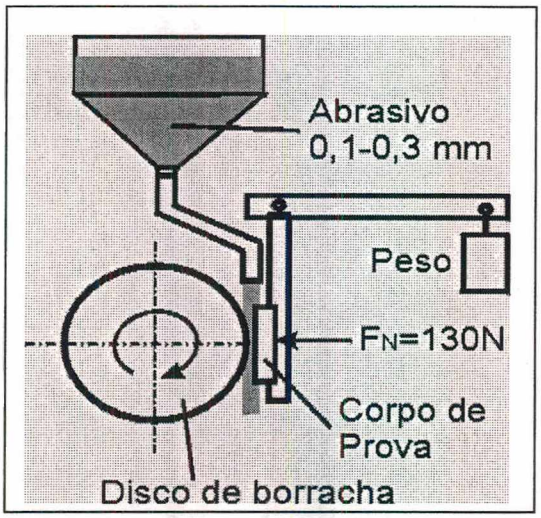


Figura 3.2 – Disco de borracha usado de acordo com a norma ASTM G65-01

3.3.3 Teste de esclerometria pendular

O ensaio de esclerometria pendular foi feito em um equipamento construído na Universidade Federal de Uberlândia pelo Laboratório de Tribologia e Materiais. A figura 3.3 mostra um esquema do ensaio. Uma ferramenta é fixada na extremidade de um pendulo, o qual é solto com $V_o = 0$ de uma determinada posição. A ferramenta risca a amostra dissipando energia, alcançando apenas parte da altura inicial (similarmente a um ensaio de impacto Charpy). Pelo equipamento utilizado na UFU pode-se obter a energia dissipada, em joules, diretamente em um indicador digital.

Para diminuir ao máximo a velocidade com a qual a ferramenta passava pela camada e ao mesmo tempo ter energia suficiente para que a ferramenta penetradora não parasse na

amostra, colocou-se o pendulo em uma posição inicial de ângulo $\varphi_o = 45^o$. Essa posição permitia que a velocidade tangencial de riscamento ficasse em 1,9 m/s.

Foi usada uma ferramenta (Apêndice 1 e fig. 3.4) de nitreto de boro cúbico (CBN) (~4000HV0,3), pois o material a ser riscado tinha uma dureza bastante alta. Ela possuía uma base quadrada de 0,4 mm de lado, com um ângulo de ataque de -45° e um ângulo de saída de 15°; sendo que as laterais possuíam ângulo de 60°. Essas dimensões tentavam reproduzir as larguras de riscos, observadas em visitas a plataformas "off-shore", e de discussões sobre o mecanismo de riscamento que agia no encaixe das conexões. O ângulo de ataque compressivo reproduzido na ferramenta (45°) é menor que o ângulo existente nos chanfros (75°) tanto das ponteiras quanto das caixas, que são responsáveis pelos riscos, assim as camadas testadas tiveram uma maior solicitação quanto à resistência ao seu corte. Para tentar simular também o acabamento encontrado em ponteiras, as camadas aspergidas foram retificadas ficando com uma rugosidade Ra entre 0,1 e 0,7 μm.

Inicialmente foram feitos riscos individuais em amostras de alumínio para o levantamento do procedimento de ensaio. Testando-se depois as camadas aspergidas. Os Cps eram fixados e se regulava uma profundidade de riscamento máxima de 200μm para simular a profundidade encontrada em riscos em ponteiras de "risers". Para simular condições mais extremas e avaliar a resistência da camada aspergida ao desplacamento (fraca aderência), foram feitos riscos sobrepostos com um pequeno ângulo entre suas direções.

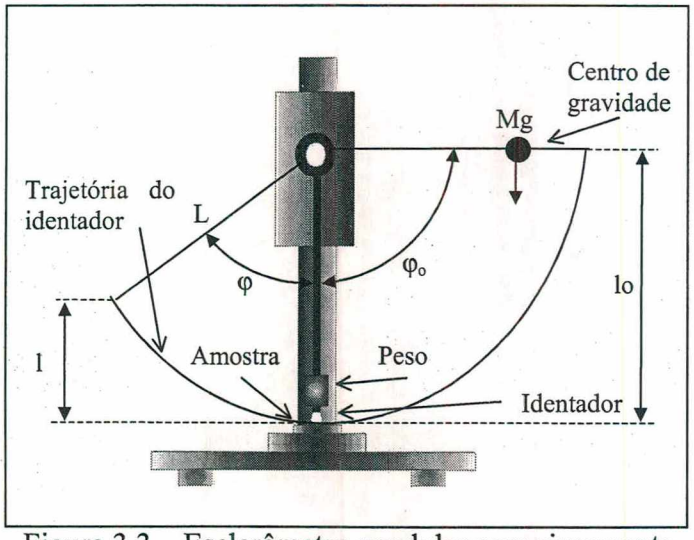


Figura 3.3 – Esclerômetro pendular para riscamento de amostras (Briscoe et al., 1999)

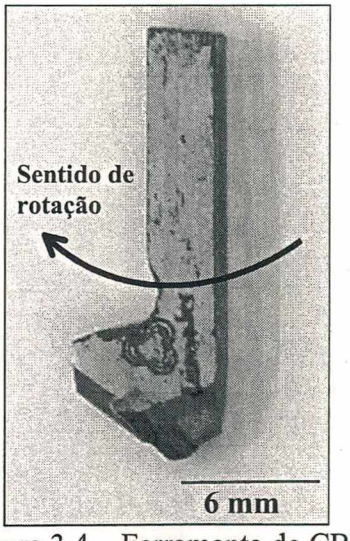


Figura 3.4 – Ferramenta de CBN utilizada na esclerometria

CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização dos pós de aspersão no estado virgem

A morfologia e microestrutura dos pós vistas a partir do MEV são ilustradas nas figuras 4.1 e 4.2. Tem-se na coluna esquerda a morfologia e na coluna direita a micrografia da seção transversal das partículas.

Os pós aspergidos sinterizados T1, M1, T2 e T3 apresentam forma aproximadamente esférica formada pela aglomeração de pequenas partículas de carbonetos com de metal. A rugosidade superficial dos pós T1, M1 e T2 se deve ao molhamento do metal nas partículas de carboneto ser pequeno na sinterização, não perdendo seu formato de aglomerado. Em T3 essa sinterização se mostra maior pelo maior molhamento visível. A aglomeração é feita e o material é então aspergido para formar as partículas arredondadas. Essa aspersão forma uma porosidade interna que aflora na superfície da partícula. O modo de fabricação aglomerado sinterizado utilizado para o pó M2 produz partículas também esféricas. A porosidade central é menor quando comparada com os pós aspergidos sinterizados, pois os carbonetos não tendem a se concentrar na superfície da partícula.

A mistura de carbonetos de cromo com NiCr na fabricação de M3 forma um pó com partículas densas e uma forma indefinida que prejudica a escoabilidade do material. Essa mistura pode acarretar uma segregação entre carboneto e metal, prejudicial à camada.

O atomizado T4 é esférico, aparentemente sem poros e com uma superfície lisa, por estar no estado liquido antes da sua solidificação. O pó misturado M4 mescla a morfologia do modo de fabricação aglomerado sinterizado (partículas de WC-12Co) com o atomizado (partículas de NiCrFeBSiC). Isso facilita a formação de novas composições de materiais e mistura o modo como a partícula se deformará no impacto na formação da camada.

Na seção transversal dos pós pode-se ver a distribuição entre o metal e as partículas duras, assim como seu formato, tamanho e distribuição. Os carbonetos WC (no caso dos pós T1, M1, T2, M2 e M4) e partículas duras (Kreye et al. 1994) (T4) numa tonalidade clara, inseridos numa matriz metálica (como Co ou Co-Cr), mais acinzentadas. O carboneto de cromo Cr_3C_2 (em T3 e M3) contrariamente apresenta-se mais acinzentado e a matriz de NiCr, mais clara. Nas micrografias das seções transversais dos pós, vê-se que o modo de fabricação aspergido sinterizado e aglomerado sinterizado produz uma distribuição uniforme entre a matriz e os carbonetos, mantendo a homogeneidade entre os materiais. Já em M3 a mistura de dois componentes possibilita uma heterogeneidade entre os materiais.

Os carbonetos dos pós T1, M1, T2, M2, M3 e M4 apresentam-se com dimensões entre 2 e 4 μm, sendo os de T3 um pouco maiores com 5 a 6 μm. As partículas duras formadas em T4 no momento de sua fabricação são as de menor tamanho, 1 μm.

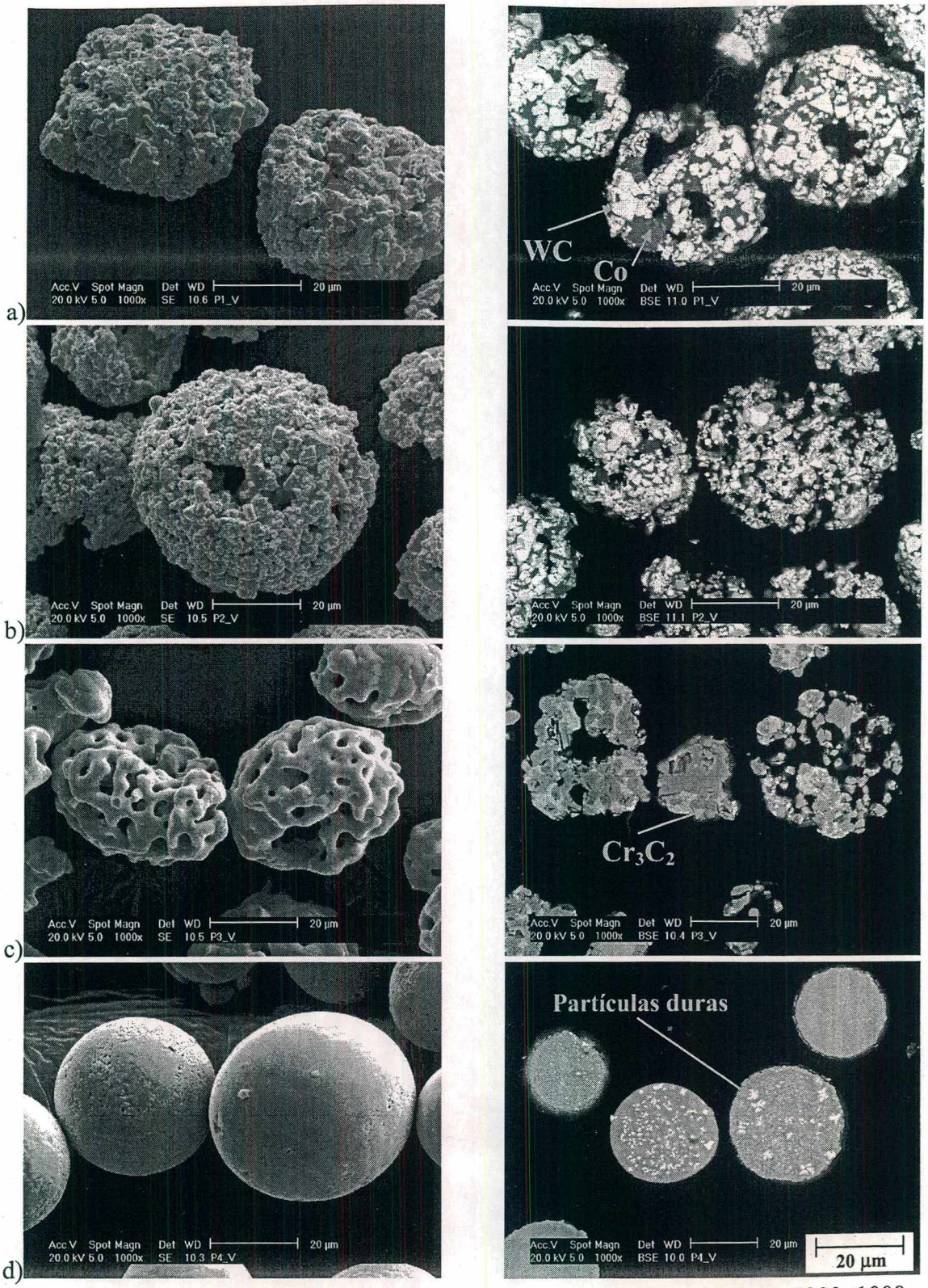


Figura 4.1 – Morfologia e a microestrutura dos pós empregados na pistola JP 5000; 1000x

a) T1, WC-17Co, -45+15 µm, aspergido sinterizado

b) T2, WC-10Co-4Cr, -45+15 µm, aspergido sinterizado

c) T3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+15 µm, aspergido sinterizado

d) T4, Ni 17.3W 15Cr 4Si 3.5Fe 3B 0.8C, -53+20 µm, atomizado

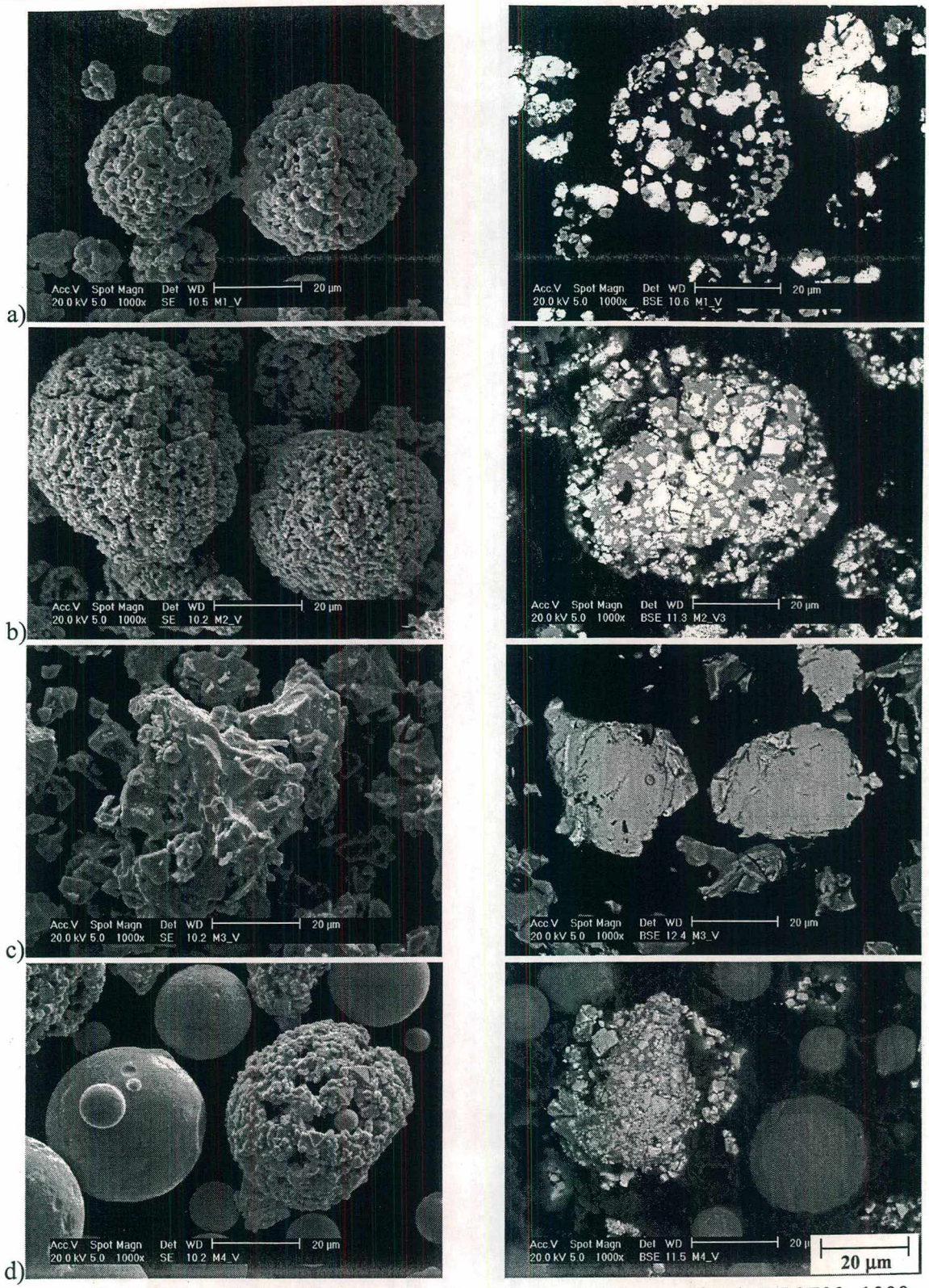


Figura 4.2 – Morfologia e a microestrutura dos pós empregados na pistola DJ 2700; 1000x

a) M1, WC-17Co, -53+11 µm, aspergido sinterizado

b) M2, WC-10Co-4Cr, -53+11 µm, aglomerado sinterizado

c) M3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+5.5 µm, misturado

d) M4, (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C, -45+11 µm, misturado

4.2 Caracterização das camadas

4.2.1 Revestimentos aplicados com a Pistola DJ 2700

Primeira série de aspersões

Os pós do fabricante Sulzer Metco aspergidos com a pistola DJ 2700 na 1ª série de aspersão, com os parâmetros da tabela 3.3, produziram as camadas mostradas na figura 4.3. A porosidade fica acima do reportado em outros trabalhos da literatura (fig. 1.12), sendo este nível de porosidade inaceitável. Quanto à distribuição dos carbonetos, as camadas M1 e M2 apresentam-se homogêneas e cobrindo a maior parte da área, apesar da porosidade. Já em M3 e M4 tal fato não ocorre, têm-se grandes ilhas de NiCr (áreas brancas) entre carbonetos. Na camada M4, devido à pequena porcentagem de carbonetos (44% em peso) e boretos, esses se encontram homogêneos, mas muito dispersos.

Os pós recolhidos após a aspersão em água mostram que não houve fusão das partículas maiores, provavelmente por terem granulometria acima de 45 μm para M1 e M2. Na figura 4.4 verifica-se que em relação aos pós virgens (fig. 4.2), apenas as partículas menores é que se fundiram, tornando-se mais arredondadas e tendo sua porosidade diminuída ou eliminada. Houve também a aglomeração de partículas em grandes blocos, como para os pós M1 e M2 (fig. 4.4a e b). O pó M3 teve uma pequena fusão em suas arestas e um arredondamento, mas não da partícula toda como era esperado. Ele ainda mantém reentrâncias que podem causar porosidade. Tem-se fusão em M4, como pode-se ver pela mudança do formato das partículas de WC-12Co (fig. 4.4d).

A porosidade nas camadas obtidas na primeira série de aspersões ocorreu devido ao baixo fluxo de propano e oxigênio. A energia produzida não era suficiente para fundir adequadamente a quantidade de pó injetado na pistola. As partículas maiores ficavam intactas e em blocos unidas pelas menores já fundidas, formando blocos devido ao excessivo fluxo de pó que as mantém muito juntas. A menor velocidade de projeção desses blocos (em M1 e M2) e das outras partículas em M3 e M4 foi causada pelo menor fluxo de oxigênio e baixa pressão da combustão, diminuindo a capacidade de deformação no momento do impacto. Isso causou maior quantidade de poros e uma menor força de ligação entre as lamelas formadas.

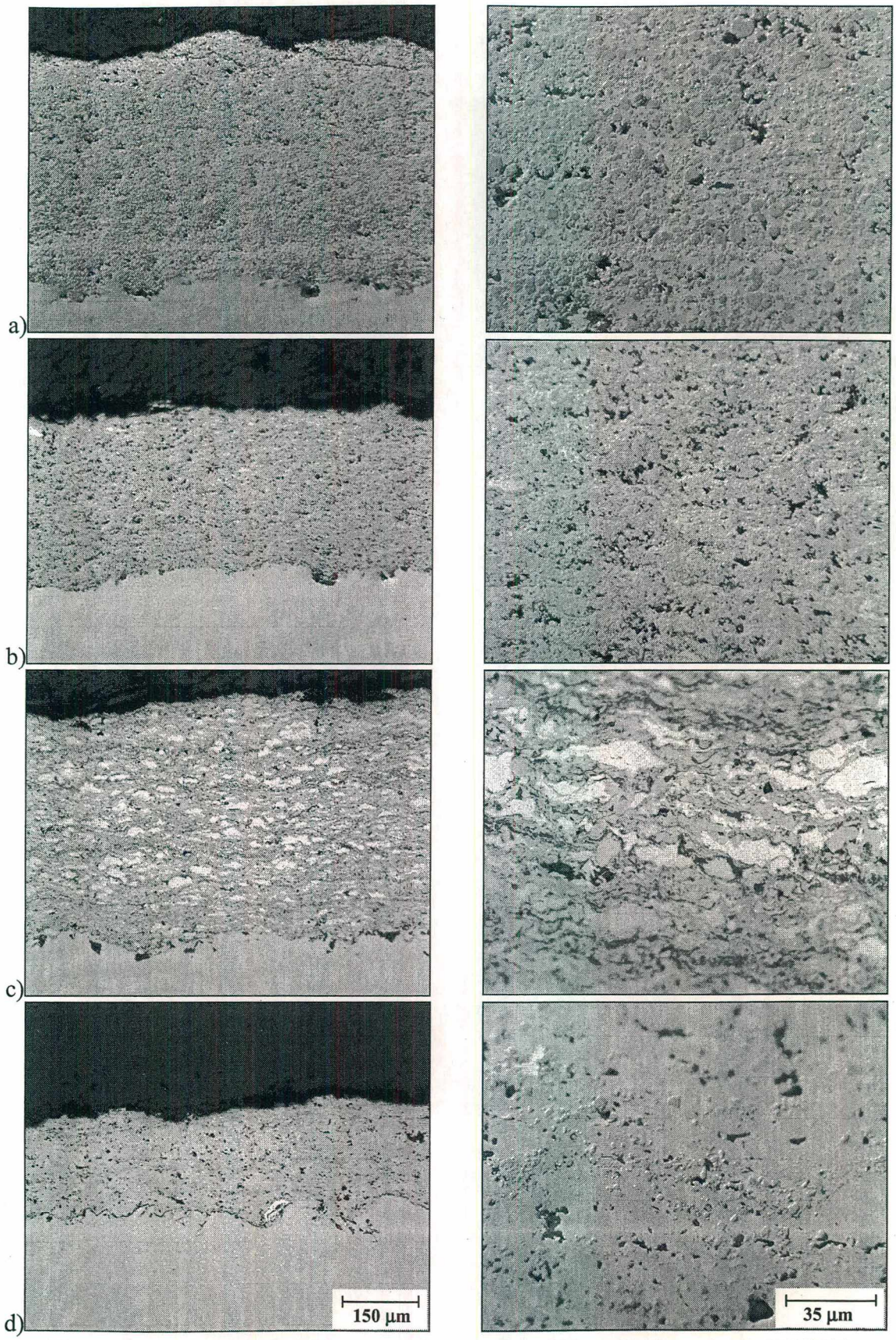


Figura 4.3 – Imagens do MO mostrando camadas, 200x e 1000x - pistola DJ 2700
a) M1, WC-17Co, -53+11 µm, aspergido sinterizado
b) M2, WC-10Co-4Cr, -53+11 µm, aglomerado sinterizado
c) M3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+5.5 µm, misturado
d) M4, (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C, -45+11 µm, misturado

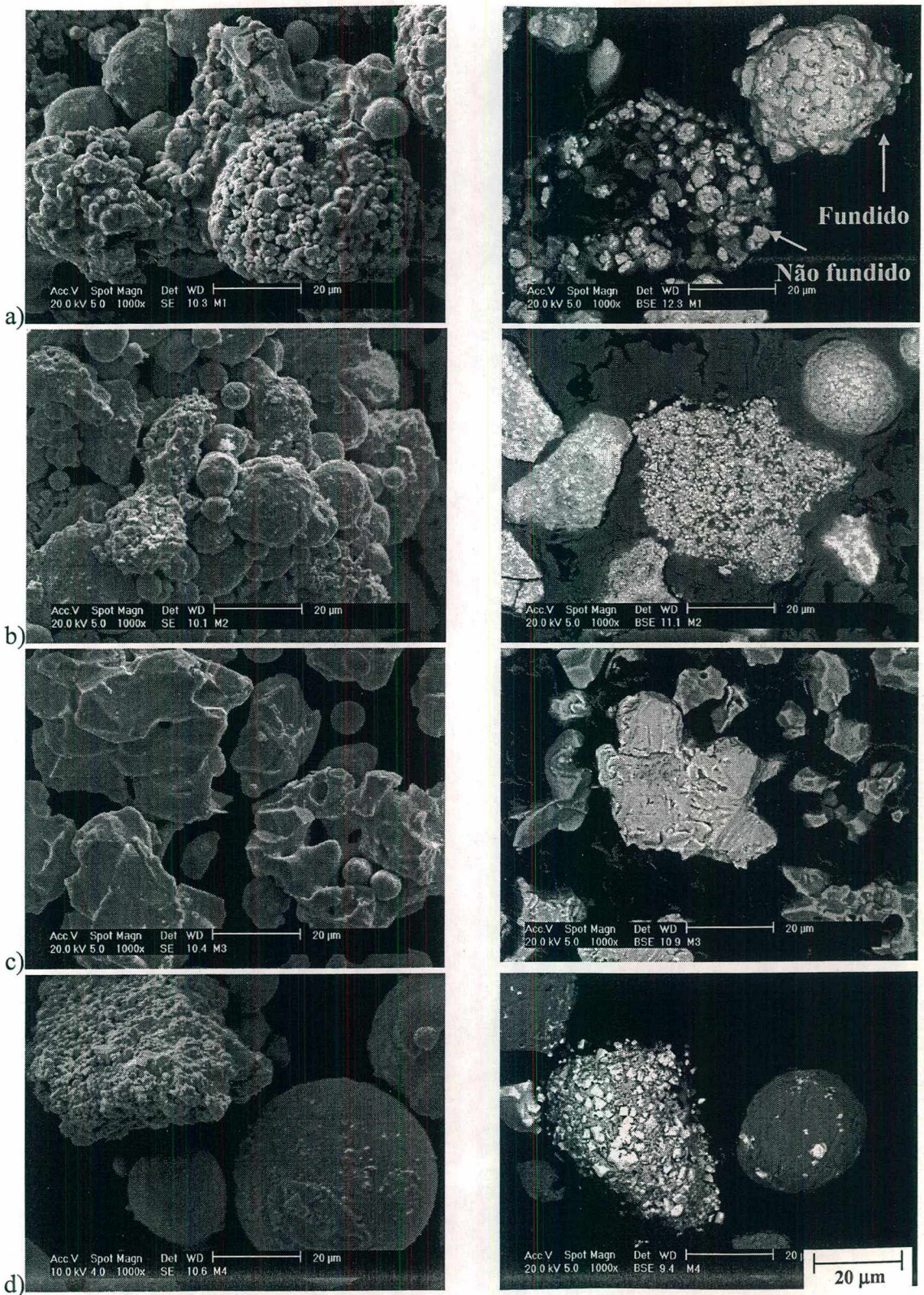


Figura 4.4 – Morfologia e a microestrutura dos pós aspergidos pela pistola DJ 2700; 1000x

a) M1, WC-17Co, -53+11 µm, aspergido sinterizado

b) M2, WC-10Co-4Cr, -53+11 µm, aglomerado sinterizado

c) M3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+5.5 µm, misturado

d) M4, (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C, -45+11 µm, misturado

Segunda série de aspersões

Na 2ª série de aspersões para fundir as partículas maiores e evitar a aglomeração em blocos, foram testados somente para o pó M1 com os parâmetros ainda da primeira fase, dois diferentes fluxos de pó: 57 e 38 g/min. Os resultados mostraram uma diminuição significativa da porosidade para 38 g/min de material alimentado.

Reduziu-se então o fluxo de pó alimentado na pistola de 76 g/min (como o indicado pelo fabricante para determinado fluxo de oxigênio e combustível, tab. 3.3) para 38 g/min. Com um menor fluxo de pó, esperava-se que as partículas fossem projetadas mais separadamente e dispusessem de maior quantidade de calor para cada uma, podendo se fundir parcial ou totalmente.

Com a mudança dos parâmetros fluxo de oxigênio de 12,9 para 13,6 m^3/h, propano de 3,7 para 3,9 m^3/h e fluxo de pó de 75,6 para 38 g/min (tab. 3.3), observou-se uma melhora na microestrutura das camadas (fig. 4.5). Teve-se então um aumento do fluxo de gases (pequena elevação da velocidade de projeção) e temperatura da chama, com uma razão oxigênio/propano de 4,6 (tendendo a temperatura máxima, fig. 2.7). A quantidade e o tamanho dos poros diminuiu. A distribuição de carbonetos permaneceu homogênea nas camadas M1, M2 e M4; e em M3, com uma maior distribuição das áreas com NiCr (áreas claras) se tornou mais homogênea.

O pó aspergido, mostrado na figura 4.6, tem um grau de fusão maior do que a primeira fase. As maiores partículas ainda não fundem completamente, mas pela morfologia demonstram que atingiram maiores temperaturas. A porosidade ainda existente poderia ser diminuída, baseando-se na referência Schwetzke e Krömmer (1997), quando se utilizar fluxos apropriados de oxigênio e propano: com maiores fluxos de gases aumenta-se a velocidade de projeção das partículas e assim sua capacidade de se deformar ao se chocar com o substrato, formando camadas mais densas e com menor porosidade. A granulometria dos pós M1 e M2 de –53+11 μm é outra causadora de porosidade, pois o tamanho das partículas é muito grande para um aquecimento adequado.

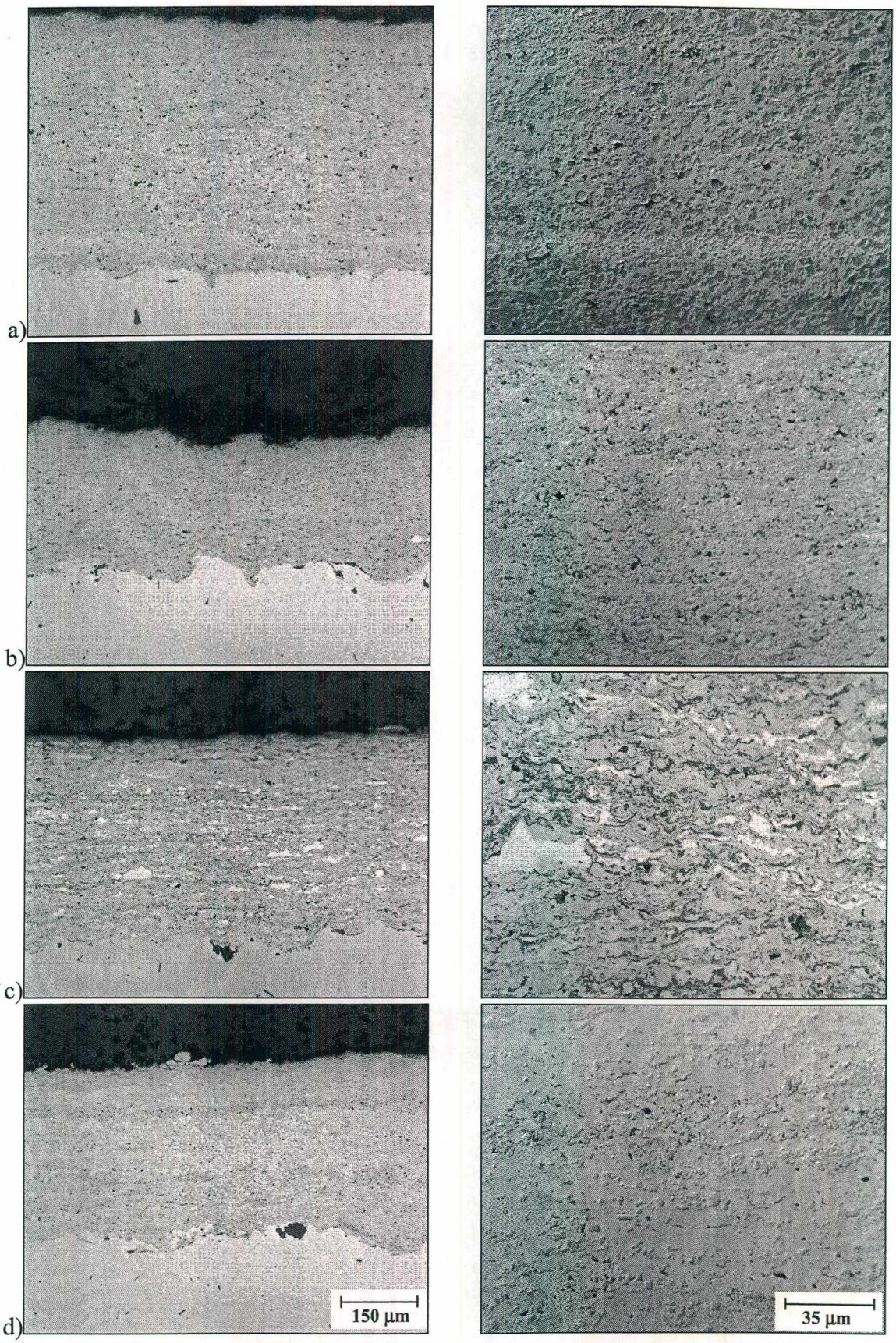


Figura 4.5 – Imagens do MO mostrando camadas, 200x e 1000x - pistola DJ 2700
a) M1, WC-17Co, -53+11 µm, aspergido sinterizado
b) M2, WC-10Co-4Cr, -53+11 µm, aglomerado sinterizado
c) M3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+5.5 µm, misturado
d) M4, (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C, -45+11 µm, misturado

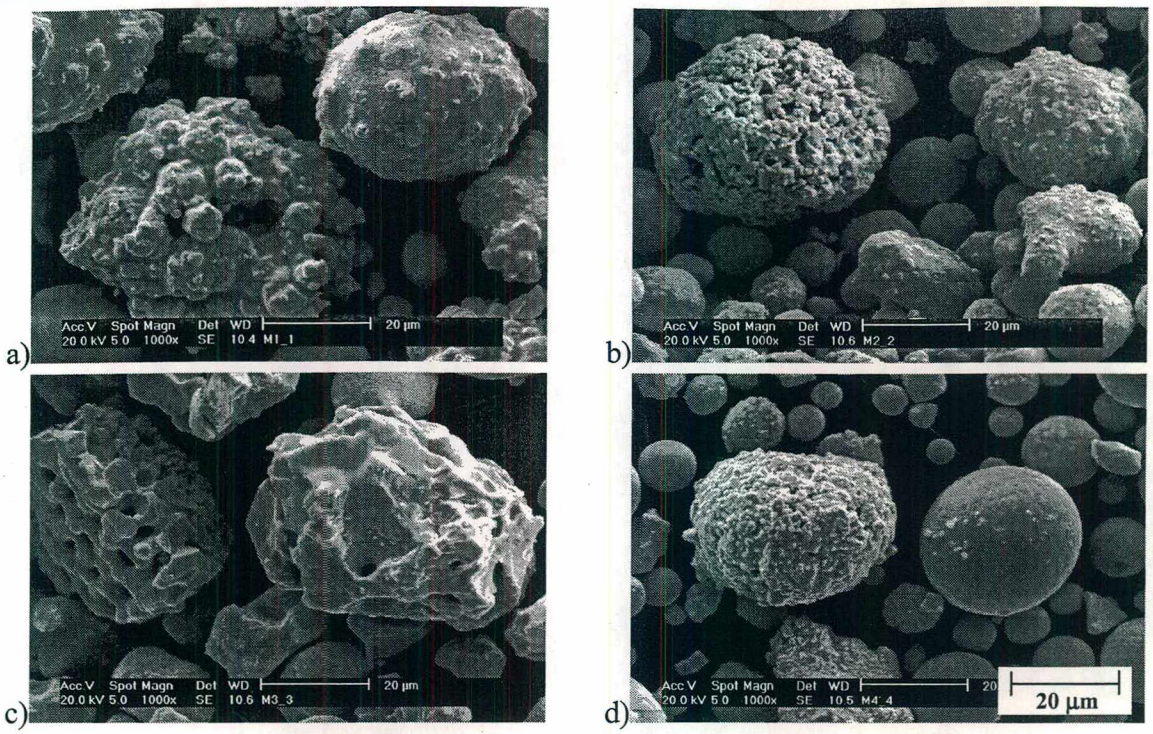


Figura 4.6 – Morfologia dos pós aspergidos pela pistola DJ 2700; 1000x
a) M1, WC-17Co, -53+11 µm, aspergido sinterizado
b) M2, WC-10Co-4Cr, -53+11 µm, aglomerado sinterizado
c) M3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+5.5 µm, misturado
d) M4, (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C, -45+11 µm, misturado

4.2.2 Revestimentos aplicados com a Pistola JP 5000

As camadas produzidas pela pistola JP 5000, com pós do fabricante Tafa, podem ser observadas na figura 4.7. Verifica-se que com o material escolhido como padrão (WC-17Co) obteve-se camadas de boa qualidade. A camada T1 apresentou baixa porosidade (sendo a existente de pequeno diâmetro) boa ligação ao substrato, distribuição uniforme dos carbonetos pela matriz de Co e nenhuma visível oxidação. O pó (fig. 4.8a) após a aspersão teve boa fusão de suas partículas, tornando sua superfície mais lisa e arredondada, diminuindo a porosidade através do molhamento e preenchimento dos próprios poros pelo Co fundido. Tendo assim, maior capacidade de se deformar adequadamente na formação da camada, preenchendo toda a superfície do substrato.

Na camada T2 verificou-se maior porosidade que em T1. A chama não conseguiu fundir totalmente as partículas maiores (fig. 4.8b), que ainda possuíam poros após passarem pela pistola; apesar de os parâmetros de aspersão para o pó T2 formarem uma chama de maior temperatura devido à razão oxigênio/querosene de 3,8 (tab. 3.2). Os poros existentes nas partículas maiores não são problemáticos na formação de camadas com baixa porosidade, como mostra a literatura Schwetzke e Kreye (2000). A presença de poros na camada T2 se deve ao menor fluxo de oxigênio empregado em relação a T1 e assim da incapacidade das

partículas (com menor velocidade de projeção) se deformarem o suficiente para a eliminação desses vazios. Deve-se considerar que um aumento do fluxo de oxigênio deve acompanhar o de querosene, não deixando que a chama se oxide demais.

A camada T3 apresentou maior porosidade entre as quatro, porém uma boa homogeneidade de seus carbonetos pela matriz. As partículas maiores não sofreram aquecimento suficiente para a diminuição dos poros após a aspersão (fig. 4.8c). Uma troca do bico da pistola de 102 para 203 mm poderia aumentar o tempo que as partículas ficam encapsuladas junto à chama, havendo a possibilidade de que elas se aqueçam mais. Isso também pode ser resolvido pelo aumento do fluxo de querosene, o que deixaria a chama mais aquecida, pois a razão oxigênio/querosene de 3,8 (tab. 3.2) para chama neutra tenderia a 2,9 para uma chama de máxima temperatura (fig. 2.7).

Em T4 pode-se ver as partículas duras demasiadamente dispersas pela matriz. A porosidade encontrada é causada pela dificuldade das partículas de se deformarem no impacto com o substrato a ponto de eliminarem a porosidade. A analise do pó (fig. 4.8d) mostra que nem todas as partículas têm fusão. Essa dificuldade de aquecimento deve-se primeiro ao tamanho das partículas (maior que 45 μm) e à sua morfologia compacta. O aumento do comprimento do bico da pistola pode ser uma opção para maior aquecimento do pó, possibilitando sua melhor capacidade de compactação na camada e tendência a formar fases duras como CrB (Kreye et al., 1994).

O uso de pós aglomerados sinterizados e aspergidos sinterizados mostrou a capacidade de se obter camadas mais compactas, pois absorvem mais calor como citado na literatura. Camadas feitas com pós aglomerados sinterizados e aspergidos sinterizados de granulometria 53 μm (M1 e M2) tiveram maior porosidade que as de 45 μm (T1 e T2). Os pós misturados que possuíam partículas atomizadas desde que com granulometria de 45 μm (M4) tiveram também menor porosidade que as com 53 μm (T4).

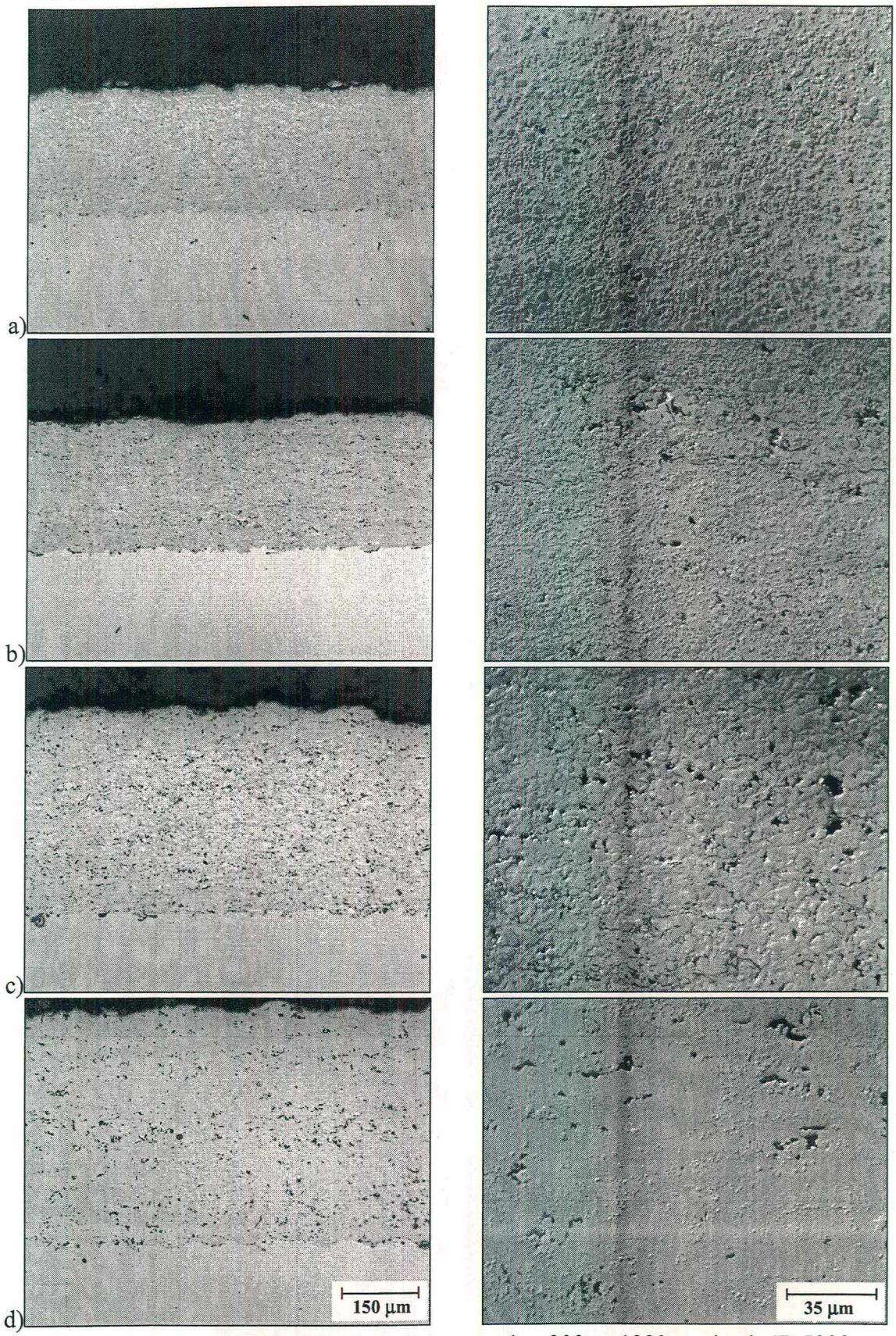


Figura 4.7 – Imagens do MO mostrando camadas, 200x e 1000x - pistola JP 5000
a) T1, WC-17Co, -45+15 µm, aspergido sinterizado
b) T2, WC-10Co-4Cr, -45+15 µm, aspergido sinterizado
c) T3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+15 µm, aspergido sinterizado
d) T4, Ni 17.3W 15Cr 4Si 3.5Fe 3B 0.8C, -53+20 µm, atomizado

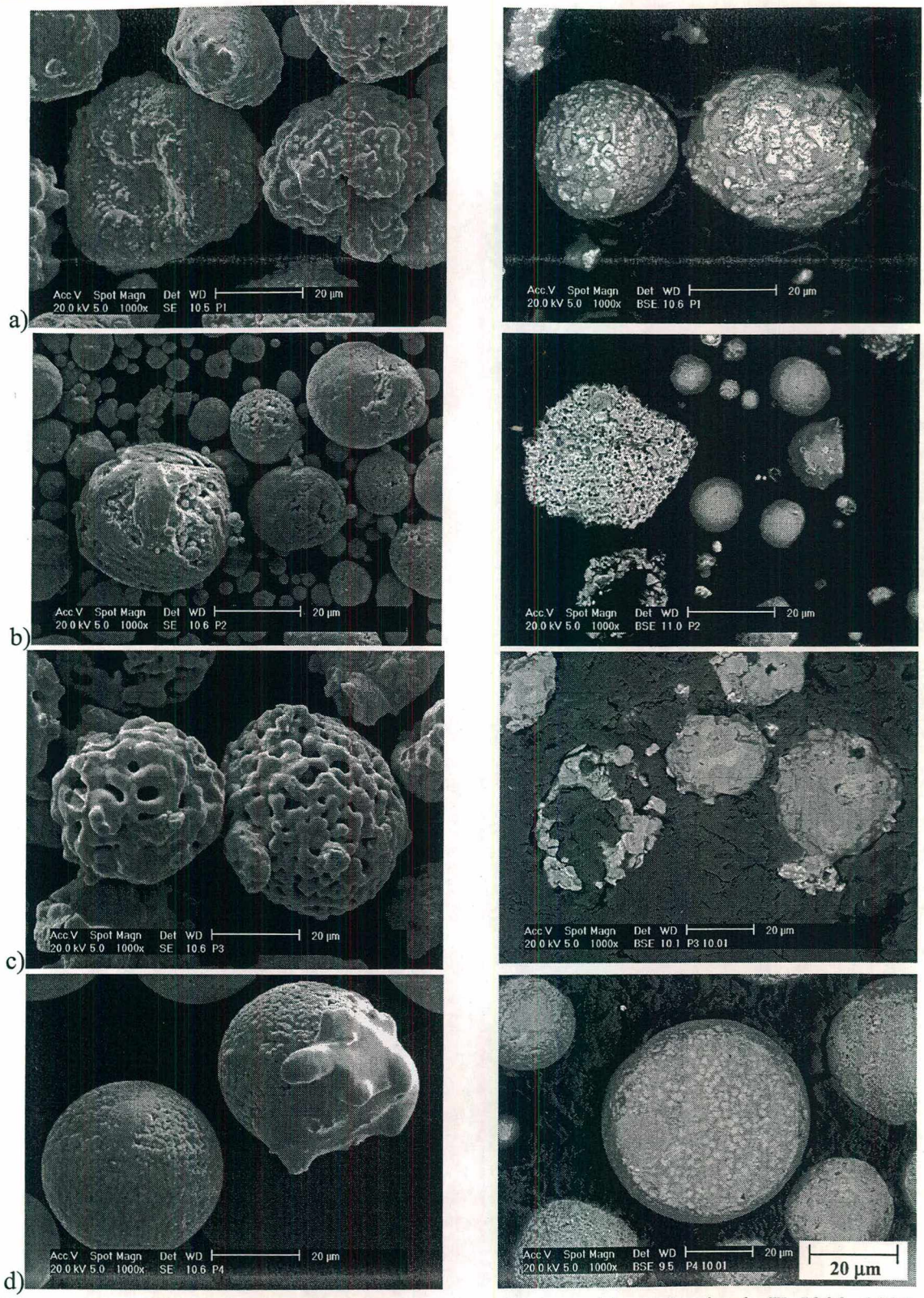


Figura 4.8 – Morfologia e a microestrutura dos pós aspergidos pela pistola JP 5000; 1000x

a) T1, WC-17Co, -45+15 µm, aspergido sinterizado

b) T2, WC-10Co-4Cr, -45+15 µm, aspergido sinterizado

c) T3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+15 µm, aspergido sinterizado

d) T4, Ni 17.3W 15Cr 4Si 3.5Fe 3B 0.8C, -53+20 µm, atomizado

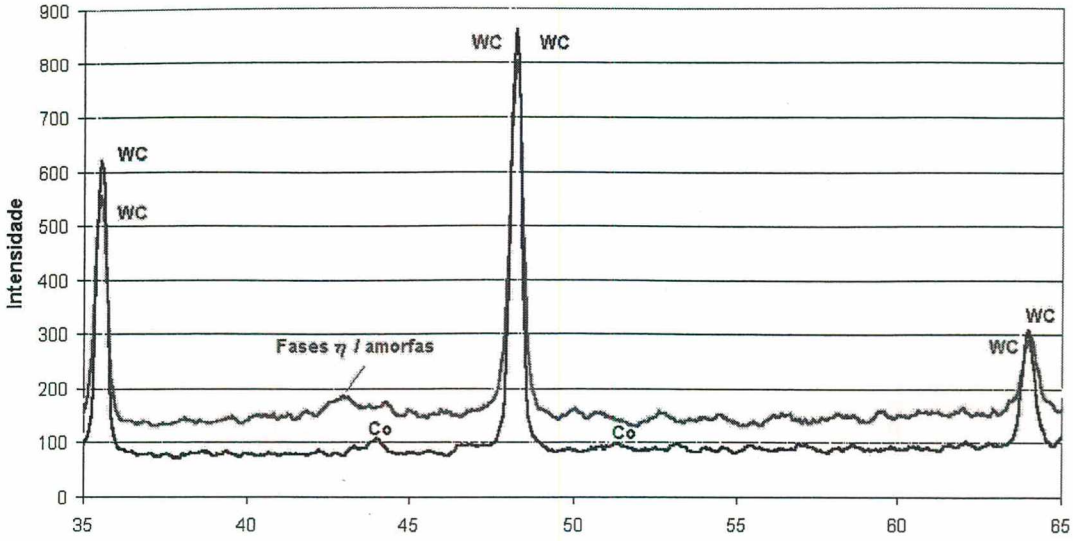
4.3 Transformação de fases

Os difratogramas de raios-X feitos com os pós T1, M1, T2 e M2 virgens são apresentados na figura 4.9. As difrações dos pós T3, M3, T4 e M4 não foram realizadas devido ao seu pior desempenho nos ensaios mecânicos. Tem-se nos pós virgens T1 e M1 (fig. 4.9a e b em azul) a presença de carbonetos (WC) e Co. Já para T2 e M2 virgens (fig. 4.9c e d em azul) no processo de fabricação ocorre a formação de carbonetos mistos (fases η) e estruturas amorfas, além de WC e Co. Os carbonetos mistos estão em maior intensidade em T2 do que em M2.

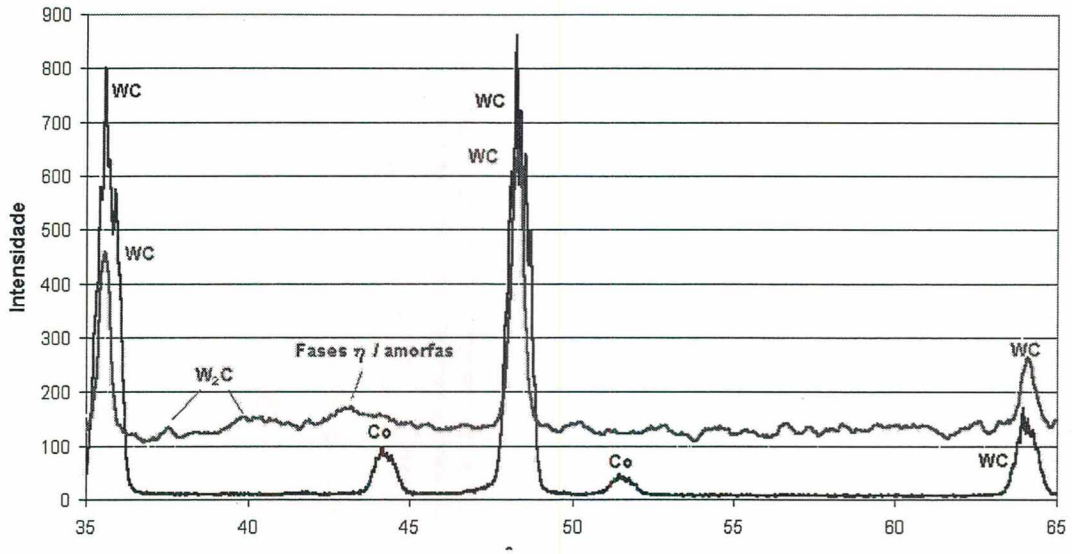
As imagens obtidas no MEV reproduzidas nas figuras 4.10 e 4.11 ilustram as transformações de fase ocorridas nas camadas aplicadas com as duas pistolas. Os diversos graus de cores acinzentadas revelam a presença de diferentes fases e concentrações de elementos como Co, W, Cr, Ni e C. Para os pós M1 e M2 é visível a transformação de WC em W_2C e W, indicada pela faixa branca ao redor das partículas de WC (fig. 4.11a e b). As difratometrias (fig. 4.9 em vermelho) confirmam isso e mostram que em T2 ela também esta presente. Deve-se ressaltar que pela literatura Schwetzke e Kreye (2000) a existência de fases η e amorfas no pó virgem, como o que acontece com T2 e M2, facilita a formação de W_2C. A formação ou aumento de fases η e amorfas ocorre em todos os quatro pós analisados. Essa formação dificilmente pode ser evitada, pois a oxidação causada pelo ar ambiente ou de produtos da combustão sempre está presente, como podemos analisar pelo que foi dito no item 2.1.

A camada T3 mantém seus carbonetos bem distribuídos, de mesmo tamanho e forma, não havendo muita dissolução destes na matriz. De modo diferente apresenta-se M3, que como já visto nas micrografias do MO (fig. 4.5), apresenta grandes regiões com NiCr e uma grande dissolução de seus carbonetos, com a diminuição de seu tamanho e perda de sua forma angular.

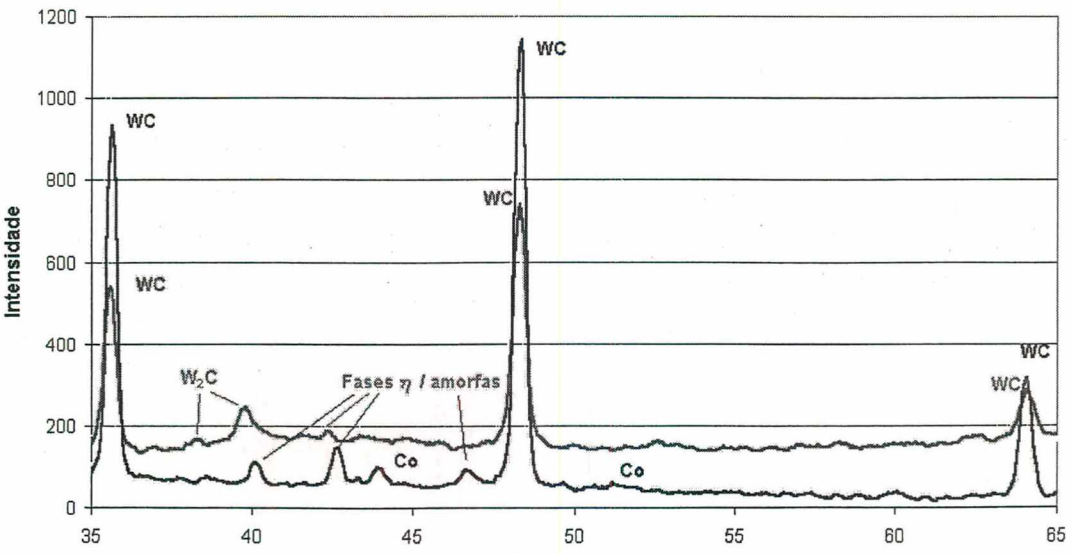
Em T4 as fases duras mostram-se dispersas e com grande variação no tamanho de seus grãos. As duas regiões em cinza mostram diferentes pesos atômicos do material, mostrando a diferença de suas composições. As partículas de WC-12Co do pó M4 apesar da compactação na formação da camada, não se misturam ás lamelas formadas pelo NiCrFeBSiC caracterizado em uma cor mais escura. Não existe transformação do WC, pois ele se mostra bem claro e com uma forma bem definida, segundo a figura 4.11.



a)

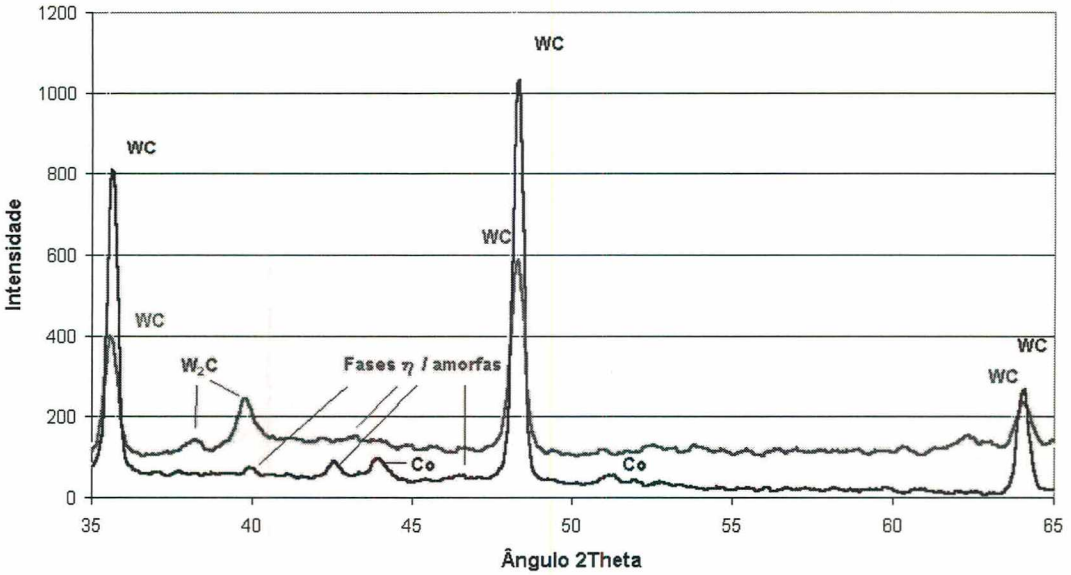


b)



c)

Figura 4.9 – Continua.



d)

Figura 4.9 – Difratometrias dos pós virgens (azul) e das camadas aspergidas (vermelho)
a) T1_V x T1, WC-17Co, -45+15 μm, aspergido sinterizado
b) M1_V x M1, WC-17Co, -53+11 μm, aspergido sinterizado
c) T2_V x T2, WC-10Co-4Cr, -45+15 μm, aspergido sinterizado
d) M2_V x M2, WC-10Co-4Cr, -53+11 μm, aglomerado sinterizado

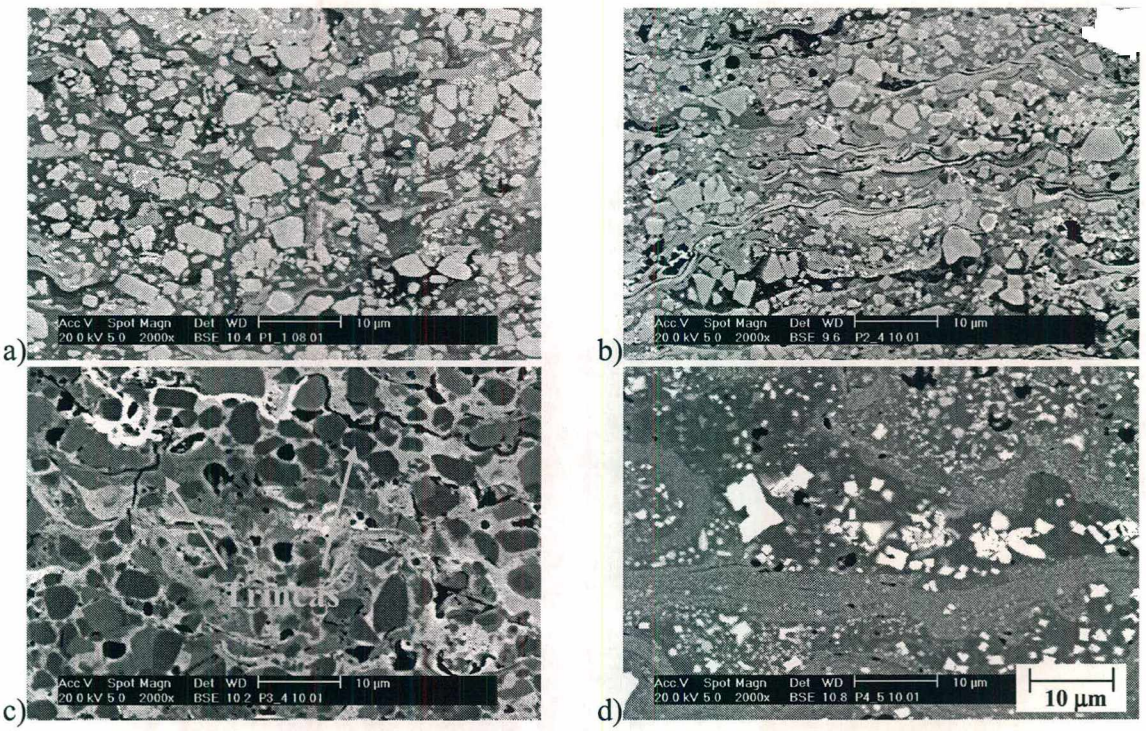


Figura 4.10 – Imagens do MEV das camadas aspergidas, JP 5000; 2000x
a) T1, WC-17Co, -45+15 μm, aspergido sinterizado
b) T2, WC-10Co-4Cr, -45+15 μm, aspergido sinterizado
c) T3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+15 μm, aspergido sinterizado
d) T4, Ni 17.3W 15Cr 4Si 3.5Fe 3B 0.8C, -53+20 μm, atomizado

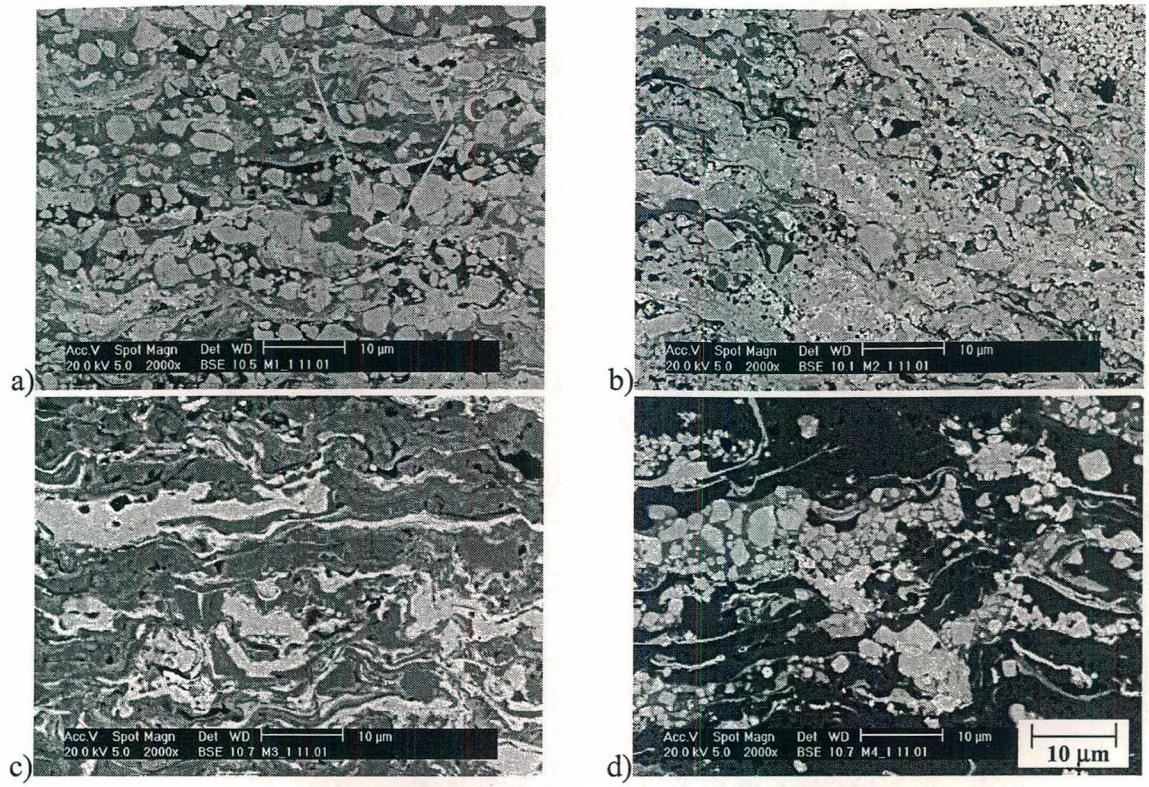


Figura 4.11 – Imagens do MEV das camadas, DJ 2700; 2000x
a) M1, WC-17Co, -53+11 µm, aspergido sinterizado
b) M2, WC-10Co-4Cr, -53+11 µm, aglomerado sinterizado
c) M3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+5.5 µm, misturado
d) M4, (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C, -45+11 µm, misturado

4.4 Teor de carbono

A perda de carbono, definida como a diferença entre o teor de carbono medido nos pós virgens e o teor de carbono medido após a aspersão, que é mostrada na tabela 4.1, ficou dentro do que permite a literatura para os "cermets" (< 60% conforme Schwetzke e Kreye, 2000). A exceção de T2, que teve um alto valor da perda devido a um erro de procedimento na coleta do pó após ser aspergido. A água na qual o pó foi depositado, não foi o suficiente para o tempo de aspersão, secando quase que totalmente ao final desta. Não se atentou a importância que isso tinha no momento, percebendo-se apenas quando da tentativa de confirmação do valor do ensaio de perda de carbono pela segunda vez. Essa perda de carbono estaria associada ao excessivo contato com o ar ambiente. Comparando-se a difratometria de T2 com M2 e T1, pode-se ver que T2 teve um pouco mais de intensidade de transformação de fase que M2 e que a pistola JP 5000 não leva a uma grande transformação de fase em T1, assim o valor de T2 estaria em torno de 22%.

Com T4 a pequena variação de 0,09 % (em peso) não pode ser levada em consideração devido ao baixo teor original de carbono (0,6 %) da liga autofluxante.

Tabela 4.1 – Teor de carbono encontrado no material de aspersão (% em peso)

Amostras	Virgem [%]	Após a aspersão [%]	Perda de carbono [%]
T1	5,71	4,88	15
M1	5,94	4,45	25
T2	5,94	2,27	62
M2	6,10	4,82	21
T3	10,20	9,55	6
M3	11,31	9,05	20
T4	0,60	0,69	(15)
M4	3,56	2,16	39

( ) Ganho no teor de carbono

4.5 Propriedades das camadas

4.5.1 Microdureza

Os resultados de microdureza das camadas (tab. 4.2 e fig. 4.12) confirmam plenamente o que a microestrutura apresentou anteriormente. O aumento na dureza das camadas M1, M2, M3 e M4 da primeira para a segunda série de aspersões com a pistola DJ 2700 justifica-se pela diminuição da área e quantidade de poros. A quantidade de poros demonstra que as partículas não conseguiram formar uma camada compacta e coesa por falta de velocidade e/ou temperatura suficiente no momento do impacto; isso causa uma fraca ligação entre as lamelas formadas e assim maior deformação nas interfaces, com menor resistência a indentação.

As durezas obtidas pelas camadas T1, M1, T2 e M2 foram as esperadas de acordo com a literatura consultada (tab. 2.3), acima de 1200 HV0,3. Os valores de dureza ficam em torno de 1300 HV0,3, pois a diferença entre eles não é tão grande, considerando-se o desvio padrão. Do ponto de vista da porosidade, T1 é mais densa que M1 (T1 é menos porosa), o que deveria torna-la mais dura; mas pelo fato de M1 ter uma maior formação de carbonetos mistos, assim mostrado pela difração de raios-X e consumo de carbono, sua matriz torna-se mais rígida, compensando o prejuízo com a falta de coesão das lamelas. Para T2 e M2 que tem porosidade parecida, a dureza de T2 é um pouco maior devido a uma leve, mas maior intensidade de formação de carbonetos mistos.

Os pós de Cr_3C_2-NiCr têm uma dureza menor que a dos WC-Co e WC-Co-Cr como já citado pela literatura, estando T3 (1068 HV0,3) dentro dos padrões encontrados. A camada M3 possui uma menor dureza, pois o tamanho e separação dos carbonetos (por áreas de NiCr) acabam por amolecer o conjunto da camada.

A liga de Ni autofluxante T4 demonstrou uma dureza de 910 HV0,3, maior do que a encontrada na literatura Fillion (1994) (700 HV0,3); devido a maior compactação da camada.

Sendo M4 uma mistura entre M1 e uma liga parecida com T4 a dureza ficou entre as obtidas pelos dois pós, de 1133 HV0,3; maior que 941 HV0,3 mostrado na tabela 2.3. Isso também demonstra as vantagens do sistema HVOF da terceira geração que produz uma camada com melhor compactação que o da primeira geração, de dureza 941 HV0,3.

Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas das camadas aspergidas

Cp	Materiais	Tipo de fabricação	Granulometria	Dureza HV0,3		Desgaste [mg]	Profundidade [µm]
				1ª série	2ª série		
M1	WC-17Co	Aspergido sinterizado	-53+11 µm	964 +/- 14 %	1320 +/- 5,3 %	57,4 +/- 3,01	35
M2	WC-10Co-4Cr	Aglomerado sinterizado	-53+11 µm	949 +/- 7,5 %	1233 +/- 9,7 %	31,8 +/- 1,8	80
M3	Cr_3C_2-25(Ni 20Cr)	Misturado	-45+5,5 µm	711 +/- 16 %	908 +/- 8,5%	261 +/- 13	196
M4	(WC 12Co) 33Ni 9Cr3,5Fe 2Si 2B 0,5C	Misturado	-45+11 µm	815 +/- 10 %	1133 +/- 5,6 %	130 +/- 9,65	134
T1	WC-17Co	Aspergido sinterizado	-45+15 µm	1311 +/- 4 %		31,3 +/- 2,04	33
T2	WC-10Co-4Cr	Aspergido sinterizado	-45+15 µm	1378 +/- 4,2 %		24,9 +/- 0,53	31
T3	Cr_3C_2-25(Ni 20Cr)	Aspergido sinterizado	-45+15 µm	1068 +/- 7 %		64 +/- 3,38	58
T4	Ni17,3W15Cr4 Si3,5Fe3B0,8C	Atomizado	-53+20 µm	915 +/- 4,7 %		432* +/- 4,95	83
17.4 PH	17Cr 5Ni 5Cu 1Mg 1Si 0,45Nb 0,07C 0,04P 0,03S			353 +/- 6,5 %		--	93

*apenas 1000 rotações

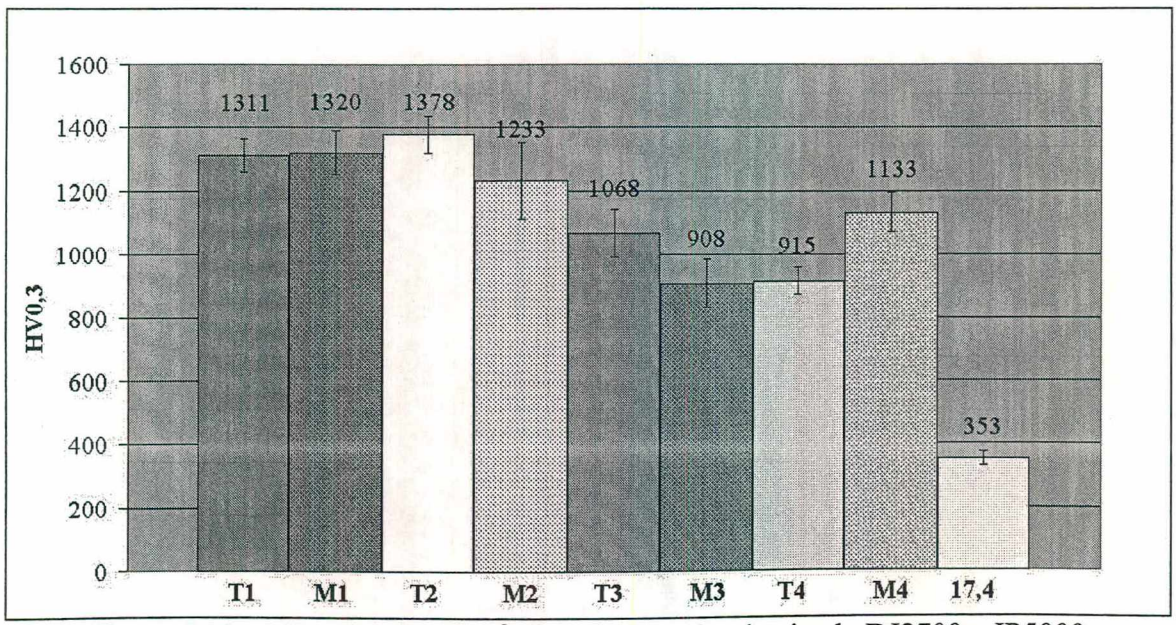


Figura 4.12 – Microdurezas da 2ª série de camadas da pistola DJ2700 e JP5000 norma DIN 50133

4.5.2 Resistência ao desgaste abrasivo

As camadas de carboneto de tungstênio e matriz de cobalto e cobalto/cromo tiveram notável desempenho (25 a 32 mg) (tab. 4.2 e fig. 4.13), valor numericamente maior ao reportado na literatura. Entretanto devido a diferente granulometria da areia utilizada no ensaio, assim como seu formato e procedência, admite-se que as camadas obtidas estão na mesma baixa faixa de desgaste. Os outros tipos de camadas tiveram pior desempenho: em T3 (64 mg) o desgaste foi um pouco maior que M1 (57 mg) sendo ainda considerado na mesma faixa, tendo as outras camadas péssimo desempenho. A camada T4 atingiu um desgaste de 432 mg apenas com a metade da rotação empregada (1000 rot.), alcançando seu substrato.

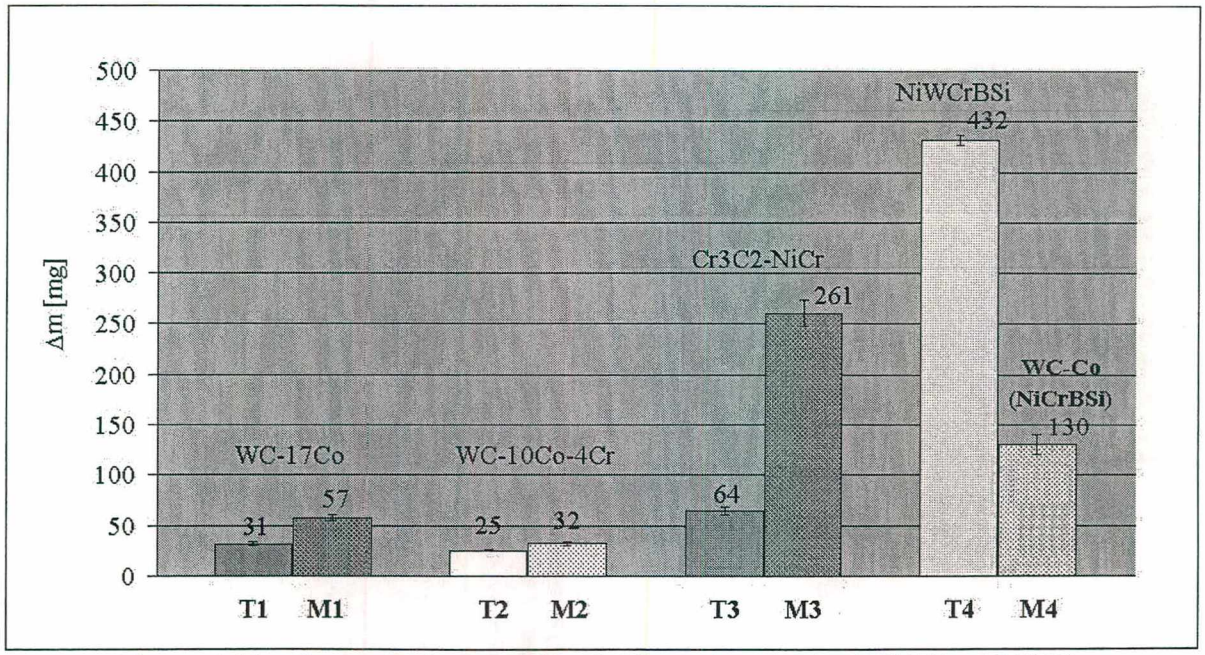


Figura 4.13 – Desgaste das camadas obtidas pelas pistolas DJ2700 e JP5000 norma ASTM G65

Nas figuras 4.14 e 4.15 ilustra-se o aspecto das superfícies desgastadas. As camadas T1, T2, T3, M1 e M2 apresentam boa distribuição de carbonetos e proximidade entre eles. Em T1 a ligação entre os carbonetos e a matriz é mais fraca, sendo esta deformada e os carbonetos deslocados de sua posição inicial, com um possível arrancamento posterior. Apesar da uniformidade, T2 apresenta algumas descontinuidades vistas ao MEV (figura 4.14b) em um tom mais escuro. A porosidade em M1 e M2 acaba por enfraquecer as camadas por se localizar sobre a superfície que esta sendo desgastada, possibilitando o arrancamento de placas de material e mais intenso desgaste em suas bordas quando na superfície. A maior resistência ao desgaste de T2 (24,9 mg) e M2 (31,8 mg) em relação respectivamente a T1 (31,3 mg) e M1 (57,4 mg) respectivamente, deve-se á formação de W_2C na interface

WC/matriz, o que fortalece essa ligação. Já o menor desempenho de M1 e M2 em relação a T1 e T2 vem da porosidade existente nas camadas, o que pode ser visto nas figuras 4.15 a e b.

A camada T3, que ainda esta na mesma faixa de desgaste das camadas com WC, possui uma matriz um pouco menos dura que as de Co e Co-Cr, sofrendo uma abrasão mais acentuada. Em M3, apesar de se trabalhar com o mesmo material que T3, surgem sulcos (figura 4.15c) pelo arrancamento localizado de NiCr ainda separado em ilhas.

A baixa porcentagem de partículas mais duras em T4 possibilita um arrancamento uniforme da matriz que apesar de certa dureza (915 HV0,3), não consegue evitar o sulcamento pelas partículas de SiO_2 usado como abrasivo no ensaio. Pode-se ver essas linhas de material arrancado na figura 4.14d. Já a baixa porcentagem de carboneto de tungstênio em M4, concentrada em regiões formadas pelas partículas de WC-12Co e intercaladas por regiões com NiCrFeBSiC (de menor dureza) (fig. 4.11d), acaba por degradar a camada com facilidade. Ocorre um desgaste maior nas regiões de menor dureza, como em T4, e a perda de ancoramento por parte do WC.

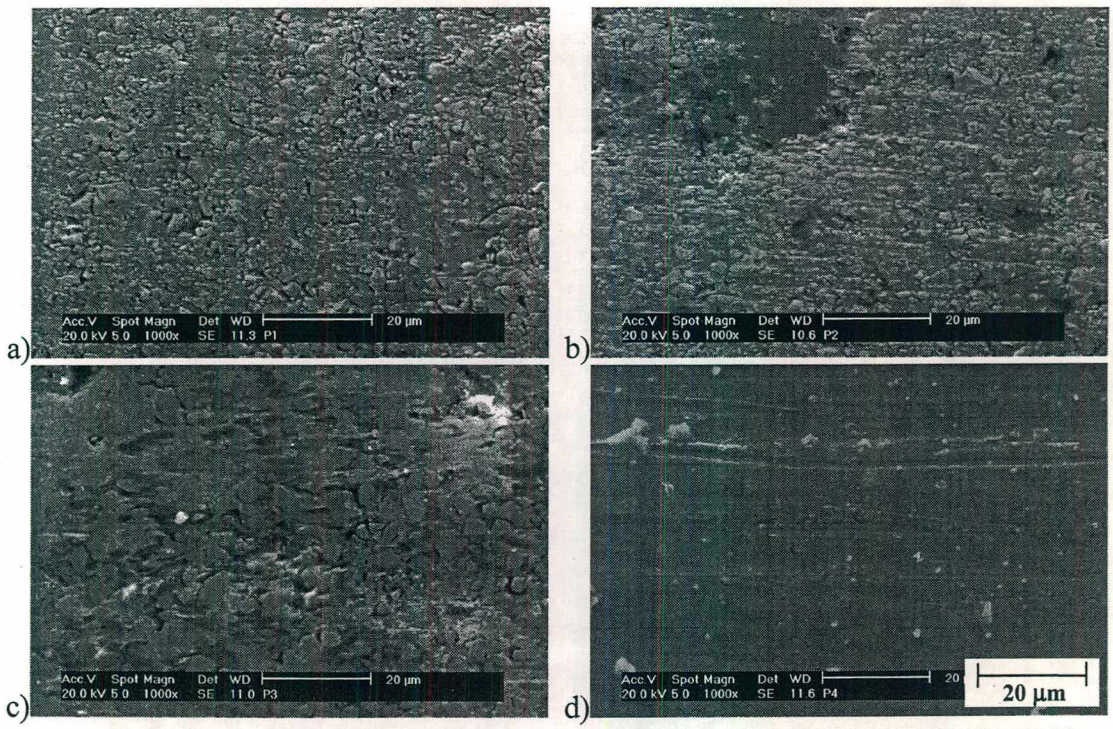


Figura 4.14 – Imagens do MEV mostrando a superfícies desgastadas, JP 5000; 1000x
a) T1, WC-17Co, -45+15 µm, aspergido sinterizado, (31,3 mg)
b) T2, WC-10Co-4Cr, -45+15 µm, aspergido sinterizado, (24,9 mg)
c) T3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+15 µm, aspergido sinterizado, (64 mg)
d) T4, Ni 17.3W 15Cr 4Si 3.5Fe 3B 0.8C, -53+20 µm, atomizado, (432* mg)

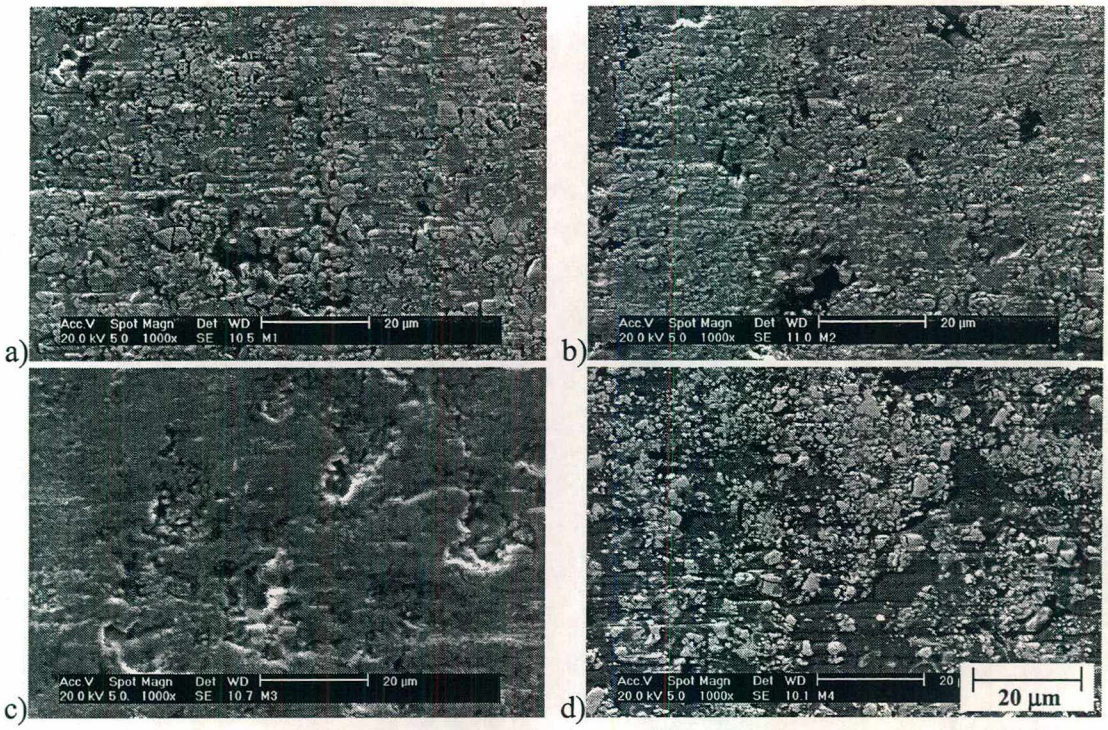


Figura 4.15 – Imagens do MEV mostrando a superfícies desgastadas, DJ 2700; 1000x
a) M1, WC-17Co, -53+11 µm, aspergido sinterizado, (57,4 mg)
b) M2, WC-10Co-4Cr, -53+11 µm, aglomerado sinterizado, (31,8 mg)
c) M3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+5.5 µm, misturado, (261 mg)
d) M4, (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C, -45+11 µm, misturado, (130 mg)

4.5.3 Esclerometria pendular

As imagens das figuras 4.16 e 4.17, feitas no MO, mostram os riscos (região clara ao centro da foto) feitos na superfície das camadas. Todos os riscos apresentaram micro-trincas em seu fundo, alguns enrugaram criando fissuras e outros tiveram arrancamento de material. As camadas que apenas trincaram foram T1, T3 e M1. Em T2 tem-se pequenas e distribuídas fissuras transversais aos riscos, aumentando de tamanho em M4. O enrugamento da camada cria essas fissuras, separando o material superficialmente. M2 e M3 apresentam enrugamento e arrancamento de material. A camada T4 também apresenta separação de material, já em alguns locais mais espaçados. Quanto à borda dos riscos, existe desplacamento de material nas camadas M2, T3, M3 e M4; sendo que este é superficial e não atinge o substrato.

As maiores profundidades alcançadas pelos riscos da ferramenta são apresentadas na tabela 4.2 (ultima coluna). Considerando primeiramente os Cps de alumínio, a profundidade foi de aproximadamente 200 µm. Foram então testadas as camadas e também amostras de aço inox 17.4 PH retiradas de ponteiras em uso. Tem-se uma faixa mais rasa de 31 a 35 µm de profundidade para as camadas T1, M1 e T2, seguida de outra entre 58 e 93 µm para M2, T3, T4 e o aço 17.4 PH, acabando com 196 e 134 µm para M3 e M4 respectivamente. As camadas com a maior resistência ao riscamento foram as mais duras, as que possuem os maiores

carbonetos e homogeneamente distribuídos. A camada M2 apesar de ter uma alta dureza (1233 HV0,3), possui carbonetos na faixa de 2 μm diferentemente de T1, T2 e M1 com 4 μm.

Analisando as forças presentes na formação do risco, vemos na figura 4.18 que existe uma compressão inicial da camada pela área frontal da ferramenta, com arrancamento de material da camada na parte superior ao gume. Logo após esse arrancamento, ocorre na superfície do risco uma tração da camada que leva a formação das trincas. Elas se iniciam preferencialmente nas laterais do risco propagando-se para o centro. Pode-se ver na figura 4.19 a formação de trincas na superfície da camada que esta sofrendo compressão pela parte frontal da ferramenta (fig. 4.18). Essas trincas acarretarão no desplacamento na lateral do risco em camadas com maior enrijecimento da matriz pela transformação de fase. Nas camadas com menor enrijecimento da matriz o material já possui maior capacidade de se deformar, evitando essas trincas e o desplacamento lateral. A formação de trincas na superfície do risco mostra a falta de capacidade de todas as camadas em sofrer essa tração localizada da ferramenta, se deformar e voltar a posição inicial. O esforço que a matriz sofre ultrapassa sua tensão de fratura acarretando no trincamento. Um aumento da ductilidade/tenacidade dessa matriz, pela diminuição de solução sólida, quantidade de carbonetos mistos e/ou talvez de tensões internas, poderia evitar as trincas. A tração da camada (fig. 4.18) também causa um enrugamento somado às trincas. Esse enrugamento ocorre pela separação da camada que é formada de lamelas. Admite-se que a fraca coesão interna em algumas camadas provoca esses defeitos.

Dentre as camadas que apenas trincaram, T1 apresenta menor densidade de trinca, considerando densidade de trinca a quantidade de trincas existentes dentro do risco. Isso se deve a uma maior tenacidade/ductilidade em relação às outras amostras que estão mais trincadas; ficando, qualitativamente, M1 numa segunda classificação e T3 numa terceira. O melhor desempenho de T1 comparado a M1 (WC-Co) deve-se muito provavelmente a menor intensidade de transformação de fase sofrida pelo material. Quanto a T3 apesar da menor dureza (1068 HV0,3) também houve o trincamento devido a um pré-trincamento existente na camada. Isso pode ser visto na figura 4.10c. Esse trincamento é causado por tensões térmicas.

Uma menor coesão lamelar em T2 é causada pela oxidação, que pode ser vista na figura 4.10 na forma de linhas pretas entre as lamelas. Essa oxidação também esta presente em M2, que juntamente com uma maior ativação térmica causa o desplacamento de material pelo enrijecimento dessa camada. Poderia se quantificar essa oxidação através de um ensaio de medição de oxigênio, o qual será feito em uma fase posterior ao mestrado. Os sulcos causados em M3, T4 e M4 também demonstram a menor coesão entre as lamelas; no caso de M4, dos diferentes pós WC-Co e NiCrFeBSiC.

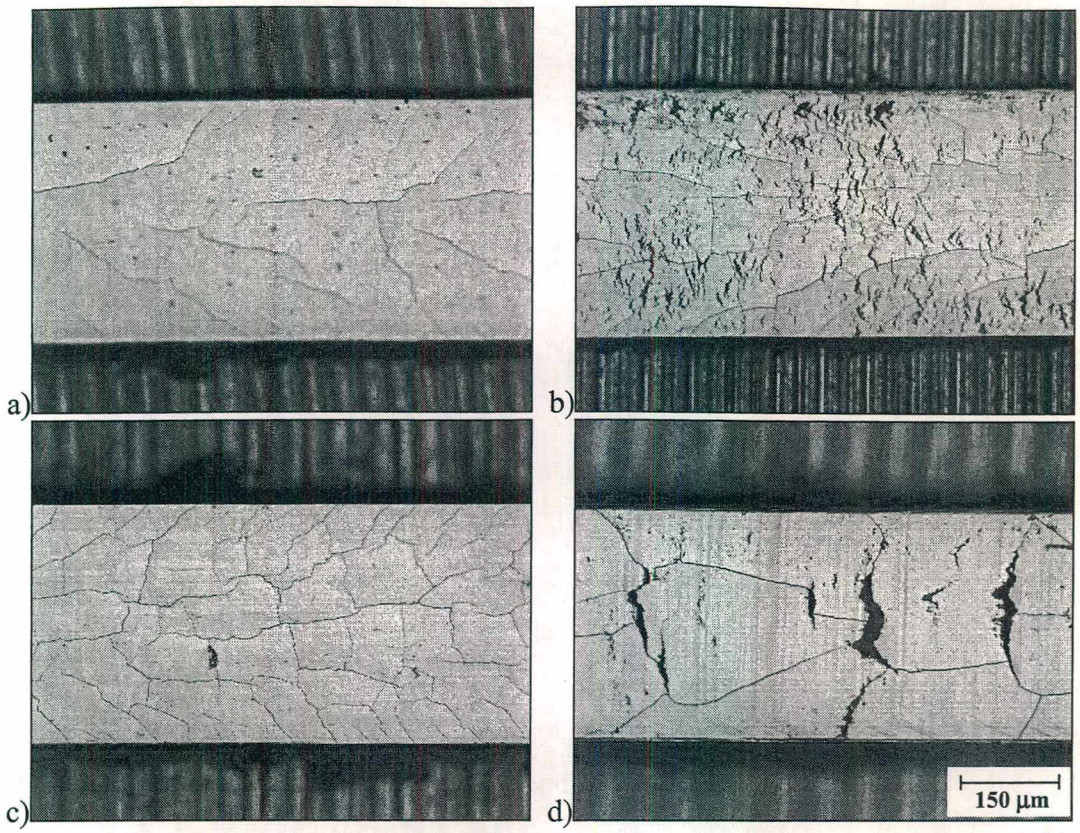


Figura 4.16 – Imagens do MO mostrando trincas internas aos riscos nas camadas, 200x
a) T1, WC-17Co, 33 µm; b) T2, WC-10Co-4Cr, 31 µm;
c) T3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), 31 µm; d) T4, Ni 17.3W 15Cr 4Si 3.5Fe 3B 0.8C, 83 µm

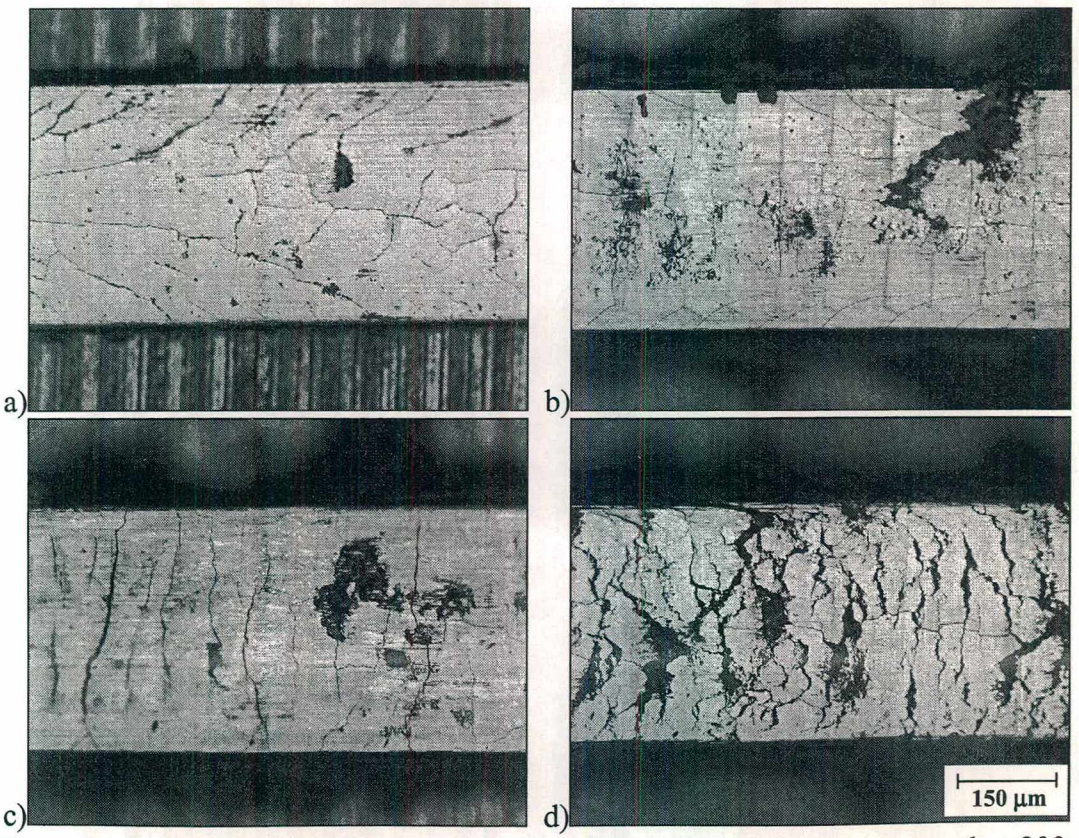


Figura 4.17 – Imagens do MO mostrando trincas internas aos riscos nas camadas, 200x
a) M1, WC-17Co, 35 µm; b) M2, WC-10Co-4Cr, 80 µm; c) M3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), 196 µm; d) M4, (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C, 134 µm

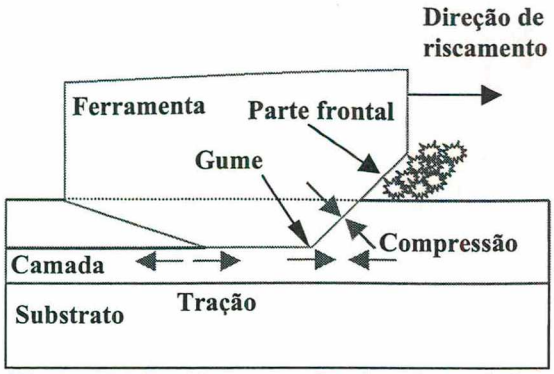


Figura 4.18 – Esquema da vista lateral do riscamento de uma camada

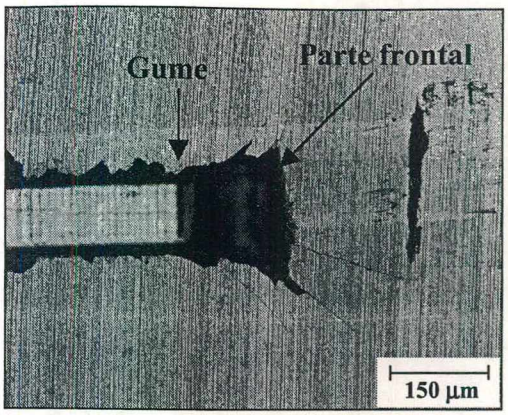


Figura 4.19 – Vista superior do riscamento interrompido de uma camada, 200x

Analisando o caminho percorrido dela trinca no material WC-Co, a figura 4.20 mostra que ela se desenvolve tanto pela matriz de Co (em cinza) como através do carboneto de tungstênio (grãos claros).

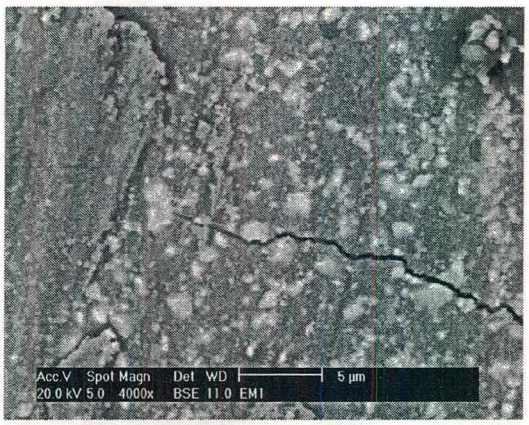


Figura 4.20 – Imagens do MEV mostrando caminho percorrido por trinca, camada M1

Avaliação do comportamento das camadas numa sobreposição de riscos

Os riscos sobrepostos são mostrados nas figuras 4.21 e 4.22. Pode-se ver pelas imagens que quando o segundo risco passa sobre o primeiro, sua profundidade é maior, arrancando material tanto da superfície retificada da camada quanto da superfície do primeiro risco. Com o trincamento criado pelo primeiro risco, ocorre uma fragilização da camada na qual acaba ocorrendo um desplacamento de pequenas áreas no interior do primeiro risco e também nas bordas do segundo risco. Esse desplacamento piora das camadas com matriz de Co e Co-Cr (T1, T2, M1 e M2) para o restante das camadas. Para avaliar se esses desplacamentos chegavam até o substrato, foi feita uma análise com o detector BSE ("back scattering electron"). Esse detector utilizado junto ao MEV mostra através da coloração acinzentada de suas imagens, o tipo de material esta presente na área observada, diferenciando os materiais pelo peso atômico de cada um. Assim o aço, do qual era feito o substrato no qual

foram aspergidas as camadas, teria uma coloração mais acinzentada que a camada com maior peso atômico. Apesar de em todas as camadas ocorrer desplacamentos, não se observou pelo detector BSE o arrancamento de material até o substrato.

Medição da energia especifica das camadas

A medição da energia especifica, para as camadas, produziu as curvas mostradas na figura 4.23. A figura mostra um gráfico da energia especifica de cada camada pela perda de massa que a camada sofreu ao ser riscada. Então temos para determinada camada a quantidade de energia que deve ser gasta para arrancar determinada quantidade de material pelo riscamento. Não se pode diferenciar em qual camada se gasta mais energia para arrancar certa quantidade de material; pois as curvas, que são a representação potencial dos pontos medidos, são muito próximas umas das outras. Os pontos das curvas individualmente medidos podem ser vistos no apêndice 3, onde temos os valores das energia especificas pela perda de carga de cada ponto. Também não se pode fazer um relacionamento com a dureza como reportado por Bryggman (1980).

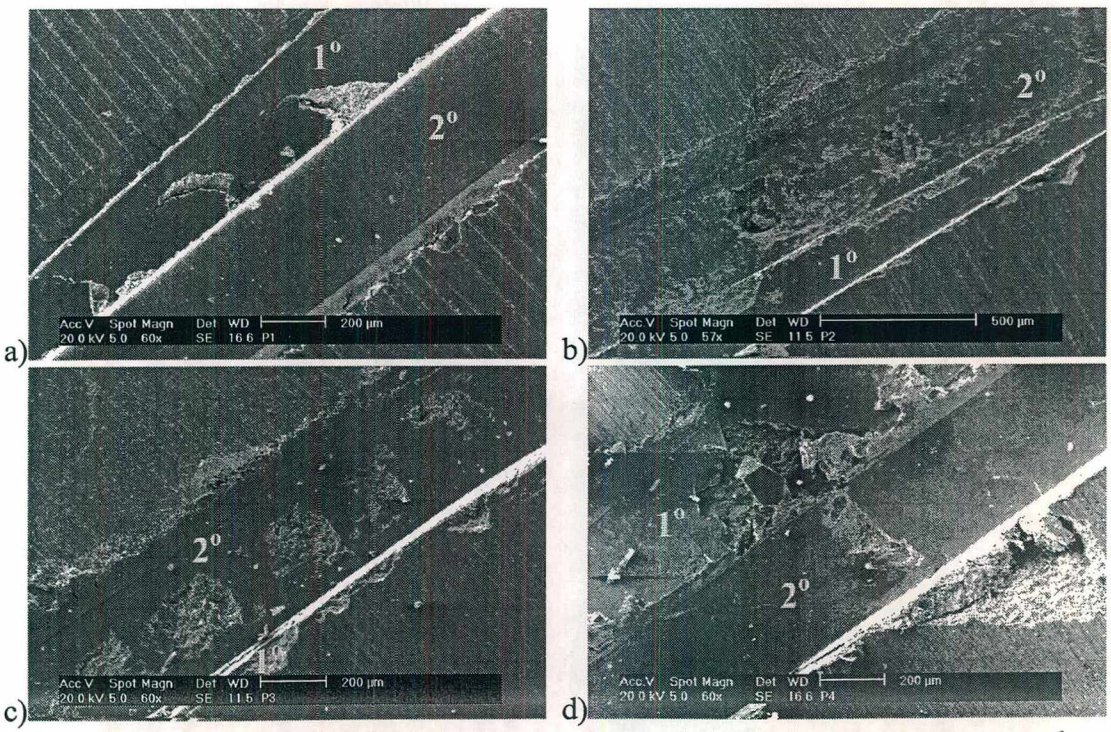


Figura 4.21 – Imagens do MEV mostrando sobreposição de riscos feitos nas camadas
a) T1, WC-17Co, -45+15 µm, aspergido sinterizado
b) T2, WC-10Co-4Cr, -45+15 µm, aspergido sinterizado
c) T3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+15 µm, aspergido sinterizado
d) T4, Ni 17.3W 15Cr 4Si 3.5Fe 3B 0.8C, -53+20 µm, atomizado

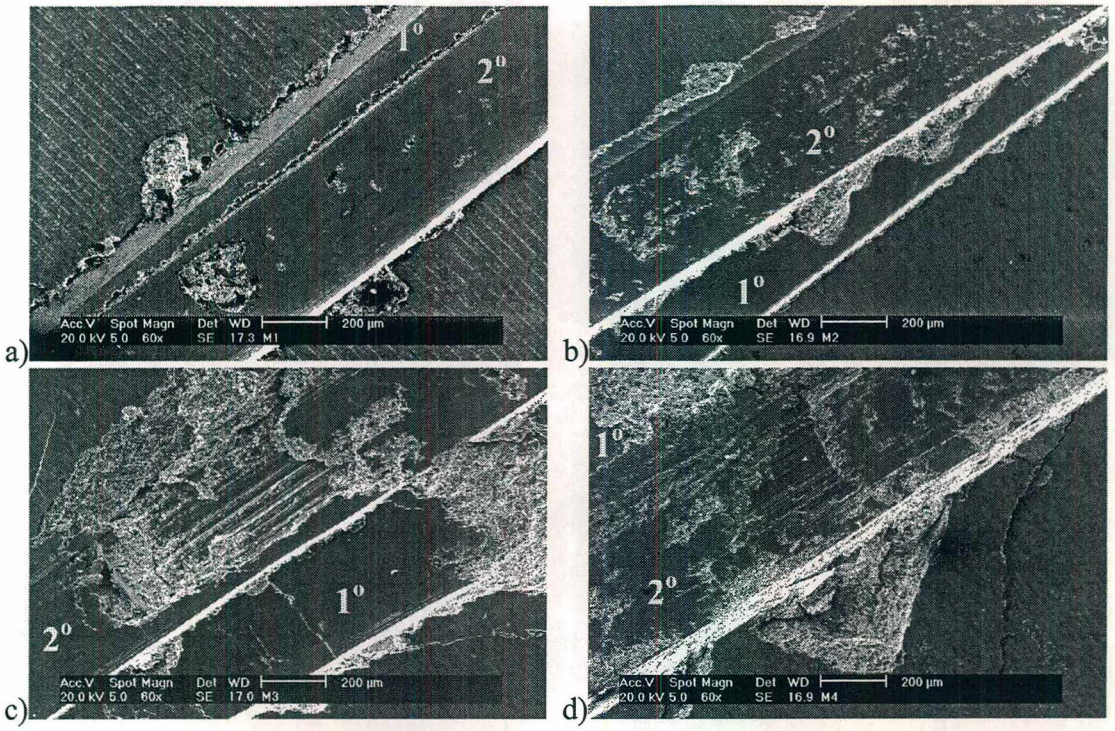


Figura 4.22 – Imagens do MEV mostrando sobreposição de riscos feitos nas camadas
a) M1, WC-17Co, -53+11 µm, aspergido sinterizado
b) M2, WC-10Co-4Cr, -53+11 µm, aglomerado sinterizado
c) M3, Cr_3C_2-25(Ni 20Cr), -45+5.5 µm, misturado
d) M4, (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C, -45+11 µm, misturado

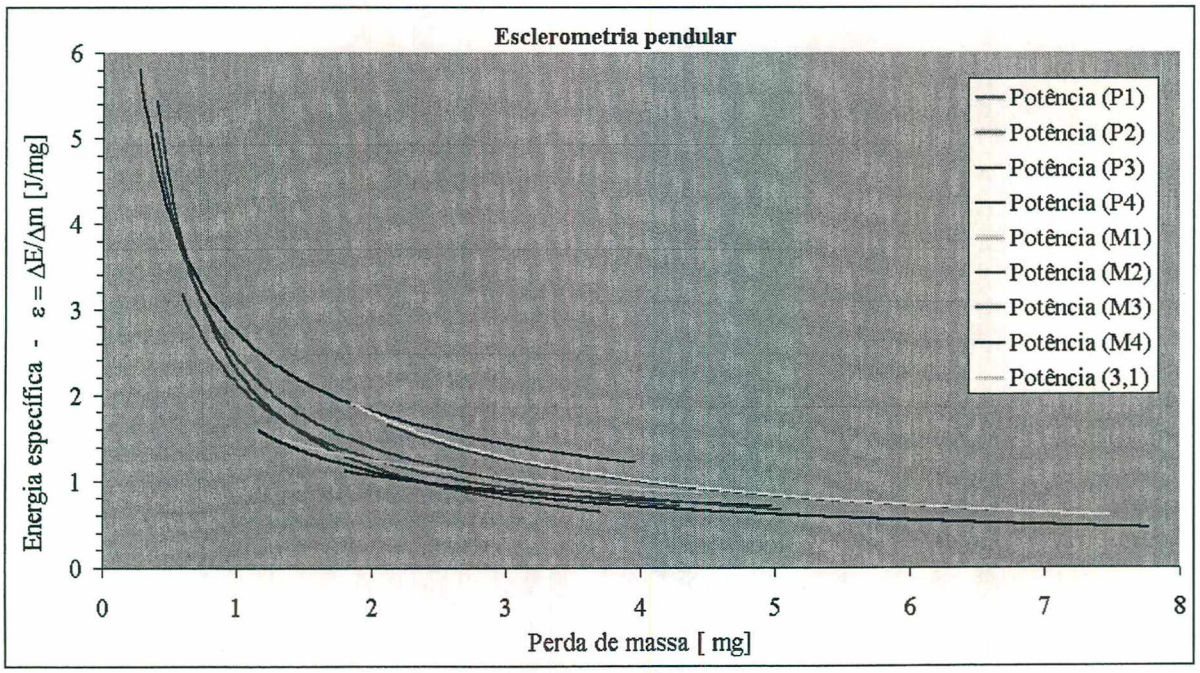


Figura 4.23 – Energia especifica pela perda de massa de riscos feitos nas camadas

CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES

Dentre os materiais aspergidos neste trabalho os metais-duros WC-Co e WC-Co-Cr mostraram o melhor desempenho, podendo ser obtidas camadas com qualidade equivalente pelos dois sistemas HVOF (DJ 2700 e JP 5000).

As especificações do fabricante Tafa para a pistola JP 5000, no caso dos materiais WC-Co e WC-Co-Cr, conduziram a camadas com baixa porosidade, distribuição homogênea de carbonetos e boas características mecânicas (dureza e resistência ao desgaste).

No caso da pistola DJ 2700 foi possível verificar, em duas séries de aspersões, como a mudança dos parâmetros do processo pode modificar significativamente as características dos revestimentos:

i. o ajuste da relação de oxigênio/combustível para uma chama redutora (mais quente) e a redução do fluxo de alimentação de pó permitiu reduzir a porosidade, aumentar a dureza e a resistência ao desgaste;

ii. granulometria do pó disponível no mercado (-53+11 μm) não seria a mais adequada para otimizar a qualidade das camadas para os atuais sistemas HVOF.

O pó Cr_3C_2-25(Ni 20Cr) (T3, modo de fabricação aspergido sinterizado) aspergido com a pistola JP 5000 exige um maior grau de aquecimento (maior grau de fusão), no sentido de reduzir a porosidade da camada e aumentar a resistência ao desgaste abrasivo.

Para o mesmo material do fabricante Sulzer Metco (M3), devido ao modo de fabricação misturado, não produz camadas com boa resistência ao desgaste abrasivo, quando aspergido com os parâmetros especificados nesse trabalho.

A baixa resistência ao desgaste abrasivo da liga autofluxante NiWCrSiFeBC mostra a importância da formação de partículas duras - ausentes ou em quantidade insuficiente nas camadas como aspergidas - exigindo a refusão posterior da camada. Deveria ser explorado o recurso de uma aspersão mais quente (maior temperatura na pistola HVOF).

O uso de mistura metal duro/liga autofluxante melhora a resistência ao desgaste abrasivo pela introdução de partículas de carboneto na camada. Do mesmo modo para uma equivalência às camadas de melhor desempenho (WC-Co) deveria ser explorada a refusão posterior ou a aspersão mais quente visando incrementar a precipitação de partículas duras na liga autofluxante.

Com os ensaios de esclerometria é possível ordenar as camadas quanto à resistência ao riscamento e como elas reagem ao arrancamento de material sob uma solicitação dinâmica (velocidade e geometria de ferramenta).

Para que as camadas contendo carbonetos tenham resistência ao riscamento é importante uma boa distribuição destes pela matriz e que eles tenham dimensões acima de 4 μm, podendo expulsar partículas duras que tentem penetrar no revestimento.

Na proteção contra riscamento e corrosão das ponteiras, o material WC-Co-Cr seria o mais indicado com ambas as pistolas, utilizando-se para JP 5000 os parâmetros contidos nesse trabalho e para a pistola DJ 2700, granulometria de -45+15 μm e fluxos adequados para uma maior coesão da camada.

CAPÍTULO 6 - TRABALHOS FUTUROS

Fazer ensaios de corrosão por névoa salina para analisar a influencia das trincas na resistência a corrosão dessas camadas, assim como descobrir se o trincamento é passante.

Troca do bico de 102 para 206 mm para os pós T3 (Cr_3C_2-25(Ni 20Cr)) e T4 (NiWCrBSiFeC) para um maior aquecimento do pó, visando uma melhoraria na porosidade e nas propriedades mecânicas das camadas

Refundir as camadas de NiWCrBSiFeC e (WC-12Co) 33Ni 9Cr 3,5Fe 2Si 2B 0,5C e analisa-las quanto ao desgaste abrasivo e riscamento.

Testar outras composições de material quanto ao riscamento e aparecimento de trincas, como por exemplo contendo maior porcentagem de material metálico tenaz/dúctil.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

BACH, Fr.-W. et al. Hochgeschwindigkeitslichtbogenspritzen. In: **United Thermal Spray Conference**, DVS, 1999. p. 240-241.

BECZKOWIAK, J.; Keller, H.; Schwier, G. **Carbide materials for HVOF applications - powder and coating properties**. H.C. Starck GmbH & Co. KG, Germany, 1998.

BRISCOE, B. J.; Delfino, A.; Pelillo, E. Single-pass pendullum scratching of poly(styrene) and poly(methylmethacrylate). **Wear**, 225-229, 1999. p. 319-328.

BRYGGMAN, U. L. F. Force and energy measurements during controlled grooving – a basic study of abrasive wear. In: **ASME/ASLE Lubrication Conference**, American Society of Lubrication Engineers, San Franciso, California, 1980.

FILLION, G. L. Colmonoy 88: A new development in nickel-based hardfacing alloys. **Welding Journal**, 1994. v.73, n.4, p. 32-37.

FREIRE, F. **Optimization of parameters used in the application of WC-Co-Cr coatings with CJS spraying**. Universität der Bundeswehr Hamburg, Institut für Werkstofftehnik, Hamburg, Germany, 1999. Relatório de estágio curricular, EMC, UFSC. 48 p.

KREYE, H.; Szigeti, F.; Buschinelli, A. Proteção contra desgaste por revestimento com ligas autofluxantes de NiCrBSi. **Soldagem & Materiais**, 1994. v.6, n.3, p. 34-40.

KREYE, H.; Zimmermann, S.; Heinrich, P. The role of the fuel gas in the HVOF process. In: **Proceeding of International Thermal Spray Conference,** ITSC'95, High Temperature Society Japan, 1995. p. 393-398.

KREYE, H.; Schwetzke, R.; Zimmermann, S. High velocity oxy-fuel flame spraying – Process and coating characteristics. In: **Proceeding of 9th National Thermal Spray Conference**, NTSC '96, ASM International, USA, 1996. p. 451-456.

KREYE, H. Vergleichder HVOF-Systeme – Werkstoffverhalten und Schichteigenschaften. In: PROC. 4. **Kolloquium zum Hochgeschwindigkeits Flammspritzen**, GTS, Erding, Deutschland, 1997. p. 13-21.

LIMA, C. C.; Trevisan, R. **Aspersão térmica – fundamentos e aplicações.** São Paulo: Artliber editora, 2001. p. 17.

PAES, M. P. **Utilização de revestimentos de níquel químico submetidos a condições de desgaste e corrosão em meio marinho atmosférico severo e submerso**. Seminário da disciplina Microestrutura do desgaste. Universidade Federal de Uberlândia, dezembro de 2000. 33 p.

PAWLOWSKI, L. Materials used for spraying. In: **The science and engineering of thermal spray coatings.** England : John Wiley & Sons, 1995. 414 p. 1-17.

SULZER METCO, The Coatings Company. Disponível em: <http://www.sulzermetco.com>. Acesso em: 25 agosto 2000.

SULZER METCO, The Coatings Company. **Diamolloy 3004 Chromium Carbide/Nickel Chromium powder for abrasive and fretting wear resistence**. Technical Bulletin #10-417, october, 2000.

SULZER METCO, The Coatings Company. **Diamolloy 2005 Tungsten Carbide/Cobalt powder for fretting wear applications**. Technical Bulletin #10-411, october, 2000.

SULZER METCO, The Coatings Company. **Sulzer Metco 5847 Tungsten Carbide/Cobalt Chromium powder**. Technical Bulletin #10-645, october, 2000.

SCHWETZKE, R.; Krömmer, W. Möglichkeiten zur Beurteilung und Optimierung von Schichteigenschaften. In: **Proceeding 4. Kolloquium zum Hochgeschwindigkeits Flammspritzen**, GTS, Erding, Deutschland, 1997. p. 22-33.

SCHWETZKE, R.; Kreye, H. High velocity oxy-fuel spraying of tungsten carbide-based coatings. **Schweissen & Schneiden**, DVS, G 6253, fevereiro 2000. p. E29-E34.

TAFA, Thermal Spray. Disponível em: <http://www.tafa.com>. Acessado em: 25 agosto 2000.

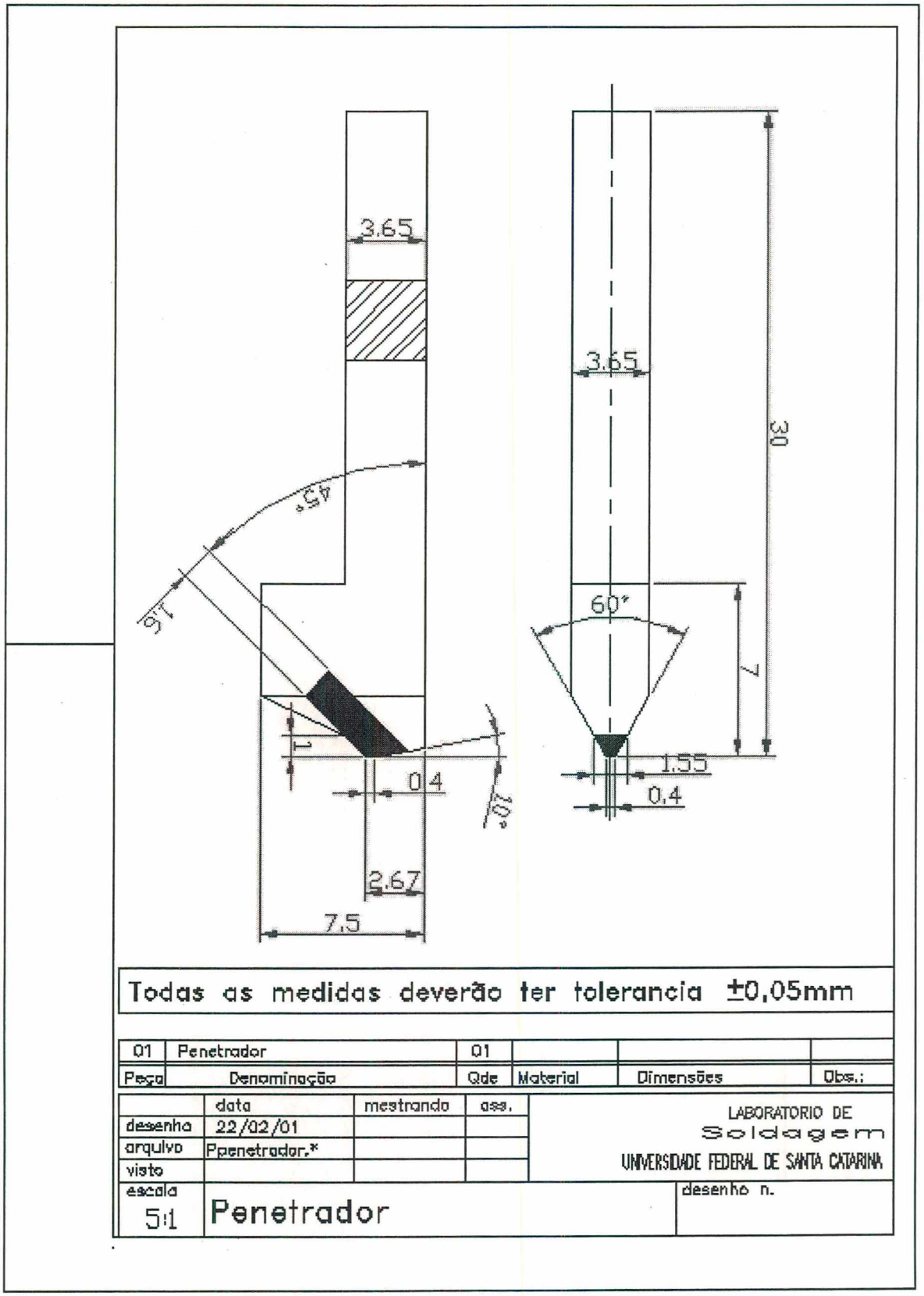
VUORISTO, P. et al. Abrasion and erosion wear of Cr_3C_2-NiCr coatings prepared by Plasma, detonation and high-velocity oxy fuel spraying. **Proceeding of the 7th National Thermal Spray Conference**, Boston, Massachusetts, USA, 1994. p. 121-126.

ZIMMERMAN, S. **Hochgeschwindigkeits-flammspritzen von Molybdän – Charakterisierung des Spritzprozesses und der Schichteigenschaften**. Tese (Doutorado em Materiais) – Fachbereich Maschinenbau, Universität der Bundeswehr Hamburg, Deutschland, 1997. 127 p.

APÊNDICES

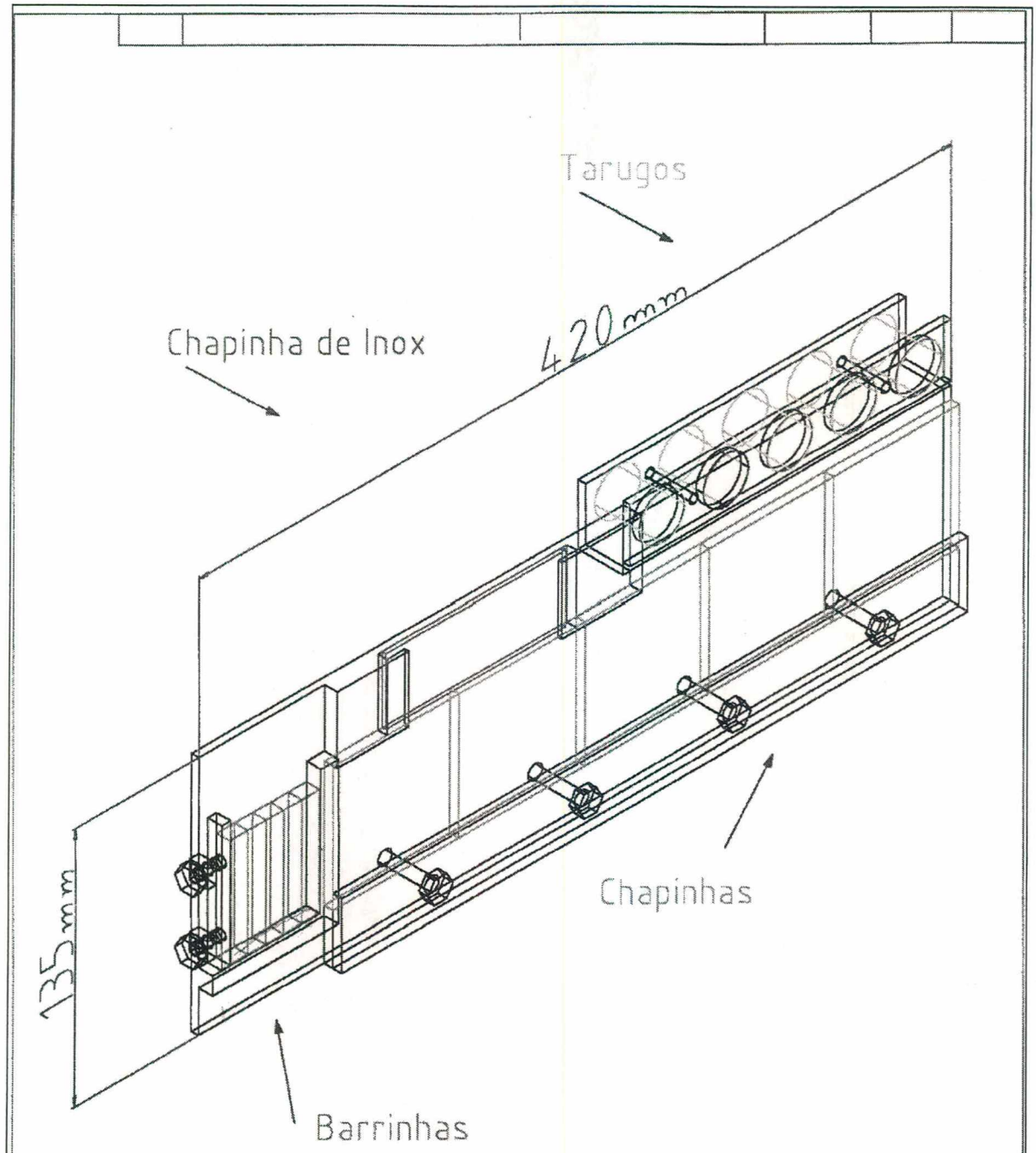
APÊNDICE 1

FERRAMENTA PARA ESCLEROMETRIA PENDULAR



APÊNDICE 2

PORTA CORPOS DE PROVA



Itemref	Quant.	Título/Nome, designação, material, dimensão etc			Referência	
Desenhado por FABRICIO_FREIRE		Checado por FABRICIO_F.	Aprovado por - Data FABRICIO	Filename PORTACPS	Data 08/06/2001	Escala -
METSOLDA		PORTA_CPS				
		NUMERO_DO_DESENHO			Edição 1	Folha 1

APÊNDICE 3

MEDIÇÕES DA ESCLEROMETRIA PENDULAR

	Risco	Prof.(m)	m_1(g)	m_2(g)	Δm(mg)	ΔE(J)	e=ΔE/Δm(J/mg)
P1	1 1	32	38,93462	38,93415	0,47	2,28	4,85
	1 2	33	38,93415	38,93364	0,51	2,47	4,84
	1 3	22	38,93364	38,93323	0,41	1,97	4,80
	2 1	26	33,99877	33,99507	3,70	2,32	0,63
	2 3	21	33,9951	33,99408	0,99	2,33	2,35
M1	1 1	28	33,36622	33,36486	1,36	1,81	1,33
	1 2	29	33,36486	33,36336	1,50	2,18	1,45
	1 3	35	33,36336	33,36146	1,90	2,42	1,27
	2 1	26	35,31872	35,31703	1,69	2,30	1,36
P2	1 1	22	33,59776	33,59646	1,30	1,98	1,52
	1 2	21	33,59646	33,59586	0,60	2,10	3,50
	1 3	31	33,59586	33,59390	1,96	2,43	1,24
	5 1	25	30,68698	30,68516	1,82	2,94	1,62
	5 2	24	30,68516	30,68371	1,45	2,57	1,77
M2	5 2	16	34,09330	34,09233	0,97	2,43	2,51
	5 3	7	34,09233	34,09193	0,40	2,02	5,05
	1 1	70	32,13230	32,12776	4,54	2,92	0,64
	1 2	80	32,12742	32,12238	5,04	3,27	0,65
	1 4	50	32,11479	32,11291	1,88	2,79	1,48
P3	1 1	4	32,75330	32,75302	0,28	1,60	5,71
	1 2	8	32,75302	32,75258	0,44	1,90	4,32
	1 3	8	32,75258	32,75213	0,45	1,82	4,04
	3 1	30	32,00939	32,00853	0,86	2,65	3,08
	3 2	31	32,00798	32,00663	1,35	3,54	2,62
M3	1 1	72	30,19186	30,18970	2,16	3,47	1,61
	1 2	79	30,18970	30,18687	2,83	3,82	1,35
	1 3	62	30,18687	30,18474	2,13	3,43	1,61
	2 1	196	31,61484	31,60813	6,71	4,36	0,65
	2 2	146	31,60714	31,60160	5,54	3,93	0,71
P4	1 1	53	35,42835	35,42654	1,81	2,14	1,18
	1 2	68	35,42654	35,42392	2,62	2,34	0,89
	1 3	83	35,42392	35,42118	2,74	2,60	0,95
	2 1	51	35,07749	35,07469	2,80	2,05	0,73
	2 2	74	35,07472	35,07165	3,07	3,09	1,01
M4	1 1	40	32,05680	32,05563	1,17	1,91	1,63
	1 2	134	32,05563	32,04786	7,77	3,44	0,44
	1 3	120	32,04786	32,04292	4,94	2,88	0,58
	2 1	60	30,92359	30,92119	2,40	2,28	0,95
	2 2	66	30,91521	30,91234	2,87	2,42	0,84
3,1	1 1	91	39,51454	39,50707	7,47	4,35	0,58
	1 2	76	39,50922	39,50354	5,68	3,87	0,68
	1 3	55	39,50307	39,50121	1,86	3,14	1,69
	1 4	80	39,50153	39,49812	3,41	4,09	1,20
	1 5	93	39,49353	39,48974	3,79	4,28	1,13
	2 1	80	34,64028	34,63754	2,74	4,12	1,50
	2 2	84	34,63754	34,63334	4,20	4,29	1,02