

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ALFENAS
CAMPUS POÇOS DE CALDAS

VIVIANI MALU CASSIMIRO

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL E DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE
ABRASIVO DE REVESTIMENTOS PRODUZIDOS PELAS TÉCNICAS DE HP-
HVOF E FLAME SPRAY EM SUBSTRATO DE AÇO-CARBONO (AISI 1020)**

POÇOS DE CALDAS- MG

2023

VIVIANI MALU CASSIMIRO

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL E DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE
ABRASIVO DE REVESTIMENTOS PRODUZIDOS PELAS TÉCNICAS DE HP-
HVOF E FLAME SPRAY EM SUBSTRATO DE AÇO-CARBONO (AISI 1020)**

Dissertação apresentada como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, pela Universidade Federal de Alfenas. Área de concentração: Ciência e Engenharia de Materiais. Orientador: Prof. Dr. Alfeu Saraiva Ramos.

POÇOS DE CALDAS- MG

2023

Sistema de Bibliotecas da Universidade Federal de Alfenas
Biblioteca Campus Poços de Caldas

Cassimiro, Viviani Malu.

Avaliação microestrutural e da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos produzidos pelas técnicas HP-HVOFe Flame spray em substrato de aço-carbono (AISI 1020) / Viviani Malu Cassimiro. - Poços de Caldas, MG, 2023.

104 f. : il. -

Orientador(a): Alfeu Saraiva Ramos.

Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Alfenas, Poços de Caldas, MG, 2023.

Bibliografia.

1. Carbetto de nióbio. 2. Desgaste. 3. Dureza. 4. Revestimento. I. Ramos, Alfeu Saraiva , orient. II. Título.

Ficha gerada automaticamente com dados fornecidos pelo autor.

VIVIANI MALU CASSIMIRO

**AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL E DA RESISTÊNCIA AO DESGASTE
ABRASIVO DE REVESTIMENTOS PRODUZIDOS PELAS TÉCNICAS DE HP-
HVOF E FLAME SPRAY EM SUBSTRATO DE AÇO-CARBONO (AISI 1020)**

O Presidente da banca examinadora abaixo assina a aprovação da Dissertação apresentada como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestra em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de Alfenas. Área de concentração: Ciência e Engenharia de Materiais.

Aprovada em: 30 de maio de 2023.

Prof. Dr. Alfeu Saraiva Ramos

Presidente da Banca Examinadora

Instituição: Universidade Federal de Alfenas

Prof. Dr. Kurt Strecker

Instituição: Universidade Federal de São João Del Rei

Profa. Dra. Simone Pereira Taguchi Borges

Instituição: Universidade Federal Rural do Rio de Janeiro



Documento assinado eletronicamente por Alfeu Saraiva Ramos, Professor do Magistério Superior, em 01/06/2023, às 16:46, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.unifal-mg.edu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador 1007436 e o código CRC 0710E0C2.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por todo trabalho realizado, por me dar sabedoria e paciência em todo o processo, e também por permitir trabalhar com pessoas maravilhosas, as quais contribuíram muito para o meu crescimento pessoal e profissional.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

Agradeço ao Professor Doutor Alfeu Saraiva Ramos pela criteriosa orientação por mim recebida, pelo apoio, paciência, dedicação e confiança em mim depositada nesses anos de convivência.

À empresa OPT- Brasil, ao Senhor Flávio e ao Guilherme pela confiança em realizar o estudo qualitativo em suas amostras, além de ceder todo material para estudo e atenção.

Agradeço a UNIFAL-MG pela oportunidade de desenvolver este trabalho, tanto pelo uso de seus laboratórios quanto pelo apoio do seu quadro de funcionários.

Agradeço ao Professor Doutor Nabil Chaia por não medir esforços ao me auxiliar nos ensaios realizados no laboratório DEMAR-USP, e por todo conhecimento compartilhado comigo.

Agradeço também a empresa TAK-SOLDAS ESPECIAIS Eireli, juntamente ao seu proprietário Senhor Francisco e sua equipe por todo suporte nos ensaios desenvolvidos na empresa.

Agradeço também a toda minha família pelo apoio emocional. Ao meu pai Antonio Donizete Cassimiro e minha mãe Aparecida Santana Laura Cassimiro, por sempre acreditarem na minha capacidade e não me deixarem desistir de meus sonhos, aos meus irmãos, meu namorado e minha amiga em especial, por sempre me apoiarem com palavras de motivação, conforto e orações.

RESUMO

O presente estudo visou a caracterização microestrutural e a avaliação da resistência ao desgaste abrasivo dos seguintes revestimentos industriais (sem e com adição de NbC) depositados em substrato de aço-carbono AISI 1020 pelas técnicas de HP-HVOF e *Flame Spray*: Metco 16C[®]+25%-massa de NbC (sem e com fusão), Metco 16C[®]+25%- massa de SiC (sem e com fusão), Metco 16C[®]+30%-massa de Basalto (sem e com fusão), WC, WC+30%-massa de NbC, Cr₃C₂, Cr₃C₂+30%- massa de NbC, Orgrabor[®], Stellite, Inconel 625 e Nb₂O₅. A caracterização microestrutural dos revestimentos foi realizada com o auxílio das técnicas de difratometria de raios X (DRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectrometria por dispersão de energia (EDS). Os ensaios de dureza *Vickers* e de desgaste abrasivo foram realizados nas superfícies polidas dos revestimentos. As fases presentes nas microestruturas dos diferentes revestimentos foram determinadas com relativo êxito por análises de EDS, tendo em vista sua limitação para quantificar os elementos leves presentes em algumas destas fases. A resistência ao desgaste dos revestimentos estudados foi aumentada, na seguinte ordem: óxido de nióbio (menor resistência), Inconel 625, Metco 16C[®]+30% Basalto (sem fundir), Metco 16C[®]+ 25%SiC (sem fundir), Metco 16C[®]+25%NbC (fundido), Metco 16C[®]+25%NbC (sem fundir), Stellite, carbetos de cromo, Metco 16C[®]+30%Basalto (fundido), Metco 16C[®]+25%SiC (fundido), carbetos de tungstênio+30%NbC, carbetos de cromo+30%NbC e carbetos de tungstênio (maior resistência ao desgaste). Os resultados têm indicado que, dependendo da composição do revestimento, a adição de NbC pode contribuir para manter os níveis apreciáveis de resistência ao desgaste abrasivo para menores custos de produção.

Palavras chave: carbetos de nióbio; desgaste; dureza; revestimento.

ABSTRACT

The present study aimed at the microstructural characterization and evaluation of abrasive wear resistance of the following industrial coatings (with and without NbC addition) deposited on AISI 1020 carbon steel substrate by HP-HVOF and Flame Spray techniques: Metco 16C[®]+25wt.-%NbC (without and with melting), Metco 16C[®]+wt.-%25SiC (without and with melting), Metco 16C[®]+30wt.-%Basalt (without and with melting), tungsten carbide, tungsten carbide+30wt.-%NbC, chromium carbide, chromium carbide+30wt.-%NbC, Orgrabor[®], Stellite, Inconel 625 and niobium oxide. The microstructural characterization of coatings was carried out by means of X-ray diffractometry (XRD), scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectrometry (EDS). The hardness and abrasive wear tests were performed on polished surfaces of coatings. The present phases in microstructures of coatings were determined with relative successfully by EDS analysis due to its limitation for quantify the light elements presents in some phases. Abrasive wear resistance of coatings was increased in the sequence: niobium oxide (lower resistance), Inconel 625, Metco 16C[®]+30wt.-%Basalt (without melting), Metco 16C[®]+25wt.-%SiC (without melting), Metco 16C[®]+25wt.-%NbC (melting), Metco 16C[®]+25wt.-%NbC (without melting), Stellite, chromium carbide, Metco 16C[®]+30wt.-%Basalt (melting), Metco 16C[®]+25wt.-%SiC (melting), tungsten carbide+30wt.-%NbC, chromium carbide+30wt.-%NbC and tungsten carbide (higher resistance). Results have indicated that depending on coating composition the NbC addition can contribute to maintain appreciable levels of abrasive wear resistance for lower production costs.

Keywords: niobium carbide; wear; hardness; coating.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Classificação dos materiais nanoestruturados de acordo com a composição química e forma dimensional	21
Figura 2- Posição granular de nanocompósitos	22
Figura 3- Seção do tubo: parte interna de Inconel 625, parte externa mais escura de aço.....	25
Figura 4- Fotografia típica do Basalto	27
Figura 5- Perda de massa após desgaste abrasivo dos revestimentos (Cr ₃ C ₂ e WC).	30
Figura 6- Esquema do processo de aspersão térmica	32
Figura 7- Fluxograma dos métodos de aspersão térmica	33
Figura 8- Velocidade média de impactos das partículas	34
Figura 9- Aspersão térmica por chama de pós.....	35
Figura 10- Tocha de aspersão por chama de arame	36
Figura 11- Tocha de aspersão por chama de pós.....	36
Figura 12- Esquema mostrando a tocha de HVOF	37
Figura 13- Esquema do funcionamento do equipamento de aspersão térmica e foto do equipamento respectivamente.....	38
Figura 14- Representação esquemática de recobrimentos produzidos por HVOF ...	38
Figura 15- Comparação entre os processos de aspersão térmica	39
Figura 16- Valor de microdureza Vickers (HV) de recobrimentos de carbeto metálicos aspergidos por diferentes técnicas.....	40
Figura 17- Microestrutura do WC produzido pela técnica HVOF.....	41
Figura 18- Amostra de carbeto de tungstênio após ciclagem térmica em 900°C	42
Figura 19- Média das microdurezas Vickers do revestimento de CW	42
Figura 20- Pistola utilizada para a etapa de revestimento em substratos de aço carbono 1020 pela técnica <i>Flame Spray</i>	46
Figura 21- Arma de spray, equipamento utilizado para o revestimento dos substratos de aço carbono 1020 pela técnica de HVOF	46
Figura 22- Aplicação do revestimento sobre o substrato de aço carbono 1020	47
Figura 23- Medição da camada de revestimento	47
Figura 24- Comparação entre superfícies de dois corpos de prova revestidos com Ograbor®	48

Figura 25- Equipamento utilizado neste estudo para as análises de DRX e os detalhes do corpo de prova no porta amostra	49
Figura 26- Durômetro digital da marca Insize, modelo ISH-TDV1000A.	50
Figura 27- Preparo de uma amostra para execução do ensaio abrasivo	52
Figura 28- Amostras polidas.....	54
Figura 29- Difrátogramas de raios X dos revestimentos com a liga Metco16C [®] contendo adição de 25 %-massa de NbC	56
Figura 30- Micrografias de MEV dos revestimentos com a liga Metco 16C [®] contendo adição de 25 %-massa de NbC	57
Figura 31- Espectros de EDS dos revestimentos da liga Metco 16C [®] contendo adição de 25%-massa de NbC.....	58
Figura 32- Difrátogramas de raios X dos corpos de prova revestidos com a liga Metco 16C [®] contendo a adição de 25% de SiC	61
Figura 33- Micrografias de MEV dos revestimentos da liga Metco 16C [®] contendo adição de 25%-massa de SiC	62
Figura 34- Espectros de EDS das fases presentes do revestimento da liga Metco16C [®] contendo adição de 25%-massa de SiC.....	63
Figura 35- Difrátogramas de raios X dos corpos de prova revestidos com a liga Metco 16C [®] contendo 25%-massa de basalto nas condições.....	66
Figura 36- Micrografias de MEV dos revestimentos da liga Metco 16C [®] contendo a adição de 25 %-massa de Basalto	67
Figura 37- Espectros de EDS de fases presentes no revestimento da liga Metco 16C [®] contendo adição de 30%-massa de Basalto	68
Figura 38- Difrátogramas de raios X dos revestimentos	71
Figura 39- Micrografias de MEV dos revestimentos.....	72
Figura 40- Espectros de EDS de fases presentes nos revestimentos.....	73
Figura 41- Difrátogramas de raios X dos corpos de prova revestidos com carbeto de cromo	75
Figura 42- Micrografias de MEV dos corpos de prova revestidos com carbeto de cromo	76
Figura 43- Espectros de EDS de diferentes regiões do revestimento de carbeto de cromo	77
Figura 44- Difrátogramas de raios X dos corpos de prova revestidos com carbeto de tungstênio e carbeto de tungstênio com adição de 30% de NbC	80

Figura 45- Micrografias de MEV dos revestimentos de carbeto de tungstênio e de carbeto de tungstênio com adição de 30%-massa de NbC.....	81
Figura 46- Espectros de EDS dos revestimentos de carbeto de tungstênio, sem e com adição de 30%-massa de NbC.	82
Figura 47- Difratoograma de raios X do corpo de prova revestido com a liga Stellite 6.....	84
Figura 48- Micrografias de MEV da superfície do corpo de prova revestido com a liga Stellite 6.....	85
Figura 49- EDS da amostra de revestimento Stellite.....	85
Figura 50- Difratoograma de raios X do corpo de prova revestido com a liga Inconel 625.....	86
Figura 51- Micrografias de MEV da superfície do corpo de prova revestido com a liga Inconel 625.....	87
Figura 52- EDS da amostra de revestimento Inconel 625.....	88
Figura 53- Impressão gerada na superfície do corpo de prova (no interior do círculo demarcado).	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Propriedades mecânicas e químicas do NbC	23
Tabela 2- Inconel 625: composição (%-massa) e propriedades.....	25
Tabela 3- Propriedades típicas para um revestimento de carbeto de cromo	29
Tabela 4- Propriedades do carbeto de tungstênio.....	31
Tabela 5- Temperaturas atingidas no processo de aspersão em função da fonte de calor.....	34
Tabela 6- Aplicações dos revestimentos HVOF em diversos ramos industriais.....	40
Tabela 7- Materiais utilizados, técnica utilizada para a produção do revestimento em substratos de aço carbono AISI 1020 e o estado físico atingido durante seu processamento	44
Tabela 8- Parâmetros ambientais e de processo adotados para o revestimento dos substratos de aço carbono 1020	45
Tabela 9- Parâmetros adotados para os ensaios de abrasão ASTM- G65.....	51
Tabela 10- Teores (%-at.) das fases presentes nos revestimentos da liga Metco 16C [®] contendo adição de 25 %-massa de NbC	59
Tabela 11- Teores elementares das fases presentes do revestimento da liga Metco 16C [®] contendo adição de 30%-massa de SiC	64
Tabela 12- Teores de fases presentes no revestimento da liga Metco 16C [®] contendo adição de 30 %-massa de Basalto mediante fusão (espectros 2 e 3) e sem fusão (espectros 3 e 2).....	69
Tabela 13- Teores elementares (%-at.) de fases presentes nos revestimentos de Ograbor (espectros 3 e 4) e de óxido de nióbio (espectros 6 e 1).....	74
Tabela 14- Teores elementares das diferentes regiões dos revestimentos de carbeto de cromo	78
Tabela 15- Teores elementares típicos (%-at.) do WC (matriz) e do NbC (regiões escuras) dos revestimentos de carbeto de tungstênio, sem e com adição de 30%-massa de NbC	83
Tabela 16- Teores dos elementos presentes em diferentes regiões da microestrutura do revestimento Stellite 6	86
Tabela 17- Teores elementares da matriz e de regiões segregadas no revestimento de Inconel 625.....	88
Tabela 18- Valores de microdureza Vickers(HV) e Rockwell (HRC) após ensaios.	90

Tabela 19- Perdas de massa e de volume dos diferentes revestimentos avaliados neste estudo, os quais foram obtidos a partir de ensaios de desgaste abrasivo nas superfícies não retificadas.	92
Tabela 20- Média dos valores de microdureza Vickers e perda de massa dos revestimentos.	93

LISTA DE SIGLAS

Al	Alumínio;
B	Boro;
cm	Centímetro;
cm³	Centímetro cúbico;
Cr	Cromo;
Cu	Cobre;
°C	Grau <i>Celsius</i> ;
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i> ;
Fe	Ferro;
g	Grama;
GPa	Giga Pascal;
HCR	Dureza <i>Rockwell</i> ;
HV	Dureza <i>Vickers</i> ;
HP-HVOP	<i>High-Velocity Oxy Fuel</i> ;
K	<i>Kelvin</i> ;
Mg	Magnésio;
Mm	Milímetros;
Mo	Molibdênio;
MPa	Mega Pascal;
N	Newton;
Nb	Nióbio;
NbC	Carbeto de Nióbio;
Ni	Níquel;
O	Oxigênio;
PSI	<i>Pound Force per Square Inch</i> (pressão aplicada em uma área);
RPM	Rotação por minuto;
Si	Silício;
Ti	Titânio;
W	<i>Watt</i> ;
WC	Carbono de tungstênio;
µm	Micrômetro.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
2	OBJETIVOS GERAIS E ESPECÍFICOS	17
3	JUSTIFICATIVA	18
4	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
4.1	BREVE HISTÓRICO DA METALIZAÇÃO	19
4.2	MATERIAIS NANOESTRUTURADOS	20
4.3	LIGAS METÁLICAS/ COMPOSTOS CERÂMICOS E COMPÓSITOS USADOS COMO REVESTIMENTO	22
4.3.1	Carbeto de Nióbio	22
4.3.2	Inconel 625	24
4.3.3	Ograbor	26
4.3.4	Stellite 6	26
4.3.5	Basalto	27
4.3.6	Liga Metco 16C®	28
4.3.7	Carbeto de Cromo	28
4.3.8	Carbeto de Silício	30
4.3.9	Carbeto de Tungstênio	31
4.4	APERSÃO TÉRMICA.....	32
4.4.1	Processos de Aspersão Térmica	33
4.4.2	Aspersão térmica por chama convencional- <i>Flame Spray</i>	34
4.4.3	Processo hipersônico HP/HVOF	36
4.4.4	Carbetos processados por HVOF	38
5	MATERIAIS E MÉTODOS	43
5.1	MATERIAIS	43
5.2	MÉTODOS	45
5.2.1	Deposição dos revestimentos	45
5.2.2	Preparação da Superfície	48
5.2.3	Caracterização Microestrutural dos Produtos Revestidos	49
5.2.3.1	Difratometria de Raios X	49
5.2.3.2	Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectrometria de Energia Dispersiva	50
5.2.4	Caracterização Mecânica dos Produtos Revestidos	50

5.2.4.1	Ensaio de Microdureza Vickers.....	50
5.2.4.2	Ensaio de Desgaste Abrasivo	51
6	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	53
6.1	ASPECTOS SUPERFICIAIS DOS REVESTIMENTOS.....	53
6.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS REVESTIMENTOS	55
6.2.1	Liga Metco 16C[®] com adição de 25%-massa de NbC (sem e com fusão)	55
6.2.2	Liga Metco 16C[®] com adição de 25%-massa de SiC (sem e com fusão)	60
6.2.3	Liga Metco 16C[®] com adição de 25%-massa de Basalto (com e sem fusão).....	64
6.2.4	Ograbor[®] e Óxido de Nióbio	70
6.2.5	Carbeto de Cromo (sem e com adição de 30%-massa de NbC).....	74
6.2.6	Carbeto de Tungstênio (sem e com adição de 30%-massa de NbC)	79
6.2.7	Stellite.....	83
6.2.8	Inconel 625.....	86
6.3	ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS	89
6.4	ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO	91
7	CONCLUSÕES	95
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	96
	REFERÊNCIAS.....	97

1 INTRODUÇÃO

A corrosão é uma transformação comumente sofrida por estruturas e peças metálicas, em decorrência do ambiente de trabalho em que são inseridas. O aço-carbono que geralmente é utilizado em engenharia como material para equipamentos industriais e tubulações, devido ao seu baixo custo e propriedades, não satisfaz no ramo quando se trata da sua resistência à corrosão, sendo necessário o tratamento de superfícies, visando o aumento de sua vida útil e reduzindo assim os custos com manutenção (HELLEIS, 2018).

Geralmente o aço oxida quando entra em contato com gases nocivos e umidade, e ambos processos destrutivos implicam na deteriorização do material, perdendo assim suas propriedades essenciais no sistema, como ductibilidade, estética e resistência mecânica. Todos os aços ao serem submersos em água ou até mesmo expostos a atmosfera se tornam bastante corrosivo e por este motivo são utilizados anticorrosivos e revestimentos para sua proteção. A tinta é o tipo de anticorrosivo mais utilizado para proteção contra o ataque químico, além de proporcionar uma melhor aparência. Já para um melhor resultado em peças que se almejam um longo período de uso é aplicado o revestimento por meio de jateamento de nanomateriais metálicos e não metálicos (GENTIL, 1987).

A deposição de revestimentos na superfície do aço-carbono fornece a proteção contra a corrosão. A tecnologia utilizada para o processo baseia-se na eletrodeposição de metais em dimensão nanométrica sobre outros metais, através do processo de oxidação-redução, ocorrendo a transferência de íons na interface do substrato, formando assim uma camada protetora. Denominada aspensão térmica, a técnica de deposição pode ser realizada por meio de combustão (Flame Spray, HVOF, detonação, oxicomustível de alta pressão e velocidade) e por energia elétrica (arco elétrico, plasma spray e Arc-spray) (MANUEL, 2008).

Técnicas de metalurgia do pó podem ser utilizadas como uma rota alternativa na produção de alguns produtos e, em outras vezes, consistem na sua única forma de produção. Assim, no caso de uso de revestimentos de materiais baseados em NbC, estudos relacionados com as etapas de produção dos pós e da etapa subsequente de revestimento se tornam necessários (VIEIRA *et al.*, 2017).

Vários estudos foram feitos nos últimos anos sobre a utilização de carbetos como reforços em materiais metálicos, com a finalidade de melhorar suas

propriedades mecânicas, e seus resultados têm contribuído no desenvolvimento de novos materiais com adição dos mesmos. Porém, o desempenho não dependerá apenas da composição otimizada, mas estarão relacionados diretamente com a forma de processamento, como os novos métodos de sinterização e revestimento, no caso da metalurgia do pó (DINIZ *et al.*,2014; VIEIRA *et al.*,2017). No caso das técnicas de aspersão térmica, em particular, do processo hipersônico HP/HVOF (*High Pressure/ High VelocityOxygenandFuel*), pode-se obter um revestimento com baixa porosidade (menor que 2%) e com uma baixa quantidade de óxidos, gerando um revestimento com excelentes propriedades mecânicas que, por sua vez, torna-o resistente ao desgaste; além de uma boa aderência ao material de contato (LIMA *et al.*, 2007).

Assim, o presente trabalho visa a avaliação dos revestimentos contendo NbC (dureza e resistência ao desgaste) comparando-o com outros revestimentos comerciais.

2 OBJETIVOS GERAIS E ESPECÍFICOS

O objetivo do trabalho visa a caracterização microestrutural e a avaliação da resistência ao desgaste abrasivo de revestimentos comerciais contendo a adição de carbeto de nióbio (NbC) depositados em substrato de aço-carbono 1020 por meio da técnica HVOF (*high velocity-oxy-fuel*) ou *Flame Spray*.

Como objetivos específicos, podem ser citados:

- a) Caracterização microestrutural dos revestimentos com o auxílio de técnicas de difratometria de raios X, microscopia eletrônica de varredura e espectrometria por energia dispersiva;
- b) Caracterização mecânica dos produtos revestidos por dureza Vickers e ensaios de desgaste abrasivo;
- c) Comparar os resultados dos revestimentos contendo NbC com outros revestimentos comerciais metálicos, cerâmicos e compósitos.

3 JUSTIFICATIVA

A busca por novos materiais implica na necessidade de obtenção de um produto com propriedades mecânicas, físicas e químicas, melhoradas quando comparadas a outros materiais com a mesma finalidade no mercado ou indústria. Além disso, o conhecimento mais aprofundado desses produtos implicará na redução da incidência de falhas em serviço e a maior vida útil do material.

Várias pesquisas têm sido publicadas no sentido de se utilizar pós nanométricos, menos custosos, mais baratos e com propriedades melhoradas, ou iguais a de materiais usuais. Diante disso, o presente trabalho se justifica pela possível utilização do NbC incorporado a revestimentos comerciais, visto que é um material de baixo custo e abundante em território nacional, tornando o produto final mais atrativo financeiramente.

4 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1 BREVE HISTÓRICO DA METALIZAÇÃO

Mundialmente utilizado na indústria e em áreas da construção civil, biomedicina e arquitetura, o processo de metalização por aspersão térmica integra uma grande gama de soluções, com a finalidade de cumprir demandas de caráter decorativo como, por exemplo, utilizando o ouro em função da sua cor, brilho e resistência, em peças e monumentos instalados em igrejas. O material era processado em forma de folhas bem finas, por meio de forjamento, e em seguida aplicadas nas superfícies dos materiais (LIMA; TREVISAN, 2007).

O impulso no desenvolvimento da aspersão térmica ocorreu após aplicações em tanques de navio, ferrovias, barcaças de carvão e comportas de emergência em canais marítimos. E durante a Segunda Guerra Mundial, quando a matéria prima para produção de equipamentos de guerra ficou escassa, a metalização foi a solução encontrada para recuperação dos objetos (COUTO, 2006).

Inicialmente a técnica de aspersão térmica foi desenvolvida em 1910, pelo processo de combustão envolvendo oxigênio e combustível, pelo Dr. Max Ulrich Schoop na Suíça, que foi responsável por patentear o uso de calor para fundir um arame metálico, alimentando o sistema com ar comprimido e fusão do material por meio de uma chama a gás. A segunda patente surgiu em 2012, quando a combustão foi substituída por energia elétrica (PAREDES, 2012).

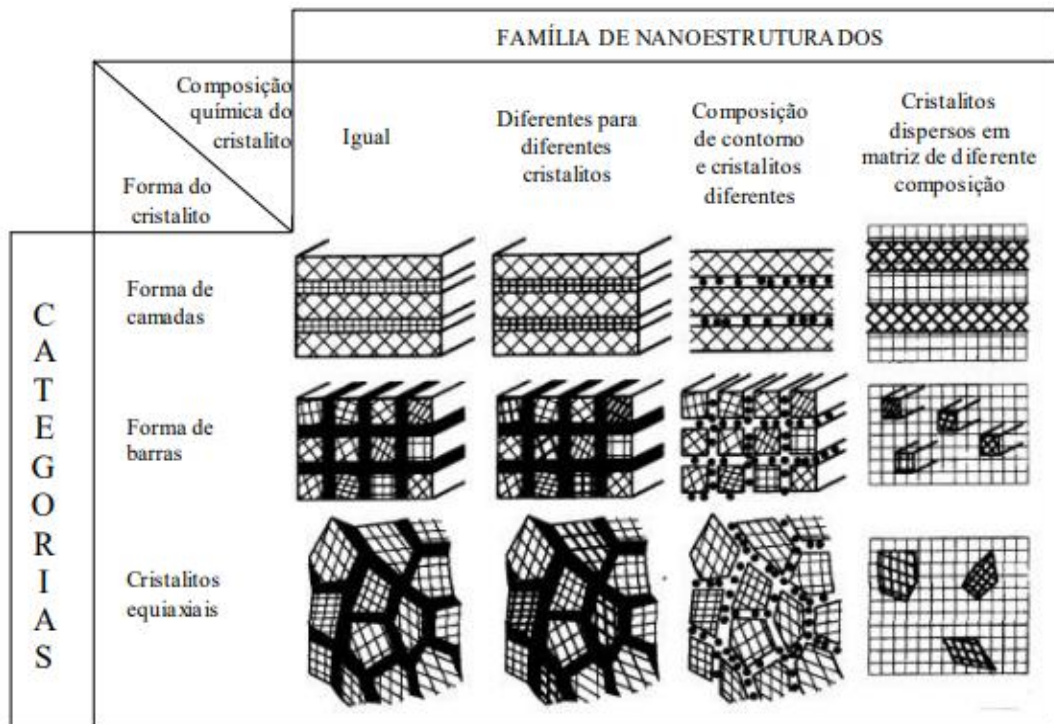
O zinco passou a ser utilizado como revestimento para proteção contra a corrosão de peças metálicas por volta de 1920, e ao longo dos anos novos tipos de pistolas de aplicação foram desenvolvidas. A pistola que gera calor através de um arco voltaico foi produzida em 1940, e em 1960 foi a vez do arco a plasma e da deposição de pós por detonação surgirem. A pistola hipersônica apareceu em 1980, capaz de transferir partículas sob alta velocidade. A partir de 1990 ocorreu uma notável evolução dos materiais e equipamentos utilizados no processo, aumentando também a velocidade de deposição das partículas nos metais, fazendo com que houvesse um menor risco de oxidação e contaminação do material aspergido (LIMA; TREVISAN, 2007).

4.2 MATERIAIS NANOESTRUTURADOS

Os estudos sobre a síntese e a caracterização de materiais nanoestruturados têm crescido amplamente. Isto se deve a possível melhoria das propriedades que esses materiais podem ter em comparação a outros obtidos por métodos convencionais. São considerados materiais nanométricos aqueles que possuem estrutura com dimensão nanométrica, ou seja, extremamente pequenas (CHEN; TJONG, 2004).

A Figura 1 apresenta a classificação dos materiais nanoestruturados, de acordo com a composição química e sua forma dimensional. Esses materiais podem ser obtidos por diversas formas de processamento e divididos em três categorias de acordo com a formação dos cristalitos constituintes, conforme se apresentam: camadas planas, barras de seção circular com diâmetro em dimensões nanométrica e cristalitos de forma equiaxial. Podem ainda ser divididos conforme umas das suas quatro famílias ou classes, caracterizadas de acordo com a composição química dos cristalitos. Na primeira família, os constituintes possuem a mesma composição química. A segunda família é constituída por cristalitos com composições químicas diferentes. Na terceira família, existe uma variação na composição química e na região interfacial dos cristalitos. Na quarta família, os cristalitos possuem diversas composições químicas dispersos na matriz (GLEITER, 1995).

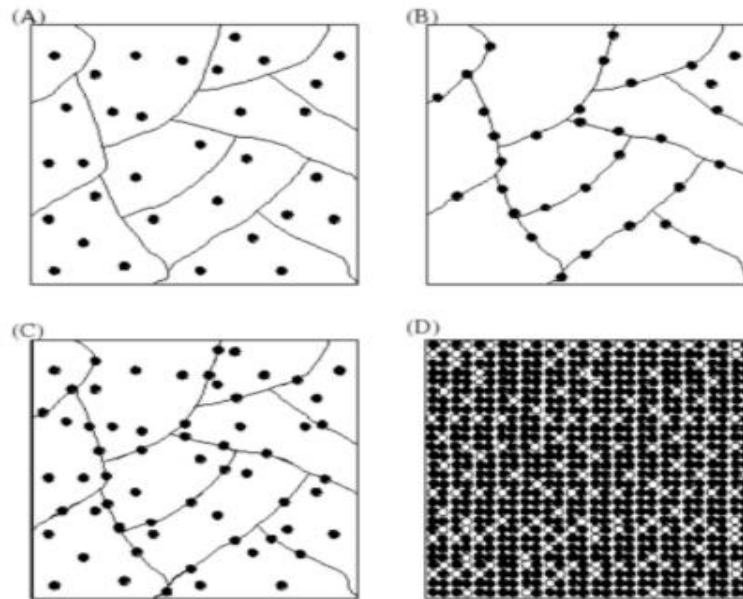
Figura 1- Classificação dos materiais nanoestruturados de acordo com a composição química e forma dimensional



Fonte: Gleiter (1995, p. 03).

Considerando a microestrutura destes materiais, eles podem receber outras classificações, conforme ilustradas na Figura 2. De acordo com a imagem, os nanocompósitos intragranulares possuem reforços nanométricos e estão localizados no interior dos grãos da matriz. Os nanocompósitos inter-intragranulares também possuem reforço nanométrico e estão dispostos nos contornos de grãos da matriz. Já os nanocompósitos intergranulares estão em ambas às localizações, no interior e nos contornos dos grãos. E, por último, nos nanocompósitos nano/nano, estes compósitos estão em uma matriz de dimensão nanométrica também (NIIHARA, 1991).

Figura 2- Posição granular de nanocompósitos



Fonte: adaptada de Niihara (2001, p.675).

Legenda: A) intragranular;
 B) inter-intragranular;
 C) intergranulares;
 D) nano nanocompósitos.

Existe uma enorme gama de procedimentos para a obtenção de pós cerâmicos nanométricos, com pequena granulometria e elevada área superficial. Os métodos utilizados para a produção destes pós podem ser mecânicos, termofísicos e químicos (PALMEIRA, 2012).

É desejável que os pós obtidos tenham uma pequena distribuição entre os grãos evitando assim o crescimento excessivo deles, e a formação de aglomerados, visto que eles sintetizarão mais rápido. Em alguns casos, sua fragmentação pode ser feita por moagem dos pós, que ainda reduz o tamanho das partículas além de modificar sua forma e a distribuição (ALECRIM, 2017).

4.3 LIGAS METÁLICAS/ COMPOSTOS CERÂMICOS E COMPÓSITOS UTILIZADOS COMO REVESTIMENTO

4.3.1 Carbetos de Nióbio

O carbeto de nióbio (NbC) é um material cerâmico produzido a partir da reação entre óxido de nióbio e o carbono na temperatura aproximada de 1700°C, em uma atmosfera de hidrogênio.

A produção do carbeto de nióbio pode ser feita por vários métodos, alguns deles são: ligação dos elementos sob temperaturas elevadas, reação auto sustentável em altas temperaturas, carbonatação de óxidos por carbono ou hidrogênio e metano ligados, e carbonatação de penta haletos de nióbio. Todos esses métodos utilizados para a síntese do carbeto geralmente ocorrem em temperaturas elevadas (acima de 1440°C), onde geram materiais com área específica bem pequena, limitando seus usos na catálise. Existem processos realizados sob temperaturas mais baixas (entre 820° e 950°C) que por sua vez, produzem materiais com áreas superficiais maiores do que aqueles sintetizados a altas temperaturas (KIM; LEE; PARK, 1999).

Atualmente, o carbeto de nióbio tem sido aplicado em vários setores da indústria devido a sua função promissora como material de reforço, como ilustrado pelas propriedades mostradas na Tabela 1. Quando adicionado a um compósito, melhora de modo considerável as propriedades físicas e mecânicas do material (SOUTO, 2017).

Tabela 1- Propriedades mecânicas e químicas do NbC

Propriedades Físicas	Unidade Métrica
Densidade	7600 kg/m ³
Propriedades Mecânicas	
Dureza Rockwell	90 HRC
Resistência à compressão	2374 MPa
Propriedades Elétricas	
Resistência elétrica	7,4x10 ⁻⁵ ohm.cm

Fonte: Souto (2017).

A utilização do nióbio foi reconhecida em 1925, como material alternativo na produção de ferramentas de corte, substituindo outros usados para o mesmo fim, como o tungstênio. O nióbio também foi utilizado em aços inoxidáveis na década de 30. Nos dias atuais, ele possui várias aplicações, mas sua principal utilização é como elemento ligante para adição em aços de baixa liga, que são utilizados na

construção civil, em grandes tubulações e na indústria automobilística (SILVA, 2020).

Segundo a literatura, o NbC apresenta propriedades físicas e químicas atrativas para as indústrias metalúrgica, química e bélica. Quando adicionado em compósitos cerâmicos, são utilizados como revestimentos de reatores nucleares (SOUTO, 2017).

O NbC atualmente está sendo aplicado no desenvolvimento de catalisadores de nióbio para reações de oxidação seletiva, reações de conversão de hidrocarbonetos, hidrogenação e desidrogenação, hidrotratamento, hidrogenação de monóxido de carbono, hidratação e desidratação, fotoquímica e eletroquímica, e polimerização (AQUINO, 2019; WACHS *et al.*, 1996).

4.3.2 Inconel 625

Uma alternativa para substituição de materiais de custo elevado em ambientes agressivos é o revestimento utilizando superligas de níquel. Este procedimento é atrativo, visto que pode contribuir para a melhoria da resistência à corrosão, sem aumento do custo de fabricação do componente, quando comparado ao custo do equipamento fabricado totalmente em material especial (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2011).

As superligas surgiram ao longo da Segunda Guerra Mundial. O termo foi usado para descrever uma quantidade de ligas que seriam destinadas a aplicações que almejavam um alto desempenho, assim como altas resistências mecânica e de corrosão quando expostas a altas temperaturas. Tais materiais apresentam temperaturas limites de trabalho de cerca de 85% do seu ponto de fusão, possuem uma elevada condutividade térmica, expansão térmica mínima, além de resistência à fluência, ao ataque ambiental, à fadiga, à corrosão em temperaturas elevada se uma ductibilidade significativa (BALDAN, 2009).

Existe uma grande variedade de ligas à base de níquel que se diferem por seus constituintes como o MONEL (níquel-cobre), INCONEL (níquel-cromo-ferro), INCOLOY (níquel-ferro-cromo-molibdênio), dentre outras (CALVO, 1997).

O INCONEL 625 possui nióbio em sua composição, o qual confere um endurecimento à liga e contribui para uma resistência mecânica elevada sem tratamento térmico. A liga passa a ser frequentemente utilizada para proteger

superfícies metálicas devido a sua tenacidade, resistência à corrosão (quando exposta à ambientes ácidos), resistência à oxidação, à sua capacidade de suportar níveis elevados de tensão sob diferentes temperaturas, em diferentes ambientes, tornando-a adequada para ambientes marinhos, aeroespaciais, nucleares e, principalmente, petrolíferas (DUPONT; LIPPOLD; KISER, 2011).

A Tabela 2 mostra a composição e principais propriedades do Inconel 625 contendo nióbio.

Tabela 2- Inconel 625: composição (%-massa) e propriedades

COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOMINAL (%-massa)						
Níquel	Cromo	Ferro	Molibdênio	Titânio	Nióbio	Outros
58,0	22,0	5,0	0,9	0,4	3,5	10,20
PROPRIEDADES						
Densidade (g/cm ³)	Resistência a tração (MPa)	Resistência ao Escoamento (MPa)		Alongamento (%min)	Dureza (HV)	
8,4	931	460		50	928	

Fonte: Adaptada de Dupont; Lippold; Kiser. (2011).

A Figura 3 ilustra a seção de um tubo revestido por uma camada de 4mm de espessura de Inconel 625. A peça foi material de estudo de Ribeiro *et al.* (2017), caracterizando a junta entre o substrato e o recobrimento, obtida por soldagem.

Figura 3- Seção do tubo: parte interna de Inconel 625, parte externa mais escura de aço



Fonte: Ribeiro *et al.* (2017, p. 27).

4.3.3 Ograbor

A constante busca por novos materiais motivou o desenvolvimento de revestimentos para aplicações que requerem resistências à corrosão e à abrasão. A empresa OPT-Brasil, presente no mercado de soldagem, reforma e construção de equipamentos metálicos há alguns anos, desenvolveu o revestimento denominado Ograbor[®], que é capaz de proteger a superfície de estruturas e equipamentos contra danos ocasionados por abrasão e corrosão devido ao desgaste de ambientes severos. O material é composto por Inconel 625, Tetrabor F-280 e 1310 VM (Carbeto de Tungstênio e Níquel).

Após caracterização por meio de ensaios de rugosidade, adesão e desgaste do material depositado por meio do processo de HP-HVOF em um substrato de aço carbono, concluiu-se que o revestimento Ograbor[®] apresentou desempenho satisfatório, o qual está sendo aplicado nos mais variados equipamentos e componentes de engenharia.

4.3.4 Stellite 6

Stellite trata-se de uma classe de superliga à base de cobalto que, apresenta uma elevada resistência à corrosão em diferentes meios, além de uma resistência ao desgaste elevada, como resultado da presença de carbeto metálicos capazes de endurecer a matriz de cobalto. As superligas de cobalto são muito usadas nas indústrias para fabricação de peças que são expostas sob condições de trabalho severas, podendo sofrer desgaste (ARNONI *et al.*, 2002).

A superliga Stellite 6 é composta (%-massa) por 28% de cromo, 4% de tungstênio, 3% de ferro, 1% de carbono, 1% de silício, 3% de níquel e o restante de cobalto. Ela pode ser depositada pelos processos de Flame Spray e HP-HVOF, podendo ser jateada em baixas temperaturas (150°C), não ocorrendo transferência de calor para a superfície do substrato e não tendo problemas com trincas. A grande quantidade de cromo a torna resistente à oxidação (PARKER, 1991).

As aplicações do Stellite 6 variam desde aplicações médicas, petroquímicas, químicas e nucleares (PARKER, 1991).

O contato entre as superligas Stellite 6 com outros metais se dá por deslizamento devido ao baixo coeficiente de atrito dos materiais, o que permite seu uso em condições onde não se utiliza lubrificação (HODGKIESS; NEVILLE, 1999).

4.3.5 Basalto

O basalto é uma rocha vulcânica que se forma em derrames extensos de lava, em algumas regiões. É bastante abundante no planeta, cobrindo cerca de 70% da sua superfície. Caracterizado como rochas ígneas ou vulcânicas, o basalto é formado a partir do resfriamento e posterior solidificação do magma, constituído por óxidos de silício, ferro, alumínio, magnésio, cálcio, potássio e sódio. O basalto apresenta em sua composição, aproximadamente, 45% de SiO_2 , 12% de Al_2O_3 , 9% de MgO , 11% de CaO e outros óxidos, em porcentagens mássicas abaixo de 5% (JUNG, 1993). Seu processamento é bem simples o que o torna um material relativamente barato.

A aplicação do basalto está diretamente voltada a produtos que requerem uma alta resistência à abrasão, ao desgaste, exposição à ambientes químicos drásticos, e a temperaturas elevadas. O basalto possui um baixo coeficiente de dilatação e possui uma dureza que varia entre 4,8 e 6,5 na escala de dureza Mohs. Ele é principalmente empregado em forma de moldados como tubos, lajes, pisos, projetos de decoração, bastante usado na construção civil devido à sua boa resistência ao desgaste, rigidez e fina granulação (BERNARD *et al.*, 1990).

A Figura 4 ilustra o basalto onde é possível observar sua coloração bastante escura.

Figura 4- Fotografia típica do Basalto



Fonte: Escosteguy; Klamt (1998, p. 21).

4.3.6 Liga Metco 16C[®]

Desenvolvido pela empresa Oerlikon Friction Systems do Brasil Ltda, o material nomeado como Metco 16C[®] consiste em uma liga á base de níquel e cromo, para aplicações de metalização mediante fusão.

O Metco 16C[®] é uma liga auto-fluxante constituída por 16% de cromo, 4% de silício, 4% de boro, 2,5% de molibdênio, 2,5% de ferro, 0,5% de carbono e um balanço mássico de níquel. Esta liga é projetada para ser refundida ou fundida após ser aplicada como um revestimento por meio de aspersão térmica. As características desta liga tornam-na especialmente útil, uma vez que a fusão permite que as partículas se aglutinem num revestimento denso e livre de poros. Este tipo de revestimento é muito útil contra danos causados pelo desgaste por abrasão, erosão e cavitação. Devido às características de refusão da liga, é mais fácil formar revestimentos espessos e sem rachaduras de até 3mm (1/8") ou um pouco superior. Também, pode ser aplicado em superfícies com formato, irregular sem perda de propriedades. A dureza típica do revestimento está na faixa de 60 HRC e temperatura de fusão de aproximadamente 1000°C.

A liga Metco 16C[®] é geralmente comercializada para uma ampla faixa de aplicações industriais como em material para forjas (superfícies duras sob alta temperatura), exaustores e assentos das válvulas de exaustão, (para resistir à erosão de partículas em baixas e altas temperaturas), trados e roscas de alimentação para resistência à abrasão, dentre outros seguimentos que carecem das propriedades mecânicas oferecidas pela liga.

4.3.7 Carbeto de Cromo

O Carbeto de Cromo (Cr_3C_2) é um compósito cerâmico que possui matriz metálica. Este compósito apresenta alta resistência ao desgaste e à corrosão, uma vez que, é constituído por uma matriz tenaz com partículas de elevada dureza de carboneto de cromo, proporcionando assim alta resistência à erosão, abrasão e cavitação; aumentando consideravelmente a vida útil de peças que trabalham nessas condições (VICENZI, 2007).

O revestimento de carbeto de cromo é resistente a temperaturas de até 850 °C, onde mantém inalteradas suas propriedades de resistência ao desgaste por abrasão

e erosão. Além disso, este compósito proporciona boa condutividade térmica, baixa densidade, e excelente resistência em uma ampla faixa de temperatura. Por este motivo, o Cr_3C_2 é aplicado em indústrias petroquímicas e aeroespacial, tubulações, turbinas, entre outros (PRASANNA *et al.*, 2018; VICENZI, 2007).

As propriedades dos revestimentos de carbetos de cromo podem variar de acordo com a espessura de sua deposição. A Tabela 3 mostra suas principais características.

Tabela 3- Propriedades típicas para um revestimento de carbetos de cromo

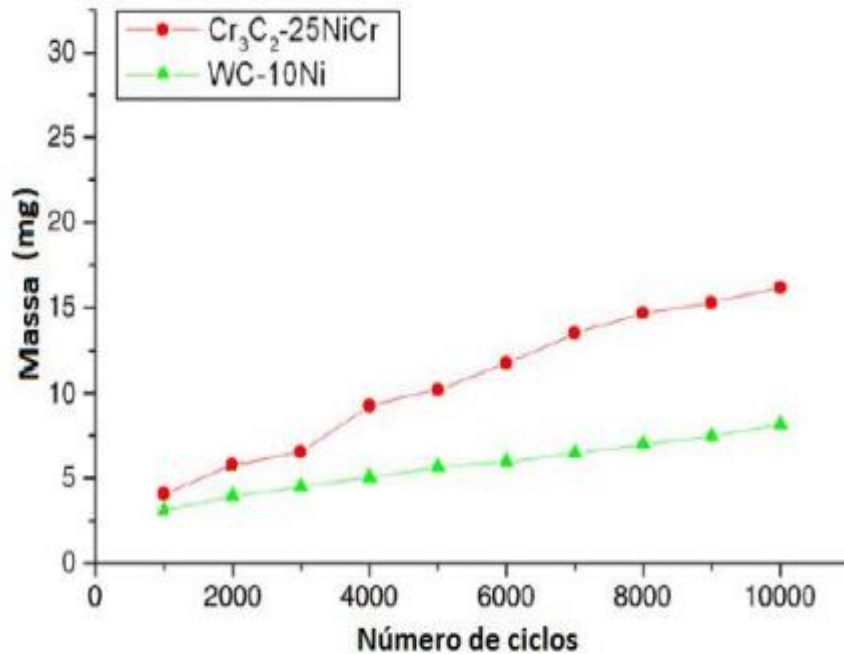
Densidade	6,9 g/cm ³
Ponto de Fusão	1850°C
Resistência a Tração	200 MPa
Ductilidade	1% alongamento
Módulo de Elasticidade	103 GPa
Condutividade Térmica	0,67 W/cm K
Resistência a Adesão	300 – 400 MPa
Dureza, como depositado.	850 - 1050 HV
Coefficiente Fricção vs Aço	0,16 (com lubrificado) a 0,21 (sem lubrificação).
Resistência ao Desgaste Taber	2 – 3 mg/1000 ciclos.
Resistência a Corrosão	Excelente contra atmosferas oxidantes
Microestrutura	Microfissurada

Fonte: Guffie (1986).

O carbetos de cromo pode ser depositado por qualquer um dos seguintes processos de aspersão térmica: deposição por plasma (APS), detonação (D-Gun), cold spray (CS), e pelo processo de alta velocidade (HVOF) (KOVALEVA *et al.*, 2015).

Cioffi, Souza e Voorwald (2008), realizaram avaliaram a resistência ao desgaste abrasivo do aço AISI 4340, utilizado como substrato, revestido por HVOF. Comparativamente, o revestimento de Cr_3C_2 -25 NiCr apresentou melhor resistência ao desgaste se comparado ao revestimento de WC-10Ni, A Figura 5 apresenta a perda de massa (após ensaio de desgaste abrasivo) dos revestimentos de WC 10Ni e Cr_3C_2 25NiCr em função do número de ciclos à fadiga.

Figura 5- Perda de massa após desgaste abrasivo dos revestimentos (Cr₃C₂ e WC)



Fonte: Cioffi, Souza e Voorwald (2008, p. 42).

4.3.8 Carbeto de Silício

O carbeto de silício é utilizado como auxiliar na composição de ligas com a finalidade de cobrimento de peças metálicas, sua função é proteger tais peças de situações que venham diminuir a sua vida útil. A proteção de um material depende diretamente das propriedades do revestimento, da capacidade de absorção de oxigênio e água, da adesão ao substrato, da quantidade de poros e número de vazios, das condições ambientais e de inúmeras reações químicas que podem ocorrer na interface entre o metal e o revestimento (OLIVEIRA, 2012).

Já quando se trata de suas propriedades, o material possui alta estabilidade termoquímica, baixa tenacidade e dureza, baixa expansão térmica, entre outras propriedades as quais permitem que ele seja bastante utilizado na indústria de refratários semicondutores, motores, etc. As vantagens em utilizar esse tipo de revestimento estão ligadas à facilidade em aderir aos mais variados tipos de substratos metálicos, nas mais variadas condições ambientais (DOMINGUES; FRITZ; ROCCO, 2021).

4.3.9 Carbeto de Tungstênio

O carbeto de tungstênio (WC) foi descoberto em 1893 por Henri Moissan durante sua busca por métodos para a fabricação de diamantes sintéticos. Ele observou que a dureza do material encontrado era compatível à do diamante sintético, porém o carbeto de tungstênio apresentou-se muito frágil, o que inviabilizou seu uso comercial. Posteriormente, pesquisas foram iniciadas com objetivo de melhorar a sua tenacidade, e em 1920, o cientista Karl Schroter contribui com vários resultados importantes para desenvolver o metal duro (UPADHYAYA, 1998).

A preparação do carbeto de tungstênio é realizada através da mistura de pós de tungstênio metálico e carbono, numa proporção estequiométrica de cerca de 50% de cada elemento. O material é sinterizado a temperaturas entre 1500°C e 1600°C, o processo ocorre no interior de fornos com uma atmosfera redutora de hidrogênio, com aquecimento por indução ou por resistência. O processo precisa ter uma temperatura suficiente para permitir uma total combustão do tungstênio, porém à condição extremamente alta pode conduzir a um exagerando crescimento dos grãos dos carbonetos recém concebidos (TORRES, 2009).

As características do carbeto de tungstênio são: a sua elevada resistência ao desgaste e à dureza, além de sua baixa resistência à fratura, ao impacto e à fissuração, evidenciando assim, propriedades intrínsecas às apresentadas pelas cerâmicas. Outras propriedades do carbeto de tungstênio estão apresentadas na Tabela 4.

Tabela 4- Propriedades do carbeto de tungstênio

PROPRIEDADES DO WC	
Densidade teórica (g/cm³)	15,63
Temperatura de fusão (°C)	2775
Capacidade térmica (W/m°C)	184
Coefficiente de expansão térmica (ppm/°C)	4,9
Condutividade térmica (W/m°C)	42
Resistividade elétrica	17
Modulo de elasticidade (GPa)	+540
Coefficiente de Poisson	0,17
Dureza (HVN)	+2500
Resistência à flexão (MPa)	530

Fonte: German (2005).

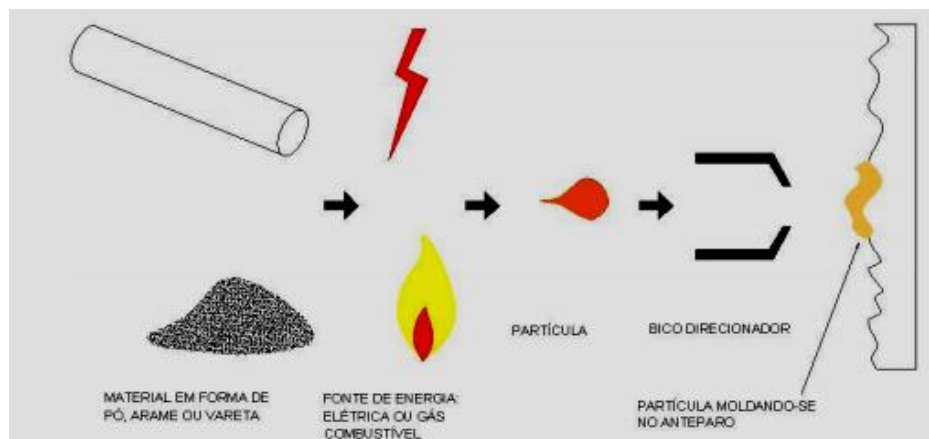
O carbeto de tungstênio está presente em várias áreas da indústria automobilística, mecânica, petroquímica, química, aeroespacial, eletrônica entre outras, devido suas propriedades (KRISHNA *et al.*, 2002).

4.4 APERSÃO TÉRMICA

Aspersão térmica consiste de um grupo de processos em que materiais metálicos e não metálicos são depositados em condições fundidas totalmente ou parcialmente, na superfície de um substrato preparado, formando assim um depósito aspergido. Existem diversos parâmetros e variáveis envolvidos no processo. Existe a tendência de quando os componentes são aplicados juntos produzem um melhor efeito do que quando utilizados individualmente (LIMA; TREVISAN, 2007).

Antes da aplicação é fundamental analisar o ambiente e as condições de trabalho em que o material final vai ser utilizado, para se determinar o tipo de revestimento a ser jateado. É importante garantir a baixa porosidade, elevada aderência, facilidade de aplicação e o custo adequado de cada técnica. Ao fazer-se a aplicação, é necessário que se tenha o material de revestimento, em forma de arame, pó ou vareta, no qual uma fonte de energia é aplicada através de uma pistola de aspersão que gera o calor necessário e, assim, fundindo o material que está sendo acelerado por um gás comprimido. As partículas então colidem com o substrato formando finas camadas, que ao esfriar, aderem às irregularidades da superfície da peça, construindo uma estrutura lamelar, como mostra a Figura 6 (PAREDES, 2012).

Figura 6- Esquema do processo de aspersão térmica



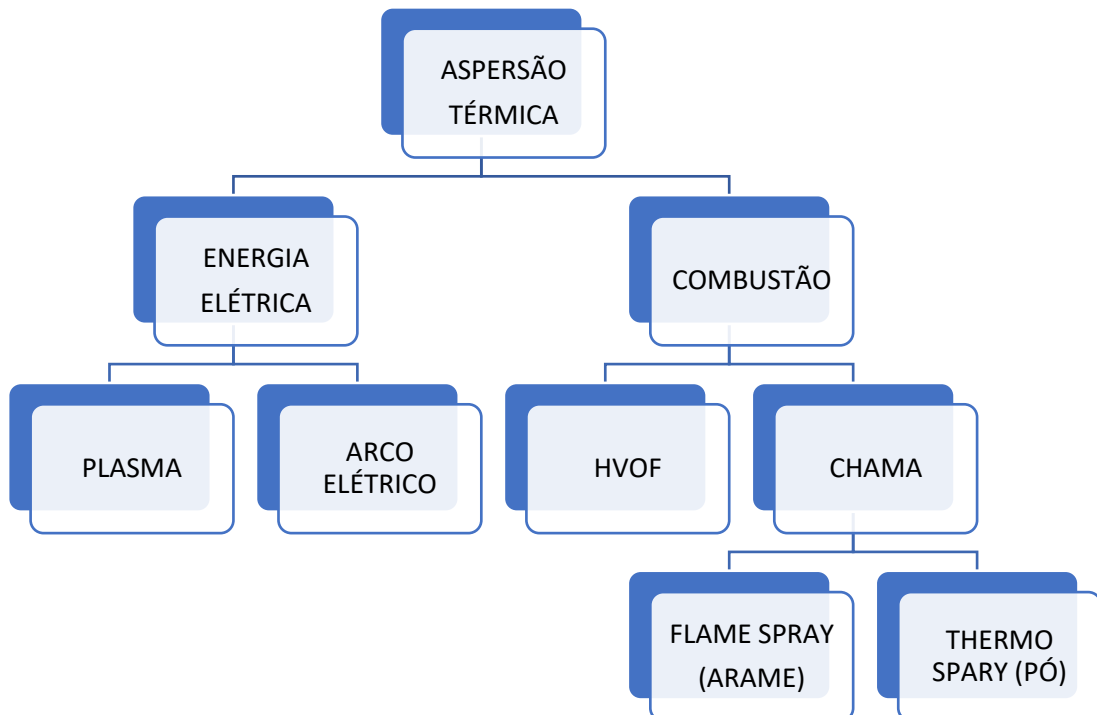
Fonte: Paredes (2012, p. 21).

4.4.1 Processos de Aspersão Térmica

Conhecidos no Brasil como metalização, os diversos processos de aspersão térmica são amplamente utilizados para deposição de revestimentos metálicos, cerâmicos, poliméricos e compósitos, visando à proteção do material contra a corrosão, desgaste, recuperação dimensional, isolamento térmico ou elétrico, condutividade elétrica, condutividade térmica, moldabilidade, baixa aderência, refletividade, biocompatibilidade, decoração, entre outras soluções, em estruturas metálicas, partes e peças de equipamentos em geral (COUTO, 2015).

Ainda segundo Couto (2015), os processos podem variar de acordo com o material de revestimento, à adesão ao substrato, à finalidade do material final e ao custo, e são agrupados a partir dos meios de emissão de energia no sistema, por energia elétrica e por combustão, conforme está mostrado na Figura 7.

Figura 7- Fluxograma dos métodos de aspersão térmica

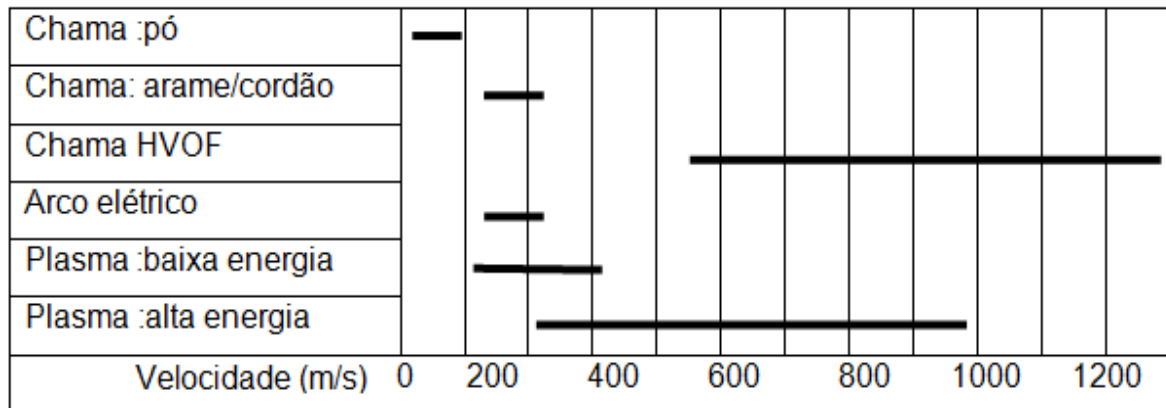


Fonte: adaptada de Paredes (2012, p. 24).

A densidade do revestimento aspergido pode variar de acordo com a temperatura da fonte de calor do processo e da velocidade das partículas. A velocidade varia de 30 m/s a 1200 m/s, de acordo com o processo utilizado, como mostra a Figura 8. Já a temperatura pode variar de 2000°C a 28000°C, dependendo

da fonte de calor, conforme apresentado na Tabela 5. Quanto menor a velocidade das partículas e a temperatura do sistema, menor será a resistência adesiva e coesiva, proporcionando uma maior porosidade quando comparadas a outros processos (LIMA; TREVISAN, 2007).

Figura 8- Velocidade média de impactos das partículas



Fonte: Lima; Trevisan (2007, p. 42).

Tabela 5- Temperaturas atingidas no processo de aspersão em função da fonte de calor

FONTE	TEMPERATURA(°C)
Propano, oxigênio	2526-2640
Gás natural, oxigênio	2538-2735
Hidrogênio, oxigênio	2660-2690
Propileno, oxigênio	2843
Acetileno, oxigênio	3087-3100
Arco plasma	2200-28000

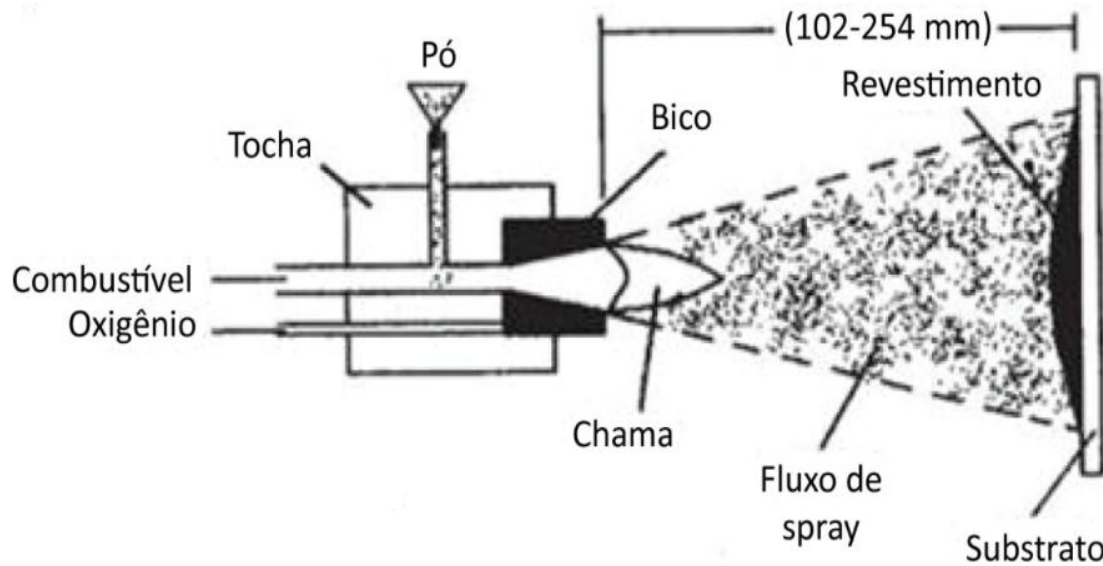
Fonte:Lima; Trevisan (2007).

4.4.2 Aspersão térmica por chama convencional- *Flame Spray*

No processo de aspersão de produtos mediante combustão por chama convencional, a fonte utilizada para fundir o material para revestimento é a energia química de combustão de um gás combustível misturado com oxigênio. O material pode estar na forma de arame, varetas ou pó, e podem ser ligas metálicas, metais,

cerâmicas ou plásticos (LIMA; TREVISAN, 2007). A Figura 9 ilustra o funcionamento da técnica de aspersão térmica por chama de pós.

Figura 9- Aspersão térmica por chama de pós



Fonte: Belém; Fals; Lima (2015, p. 20).

Neste processo, o gás entra no sistema de forma axial, assim como a entrada de arames e varetas. Os pós, por sua vez, são introduzidos radialmente. A chama funde o material, que é acelerado em direção ao substrato. A relação entre oxigênio-combustível varia entre 1:1 a 1,1:1, o que resulta em uma atmosfera oxidante ou carburante. Já a velocidade das partículas aspergidas pode variar entre 80 e 100 m/s e a temperatura da chama de 2700°C a 3100°C (BELÉM; FALS; LIMA, 2015).

As tochas podem ser adaptadas para o uso de diversas combinações de gases visando economia e qualidade do revestimento. O acetileno é o gás mais utilizado devido às temperaturas maiores de sua chama, além do baixo custo. As Figuras 10 e 11 mostram tochas de aspersão utilizando arame e pós respectivamente. O bico, a tampa de ar e a entrada dos materiais são diferentes, ou seja, para cada forma do material de deposição, a pistola sofre algumas alterações. (LIMA; TREVISAN, 2007).

Figura 10- Tocha de aspersão por chama de arame



Fonte: Lima; Trevisan (2007, p. 17).

Figura 11- Tocha de aspersão por chama de pós



Fonte:Lima; Trevisan (2007, p. 17).

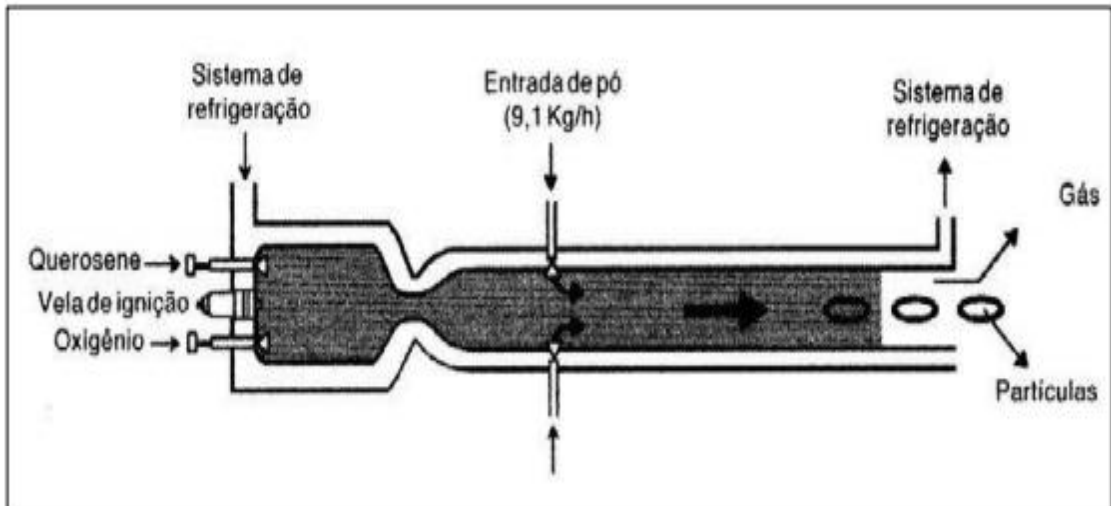
4.4.3 Processo hipersônico HP/HVOF

Dentre os processos de aspersão térmica utilizados para aplicar revestimentos resistentes ao desgaste, o processo de aspersão oxi-combustível de alta velocidade e de alta pressão, conhecido como HP/HVOF (*High Pressure/High Velocity OxiFuel*) tem sido um dos mais utilizados, principalmente na aplicação de carbetos (BROWNING, 1999).

Esta técnica se baseia no processo de combustão com uma alta pressão interna, combustíveis como querosene, hidrogênio, propano, propileno, metil-acetileno-propadieno ou gás natural, que são misturados ao oxigênio, produzindo assim um gás supersônico acima de 2000m/se 2800 °C. Após a combustão, os gases são liberados e se expandem através do bocal para fora da pistola, a

velocidades supersônicas (GAGNE; KOPECH; THORPE, 2000). A Figura 12 mostra o esquema da tocha de HVOF.

Figura 12- Esquema mostrando a tocha de HVOF



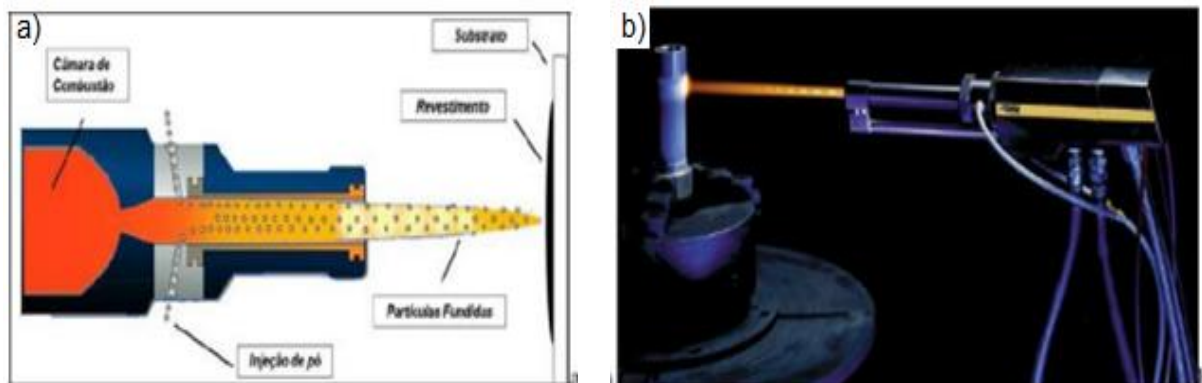
Fonte: Lima; Trevisan (2007, p. 42).

Propriedades como o aumento de solubilidade, a eficiência luminescente de semicondutores, condutividade elétrica em cerâmicas, resistividade dos metais, coercitividade magnética abaixo de um determinado tamanho crítico de partículas, resistência à fratura, condutividade térmica e elétrica, e características óticas e magnéticas podem ser melhoradas com a utilização de nanomateriais. As dimensões alcançadas por estes materiais fazem com que proporcionalmente uma grande fração dos átomos esteja presente nos contornos de grão (COUTO, 2015).

Takimi (2004) utilizou um equipamento de aspersão térmica HVOF semelhante ao ilustrado na Figura 13. O formato em Venturi do corpo do equipamento faz com que as velocidades hipersônicas dos gases atinjam até 3000m/s. Assim, as nanopartículas residem por um curto período (milissegundos) na chama, o que permite uma diminuição de óxidos formados.

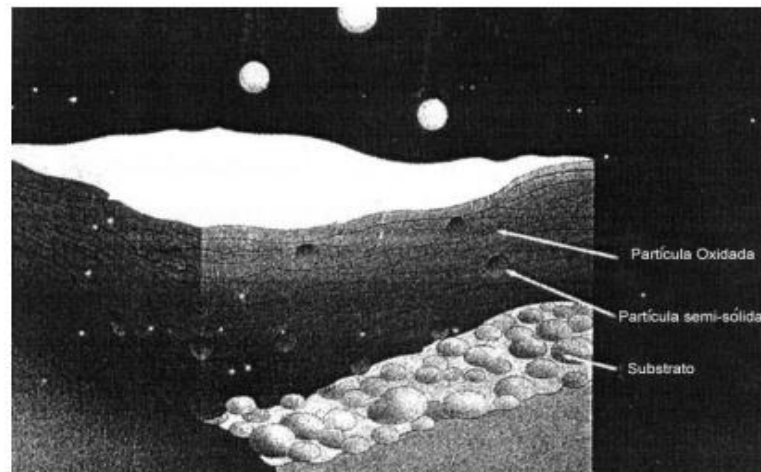
As pequenas partículas atingem o substrato com alta plasticidade, devido à temperatura das chamas que chega a 2800°C, mediante o uso de partículas com tamanho de cristalito nanométrico. A Figura 14 mostra um recobrimento produzido por HVOF.

Figura 13- Esquema do funcionamento do equipamento de aspersão térmica e foto do equipamento respectivamente



Fonte: Takimi (2004, p.35).

Figura 14- Representação esquemática de recobrimentos produzidos por HVOF



Fonte: Kutner; Parker (1991, p. 70).

4.4.4 Carbetos processados por HVOF

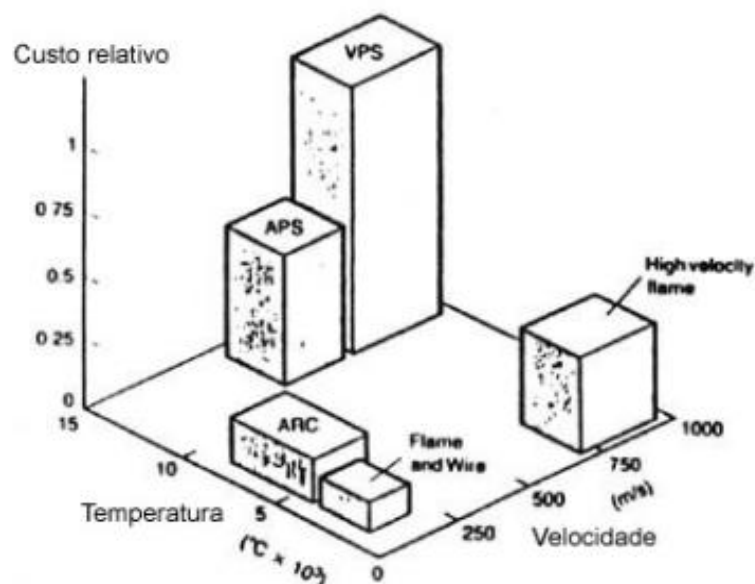
No processo de aspersão por HVOF, as nanopartículas de pós são depositadas sobre o substrato através do jato de gás de combustão. Além desse método de aspersão, são também utilizados outros métodos que se diferem no custo, temperatura de trabalho e velocidade das partículas durante o trabalho, aspersão por plasma e por detonação (AJDELSZTAJN, 2002).

No processo mais comum de aspersão por plasma, um gás (argônio) é aquecido por uma espécie de arco com corrente contínua localizada entre um cátodo de tungstênio e um ânodo de cobre. Após ser ionizado, o gás passa para o estado de plasma, liberando calor. O material então é inserido junto ao plasma, onde se aquece até fundir e, assim, projetado ao substrato (HERMAN; SAMPATH, 1996).

Na aspersão por detonação ou explosão, a alimentação dos pós é realizada pela parte posterior de um pequeno cilindro com um sistema de resfriamento simples, por água, e nele é introduzido oxigênio e acetileno. Centelhas são fornecidas por uma vela de ignição e então os pós são acelerados a 750 m/s, através de ondas de detonação, sendo assim expelidos do cilindro diretamente para o substrato. O resultado será um recobrimento com uma ótima adesão entre os elementos e uma alta densidade, devido ao calor durante o impacto no substrato. Este processo apresenta baixas tensões residuais, podendo ocorrer tensões residuais compressivas, permitindo assim recobrimentos de espessuras maiores (PAWLOWSKI, 1995).

A Figura 15 mostra um gráfico comparativo entre os processos de aspersão térmica por plasma em condições atmosféricas normais (*Air Plasma Spray- APS*), plasma em ambiente a vácuo (*Vacum Plasma Spray- VPS*), combustão sob alta velocidade (*High Velocity Oxi-Fuel*) e detonação. No gráfico, ficam evidentes as vantagens do HVOF, tendo em vista que os processos por plasma possuem o valor de custo mais elevado, e temperatura da chama alta comparado ao HVOF. No entanto, ambos os processos possuem a mesma energia cinética das partículas aspergidas (MATHEWS; RICKERBY, 1991). Já a Tabela 6 mostra as várias aplicações de revestimentos HVOF em diversos ramos industriais.

Figura 15- Comparação entre os processos de aspersão térmica



Fonte: Mathews; Rickerby (1991, p. 12).

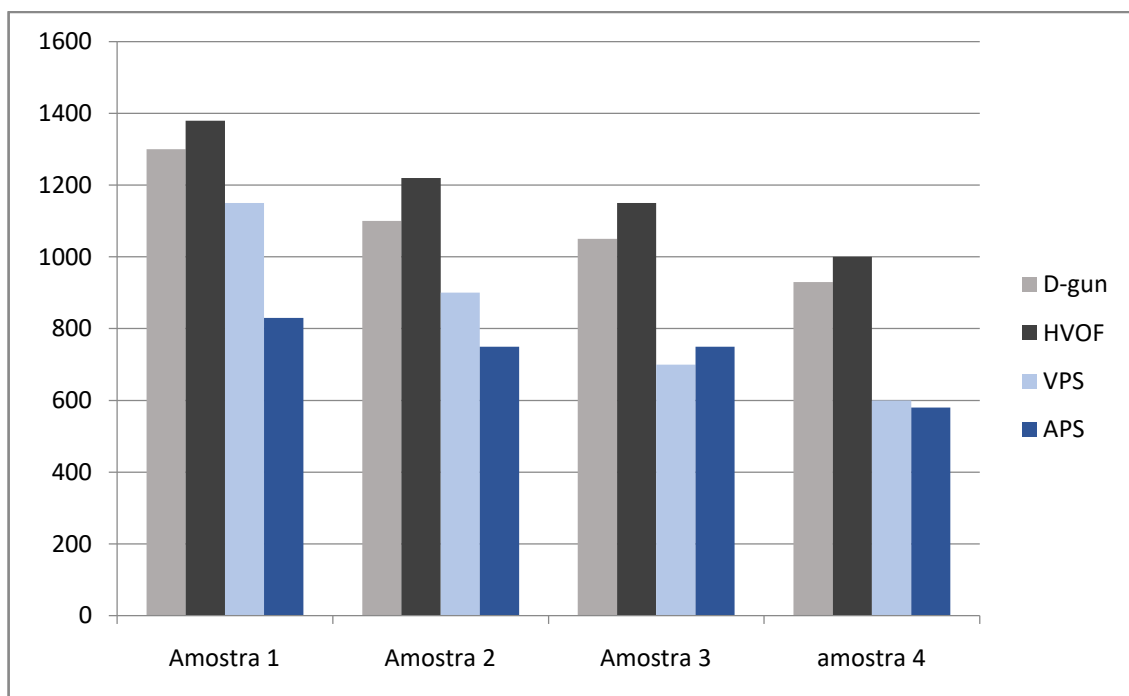
Tabela 6- Aplicações dos revestimentos HVOF em diversos ramos industriais

Ramo Industrial	Aplicação	Material
Indústria de papel	Cilindros, Condutos.	WC-Co (Cr), Cr ₂ O ₃
Indústria de aço	Rolos para sistemas de transporte em fábricas	Cr ₃ C ₂ -NiCr, Cr ₃ O ₂ -NiCr
Indústria de impressão	Rolos ou cilindros de regulagem	Cr ₂ O ₃
Indústria têxtil	Rolos ondulados	Al ₂ O ₃ -TiO ₂
Acessórios	Válvulas isoladoras, torneira.	WC-Co+ WC-Ni, Cr ₃ C ₂ -NiCr
Eletrônica	Trilhas condutoras	Cu
Planta de construção	Ferramentas, separadores, equipamentos químicos.	Al ₂ O ₃ , Mo; Al ₂ O ₃ , Mo; Al ₂ O ₃ , Mo
Indústria automobilística	Discos de fricção, Aros de Pistão.	Mo
Indústria aeronáutica	Componentes hidráulicos	Cr ₃ C ₂ -NiCr

Fonte: Magnani (2008).

A Figura 16 mostra os valores de dureza medidos na seção transversal de revestimentos feitos com quatro diferentes carbetos, aspergidos por diferentes processos, na qual se pode notar que a dureza Vickers é maior em carbetos produzidos por HVOF.

Figura 16- Valor de microdureza Vickers (HV) de recobrimentos de carbetos metálicos aspergidos por diferentes técnicas

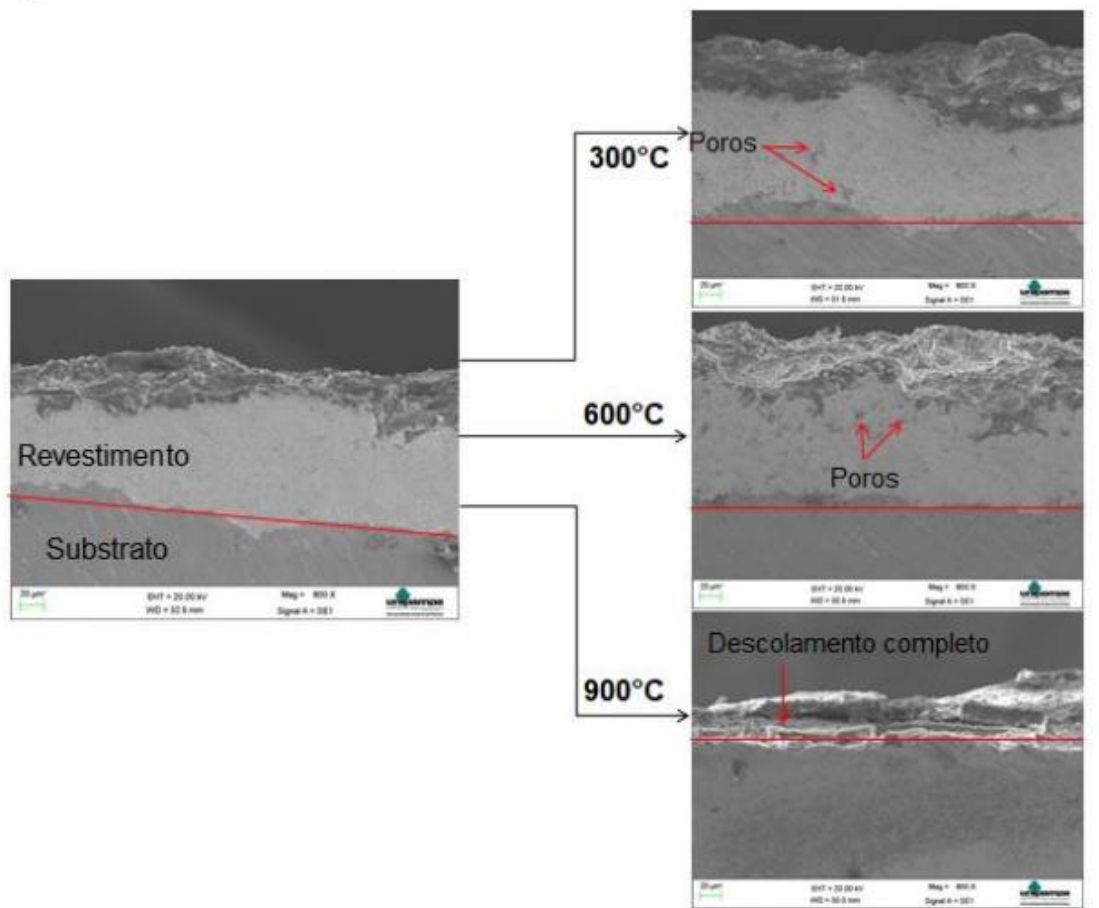


Fonte: Pawlowski (1995, p. 01).

Courtes (2018) realizou o processamento por HVOF para produzir revestimentos de (WC), utilizando três amostras do material mediante diferentes ciclagens de temperatura (300°C, 600°C e 900°C). As análises microestruturais das amostras foram feitas utilizando o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) obtendo as imagens de alta resolução, já o ensaio de microdureza foi realizado utilizando um microdurômetro em escala Vickers.

A morfologia dos pós de WC mostrou partículas bem próximas, com uma distribuição de tamanhos homogênea. A Figura 17 mostra uma microestrutura típica do revestimento produzido pela técnica de HVOF.

Figura 17- Microestrutura do WC produzido pela técnica HVOF



Fonte: Courtes (2018, p. 44).

Courtes (2018) verificou que a terceira amostra exposta à ciclagem térmica a 900°C, onde o revestimento se deslocou completamente do substrato e oxidou, como esta ilustrado na Figura 18, devido a poros ou trincas no material.

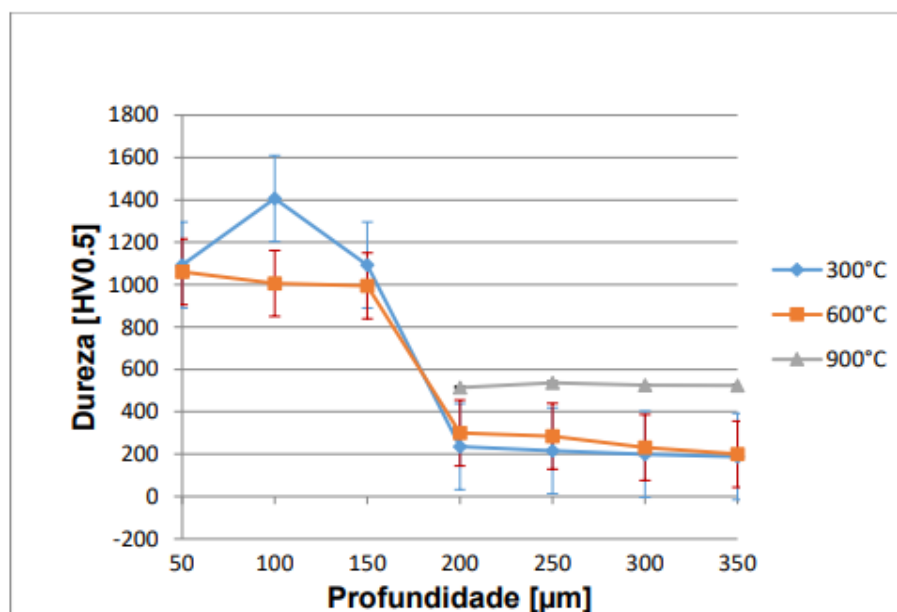
Figura 18- Amostra de carbeto de tungstênio após ciclagem térmica em 900°C



Fonte: Courtes (2018, p. 45).

Sob outras condições de processamento por HVOF, os revestimentos de WC revelaram resistência mecânica significativas, quando processados nas demais temperaturas, sem deslocamentos ou imperfeições na superfície. A Figura 19 mostra o resultado de dureza Vickers do carbeto de tungstênio, no qual se pode concluir que os melhores valores foram encontrados nas amostras tratadas à temperatura de 300°C (COURTES, 2018).

Figura 19- Média das microdurezas Vickers do revestimento de CW



Fonte: Courtes (2018, p. 47).

5 MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho foi desenvolvido com base na metodologia de experimentação, a partir de ensaios preliminares que avaliaram diferentes tipos de revestimentos selecionados pela empresa OPT-Brasil, que forneceu os corpos de prova já revestidos, para estudo.

Neste contexto, o presente estudo visou avaliar o efeito da adição de NbC em revestimentos, comparando-o com outros já adotados industrialmente e outros ainda em etapas de pesquisa, podendo assim relacionar a composição química e a microestrutura com o comportamento mediante desgaste abrasivo dos diferentes revestimentos.

Todavia, a escolha de cada revestimento será justificada pelas suas propriedades mecânicas de desgaste, sua acessibilidade, boa trabalhabilidade e custo relativo das matérias-primas.

5.1 MATERIAIS

Independentemente do tipo de revestimento adotado, os substratos dos corpos de prova utilizados neste estudo foram de aço carbono AISI 1020. As peças possuíam medidas aproximadas de 76 mm de comprimento, 25,4 mm de largura e espessura de 3,2 mm.

Os revestimentos foram aplicados em forma de pó, por aspersão térmica, pelas técnicas de HP-HVOF ou Flame Spray, dependendo da composição química adotada. Visando relacionar os resultados de resistência ao desgaste abrasivo e microdureza Vickers, os seguintes revestimentos foram produzidos: liga Metco16C[®]+NbC (sem e com fusão), Metco16C[®]+SiC (sem e com fusão), Metco16C[®]+Basalto (sem e com fusão), Ograbor[®], Stellite, Inconel 625, WC, WC+NbC, Cr₃C₂, Cr₃C₂+NbC e Nb₂O₅. Devido ao sigilo empresarial, a quantidade relativa dos elementos químicos da liga Ograbor[®] não foi fornecida.

A Tabela 7 mostra a composição química, a técnica adotada para o revestimento e o estado físico atingido durante o processamento dos revestimentos, em cada caso, para sua deposição sobre o substrato de aço carbono 1020.

Tabela 7- Materiais utilizados, técnica utilizada para a produção do revestimento em substratos de aço carbono AISI 1020 e o estado físico atingido durante seu processamento

Aplicação	Elementos químicos majoritários	Processo	Característica
Liga Metco16C [®] + 25% Carbeto de Nióbio	Ni, Cr, B, Si, Mo, C, Nb	Flame Spray	Fundido
Liga Metco16C [®] + 25% Carbeto de Nióbio	Ni, Cr, B, Si, Mo, C, Nb	Flame Spray	Sem fundir
Liga Metco16C [®] + 25% Carbeto de Silício	Ni, Cr, B, Si, Mo, C	Flame Spray	Fundido
Liga Metco16C [®] + 25% Carbeto de Silício	Ni, Cr, B, Si, Mo, C	Flame Spray	Sem fundir
Liga Metco16C [®] + 30% de Basalto	Ni, Cr, B, Si, Mo, C, O, Al, Ca	Flame Spray	Fundido
Liga Metco16C [®] + 30% de Basalto	Ni, Cr, B, Si, Mo, C, O, Al, Ca	Flame Spray	Sem fundir
Óxido de Nióbio	O, Nb	Flame Spray	Sem fundir
Carbeto de Cromo	C, Cr	HP/HVOF	Sem fundir
Ograbor [®]	Ni, Cr, Mo, Fe, Nb, B, C, W	HP/HVOF	Sem fundir
Carbeto de Tungstênio	C, W	HP/HVOF	Sem fundir
Carbeto de Tungstênio + 30% Carbeto de Nióbio	W, C, Nb	HP/HVOF	Sem fundir
Carbeto de Cromo + 30% Carbeto de Nióbio	Cr, C, Nb	HP/HVOF	Sem fundir
Inconel 625	Ni, Cr, Mo, Fe, Nb	HP/HVOF	Sem fundir
Stellite 6	Co, Cr, W, C, Ni, Si, Fe	HP/HVOF	Sem fundir

Fonte: Autor (2021).

5.2 MÉTODOS

Inicialmente, a superfície de cada substrato de aço carbono 1020 foi devidamente limpo com o auxílio do produto Ecothinner SIV-305, visando eliminar a umidade de regiões contendo resquícios de óleo e tinta.

Para promover a aderência adequada na superfície a ser revestida, os substratos de aço 1020 foram jateados com granalhas de óxido de alumínio TBR-16, visando obter uma rugosidade máxima (R_y) entre 65 μm e 120 μm . Foram fornecidas duas amostras de cada material jateado, as quais se diferem por estarem nas condições como: fundidas, no qual o substrato de aço tem sua superfície aquecida antes de receber o recobrimento, e sem fundir.

Ambos os revestimentos produzidos pelas técnicas de HP/HVOF ou Flame Spray foram feitos na face superior do substrato de cada corpo de prova e tiveram camadas com espessuras de 0,25 mm a 0,30mm.

5.2.1 Deposição dos revestimentos

Os parâmetros ambientais (umidade relativa do ar e temperatura ambiente) e de processo (temperatura do substrato, temperatura máxima de aplicação e distância de aplicação) utilizados para a produção dos revestimentos em substratos de aço carbono 1020 estão mostrados na Tabela 8.

Tabela 8-Parâmetros ambientais e de processo adotados para o revestimento dos substratos de aço carbono 1020

Parâmetros ambientais	Valores
Umidade relativa do ar	51%
Temperatura ambiente	29°C
Temperatura do substrato	38°C
Distância de aplicação	80 a 380 mm

Fonte: Autor (2021).

Para o recobrimento das amostras de aço carbono 1020 pela técnica de *Flame Spray* foi utilizado o equipamento Terodyn 2000, ilustrado na Figura 20, mediante uma vazão de uma mistura de gás na proporção de 38 partes de oxigênio e 60 partes de acetileno, para combustão.

Figura 20- Pistola utilizada para a etapa de revestimento em substratos de aço carbono 1020 pela técnica *Flame Spray*



Fonte: Autor (2021).

Para o recobrimento das amostras de aço carbono 1020 pela técnica de HVOF, foi utilizado o equipamento JP-5000 HP/HVOF SYSTEM MODEL 5120, com vazão de uma mistura de gás na proporção de 1950 partes de oxigênio, 23 partes de nitrogênio e 56 partes de querosene, o qual pode ser observado na Figura 21.

Figura 21- Arma de spray, equipamento utilizado para o revestimento dos substratos de aço carbono 1020 pela técnica de HVOF



Fonte: Autor (2021).

A Figura 22 ilustra o momento da deposição do revestimento nos substratos de aço carbono 1020 na empresa OPT-Brasil.

Figura 22- Aplicação do revestimento sobre o substrato de aço carbono 1020



Fonte: Autor (2021).

A medição da camada de revestimento dos corpos de prova avaliados neste estudo foi realizada na empresa OPT-Brasil, utilizando-se o medidor de espessura de camada ferrosa da marca Elcometer, modelo MCA-015, o qual realiza as medições por ultrassom, conforme está ilustrado na Figura23.

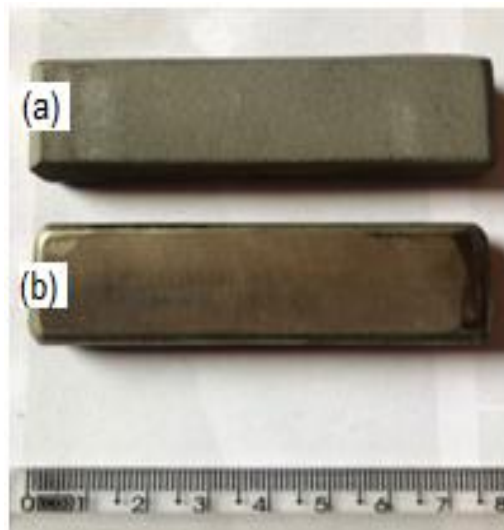
Figura 23- Medição da camada de revestimento



Fonte: Autor (2021).

Após a etapa de revestimento, a superfície de algumas peças foi retificada em uma máquina fresadora convencional, para facilitar a preparação subsequente da superfície, como o lixamento e o polimento, para análises microestruturais. Para tais amostras, a medição da espessura da camada revestida foi realizada somente após retificação. Na Figura 24 é possível comparar a superfície de um corpo de prova retificado, mais brilhante que o outro sem retificação, tendo sua aparência mais opaca.

Figura 24- Comparação entre superfícies de dois corpos de prova revestidos com Ograbor®



Fonte: Autor (2021).

Legenda: a) sem retificar;

b) retificada, de dois corpos de prova revestidos com Ograbor®.

5.2.2 Preparação da Superfície

Esta etapa foi realizada com a finalidade de preparar a superfície dos corpos de prova revestidos, para subsequente análise microestrutural. Para tanto, utilizou-se uma lixadeira metalográfica/ceramográfica marca Fortel do LABMAT-ICT-UNIFAL, utilizando-se lixas de SiC com granas de 220, 320, 400, 600, 1200 e 2000#.

Na sequência, as superfícies lixadas foram polidas em uma Politriz marca PLF modelo FVL, instalada no laboratório do ICT-UNIFAL, utilizando-se uma pasta de diamante de $1\mu\text{m}$ e $\frac{1}{4}\mu\text{m}$.

5.2.3 Caracterização Microestrutural dos Produtos Revestidos

A caracterização microestrutural dos produtos revestidos, assim como da superfície das amostras após ensaio de desgaste, foi conduzida com o auxílio de técnicas de difratometria de raios X (DRX), microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectrometria por dispersão de energia (EDS).

5.2.3.1 Difratometria de Raios X

Para a determinação das fases presentes na camada do revestimento, a superfície polida dos corpos de prova foi analisada por difratometria de raios X (DRX) no laboratório do Departamento de Engenharia de Materiais no *campus* da Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo (DEMAR-EEL-USP), em um equipamento da marca Panalytical modelo Empyrean, o qual está ilustrado na Figura 25. Os seguintes parâmetros foram adotados: radiação de $\text{Cu-K}\alpha$, corrente de 30mA, voltagem de 40kV e um filtro de Ni. Para a indexação das fases, foram utilizadas as fichas JCPDS, os dados cristalográficos de Pearson e o programa de computador *High Score Plus*.

Figura 25- Equipamento utilizado neste estudo para as análises de DRX e os detalhes do corpo de prova no porta amostra



Fonte: Autor (2021).

5.2.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectrometria de Energia Dispersiva

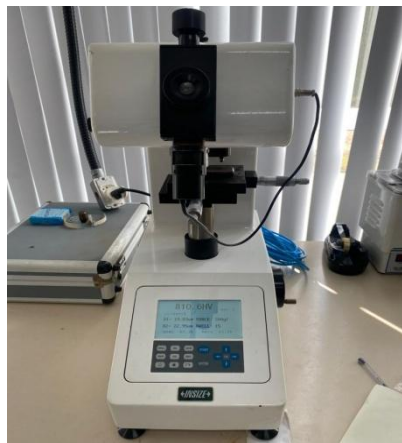
A fim de analisar a microestrutura dos recobrimentos produzidos em substrato de aço carbono 1020, as superfícies dos corpos de prova foram submetidas à Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), utilizando o equipamento Hitachi modelo TM 3000 instalado no Departamento de Engenharia de Materiais no *campus* da Escola de Engenharia de Lorena (EEL-USP), utilizando os detectores de elétrons secundários e retroespalhados para a obtenção de imagens topográficas e composicionais, respectivamente. Medidas de EDS das fases presentes na superfície dos corpos de prova revestidos foram também realizadas, utilizando padrões internos. Foram feitas pelo menos três medidas por fase.

5.2.4 Caracterização Mecânica dos Produtos Revestidos

5.2.4.1 Ensaios de Microdureza Vickers

Para identificar a resistência à penetração dos diferentes corpos de prova revestidos com superfícies polidas, foram realizados ensaios de microdureza Vickers, utilizando-se uma carga de 200 gF com tempo de permanência da carga de 30 s. Para cada corpo de prova, foram realizadas pelo menos cinco indentações. A Figura 25 mostra o equipamento digital da marca Insize-v modelo ISH-TDV1000A utilizado neste estudo.

Figura 26- Durômetro digital da marca Insize, modelo ISH-TDV1000A.



Fonte: Autor (2023).

5.2.4.2 Ensaio de Desgaste Abrasivo

Os ensaios de desgaste abrasivo dos diferentes produtos revestidos neste estudo foram conduzidos de acordo com a norma ASTM G65-2016, a qual define como a degradação superficial de qualquer material sólido que entra em contato, tanto por deslocamento ou amassamento, com a superfície de um outro, causando assim perda de material.

Os corpos de prova revestidos foram inicialmente pesados e, logo após foram fixados, com o auxílio de imãs de neodímio, sobre uma placa de aço, que foi colocada no compartimento do equipamento, como esta mostrado na Figura 27, ocorrendo assim o contato entre a roda de borracha, a areia normal brasileira de granulometria 70# (utilizada como abrasivo) e a superfície da amostra revestida. A areia escoava, com um fluxo de 300 a 400 g/min, entre a amostra e a roda, conforme determinado em norma. Em cada ensaio, o corpo de prova foi submetido a uma distância total percorrida de 1.646,19 metros. Após sofrer o desgaste, a peça é novamente pesada em balança analítica com sensibilidade de 0,001g, para análise das perdas de volume, massa e resistência ao desgaste.

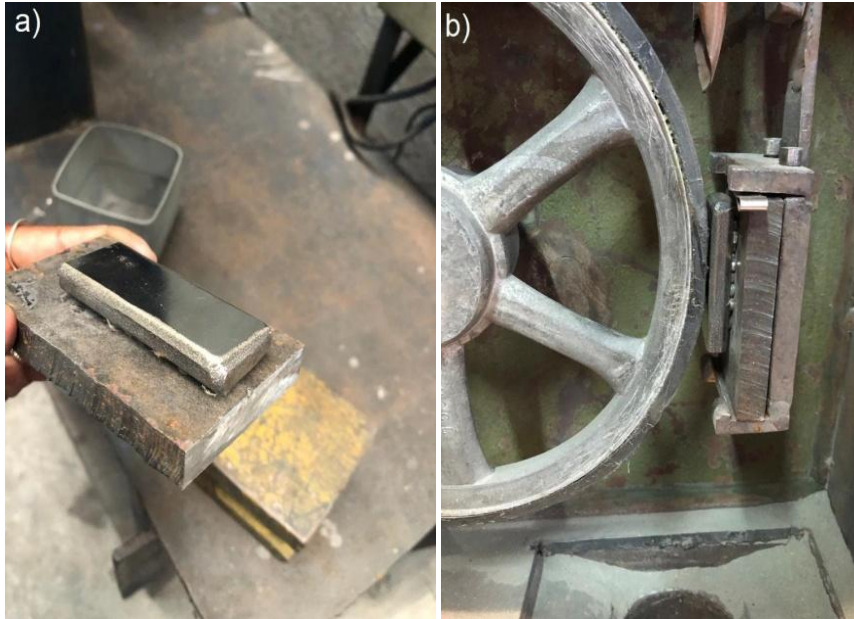
Os parâmetros utilizados pelo ensaio são definidos de acordo com o grau de abrasividade do revestimento e seu volume. Após tal análise, o ensaio seguiu as condições conforme mostradas na Tabela 9.

Tabela 9- Parâmetros adotados para os ensaios de abrasão ASTM- G65.

Velocidade da roda de borracha	200 rpm
Carga aplicada (N)	130 N
Total de testes (revoluções)	2.000
Tamanho da amostra (mm)	60x25,4x3,2
Espessura média dos revestimentos (mm)	0,25 a 0,30

Fonte: Autor (2022).

Figura 27- Preparo de uma amostra para execução do ensaio abrasivo



Fonte: Autor (2022).

Legenda: a) amostra fixada sobre placa de aço com o auxílio de imãs;
b) amostra em contato com a roda de borracha.

Dessa forma, o ensaio de desgaste teve como objetivo principal avaliar o quanto as amostras, em condições iguais, resistem ao desgaste, com o intuito de realizar um estudo comparativo entre os diferentes revestimentos avaliados. Para tanto, os valores das massas iniciais e finais das amostras, foram utilizados para o cálculo da perda de massa. Para obtenção da perda de volume e da resistência ao desgaste, as seguintes equações (ASTM, 1985) foram utilizadas:

$$\text{Perda de volume (mm}^3\text{)} = \frac{\text{Perda de massa (g)} \times 1000}{\text{Densidade (g/cm}^3\text{)}} \quad (1)$$

$$\text{Resistência ao desgaste (m/mm}^3\text{)} = \frac{\text{Distância percorrida pelo ensaio (m)}}{\text{Perda de volume (mm}^3\text{)}} \quad (2)$$

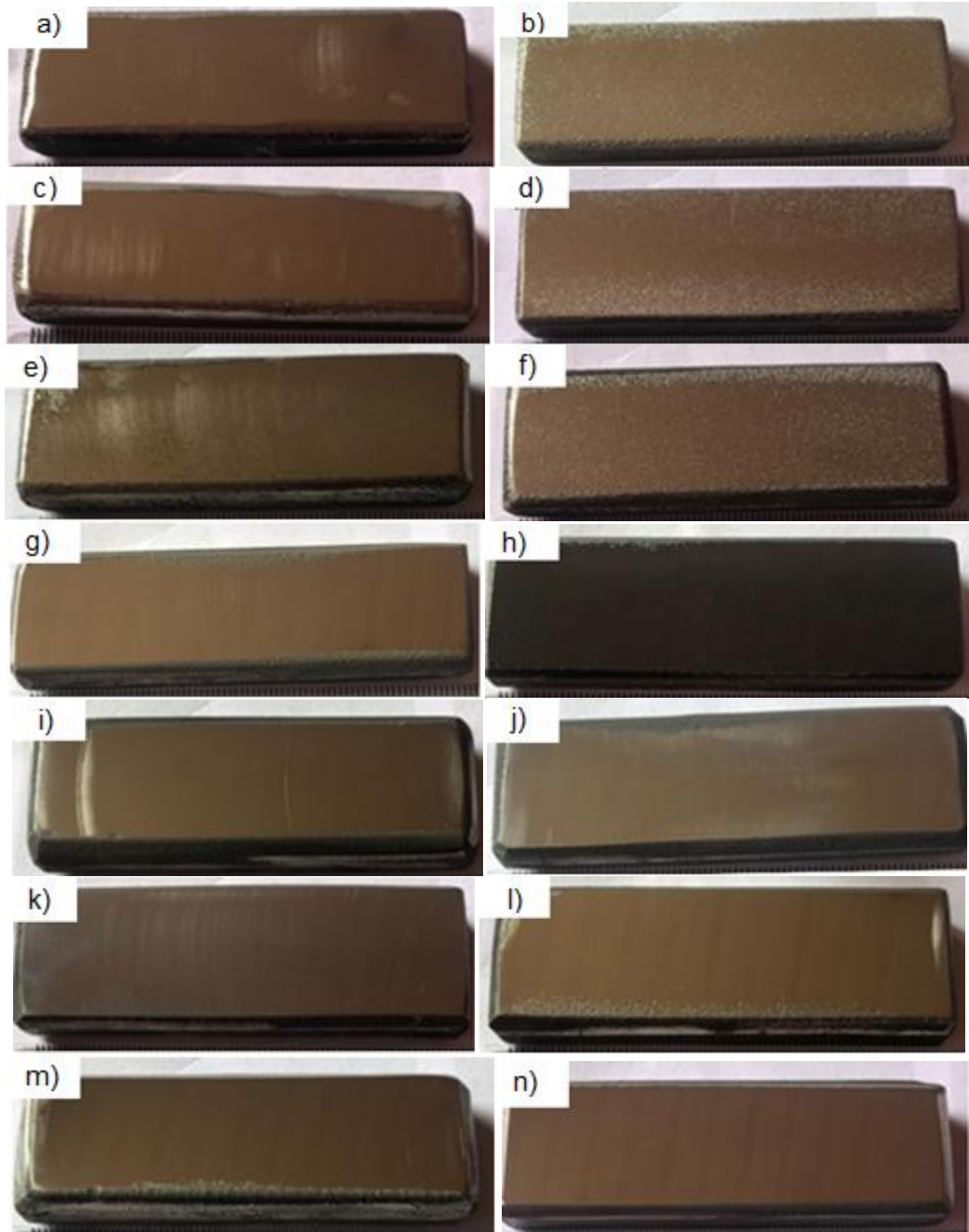
Todo o processo foi realizado no laboratório da empresa TAK SOLDAS ESPECIAIS EIRELI, utilizando-se o abrasômetro montado pela empresa.

6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1 ASPECTOS SUPERFICIAIS DOS REVESTIMENTOS

As imagens das diferentes amostras que foram investigadas neste estudo estão ilustradas na Figura 28, após as etapas de lixamento e polimento. Diante da composição química e da rota de processamento adotadas para cada amostra, foi possível notar as diferentes características superficiais, tais como a coloração e porosidade. Os corpos de prova revestidos com óxido de nióbio (Figura 28h) exibiram coloração mais escura que os demais. Da mesma forma, as amostras revestidas com Inconel 625 (Figura 28n) apresentaram um brilho intenso. Ao contrário das citadas anteriormente, as amostras revestidas com a liga Metco 16C[®] e outras contendo adições de NbC e Basalto (Figuras 28b e 28f) não apresentaram tais características superficiais, devido á quantidade significativa de poros, tornando-as opacas.

Figura 28- Amostras polidas



Fonte: Autor (2022).

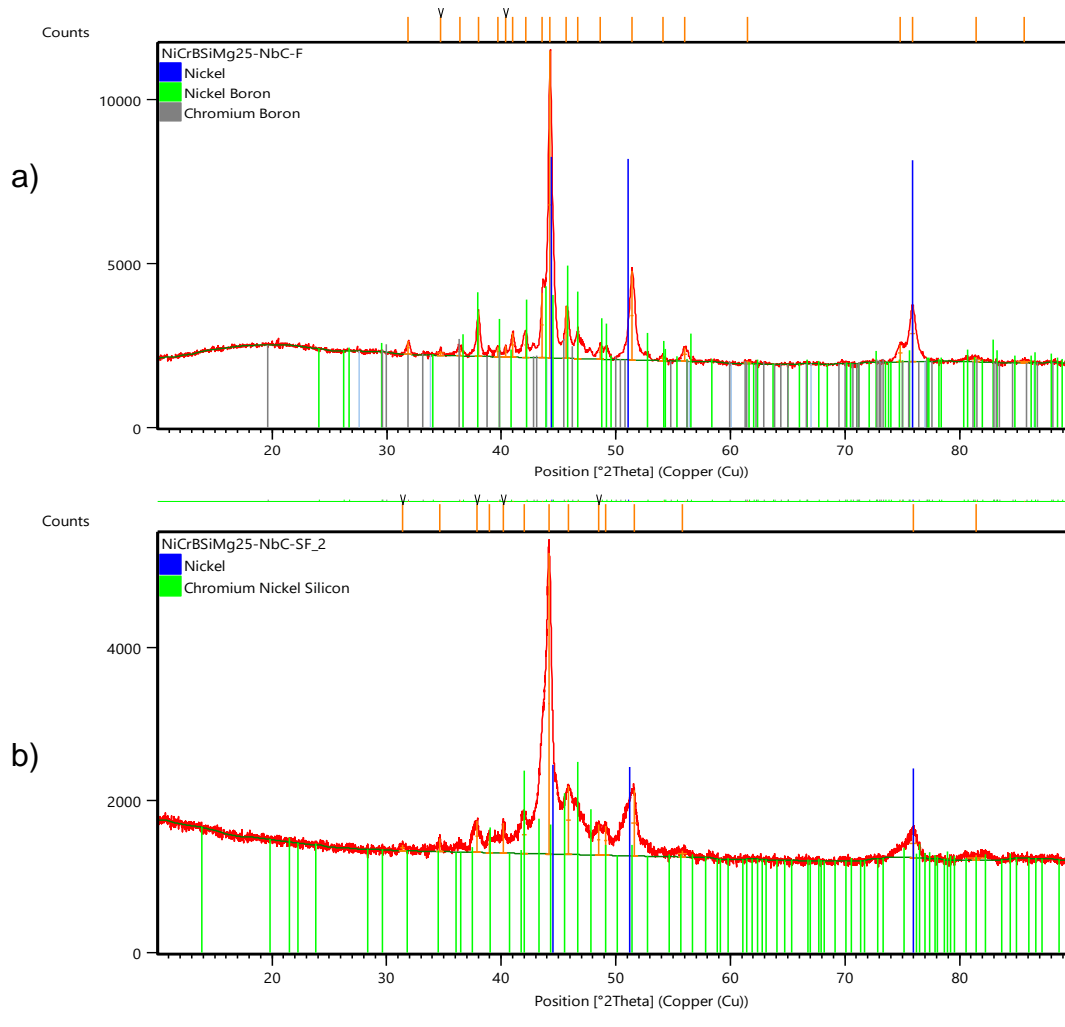
Legenda: a) Metco 16C[®]+25% NbC, fundido;
 b) Metco16C[®]+25%NbC, sem fundir;
 c) Metco 16C[®]+25%SiC, fundido;
 d) Metco 16C[®]+25%SiC, sem fundir;
 e) Metco 16C[®]+30%Basalto, fundido;
 f) Metco 16C[®]+30%Basalto, sem fundir;
 g) Ograbor[®];
 h) Óxido de Nióbio;
 i) Cr₃C₂;
 j) Cr₃C₂+30%NbC;
 k) WC;
 l) WC+30%NbC;
 m) Stellite 6;
 n) Inconel 625.

6.2 ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS REVESTIMENTOS

6.2.1 Liga Metco 16C[®] com adição de 25%-massa de NbC (sem e com fusão)

A Figura 29 apresenta os difratogramas de raios X dos corpos de prova revestidos pela técnica Flame Spray com a liga Metco 16C[®], contendo adição de 25%-massa de NbC, mediante (a) fusão e (b) sem mudança do estado físico (fusão) do revestimento. Picos de Ni (estrutura cúbica, grupo espacial Fm-3m), NiB (ortorrômbica, grupo espacial Cmcm) e CrB (ortorrômbica, grupo espacial Cmcm) foram indexados na amostra contendo o revestimento na condição como fundido. Neste revestimento, foi também notada uma maior contagem das fases presentes, provavelmente devido à menor quantidade de poros, quando comparado com o difratograma de raios X do corpo de prova revestido, em (b), que não foi fundido durante o processo. Neste, somente picos de Ni (estrutura cúbica, grupo espacial Fm-3m) e da fase $\text{Cr}_{0,65}\text{Ni}_{0,25}\text{Si}_{0,1}$ (tetragonal, grupo espacial $\text{P4}_2/\text{mm}$) foram identificados.

Figura 29- Difratomogramas de raios X dos revestimentos com a liga Metco16C[®] contendo adição de 25 %-massa de NbC



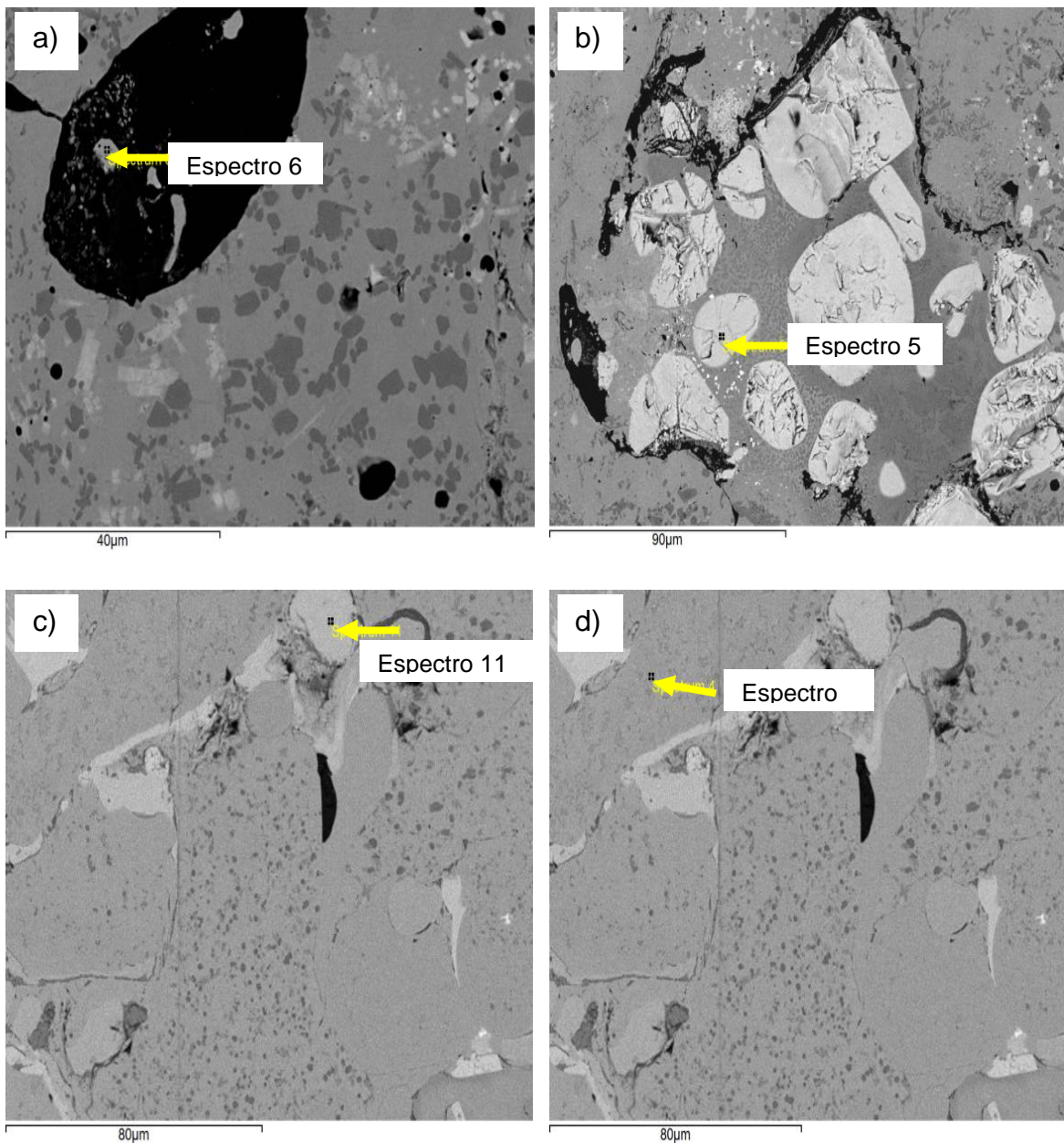
Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como fundido;
b) sem fundir.

A Figura 30 mostra as micrografias de MEV dos revestimentos com a liga Metco 16C[®] contendo adição de 25 %-massa de NbC, nas condições (a, b) como-fundido e (c, d) sem fundir. As microestruturas destes revestimentos têm apresentado uma matriz bifásica (com tonalidade cinza e cinza escuro), além de precipitados brancos dispersos. Como esperado, pode ser notado que a fase cinza escura que compõe a matriz, assim como os precipitados brancos, exibiu menores tamanhos, tendo em vista que o processo de revestimento foi realizado em estado sólido, sem fusão.

A Figura 31 mostra os espectros de EDS dos revestimentos da liga Metco16C[®] contendo adição de 25 %-massa de NbC. Em (a, b) com revestimento submetido a fusão e em (c, d) sem mudança de estado físico (fusão) do revestimento.

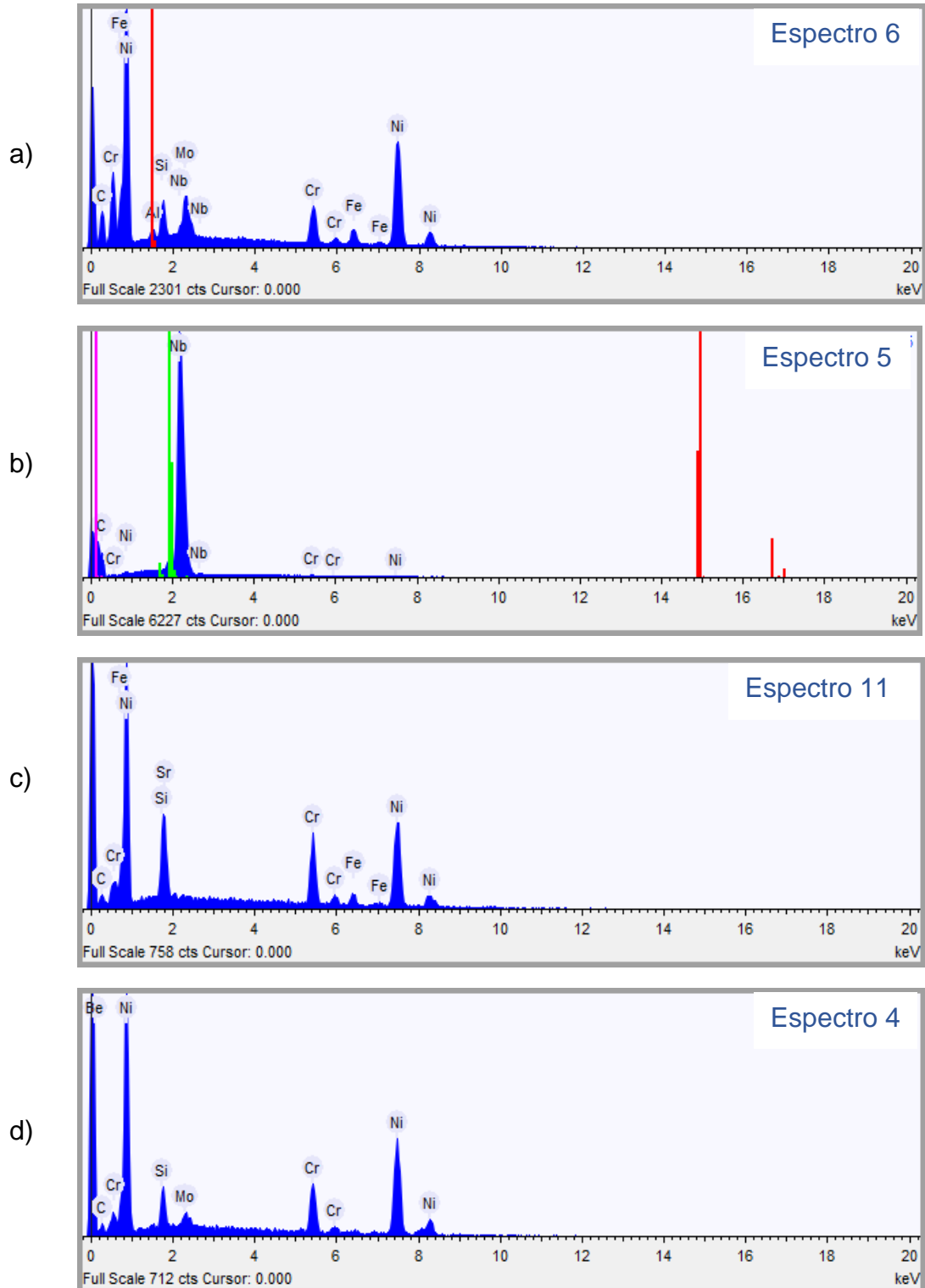
Figura 30– Micrografias de MEV dos revestimentos com a liga Metco 16C[®] contendo adição de 25 %-massa de NbC



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido;
 b) como-fundido;
 c) sem fundir;
 d) sem fundir.

Figura 31-Espectros de EDS dos revestimentos da liga Metco 16C[®] contendo adição de 25%-massa de NbC



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido;
b) como-fundido;
c) sem fundir;
d) sem fundir.

A Tabela 10 apresenta os teores (%-at.) das fases presentes, medidos por EDS, dos revestimentos da liga Metco16C[®] contendo adição de 25 %-massa de NbC, mediante fusão e sem mudança de estado físico (fusão) do revestimento. Os resultados do revestimento feito sob fusão têm indicado que os precipitados brancos são ricos em carbono e quantidades significativas de nióbio, sugerindo tratar-se do NbC, enquanto a matriz do revestimento revela ser a liga Metco16C[®], dissolvendo uma pequena quantidade de nióbio. No caso do revestimento feito no estado sólido, as análises de EDS têm sugerido que a fase $Cr_{0,65}Ni_{0,25}Si_{0,1}$ está presente nas grandes regiões cinzas, juntamente com outra fase (rica em níquel) mais escura, em regiões extremamente finas que tiveram interferência de ambas as fases na medida de EDS. Ainda é possível verificar a presença do NbC nas regiões mais homogêneas do revestimento.

Tabela 10– Teores (%-at.) das fases presentes nos revestimentos da liga Metco 16C[®] contendo adição de 25 %-massa de NbC

	Espectro 6	Espectro5
Elemento	%-atômica	%-atômica
Carbono	52,882	82,172
Alumínio	0,965	-
Silício	3,108	-
Cromo	4,810	0,167
Ferro	2,535	-
Níquel	32,847	0,257
Nióbio	0,539	17,403
Molibdênio	2,313	0,397

	Espectro 11	Espectro 4
Elemento	%-atômica	%-atômica
Carbono	20,875	21,568
Silício	11,828	7,470
Cromo	16,467	12,877
Níquel	50,829	56,098
Nióbio	0,000	0,321
Molibdênio	0,000	1,665

Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido, espectro 6;

b) como-fundido, espectro 5;

c) sem fundir, espectro 11;

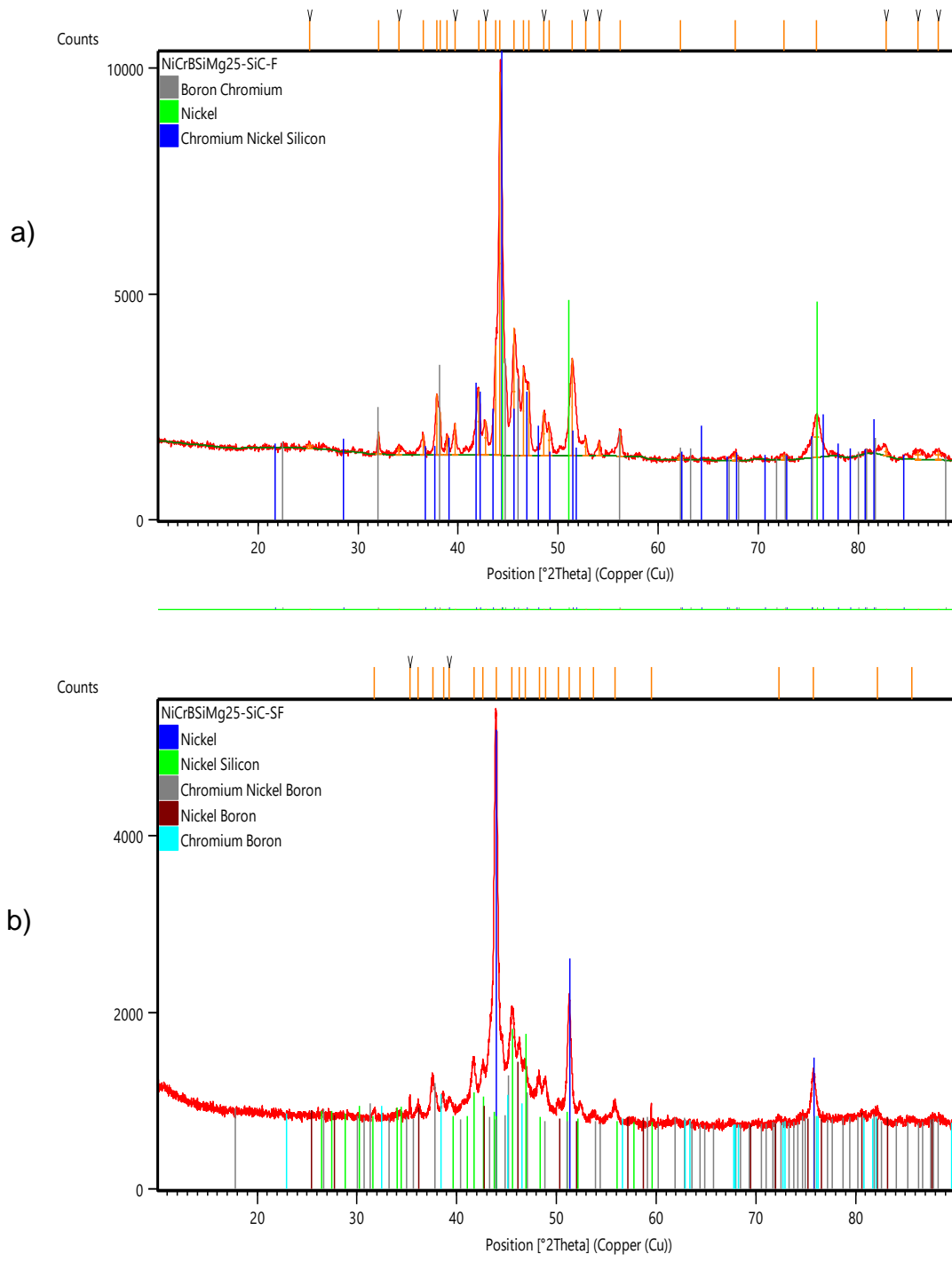
d) sem fundir, espectro 4.

6.2.2 Liga Metco 16C[®] com adição de 25%-massa de SiC (sem e com fusão)

Os difratogramas de raios X dos revestimentos da liga Metco16C[®] contendo a adição de 25%-massa de SiC, feitos pela técnica de *Flame Spray*, mediante fusão ou não do revestimento, estão apresentados na Figura 32a e 32b, respectivamente. As seguintes fases foram identificadas no revestimento fundido durante o processo adotado: Ni (estrutura cúbica, grupo espacial Fm-3m), Cr_{0,65}Ni_{0,25}Si_{0,1} (tetragonal, grupo espacial P4₂/mm) e CrB (ortorrômbica, grupo espacial Cmcm). No caso do revestimento que não apresentou fusão durante o processo *Flame Spray*, foram indexadas as fases de Ni (estrutura cúbica, grupo espacial Fm-3m), Ni₃₁Si₁₂ (hexagonal compacta, grupo espacial P321), NiB (ortorrômbica, grupo espacial Cmcm) e CrB (ortorrômbica, grupo espacial Cmcm).

As micrografias de MEV dos revestimentos da liga Metco16C[®] contendo a adição de 25% de SiC, nas condições (a) como-fundido e (b) sem fundir estão apresentadas na figura 33. Em ambos os revestimentos, pode ser notada a formação de uma matriz (cinza claro) e precipitados dispersos, com diferentes contrastes. Como esperado, precipitados mais grosseiros foram encontrados na microestrutura do revestimento submetido à fusão, devido às maiores temperaturas. De acordo com a composição química deste revestimento submetido à fusão e os resultados de DRX, a matriz deve ser formada por uma solução sólida de níquel (cinza claro) e precipitados dispersos de Cr_{0,65}Ni_{0,25}Si_{0,1} (cinza) e CrB (cinza escuro). No caso do revestimento produzido no estado sólido (sem fusão), a matriz deve ser formada por solução sólida de Ni e precipitados de Ni₃₁Si₁₂, e NiB.

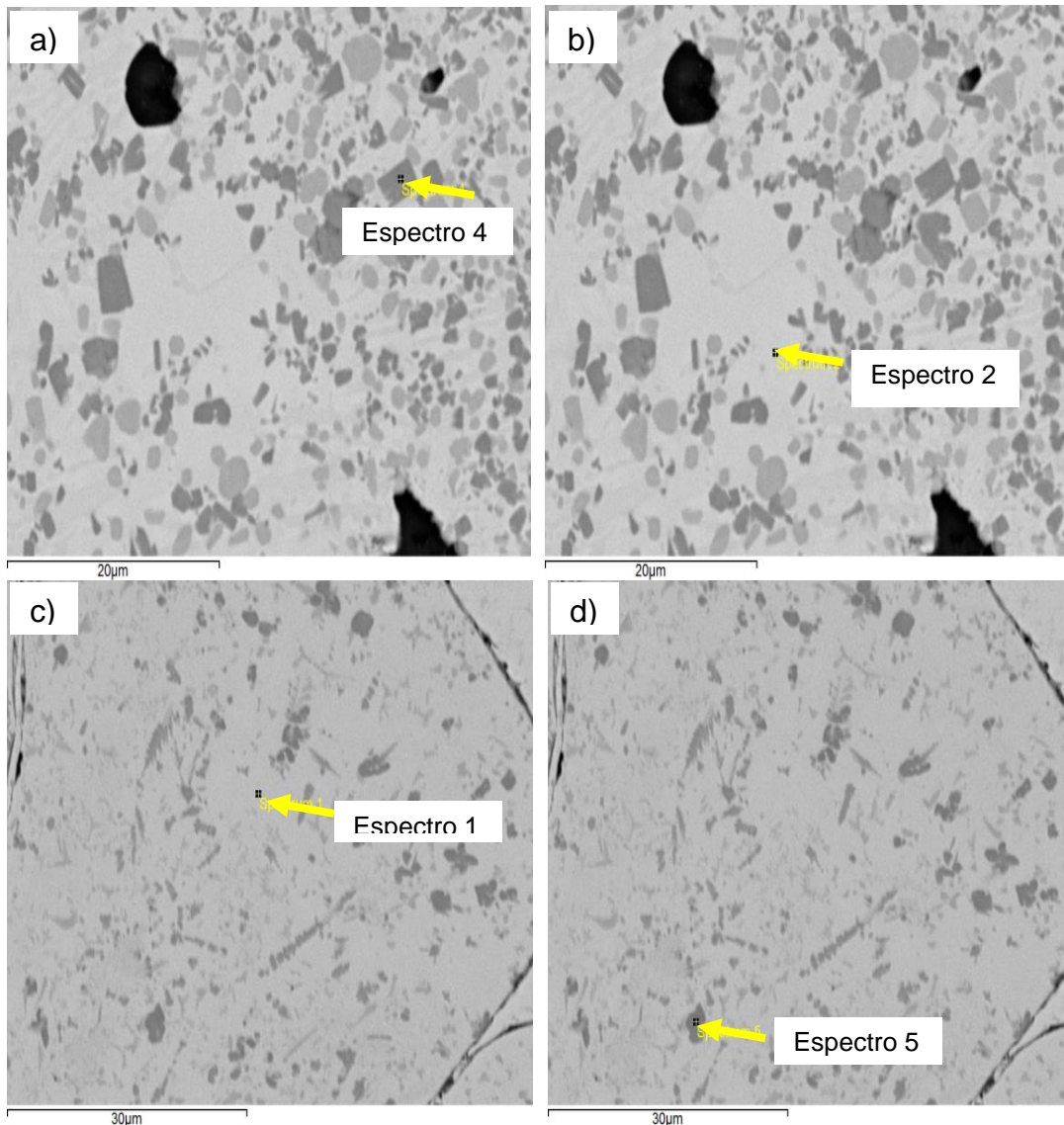
Figura 32– Difratomogramas de raios X dos corpos de prova revestidos com a liga Metco 16C[®] contendo a adição de 25% de SiC



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido;
b) sem fundir.

Figura 33– Micrografias de MEV dos revestimentos da liga Metco 16C[®] contendo adição de 25%-massa de SiC



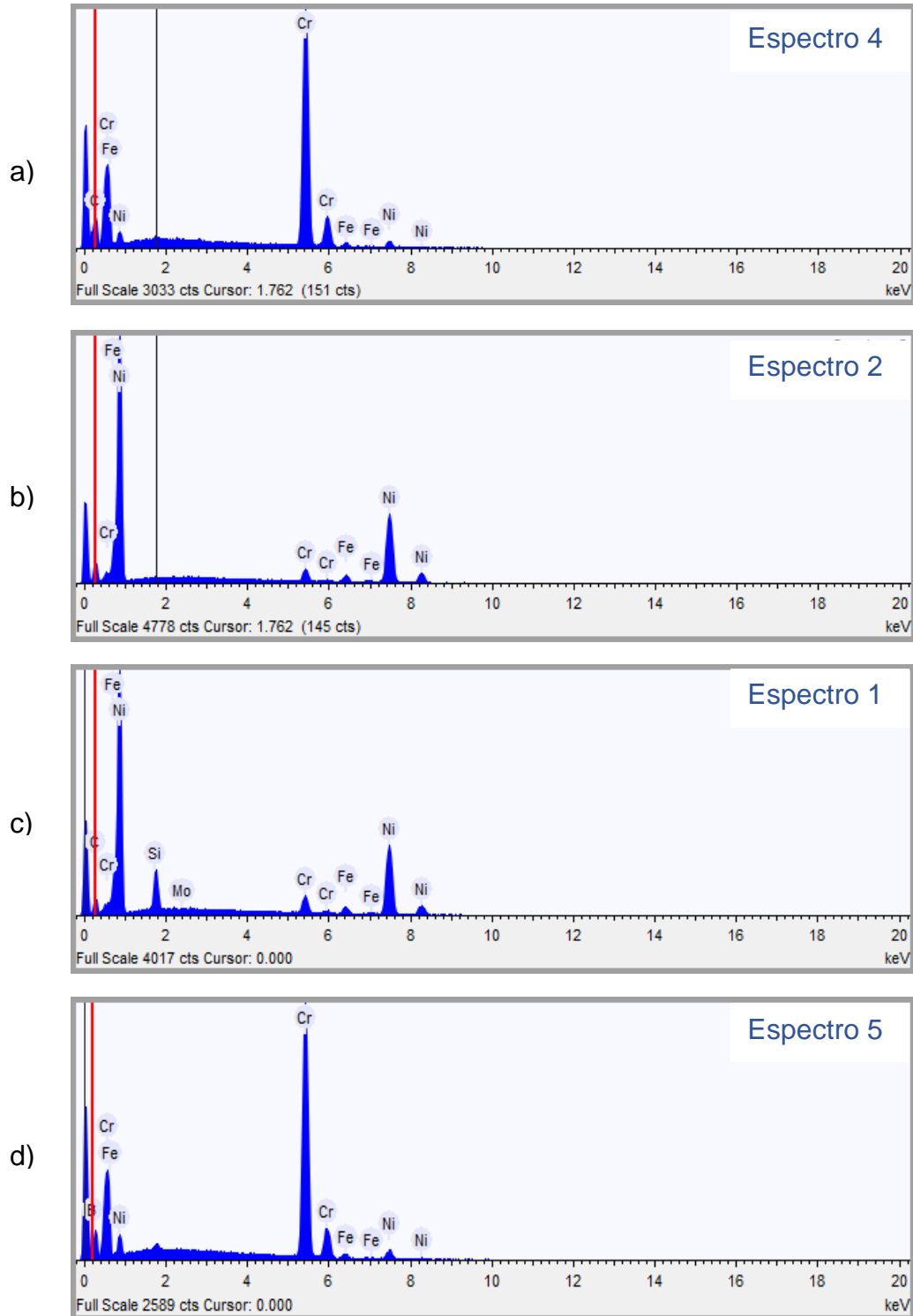
Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido;
 b) como-fundido;
 c) sem fundir;
 d) sem fundir.

A Figura 34 mostra os espectros representativos de EDS da matriz e de precipitados (cinza claro e escuro) do revestimento da liga Metco16C[®] contendo adição de 25 %-massa de SiC, mediante (a, b) fusão e (c, d) sem mudança de estado físico (fusão).

No revestimento submetido à fusão, somente o Cr, Fe e Ni foram detectados por EDS nas regiões de sua superfície. No revestimento produzido sem mudança de estado sólido, foram detectados o Cr, Fe, Si e Ni.

Figura 34– Espectros de EDS das fases presentes do revestimento da liga Metco16C[®] contendo adição de 25%-massa de SiC



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido;
b) como-fundido;
c) sem fundir;
d) sem fundir.

A Tabela 11 mostra os teores das fases (matriz e precipitados escuros) dos revestimentos produzidos mediante fusão e sem mudança de estado físico (fusão) do revestimento. Em concordância com os resultados de DRX, as análises de EDS indicaram que a matriz é formada por uma solução sólida de níquel nas regiões claras, enquanto o cromo é majoritário nos precipitados escuros, sugerindo tratar-se do carbeto de cromo.

Tabela 11– Teores elementares das fases presentes do revestimento da liga Metco 16C[®] contendo adição de 30%-massa de SiC

	Espectro 4	Espectro 2
Elemento	%-atômica	%-atômica
Carbono	38,987	-
Cromo	56,234	6,340
Ferro	1,450	4,309
Níquel	3,328	89,352

	Espectro 1	Espectro 5
Elemento	%-atômica	%-atômica
Carbono	46,876	-
Silício	6,506	-
Cromo	4,148	89,983
Ferro	2,293	2,787
Níquel	40,177	7,230
Molibdênio	0.000	-
Boro	-	-

Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido, espectro 4;
 b) como-fundido, espectro 2;
 c) sem fundir, espectro 1;
 d) sem fundir, espectro 5.

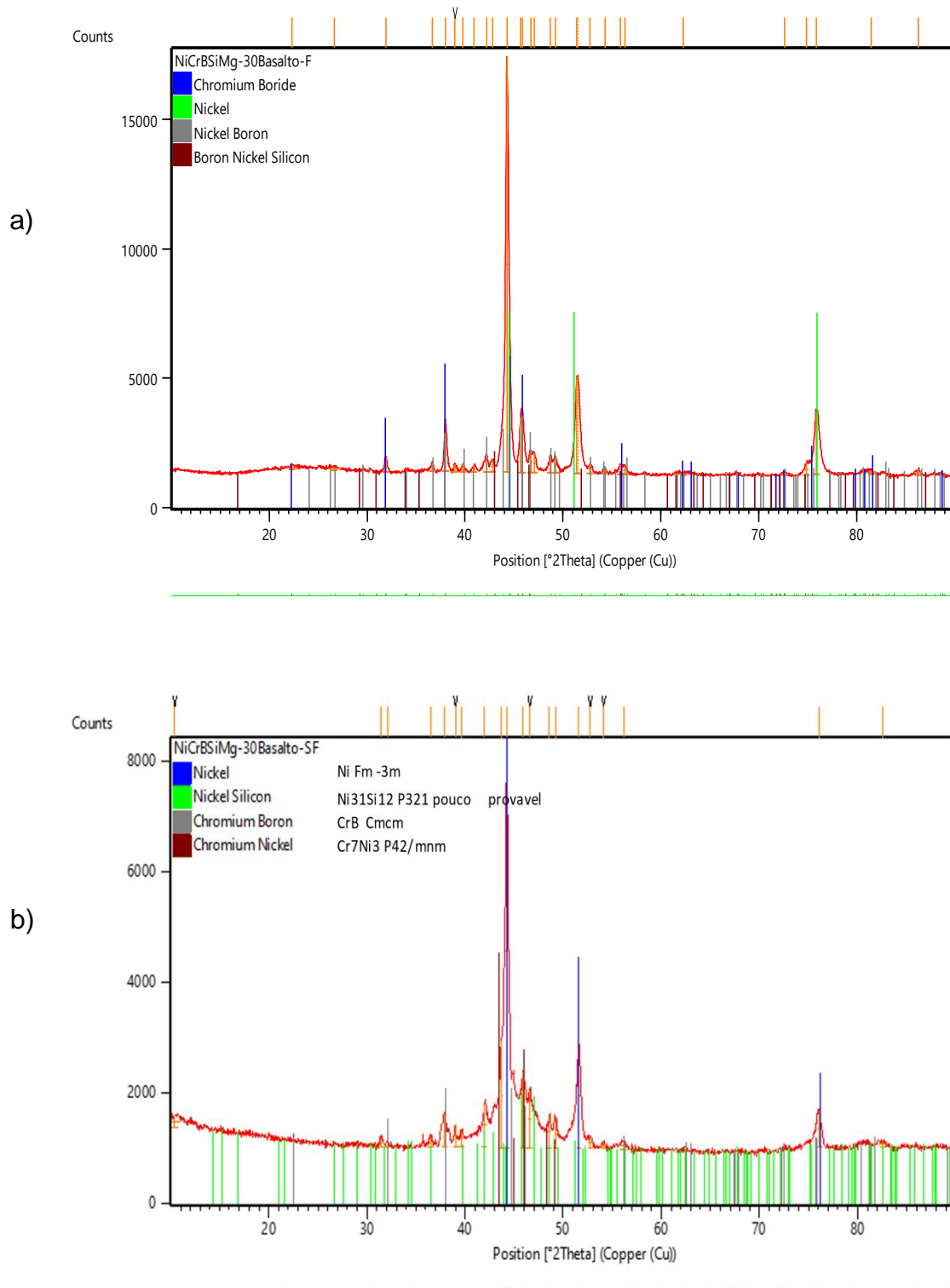
6.2.3 Liga Metco 16C[®] com adição de 25%-massa de Basalto (com e sem fusão)

A Figura 35 apresenta os difratogramas de raios X da liga Metco16C[®] contendo adição de 25%-massa de basalto, feitos pela técnica Flame Spray, mediante fusão (a) ou não (b) do revestimento. Quando o revestimento foi fundido,

as seguintes fases foram indexadas: Ni (cúbica, grupo espacial Fm-3m), CrB (ortorrômbica, grupo espacial Cmcm), NiB (ortorrômbica, grupo espacial Cmcm) e Ni₆Si₂B (hexagonal compacta, grupo espacial *P-62m*). No caso do revestimento produzido sem mudança de estado físico (sem fusão), as fases de Ni (cúbica, grupo espacial Fm-3m), CrB (ortorrômbica, grupo espacial Cm-cm) e Cr₇Ni₃ (tetragonal, isomorfa à fase Cr_{0.49}Fe_{0.51}), foram indexadas. Por outro lado, a confirmação da presença da fase Ni₃₁Si₁₂ (hexagonal compacta, grupo espacial P321) neste revestimento carece de novos estudos cristalográficos.

As micrografias de MEV dos revestimentos da liga Metco16C[®] contendo a adição de 25 %-massa de Basalto, produzidos mediante (a, b) fusão e (c, d) sem mudança do estado sólido, estão apresentadas na Figura 36. A microestrutura do revestimento produzido mediante fusão revelou a presença de regiões heterogêneas presentes numa matriz contendo precipitados com diferentes contrastes. Regiões com maior diversidade de contraste podem ser observadas na microestrutura do revestimento produzido sem mudança de estado físico (fusão), sugerindo que maiores quantidades de fases foram formadas durante o processo *Flame Spray*.

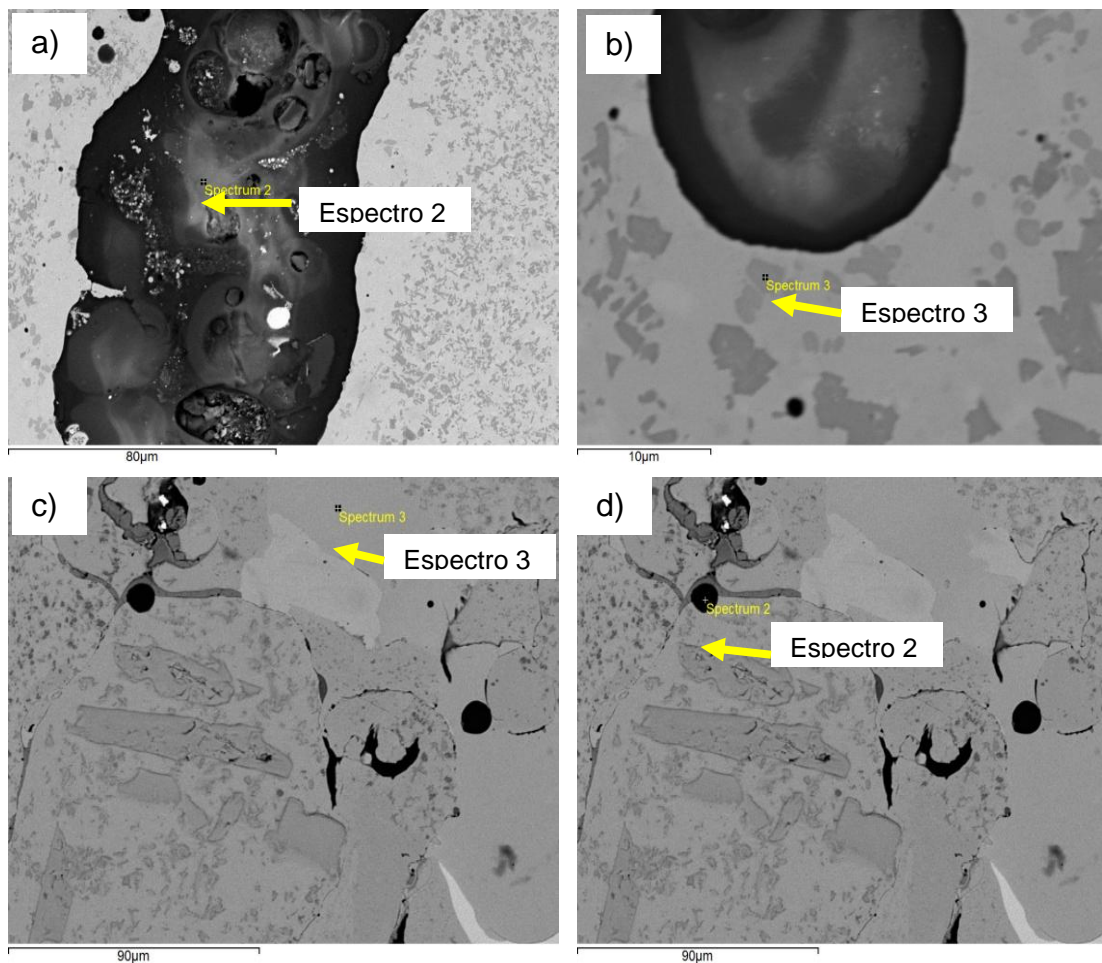
Figura 35– Difratomogramas de raios X dos corpos de prova revestidos com a liga Metco 16C[®] contendo 25%-massa de basalto nas condições



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido;
b) sem fundir.

Figura 36– Micrografias de MEV dos revestimentos da liga Metco 16C[®] contendo a adição de 25 %-massa de Basalto

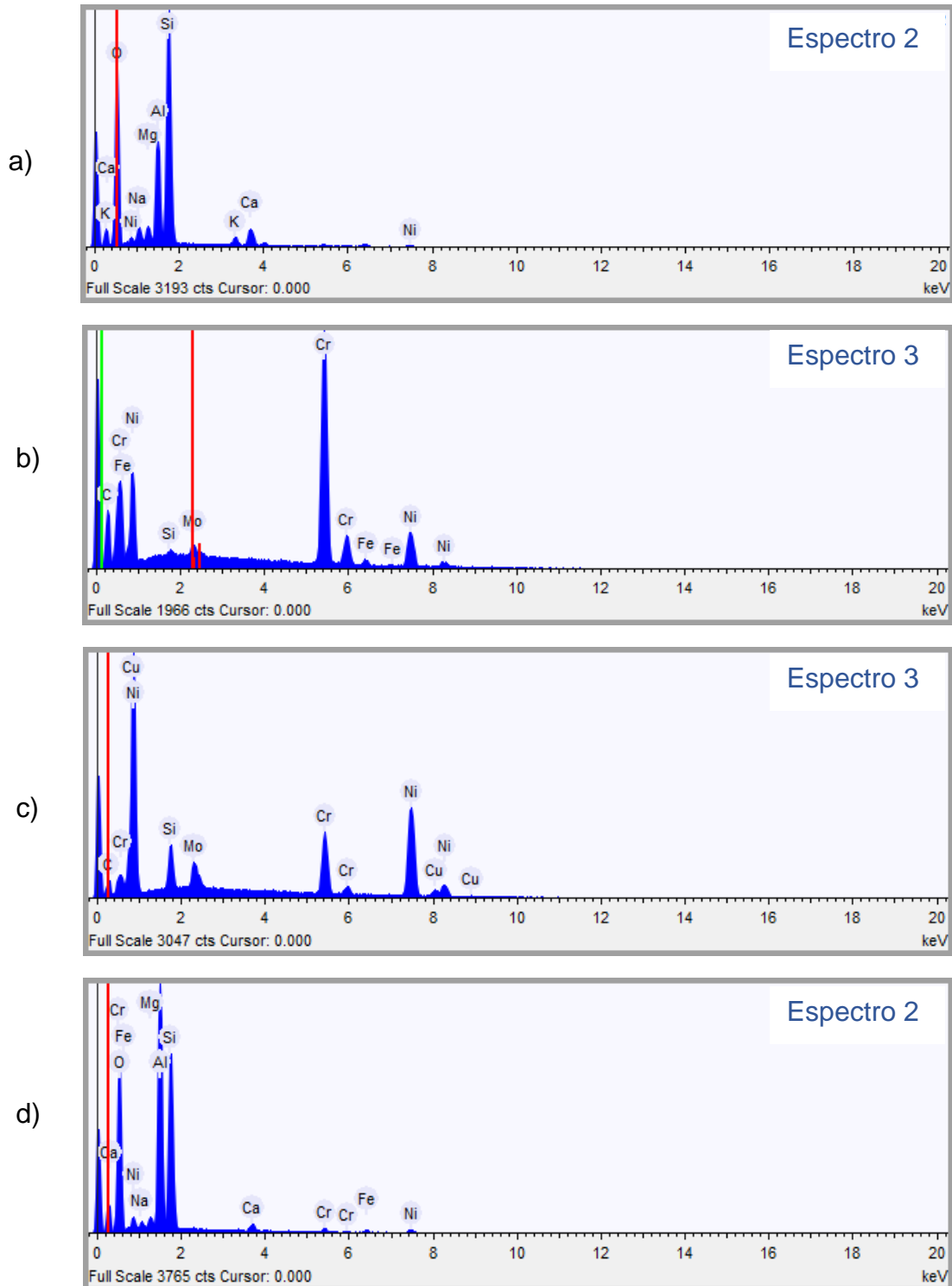


Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido;
 b) como-fundido;
 c) sem fundir;
 d) sem fundir.

Os espectros de EDS de fases presentes no revestimento da liga Metco 16C[®] contendo adição de 30 %-massa de Basalto, mediante (a, b) fusão (espectros 2 e 3) e (c, d) sem mudança de estado físico (espectro 3 e 2), estão mostradas na Figura 37. Os espectros de EDS sugerem que a região heterogênea apresenta picos intensos de oxigênio, provavelmente relacionada com uma eventual oxidação ocorrida durante a fusão do revestimento feita pela técnica *Flame Spray*, enquanto que picos de Cr e Ni se mostraram mais intensos nos precipitados (cinza). No revestimento produzido sem mudança de estado físico, o espectro da região da matriz sugere tratar-se da liga Metco16C[®], enquanto o espectro da região preta apresenta pico intenso de oxigênio.

Figura 37– Espectros de EDS de fases presentes no revestimento da liga Metco 16C[®] contendo adição de 30%-massa de Basalto



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido;
 b) como-fundido;
 c) sem fundir;
 d) sem fundir.

A Tabela 12 apresenta os teores medidos por EDS de regiões do revestimento feito com a liga Metco16C[®] contendo adição de 30 %-massa de basalto, mediante fusão (espectros 2 e 3) e sem fusão (espectros 3 e 2). Os resultados indicaram que a região heterogênea é rica em oxigênio, silício e alumínio, podendo também ter sido incorporado do basalto, material esse composto pelos elementos: Si, O, Al, Ca e Mg. Os precipitados dispersos na matriz apresentaram-se ricos em cromo e níquel, sugerindo tratar-se do Cr₇Ni₃CrB e do NiB, conforme indicado nos resultados de DRX. Todavia, diante da limitação de EDS para medição de boro, o uso de outras técnicas como o WDS e tornam necessárias..

Tabela 12- Teores de fases presentes no revestimento da liga Metco 16C[®] contendo adição de 30 %-massa de Basalto mediante fusão (espectros 2 e 3) e sem fusão (espectros 3 e 2)

	Espectro 2	Espectro3
Elemento	%-atômica	%-atômica
Carbono	-	57,647
Silício	-	0,340
Sódio	2,145	-
Cromo	-	29,594
Magnésio	1,563	-
Alumínio	8,568	-
Silício	21,866	-
Potássio	0,811	-
Cálcio	2,025	-
Níquel	0,686	10,893
Oxigênio	62,336	-
Molibdênio	-	0,570
	Espectro3	Espectro2
Elemento	%-atômica	%-atômica
Oxigênio	-	64,521
Sódio	-	0,744
Magnésio	-	0,809
Alumínio	-	15,966
Cálcio	-	0,647
Carbono	36,213	-
Silício	5,710	-
Cromo	11,247	0,521
Níquel	39,936	1,279
Ferro	-	0,439
Cobre	4,541	-
Molibdênio	2,351	-

Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) como-fundido, espectro 2;
 b) como-fundido, espectro 3;
 c) sem fundir, espectro 3;
 d) sem fundir, espsctro 2.

6.2.4 Ograbor® e Óxido de Nióbio

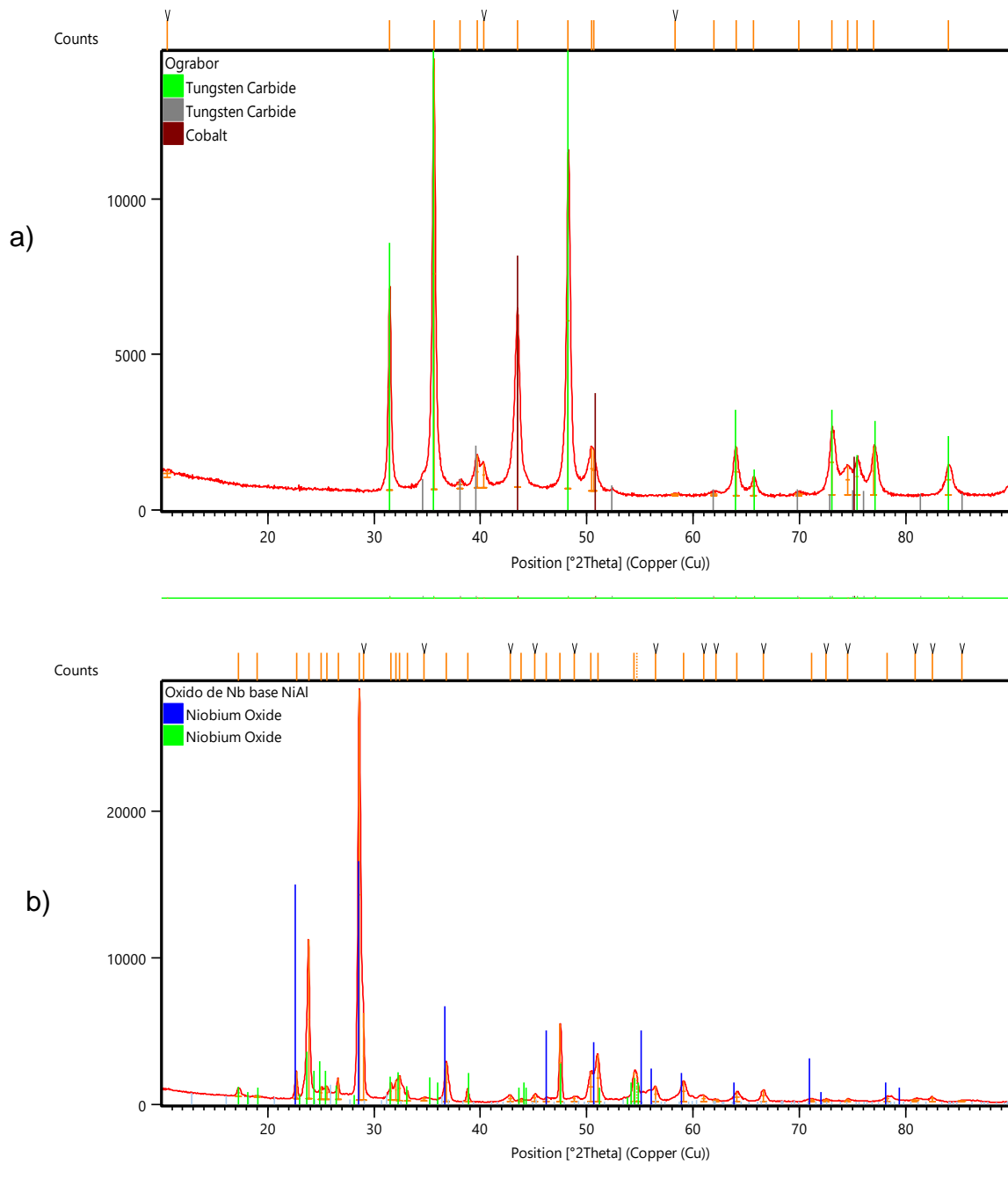
Os difratogramas de raios X dos revestimentos de Ograbor® e de óxido de nióbio estão apresentados na Figura 38a e 38b, os quais foram produzidos pelas técnicas HP/HVOF (sem fundir) e Flame Spray (sem fundir), respectivamente. Picos de WC (hexagonal compacta, grupo espacial P-62m, em verde), W_2C (hexagonal compacta, grupo espacial P-3m1, em cinza) e de Co (cúbica, grupo espacial Fm-3m) foram indexados no revestimento de Ograbor®. A presença do cobalto se justifica pelo seu uso como ligante no revestimento (em quantidades não informadas pela OPT-Brasil). A presença do ligante nos pós são justificáveis, tendo o material maior densidade em comparação aos materiais similares sem presença de ligantes. O material preencheu homoganeamente as superfícies das partículas e permitiram o preenchimento uniforme dos espaços entre as partículas (PAMELLA, 2022). O cobalto e suas ligas são utilizados em aplicações que requerem uma boa resistência ao desgaste e à corrosão, conferindo uma melhora nas propriedades do produto final (CONTRERAS, 2005). No caso do revestimento da liga com óxido de nióbio, foram indexados apenas picos de $Nb_{8,4}O_{21}$ (ortorrômbica, grupo espacial Pbam) e de Nb_2O_5 (monoclínica, grupo espacial P12/m1).

As micrografias de MEV dos revestimentos feitos com (a-c) Ograbor® e com (d-f) óxido de nióbio estão apresentadas na Figura 39. As imagens sugerem que o revestimento de Ograbor® tem uma microestrutura com matriz bifásica, sugerindo tratar-se do WC e do W_2C . Analisando com baixas magnificações, a imagem sugere que o revestimento feito com óxido de nióbio é formado por uma matriz monofásica. Entretanto, com magnificações maiores, pode ser notada a presença de uma segunda fase no interior (e próximo) dos grãos da matriz, tendo ambas as fases contrastes próximos, sugerindo tratar-se do $Nb_{8,4}O_{21}$ e de Nb_2O_5 .

A Figura 40 mostra os espectros de EDS de fases dos revestimentos: (a, b) Ograbor® (Espectros 3 e 4) e óxido de nióbio (Espectros 6 e 1). A Tabela 13 apresenta os teores elementares (%-at.) de fases presentes nos revestimentos de Ograbor (espectros 3 e 4) e de óxido de nióbio (espectros 6 e 1). Os resultados de EDS indicaram que a matriz (região cinza) é rica em tungstênio e contendo quantidades significativas de níquel e cromo, sugerindo tratar-se das fases indexadas no DRX, enquanto que em regiões brancas indicaram a presença de Ni, Cr, Mo, Nb, W e Fe, sendo assim, identificados todos os elementos presentes na

estrutura do revestimento. No caso do revestimento de óxido de nióbio, os resultados de EDS das duas fases presentes, com contrastes próximos, têm indicado valores similares, indicando tratar-se de $Nb_{8,4}O_{21}$ e de Nb_2O_5 .

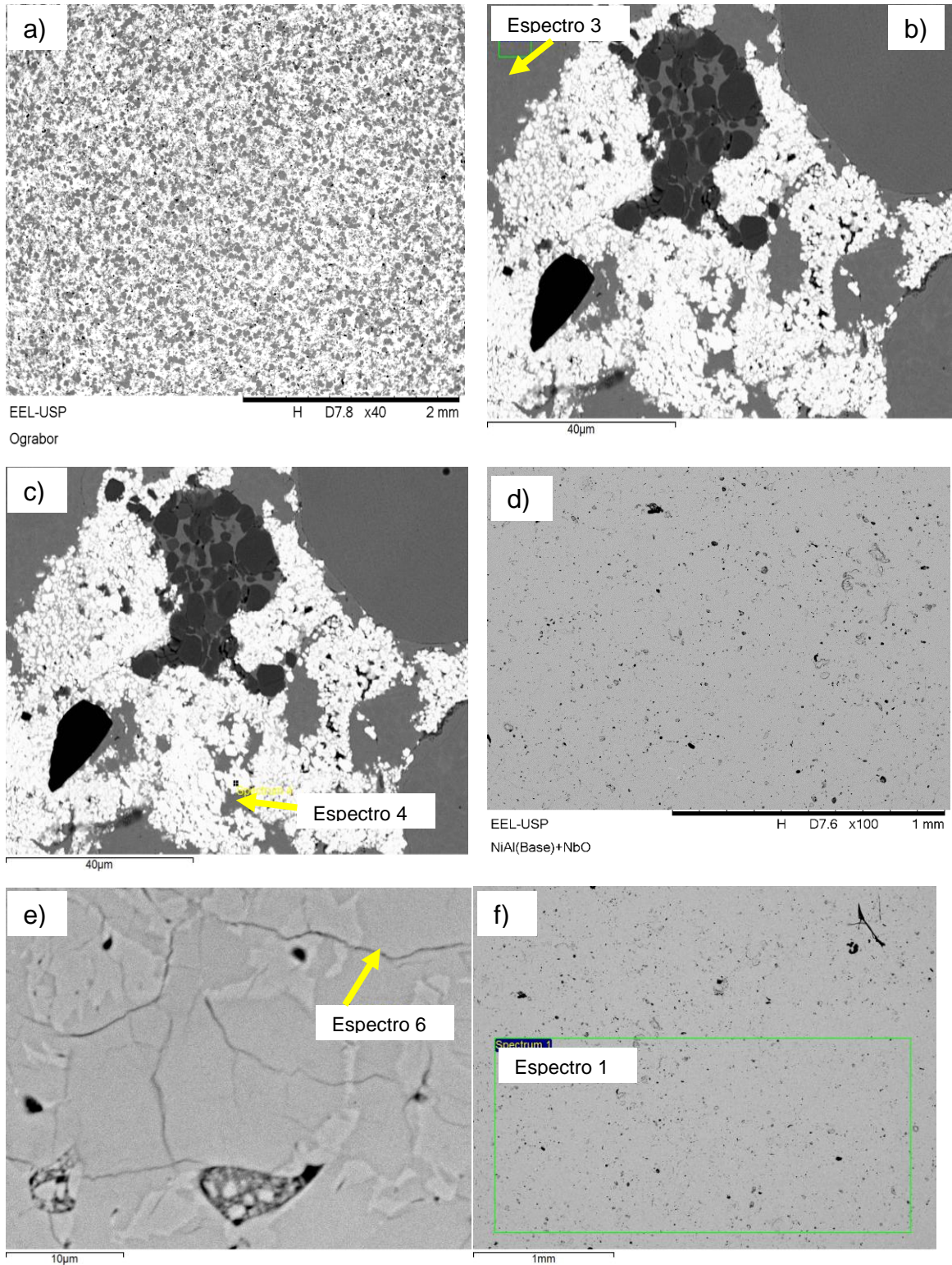
Figura 38– Difratogramas de raios X dos revestimentos



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Ograbor®;
 b) óxido de nióbio.

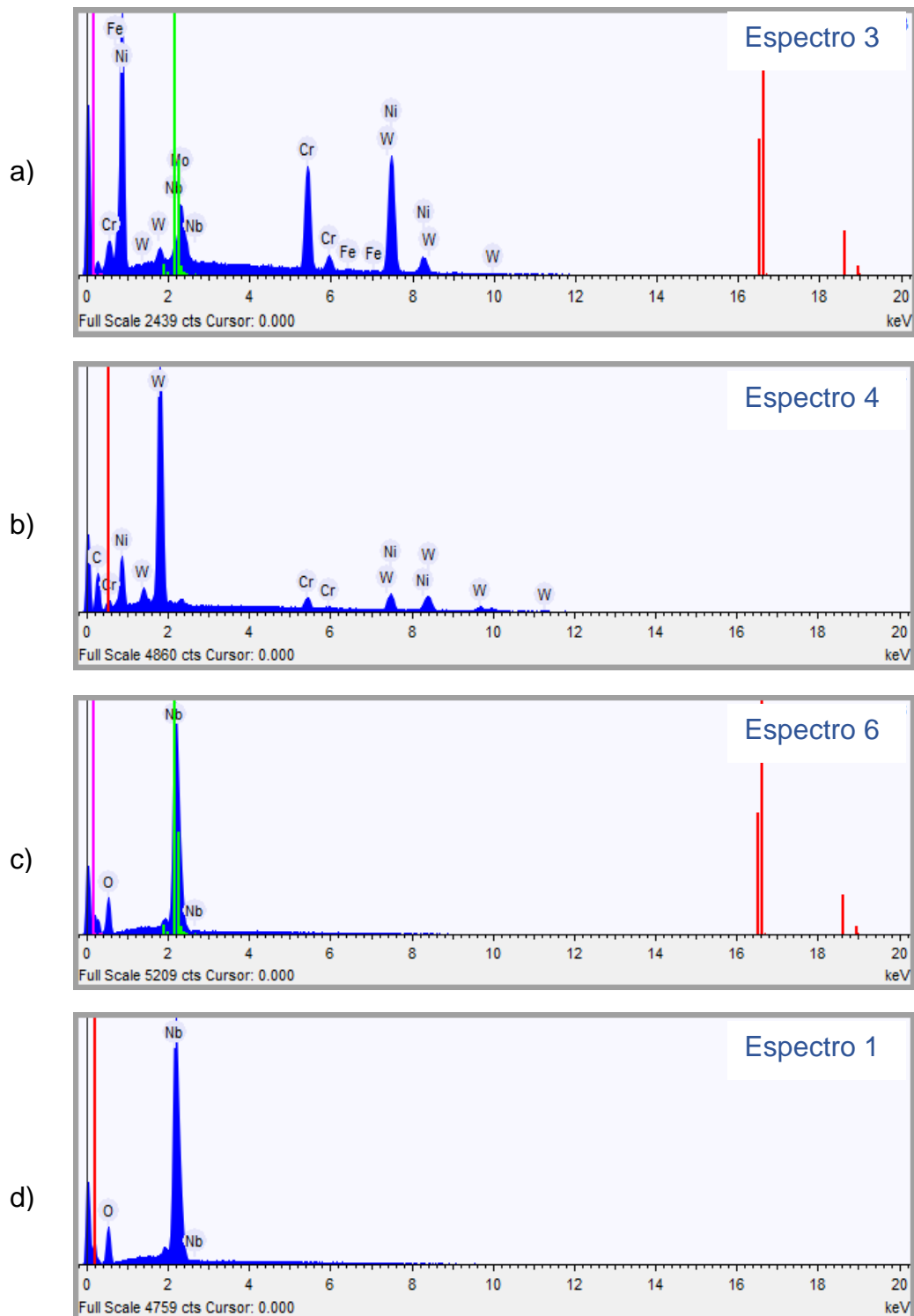
Figura 39– Micrografias de MEV dos revestimentos



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Ograbor®;
 b) Ograbor®;
 c) Ograbor®;
 d) óxido de nióbio;
 e) óxido de nióbio;
 f) óxido de nióbio.

Figura 40- Espectros de EDS de fases presentes nos revestimentos



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Ograbor®;
 b) Ograbor®;
 c) óxido de nióbio;
 d) óxido de nióbio.

Tabela 13– Teores elementares (%-at.) de fases presentes nos revestimentos de Ograbor (espectros 3 e 4) e de óxido de nióbio (espectros 6 e 1).

	Espectro3	Espectro4
Elemento	%-atômica	%-atômica
Carbono	-	76,514
Cromo	25,113	2,621
Ferro	0,735	-
Níquel	65,254	8,643
Nióbio	1,864	-
Molibdênio	6,146	-
Tungstênio	0,888	12,222

	Espectro 6	Espectro1
Elemento	%-atômica	%-atômica
Oxigênio	72,586	72,184
Nióbio	27,414	27,816

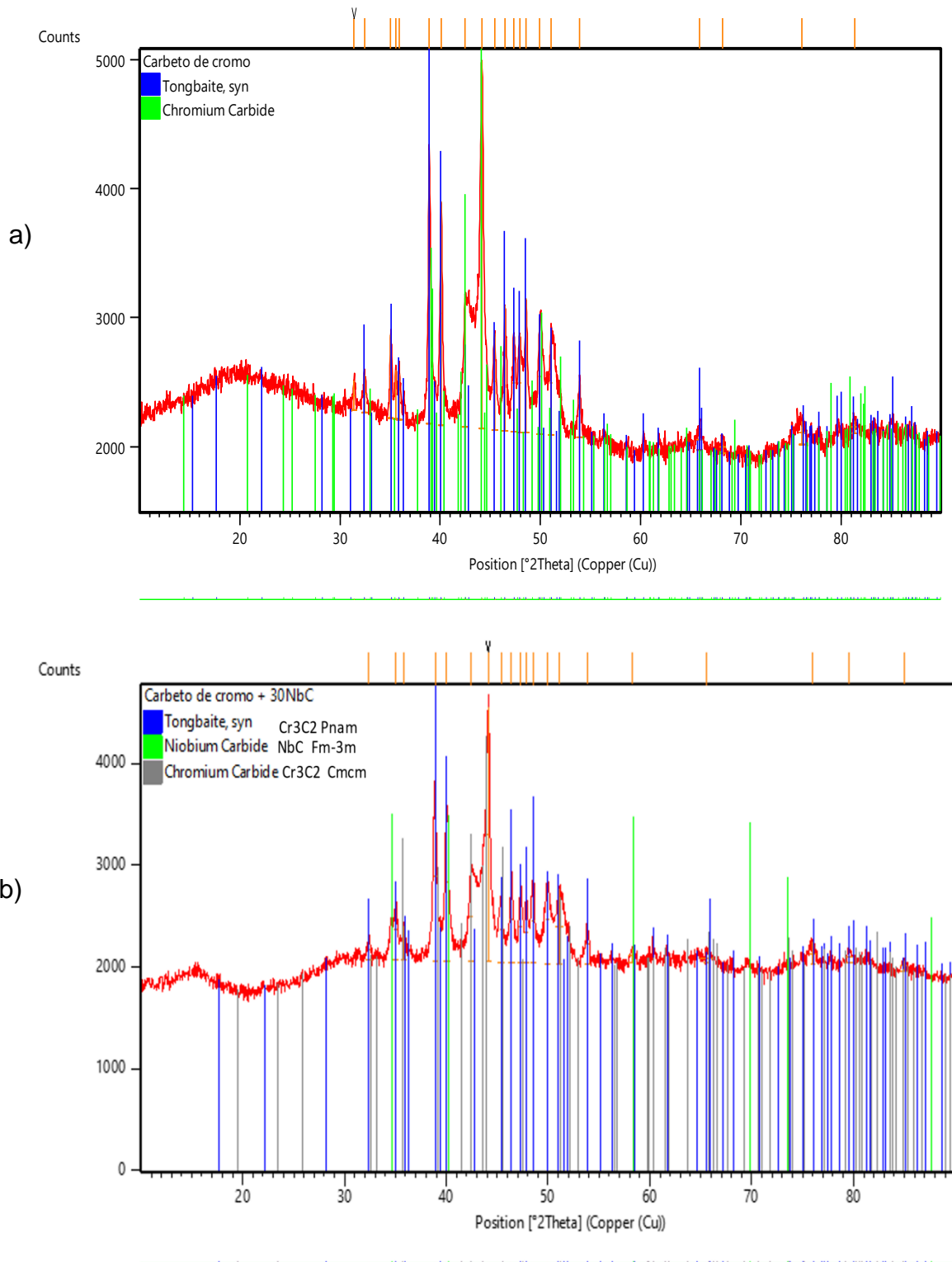
Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) Ograbor®;
b) óxido de nióbio.

6.2.5 Carbeto de Cromo (sem e com adição de 30%-massa de NbC)

Os difratogramas de raios X dos corpos de prova revestidos pela técnica HP/HVOF (sem fundir o revestimento) com carbeto de cromo, sem e com adição de 30%-massa de carbeto de nióbio, estão mostrados na Figura 41a e 41b, respectivamente. Picos de Cr_3C_2 com estruturas ortorrômbricas (grupos espaciais Pnam e Cmcm) foram identificados no revestimento de carbeto de cromo. No caso do corpo de prova revestido com adição de carbeto de nióbio, ambas as fases Cr_3C_2 com estruturas ortorrômbricas (grupos espaciais Pnam e Cmcm) foram indexadas, além de picos de NbC (estrutura cúbica, com grupo espacial Fm-3m) sobrepostos pelos picos de Cr_3C_2 *tongbaite*.

Figura 41– Difratoformas de raios X dos corpos de prova revestidos com carbeto de cromo



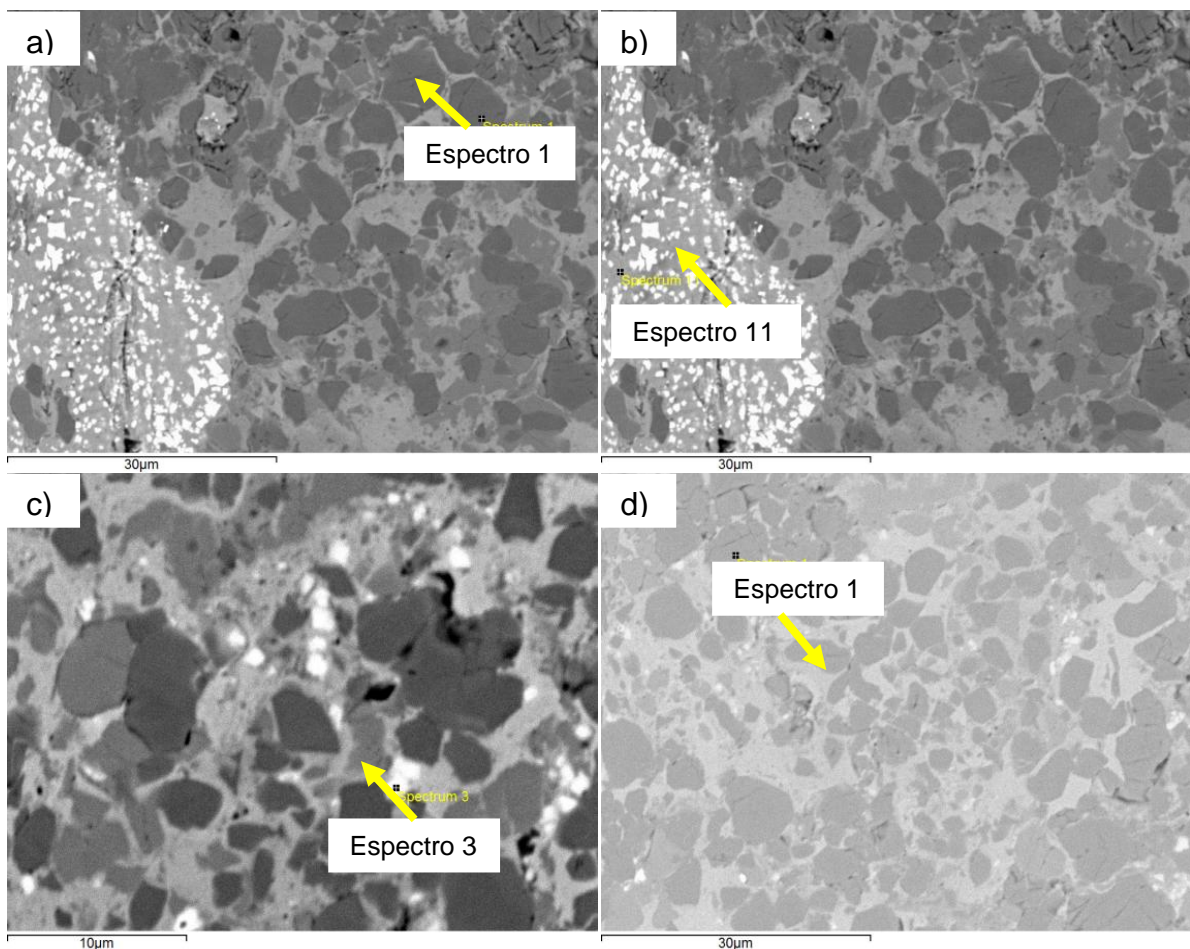
Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) sem adição de 30%-massa de NbC;

b) com adição de 30%-massa de NbC.

A Figura 42 apresenta as micrografias de MEV dos corpos de prova revestidos com carbeto de cromo, (a, b) sem e (c, d) com adição de 30 %-massa de NbC. As microestruturas destes revestimentos apresentam uma matriz bifásica e, que de acordo com os resultados de DRX, tratam-se do Cr_3C_2 com estruturas ortorrômbicas (grupos espaciais Pnam e Cmcm). No caso do revestimento contendo adição de 30 %-massa de NbC, as pequenas regiões brancas devem tratar do NbC.

Figura 42– Micrografias de MEV dos corpos de prova revestidos com carbeto de cromo



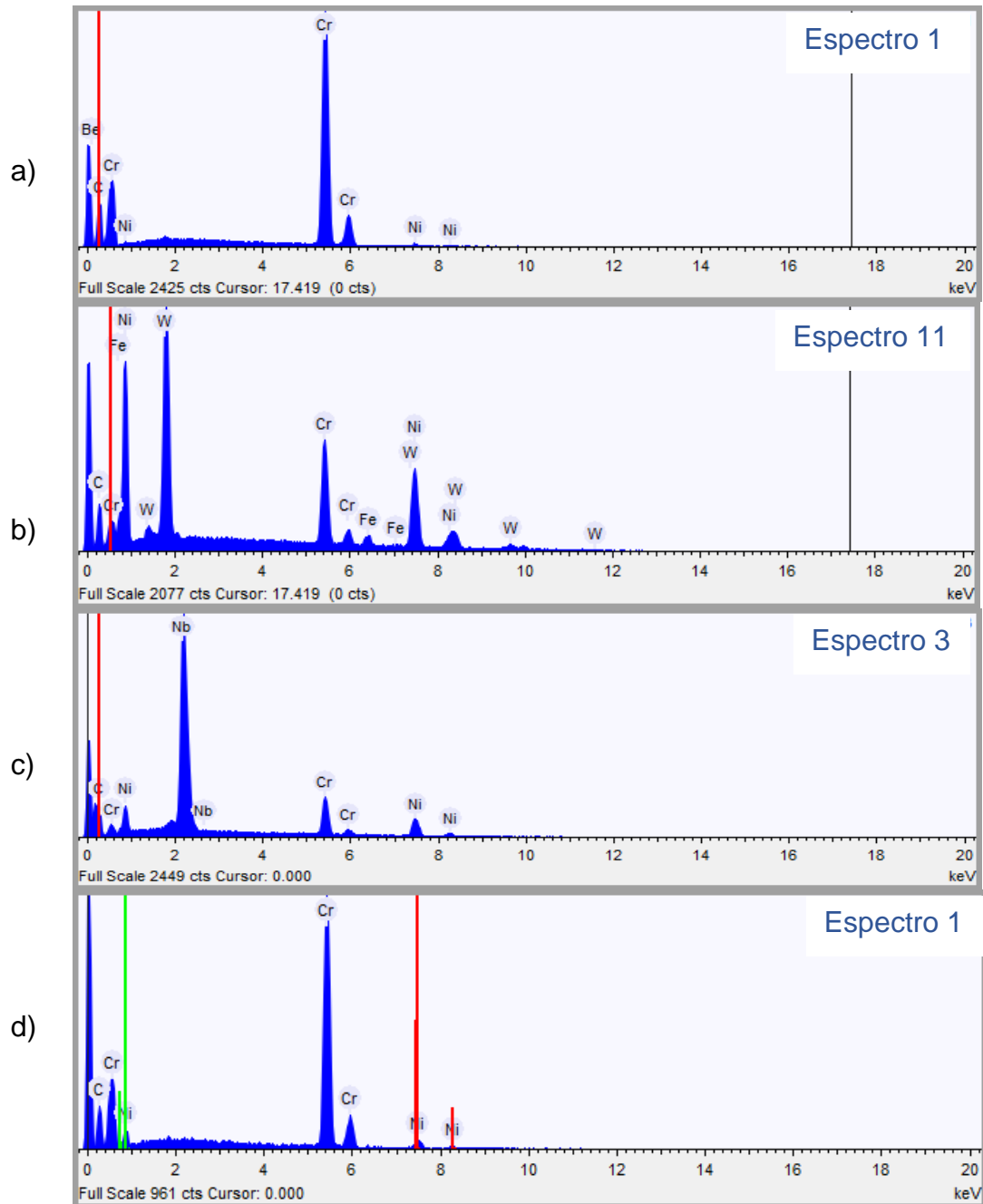
Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) sem adição de 30%-massa de NbC;
 b) sem adição de 30%-massa de NbC;
 c) com adição de 30%-massa de NbC;
 d) com adição de 30%-massa de NbC.

Os espectros de EDS dos precipitados escuros da região heterogênea (espectro 1) e da matriz (espectro 11) do revestimento de carbeto de cromo, assim como os precipitados brancos (espectro 3) e escuros da matriz bifásica (espectro 1)

do revestimento de carbeto de cromo contendo adição de 30 %-massa de NbC, estão mostrados na Figura 43.

Figura 43– Espectros de EDS de diferentes regiões do revestimento de carbeto de cromo



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) sem adição de 30%-massa de NbC;
 b) sem adição de 30%-massa de NbC;
 c) com adição de 30%-massa de NbC;
 d) cem adição de 30%-massa de NbC.

A Tabela 14 mostra os teores elementares das diferentes regiões dos revestimentos de carbetos de cromo, sem (espectros 1 e 11) e com adição de 30 %-massa de NbC (espectros 3 e 1). Os resultados têm confirmado que as fases presentes na matriz destes revestimentos tratam-se do carbetos de cromo, sendo que uma delas pode dissolver teores significativos de níquel, enquanto que as regiões brancas tratam-se do NbC. Apesar dos resultados sugerirem alguma dissolução de cromo e níquel no NbC, estes valores podem ter tido a interferência de fases vizinhas, que são ricas nestes elementos. Tanto a presença do níquel como do tungstênio nos resultados de EDS pode ser esclarecida devido aos restos dos elementos estarem presentes no porta-material das pistolas de aspersão, visto que a empresa não os utilizou como ligantes ou dopantes dos revestimentos.

Tabela 14– Teores elementares das diferentes regiões dos revestimentos de carbetos de cromo

	Espectro 1	Espectro 11
Elemento	%-atômica	%-atômica
Carbono	54,578	53,430
Cromo	44,862	33,983
Ferro	-	1,858
Níquel	0,560	3,325
Tungstênio	-	7,404
	Espectro 3	Espectro 1
Elemento	%-atômica	%-atômica
Carbono	67,973	51,661
Cromo	7,693	44,925
Níquel	7,955	3,415
Nióbio	16,379	-

Fonte: Autor (2023).

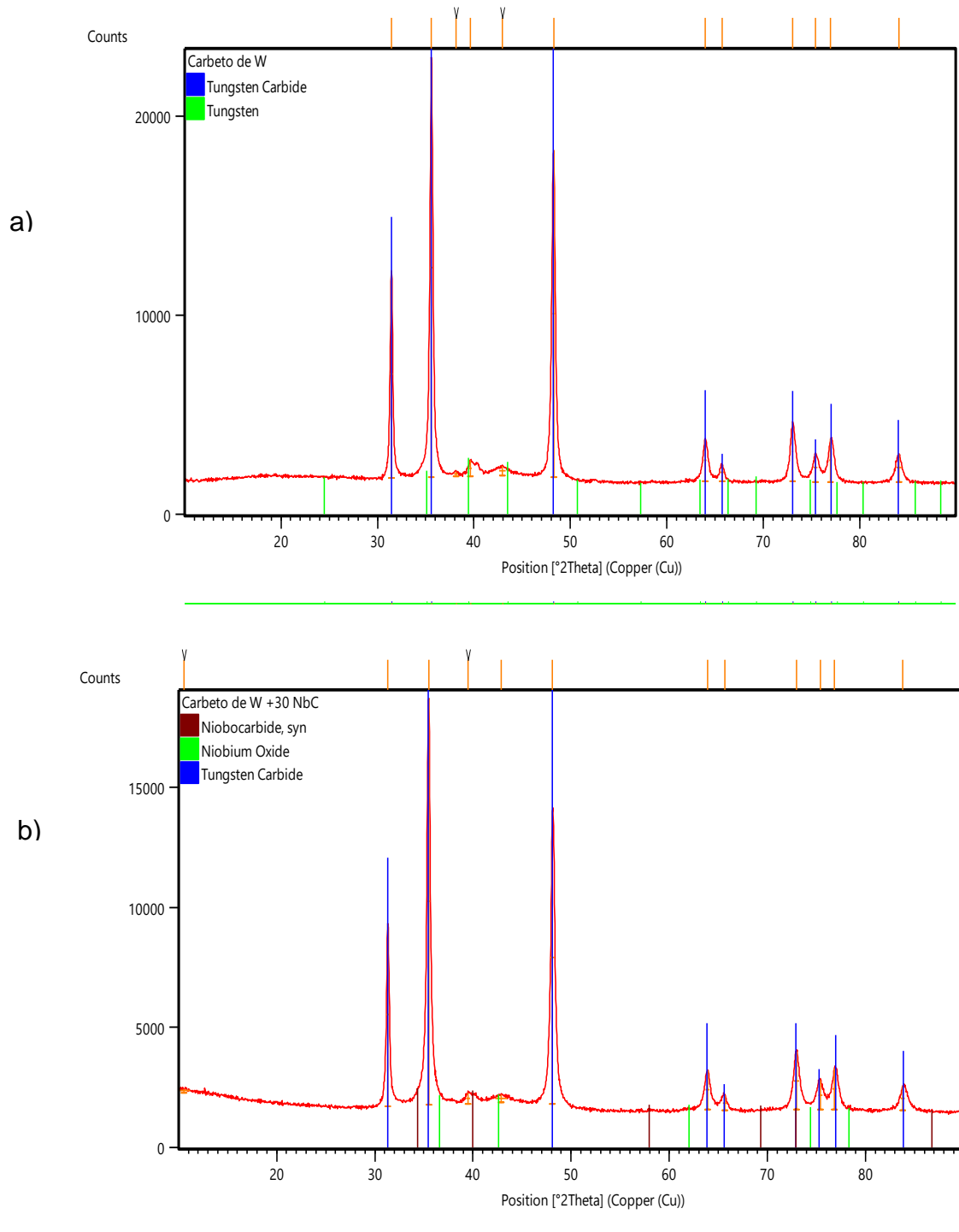
Legenda: a) sem adição de 30%-massa de NbC, espectro 1;
 b) sem adição de 30%-massa de NbC, espectro 11;
 c) com adição de 30%-massa de NbC, espectro 3;
 d) com adição de 30%-massa de NbC, espectro 1.

6.2.6 Carbeto de Tungstênio (sem e com adição de 30%-massa de NbC)

Os difratogramas de raios X dos corpos de prova revestidos pela técnica HP/HVOF (sem fundir o revestimento) com carbeto de tungstênio e carbeto de tungstênio dopado com 30% de NbC estão mostrados nas Figuras 44a e 44b, respectivamente. Em ambos corpos de prova revestidos, foram identificados apenas picos intensos de WC (hexagonal compacta, grupo espacial P-62m). Além disso, alguns picos minoritários de óxido de nióbio foram também identificados, sugerindo que os pós de NbC utilizados para adição apresentavam alguma quantidade de óxido de nióbio ou uma oxidação do revestimento pode ter ocorrido durante o processo HP/HVOF. Todavia, não foram identificados picos de NbC no revestimento de carbeto de tungstênio contendo 30% de NbC.

As micrografias de MEV dos revestimentos de carbeto de tungstênio, sem e com adição de 30%-massa de NbC, estão mostradas na Figura 45. Em ambos os revestimentos, podem ser notadas microestruturas formadas por grãos de WC (matriz) e, no caso do revestimento com adição de 30%-massa de NbC, pode ser notada a presença de precipitados de NbC em regiões escuras. De acordo com os espectros de EDS destas regiões mostrados na Figura 46, os seguintes elementos foram identificados nestas regiões dos revestimentos de carbeto de tungstênio, sem e com adição de 30%-massa de NbC, respectivamente: C/Co/O/W e C/Co/O/Nb/W, onde o cobalto é normalmente utilizado como ligante no revestimento. De acordo com os resultados de EDS mostrados na Tabela 15, o NbC dissolveu pequenas quantidades de Co e W entre 4,3-4,6 %-at. e 1,5-2,4 %-at., respectivamente.

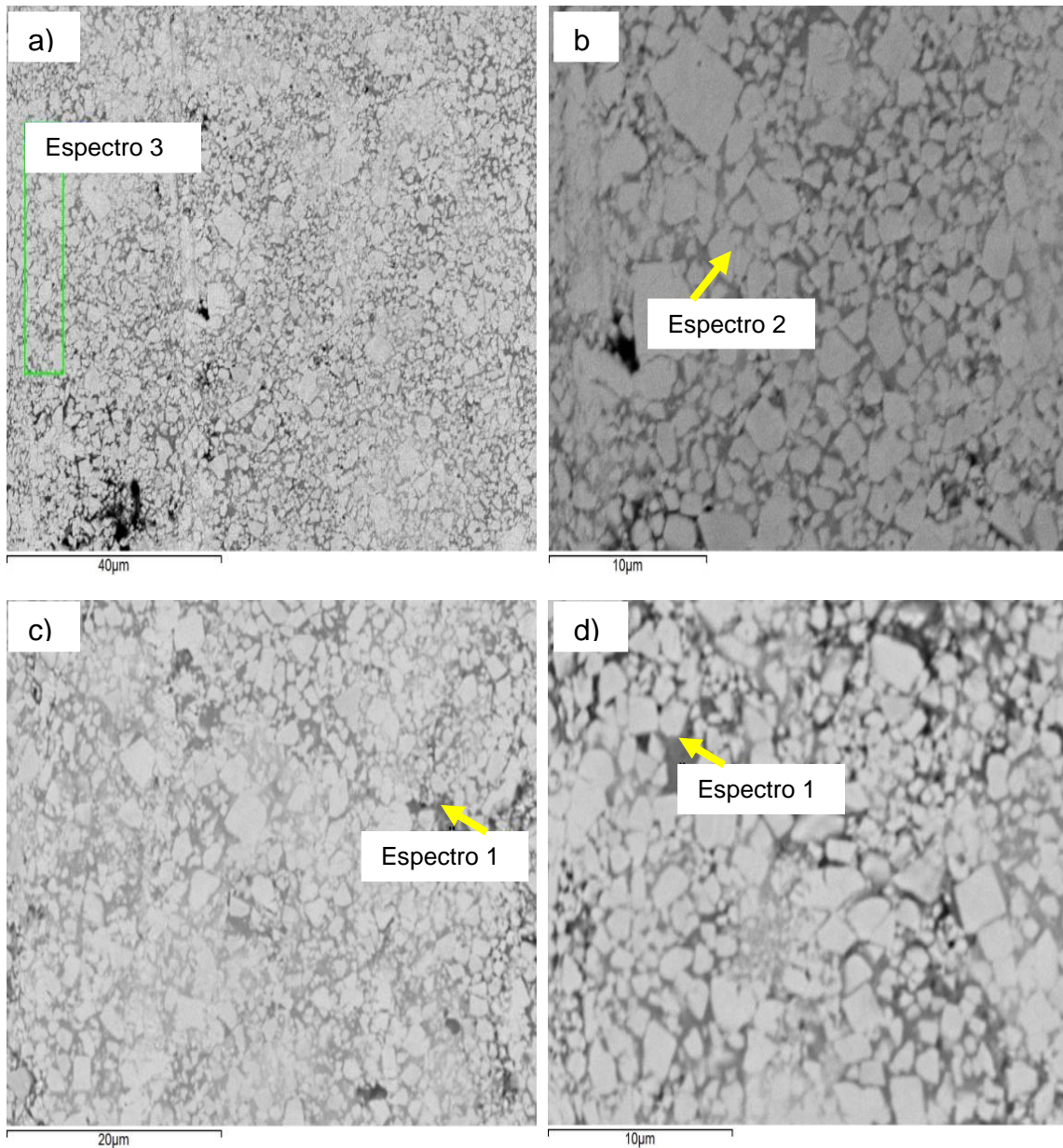
Figura 44– Difratoformas de raios X dos corpos de prova revestidos com carbeto de tungstênio e carbeto de tungstênio com adição de 30% de NbC



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) carbeto de tungstênio;
b) carbeto de tungstênio com adição de 30% de NbC.

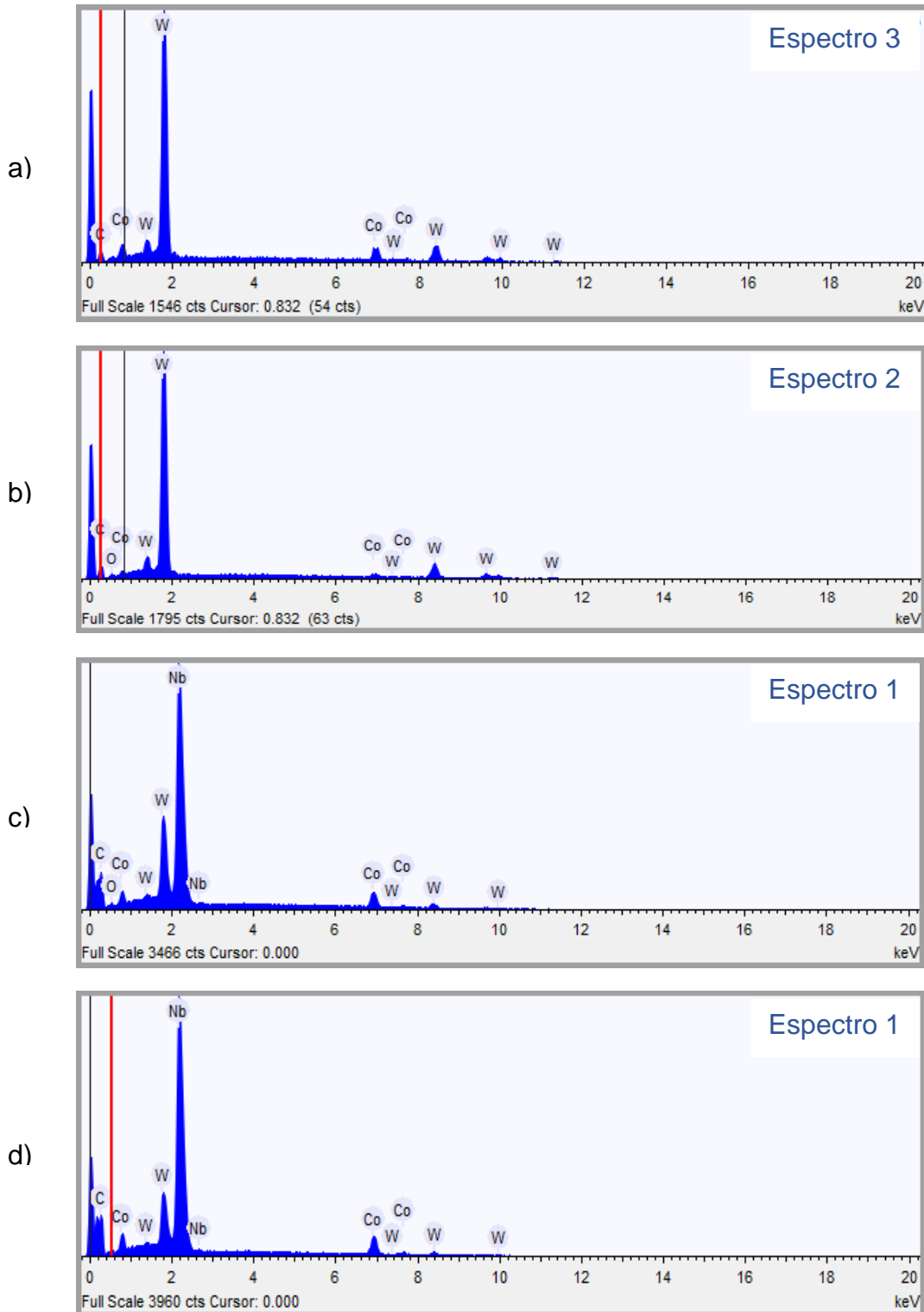
Figura 45– Micrografias de MEV dos revestimentos de carbeto de tungstênio e de carbeto de tungstênio com adição de 30%-massa de NbC



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) carbeto de tungstênio;
b) carbeto de tungstênio;
c) carbeto de tungstênio com adição de 30% de NbC;
d) carbeto de tungstênio com adição de 30% de NbC.

Figura 46– Espectros de EDS dos revestimentos de carbeto de tungstênio, sem e com adição de 30%-massa de NbC.



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) carbeto de tungstênio;
 b) carbeto de tungstênio;
 c) carbeto de tungstênio com adição de 30% de NbC;
 d) carbeto de tungstênio com adição de 30% de NbC.

Tabela 15– Teores elementares típicos (%-at.) do WC (matriz) e do NbC (regiões escuras) dos revestimentos de carbeto de tungstênio, sem e com adição de 30%-massa de NbC

		Espectro 3	Espectro 2
Elemento		%-atômica	%-atômica
a)	Carbono	60,972	65,569
	Cobalto	11,485	2,648
	Tungstênio	27,543	24,802
	Oxigênio	-	6,981

		Espectro 1a	Espectro1b
Elemento		%-atômica	%-atômica
	Carbono	76,027	80,013
	Oxigênio	2,380	-
b)	Cobalto	4,334	4,602
	Nióbio	14,899	13,932
	Tungstênio	2,360	1,453

Fonte: Autor (2023).

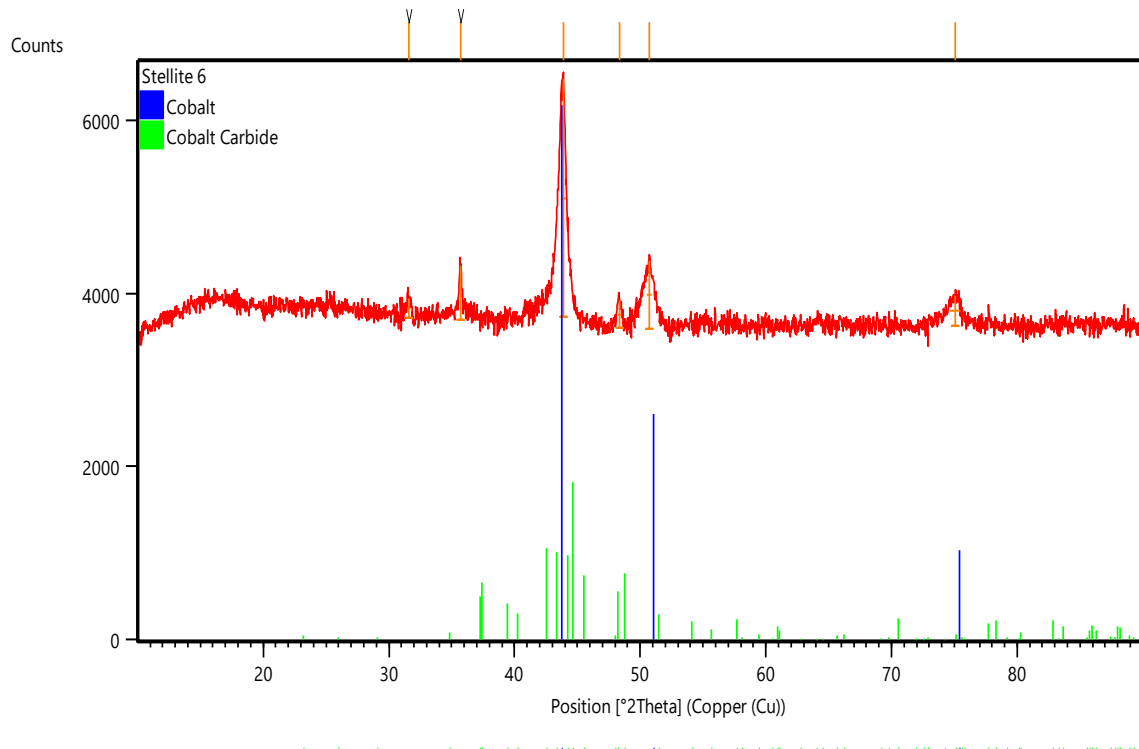
Legenda: a) carbeto de tungstênio;

b) carbeto de tungstênio com adição de 30% de NbC.

6.2.7 Stellite

A Figura 47 apresenta o difratograma de raios X do corpo de prova revestido com Stellite 6; esta liga é formada por carbetos dispersos em uma matriz cobalto-cromo. De acordo com a composição da liga, foram indexados os picos de cobalto (estrutura cúbica, grupo espacial Fm-3m) e de carbeto de cobalto (hexagonal compacta, grupo espacial P6₃mc). Tendo em vista que o cromo está dissolvido na matriz de cobalto, pode ser notado um pequeno deslocamento do pico. Da mesma forma, os resultados sugerem que o ferro e o tungstênio presente em sua composição nominal podem estar dissolvidos nas estruturas cristalinas das fases identificadas.

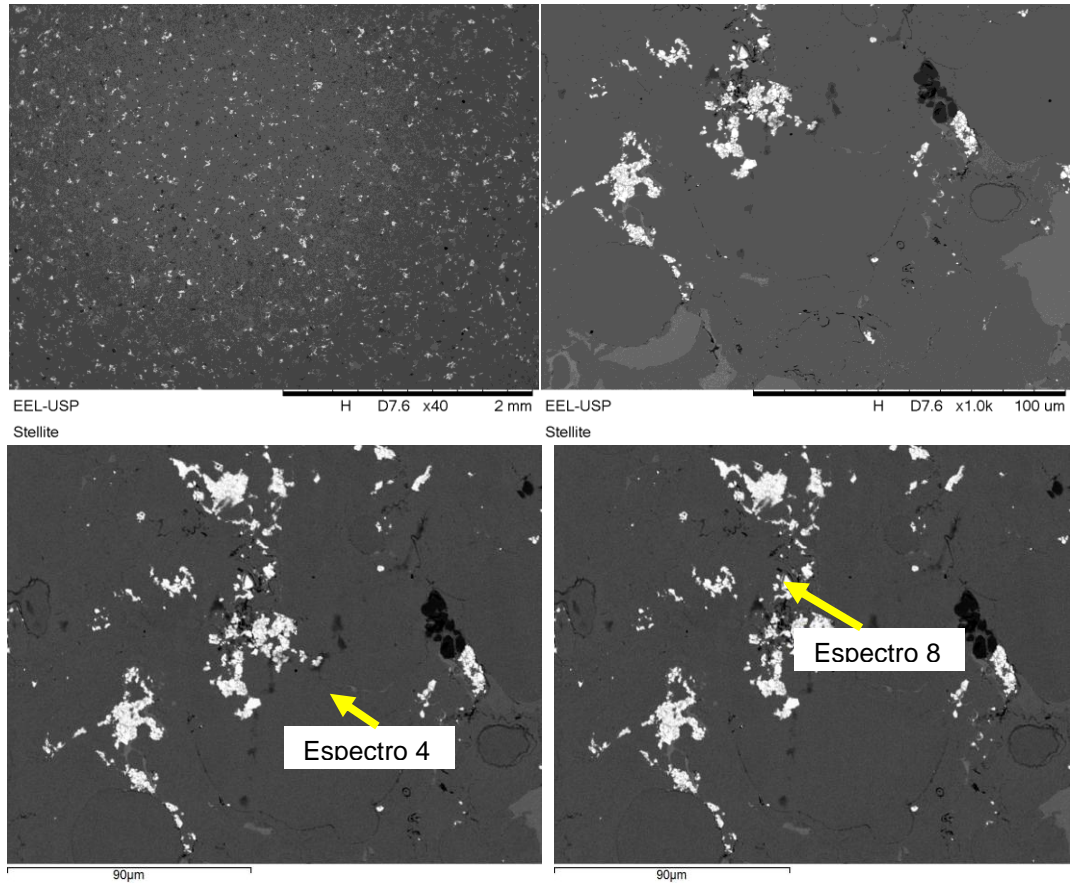
Figura 47– Difratoograma de raios X do corpo de prova revestido com a liga Stellite 6.



Fonte: Autor (2023).

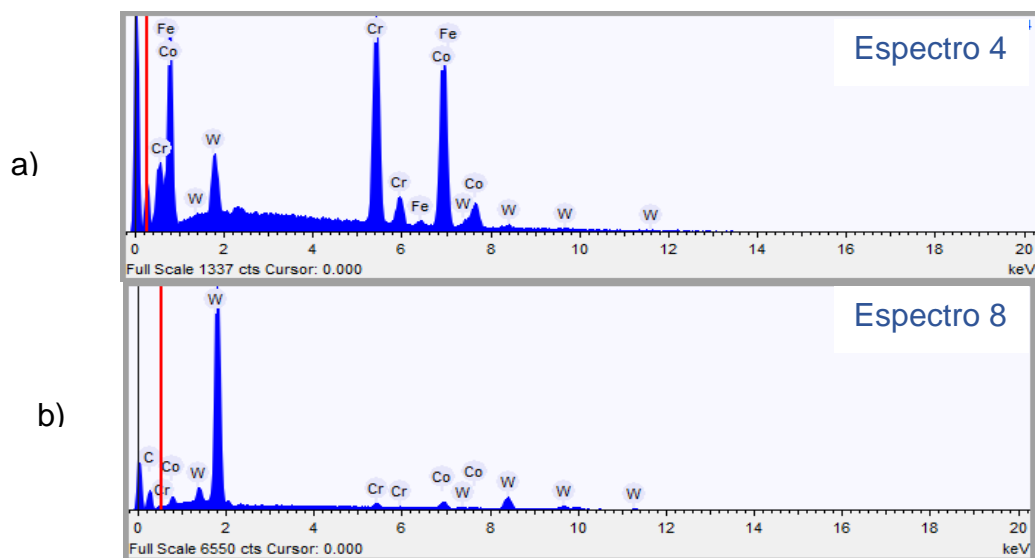
As micrografias de MEV da superfície do corpo de prova revestido com a liga Stellite 6 estão mostradas na Figura 48. Os espectros 4 (Figura 49a) e 8 (Figura 49b) são representativos da matriz e das regiões mais brancas, as quais revelaram a presença de Cr/Co/W/Fe e C/Cr/Co/W, respectivamente. A Tabela 16 mostra os teores elementares destas regiões. Os resultados têm indicado que a matriz tem teores majoritários de Cr (36,4%-at.) e Co (59,3%-at.), contendo teores minoritários de Fe (1,2%-at.) e W (2,6%-at.). Ao contrário dos resultados de DRX, as regiões mais claras sugerem tratar-se carbeto de tungstênio, dissolvendo pequenas quantidades de Cr e Co. Estes resultados sugerem que estas medidas de EDS podem ter tido interferência de regiões vizinhas.

Figura 48- Micrografias de MEV da superfície do corpo de prova revestido com a liga Stellite 6



Fonte: Autor (2023).

Figura 49- EDS da amostra de revestimento Stellite



Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) espectro 4;
b) espectro 8.

Tabela 16-Teores dos elementos presentes em diferentes regiões da microestrutura do revestimento Stellite 6

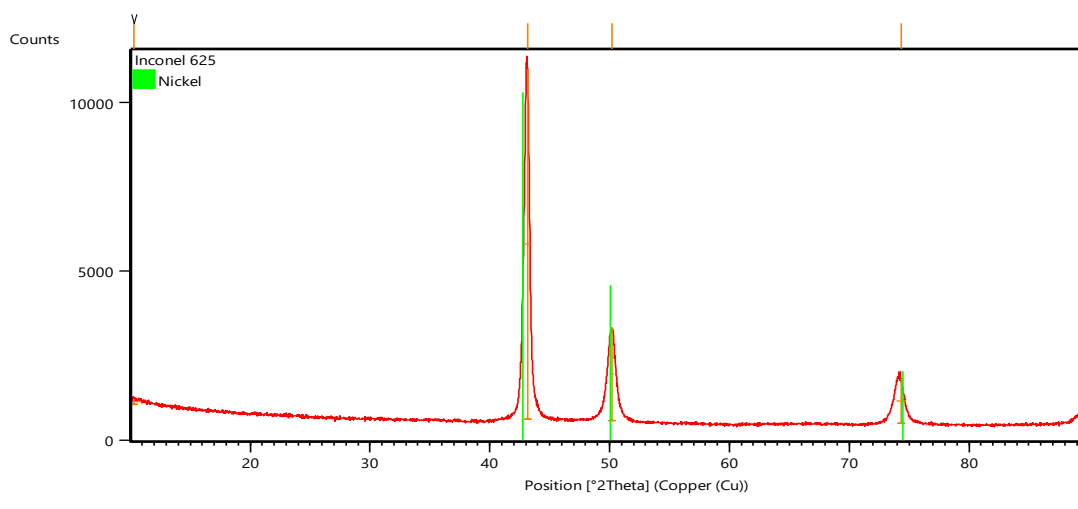
	Espectro 4	Espectro 8
Elemento	%-Atômica	%-Atômica
Carbono	-	73.224
Cromo	36.388	1.760
Ferro	1.203	-
Cobalto	59.812	4.956
Tungstênio	2.596	20.060

Fonte: Autor (2023).

6.2.8 Inconel 625

A Figura 50 mostra o difratograma de raios X do corpo de prova revestido com Inconel 625. Nesta liga, o níquel é o metal base contando com outros elementos ligantes que tendem a ficar dissolvido na estrutura cristalina do níquel para formar uma solução sólida substitucional, sendo que uma segunda fase (e outros precipitados) presente fica dispersa na matriz metálica. Como consequência da composição química e dos parâmetros ZAF (peso, absorvância e fluorescência), apenas os picos intensos de níquel (estrutura cúbica, grupo espacial Fm-3m) foram indexados.

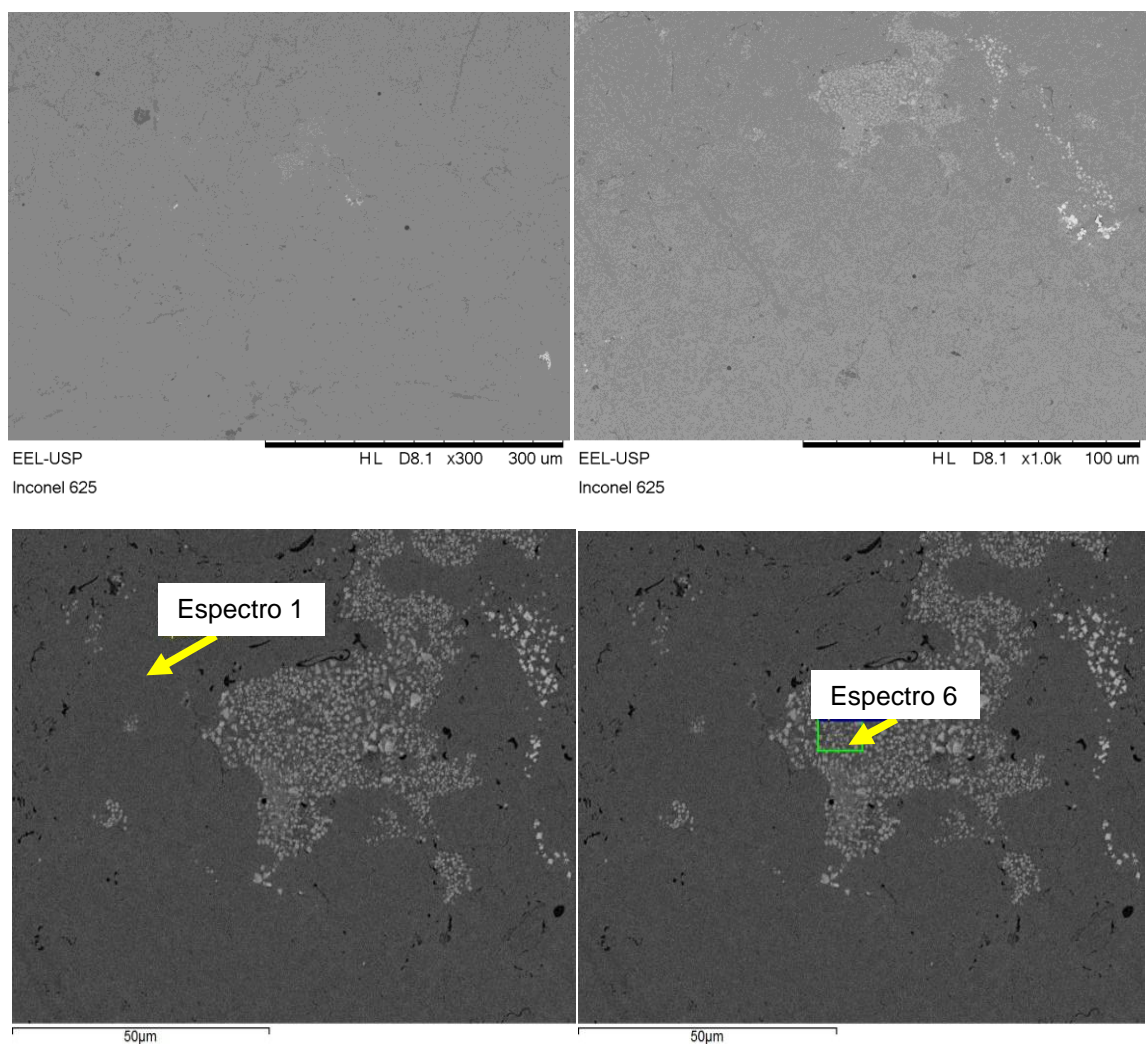
Figura 50– Difratograma de raios X do corpo de prova revestido com a liga Inconel 625



Fonte: Autor (2023).

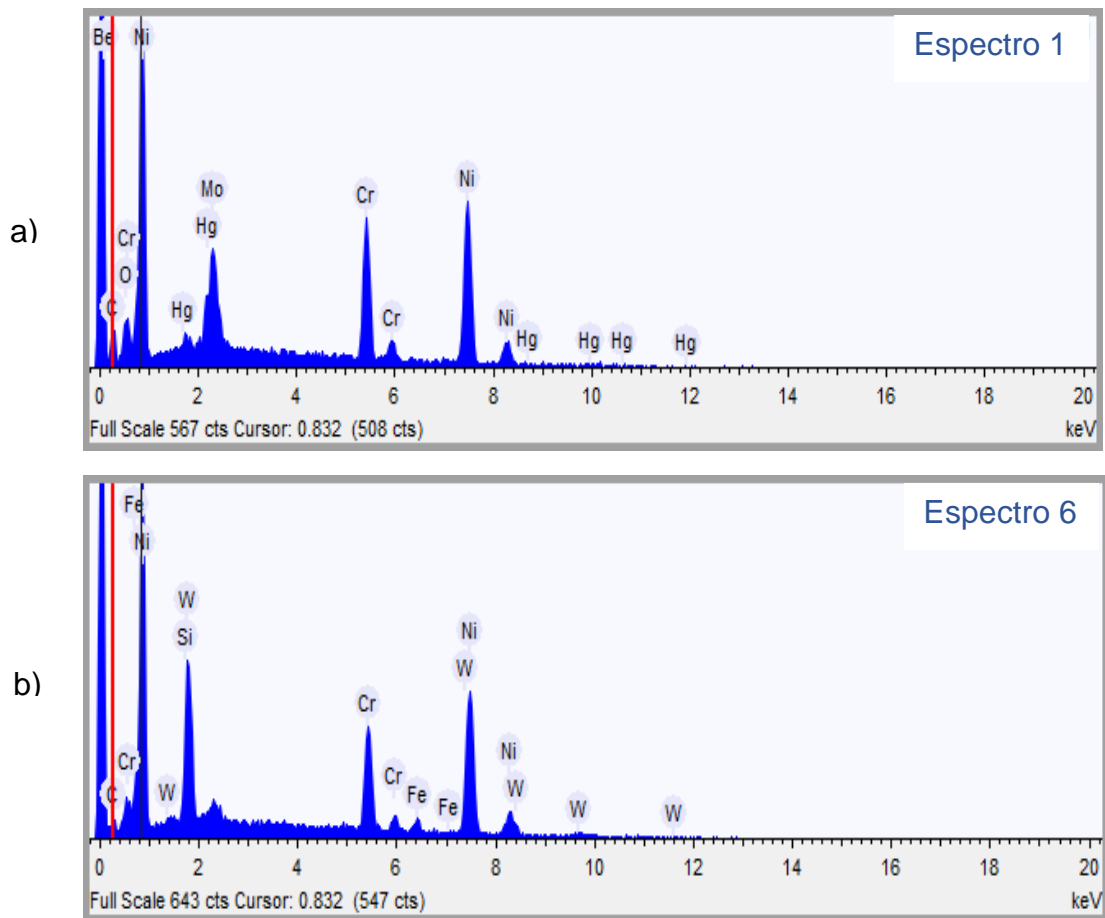
As micrografias de MEV do revestimento da liga Inconel 625 estão mostradas na Figura 51. As análises de EDS indicaram a presença de Ni, Cr, Mo, Nb e Fe, tanto na matriz como em regiões segregadas (mais claras), conforme estão mostrados nos espectros da Figura 52. A Tabela 17 mostra os teores elementares destas duas regiões. Em ambas as regiões, os teores de Ni e Cr ficaram entre 64-72 e 22-24 %-at., respectivamente. Por outro lado, os teores de Nb e Mo foram reduzidos enquanto que os teores de ferro aumentaram nas regiões mais claras. Estes resultados estão de acordo com a literatura, que cita carbeto contendo Mo, Cr e Nb na superliga Inconel 625 (SUAVE, 2014).

Figura 51- Micrografias de MEV da superfície do corpo de prova revestido com a liga Inconel 625



Fonte: Autor (2023).

Figura 52- EDS da amostra de revestimento Inconel 625



Fonte: Autor (2023).

Fonte: Autor (2023).

Legenda: a) espectro 1;
b) espectro 6.

Tabela 17– Teores elementares da matriz e de regiões segregadas no revestimento de Inconel 625

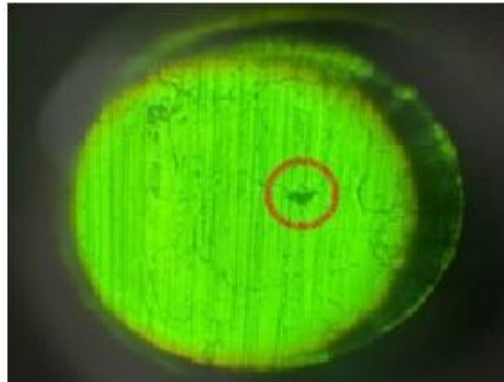
	Espectro 1	Espectro6
Element	%-atômica	%-atômica
Cromo	24,470	22,668
Ferro	0,439	3,454
Níquel	64,024	72,035
Nióbio	3,739	0,246
Molibdênio	7,323	1,597

Fonte: Autor (2023)

6.3 ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS

Para obtenção dos resultados, foram realizados cinco testes em pontos diferentes na superfície da amostra e, posteriormente, delimitadas as diagonais opostas da impressão observada com o auxílio do microscópio acoplado no durômetro com ampliação de 4.0x (Figura 53), podendo assim serem calculados os valores de dureza das cinco medições em cada revestimento. A Tabela 18 mostra os dados obtidos.

Figura 53- Impressão gerada na superfície do corpo de prova (no interior do círculo demarcado).



Fonte: Autor (2023).

Os revestimentos contendo superligas de níquel (Metco 16C[®]) e composições (NbC, SiC e Basalto) que passaram pelo processo de fusão exibiram maiores valores de dureza quando comparados aos revestimentos com mesmas ligas, não fundidos, podendo ser justificado pela redução de poros gerados durante o processo.

O revestimento de carbeto de tungstênio obteve o melhor resultado de dureza entre os demais, seguido pela liga de Stellite 6 e posteriormente as ligas Metco 16[®]. Já o revestimento contendo a adição de 25% de NbC se mostrou como o terceiro maior valor de dureza. Nas demais composições, o NbC não foi capaz de melhorar os resultados de dureza. Pelo contrário, o material reduziu os valores de dureza Vickers dos revestimentos.

Zhao (2004) realizou análises de microdureza em função da velocidade e da temperatura das partículas aspergidas. A análise foi realizada por meio de um penetrador Vickers com carga de 300 gF, em revestimentos de WC-Co-Cr. Os

resultados sugerem a influência do método de aspersão HP/HVOF nos valores de dureza dos revestimentos, visto que o WC e Stellite 6 foram depositados pela técnica.

Tabela 18- Valores de microdureza Vickers(HV) e Rockwell (HRC) após ensaios.

REVESTIMENTO		1	2	3	4	5
Liga Metco 16C [®] + 25%NbC (fundido)	HV	749.8	882.3	667.2	788.4	535.1
	HRC	61.38	65.79	58.13	62.77	51.56
Liga Metco 16C [®] + 25%NbC (sem fundir)	HV	424.6	393.5	425.7	536.6	436.4
	HRC	44.08	41.50	44.17	51.61	45.00
Liga Metco 16C [®] + 25%SiC (fundido)	HV	927.0	795.7	810.6	639.4	736.5
	HRC	67.11	63.00	63.50	59.31	60.8
Liga Metco 16C [®] + 25%SiC (sem fundir)	HV	578.2	548.5	661.5	668.6	541.20
	HRC	53.94	52.31	57.86	58.58	51.89
Liga Metco 16C [®] + 30% de Basalto (fundido)	HV	671.4	841.0	724.4	586.2	653.9
	HRC	58.29	66.06	60.42	54.35	57.50
Liga Metco 16C [®] + 30% de Basalto (sem fundir)	HV	461.4	731.6	515.8	454.1	541.2
	HRC	46.86	60.63	50.37	46.36	51.89
NbO (sem fundir)	HV	541.7	622.2	521.2	374.9	330.4
	HRC	51.89	56.09	50.90	39.70	35.13
Carbeto de Cromo (sem fundir)	HV	843.8	507.7	805.0	623.5	592.1
	HRC	64.39	49.88	63.30	56.14	59.6
Ograbor [®] (sem fundir)	HV	449.30	487.6	636.9	529.9	495.9
	HRC	46.00	48.63	56.73	51.29	49.12
Carbeto de Tungstênio (sem fundir)	HV	648.5	865.4	753.2	1039.4	814.4
	HRC	59.62	65.28	61.54	-	63.63
Carbeto de Tungstênio + 30% NbC (sem fundir)	HV	664.5	506.3	680.8	647.5	723.7
	HRC	58.00	49.81	58.67	59.92	60.39
Carbeto de Cromo + 30% NbC (sem fundir)	HV	651.4	303.3	391.3	330.2	427.3
	HRC	57.41	31.88	41.30	35.13	44.33
Inconel 625 (sem fundir)	HV	629.5	397.4	668.7	724.8	372.3
	HRC	56.41	41.83	59.00	60.42	39.50
Stellite 6 (sem fundir)	HV	701.1	998.1	556.9	573.3	763.1
	HRC	59.54	69.03	52.75	53.67	62.07

Fonte: Autor (2023).

6.4 ENSAIOS DE DESGASTE ABRASIVO

Os resultados das perdas de massas (g) dos revestimentos avaliados neste estudo, obtidos a partir dos ensaios de desgaste abrasivos realizados com cada peça, em concordância com a norma ASTM- G65 (2016), estão apresentados na Tabela 19. Dentre os diferentes revestimentos baseados na liga Metco16C[®], aqueles contendo adição de 25 %-massa de SiC (fundido) e com 30 %-massa de basalto (sem fundir) exibiram as menores e maiores porcentagens de perdas de massas de 0,05% e 1,02% respectivamente. Os revestimentos da liga Metco16C[®] contendo adição de 25 %-massa de NbC exibiram perdas de massa de 0,68% (com fusão do revestimento) e 0,45% (sem fusão do revestimento). No caso do revestimento baseado no WC, a perda de massa aumentou de 0,03% para 0,04% com a adição de 30 %-massa de NbC. Ao contrário, os revestimentos baseados em carbetos de cromo tiveram as perdas de massa reduzidas de 0,03% para 0,02% com a adição de 25 %-massa de NbC. Maiores valores de perda de massa foram encontrados para os revestimentos feitos com Inconel 625 (1,54%) e óxido de nióbio (1,07%), enquanto que o revestimento feito com Stellite 6 exibiu perda de massa de (0,19%).

Dentre todos os revestimentos avaliados neste estudo, os revestimentos de Inconel 625 e de óxido de nióbio exibiram os menores valores de perda de volume, de 270,24 e 286,96 mm³, respectivamente. O revestimento de carbetos de cromo teve sua perda de volume reduzida com a adição de NbC, de 11,02 mm³ para 3,97 mm³. Ao contrário, o revestimento de carbetos de tungstênio teve sua perda de volume aumentada com a adição do NbC, de 1,98 mm³ para 4,21 mm³. No caso da perda de volume de revestimentos baseados na liga Metco 16C[®], aqueles contendo adição de SiC e Basalto, ambos na condição como-fundido, exibiram os menores valores de 8,49 e 8,77 mm³, respectivamente. Contudo, na condição não-fundido, estes revestimentos apresentaram os menores valores de 125,62 e 174,77 mm³, respectivamente. No caso do revestimento da liga Metco 16C[®] com adição de NbC, os valores de perda de volume ficaram intermediários, de 63,56 mm³ (sem fundir) e 98,76 mm³ (fundido). Conforme mostra a Tabela 19, os valores de perda de volume (mm³) do revestimento Ograbor[®] não foram calculados, uma vez que são produtos cuja composição é de sigilo da empresa.

Tabela 19–Perdas de massa e de volume dos diferentes revestimentos avaliados neste estudo, os quais foram obtidos a partir de ensaios de desgaste abrasivo nas superfícies não retificadas.

Amostra	Massa inicial (g)	Massa final (g)	Perda de massa (%)	Perda de volume (mm³)	Resistência ao desgaste (m/mm³)
Carbeto de Cr + 30% NbC	117,006	116,978	0,02	3,97	414,67
Carbeto de W	110,007	109,976	0,03	1,98	831,41
Carbeto de W + 30% NbC	156,888	156,832	0,04	4,21	391,02
Ograbor	116,001	115,950	0,04	ND ¹	ND
Carbeto de Cromo	118,959	118,885	0,05	11,08	148,57
Metco 16C[®] + 25% SiC (fundido)	113,004	112,946	0,05	8,49	193,89
Metco 16C[®] + 30% Basalto (fundido)	121,420	121,315	0,09	8,87	185,59
Stellite	119,413	119,190	0,19	25,31	65,04
Metco 16C[®] + 25% NbC (s/fundir)	114,411	113,900	0,45	63,56	25,90
Metco 16C[®] + 25% NbC (fundido)	116,714	115,920	0,68	98,76	16,67
Metco 16C[®] + 25% SiC (s/fundir)	114,152	113,294	0,75	125,62	13,10
Metco 16C[®] + 30% Basalto (s/fundir)	112,099	110,956	1,02	174,77	9,42
NbO	122,746	121,429	1,07	286,96	5,74
Inconel 625	146,886	144,619	1,54	270,24	6,09

Fonte: Autor (2023).

De acordo com os resultados da Tabela 20, a resistência ao desgaste dos revestimentos foi, de forma crescente: óxido de nióbio (menor resistência), Inconel 625, Metco 16C[®] + 30% Basalto (sem fundir), Metco 16C[®] + 25%SiC (sem fundir), Metco 16C[®] + 25% NbC (fundido), Metco 16C[®] + 25% NbC (sem fundir), Stellite, carbeto de cromo, Metco 16C[®] + 30% Basalto (fundido), Metco 16C[®] + 25% SiC

¹ ND- não determinado.

(fundido), carbeto de tungstênio+30%NbC, carbeto de cromo+30% NbC e carbeto de tungstênio (maior resistência ao desgaste).

A Tabela 20 correlaciona os valores da média de microdureza, com seus respectivos desvios padrões, e da perda de massa dos revestimentos.

Tabela 20– Média dos valores de microdureza Vickers e perda de massa dos revestimentos.

Revestimentos	Microdureza (HV)	Desvio padrão (HV)	Perda de massa (%)
Carbeto de Tungstênio (sem fundir)	824,2	129,63	0,03
Liga Metco 16C[®] + 25%SiC (fundido)	781,8	94,27	0,05
Liga Metco 16C[®] + 25%NbC (fundido)	724,6	117,29	0,68
Stellite 6 (sem fundir)	718,5	159,79	1,54
Liga Metco 16C[®] + 30% de Basalto (fundido)	695,4	85,16	0,09
Carbeto de Cromo (sem fundir)	674,4	128,77	0,05
Carbeto de Tungstênio + 30% NbC (sem fundir)	644,6	73,62	0,04
Liga Metco 16C[®] + 25%SiC (sem fundir)	599,6	54,90	0,75
Inconel 625 (sem fundir)	558,5	145,23	0,19
Liga Metco 16C[®] + 30% de Basalto (sem fundir)	540,8	100,85	1,02
Ograbor[®] (sem fundir)	519,9	63,86	0,04
NbO (sem fundir)	478,9	108,75	1,07
Liga Metco 16C[®] + 25%NbC (sem fundir)	443,4	48,77	0,45
Carbeto de Cromo + 30% NbC (sem fundir)	420,7	123,37	0,02

Fonte: Autor (2023).

Pode-se notar na tabela anterior que houve uma discrepância entre os valores de microdureza Vickers e a perda de massa (desgaste) dos revestimentos. Isto é, os maiores valores de dureza não resultaram em uma melhor resistência ao desgaste. De acordo com Kotecki (1998) e Lemm (2015), a dureza não deve ser considerada isoladamente, como um indicador da resistência ao desgaste.

Buchely (2005) observou em seus estudos uma tendência de maior resistência ao desgaste abrasivo para os revestimentos de maior dureza. Entretanto, vários autores, dentre os quais Kotecki e Ogborne (1995) afirmaram que, embora o aumento da microdureza possa resultar em um aumento da resistência ao desgaste,

particularmente quando se compara um revestimento duro aplicado sobre substrato de aço carbono (AISI 1020), diferentes revestimentos com durezas similares podem ter diferentes resistências ao desgaste. Por outro lado, Buchanan et al (2006) afirmaram que, apesar da maior dureza de um revestimento hipereutético (710 HV300) comparado ao hipoeutético (450 HV300) em liga FeCrC, não se observou uma superioridade deste sobre o menos duro. Isso reforça que, apesar da importância da dureza, não é esta que define as propriedades de resistência ao desgaste, especialmente o abrasivo, mas sim, a microestrutura.

7 CONCLUSÕES

As técnicas utilizadas neste estudo contribuíram para a caracterização das fases presentes nas microestruturas dos diferentes tipos de revestimentos avaliados.

No caso da liga Metco 16C[®] contendo a adição de 25%-massa de NbC (sem fundir e fundido), a resistência ao desgaste foi apenas superior àquelas dos revestimentos de óxido de nióbio (menor resistência), Inconel 625, Metco 16C[®]+30% Basalto (sem fundir) e Metco 16C[®]+25% SiC (sem fundir).

A adição de 30%-massa de NbC contribuiu para aumentar a resistência ao desgaste do revestimento de carbeto de cromo. Ao contrário, os valores da resistência ao desgaste foram reduzidos com a adição de 30%-massa de NbC ao revestimento de carbeto de tungstênio. Todavia, o desempenho destes revestimentos contendo NbC apresentaram resistência ao desgaste do que os outros revestimentos analisados neste estudo.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados encontrados neste estudo, seguem algumas sugestões para trabalhos futuros:

- Análises por WDS, para a determinação dos teores das fases presentes nos diferentes revestimentos, tendo em vista que várias delas podem conter elementos leves como o boro, o carbono e o oxigênio;
- Realizar ensaios de oxidação e/ou corrosão em meios específicos, para cada aplicação envolvida.

REFERÊNCIAS

ABATTI, G. **Desenvolvimento de camada de conversão por tratamento com ácido vanílico e revestimento anti-corrosivo para a liga de magnésio AZ31**. Dissertação (Mestrado em Química) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2017.

AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes soldados do setor de petróleo e gás natural**. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

AJDELSZTAJN, L.; **Aspersão térmica de materiais nanocristalinos em substratos metálicos**. 2002. Tese (Doutorado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, março de 2002.

AKINRIBIDE, O. J.; AKINWAMIDE, S.O.; AYELERUA, O.O.; OBADELE, B. A. The role of grafite addition on spark plasma sintered Titanium nitride. **Journal of Materials research and technology**, v.9, p.6268-6277, may–june 2020.

ALECRIM, C. M. **Produção de pós de uma nova liga invar (Fe-36%Ni) com adições de nióbio por mecano-síntese**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Estadual do Norte Fluminense, Rio de Janeiro, 2018.

ALANO, J.H.; OSÓRIO, A.; ROSA, L.; VIEIRA, J.V. Desenvolvimento de compósitos de matriz metálica reforçados com carbeto de nióbio. **Revista Brasileira de engenharia e sustentabilidade**, São Paulo, v.4, n.1, p. 38-44, jul. 2017.

ANANDAKRISHNAN, V.; BALAMURUGAN, G. M.; DURAISELVAM, M.; Comparison of high temperature wear behaviour of plasma sprayed WC–Co coated and hard chromium plated AISI 304 austenitic stainless steel. **Mater Des**, New York, v.6, p.35, março de 2012.

AQUINO, G.M.M. **Síntese da liga 49%Fe-36%Ni-15%Nb por mecanosíntese e posterior sinterização por plasma pulsado para uso em ferramentas diamantadas**. 2019. Tese (Doutorado em Ciência e Tecnologia) - Universidade Estadual do Norte Fluminense. Rio de Janeiro, julho 2019.

ARNONI, E. A. B.; CAMARGO, F.; NUCCI, R.; CASTELETTI, L. C. **Comparação de desempenho de camadas de Stellite 6 obtidas por diferentes processos**. Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, EESC - USP, Natal, 2002.

BALDAN, R. **Processamento e caracterização de rotores automotivos da superliga MAR-M247**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade de São Paulo. Lorena, 2009. Disponível em: <http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/97/97134/tde-24102012-130437/pt-br.php>. Acesso em: 11 jan. 2021.

BAI, J.; YIN, L.; LU, Y. Preparation, microstructure and degradation performance of biomedical magnesium alloy fine wires. **Progress in Natural Science: Materials International**. Beijing, v. 24, n. 5, p. 523–530, 2014.

BELÉM, M. J. X.; FALS, H. C.; LIMA, C. R. C. **Assessment of the Oxidation Resistance of Bond Coats Used in Thermal Barrier Coatings**. Curitiba: Soldagem e Inspeção, p.20. Outubro a Dezembro, 2015.

BERNARD, J.; BERTHIER, G.; FURTAK, H.; OPOZDA, M. **Processo de obtenção de fibras minerais, dispositivo de fibração e fibras de basalto**, Saint-Gobain : PI9104665, 1990.

BRITO, F. I. G. D.; MEDEIROS, K. F.; LOURENÇO, J. M. **Um estudo teórico sobre a sinterização na metalurgia do pó**. Holos, v. 3, p. 204-211, 2007.

BROWNING, J. A. Viewing the future of high-velocity oxifuel and high-velocity air fuel thermal spraying. **Journal of Thermal Spray Technology**. Washington, v. 8, n. 3, p.351-356, junho de 1999.

BUCHANAN, V.; Mc CARTNEY, D. G E.; SHIPWAY P. H. Microstructure and Abrasive Wear Behaviour of Shielded Metal Arc Welding Hardfacings Used in the Sugarcane Industry. **Wear**,v.12, n.53, p. 1-12, 2006.

BUCHELY, M. F.; GUTIERREZ, J. C.; LEÓN, L. M.; TORO, A. The Effect of Microstructure on Abrasive Wear of Hard facing Alloys. **Tribology International**, v. 259, p. 52-61, 2005.

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciências e Engenharia dos Materiais - Uma introdução**. São Paulo: Ed 8, 2012.

CALVO, W. A. P. **Avaliação e caracterização da liga Níquel tipo 600 após processo de soldagem por fusão TIG, arco plasma e laser**. São Paulo: IPEN, p.89, 1997.

CHEN, H.; TJONG, S. C. Nanocrystalline materials and coatings. **Mat. Sci. Eng**, , Beijing, v. 45, n. 1-2, p. 1-88, 2004.

CONTRERAS, J. P. C. **Caracterización de recubrimientos depositados por proyección térmica de alta velocidad y aportes de soldadura PTA**. Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia Química) - Universidade do Chile, Santiago, SA, Chile, 2005.

CORREA, P. S. **Comportamento corrosivo da liga de magnésio AZ91 revestida com filmes de metiltrietóxi silano e íons de cério**. Dissertação (Mestrado em química) - Universidade Federal de Pouso Alegre, Instituto de Química. Pouso Alegre 2008.

COURTES, R. A. **Avaliação do comportamento dos revestimentos de carvão de WC via HVOF frente a fadiga térmica**. Trabalho de conclusão de curso

(Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pampa, Alegrete, 2018.

COUTO, L. C. O. **O Processo de metalização por aspersão térmica como facilitadora da aplicação de revestimentos formados por nanomateriais**. Centro de Pós-graduação Pesquisa e Extensão Oswaldo Cruz. São Paulo, 2015.

COUTO, Luiz Claudio de Oliveira. Aspersão térmica na construção metálica e arte. Contribuição técnica apresentada no construcional. *In: CONGRESSO LATINO-AMERICANO DA CONSTRUÇÃO METÁLICA. Anais [...]. Congresso Latino-Americano da Construção Metálica. São Paulo, setembro 2006.*

DINIZ, M. A.; OLIVEIRA, J. G.; SANTOS, A. P. S.; SOUZA, A. G. **Produção de compósito cerâmico visando aplicação como ferramenta de corte**. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Rio Grande do Norte - IFRN. Rio Grande do Norte, novembro 2014.

DOMINGUES, M. G.; FRITZ, J. A.; ROCCO, F. Properties of silicon carbide thermal protection in ceramic coatings. **Química Nova**, p.44, Rio de Janeiro 2021.

ESCOSTEGUI, P. A. V.; KLAMT, E. Basalto moído como fonte de nutrientes. **R. Bras. Ci. Solo**, p.21-22, 1998.

EVANS, G. M. Effect of Molybdenum on Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Joining & Materials, November**, p. 239-246, 1988.

FANG, Z. Z.; WANG, H. Densification and grain growth during sintering of nanosized particles. **International Materials reviews**. New York, v. 53, n. 6, p.326-352, 2008.

ERSHADIB, M.N.; FATTAHI, M.; MOGHANLOUB, f. S.; NAMINC, A. S.; VAJDIB, M. On the simulation of spark plasma sintered TiB₂ ultra high temperature ceramics: A numerical approach. **Ceramics International**, v. 46, ed. 1, p. 14787-14795, julho de 2020.

GAGNE, N. Y.; KOPECH, B.B, THORPE, M. L. Thermal Spray. **Advanced Materials & Processes**, England, 1993.

GAO, N.F.; LI, J.T.; MIYAMOTO, Y.; ZHANK, D. Rapid synthesis of dense Ti₃SiC₂ by spark plasma sintering. **Journal of the European Ceramic Soc.**, v.22, p. 2365-2370, December 2002.

GENTIL, Vicente. **Corrosão**. Rio de Janeiro: editora Guanabara, ed.2, p. 1, 6, 8, 1987.

GERMAN, R. M. Sintering Theory and Practice. **John Wiley and Sons**, New York, p. 550, 1996.

GERMAN, R. M. A- Z of Powder Metallurgy Science. **Oxford: Elsevier Science**, , New Jersey, 1 ed, 2008.

GLEITER, R. Nanostructured materials: state of the art and perspectives. **Nanostruct. Mat**, New York, v.6, p. 3-14, 1995.

GOMES, U. U; **Tecnologias dos pós: Fundamentos e Aplicações**. Rio Grande do Norte: editora Universitária, 1995.

GREGORY, E. N. **Selection of Materials for Hardfacing. Welding Surfacing and Hardfacing**. The Welding Institute, p. 88, Dezembro 1980.

GÓMEZ, E; PELLICER, E; VALLÉS, E. Influence of the bath composition and the pH on the induced cobalt-molybdenum electrodeposition. **Journal of Electro analytical Chemistry**, v. 556, p. 137-145, 2003.

GÓMEZ, E.; PELLICER, E.; VALLÉS, E. Use of the reverse pulse plating method to improve the properties of cobalt-molybdenum electrodeposits. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, p. 2351-2357, 2006.

GONÇALVES, R. B.; PARANHOS, R. P. R.; RIBEIRO, R. A. Characterization of a dissimilar Joint between carbon steel and Inconel 625 obtained by explosion welding. **Soldagem&Inspeção**. Rio de Janeiro, v.22, março de 2017.

HERMAN, H.; SAMPATH, S. Thermal Spray Coatings. In: **Stern, K. H. Metallurgical and Protective Coatings**, New York: Chapman & Hall, 1 ed, v. 10, 1996.

HODGKIESS, T.; NEVILLE, A. Characterization of high-grade alloy behaviour in severe erosion-corrosion conditions. **Wear**, v. 233-235, p. 596-607, 1999.

KIM, J. S.; LEE, H. W.; PARK, Y. I. Effects of heat input on the pitting resistance of Inconel 625 welds by overlay welding. **Metals and Materials International**. 2015; v. 21, p.350-355. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/s12540-015-4245-9>. Acesso em 10 de out. de 2021.

KOOPMAN, M.; CHAWLA, K. K.; COFFIN, C.; DENG, X.; PATEL, B. V.; FANG, Z.; LOCKWOOD, G. Determinação de constantes elásticas em compostos de matriz metálica WC / Co por espectroscopia de ultrassom ressonante (RUS) e excitação de impulso. **Advanced Engineering Materials**, v.4, ed 1-2, fev. 2002.

KOTECKI, D. J; OGBORN, J. S. Abrasion resistance of iron based hard facing alloy. **Welding journal**, v. 77, n. 1, p. 269-278, 1998.

KOVALEVA, M.; TYURIN, Y.; PROZOROVA, M.; YAPRYNTSEV, M.; NOVIKOV, V.; SIROTA, V.; PAVLENKO, I.; MAMUNIN, K. Structure and Properties of the Hardmetal Coatings Cr₃C₂-25NiCr Formed by a Multi-chamber Detonation Sprayer. **MATEC Web**, v. 30, p. 4, 2015.

KRISHNA, B, V . Microstructure and properties of flame sprayed tungsten carbide coatings. **Refractory Metals and Hard Materials**, v.20, p. 335-374, 2002.

KUTNER, G. L.; PARKER, D. W. HVOF-Spray Technology - Poised for Growth. **Advanced Materials & Processes**, v. 4, pp. 68-74, Apr. 1991.

LEITE, D. W. **Obtenção do cermet Ni-ZrO₂ por moagem de alta energia**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade de São Paulo, USP, São Paulo, 2010.

LEMM, J. D. The influence of surface hardness on the fretting wear of steel pairs - Its role in debris retention in the contact. **Tribology International**, v. 8, p. 258- 266, 2015.

LENEL, F. V. Powder Metallurgy Principles and Applications. Princeton, New Jersey: **Metal Powder Ind. Federation**, cap. 9, 10 e 11, p. 241-319, 1980.

LIMA, C. C.; TREVISAN, R. **Aspersão térmica: Fundamentos e Aplicações**. São Paulo: Editora São Paulo, 2007.

LIPPOLD, J. C.; KISER, D.; DUPONT, N. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel Based Alloys. **John Wiley & Sons**, 2011.

MAGNANI, M. **Estudo da resistência ao desgaste e à corrosão de revestimentos metálico-cerâmicos aplicados na liga AA7050 mediante aspersão térmica oxicomustível de alta velocidade (HVOF)**. Tese (Doutorado em Engenharia Química) - Universidade Estadual Paulista, Araraquara, 2008.

MANUEL, J. B. **Efeito da moagem de alta energia na microestrutura e nas propriedades magnéticas do compósito WC-10%p.Co**. 2008. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, UFRN. Rio Grande do Norte, 2008.

MENDES, M. W. D. **Obtenção de pós de Nb a partir da redução alumina térmica com ignição por plasma**. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica- Universidade Federal do Rio Grande do Norte). Rio Grande do Norte, 2005.

NIHARA, K. J. New design concept of structural ceramics - Ceramics Nanocomposites. **J. Ceram. Soc. Jap.**, v. 99, p.974-983, 1991.

OLIVEIRA, A. R. **Corrosão e tratamento de superfície**. Trabalho de conclusão de curso (Bacharelado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Maria. Santa Maria, 2012.

PALMEIRA, A. A. **Estudo comparativo da sinterização de pós nanoestruturados e microestruturados de ZrO₂ tetragonal estabilizado com Y₂O₃**. 2012. Tese (Doutorado em engenharia)- Universidade de São Paulo. Lorena, São Paulo, 2012.

PAREDES, R. S. C. **Aspersão Térmica**. Universidade Federal do Paraná, departamento de engenharia mecânica e laboratório de aspersão térmica e soldagem especial. Curitiba, 2012.

PAWLOWSKI, L. The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings. **John Wiley & Sons**. New York, 1995.

PRASANNA, P. A.; SUBRAMAN, P.; SREENIVASULU, V.; ARIVAZHAGAN, N.; WU, D.; MANIKANDAN, M. High-Temperature Corrosion Behaviour of HVOF Sprayed Cr₃C₂-25NiCr Coated on Alloy X22CrMoV12-1 at 600 °C. **Journal of Thermal Spray and Engineering**, v. 1, n. 1, p. 7-12, 2018.

RICKERBY, D. S., MATHEWS, A. **Advanced Surface Coatings: a Handbook of Surface Engineering**. New York : Chapman & Hall, 1 ed, 1991.

SCHENZEL, H.; KREYE, H. Improved corrosion resistance of electroless nickel-phosphorus coatings. **Plating and Surface Finishing**. v.77, n.10, p. 50-54, Orlando, Oct. 1990.

SHEN, Z. et al. Spark Plasma Sintering of alumina. **Journal of the American Ceramic Society**. v. 85, n. 8, p. 1921- 1927, 2002.

SILVA, A. G. P. & ALVES, C. **Teoria da Sinterização por fase sólida: uma análise crítica de sua aplicação**. Cerâmica v. 44 nº289. São Paulo, 2008.

SILVA, C. S. **Nióbio Bem Mineral. Balanço Mineral Brasileiro 2002**. Disponível em: <<http://www.dnpm.gov.br/assets/galeriadocumento/balancomineral2001/niobio.pdf>>. Acesso em: 08/09/2020.

SOUTO, M. V. M. **Estudo de métodos de dopagem para obtenção e caracterização de óxido e carbeto de nióbio com cobre e sua aplicação em compósitos sinterizados (Cu-NbC)**. 2017. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte. Rio Grande do Norte, 2017.

SOUZA, R.; VOORWALD, H. J. C.; CIOFFI, M. Fatigue strength of HVOF sprayed Cr₃C₂-25NiCr and WC-10Ni on AISI 4340 steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 203, n. 3-4, p. 191-198, 2008.

SUÁREZ, M.; FERNÁNDEZ, A.; MENÉNDEZ, J. L.; TORRECILLAS, R.; KESSEL, H. U.; HENNICKE, J. **Challenges and Opportunities for Spark Plasma Sintering: A Key Technology for a New Generation of Materials**. cap. 13, p. 319- 342, 2013.

SUAVE, L. M. Microstructural Evolutions During Thermal Aging of Alloy 625: Impact of Temperature and Forming Process. **The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, Metallurgical and material transactions**, v. 45, 2014.

TAKIMI, A. S. **Obtenção de superligas NiCrAl nanoestruturadas por moagem de alta energia e sua aplicação por aspersão térmica hipersônica (HVOF)**. 2004. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Minas) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2004.

THORPE, R.; KOPECH, H.; GAGNE, N. HVOF thermal spray technology. **Advanced Materials and Processes**, v. 157, n. 4, p.27-29, 2000.

TORRES, C, S. **Estudo da moagem de alta energia e sinterização de metal duro WC- Ni**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

VICENZI, J. **Relação entre microestrutura e erosão (a frio e a quente) de revestimentos do sistema NiCr-Cr₃C₂ obtidos por aspensão térmica**. Tese (Doutorado em Engenharia Minas, Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.

WANG, C. Y; ZHANG, F. L.; ZHU, M. Nanostructured WC/Co composite powder prepared by high energy ball milling. **Scripta Materialia**, Beijing, v.49, p.1123-1128, dez. de 2003.

ZHAO, L. Influence of spray parameters on the particle in-flight properties and the properties of HVOF coatings of WC-Co. **Wear**, v. 257, n. 1-2, p. 41-46, 2004.