

UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

LEANDRO ENTRINGER FALQUETO

ESTUDO DO DESGASTE POR DESLIZAMENTO DE LIGAS DE COBALTO

Vitória
2015

LEANDRO ENTRINGER FALQUETO

ESTUDO DO DESGASTE POR DESLIZAMENTO DE LIGAS DE COBALTO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração de Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Cherlio Scandian.

Coorientador: Prof. Dr. Antonio Cesar Bozzi.

Vitória

2015

LEANDRO ENTRINGER FALQUETO

ESTUDO DO DESGASTE POR DESLIZAMENTO DE LIGAS DE COBALTO

Dissertação apresentada ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de concentração de Ciência e Engenharia de Materiais.

Aprovado em 10 de Setembro de 2015.

COMISSÃO EXAMINADORA

Prof. Dr. Cherlio Scandian
Universidade Federal do Espírito Santo
Orientador

Prof. Dr. Antonio Cesar Bozzi
Universidade Federal do Espírito Santo
Coorientador

Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello
Universidade Federal de Uberlândia
Avaliador Externo

Prof. Dr. Júlio César Giubilei Milan
Universidade do Estado de Santa Catarina
Avaliador Externo

DECLARAÇÃO DO AUTOR

Declaro, para os devidos fins de pesquisa acadêmica, didática e técnico-científica, que a presente Dissertação de Mestrado pode ser parcial ou totalmente utilizada desde que se faça referência à fonte e aos autores.

Vitória, 10 de Setembro de 2015.

Leandro Entringer Falqueto

AGRADECIMENTOS

A Deus, por guiar-me no meu caminho e nas minhas escolhas, dando a força necessária para superar cada desafio.

À minha família, pelo apoio, incentivo, conselhos e compreensão em todos os momentos. Meu pai Luciano, minha mãe Ana Lúcia, meus irmãos Leonan e Loraine, minha avó Maria Eliza, e todos os tios, tias e primos que sempre estiveram presente de alguma forma.

À minha namorada, Sarita, que sempre me apoiou, incentivou e tolerou em todos os momentos desse trabalho.

Aos amigos, Caruline, Flávio, Leandro, Lionel, Mariana, Nishida, Panmela, Paulo Victor, Rafael, Renato, Victor e Warlen, pelo apoio, conselhos e companhia.

Aos Professores Dr. Cherlio Scandian e Dr. Antônio Cesar Bozzi pela confiança, apoio e orientação.

Aos Professores Dr. Marcelo de Macedo Camargo, Dr. Marcos Tadeu de Azeredo Orlando e Dr. Sérgio Souto Maior Tavares pelo apoio e discussões durante este trabalho.

Aos engenheiros Caruline Machado, Mariana Xavier, Nathan Strey e Mariana Bertonceli, pelo auxílio em diversas etapas deste trabalho.

Aos doutorandos Flávio Marques e Leandro Bitti, pelo apoio e conselhos.

Ao técnico de laboratório, Carlos Alberto Rosa Neto, e aos monitores do laboratório Tricorrmat.

Ao técnico do laboratório de microscopia eletrônica e microanálise do Ifes, Ricardo Boldrini, pelo apoio nas análises por EDS.

Ao engenheiro Alcenir Beling do Sacramento, pelo apoio durante as etapas experimentais.

À Vallourec Tubos do Brasil pelo apoio financeiro e fornecimento de materiais.

Ao apoio financeiro da Agência Nacional do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis (ANP), da Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP) e do Ministério da Ciência, Tecnologia e Inovação (MCTI), por meio do Programa de Recursos Humanos da ANP para o Setor Petróleo e Gás (PRH-ANP/MCTI), bem como da Petrobras.

RESUMO

Ligas de cobalto são utilizadas em diversas aplicações industriais devido, principalmente, às suas boas propriedades mecânicas em elevadas temperaturas. Durante a fabricação de tubos sem costura de aços inoxidáveis supermartensíticos 13%Cr, em peso, pelo processo Mannesmann, as guias de laminação a quente, elaboradas com a liga de Co-Cr-Fe, apresentam um desgaste severo. Em busca de aumentar a vida útil destes componentes, foram realizados ensaios de desgaste por deslizamento em temperatura ambiente e a 500 °C na configuração pino-disco e sem lubrificação, variando-se a carga normal. O pino foi fabricado com aço inoxidável supermartensítico 13%Cr, em peso. Já os discos, foram fabricados com a liga de Co-Cr-Fe. Além desta, foram investigados três revestimentos, de *Stellite 1*, *6* e *12*, aplicados pelo processo *laser cladding*, totalizando quatro tipos materiais. A superfície de desgaste foi analisada quanto ao volume desgastado por perfilometria 3D. Os micromecanismos foram observados com auxílio de uma lupa estereoscópica e de um microscópio eletrônico de varredura. E, para avaliação da composição elementar da trilha de desgaste, foram realizadas análises por espectroscopia de energia dispersiva. Os resultados indicam que as amostras recobertas por *Stellite* demonstraram um desempenho superior com relação à liga de Co-Cr-Fe. E, dentre os revestimentos, o de *Stellite 1* foi o que apresentou a maior resistência ao desgaste, tanto em temperatura ambiente, quanto nos ensaios realizados à 500 °C. As ligas de Co-Cr-Fe, *Stellite 6* e *12* apresentaram micromecanismos constitutivamente plásticos. Enquanto que a liga *Stellite 1* apresentou desgaste oxidativo. Nos ensaios realizados em temperatura ambiente, as ligas de Co-Cr-Fe, *Stellite 6* e *12* apresentaram um coeficiente de atrito médio próximo a 0,3 para a maioria das cargas normais estudadas. E nos ensaios realizados a 500 °C, de um modo geral, o coeficiente de atrito de todas as ligas apresentou uma tendência de crescimento com aumento da carga normal.

Palavras-chave: desgaste por deslizamento, ligas de cobalto, aço inoxidável supermartensítico.

ABSTRACT

Cobalt alloys are used in many industrial applications due to their good mechanical properties at high temperatures. During supermartensitic stainless steel 13%Cr seamless tubes manufacturing by Mannesmann process, the hot rolling guides, made of Co-Cr-Fe alloy, have a severe wear. To increase the life of these components, sliding wear tests were performed at room temperature and 500 °C in pin-on-disc configuration, without lubrication and varying the normal load. The pin was made of supermartensitic stainless steel 13%Cr. The discs were fabricated with the Co-Cr-Fe alloy. In addition to this, three coatings, Stellite 1, 6 and 12, applied by laser cladding process, were investigated, with a total of four materials. The wear surface was analyzed as to the worn volume through 3D profilometry. The micromechanisms were observed with a stereoscopic and scanning electron microscope. And, to assess the elemental composition of the wear track, analyzes were performed by energy dispersive spectroscopy. The results indicate that the samples coated with Stellite showed a better performance than the Co-Cr-Fe alloy. And, among the coatings, the Stellite 1 showed the best wear resistance, both at room temperature as in the tests performed at 500 °C. The Co-Cr-Fe, Stellite 6 and 12 alloys presented constitutively plastic micromechanisms. Whereas Stellite 1 presented oxidative wear. In tests performed at room temperature, Co-Cr-Fe, Stellite 6 and 12 alloys presented a friction coefficient close to 0.3 for most normal loads. And, in the tests performed at 500 °C, in general, the coefficient of friction of all alloys showed an increasing trend with the increase of normal load.

Key-words: sliding wear, cobalt alloys, supermartensitic stainless steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Descrição esquemática dos quatro mecanismos de desgaste. Fonte: adaptado de (ZUM GAHR, 1987).....	24
Figura 2.2 – Mecanismos de desgaste durante o contato por deslizamento: (a) adesão de junções, transferência de materiais e sulcos; (b) fadiga superficial devido à deformação plástica repetida; (c) fadiga superficial levando a propagação de trincas em materiais frágeis; (d) reações triboquímicas e trincamento de filmes triboquímicos. Fonte: adaptado de (ZUM GAHR, 1987).	25
Figura 2.3 – Coeficiente de adesão em função da dureza dos metais. Fonte: Adaptado de (SIKORSKI <i>apud</i> ZUM GAHR, 1987).....	26
Figura 2.4 – Microestrutura de várias ligas a base de cobalto resistente ao desgaste. (a) Stellite 1; (b) Stellite 6; (c) Stellite 12, todas com duas camadas de depósito por GTA. Fonte: Adaptado de (DAVIS, 2000).....	33
Figura 2.5 – Gráfico de dureza Vickers em função da temperatura para várias ligas de cobalto. Fonte: Adaptado de (MELLOR, 2006).	34
Figura 2.6 – Volume desgastado de ligas de <i>Stellite</i> submetidas ao ensaio de desgaste por deslizamento na configuração pino-disco em temperatura ambiente. Fonte: Adaptado de (KAPOOR <i>apud</i> ZHANG e ZHAO, 2013).	35
Figura 2.7 – Resultados de ensaios na configuração de cilindros cruzados de várias ligas de cobalto, do Hastelloy C-276 e do aço inoxidável Nitronic 60 contra eles mesmos. Fonte: Adaptado de (METALS HANDBOOK, 1990).	36
Figura 2.8 – Volume desgastado de ligas de <i>Stellite</i> submetidas ao ensaio de desgaste por deslizamento na configuração pino-disco a 450 °C. Fonte: Adaptado de (KAPOOR <i>apud</i> ZHANG e ZHAO, 2013).	37
Figura 2.9 – Volume perdido em função da temperatura. Fonte: Adaptado de (WANG e LI, 2003).	38
Figura 2.10 – Micrografias obtidas por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) para amostras de <i>Stellite 6</i> ensaiadas por 1 e 3 horas a 600 °C. Fonte: Adaptado de (WOOD, EVANS e PONTON, 2011).	39

Figura 2.11 – Micrografia óptica do aço inoxidável supermartensítico após um tratamento térmico a 1100 °C e posterior resfriamento ao ar. Fonte: Adaptado de (MA <i>et al.</i> , 2012).....	44
Figura 2.12 – Esquema da operação da perfuração de uma barra durante a fabricação de tubos sem costura pelo processo Mannesmann. Fonte: Adaptado de (BOLJANOVIC, 2010).	46
Figura 2.13 – Esquema de deposição da camada de revestimento pelo segundo método apresentado. Fonte: Adaptado de (PAWLOWSKI, 1999).	48
Figura 3.1 – Superfície do pino como recebido, antes do processo de lixamento em (a). E após a preparação em (b).	52
Figura 3.2 – Foto do tribômetro Phoenix PLINT TE67, localizado no TRICORRMAT/UFES, utilizado para os ensaios tribológicos com detalhe para o contato pino-disco.	53
Figura 3.3 – Aquecedor indutivo <i>Easy Heat 0112</i> , da <i>Ambrell</i>	54
Figura 3.4 – Em (a), esquema de aquecimento utilizado para realização dos ensaios; Em (b), o posicionamento do da bobina próximo ao disco; Em (c), uma foto mostrando a irradiação de luz emitida pelo conjunto aquecido.	55
Figura 3.5 – Medição da temperatura realizada através do termopar tipo K. ...	56
Figura 3.6 – Esquema de posicionamento dos perfis utilizados para medir o volume desgastado ao longo da trilha de desgaste.	57
Figura 3.7 – Exemplo de perfil extraído da trilha de desgaste para cálculo do volume desgastado.	57
Figura 4.1 – Microestrutura do material utilizado para fabricação do pino revelada através do ataque com solução de Vilella.	59
Figura 4.2 – Micrografia da microestrutura da liga de Co-Cr-Fe obtida em MEV sem ataque químico.	60
Figura 4.3 – Micrografia da microestrutura da liga de <i>Stellite 1</i> obtida em MEV após o ataque químico utilizando a solução de HCL + H ₂ O ₂	61
Figura 4.4 – Análise por EDS da amostra de <i>Stellite 1</i> com sua respectiva composição química em peso.	61

Figura 4.5 – Micrografia da microestrutura da liga <i>Stellite 6</i> obtida em microscópio óptico após ataque químico utilizando a solução de HCl + FeCl ₃ + H ₂ O.....	62
Figura 4.6 – Análise por EDS da amostra de <i>Stellite 6</i> com sua respectiva composição química em peso.	62
Figura 4.7 – Micrografia da microestrutura da liga <i>Stellite 12</i> obtida em microscópio óptico após ataque químico utilizando a solução de HCL + H ₂ O ₂ .	63
Figura 4.8 – Análise por EDS da amostra de <i>Stellite 12</i> com sua respectiva composição química em peso.	63
Figura 4.9 – Comparação da dureza Vickers dos materiais utilizados na confecção dos discos para este trabalho.	64
Figura 4.10 – Micrografia óptica sem ataque dos perfis de durezas da amostra revestida por <i>Stellite 1</i> (a), <i>Stellite 12</i> (b) e <i>Stellite 6</i> (c).....	65
Figura 4.11 – Micrografia óptica da seção transversal, sem ataque, da amostra revestida por <i>Stellite 1</i>	66
Figura 4.12 – Perfil de dureza Vickers em função da profundidade para um corte transversal do disco recoberto por <i>Stellite 1</i>	66
Figura 4.13 – Perfil de dureza Vickers (HV 0,1) em função da profundidade para um corte transversal do disco recoberto por <i>Stellite 12</i>	67
Figura 4.14 – Perfil de dureza Vickers (HV 0,1) em função da profundidade para um corte transversal do disco recoberto por <i>Stellite 6</i>	67
Figura 4.15 – Imagem topográfica representativa da superfície dos pinos antes do ensaio.....	68
Figura 4.16 – Imagens topográficas representativas da superfície dos discos antes do ensaio. (a) Liga de Co-Cr-Fe; (b) <i>Stellite 1</i> ; (c) <i>Stellite 6</i> ; (d) <i>Stellite 12</i>	68
Figura 4.17 – Coeficiente de atrito em função do tempo para os ensaios realizados em temperatura ambiente. (a) Liga de Co-Cr-Fe; (b) <i>Stellite 1</i> ; (c) <i>Stellite 6</i> ; e (d) <i>Stellite 12</i>	70

Figura 4.18 – Coeficiente de atrito médio em função da carga normal aplicada para os ensaios realizados em temperatura ambiente.	71
Figura 4.19 – Coeficiente de atrito em função do tempo para os ensaios realizados a 500 °C. (a) Liga de Co-Cr-Fe com carga normal de 15,2 N ; (b) <i>Stellite 1</i> com carga normal de 7,3 N; (c) <i>Stellite 6</i> com carga normal de 23,0 N; e (d) <i>Stellite 12</i> com carga normal de 29,9 N.	72
Figura 4.20 – Coeficiente de atrito médio em função da carga normal aplicada para os ensaios realizados a 500 °C.	73
Figura 4.21 – Volume desgastado médio (mm ³) dos discos em função da carga normal (N) aplicada para os ensaios em temperatura ambiente.	74
Figura 4.22 – Coeficiente de desgaste dimensional (mm ³ /N.m), na escala logarítmica, em função da carga normal aplicada (N) para os ensaios realizados na temperatura ambiente.	74
Figura 4.23 – Volume desgastado médio (mm ³) em função da carga normal (N) aplicada para os ensaios realizados a 500 °C.	75
Figura 4.24 – Coeficiente de desgaste dimensional (mm ³ /N.m), na escala logarítmica, em função da carga normal aplicada (N) para os ensaios realizados a 500 °C.	76
Figura 4.25 – Coeficiente de desgaste dimensional (mm ³ /N.m), na escala logarítmica, em função da carga normal (N) aplicada para os pinos dos ensaios realizados a 500 °C separados por material do disco.	77
Figura 4.26 – Volume desgastado (mm ³) em função do coeficiente de atrito médio dos ensaios realizados em temperatura ambiente para as cargas normais de (a) 7,3 N; (b) 15,2 N; (c) 23,0 N; e (d) 29,9 N.	78
Figura 4.27 – Volume desgastado (mm ³) em função do coeficiente de atrito médio dos ensaios realizados a 500 °C para as cargas normais de (a) 7,3 N; (b) 15,2 N; (c) 23,0 N; e (d) 29,9 N.	79
Figura 4.28 – Micrografias ópticas das trilhas de desgaste de ensaios realizados em temperatura ambiente. (a) Ensaio com a liga de Co-Cr-Fe e carga normal de 23,0 N; (b) ensaio com a liga <i>Stellite 1</i> e carga normal de 29,9 N; (c) ensaio com a liga <i>Stellite 6</i> e carga normal de 15,2 N; (d) ensaio com a	

liga <i>Stellite 12</i> e carga normal de 7,3 N. As setas indicam o sentido de giro dos discos.	81
Figura 4.29 – Micrografias de ensaios em temperatura ambiente realizados com carga normal de 23,0 N obtidas em MEV das ligas (a) Co-Cr-Fe, (b) <i>Stellite 6</i> e (c) <i>Stellite 12</i> . E, em (d) com a carga normal de 29,9 N para a liga de <i>Stellite 1</i> . As setas indicam o sentido de giro dos discos.	83
Figura 4.30 – Micrografias das superfícies dos pinos após os ensaios, obtidas através de microscópio estereoscópico.	84
Figura 4.31 – Micrografias obtidas através de microscópio estereoscópico das trilhas de desgaste para ensaios com liga de Co-Cr-Fe na temperatura de 500 °C. Em (a) carga de 7,3 N; (b) carga de 15,2 N; (c) carga de 23,0 N; e (d) carga de 29,9 N. As setas indicam o sentido de giro dos discos.	85
Figura 4.32 – Topografia, obtida através do analisador tridimensional de superfície, de ensaios realizados a 500 °C com a liga de Co-Cr-Fe e carga normal de 7,3 N, em (a), e 29,9 N, em (b).	86
Figura 4.33 – Micrografia obtida em MEV através de elétrons retroespalhados. Ensaio com a liga de Co-Cr-Fe, carga normal de 29,9 N e temperatura de 500 °C. A seta vermelha indica o sentido de rotação do disco.	87
Figura 4.34 – Em (a), micrografia obtida em MEV da amostra de Co-Cr-Fe ensaiada com carga normal de 29,9 N em elevada temperatura. Em (b), os pontos e regiões nos quais foram realizadas análises por EDS da área em destaque de (a).	88
Figura 4.35 – Micrografias de ensaios em elevada temperatura com a liga <i>Alloy 250</i> obtidas em MEV. Em (a) foi utilizada a carga normal de 7,3 N e em (b) 23,0 N. As setas indicam o sentido de rotação dos discos.	89
Figura 4.36 – Micrografias obtidas em MEV das trilhas de desgaste para ensaios com <i>Stellite 12</i> na temperatura de 500 °C. Em (a) carga de 7,3 N; (b) carga de 15,2 N; (c) carga de 23,0 N; e (d) carga de 29,9 N. As setas indicam o sentido de rotação dos discos.	91

Figura 4.37 – Topografia, obtida através do analisador tridimensional de superfície, de ensaios a 500 °C com a liga de <i>Stellite 12</i> e carga normal de 7,3 N, em (a), e 29,9 N, em (b).....	92
Figura 4.38 – Micrografia do disco de <i>Stellite 12</i> após ensaio com carga normal de 29,9 N em elevada temperatura obtida em MEV. A seta indica o sentido de rotação do disco.	93
Figura 4.39 – Em (a), micrografia da amostra de <i>Stellite 12</i> ensaiada com carga normal de 15,2 N a 500 °C. Em (b), os pontos e regiões nos quais foram realizadas análises por EDS da região indicada em (a).	94
Figura 4.40 – Micrografias obtidas em MEV das trilhas de desgaste para ensaios com <i>Stellite 6</i> na temperatura de 500 °C. Em (a) carga de 7,3 N; (b) carga de 15,2 N; (c) carga de 23,0 N; e (d) carga de 29,9 N. As setas indicam o sentido de rotação dos discos.	96
Figura 4.41 – Topografia, obtida através do analisador tridimensional de superfície, de ensaios a 500 °C com a liga de <i>Stellite 6</i> e carga normal de 7,3 N, em (a), e 29,9 N, em (b).	97
Figura 4.42 – Micrografia do disco de <i>Stellite 6</i> após ensaio com carga normal de 29,9 N em elevada temperatura obtidas em MEV.	98
Figura 4.43 – Micrografia, obtida em microscópio estereoscópico, da trilha de desgaste do ensaio em elevada temperatura com a liga <i>Stellite 1</i> e carga normal de 7,3 N. A seta indica o sentido de giro do disco.....	98
Figura 4.44 – Micrografias obtidas em MEV das trilhas de desgaste para ensaios com <i>Stellite 1</i> na temperatura de 500 °C. Em (a) carga de 7,3 N; (b) carga de 15,2 N; (c) carga de 23,0 N; e (d) carga de 29,9 N. As setas indicam o sentido de rotação dos discos.	100
Figura 4.45 – Topografia, obtida através do analisador tridimensional de superfície, de ensaios a 500 °C com a liga de <i>Stellite 1</i> e carga normal de 7,3 N, em (a), e 29,9 N, em (b).	101
Figura 4.46 – Micrografias obtidas em MEV com elétrons retroespalhados das trilhas de desgaste para ensaios com <i>Stellite 1</i> na temperatura de 500 °C. Em	

(a) e (b) carga de 23,0 N; e em (c) e (d) carga de 29,9 N. As setas vermelhas indicam o sentido de rotação dos discos..... 103

Figura 4.47 – Em (a), micrografia da amostra de *Stellite 1* ensaiada com carga normal de 29,9 N a 500 °C. Em (b), os pontos e regiões nos quais foram realizadas análises por EDS da região indicada em (a)..... 104

Figura 4.48 – Micrografias das superfícies dos pinos após os ensaios em elevada temperatura na primeira réplica, obtidas através de microscópio estereoscópico. 106

Figura 4.49 – Micrografias das superfícies dos pinos após os ensaios em elevada temperatura na segunda réplica, obtidas através de microscópio estereoscópico. 106

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Aplicação de alguns <i>Stellites</i> na indústria.	29
Tabela 2.2 – Algumas ligas de <i>Stellites</i> e sua respectiva composição nominal.	30
Tabela 2.3 – Propriedades mecânicas de alguns <i>Stellites</i> em temperatura ambiente.....	33
Tabela 2.4 – Composição química da liga UMCo 50.	41
Tabela 2.5 – Propriedades mecânicas da liga UMCo 50 a 25 °C.....	42
Tabela 3.1 – Composição nominal do material utilizado para o pino.	49
Tabela 3.2 – Composição nominal da liga de Co-Cr-Fe, utilizada na obtenção dos discos fundidos.....	49
Tabela 3.3 – Composição nominal dos pós utilizados na confecção dos discos revestidos.....	50
Tabela 3.4 – Ataques químicos utilizados na caracterização microestrutural. .	51
Tabela 4.1 – Tabela de composição da liga de Co-Cr-Fe.	59
Tabela 4.2 – Valores de S_q das amostras antes dos ensaios.....	69
Tabela 4.3 – Relação entre o volume desgastado dos ensaios realizados a 500 °C e a temperatura ambiente.	77
Tabela 4.4 – Porcentagem dos elementos de cada espectro analisado por EDS na Figura 4.34.	88
Tabela 4.5 – Porcentagem dos elementos de cada espectro analisado por EDS na Figura 4.39.	94
Tabela 4.6 – Porcentagem dos elementos de cada espectro analisado por EDS na Figura 4.47.	104

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
DIN	<i>Deustches Institut für Normung</i>
EDS	Espectrometria de energia dispersiva
EDX	Espectroscopia de energia dispersiva de raios X
EFE	Energia de falha de empilhamento
GTA	<i>Gas tungsten arc</i>
HC	Estrutura hexagonal compacta
HV	Dureza Vickers
HV 0,1	Dureza Vickers obtida com carga de 0,1 kgf
HV 1	Dureza Vickers obtida com carga de 1,0 kgf
IFES	Instituto Federal do Espírito Santo
LCSM	Laboratório de Caracterização de Superfícies e Materiais
LETRAF	Laboratório de Estudos sobre Transições de Fases
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
P/M	Metalurgia do pó
TRICORRMAT	Laboratório de Tribologia, Corrosão e Materiais
UFES	Universidade Federal do Espírito Santo

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	20
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
2.1. TRIBOLOGIA	23
2.2. DESGASTE	23
2.2.1. Mecanismos de desgaste	23
2.2.2. Desgaste por deslizamento	24
2.3. SUPERLIGAS	28
2.3.1. Ligas de cobalto	28
2.3.2. Aplicações	29
2.3.3. Ligas <i>Stellites</i>	29
2.3.4. Liga de Co-Cr-Fe	41
2.4. AÇOS INOXIDÁVEIS	42
2.4.1. Aços inoxidáveis supermartensíticos	43
2.5. LAMINAÇÃO.....	44
2.5.1. Laminação de tubos sem costura	45
2.6. <i>LASER CLADDING</i>	46
2.6.1. O processo de <i>laser cladding</i>	47
3. MATERIAIS E MÉTODOS	49
3.1. MATERIAIS.....	49
3.1.1. Pinos	49
3.1.2. Discos	49
3.2. CARACTERIZAÇÃO INICIAL DAS AMOSTRAS.....	50
3.3. PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	52
3.4. ENSAIOS TRIBOLÓGICOS.....	53
3.4.1. Aquecimento e medição da temperatura	54
3.5. AVALIAÇÃO DO DESGASTE	56
3.5.1. Volume desgastado	56
3.5.2. Mecanismos de desgaste	58
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	59

4.1. CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	59
4.1.1. Microestrutura e análise química dos materiais	59
4.1.2. Dureza.....	64
4.1.3. Caracterização superficial antes dos ensaios	68
4.2. COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO.....	69
4.2.1. Atrito	69
4.2.2. Desgaste em temperatura ambiente	73
4.2.3. Desgaste em temperatura elevada.....	75
4.2.4. Atrito <i>versus</i> desgaste	78
4.2.5. Mecanismos de desgaste dos ensaios em temperatura ambiente .	79
4.2.6. Mecanismos de desgaste dos ensaios em elevada temperatura	84
5. CONCLUSÕES.....	107
6. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	109
REFERÊNCIAS.....	110
APÊNDICE A	114
APÊNDICE B	115
APÊNDICE C	116
APÊNDICE D	118
APÊNDICE E	119
APÊNDICE F.....	121
APÊNDICE G	125
APÊNDICE H	129

1. INTRODUÇÃO

O estudo dos fenômenos tribológicos é de grande importância para o desenvolvimento tecnológico de um país. Estatísticas mostram que cerca de 1 a 6% do produto interno bruto são perdidos com desgaste em países desenvolvidos. Estima-se que 20% destas perdas podem ser evitadas com a aplicação dos conhecimentos já existentes em tribologia (JOST, 1990).

Na indústria, no setor metalúrgico e siderúrgico, por exemplo, o desgaste é praticamente inevitável. Desse modo, é necessário buscar formas de amenizar seu efeito. Uma das opções é através de pesquisas em materiais que possuam características específicas de resistência ao desgaste para as condições impostas em cada caso.

Durante a fabricação dos tubos sem costura, que são utilizados largamente em diversas aplicações, como na exploração de petróleo, os equipamentos estão sujeitos às condições extremas de desgaste devido ao próprio processo. Isso porque, além de envolver cargas elevadas de laminação, este é realizado em elevada temperatura. Por isso, há a exigência de grande comprometimento estrutural e mecânico dos componentes e da utilização de ferramental de alto desempenho.

Um processo de conformação mecânica para fabricação destes tubos, de grande importância e que apresenta menor custo quando comparado a processos convencionais, como a extrusão, é o processo Mannesmann (CHIAVERINI, 1986; DIETER, 1981). Este consiste na perfuração de barras por meio de um laminador mandrilador, composto por dois cilindros cruzados, um mandril estacionário e um par de guias (BOLJANOVIC, 2010).

Na empresa Vallorec Tubos do Brasil S.A., a degradação excessiva destes componentes, em especial as guias de laminação, implica num grande número de paradas de produção e baixa qualidade do produto final.

Tais guias, responsáveis por garantir o diâmetro correto do tubo durante sua fabricação, podem sofrer desgaste devido ao deslizamento do material, choque mecânico e abrasão (DAVIS, 2000). A partir desse quadro, na laminação de

tubos fabricados em aço carbono, sua vida útil é cerca de oito centenas de unidades produzidas para cada par de guias fabricadas com a liga fundida de Co-Cr-Fe, segundo a empresa.

Como já mencionado, esses tubos são utilizados, dentre outras finalidades, na exploração de petróleo, como oleodutos. E, com o avanço da produção e da exploração das regiões do pré-sal na costa brasileira, a necessidade de materiais mais resistentes se torna necessária. Por isso, além de tubos de aço carbono, passou-se a produzir tubos sem costura de aços com alto teor de cromo, como os inoxidáveis supermartensíticos (13% Cr, em peso).

Porém, a fabricação utilizando esse material acarretou em um desgaste ainda maior das guias de laminação, reduzindo sua vida útil drasticamente. A produção, antes de oito centenas de tubos por par de guias, passou a ser inferior a uma centena de tubos, apenas.

Sabe-se, pela literatura, que as superligas têm a característica de manter suas propriedades, como dureza e resistência mecânica, por exemplo, em temperaturas superiores a 540 °C (DAVIS, 1997).

A literatura mostra, ainda, que as superligas de cobalto, em especial os *Stellites*, são largamente utilizadas em situações de desgaste em elevada temperatura (BHANSALI, 1980; BIROL, 2010; DAVIS, 2000). Essas ligas geralmente apresentam em torno de 30%, em peso, de cromo, garantindo, assim, uma boa resistência à oxidação. Elas ainda contêm, normalmente, entre 4 e 15 %, em peso, de tungstênio ou 5 a 18%, em peso, de molibdênio, visando o endurecimento por solução sólida, e 0,1 a 3%, em peso, de carbono para formação de carbonetos. Essa combinação de elementos com uma matriz dúctil e tenaz de cobalto garante uma boa resistência ao desgaste (ZHANG e ZHAO, 2013).

Essas características fazem das ligas *Stellites* uma opção para amenizar o desgaste das guias de laminação de tubos sem costura, aumentando a disponibilidade do equipamento e mantendo a qualidade final do produto.

Desse modo, buscando materiais candidatos para substituição da liga de Co-Cr-Fe utilizada atualmente na confecção de guias de laminação a quente,

foram selecionados três ligas de cobalto, *Stellite 1*, *Stellite 6* e *Stellite 12*, a serem aplicadas como revestimento duro pelo processo de *laser cladding*.

O objetivo deste trabalho é de comparar a resistência ao desgaste por deslizamento das ligas de *Stellites* selecionadas com a liga de Co-Cr-Fe.

Para tal, foram realizados ensaios tribológicos na configuração pino-disco com os quatro materiais, sendo que a liga de Co-Cr-Fe foi utilizada como fundida e as três ligas de *Stellite* selecionadas foram utilizadas como revestimento duro depositado sobre a liga de Co-Cr-Fe fundida. E o contracorpo foi fabricado em aço inoxidável supermartensítico (13%, em peso, de cromo). Buscando uma condição próxima daquela apresentada pela condição de laminação real, os ensaios foram conduzidos em temperatura ambiente e a 500 °C, sem lubrificação e variando a carga normal.

A seguir, será apresentada uma breve revisão bibliográfica dos principais conceitos e informações necessárias a este trabalho.

No terceiro capítulo serão abordados os materiais e métodos utilizados. Neste conterà a descrição dos materiais (corpo e contracorpo), informações sobre os procedimentos de caracterização das amostras e dos parâmetros de ensaios, tais como cargas utilizadas, tempo de ensaio, método de aquecimento entre outros. Além disso, há, também, os métodos de avaliação do desgaste.

Posteriormente, no quarto capítulo, serão apresentados os resultados obtidos e suas respectivas discussões. Finalizando com as conclusões e sugestões para trabalhos futuros no quinto e sexto capítulo, respectivamente.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. TRIBOLOGIA

Tribologia é a ciência que estuda os fenômenos que ocorrem quando duas superfícies estão em contato e movimento relativo entre si. Ela compreende o estudo do atrito, desgaste e lubrificação (HUTCHINGS, 1992) e está presente desde a simples ação de caminhar até em atividades mais complexas como a laminação de metais em elevada temperatura.

2.2. DESGASTE

Desgaste é o fenômeno de remoção de material de uma superfície devido à interações com outra (BHUSHAN, 2001). Ele não é uma propriedade do material, mas, sim, uma resposta de um tribosistema (ZUM GAHR, 1987) e é um dos principais causadores de falhas em equipamentos na indústria. De forma geral, ele é caracterizado pela perda de volume e pelos mecanismos apresentados, isto é, a maneira pela qual a matéria é perdida.

Através da perda de volume e parâmetros do sistema é possível determinar a severidade do desgaste. Para isso utiliza-se a equação de Archard (ARCHARD, 1953). Com ela é possível calcular o coeficiente de desgaste que permite uma comparação entre diferentes sistemas (HUTCHINGS, 1992).

2.2.1. Mecanismos de desgaste

O grande número de termos utilizado para descrever os processos de desgaste frequentemente complicam as discussões sobre os problemas com estes fenômenos (ZUM GAHR, 1987).

Por isso, a terminologia utilizada neste trabalho será àquela proposta pela norma DIN 50320 (1979). De acordo com esta norma, quatro mecanismos básicos de desgaste ou qualquer combinação deles estão envolvidos no processo de remoção de material. Estes quatro mecanismos básicos são apresentados na Figura 2.1.

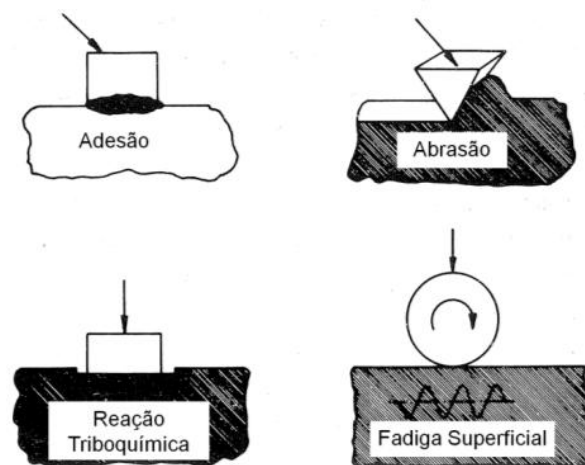


Figura 2.1 – Descrição esquemática dos quatro mecanismos de desgaste. Fonte: adaptado de (ZUM GAHR, 1987).

- Adesão: formação e ruptura de ligações adesivas interfaciais;
- Abrasão: remoção de material devido à riscamentos;
- Fadiga superficial: acúmulo de dano e posterior formação de trincas superficiais devido à tensões cíclicas decorrentes do sistema tribológico;
- Reação triboquímica: formação de produtos oriundos de reações químicas que são resultados de interações entre elementos do tribossistema iniciadas por ações tribológicas.

A deformação plástica por si só não é chamada, nesse caso, de mecanismo de desgaste, mas ela tem um papel muito importante em vários processos de desgaste (ZUM GAHR, 1987).

Quanto aos processos de desgaste que geram estes mecanismos, pode-se citar a erosão, a abrasão, a cavitação e o desgaste por deslizamento.

2.2.2. Desgaste por deslizamento

O desgaste por deslizamento ocorre quando duas superfícies em contato estão movimento relativo (ASTM, 2013). Ele pode causar adesão, fadiga superficial, reações triboquímicas e/ou abrasão (ZUM GAHR, 1987).

As propriedades metalúrgicas do par (corpo/contra-corpo), a geometria de contato, as condições ambientais, as condições de carregamento, a presença ou não de elementos interfaciais (lubrificantes, óxidos e contaminantes, por exemplo) e o tipo de deformação (elástica ou plástica) são fatores que

influenciam no desgaste por deslizamento e determinam o micromecanismo de desgaste. Estes são representados na Figura 2.2.

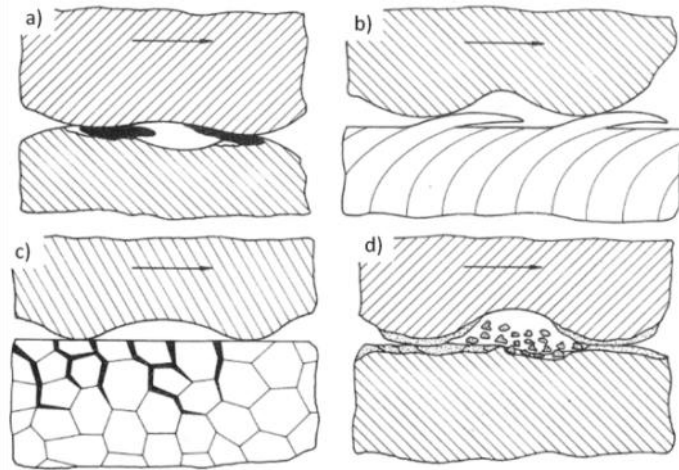


Figura 2.2 – Mecanismos de desgaste durante o contato por deslizamento: (a) adesão de junções, transferência de materiais e sulcos; (b) fadiga superficial devido à deformação plástica repetida; (c) fadiga superficial levando a propagação de trincas em materiais frágeis; (d) reações triboquímicas e trincamento de filmes triboquímicos. Fonte: adaptado de (ZUM GAHR, 1987).

Os *debris*, que são partículas geradas no processo de desgaste, se desprendem das superfícies e permanecem na interface de deslizamento ou são transferidas de um corpo para outro devido à adesão. Isso leva a perda de material e a alteração na rugosidade superficial.

Quando essas partículas permanecem na trilha de desgaste, pode causar abrasão, intensificando o desgaste, ou pode atuar como lubrificante do contato, reduzindo o coeficiente de atrito. Quando há transferência de material, este pode sofrer endurecimento devido à deformação plástica e aumentar o desgaste da superfície da qual se originou, além de proteger aquela a qual se aderiu.

Além da formação de *debris* e da transferência de material, as superfícies estão sujeitas às sucessivas deformações plásticas devido aos movimentos relativos dos corpos do tribossistema. Isso pode levar o material a atingir sua capacidade de deformação plástica, provocando trincas devido à fadiga subsuperficial. Desse modo, plaquetas podem se desprender da superfície, gerando uma grande perda de material.

Outro mecanismo apresentado no desgaste por deslizamento é a propagação de trincas em materiais frágeis devido às tensões de tração durante o movimento relativo. Ainda é possível observar, em alguns casos, a formação de filmes triboquímicos provenientes das reações dos elementos do tribossistema.

Pelo fato de a adesão ter um importante papel neste tipo de desgaste, ele é comumente chamado de desgaste adesivo (HUTCHINGS, 1992). Mas como já dito, este é apenas um dos mecanismos observados. E para que ela ocorra é necessário haver uma combinação de propriedades físicas e químicas no tribossistema, além de depender da forma e do valor do carregamento e das características da superfície de contato (rugosidade ou contaminantes) (ZUM GAHR, 1987).

Sikorski (1964) mostra que a estrutura cristalina com maior tendência em sofrer adesão é a tetragonal, seguida pela cúbica de face centrada (CFC), depois pela cúbica de corpo centrado (CCC) e finalizando com a hexagonal compacta (HC), como mostra a Figura 2.3. Nela é apresentado o coeficiente de adesão, que é a razão entre a força necessária para romper a ligação entre duas superfícies e a carga normal aplicada na compressão dessas mesmas superfícies, em função da dureza Vickers. Essa relação permite concluir que quanto mais duro o material, menor será seu coeficiente de adesão.

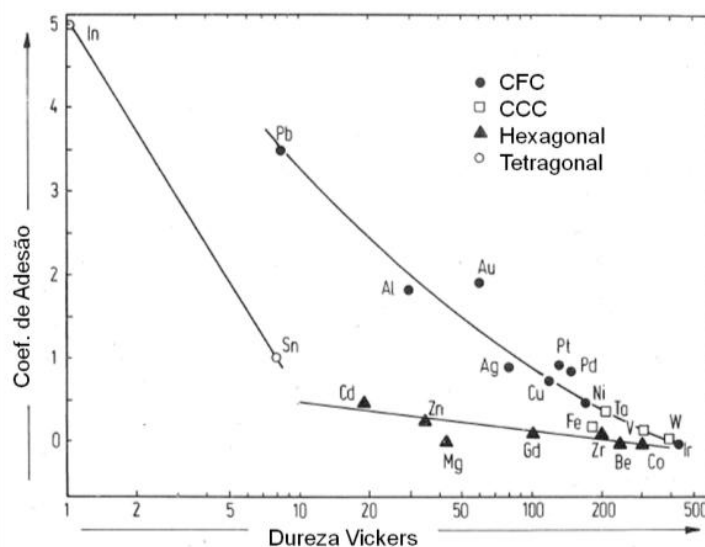


Figura 2.3 – Coeficiente de adesão em função da dureza dos metais. Fonte: Adaptado de (SIKORSKI *apud* ZUM GAHR, 1987).

Dentro do desgaste por deslizamento há uma forma severa conhecida como *galling*. Pela norma ASTM G40-13 (2013), ela é descrita como uma forma de desgaste superficial que ocorre no deslizamento entre sólidos, distinguida pela rugosidade macroscópica, geralmente localizada, e pela criação de protuberâncias acima da superfície original. Ele é caracterizado pelo escoamento plástico e pode envolver a transferência de material.

Em condições específicas de velocidade e de pressão de contato, pode-se observar outro mecanismo de desgaste, o oxidativo. Durante o deslizamento, no contato entre as asperidades, ocorre um aumento significativo de temperatura. Denominada temperatura *flash*, ela pode ser alta o suficiente para acelerar o processo de oxidação da superfície, gerando um filme que pode tanto proteger, quanto acelerar o processo de desgaste do tribossistema (HUTCHINGS, 1992).

O filme óxido formado, assim como os *debris*, pode ser benéfico ou maléfico para o par tribológico em nível de desgaste. Isso depende das propriedades do óxido formado na superfície. Quando ele não é aderente nem possui boas propriedades mecânicas, ele tende a ser removido rapidamente da superfície de contato, aumentando as taxas de desgaste. Caso contrário, ele tende a aglomerar-se na superfície, formando uma camada de óxido sinterizada, conhecida como *glaze*, que protege a superfície reduzindo o desgaste e também o atrito (STOOT, 1998).

Pauschitz, Roy e Franek (2008) descrevem como seria a formação da camada de *glaze*. Eles dizem que, após a formação dos *debris*, uma parte destes é removida do sistema, mas a outra é retida na trilha de desgaste. Esta última é fragmentada e deformada pelo processo de deslizamento e aglomeram-se, geralmente nos sulcos da trilha de desgaste. Esse aglomerado, quando exposto a certas condições de pressão e temperatura, é sinterizado. Com o aumento da temperatura local, a taxa de sinterização aumenta, levando a formação de uma camada dura e lisa, denominada *glaze*.

Outro fator importante a ser observado no desgaste é a temperatura de trabalho. Assim como a temperatura *flash*, ela aumenta a taxa de oxidação dos materiais no tribossistema. Além disso, elevadas temperaturas acentuam o

desgaste devido à perda de dureza e de resistência mecânica. Essa condição também altera o mecanismo de adesão no tribossistema (INMAN *et al.*, 2003).

2.3. SUPERLIGAS

A necessidade do desenvolvimento de materiais mais resistentes à corrosão e à aplicações em elevadas temperaturas, que aqueles existentes no início do século XX, levou a criação das superligas. Estas são ligas a base de níquel, ferro-níquel ou cobalto e, geralmente, são utilizadas em temperaturas acima de 540 °C (DONACHIE e DONACHIE, 2002). Elas exibem uma combinação de alta resistência mecânica em elevada temperatura, resistência à oxidação e à corrosão, resistência à fadiga, tenacidade e estabilidade metalúrgica (DAVIS, 1997).

As ligas formadas a base de ferro-níquel são uma extensão da tecnologia dos aços inoxidáveis, sendo normalmente forjadas. Já àquelas a base de níquel e cobalto podem ser encontradas tanto forjadas quanto fundidas, dependendo da sua aplicação ou composição química (DONACHIE e DONACHIE, 2002).

Essas ligas podem ser aplicadas nos mais diversos setores da indústria, tais como: petroquímico, aeroespacial, siderurgia, automotivo e biotecnológico. Suas aplicações não são limitadas devido às transformações de fases alotrópicas, mas sim devido à temperatura de fusão das fases formadas durante sua fabricação (DONACHIE e DONACHIE, 2002).

2.3.1. Ligas de cobalto

As ligas de cobalto podem ser divididas em dois grandes grupos, os *Stellites* e os *Triballoys*. A grande diferença entre esses dois grupos está na composição química. Os *Stellites*, em geral, são caracterizados pela presença de carbono, cromo, tungstênio e, atualmente, molibdênio. Os *Triballoys* possuem molibdênio, cromo, silício e pouquíssimo carbono.

Essa combinação de pouco carbono, muito molibdênio e silício faz com que a microestrutura dos *Triballoys* apresente uma fase conhecida como *Laves*, que é dura e frágil. Isso propicia a esses materiais uma ótima resistência ao desgaste abrasivo (DAVIS, 2000).

Já os *Stellites*, são formados pelos grupos Co-Cr-C-W ou Co-Cr-C-Mo. Eles não possuem precipitados intermetálicos, então contam apenas com endurecimento por solução sólida e por precipitação de carbonetos (CAMPBELL, 2006).

2.3.2. Aplicações

As propriedades das superligas de cobaltos permitem a elas a aplicação em diversas áreas da indústria, mas seu maior emprego está na resistência ao desgaste (DAVIS, 2000). A Tabela 2.1 apresenta algumas dessas aplicações e as ligas comumente utilizadas nas respectivas situações.

Tabela 2.1 – Aplicação de alguns *Stellites* na indústria.

Área da indústria	Aplicação	Ligas utilizadas
Automotiva	Superfície da base da válvula do motor.	6
Energética	Superfície da base da válvula de controle	6; 21
Marítima	Rolamentos do leme	306
Siderúrgica	Tesouras de corte a quente	6
	Rolos/guia de laminação	12
Processamento químico	Superfície da base da válvula de controle	6
	Correia transportadora para extrusão de plástico	1; 6; 12
Petroquímica	Rolamentos de perfuratriz rotatória	190

Fonte: Adaptado de (DAVIS, 2000).

2.3.3. Ligas *Stellites*

2.3.3.1. Composição química

Como dito anteriormente, os *Stellites* são compostos, principalmente, por cobalto, cromo, carbono, tungstênio ou molibdênio. Isso também é demonstrado na Tabela 2.2, a qual lista algumas das principais ligas comerciais de *Stellites*.

Tabela 2.2 – Algumas ligas de *Stellites* e sua respectiva composição nominal.

Liga	Processo	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Mn	Outros
Stellite 1	Fundição	30	13	0,5	2,5	3	1,5	1,3	0,5	-
Stellite 3	P/M	30,5	12,5	-	2,4	5	3,5	2	1	-
Stellite 6	Fundição	29	4,5	1,5	1,2	3	3	1,5	1	-
Stellite 6	P/M	28,5	4,5	1,5	1	5	3	2	2	1B
Stellite 12	Fundição	30	8,3	-	1,4	3	1,5	0,7	2,5	-
Stellite 21	Fundição	27	-	5,5	0,25	3	2,75	1	1	-
Stellite 80	Fundição	33,5	19	-	1,9	-	-	-	-	1B
Stellite 190	Soldagem	27	14	1	3,3	3	3	1	1	-
Stellite 300	Fundição	22	32	-	1,5	-	-	-	-	-
Stellite 712	Fundição	29	-	8,5	2	3	3	1,5	1,5	-
Stellite 720	Fundição	33	-	18	2,5	3	3	1,5	1,5	0,3B
Stellite 706	Fundição	29	-	5	1,2	3	3	1,5	1,5	-
Stellite 706K	Forjamento	29	-	6	1,4	3	3	1,5	1,5	-
Stellite 6B	Forjamento	30	4	1,5	1	3	2,5	0,7	1,4	-
Stellite 6K	Forjamento	30	4,5	1,5	1,6	3	3	2	2	-

Fonte: Adaptado de (ZHANG e ZHAO, 2013).

A maioria das propriedades dessas ligas vem da natureza cristalográfica do cobalto e dos efeitos de endurecimento por solução sólida e precipitação de carbonetos de cromo, tungstênio e molibdênio.

O carbono é o elemento que controla a fração volumétrica de carbonetos na liga. Por exemplo, uma liga com 2,4 %, em peso, de carbono (*Stellite 3*) apresenta cerca de 30%, em peso, de carbonetos. Já para uma liga com 1%, em peso, de carbono (*Stellite 6B*), os carbonetos representam apenas 13%, em peso, do material (ZHANG e ZHAO, 2013).

O cromo possui dupla função. Ele é o principal formador de carbonetos e o elemento mais importante na matriz, para a qual fornece tanto a resistência mecânica, quanto a resistência à corrosão e oxidação (DAVIS, 2000).

O tungstênio e molibdênio têm a finalidade de adicionar resistência mecânica a matriz. Isso é possível devido ao grande raio atômico desses elementos que, quando presentes na forma de soluto, faz com que eles distorçam a rede cristalina e limitem as movimentações das discordâncias. Além disso, em

porcentagens elevadas, eles podem precipitar em forma de carbonetos (DAVIS, 2000).

O cobalto é o elemento base destas ligas e boa parte das características delas vem dele. Na tabela periódica, ele está localizado entre o ferro e o níquel, sua densidade é de $8,85 \text{ g/cm}^3$ e sua temperatura de fusão é de $1493 \text{ }^\circ\text{C}$. Ele é ferromagnético, com estrutura cristalina HC até a temperatura de $417 \text{ }^\circ\text{C}$. Acima disso, sua estrutura se torna CFC até seu ponto de fusão (DAVIS, 2000).

Como essa transformação de estrutura cristalina ocorre apenas quando o cobalto é resfriado muito lentamente, este elemento confere às ligas de *Stellite* uma estrutura metaestável CFC com baixa energia de falha de empilhamento (EFE) na temperatura ambiente (DAVIS, 2000).

O valor da EFE fica entre 10 e 50 mJ/m^2 e é influenciado pela presença de elementos de liga. Ni, C e Fe tendem a aumentar a EFE e estabilizar a fase CFC, enquanto que Cr, Mo e W tendem a estabilizar a fase HC e diminuir a EFE (CAROL *et al.*, 2015).

Apesar da natureza lenta da transformação CFC→HC, ela pode ser ativada por esforços mecânicos ou pelo tempo em temperaturas elevadas (DAVIS, 2000).

A associação dessa instabilidade cristalográfica e desse baixo valor de EFE resulta em:

- Alta tensão de escoamento;
- Alta taxa de encruamento;
- Alta resistência à fadiga;
- Alta tenacidade.

As primeiras três características são importantes para a prevenção do desgaste por deslizamento e as duas últimas são responsáveis pela resistência à cavitação e corrosão-erosão dessas ligas (DAVIS, 2000).

2.3.3.2. Microestrutura

As superligas de cobalto geralmente são utilizadas na forma fundida ou como revestimentos duros (*hardfacing*), mas, também, podem ser encontradas em produtos fabricados pela metalurgia do pó ou forjados. De um modo geral, a estrutura delas é constituída por carbonetos dispersos numa matriz dúctil e tenaz de cobalto contendo ou cromo e tungstênio, ou cromo e molibdênio, como átomos substitucionais (ZHANG e ZHAO, 2013).

Ligas com teor de carbono menor que cerca de 2%, em peso, possuem uma microestrutura hipo-eutética e são constituídas de dendritas primárias de cobalto (CFC), cercadas por uma rede de carbonetos M_7C_3 (no qual M representa o metal constituinte do carboneto) eutéticos. Já àquelas com mais de cerca de 2,5%, em peso, de carbono são hiper-eutéticas, sendo sua microestrutura formada por carbonetos M_7C_3 primários dispersos numa matriz eutética interdendritica de solução de cobalto com carbonetos (FRENK e KURZ, 1994).

As ligas com teor de carbono muito baixo (aproximadamente 0,1%) são conhecidas como ligas endurecidas por solução sólida (FRENK e KURZ, 1994).

A Figura 2.4 mostra a microestrutura de ligas que representam o que foi citado acima. Em (a) tem-se a microestrutura do *Stellite 1*. Em (b) e (c) têm-se as microestruturas das ligas *Stellite 6* e *Stellite 12*, respectivamente. Todas foram obtidas pelo depósito por arco sob gás com eletrodo de tungstênio (GTA). A primeira representa as ligas hiper-eutéticas e as outras duas representam as ligas hipo-eutéticas.

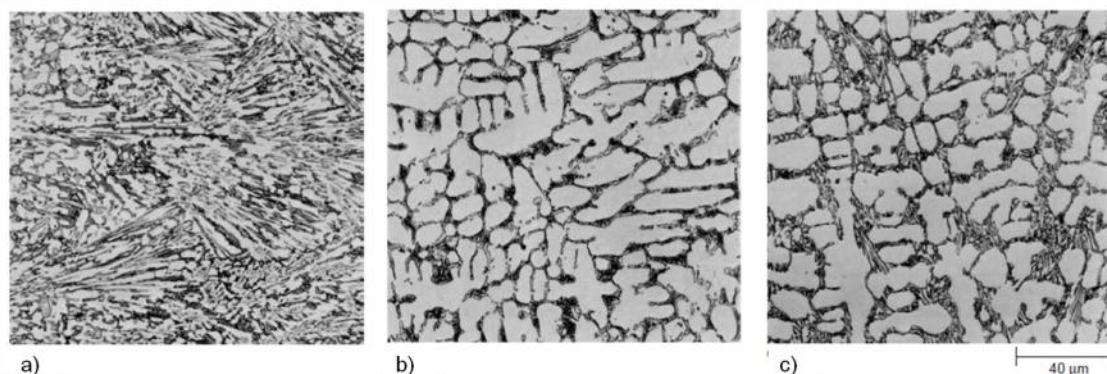


Figura 2.4 – Microestrutura de várias ligas a base de cobalto resistente ao desgaste. (a) Stellite 1; (b) Stellite 6; (c) Stellite 12, todas com duas camadas de depósito por GTA. Fonte: Adaptado de (DAVIS, 2000).

2.3.3.3. Propriedades mecânicas

Os *Stellites*, de um modo geral, são ligas com baixa ductilidade devido à sua microestrutura. Elas possuem um elevado módulo de elasticidade e boa tensão de escoamento.

Mas essas propriedades podem variar com relação ao processo de fabricação e com a composição química. As ligas forjadas, por exemplo, são mais dúcteis que as fundidas. Mais detalhes sobre essas propriedades podem ser vistos na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Propriedades mecânicas de alguns *Stellites* em temperatura ambiente.

Propriedade	<i>Stellite 1</i>	<i>Stellite 6</i>	<i>Stellite 12</i>	<i>Stellite 21</i>	<i>Stellite 6B</i>
Tensão de Escoamento (MPa)	1050	700	580	565	632
Alongamento (%)	<1	<1	<1	9	11
Módulo de Elasticidade (GPa)	230	209	226	250	210
Dureza (HV)	550-720	380-490	435-590	290-430	-

Fonte: adaptado de (KENNAMETAL, 2013).

Uma propriedade muito importante dessas ligas é a dureza, principalmente quando em temperaturas elevadas. Elas possuem a capacidade de manter tal propriedade relativamente alta quando em temperaturas superiores a 600 °C. Isso é mostrado na Figura 2.5, que apresenta a dureza Vickers de algumas ligas de cobalto em função da temperatura.

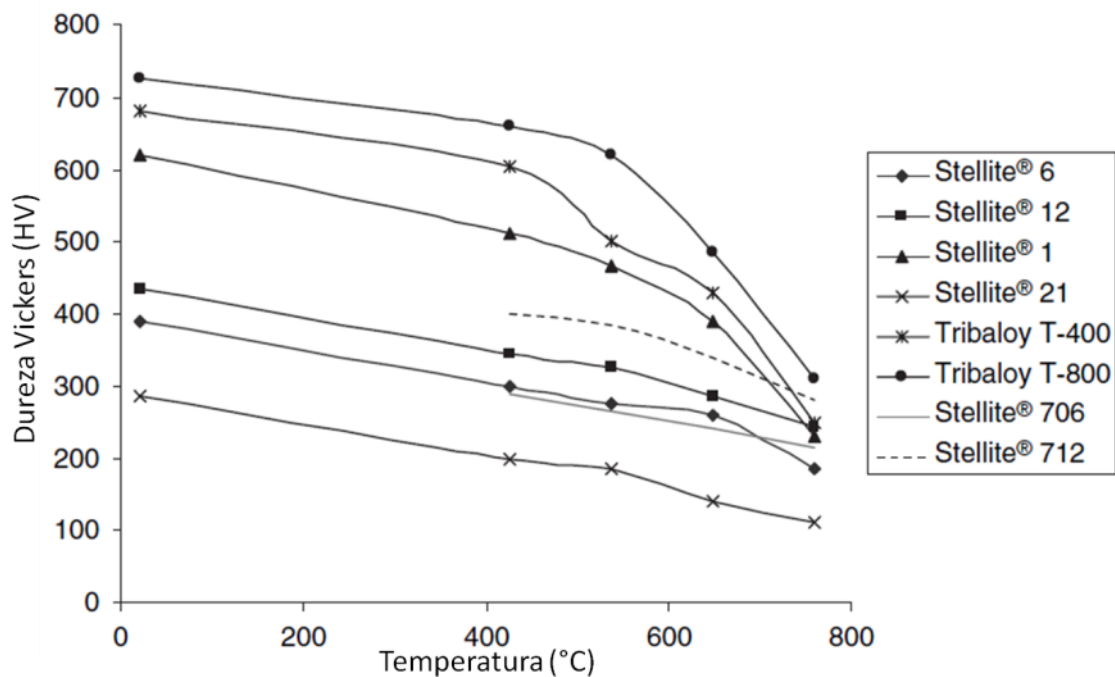


Figura 2.5 – Gráfico de dureza Vickers em função da temperatura para várias ligas de cobalto. Fonte: Adaptado de (MELLOR, 2006).

Essa característica é muito importante, visto que essas ligas trabalham, geralmente, em temperaturas superiores a 540 °C. Este fato, também, contribui para a resistência ao desgaste em elevada temperatura, já que a dureza é um dos fatores importantes para resistir ao desgaste por deslizamento, como apresentado pela equação de Archard.

2.3.3.4. Comportamento tribológico durante o deslizamento em temperatura ambiente

Os *Stellites* são considerados resistentes ao desgaste por deslizamento devido à sua resistência à oxidação e à sua habilidade de resistir à deformação plástica e à fadiga (ZHANG e ZHAO, 2013).

Além disso, sua microestrutura é composta, basicamente, por carbonetos duros dispersos numa matriz dúctil e tenaz, o que também propicia uma ótima resistência ao desgaste.

Kapoor (2012) realizou ensaios de desgaste por deslizamento na configuração pino-disco para várias ligas de *Stellite*. Elas foram ensaiadas contra um pino de ponta esférica composto de 94% de WC e 6% de Co, com dureza de 1534 HV,

em temperatura ambiente, a 250 °C e a 450 °C. Os resultados a temperatura ambiente são apresentados na Figura 2.6.

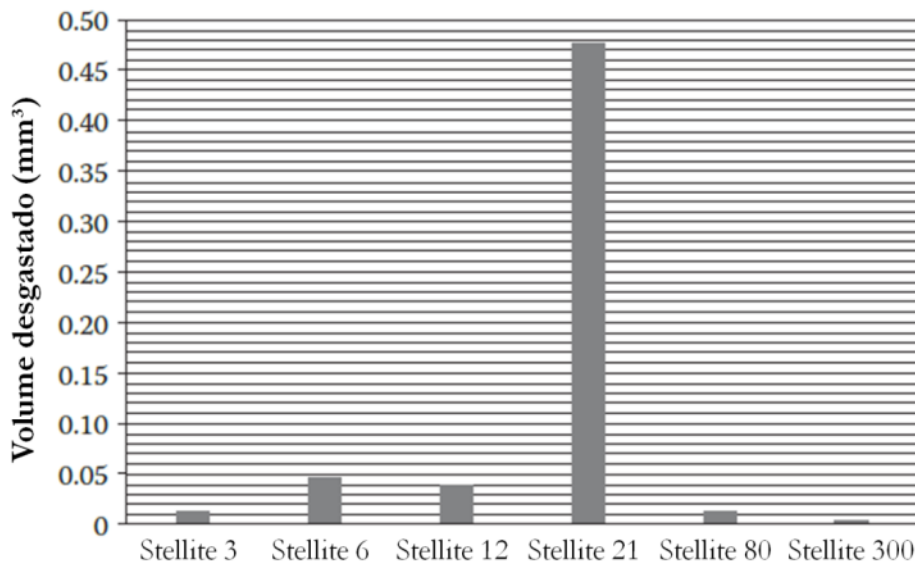


Figura 2.6 – Volume desgastado de ligas de *Stellite* submetidas ao ensaio de desgaste por deslizamento na configuração pino-disco em temperatura ambiente. Fonte: Adaptado de (KAPOOR *apud* ZHANG e ZHAO, 2013).

Apesar de ter um teor de carbono de 1,4 %, a liga *Stellite 300* apresentou o melhor resultado. Isso se deve, provavelmente, ao fato de ela ter grande quantidade de tungstênio em sua composição. O mesmo pode ser dito para o *Stellite 80*. Já para as outras ligas, é possível afirmar que a porcentagem de carbono determinou o comportamento tribológico. Isso é aceitável, visto que a quantidade desse elemento determina a fração volumétrica de carbonetos, que são os principais constituintes que conferem resistência ao desgaste, na liga. No entanto, elementos como o tungstênio e o molibdênio têm um importante papel na resistência ao desgaste das ligas de *Stellite* (ZHANG e ZHAO, 2013).

A Figura 2.7 apresenta resultados de ensaios de várias ligas de cobalto comparadas com uma liga de Ni-Cr-Mo (Hastelloy C-276), que é resistente à corrosão, e um aço inoxidável conhecido pela sua resistência ao *galling*, o Nitronic 60. A configuração utilizada foi a de cilindros cruzados e o carregamento de 26,7 kN, os ensaios foram realizados a temperatura ambiente e o corpo e contracorpo de prova foram confeccionados com os mesmos materiais.

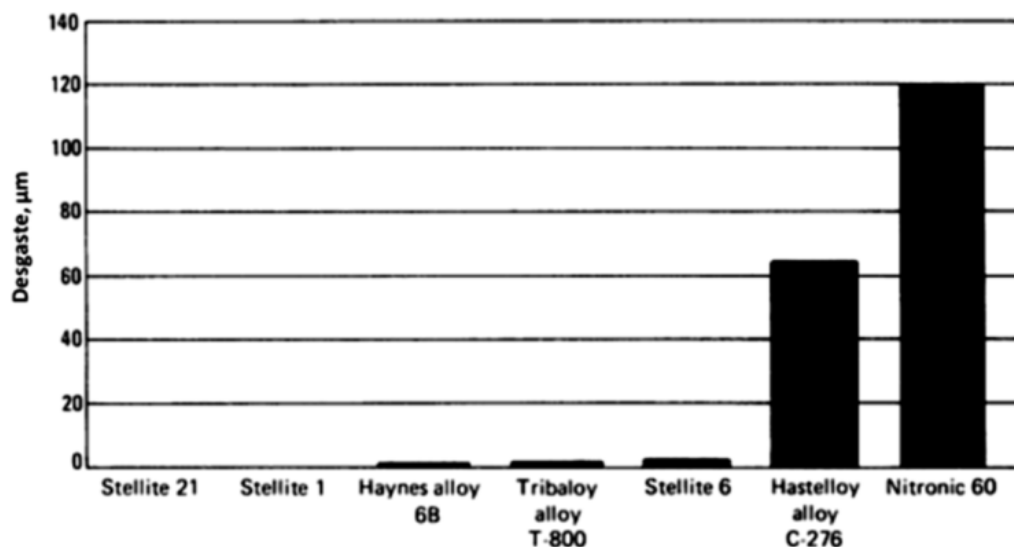


Figura 2.7 – Resultados de ensaios na configuração de cilindros cruzados de várias ligas de cobalto, do Hastelloy C-276 e do aço inoxidável Nitronic 60 contra eles mesmos. Fonte: Adaptado de (METALS HANDBOOK, 1990).

Esses resultados tornam evidente que, quando comparadas com outras ligas e ensaiadas contra si mesmas, as superligas de cobalto apresentam comportamento superior no que tange à resistência ao *galling*.

2.3.3.5. Comportamento tribológico durante o deslizamento em elevada temperatura

A complexidade e limitações da realização de estudos em elevadas temperaturas faz com que esses resultados raramente sejam reportados (ZHANG e ZHAO, 2013).

Grande parte dos autores relaciona a resistência ao desgaste por deslizamento em elevada temperatura dos *Stellites* com a formação da camada de *glaze*. Além disso, a ótima resistência à oxidação, proporcionada pela grande quantidade de cromo nessas ligas, e as propriedades já citadas ajudam a proporcionar o bom desempenho nessas condições.

Mesmo com essas características, não é simples entender o comportamento dessas ligas em elevada temperatura. Mas, segundo Kapoor (2012), uma coisa pode ser afirmada em seus estudos: diferente da resistência ao desgaste em temperatura ambiente, que pode ser ligada a quantidade de W e C, em elevada temperatura a oxidação tem um papel muito importante.

Os resultados obtidos por Kapoor (2012) na temperatura de 450 °C são apresentados na Figura 2.8. Como já mencionado anteriormente, ele realizou ensaios na configuração pino-disco com várias ligas de *Stellite*.

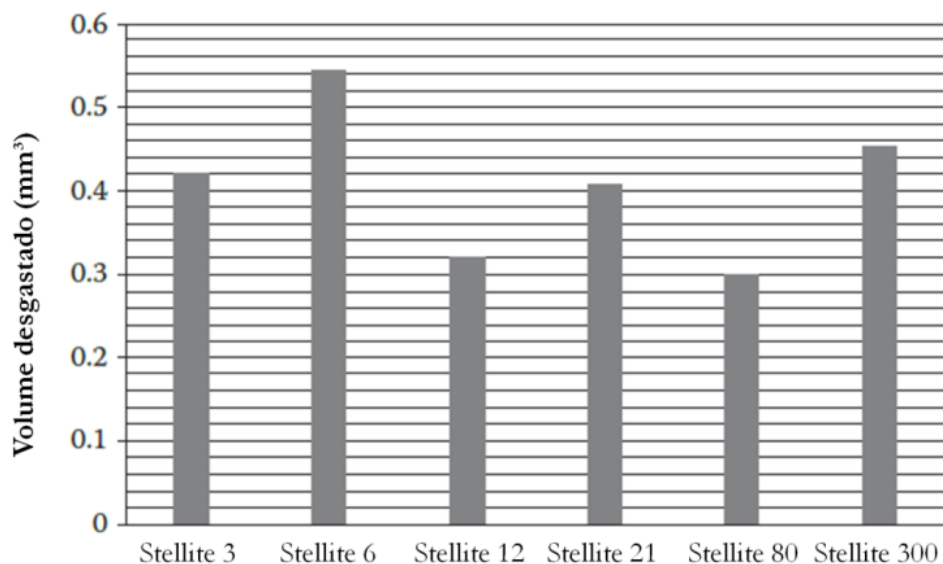


Figura 2.8 – Volume desgastado de ligas de Stellite submetidas ao ensaio de desgaste por deslizamento na configuração pino-disco a 450 °C. Fonte: Adaptado de (KAPOOR *apud* ZHANG e ZHAO, 2013).

Quando comparados os resultados obtidos por Kapoor a temperatura ambiente e a 450 °C, de um modo geral, é possível afirmar que as ligas diminuem sua resistência ao desgaste com o aumento da temperatura.

Ainda comparando os resultados entre as diferentes temperaturas de ensaio, Kapoor (2012) relacionou o aumento do desgaste do *Stellite 300* com seu baixo teor de Cr (em torno de 22% ,em peso), o que propiciou uma menor resistência à oxidação para essa liga.

Segundo Kapoor (2012), o comportamento do *Stellite 21* pode ser atribuído ao aumento da dureza, que pode ter sido causado por dois motivos. O primeiro é devido ao endurecimento por deformação. A ocorrência de discordâncias, provenientes do trabalho mecânico do desgaste, na solução sólida é amplificada pela movimentação atômica provocada pelo aumento da temperatura. O segundo é devido à indução da transformação de fase do cobalto pela ação da alta temperatura e dos esforços mecânicos. Essa mudança da estrutura CFC para a HC proporciona um aumento da resistência ao desgaste.

Na Figura 2.8, o *Stellite 6* apresentou a menor resistência ao desgaste. Kapoor (2012) explica isso pelo fato desta liga ter o menor teor de W e C entre as ligas de cobalto de alto carbono estudadas. Além disso, ela possui níquel em sua composição, que é um elemento estabilizante da estrutura CFC. Dessa forma, a transformação na estrutura cristalina que ajuda na resistência ao desgaste tem menos facilidade em acontecer, reduzindo ainda mais a resistência ao desgaste.

Wang e Li (2003) realizaram um estudo para aumentar a resistência do *Stellite 6* em elevada temperatura. Eles adicionaram pequenas porcentagens de ítrio à liga. Esse elemento é *oxygen-active*, ou seja, tem maior afinidade na reação com o oxigênio ao formar óxidos, o que pode melhorar a resistência à oxidação. Além disso, a adição de ítrio proporcionou um refino na microestrutura do *Stellite*, o que também melhora a resistência ao desgaste.

Os resultados de volume desgastado dos ensaios realizados por Wang e Li (2003), na configuração esfera-disco, no qual a esfera era de Al_2O_3 , são apresentados na Figura 2.9.

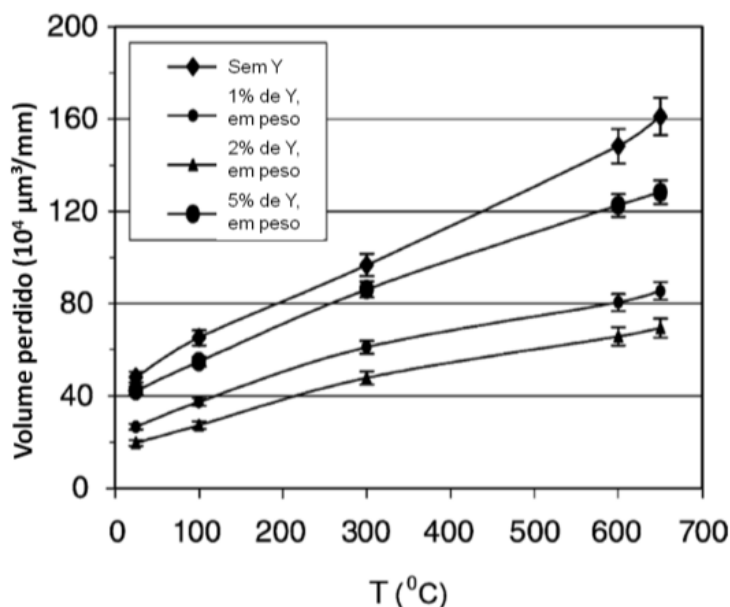


Figura 2.9 – Volume perdido em função da temperatura. Fonte: Adaptado de (WANG e LI, 2003).

A adição de 2% de ítrio melhorou o desempenho em desgaste da liga de cobalto consideravelmente. De acordo com Wang e Li (2003) essa melhora está relacionada com a formação de uma camada de óxido mais aderente, o

aumento da resistência à oxidação e a formação da fase intermetálica CoY_2 . Quando adicionado 5 %, em peso, de ítrio, a resistência do *Stellite 6* diminuiu. Segundo Wang e Li, isso ocorreu por conta da formação da fase Co_{17}Y_2 , que possui uma estrutura romboédrica que é relativamente frágil e menos resistente à fratura que a CoY_2 .

Birol (2010), estudando ferramentas para processo de forjamento em elevada temperatura, comparou a resistência ao desgaste do *Stellite 6* com uma superliga de níquel, *Inconel 617*, e com um aço ferramenta X32Cr MoV33. Ele realizou ensaios na configuração esfera-disco, com uma esfera de alumina, na temperatura de 750 °C. A liga de cobalto apresentou o melhor desempenho entre as três estudadas, seguida da liga de níquel. Essa superioridade foi explicada pela resistência à oxidação das superligas, pela formação da camada de *glaze* e pela manutenção da dureza em elevada temperatura. Outro fator que pode ter contribuído para que o *Stellite* obtivesse melhor desempenho foi à transformação da estrutura cristalina, já citada anteriormente.

A formação da camada de *glaze* é relatada, também, por diversos autores, como Wood, Evans e Ponton (2011), que estudaram o comportamento tribológico do *Stellite 6* a 600 °C, fazendo um acompanhamento desta liga ao longo do tempo de ensaio. A Figura 2.10 apresenta imagens obtidas através de microscópio eletrônico de varredura que indicam a formação da camada de *glaze* e o aumento da fração da sua área com o decorrer do tempo de ensaio.

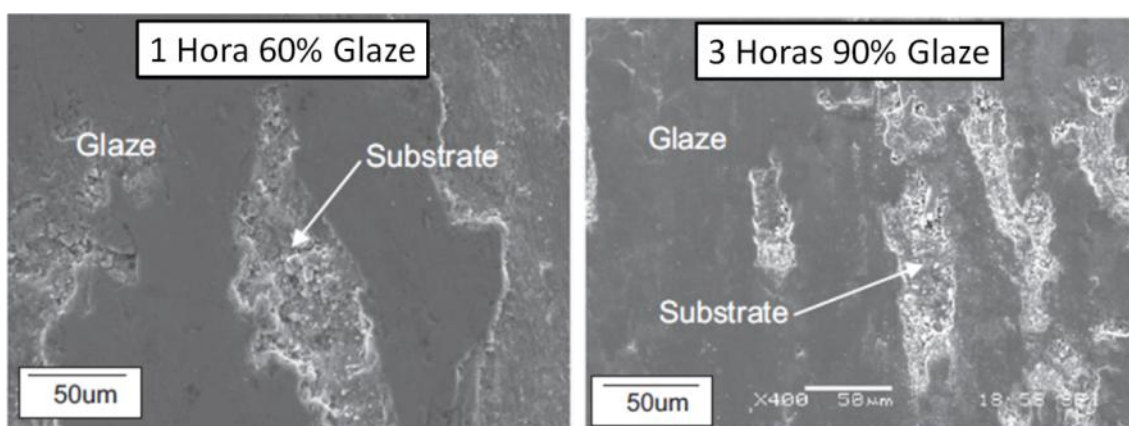


Figura 2.10 – Micrografias obtidas por meio de um microscópio eletrônico de varredura (MEV) para amostras de *Stellite 6* ensaiadas por 1 e 3 horas a 600 °C. Fonte: Adaptado de (WOOD, EVANS e PONTON, 2011).

Wood, Evans e Ponton (2011) indicam uma porcentagem de 25 a 28% de oxigênio, obtida através da espectroscopia de energia dispersiva de raios X (EDX) na região de *glaze*. Além deles, Inman *et al.* (2003) também realizaram um estudo detalhado dessa camada.

Inman, Rose e Datta (2006A) trabalharam com o desgaste por deslizamento na configuração bloco-cilindro de materiais diferentes, bloco de *Incoloy MA956* e cilindro, o contra-corpo, de *Stellite 6*. Eles variaram a velocidade e a temperatura de ensaio, criando um mapa de desgaste deste par. Dessa forma, eles conseguiram, de um modo geral, dividir o comportamento em três regiões para velocidades de 0,654 m/s e 0,905 m/s e em duas regiões para a velocidade de 0,314 m/s.

Na velocidade mais baixa, notou-se que até a temperatura de 390 °C não houve desgaste severo e nem formação de *glaze*. *Debris* soltos na interface impediram o contato metal-metal e a formação de óxido do material transferido protegeu as superfícies. Acima de 450 °C foi quando começou a formação da camada de *glaze* para essa velocidade, resultando em um desgaste menor ainda.

No caso das velocidades maiores, o comportamento se dividiu em três regiões. A primeira, com desgaste moderado assim como na velocidade mais baixa, com *debris* na interface e uma camada de óxido protegendo a superfície. Esse comportamento ocorreu para temperaturas até 390 °C na velocidade de 0,654 m/s e até 270 °C para 0,905 m/s.

A segunda região apresentou região de desgaste severo. Nesta, a geração de *debris* não é capaz de suprir a quantidade que é expulsa da interface, fazendo com que ocorra o contato metal-metal. Isso leva a maiores taxas de desgaste e ocorre entre as temperaturas de 390 e 510 °C, para a velocidade de 0,654 m/s, e entre 270 e 450 °C, na velocidade de 0,905 m/s.

A última região ocorre em temperaturas maiores que 510 °C, para 0,654 m/s, e 450 °C, para velocidade de 0,905 m/s. Nessa etapa, há formação da camada de *glaze* e o desgaste começa a ser reduzido quando comparado a faixa de temperatura anterior.

Em outro trabalho, Inman, Rose e Datta (2006B), agora deslizando o *Stellite 6* contra o *Nimonic 80A*, obtiveram resultados semelhantes ao descrito acima. Eles mapearam o comportamento tribológico para este par nas mesmas velocidades e temperaturas e, também, observaram a formação da camada de *glaze*, que foi importante para manter as taxas de desgastes baixas.

Diversos trabalhos, como os já citados, foram realizados com superligas de cobalto (a maioria deles utilizando o *Stellite 6*). De um modo geral, eles relatam que essas ligas possuem boa resistência ao desgaste por deslizamento em elevada temperatura devido à formação da camada de *glaze* e à sua boa resistência à oxidação. Em alguns casos, como os dois trabalhos já citados de Inman, Rose e Datta (2006A; 2006B), há a ocorrência de um desgaste severo, no qual a aglomeração de partículas de óxido ou a presença destas na interface não é suficiente para impedir o contato metal-metal entre as superfícies.

2.3.4. Liga de Co-Cr-Fe

Segundo Deal *et al.* (2007), a liga composta por Co-28Cr-23Fe é conhecida como *Stellite alloy 250*, e a liga composta por Co-28Cr-20Fe-3Ni-1,5Mo é chamada de UMCo 50. As duas ligas são do ternário Co-Cr-Fe, porém a primeira é produzida pelo processo de fundição e a segunda é forjada.

A composição química da liga UMCo 50, que também é chamada de Haynes 150 (DAVIS, 2000), é apresentada na Tabela 2.4. Seu alto teor de Fe (aproximadamente 20%) contribui para a estabilização da estrutura CFC a temperatura ambiente (CAROL *et al.*, 2015).

Tabela 2.4 – Composição química da liga UMCo 50.

	Co	Cr	Fe	Mn	Si	C	P	S
Liga de Co-Cr-Fe	48-52	27-29	Bal.	0,5-1,0	0,5-1,0	0,05-0,12	<0,02	<0,02

Fonte: Adaptado de (DAVIS, 2000).

As propriedades mecânicas a 25 °C desta liga são apresentadas na Tabela 2.5.

Tabela 2.5 – Propriedades mecânicas da liga UMCo 50 a 25 °C.

Propriedade	UMCo 50
Tensão de Escoamento (MPa)	315 (forma fundida); 610 (forma forjada)
Alongamento (%)	8 (forma fundida); 10 (forma forjada)
Módulo de Elasticidade (GPa)	215
Dureza (HV)	250 (forma fundida); 350 (forma forjada)

Fonte: Adaptado de (DAVIS, 2000)

Esta é uma liga dúctil e tenaz, com uma energia de impacto Charpy de 95 J a 20 °C. Com isso, ela não é recomendada para aplicações nas quais se necessita de resistência ao desgaste. E, devido à sua resistência ao choque térmico, à oxidação e à corrosão, ela é utilizada em fornos de tratamento térmico, da indústria metalúrgica e de reaquecimento, em anéis de orifícios de escória e em partes em contato com material fundido (DAVIS, 2000).

Além disso, ela possui boa resistência à corrosão em ambientes com ácido sulfúrico e com ácido nítrico, porém é rapidamente atacada por ácidos como o HCl. Ela, também, apresenta resistência ao cobre fundido, mas é atacada por alumínio fundido (DAVIS, 2000).

2.4. AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis, relatados classicamente na literatura, podem ser denominados como ligas ferrosas com teor de cromo maior ou igual a 12 % (em peso) e com teor de carbono limitado. O cromo é o elemento que confere a resistência à corrosão nesses materiais, pois, na presença de oxigênio, forma uma fina camada protetora de óxido de cromo (Cr_2O_3).

Além do cromo, elementos como molibdênio, níquel e nitrogênio, dissolvidos em solução sólida, expandem a faixa de passividade e tornam esse aço mais resistente à corrosão.

A quantidade de carbono nesses aços deve ser limitada, pois este tem facilidade de combinar com o cromo e formar carbonetos, diminuindo a resistência à corrosão. Os aços inoxidáveis martensíticos são os que contêm

mais elevado (até 1,5 %) teor de carbono e são, por isso, a família que apresenta menor resistência à corrosão dentre os aços inoxidáveis.

Os aços inoxidáveis podem, ainda, ser austenítico ou ferrítico. O primeiro possui a fase austenita estável em temperatura ambiente e o último é composto por uma fase ferrítica. Enquanto os martensíticos podem ser tratados termicamente, os outros são endurecidos por trabalho a frio. Tanto os inoxidáveis martensíticos quanto os ferríticos são magnéticos, já os austeníticos não são (CALLISTER, 2001).

Além dessas classes, ainda existem os duplex e superduplex. Estes são materiais que aliam alta resistência mecânica com elevada resistência à corrosão por pites. Essas características são devidas à sua fina microestrutura bifásica composta por quantidades similares de austenita e ferrita e aos elementos de liga Cr, Mo e N (PARDAL *et al.*, 2013).

Recentemente, aços inoxidáveis supermartensíticos, contendo baixos teores de carbono e adições de Ni e Mo, com melhores resistências à corrosão, têm sido desenvolvidos.

2.4.1. Aços inoxidáveis supermartensíticos

Para melhorar as propriedades mecânicas, resistência à corrosão e soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos, o teor de carbono foi reduzido e foram adicionados elementos de liga como o Ni e o Mo. Isso deu origem a uma nova classe de aços inoxidáveis, os supermartensíticos (SILVA, 2009).

Essa classe apresenta resistência mecânica superior à dos duplex e superduplex. Além disso, possui, também, maior resistência à corrosão uniforme e localizada em relação aos aços inoxidáveis martensíticos (SILVA, 2009).

Eles têm sido aplicados em estruturas críticas e componentes como turbinas, propulsores marítimos, partes de aeronaves e tubos sem costuras para perfuração de petróleo (MA *et al.*, 2012).

Para substituição do Ni, que eleva o custo da liga, pode-se utilizar o N como elemento austenitizante. Mas, com isso, se faz necessário a adição de microconstituintes como Nb e V (MA *et al.*, 2012).

A Figura 2.11 mostra a microestrutura deste tipo de aço após um tratamento a 1100 °C e, posterior, resfriamento ao ar. Os grãos prévios de austenita foram subdivididos em finas lamelas de martensita.

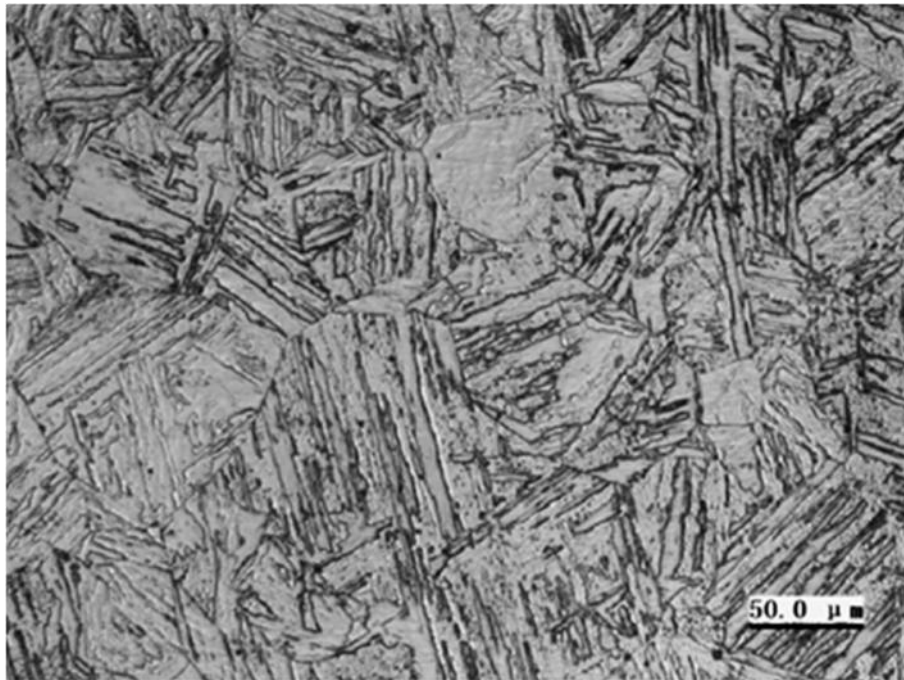


Figura 2.11 – Micrografia óptica do aço inoxidável supermartensítico após um tratamento térmico a 1100 °C e posterior resfriamento ao ar. Fonte: Adaptado de (MA *et al.*, 2012).

2.5. LAMINAÇÃO

A laminação, de um modo geral, é o processo no qual o material é conformado entre cilindros, e a deformação é resultado de tensões compressivas elevadas combinadas com tensões de cisalhamento superficiais, que são, também, responsáveis por fazer com que o material passe por entre os cilindros (FERREIRA, 2010).

O processo de laminação é conhecido por apresentar alta produtividade e bom controle dimensional. E, por meio dele, podem ser produzidos diversos produtos, dentre eles podem ser citados: placas, chapas, barras, perfis, tubos com e sem costura, entre outros.

2.5.1. Laminação de tubos sem costura

Um dos processos mais utilizados para fabricação de tubos sem costura é o processo Mannesmann. Ele consiste na perfuração de barras, geralmente com diâmetro inicial entre 100 e 300 mm, por meio de um laminador mandrilador que possui cilindros cruzados (BOLJANOVIC, 2010).

Inicialmente, a barra é aquecida num forno rotativo até temperaturas de 1280 °C, aproximadamente. Posteriormente, ela passa pelo laminador mandrilador de cilindros cruzados, originando um tubo inacabado com paredes finas (BOLJANOVIC, 2010).

Os dois cilindros de trabalho do laminador formam uma passagem bicônica, e seus eixos, que são posicionados paralelos à peça de trabalho, são inclinados de 6 a 12 ° com relação ao plano horizontal. A Figura 2.12 mostra um esquema da operação.

Essa distorção é necessária para que a barra seja forçada a avançar para o interior do laminador. Um mandril estacionário é colocado a uma distância fixa a partir do local onde se desenvolve a cavidade, ajudando a expandir o tamanho do furo e o diâmetro interior do tubo barra (GHIOTTI *et al.*, 2009). Além do mandril, um par de guias é utilizado para limitar o diâmetro externo do tubo inacabado, como indicado na Figura 2.12.

A perfuração ocorre ao longo do eixo longitudinal da barra, que está sujeita a compressão radial durante a operação de perfuração. Essa perfuração é possível devido às tensões secundárias que são induzidas no centro da barra por uma alta deformação não homogênea na secção da barra (GHIOTTI *et al.*, 2009).

Na etapa seguinte, após a fabricação do tubo inacabado, este passa por outro laminador com um mandril. Este tem o objetivo de reduzir a espessura da parede do tubo mantendo o diâmetro externo. Isso causa um alongamento no comprimento do tubo. Por fim, o tubo passa por outro laminador responsável por dar as dimensões finais ao produto (BOLJANOVIC, 2010).

Após a laminação, o tubo passa por processos de acabamentos necessários para obtenção das características desejadas do produto final e por testes.

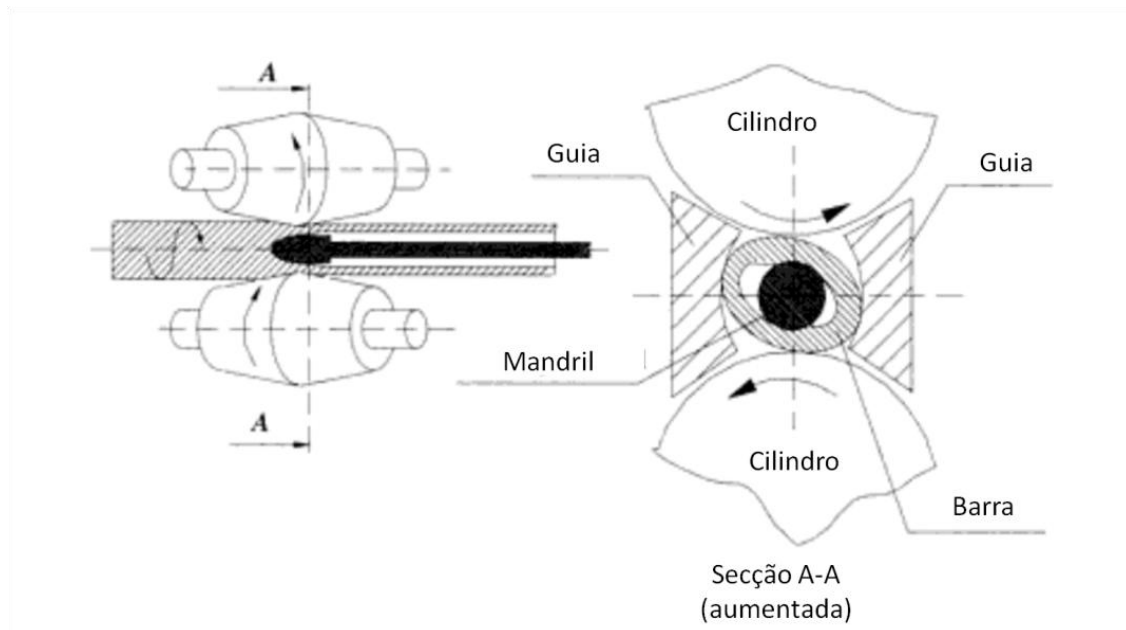


Figura 2.12 – Esquema da operação da perfuração de uma barra durante a fabricação de tubos sem costura pelo processo Mannesmann. Fonte: Adaptado de (BOLJANOVIC, 2010).

Este processo é de grande importância para a fabricação de tubos sem costura. Ele apresenta menor custo quando comparado a processos convencionais, como a extrusão (CHIAVERINI, 1986; DIETER, 1981). Contudo, ele exige alto desempenho e comprometimento estrutural e mecânico dos equipamentos e seus componentes, tais como cilindros, guias e mandril. Isso se deve as condições de trabalho as quais estes estão submetidos, envolvendo grandes cargas de laminação e elevada temperatura.

2.6. LASER CLADDING

Existem diversos métodos de aplicação de uma camada de revestimento com a finalidade de proteção e aumento do desempenho de equipamentos industriais. Dentre eles, pode-se citar o *laser cladding*, que consiste na utilização de um feixe de laser, como uma fonte de calor concentrada, para depositar uma camada de revestimento na superfície de um substrato com uma perfeita ligação metalúrgica entre ambos (PULIN NIE, 2014).

Este método tem ocupado um espaço cada vez maior na indústria de soldagem, pois, além de outros fatores, ele oferece soluções para projetos que

requerem processos de difícil ou, até mesmo, de impossível execução por métodos tradicionais (BALDAN, 2013).

Uma grande vantagem desse método é a gama de materiais com os quais se pode trabalhar, a qual inclui os metais, cerâmicos, polímeros e compósitos. Atualmente, aço, alumínio, titânio, *Stellite*, algumas superligas de níquel, ligas com memória de forma e nano compósitos têm sido utilizados (KAIERLE *et al.*, 2012).

Além disso, a técnica de *laser cladding* permite o exato controle dos parâmetros de processo, o que contribui para a produção de depósitos com baixa diluição, alta densificação, baixa porosidade, baixa penetração de feixe de laser, homogeneidade da superfície, forte ligação metalúrgica com o substrato, mínima distorção e microestruturas finas. Essas características proporcionam propriedades superiores àquelas apresentadas por materiais produzidos por meio de outros processos de tratamento superficial, como, por exemplo, a soldagem (BALDAN, 2013).

2.6.1. O processo de *laser cladding*

A técnica de *laser cladding* pode ser realizada por dois métodos. Um deles é realizado em duas etapas, sendo que a primeira é a pré-deposição do material a ser utilizado como revestimento sobre o substrato, e a segunda é a fundição do pré-depósito pelo feixe de laser. O outro método consiste em depositar o material a ser utilizado como revestimento numa poça fundida (no substrato) pelo feixe de laser (PAWLOWSKI, 1999).

A Figura 2.13 mostra o esquema de deposição da camada de revestimento por meio do segundo método apresentado.

Durante o processo de recobrimento é necessário utilizar um gás protetor, caso o substrato ou o pó seja susceptível à oxidação. O gás utilizado, normalmente, é o argônio. Em alguns casos, quando não há ocorrência de formação de nitretos, pode-se utilizar o nitrogênio como gás protetor (CONTIN, 2014).

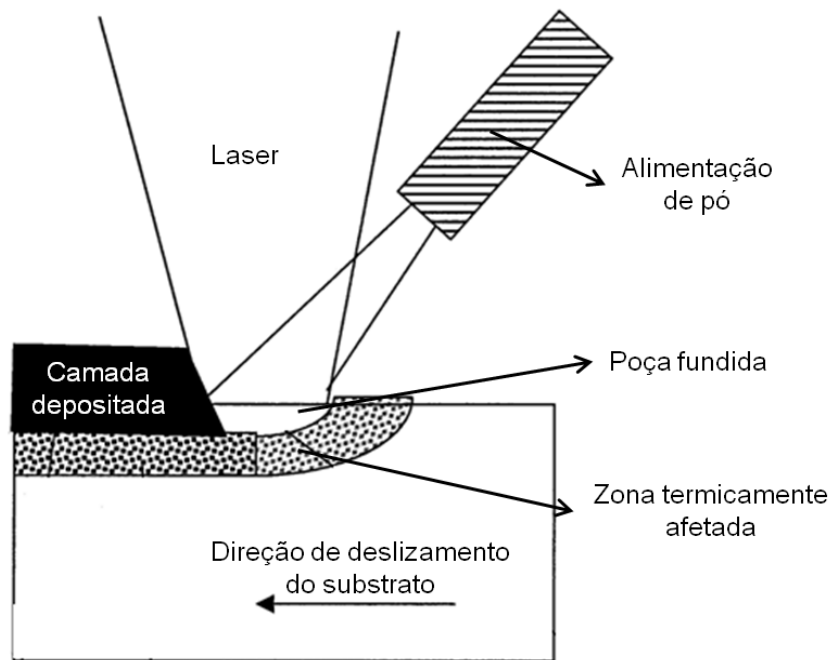


Figura 2.13 – Esquema de deposição da camada de revestimento pelo segundo método apresentado. Fonte: Adaptado de (PAWLOWSKI, 1999).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. MATERIAIS

3.1.1. Pinos

O material do pino utilizado em todos os ensaios foi o aço inoxidável supermartensítico 13%Cr. Sua composição nominal, fornecida pelo fabricante, é apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição nominal do material utilizado para o pino.

Elemento	Fe	C	Cr	Ni	Mo
Composição (%)	Bal.	<0,02	13,0	8,0	2,0

Fonte: Vallourec Tubos do Brasil.

A geometria utilizada do pino foi a de ponta em formato de tronco de cone, como apresentado no APÊNDICE A. Esse formato foi escolhido porque permite a aplicação de grande pressão de contato com cargas relativamente pequenas.

3.1.2. Discos

Foram utilizados quatro materiais diferentes na obtenção dos discos. Um deles foi obtido por fundição e os outros três foram utilizados como revestimento duro (*hardfacing*).

A liga de Co-Cr-Fe foi utilizada como fundida e sua composição nominal, segundo o fabricante, é apresentada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Composição nominal da liga de Co-Cr-Fe, utilizada na obtenção dos discos fundidos.

Elemento	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Outros
Composição (%)	Bal.	28	0,2	0,3	<0,15	22	-	<1,2	-

Fonte: Vallourec Tubos do Brasil.

As ligas utilizadas como *hardfacing* foram depositadas pelo processo de *laser cladding*. O substrato utilizado foi o disco fundido da liga de Co-Cr-Fe descrito acima e a espessura esperada, após a deposição, foi de 3 mm. A composição nominal dos pós que foram escolhidos para esse processo, segundo o fabricante, é apresentada na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Composição nominal dos pós utilizados na confecção dos discos revestidos.

Material	Composição (%)								
	Co	Cr	W	Mo	C	Fe	Ni	Si	Outros
Stellite 1	Bal.	30	13	<1	2,5	<2	<2	<2	<1
Stellite 6	Bal.	28,5	4,6	<1	1,2	<2	<2	<2	<1
Stellite 12	Bal.	30	8,5	<1	1,45	<2	<2	<2	<1

Fonte: (KENNAMETAL, 2013).

A geometria do disco fundido segue no APÊNDICE B. Aqueles que foram fabricados por deposição possuem a mesma geometria com pequenas alterações na espessura, visto que o material foi depositado sobre a superfície do disco fundido e, posteriormente, usinado e retificado.

3.2. CARACTERIZAÇÃO INICIAL DAS AMOSTRAS

Os materiais foram caracterizados como recebidos quanto a sua composição química, microestrutura, dureza e topografia.

Para a composição química dos discos fundidos sem recobrimento, foram realizadas análises utilizando os equipamentos de espectrofotometria de absorção atômica (Agilent 240FS), de espectrometria de emissão em plasma (Varian ICP/OES VISTA MPX) e o analisador de carbono e enxofre (Leco CS 200), todos os equipamentos do Centro Tecnológico de Controle da Qualidade Falcão Bauer. Já para os discos recobertos, a análise de composição foi realizada através da espectrometria de energia dispersiva (EDS) pelo detector AZtec 2.1A, da marca Oxford, acoplado a um MEV EVO MA10 da Zeiss, do laboratório de microscopia eletrônica e microanálise do Instituto Federal do Espírito Santo (IFES), campus de Vitória.

Para a caracterização microestrutural dos materiais, estes foram cortados, embutidos e passaram por um processo de lixamento (com a sequência de lixas de #320, #600, #800 e #1200) e polimento, no qual se utilizou solução de diamante de 3 µm em suspensão. Para revelar a microestrutura, foram utilizados ataques químicos conforme a Tabela 3.4, todos de acordo com a norma ASTM E407 (2011) ou foram adaptados de procedimentos já existentes na mesma norma. Após os ataques, as microestruturas foram observadas no

microscópio óptico Nikon ECLIPSE MA200 e no MEV EVO 40 da Zeiss, o primeiro do Laboratório de Tribologia, Materiais e Corrosão (TRICORRMAT/UFES), e o segundo do Laboratório de Caracterização de Superfícies e Materiais (LCSM/UFES).

Tabela 3.4 – Ataques químicos utilizados na caracterização microestrutural.

Material	Ataque utilizado	Método de aplicação
Stellite 1	100 mL de HCl + 5 mL H ₂ O ₂	Imersão
Stellite 6	5 mL de HCl + 10g de FeCl ₃ + 100 mL de H ₂ O	Eletrolítico (5 s; 4 V)
Stellite 12	100 mL de HCl + 5 mL H ₂ O ₂	Imersão
Pinos	Reagente de Vilella	Imersão

No caso da liga de Co-Cr-Fe, não foi necessário utilizar um ataque químico para observar sua microestrutura. Sendo assim, após o polimento, a amostra desta liga foi observada por meio de elétrons retroespalhados, no MEV EVO MA10, citado anteriormente.

A dureza dos materiais utilizados neste trabalho foi investigada utilizando-se um microdurômetro PANTEC do TRICORRMAT/UFES. Para cada amostra foram realizadas 10 endentações com a carga de 0,1 kgf para os discos e 1 kgf para o pino, ambas aplicadas pelo de tempo 15 segundos e nas respectivas superfícies a serem ensaiadas. Após as medições, foram obtidos a média e o desvio padrão.

Além disso, para os discos recobertos, foi realizada a investigação da dureza na seção transversal. Para cada um desses materiais foram obtidos 3 perfis com 15 endentações cada, sendo estas espaçadas por 100 µm. A carga utilizada foi de 0,1 kgf e o tempo de aplicação de 15 segundos. Após as medições, as médias e desvio padrão de cada ponto dos perfis foram calculados, formando um perfil médio para cada material.

A caracterização topográfica foi realizada através do analisador tridimensional de superfícies Talysurf CLI 1000, da Taylor Hobson Precision, localizado no LCSM/UFES, utilizando a medição por contato. Os discos foram analisados

como recebidos. Já os pinos foram analisados apenas após o procedimento de lixamento descrito adiante.

Para cada material, foram realizadas a medição de 3 áreas aleatórias de 1x1 mm. O espaçamento foi de 0,5 μm entre pontos e de 15 μm entre linhas, com velocidade de leitura de 500 $\mu\text{m/s}$. Destas áreas, foi extraído o parâmetro de rugosidade S_q , obtido o valor médio e seu respectivo desvio padrão. Esses valores foram obtidos através do tratamento de imagens pelo software MountainsMap® Premium versão 7.2.7344 (versão de avaliação) utilizando a norma ISO 25178.

3.3. PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Todos os discos foram entregues usinados, com sua superfície retificada e adequada para os ensaios, então não foi necessário nenhum tipo de preparação superficial.

Os pinos, apesar de fabricados pelo processo de torneamento e serem retificados, sua superfície não era adequada ao ensaio de desgaste por deslizamento (conforme a Figura 3.1a), sendo, assim, necessário prepará-la antes dos ensaios. Para isso eles passaram por um processo de lixamento.

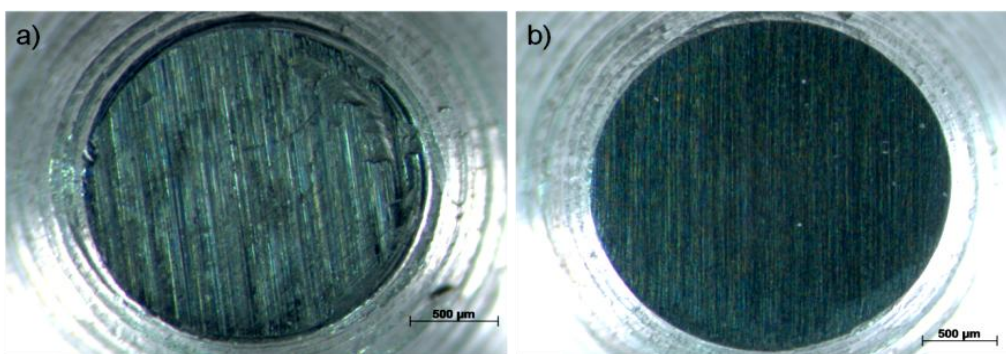


Figura 3.1 – Superfície do pino como recebido, antes do processo de lixamento em (a). E após a preparação em (b).

Buscando uma melhor conformidade entre as superfícies, foi adaptada uma lixa #800 no tribômetro. A lixa foi colada na superfície de um disco e o pino posicionado na mesma posição de ensaio, dessa forma a superfície do pino foi lixada (Figura 3.1b).

Após esse processo, os pinos foram levados ao microscópio estereoscópico Zeiss, localizado no LCSM/UFES, para avaliação visual da superfície e para medir o raio inicial de contato, que deveria ser $1,00 \pm 0,05$ mm. Esse valor foi utilizado apenas como critério de controle do processo de lixamento.

Após essa etapa de preparação, antes dos ensaios todas as amostras foram limpas através de um equipamento ultrassônico utilizando acetona e álcool etílico absoluto por 5 minutos cada e nesta sequência.

3.4. ENSAIOS TRIBOLÓGICOS

Para os ensaios tribológicos, foi utilizado o tribômetro Phoenix PLINT TE67, localizado no TRICORRMAT/UFES, na configuração pino-disco, sem lubrificação, conforme apresentado na Figura 3.2.

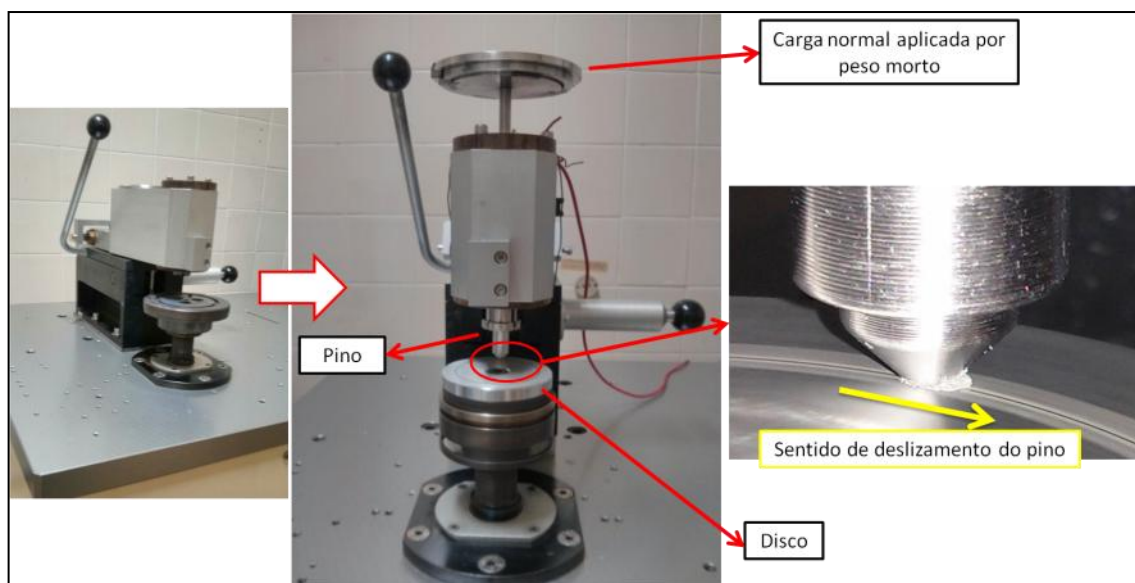


Figura 3.2 – Foto do tribômetro Phoenix PLINT TE67, localizado no TRICORRMAT/UFES, utilizado para os ensaios tribológicos com detalhe para o contato pino-disco.

A aplicação da carga normal foi feita por peso morto e utilizando os seguintes valores: 7,3 N, 15,2 N, 23,0 N e 29,9 N. Estes correspondem às pressões de contato iniciais de, aproximadamente: 2,3 MPa, 4,9 MPa, 7,4 MPa e 9,6 MPa, respectivamente.

O tempo de cada ensaio foi de uma hora. O raio da pista de desgaste foi de 28 mm e a rotação utilizada foi de 68 rpm, o que implica em uma velocidade

tangencial de 0,2 m/s e uma distância de deslizamento de, aproximadamente, 717 m.

Foram realizados ensaios em duas temperaturas: ambiente (temperatura de 25 ± 5 °C e umidade relativa do ar de 70 ± 20 %) e a 500 °C. No caso da condição de temperatura ambiente, foi realizado apenas um ensaio para cada carga normal devido à quantidade limitada de amostras. Já para a condição de alta temperatura, foram realizados dois ensaios para cada condição de carregamento.

Durante os ensaios, a força de atrito foi monitorada. Sua aquisição se deu na taxa de 1 Hz e foi realizada através de uma célula devidamente calibrada.

3.4.1. Aquecimento e medição da temperatura

O aquecimento foi obtido pelo processo de indução magnética com o equipamento *Easy Heat 0112*, produzido pela *Ambrell* e acoplado ao tribômetro citado anteriormente, apresentado na Figura 3.3.



Figura 3.3 – Aquecedor indutivo *Easy Heat 0112*, da *Ambrell*.

Para obter a temperatura de ensaio desejada (500 °C) foram necessários vários testes. Alguns formatos de bobinas e posições da mesma foram testados. O formato da bobina escolhido foi o circular com uma espira.

O aquecimento indutivo direto no disco de ensaio não resultou em valores maiores que 380 °C. Por isso, optou-se por aquecer um disco de aço e posicionar a amostra para ensaio sobre ele, como apresentado na Figura 3.4.

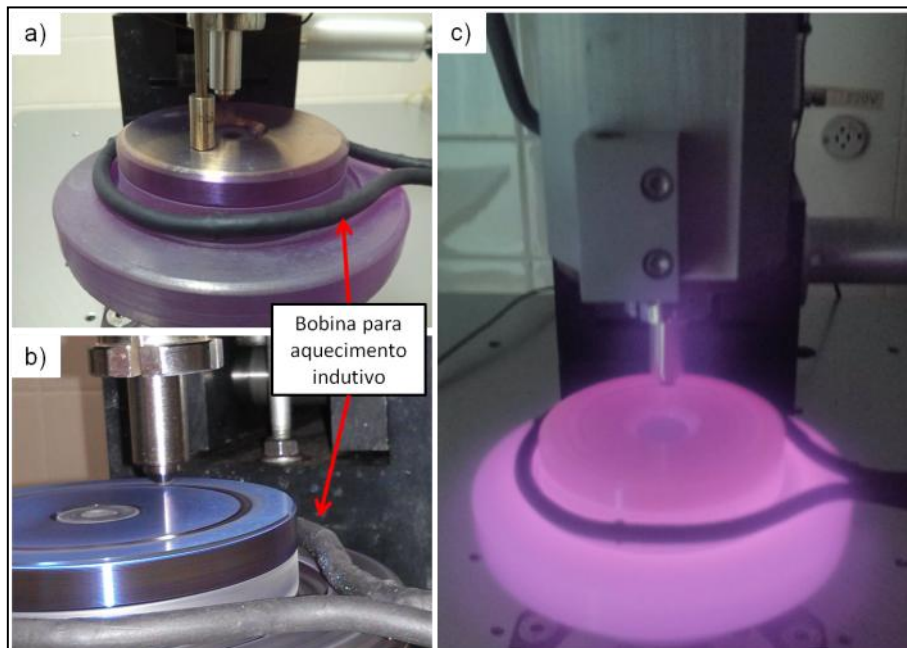


Figura 3.4 – Em (a), esquema de aquecimento utilizado para realização dos ensaios; Em (b), o posicionamento do da bobina próximo ao disco; Em (c), uma foto mostrando a irradiação de luz emitida pelo conjunto aquecido.

Dessa forma, enquanto o disco de aço era aquecido por indução magnética, a amostra sofria aquecimento por condução. Assim foi possível atingir valores de 500 °C na superfície do disco a ser ensaiado.

A medição de temperatura foi realizada na superfície do disco através de um termopar do tipo K, como apresentado na Figura 3.5. Este termopar foi calibrado no Laboratório de Estudos sobre Transições de Fases (LETRAF) da UFES, apresentando erro menor que 1 °C.

Como é necessário haver o contato entre o medidor e a região a ser medida, não foi possível realizar o monitoramento da temperatura com o disco em movimento e durante o ensaio.

Desse modo, o procedimento de verificação da temperatura durante o aquecimento da amostra antes do ensaio teve que ser realizado em intervalos. Durante 10 minutos os discos eram colocados em movimento a uma velocidade de 50 rpm com a finalidade de equalizar o aquecimento. Após esse tempo, com os discos parados, o termopar era posicionado como apresentado na Figura 3.5 e a temperatura era monitorada por 5 minutos. Caso não atingisse 500 °C nesse tempo, o termopar era retirado e o disco girava

novamente. Esse procedimento foi realizado até atingir a temperatura de ensaio na superfície do disco a ser ensaiado.

Após atingir a temperatura de ensaio, o pino foi posicionado, a carga normal aplicada, e deu-se início ao ensaio.

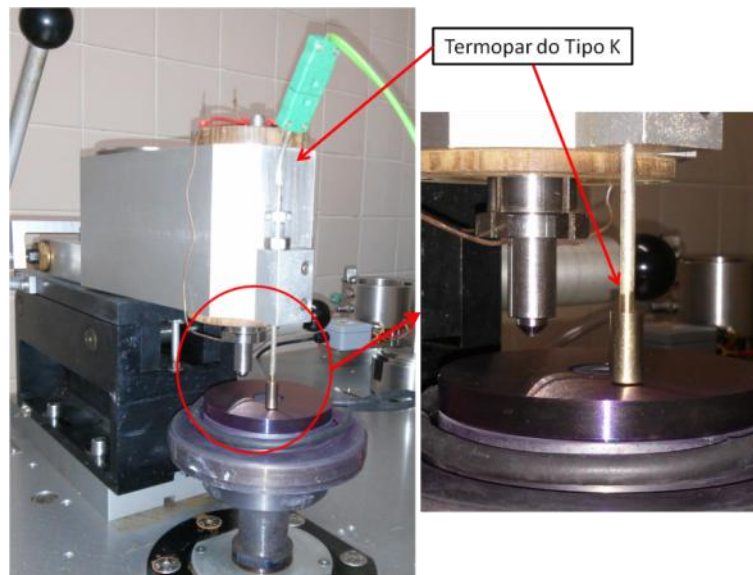


Figura 3.5 – Medição da temperatura realizada através do termopar tipo K.

Para garantir a manutenção da temperatura, a potência fornecida pelo aquecedor indutivo e a frequência com que essa potência era fornecida foram monitoradas. Os valores foram de, aproximadamente, 1300 W e 219 kHz para a potência e frequência, respectivamente, durante todo o aquecimento da amostra e do ensaio.

3.5. AVALIAÇÃO DO DESGASTE

3.5.1. Volume desgastado

Para calcular o volume desgastado nos discos, utilizou-se o mesmo analisador tridimensional de superfície citado anteriormente. Foram analisados 8 perfis transversais à pista de desgaste, conforme apresentado na Figura 3.6.

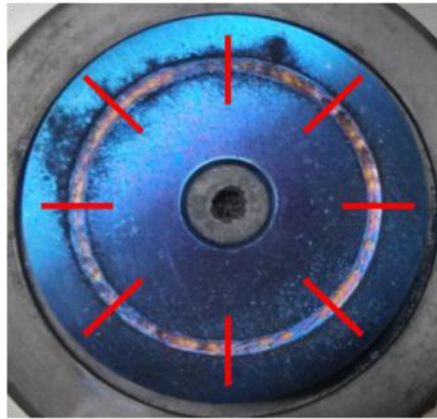


Figura 3.6 – Esquema de posicionamento dos perfis utilizados para medir o volume desgastado ao longo da trilha de desgaste.

Para cada perfil, foi obtido o valor da seção transversal da trilha de desgaste, conforme a Figura 3.7. Apenas a área do vale foi considerada para estimar o volume desgastado, que foi calculado pela multiplicação da área pelo comprimento da circunferência. Assim, foi possível obter o volume médio para cada de ensaio. O programa utilizado para a obtenção desses dados foi o TalyMap Gold 4.1.2.4621.

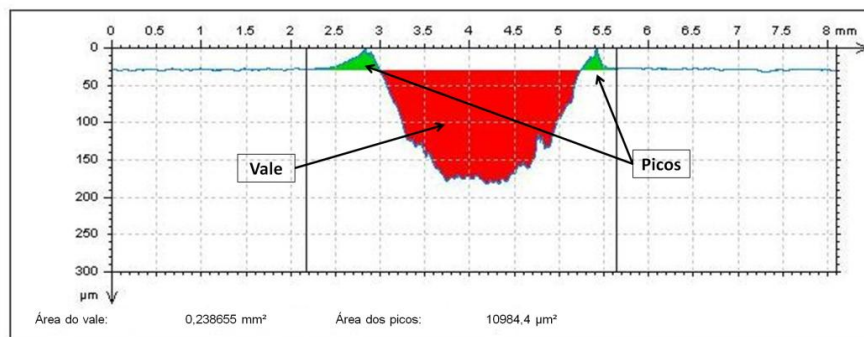


Figura 3.7 – Exemplo de perfil extraído da trilha de desgaste para cálculo do volume desgastado.

Já para os pinos, o cálculo do volume desgastado aproximado foi possível devido a sua geometria cônica com ângulo de 90°, conforme o desenho apresentado no APÊNDICE A.

Através da fórmula do volume do tronco de um cone, pode-se determinar o volume desgastado (V) em função do raio inicial (r) e final do pino (R).

$$V = \frac{\pi}{3} \cdot (R^3 - r^3) \quad (1)$$

Considerando o raio inicial (r) igual para todos os pinos e com valor de 1 mm, o volume desgastado foi obtido.

3.5.2. Mecanismos de desgaste

Para a investigação dos mecanismos de desgaste, foi utilizado o analisador tridimensional de superfícies, o microscópio estereoscópico e o MEV EVO 40, já citados anteriormente.

Através da perfilometria 3D foi possível obter uma imagem tridimensional de trechos da trilha de desgaste, possibilitando identificar a morfologia da mesma. E em conjunto com os microscópios estereoscópico e eletrônico de varredura foi possível observar os mecanismos de desgaste em detalhe, possibilitando suas identificações.

Além disso, foram realizadas análises por EDS através do detector AZtec 2.1A, da marca Oxford, acoplado ao MEV EVO MA10, também já citado anteriormente. Isso permitiu a identificação da composição elementar da trilha de desgaste.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

4.1.1. Microestrutura e análise química dos materiais

4.1.1.1. Aço inoxidável supermartensítico 13%Cr

A microestrutura do material do pino está mostrada na Figura 4.1. Ela é semelhante àquela apresentada por (MA *et al.*, 2012). Sendo composta por grãos prévios de austenita subdivididos por finas lamelas de martensita.

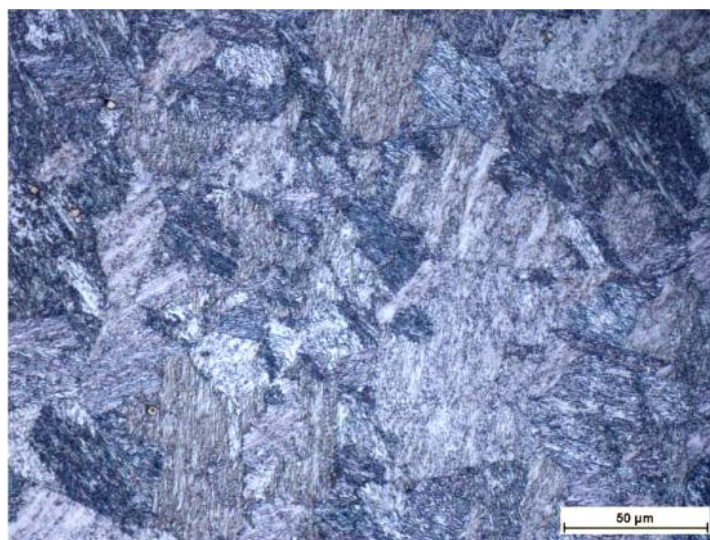


Figura 4.1 – Microestrutura do material utilizado para fabricação do pino revelada através do ataque com solução de Vilella.

4.1.1.2. Liga de Co-Cr-Fe

A composição química da liga de Co-Cr-Fe mensurada através das técnicas de espectrometria de plasma, de espectrofotometria de absorção atômica e de análise química do carbono e do enxofre é apresentada na Tabela 4.1

Tabela 4.1 – Tabela de composição da liga de Co-Cr-Fe.

Elemento	Co	Cr	Fe	C	W	Mo	Si
Composição (%)	47,72	29,83	19,09	0,22	0,18	0,33	0,96

A liga utilizada neste trabalho é um material com composição intermediária entre as duas citadas por Deal *et al.* (2007), mas apresenta uma composição semelhante àquela apresentada na Tabela 2.4. Por isso ela não pode ser

chamada de *Alloy 250* ou de *UMCo 50*, sendo tratada, neste trabalho, por liga de Co-Cr-Fe.

A Figura 4.2 apresenta a microestrutura da liga de Co-Cr-Fe. Ela é composta por uma estrutura dendrítica, bruta de fusão, com precipitados interdendríticos.

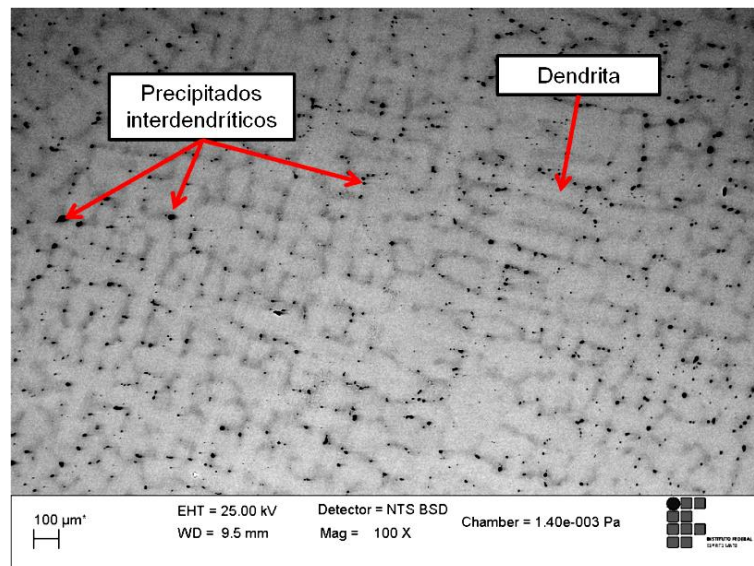


Figura 4.2 – Micrografia da microestrutura da liga de Co-Cr-Fe obtida em MEV sem ataque químico.

4.1.1.3. *Stellite 1*

Conforme já apresentado na seção 2.3.3.2, a liga *Stellite 1* é hiper-eutética e possui uma microestrutura de carbonetos primários dispersos numa matriz eutética interdendrítica de solução sólida de cobalto com carbonetos secundários. Isso pode ser comprovado pela Figura 4.3, a qual mostra a micrografia da liga *Stellite 1*.

O espectro da análise por EDS e a composição química, apresentados na Figura 4.4, mostram que o recobrimento utilizado possui uma composição bem próxima daquela apresentada pelo pó utilizado para deposição (KENNAMETAL, 2013).

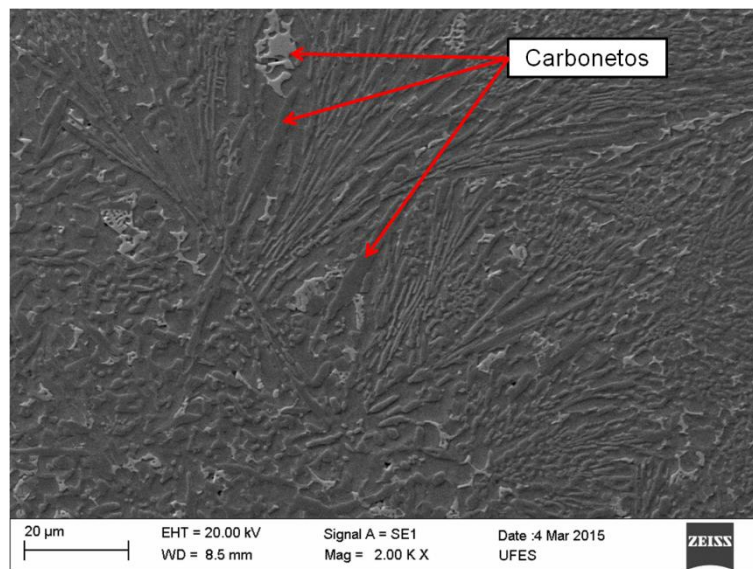


Figura 4.3 – Micrografia da microestrutura da liga de *Stellite 1* obtida em MEV após o ataque químico utilizando a solução de HCL + H₂O₂.

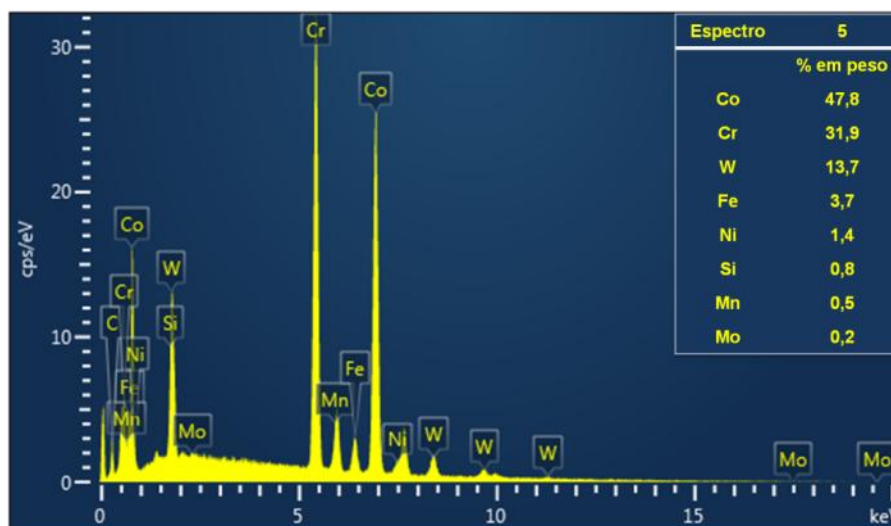


Figura 4.4 – Análise por EDS da amostra de *Stellite 1* com sua respectiva composição química em peso.

4.1.1.4. *Stellite 6*

O *Stellite 6* apresenta uma microestrutura hipo-eutética, como já discutido na seção 2.3.3.2. Desse modo, ela é composta por dendritas primárias de solução sólida cobalto, cercadas por uma rede de carbonetos eutéticos. Isso pode ser observado na

Figura 4.5, a qual apresenta a micrografia do revestimento de *Stellite 6*.

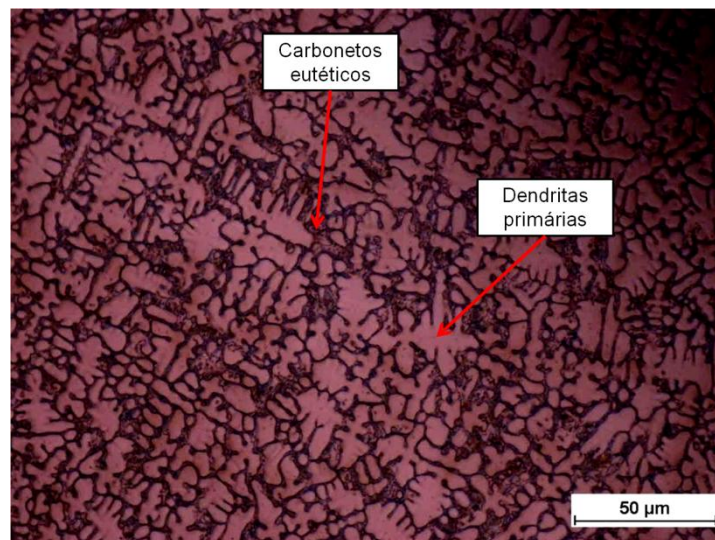


Figura 4.5 – Micrografia da microestrutura da liga *Stellite 6* obtida em microscópio óptico após ataque químico utilizando a solução de $\text{HCl} + \text{FeCl}_3 + \text{H}_2\text{O}$.

O espectro da análise por EDS e a composição química, apresentados na Figura 4.6, demonstram como o recobrimento possui uma composição semelhante àquela apresentada pelo pó utilizado no processo de recobrimento por *laser cladding* (KENNAMETAL, 2013).

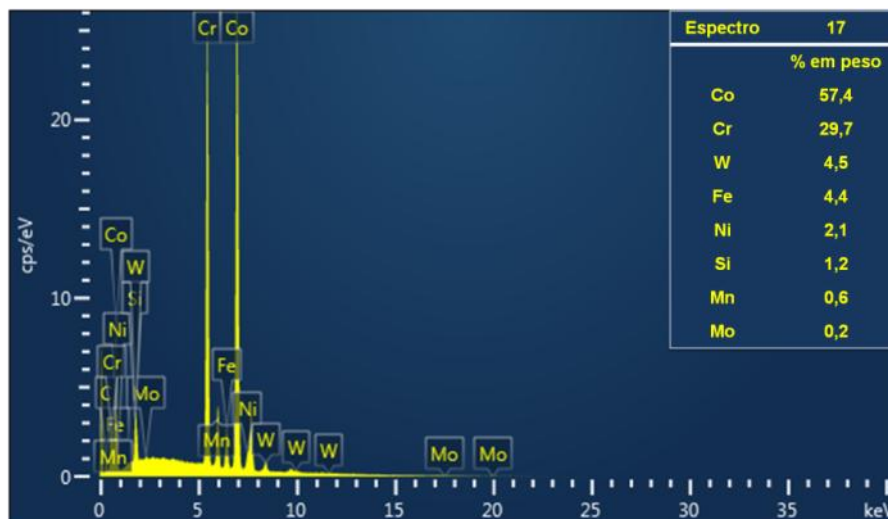


Figura 4.6 – Análise por EDS da amostra de *Stellite 6* com sua respectiva composição química em peso.

4.1.1.5. *Stellite 12*

Como apresentado na seção 2.3.3.1, a porcentagem de carbono na liga *Stellite 12* é bem próxima daquela apresentada na liga *Stellite 6*. Por isso, ambas são hipo-eutéticas e possuem microestruturas semelhantes.

A Figura 4.7 apresenta a microestrutura do revestimento com a liga de *Stellite 12*. Nela é possível notar a estrutura dendrítica da matriz cobalto em solução sólida cercada pela rede eutética de carbonetos.

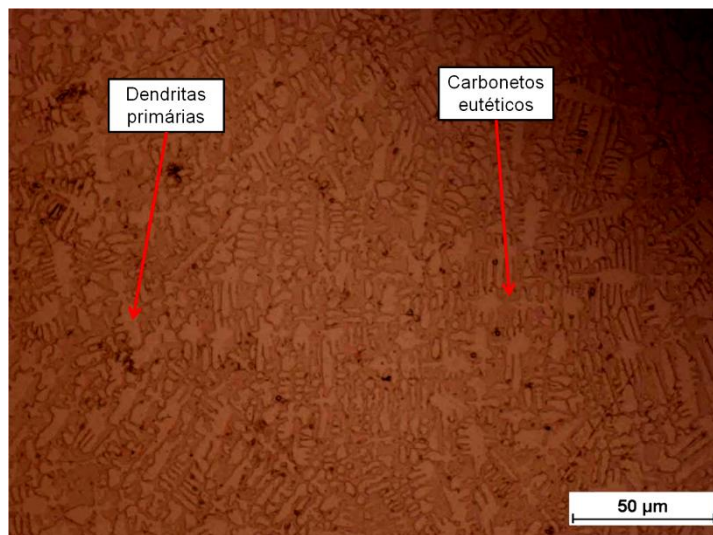


Figura 4.7 – Micrografia da microestrutura da liga *Stellite 12* obtida em microscópio óptico após ataque químico utilizando a solução de HCL + H₂O₂.

A Figura 4.8 apresenta o espectro da análise realizada através de EDS e sua respectiva composição química. Assim como as anteriores, os valores apresentados demonstram que o recobrimento possui uma composição semelhante àquela fornecida pelo fabricante do pó utilizado para deposição (KENNAMETAL, 2013).

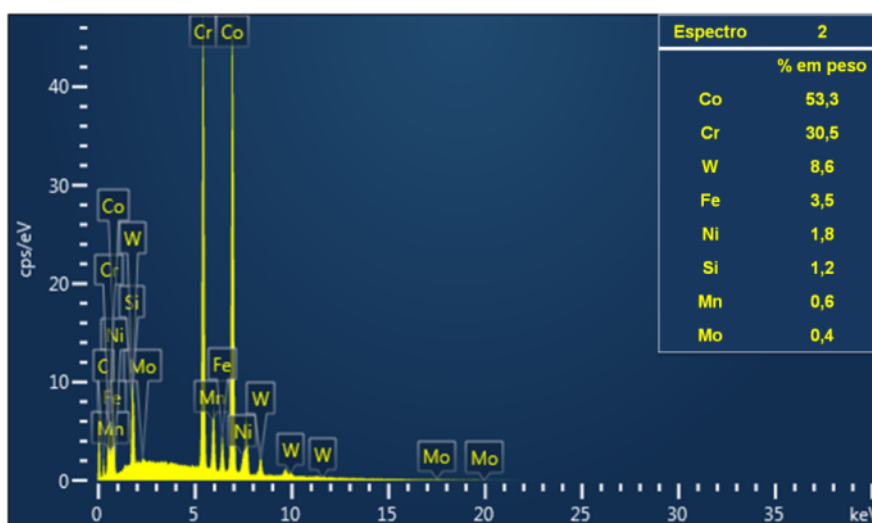


Figura 4.8 – Análise por EDS da amostra de *Stellite 12* com sua respectiva composição química em peso.

4.1.2. Dureza

O valor da dureza medido para o material do pino foi de 287 ± 4 HV 1. Já os valores obtidos para os materiais utilizados na composição do disco são apresentados na Figura 4.9.

Como esperado, o *Stellite 1* apresentou maior dureza entre os materiais utilizados para confecção dos discos. Além de possuir maior teor de carbono, ele também possui maior porcentagem em peso de tungstênio, que é um dos principais elementos endurecedores por solução sólida nos *Stellites*.

As ligas *Stellite 12* e *Stellite 6* apresentaram valores de dureza próximos. Isso pode ser explicado pela sua semelhança tanto na composição química quanto na microestrutura. A diferença entre elas está no fato de a primeira apresentar uma maior porcentagem de carbono e tungstênio que a segunda e isso explica o maior valor de dureza do revestimento de *Stellite 12*.

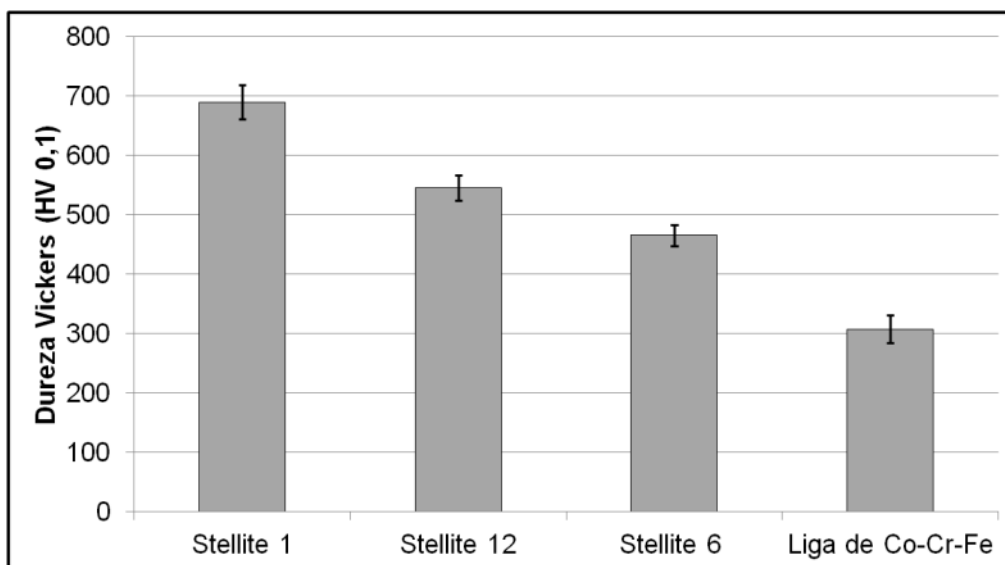


Figura 4.9 – Comparação da dureza Vickers dos materiais utilizados na confecção dos discos para este trabalho.

A liga de Co-Cr-Fe apresentou o menor valor de dureza entre as quatro apresentadas. Ela possui uma quantidade muito pequena de carbono em sua composição. O mesmo pode ser dito sobre os elementos endurecedores por solução sólida com o cobalto, como já exposto anteriormente.

Este gráfico comprova dependência da quantidade de carbono e tungstênio no que se refere a essa propriedade nos materiais estudados. E mostra, também,

que os valores de dureza encontrada estão próximos àqueles apresentados pelo fabricante, conforme já exposto na Tabela 2.3.

4.1.2.1. Perfis de dureza

Para os discos recobertos com a técnica de *laser cladding*, foram realizados perfis de dureza na seção transversal, como mostrado na Figura 4.10. Nela são apresentadas as micrografias ópticas da seção transversal das ligas *Stellite 1*, *12* e *6*, respectivamente em (a), (b) e (c), na qual foram realizadas as medições. A região mais escura representa a camada depositada.

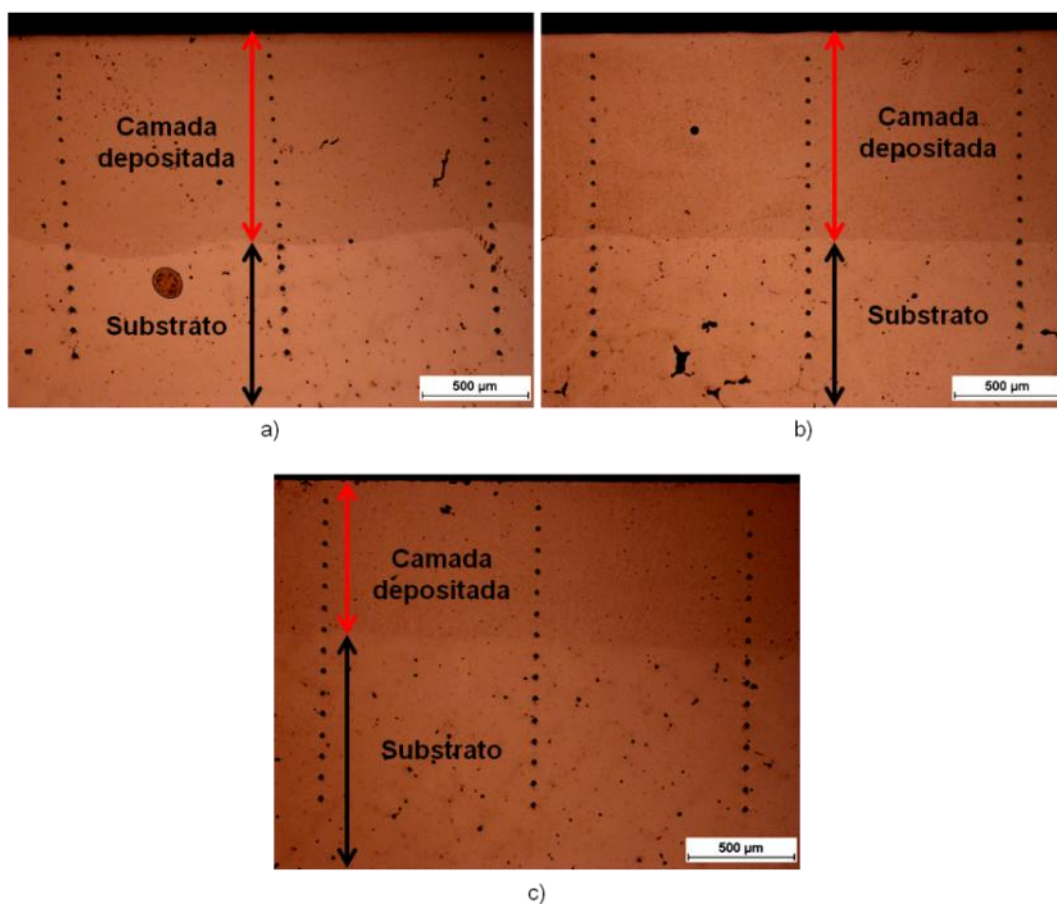


Figura 4.10 – Micrografia óptica sem ataque dos perfis de durezas da amostra revestida por *Stellite 1* (a), *Stellite 12* (b) e *Stellite 6* (c).

É possível notar, pela Figura 4.10, que as camadas depositadas de *Stellite 1* e *12* apresentam maior espessura, em torno de 1 mm, do que a de *Stellite 6*, em torno de 0,8 mm. Essa diferença pode ter sido causada pela usinagem após a deposição do material.

Outro ponto importante a destacar-se, também de provável origem no processo de fabricação dos discos, é apresentado na Figura 4.11. Esta traz a seção transversal do revestimento de *Stellite 1*, o qual apresentou trincas subsuperficiais.

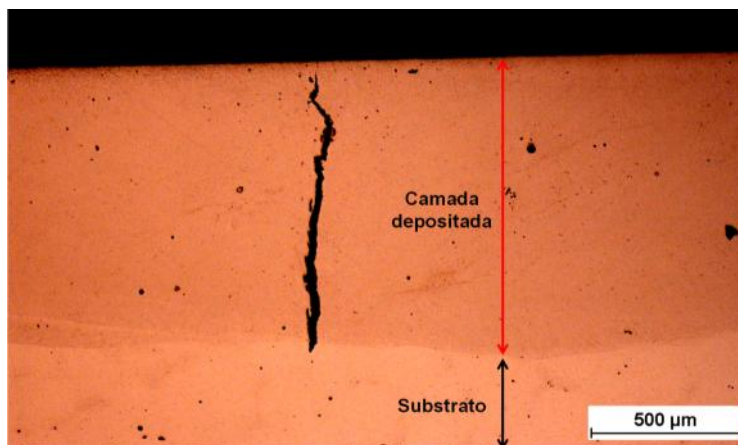


Figura 4.11 – Micrografia óptica da seção transversal, sem ataque, da amostra revestida por *Stellite 1*.

A Figura 4.12 apresenta o perfil médio de dureza obtido para o disco com deposição de *Stellite 1*. O aumento do desvio padrão dos pontos próximo à linha de transição de dureza e a queda suave na curva foram causados pela variação na espessura da camada, como pode ser observado na Figura 4.10(a).

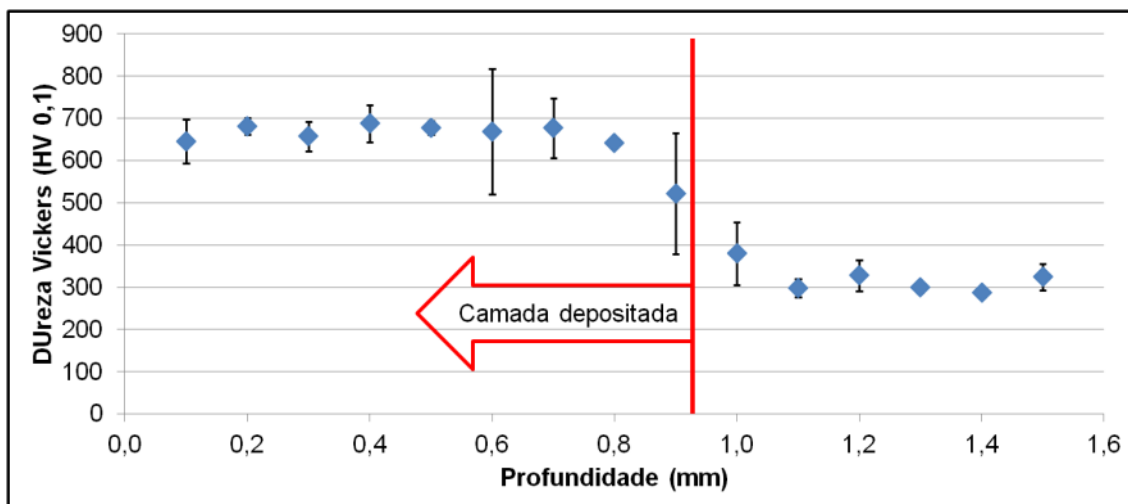


Figura 4.12 – Perfil de dureza Vickers em função da profundidade para um corte transversal do disco recoberto por *Stellite 1*.

Os perfis médios de dureza da seção transversal dos discos com depósito de *Stellite 12* e *6* são apresentados, respectivamente, na Figura 4.13 e Figura

4.14. Neles é possível observar uma queda brusca de dureza na região de transição entre a camada depositada e o substrato.

Apesar de alguns pontos no perfil de *Stellite 1* apresentarem uma barra de desvio padrão grande, pode-se dizer que há homogeneidade nos valores de dureza obtidos ao longo da camada dos materiais depositados. Além disso, os valores de dureza encontrados para o substrato de todos os três perfis são condizentes com aquele obtido para a liga de Co-Cr-Fe, o qual foi apresentado na Figura 4.9.

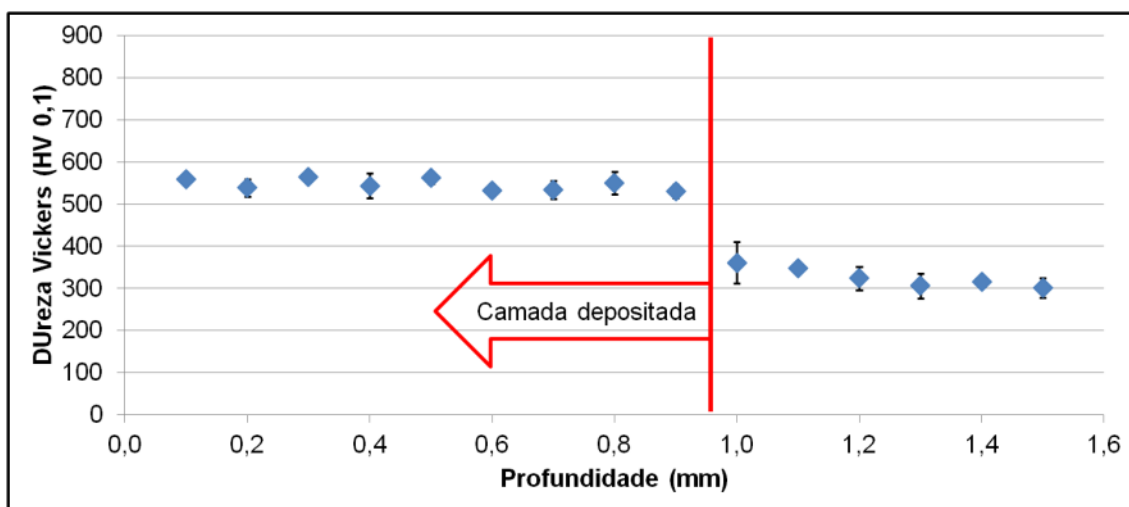


Figura 4.13 – Perfil de dureza Vickers (HV 0,1) em função da profundidade para um corte transversal do disco recoberto por *Stellite 12*.

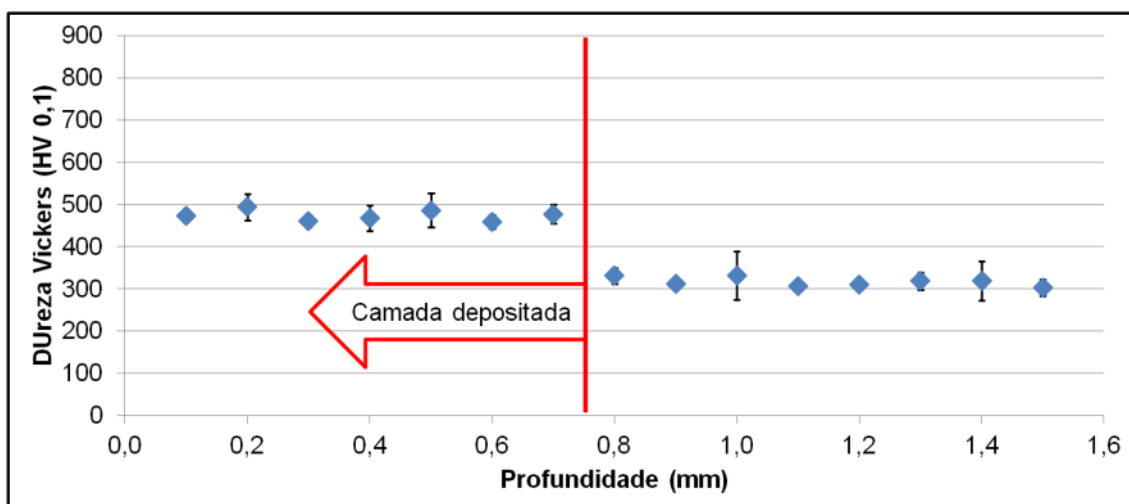


Figura 4.14 – Perfil de dureza Vickers (HV 0,1) em função da profundidade para um corte transversal do disco recoberto por *Stellite 6*.

4.1.3. Caracterização superficial antes dos ensaios

Através do analisador tridimensional de superfície foram obtidas topografias das amostras antes dos ensaios. A Figura 4.15 apresenta a imagem representativa das superfícies dos pinos e, na Figura 4.16, estão imagens representativas das superfícies dos discos.

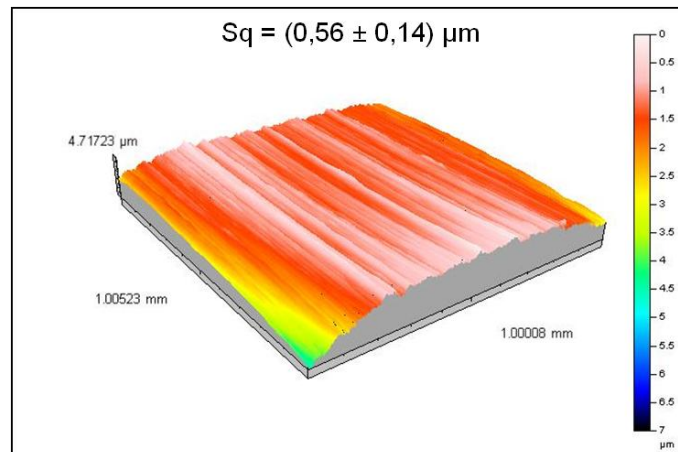


Figura 4.15 – Imagem topográfica representativa da superfície dos pinos antes do ensaio.

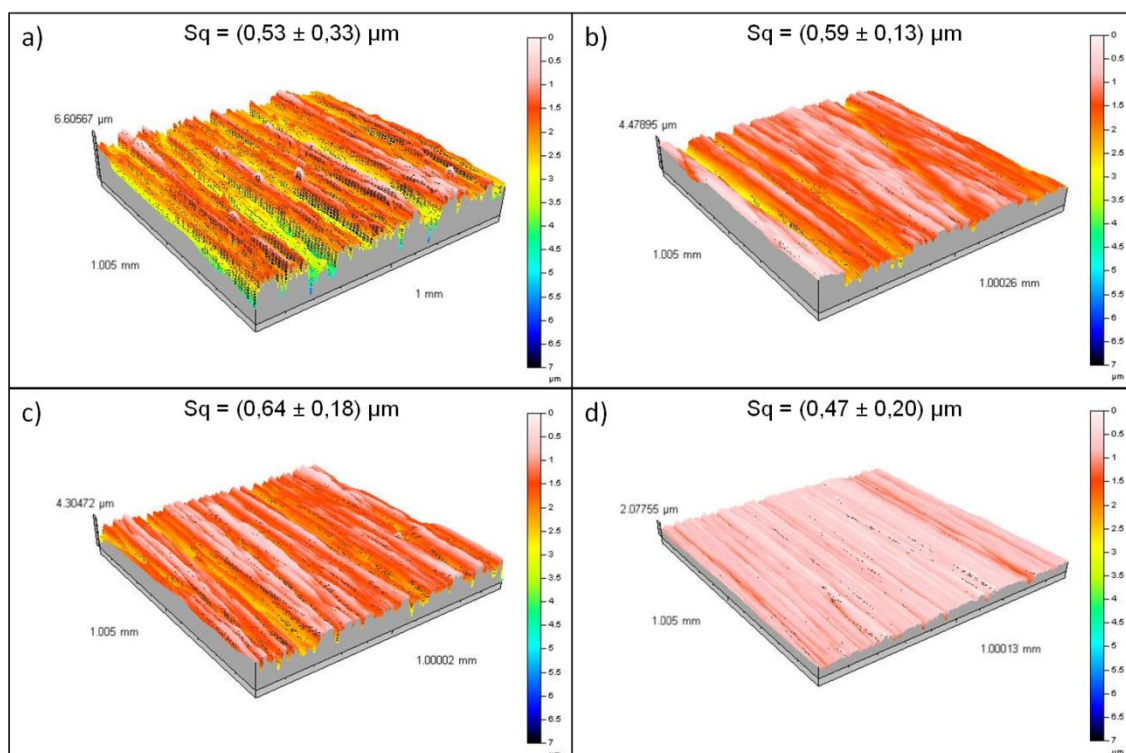


Figura 4.16 – Imagens topográficas representativas da superfície dos discos antes do ensaio. (a) Liga de Co-Cr-Fe; (b) Stellite 1; (c) Stellite 6; (d) Stellite 12.

Destas superfícies foram obtidos os parâmetros de rugosidade Sq apresentados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Valores de Sq das amostras antes dos ensaios.

Material	Sq (μm)
Disco – Liga de Co-Cr-Fe	0,53 \pm 0,33
Disco - <i>Stellite 1</i>	0,59 \pm 0,13
Disco - <i>Stellite 6</i>	0,64 \pm 0,18
Disco - <i>Stellite 12</i>	0,47 \pm 0,20
Pino	0,56 \pm 0,14

4.2. COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO

4.2.1. Atrito

4.2.1.1. Ensaios realizados a temperatura ambiente

A observação do coeficiente de atrito (μ) durante o deslizamento é importante para caracterizar o comportamento do par tribológico. Através dele é possível notar a resistência ao movimento, à quebra e formação de filmes óxidos e às mudanças e transições de mecanismos de desgaste. Estes fenômenos podem ser representados pelas variações nas curvas de coeficiente de atrito em função do tempo.

A Figura 4.17 apresenta essas curvas de atrito em função do tempo para os pares estudados, neste trabalho, em temperatura ambiente.

A liga de Co-Cr-Fe (Figura 4.17a) apresentou curvas de atritos semelhantes ao variar a carga normal nos ensaios, e seu coeficiente de atrito permaneceu entre 0,2 e 0,4, aproximadamente. Já a liga de *Stellite 1* (Figura 4.17b) apresentou uma maior variação do comportamento do coeficiente de atrito com a carga normal aplicada, estando seus valores entre 0,2 e 0,8.

Os ensaios com a liga *Stellite 6* (Figura 4.17c) apresentaram, assim como a liga Co-Cr-Fe, curvas de atrito semelhantes mesmo com a variação da carga normal. Para este par, os valores de μ estiveram entre 0,2 e 0,6.

Para o caso da liga *Stellite 12* (Figura 4.17d), apenas a menor carga apresentou um comportamento diferente dentre as estudadas, com valores de

μ variando entre 0,3 e 0,8. Nas outras três cargas normais utilizadas, as curvas de atrito foram semelhantes entre si, apresentando variação do coeficiente de atrito em função do tempo com valores entre 0,2 e 0,4.

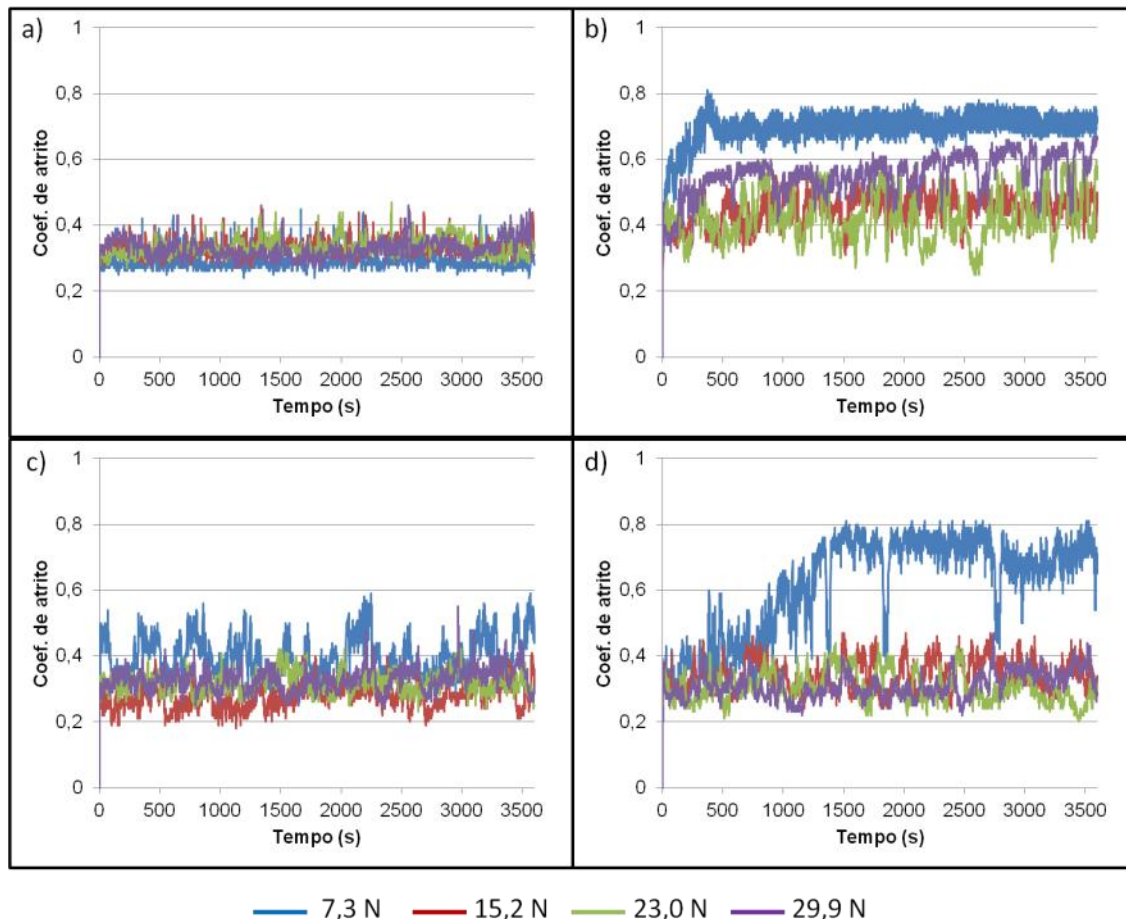


Figura 4.17 – Coeficiente de atrito em função do tempo para os ensaios realizados em temperatura ambiente. (a) Liga de Co-Cr-Fe; (b) *Stellite 1*; (c) *Stellite 6*; e (d) *Stellite 12*.

A Figura 4.18 apresenta o coeficiente de atrito médio em função da carga normal para os ensaios realizados em temperatura ambiente. Este valor médio foi calculado desconsiderando um tempo inicial, o *running-in*, de 1500 segundos.

Entre os materiais utilizados, a liga *Stellite 1* apresentou o maior valor médio de μ em, praticamente, todas as cargas normais. Apesar de esses valores variarem com a carga normal, esse comportamento não sugere nenhuma relação direta. Já para a liga de *Stellite 6* e a liga de Co-Cr-Fe é possível notar que o coeficiente de atrito médio permanece quase constante com a variação da carga normal aplicada.

No caso do *Stellite 12*, a menor carga apresentou o maior valor médio de μ . Os valores de μ para as outras três cargas apresentaram valores próximos, sem grandes variações.

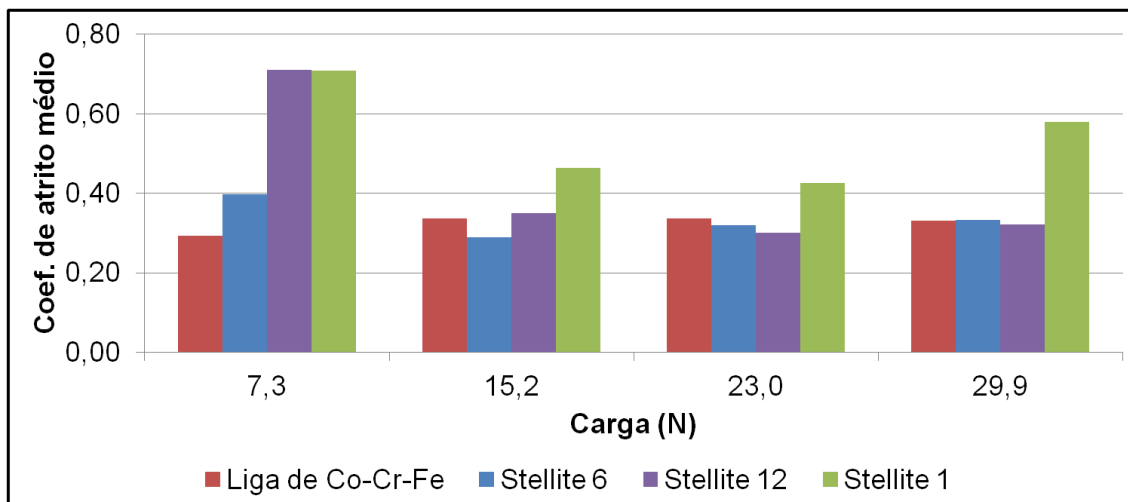


Figura 4.18 – Coeficiente de atrito médio em função da carga normal aplicada para os ensaios realizados em temperatura ambiente.

Outro ponto interessante a se observar é que, excluindo a menor carga, o coeficiente de atrito médio para as ligas Co-Cr-Fe, *Stellite 6* e *12* são aproximadamente iguais a 0,3. Esse valor pode ser considerado baixo para um contato metálico sem lubrificação (HUTCHINGS, 1992).

Apesar de realizar ensaios na configuração pino-disco com uma velocidade diferente (0,4 m/s), Tauffer (2014) utilizou pressões de contato semelhantes às aquelas apresentadas neste trabalho. Com pino de aço inoxidável supermartensítico e disco de liga de Co-Cr-Fe, ele obteve valores de coeficiente de atrito menores que 0,01, para uma pressão de contato de 9,1 MPa, e valores médios de 0,33 e 0,38, para pressões de contato de 2,2 MPa e 4,4 MPa, respectivamente.

Carol *et al.* (2015), ao realizar ensaios na configuração disco-anel, sendo o disco fabricado com Inconel 718 e o anel apresentando uma camada de recobrimento duro de *Stellite 6* obtida pelo processo de *laser cladding*, chegou a valores de $0,19 \pm 0,07$ para o coeficiente de atrito.

4.2.1.2. Ensaios realizados a 500 °C

Os ensaios em elevada temperatura (500 °C) apresentaram boa repetibilidade de acordo com suas curvas de atrito em função do tempo. A Figura 4.19 traz essas curvas para a liga de Co-Cr-Fe, de *Stellite 1*, de *Stellite 6* e de *Stellite 12*, respectivamente em a, b, c e d. É possível notar como as curvas de atrito dos dois ensaios realizados quase se sobrepõem.

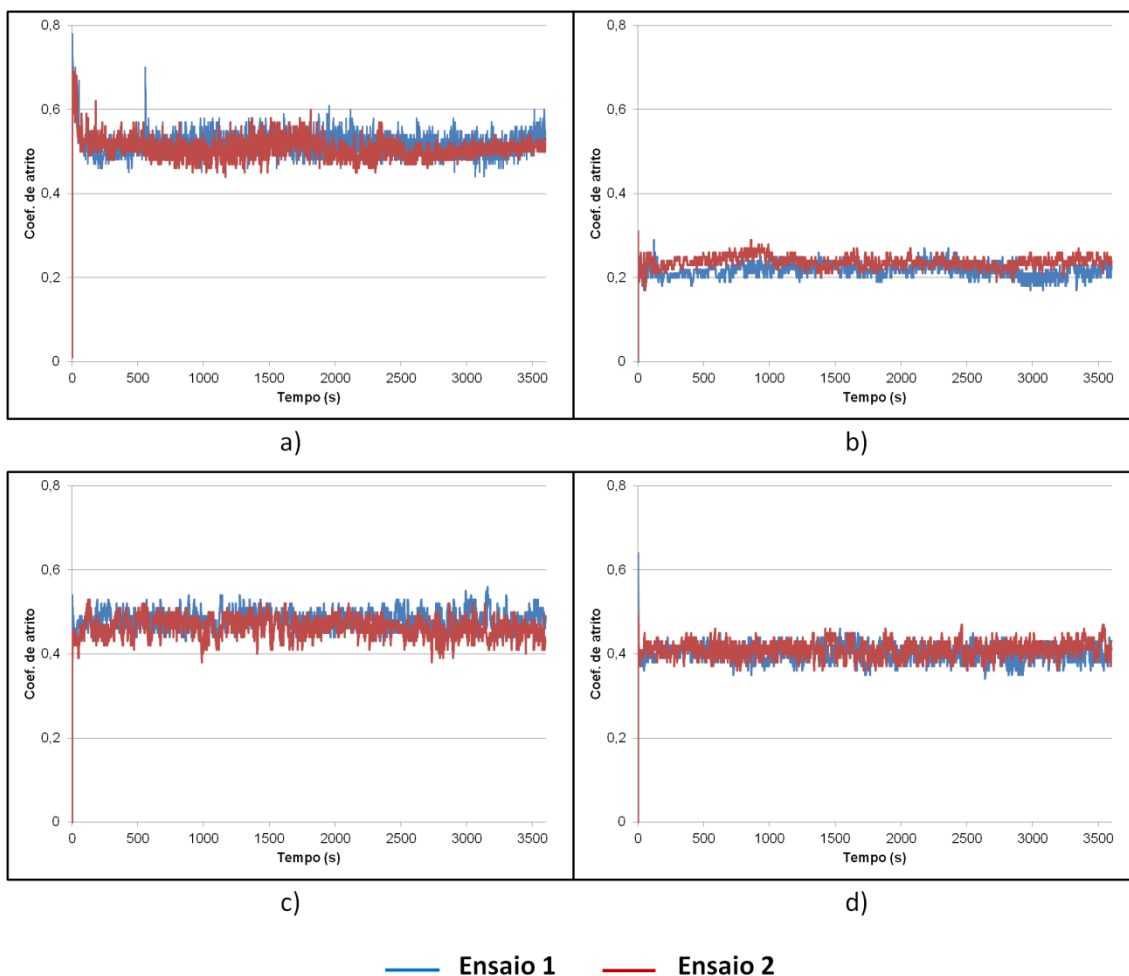


Figura 4.19 – Coeficiente de atrito em função do tempo para os ensaios realizados a 500 °C. (a) Liga de Co-Cr-Fe com carga normal de 15,2 N ; (b) *Stellite 1* com carga normal de 7,3 N; (c) *Stellite 6* com carga normal de 23,0 N; e (d) *Stellite 12* com carga normal de 29,9 N.

Porém, para três condições houve uma considerável diferença entre as curvas de atrito dos ensaios realizados. Estas e as demais curvas de atrito dos ensaios em elevada temperatura estão presentes no APÊNDICE C.

A Figura 4.20 apresenta o coeficiente de atrito médio em função da carga normal aplicada para os ensaios realizados a 500 °C. Este valor médio foi

calculado da mesma forma que para os ensaios realizados em temperatura ambiente.

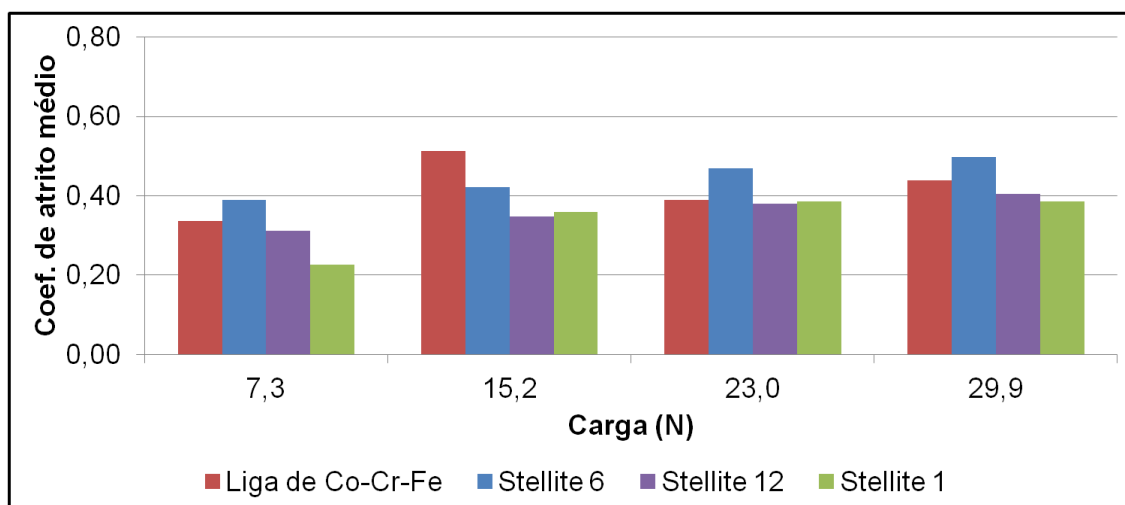


Figura 4.20 – Coeficiente de atrito médio em função da carga normal aplicada para os ensaios realizados a 500 °C.

De um modo geral, é possível observar uma pequena tendência de crescimento do coeficiente de atrito médio com o aumento da carga normal.

4.2.2. Desgaste em temperatura ambiente

Os resultados de volume desgastado médio para os discos nos ensaios de desgaste em temperatura ambiente são apresentados na Figura 4.21 e detalhados no APENDICE D.

A liga de Co-Cr-Fe foi a que apresentou maior volume desgastado em todas as cargas. E, diferente do relatado por Tauffer (2014), esse valor aumentou com o aumento da carga.

Para as outras ligas, de um modo geral, elas seguiram o mesmo comportamento apresentado por Kapoor (2012). O *Stellite 1*, a liga que apresenta maior teor de carbono, teve o menor volume desgastado, enquanto que o *Stellite 6*, que apresenta a menor porcentagem em peso de carbono, apresentou o maior desgaste. Isso reforça a ideia de que, em temperatura ambiente, a resistência ao desgaste destas ligas está relacionada com sua fração volumétrica de carboneto (ZHANG e ZHAO, 2013).

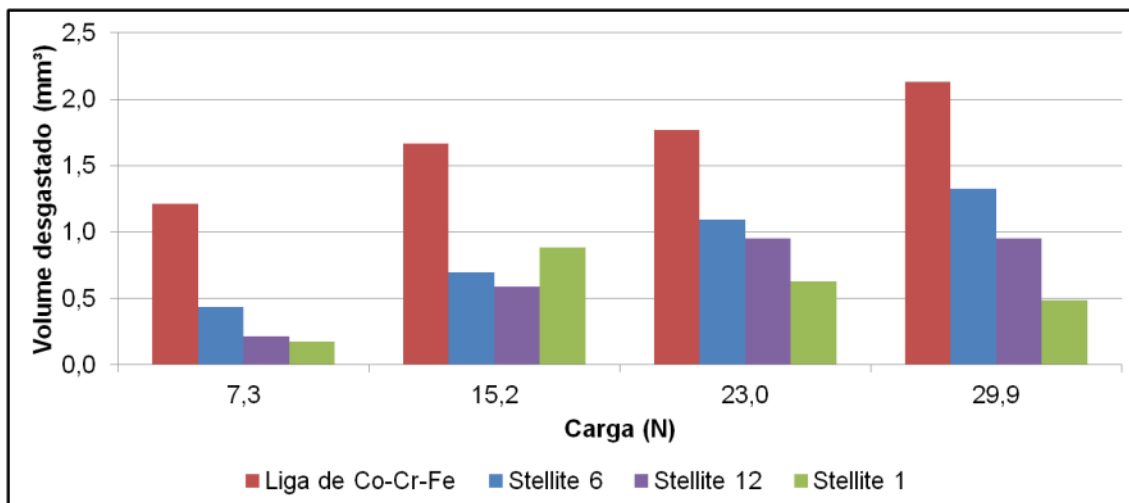


Figura 4.21 – Volume desgastado médio (mm³) dos discos em função da carga normal (N) aplicada para os ensaios em temperatura ambiente.

A Figura 4.22 apresenta o coeficiente de desgaste dimensional, na escala logarítmica, em função da carga normal aplicada para os materiais ensaiados na temperatura ambiente.

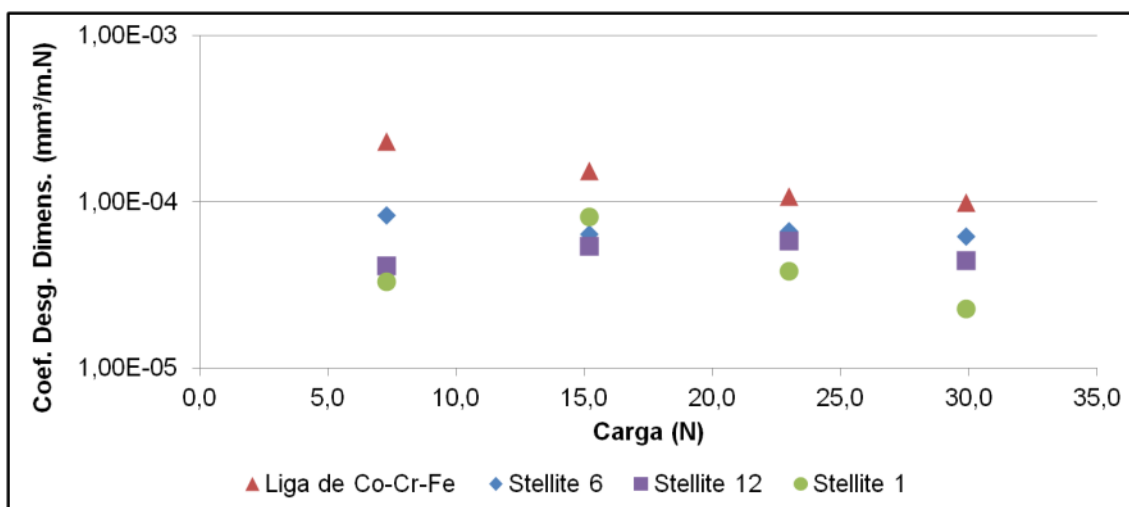


Figura 4.22 – Coeficiente de desgaste dimensional (mm³/N.m), na escala logarítmica, em função da carga normal aplicada (N) para os ensaios realizados na temperatura ambiente.

O aumento da carga normal não implica em grandes variações do coeficiente de desgaste dimensional, ou seja, eles permanecem na mesma ordem de grandeza. Por isso, pode-se sugerir que, para um mesmo material, a variação da carga normal não proporcionou uma mudança no mecanismo de desgaste (HUTCHINGS, 1992).

O volume de desgaste dos pinos foi considerado insignificante para a condição de temperatura ambiente.

4.2.3. Desgaste em temperatura elevada

A Figura 4.23 apresenta os resultados encontrados para o volume desgastado médio dos discos para os ensaios realizados a 500 °C em função da carga normal aplicada. Esses valores são detalhados no APENDICE E.

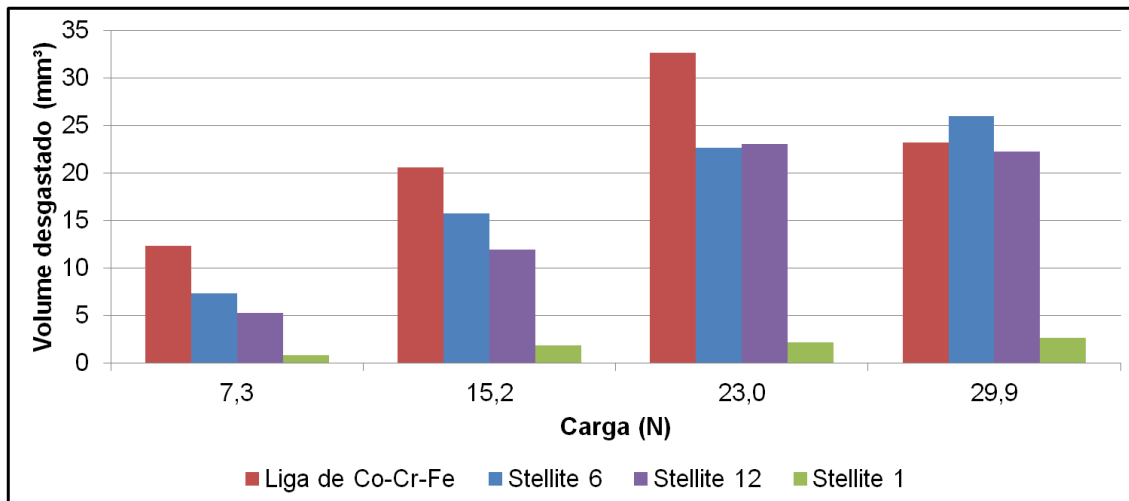


Figura 4.23 – Volume desgastado médio (mm³) em função da carga normal (N) aplicada para os ensaios realizados a 500 °C.

É possível notar que, no geral, a liga de Co-Cr-Fe apresentou a menor resistência ao desgaste dentre todas as ligas estudadas. Isso era esperado, já que ela possui uma matriz macia e dúctil com pouquíssimos carbonetos. Ainda sobre essa liga, é possível observar que o volume de desgaste aumentou com o aumento da carga normal até 23,0 N, reduzindo para a maior carga.

Entre as outras três ligas, o *Stellite 1* foi a que apresentou melhor desempenho, seguida pelas ligas de *Stellite 12* e *6*, respectivamente. Sendo que essas duas últimas apresentaram comportamento muito próximo. O que pode ser explicado devido às semelhanças entre suas composições químicas, microestruturas, como já visto na seção 4.1.1, e mecanismos de desgaste, como será visto mais adiante.

A Figura 4.24 apresenta o coeficiente de desgaste dimensional, na escala logarítmica, em função da carga normal aplicada para os materiais ensaiados neste trabalho a 500 °C.

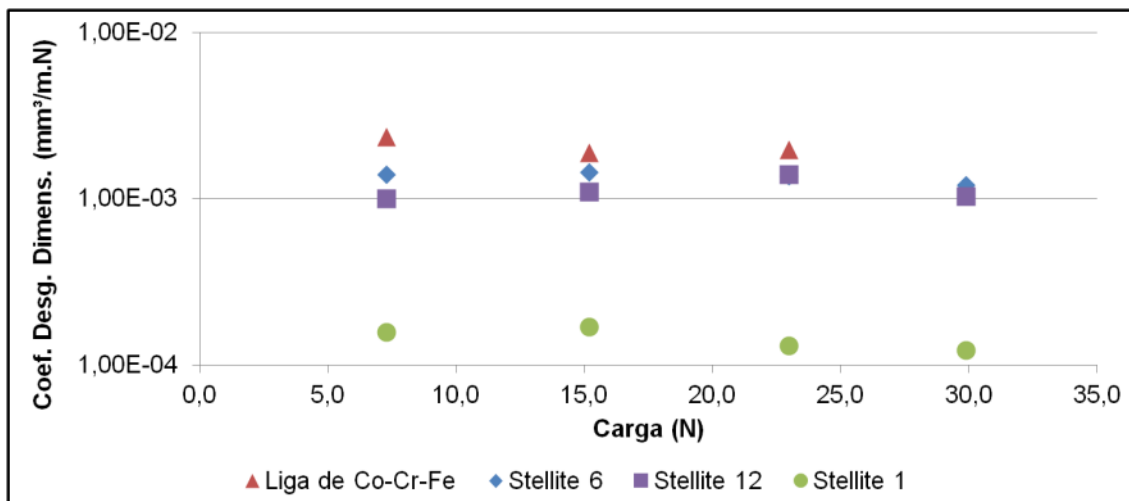


Figura 4.24 – Coeficiente de desgaste dimensional ($\text{mm}^3/\text{N.m}$), na escala logarítmica, em função da carga normal aplicada (N) para os ensaios realizados a $500\text{ }^\circ\text{C}$.

Assim como nos ensaios realizados em temperatura ambiente, o aumento da carga não gerou grandes influências no coeficiente de desgaste dos ensaios realizados a $500\text{ }^\circ\text{C}$, mantendo-os praticamente constante para o mesmo material. Isso, também, sugere que a variação da carga não proporcionou uma mudança no mecanismo de desgaste para um mesmo material (HUTCHINGS, 1992).

Outro ponto importante em ressaltar é a diferença de resultados entre os ensaios realizados em temperatura ambiente e a $500\text{ }^\circ\text{C}$. Com o aumento da temperatura, de um modo geral, a resistência mecânica dos materiais tende a reduzir e a taxa de oxidação a aumentar. Isso pode levar a uma diminuição da resistência ao desgaste.

Neste caso, a variação da temperatura gerou um aumento de até 24 vezes no volume desgastado médio das ligas estudadas, conforme apresentado na Tabela 4.3. Esta apresenta a relação entre o volume desgastado dos ensaios realizados a $500\text{ }^\circ\text{C}$ e o volume de desgaste daqueles realizados em temperatura ambiente.

O *Stellite 1* apresentou a menor diferença de volume desgastado entre as duas condições de temperatura estudadas. Isso significa que ele possui menos sensibilidade à variação de temperatura dentre as ligas estudadas. O contrário

ocorre para os *Stellites* 6 e 12, que apresentaram os maiores aumentos de desgaste quando comparadas as condições estudadas neste trabalho.

Tabela 4.3 – Relação entre o volume desgastado dos ensaios realizados a 500 °C e a temperatura ambiente.

Carga normal (N)	Liga de Co-Cr-Fe	Stellite 1	Stellite 6	Stellite 12
7,3	10	5	17	24
15,2	12	2	23	20
23,0	18	3	21	24
29,9	11	5	20	23

Os valores do coeficiente de desgaste dimensional também foram calculados para os pinos na condição de alta temperatura. Os resultados, em escala logarítmica, encontrados em função da carga normal aplicada são apresentados na Figura 4.25.

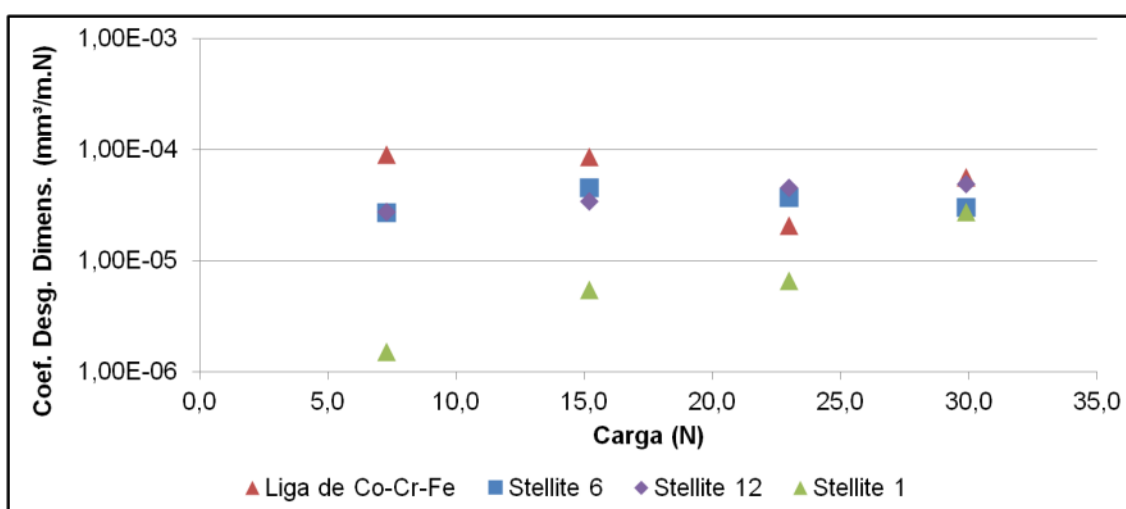


Figura 4.25 – Coeficiente de desgaste dimensional ($\text{mm}^3/\text{N.m}$), na escala logarítmica, em função da carga normal (N) aplicada para os pinos dos ensaios realizados a 500 °C separados por material do disco.

De um modo geral, os pinos ensaiados contra os discos revestidos pela liga de *Stellite 1* apresentaram o menor desgaste. Além disso, este grupo apresentou uma variação da severidade do desgaste, como pode ser observado quando comparados os pontos relativos às cargas normais de 7,3 N e 29,9 N, por exemplo. Isso pode indicar uma mudança de micromecanismo, como será abordado mais adiante.

Para os pinos ensaiados contra as demais ligas é possível notar que o aumento da carga normal aplicada não proporcionou grandes variações na severidade de desgaste dos pinos. Indicando que, provavelmente, não houve mudanças de mecanismos com a variação deste parâmetro.

4.2.4. Atrito versus desgaste

A Figura 4.26 apresenta gráficos do volume desgastado em função do coeficiente de atrito médio para cada carga normal aplicada nos ensaios realizados em temperatura ambiente.

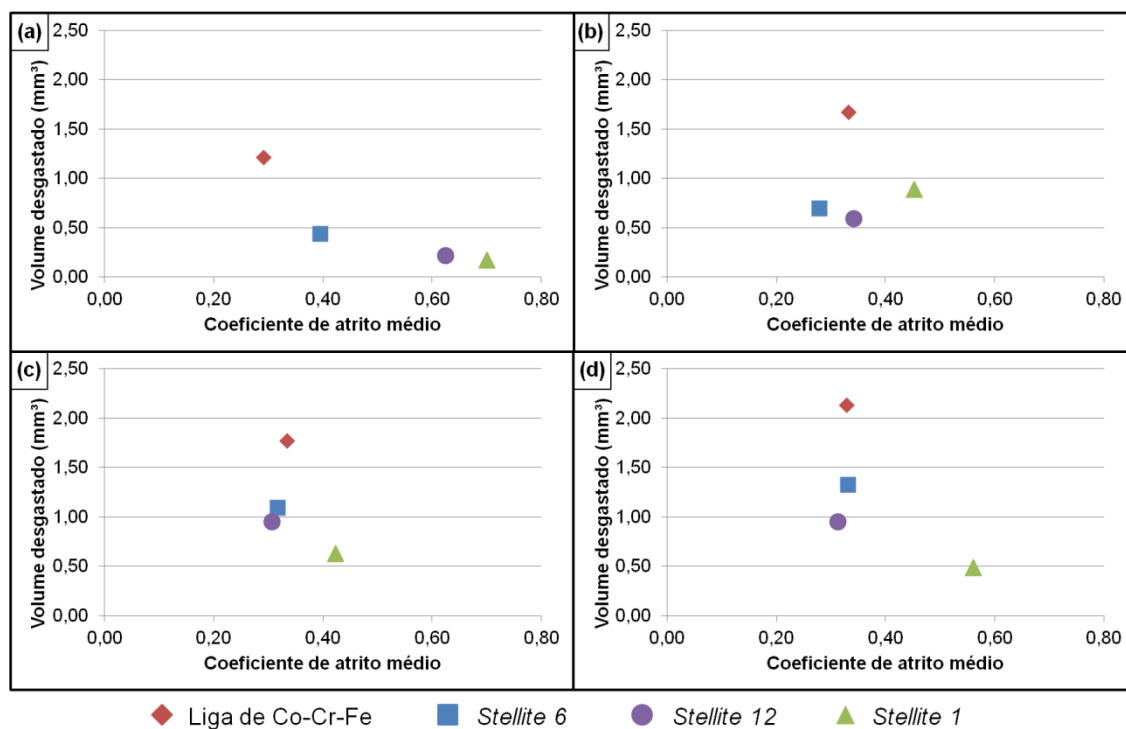


Figura 4.26 – Volume desgastado (mm^3) em função do coeficiente de atrito médio dos ensaios realizados em temperatura ambiente para as cargas normais de (a) 7,3 N; (b) 15,2 N; (c) 23,0 N; e (d) 29,9 N.

Pode-se notar que, apesar do coeficiente de atrito médio das ligas de *Stellite 1* ser o maior em todas as cargas, seu volume desgastado foi o menor na maioria dos casos para essa condição de temperatura.

O inverso pode ser observado para a liga de Co-Cr-Fe, a qual apresentou o maior volume desgastado para todas as cargas, enquanto seu coeficiente de atrito médio esteve sempre entre os menores.

Na Figura 4.27, os mesmos gráficos são apresentados, mas para os ensaios realizados a 500 °C.

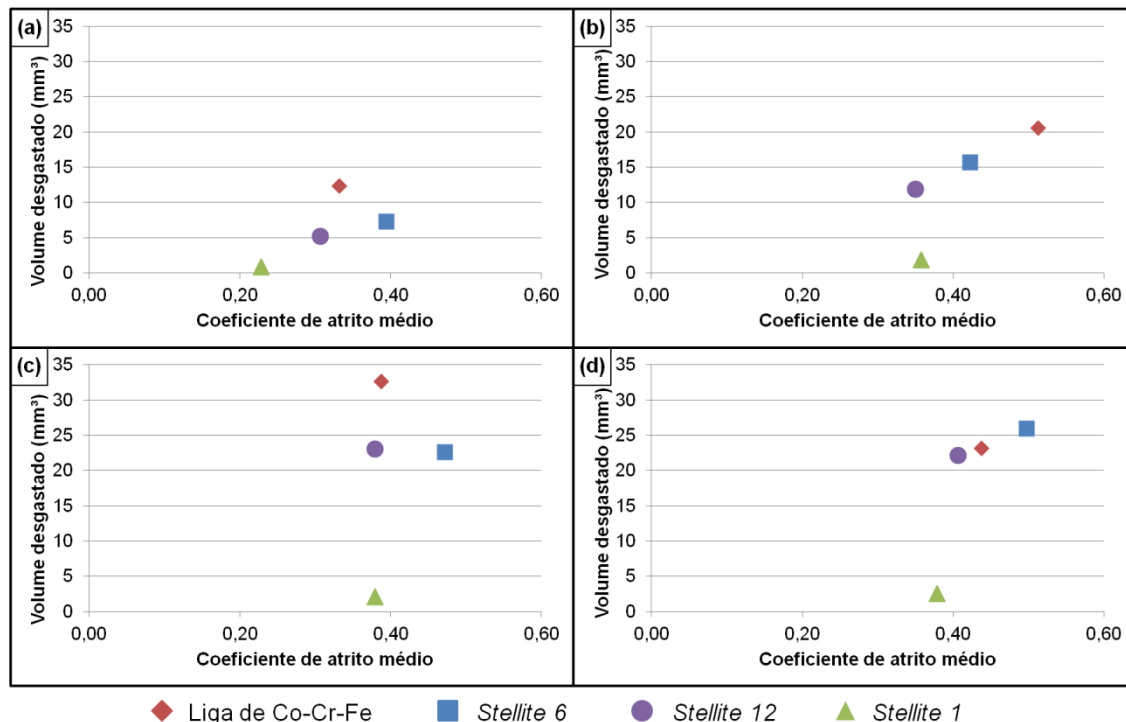


Figura 4.27 – Volume desgastado (mm³) em função do coeficiente de atrito médio dos ensaios realizados a 500 °C para as cargas normais de (a) 7,3 N; (b) 15,2 N; (c) 23,0 N; e (d) 29,9 N.

Para essa condição, os discos recobertos por *Stellite 1* apresentaram a maior resistência ao desgaste e, também, o menor coeficiente de atrito médio para a maioria dos carregamentos utilizados neste trabalho. Mas, apesar da diferença entre os volumes desgastados de todas as ligas, seus coeficientes de atrito apresentaram valores próximos.

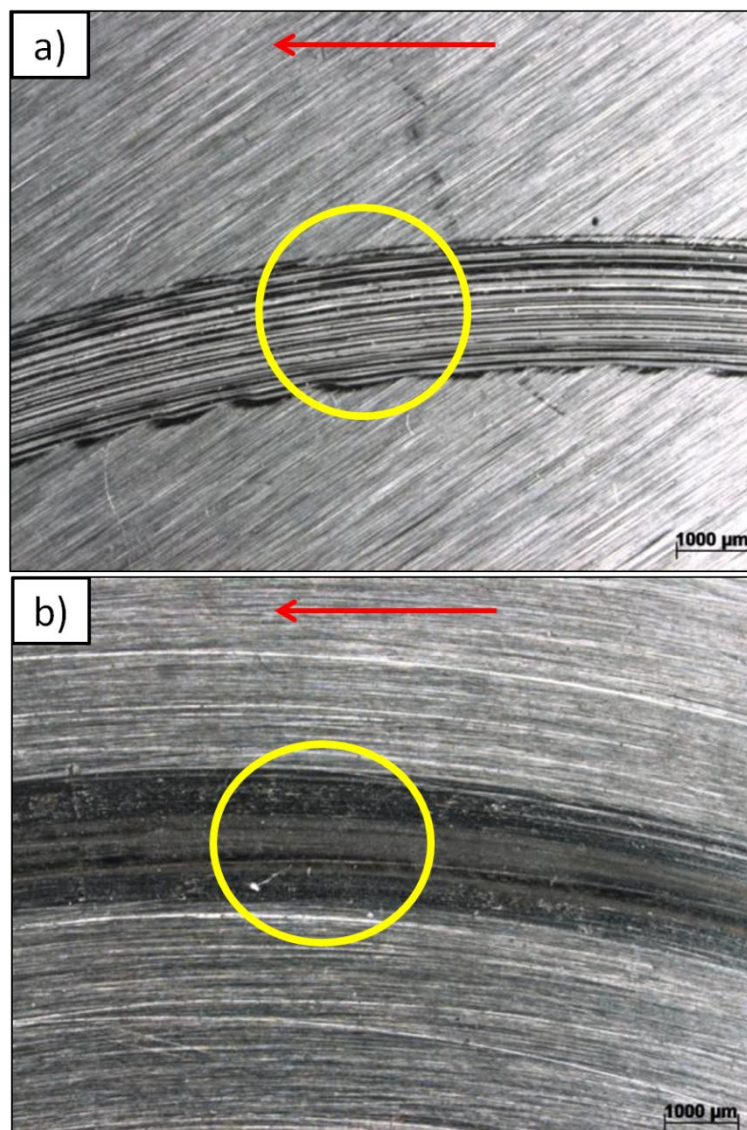
Isso demonstra o caráter sistêmico do atrito, no qual pares de materiais podem apresentar o mesmo coeficiente de atrito e terem características de desgastes bastante distintas. Isso ocorre devido às suas diferentes dissipações e repartições da energia da força tangencial (força de atrito) (BLAU, 2009).

4.2.5. Mecanismos de desgaste dos ensaios em temperatura ambiente

A Figura 4.28 apresenta micrografias ópticas, obtidas através de microscópio estereoscópico, das trilhas de desgaste de ensaios realizados em temperatura ambiente. É possível observar que, de um modo geral, o desgaste foi

dominado por mecanismos de natureza plástica, apresentando riscos (*groovings*), como mostrado na Figura 4.28a.

Esse mecanismo foi observado em todos os materiais, com exceção da liga de *Stellite 1*. Esta apresentou provável oxidação e alguns poucos riscos ao longo da trilha de desgaste, como visto na Figura 4.28b. Em algumas condições, as ligas de *Stellite 6* e *12* também apresentaram esses mesmos indícios de oxidação na pista de deslizamento, como pode ser visto nas Figura 4.28c e d, respectivamente.



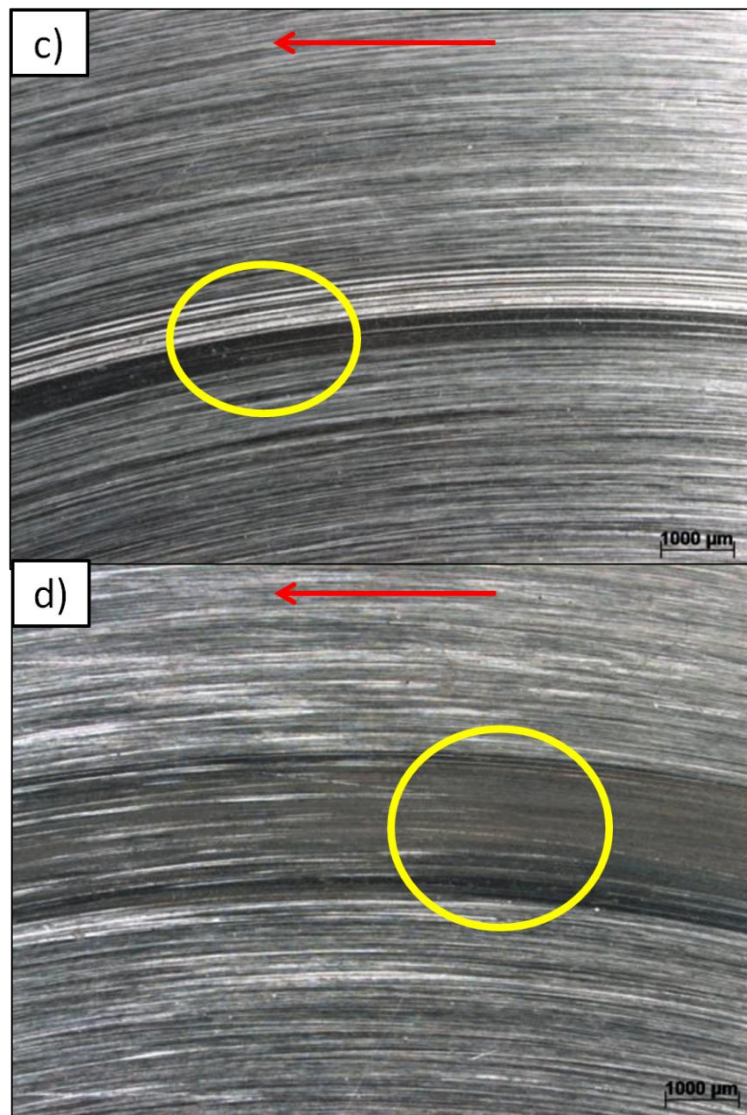


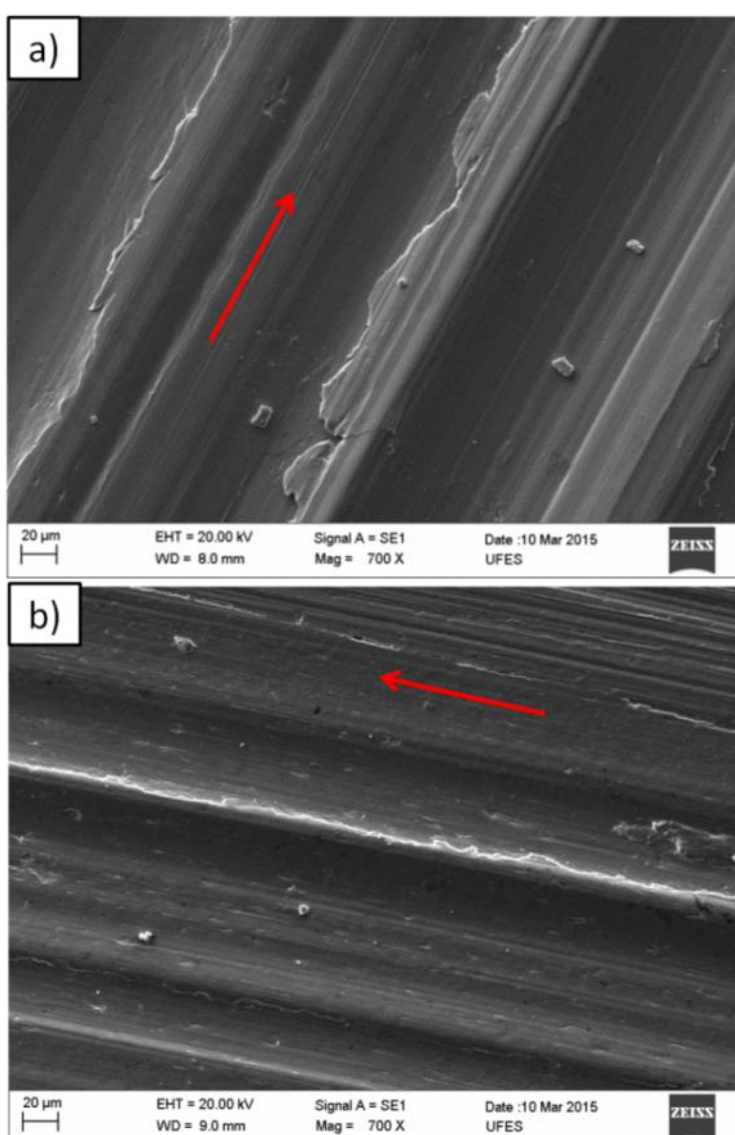
Figura 4.28 – Micrografias ópticas das trilhas de desgaste de ensaios realizados em temperatura ambiente. (a) Ensaio com a liga de Co-Cr-Fe e carga normal de 23,0 N; (b) ensaio com a liga *Stellite 1* e carga normal de 29,9 N; (c) ensaio com a liga *Stellite 6* e carga normal de 15,2 N; (d) ensaio com a liga *Stellite 12* e carga normal de 7,3 N. As setas indicam o sentido de giro dos discos.

As trilhas de desgaste das ligas de Co-Cr-Fe, de *Stellite 6* e *12* são apresentadas em mais detalhes nas Figura 4.29a, b e c, respectivamente, obtidas em MEV, para uma mesma condição de ensaio.

Estas imagens reforçam a afirmação de que os mecanismos plásticos dominaram o comportamento do desgaste para essas ligas. Elas apresentam os riscos das trilhas de desgaste com indícios de afastamento de material nas bordas destes e posterior remoção por fadiga, devido à deformação plástica repetida.

É possível notar, também, uma diferença na profundidade e na intensidade da deformação plástica entre os três materiais. Isso diminui da liga de Co-Cr-Fe para a liga de *Stellite 6* até a liga *Stellite 12*.

Na Figura 4.29d é apresentada a imagem obtida em MEV por elétrons retroespalhados da trilha de desgaste do disco recoberto por *Stellite 1*. Essa imagem não sugere o mesmo que aquela obtida em microscópio estereoscópico (Figura 4.28b), apesar de ser a mesma região observada. Não é possível notar os mesmos indícios de oxidação observados anteriormente.



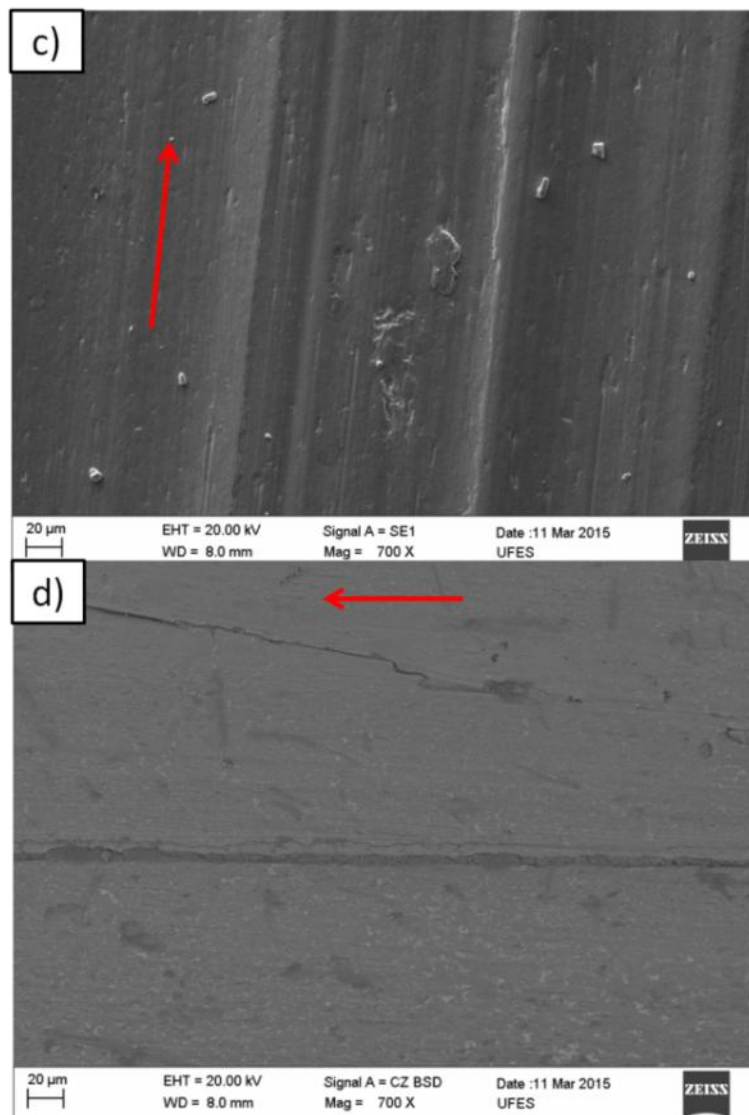


Figura 4.29 – Micrografias de ensaios em temperatura ambiente realizados com carga normal de 23,0 N obtidas em MEV das ligas (a) Co-Cr-Fe, (b) *Stellite 6* e (c) *Stellite 12*. E, em (d) com a carga normal de 29,9 N para a liga de *Stellite 1*. As setas indicam o sentido de giro dos discos.

Apesar de todo cuidado para obter o melhor contato, em alguns dos pares não houve contato total entre o pino e o disco. Isso é possível de ser observado na Figura 4.30. Esta apresenta imagens da superfície desgastada dos pinos obtidas no microscópio estereoscópico para cada ensaio realizado.

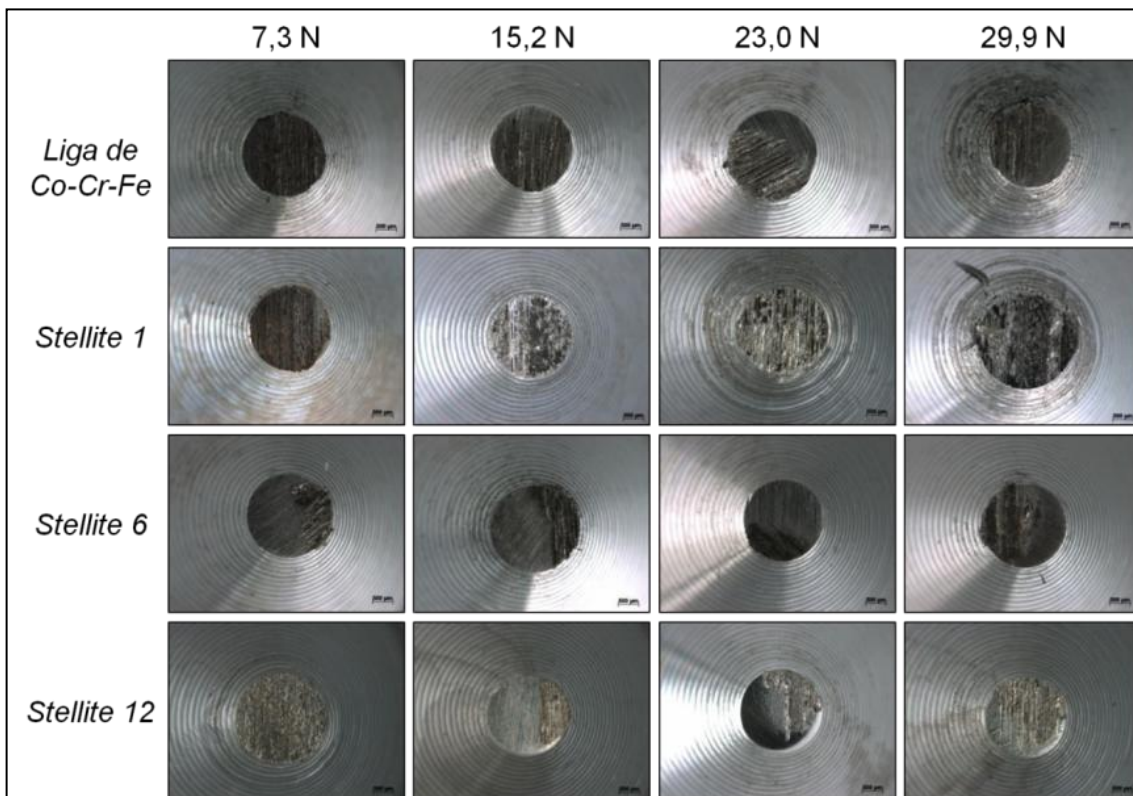


Figura 4.30 – Micrografias das superfícies dos pinos após os ensaios, obtidas através de microscópio estereoscópico.

4.2.6. Mecanismos de desgaste dos ensaios em elevada temperatura

O aumento da temperatura leva à oxidação dos materiais envolvidos no tribossistema. Essa condição conduz, segundo grande parte dos estudos de desgaste por deslizamento em elevada temperatura com as ligas de cobalto, ao surgimento da camada de *glaze*.

Conforme apresentado na seção 2.3.3.5, Inman, Rose e Datta (2006A) encontraram, em seus estudos com a liga de *Stellite 6*, uma faixa de temperatura na qual não ocorreu a formação dessa camada. Porém, esses valores de temperatura podem variar de acordo com a velocidade e com o material utilizado como contracorpo (INMAN, ROSE e DATTA, 2006B).

4.2.6.1. Liga de Co-Cr-Fe

A liga de Co-Cr-Fe apresentou um comportamento diferente do observado nas outras três ligas estudadas. Em todas as cargas normais houve um acúmulo de material ao longo da trilha de desgaste, como pode ser observado na Figura 4.31.

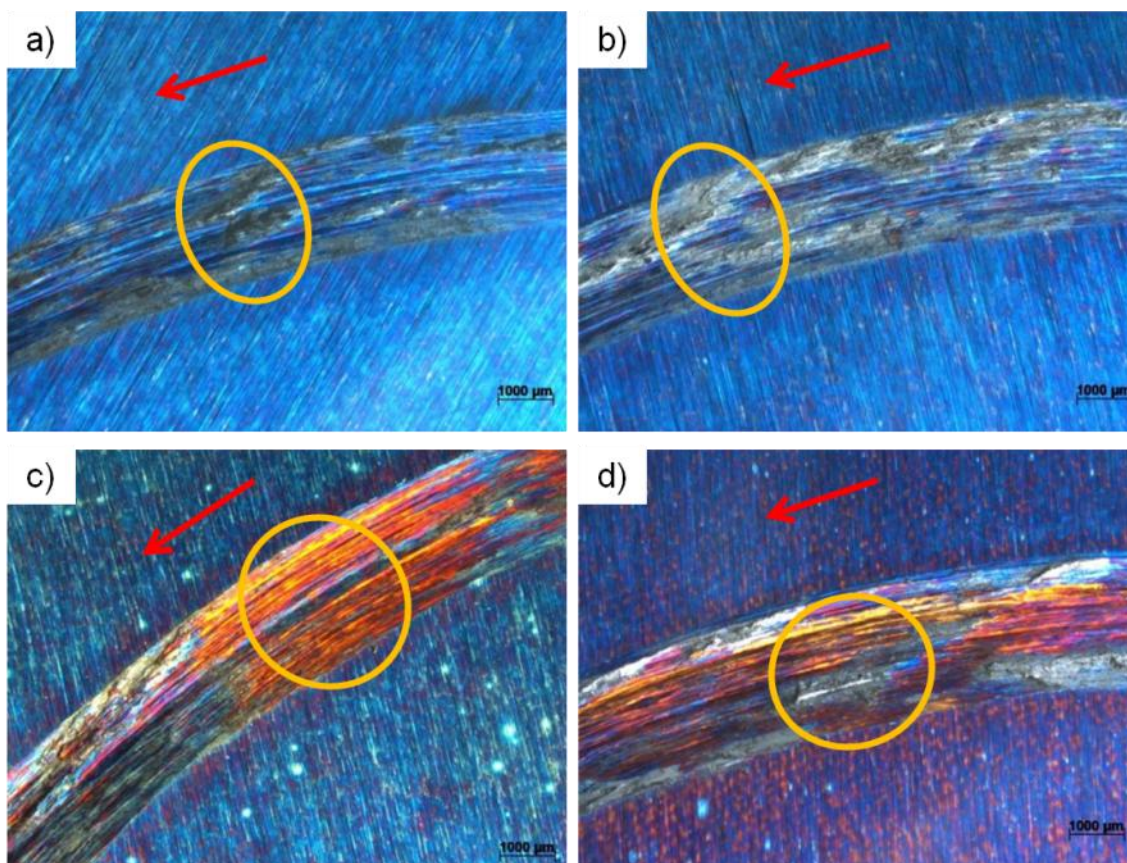


Figura 4.31 – Micrografias obtidas através de microscópio estereoscópico das trilhas de desgaste para ensaios com liga de Co-Cr-Fe na temperatura de 500 °C. Em (a) carga de 7,3 N; (b) carga de 15,2 N; (c) carga de 23,0 N; e (d) carga de 29,9 N. As setas indicam o sentido de giro dos discos.

O aumento da carga normal de 7,3 N para 15,2 N implicou no aumento da presença de material ao longo da trilha de desgaste. No ensaio com carga normal de 23,0 N essa quantidade de material diminuiu, voltando a aumentar na maior carga. Toda essa variação pode ser observada nos círculos em destaque na Figura 4.31a, b, c e d, para as cargas de 7,3 N, 15,2 N, 23,0 N e 29,9 N, respectivamente.

A Figura 4.32 apresenta imagens de topografia da trilha de desgaste para as cargas de 7,3 N e 29,9 N, em (a) e (b), respectivamente, para os ensaios com a liga de Co-Cr-Fe em elevada temperatura. É possível observar algumas proeminências (indicadas pelas setas), que podem ser exemplo do que foi observado anteriormente, e riscos no interior da trilha.

Ao comparar (a) e (b) pode-se notar, ainda, pelo aumento da profundidade da trilha, o aumento do desgaste com a variação da carga normal aplicada. Isso reflete diretamente no volume desgastado, como apresentado na seção 4.2.3.

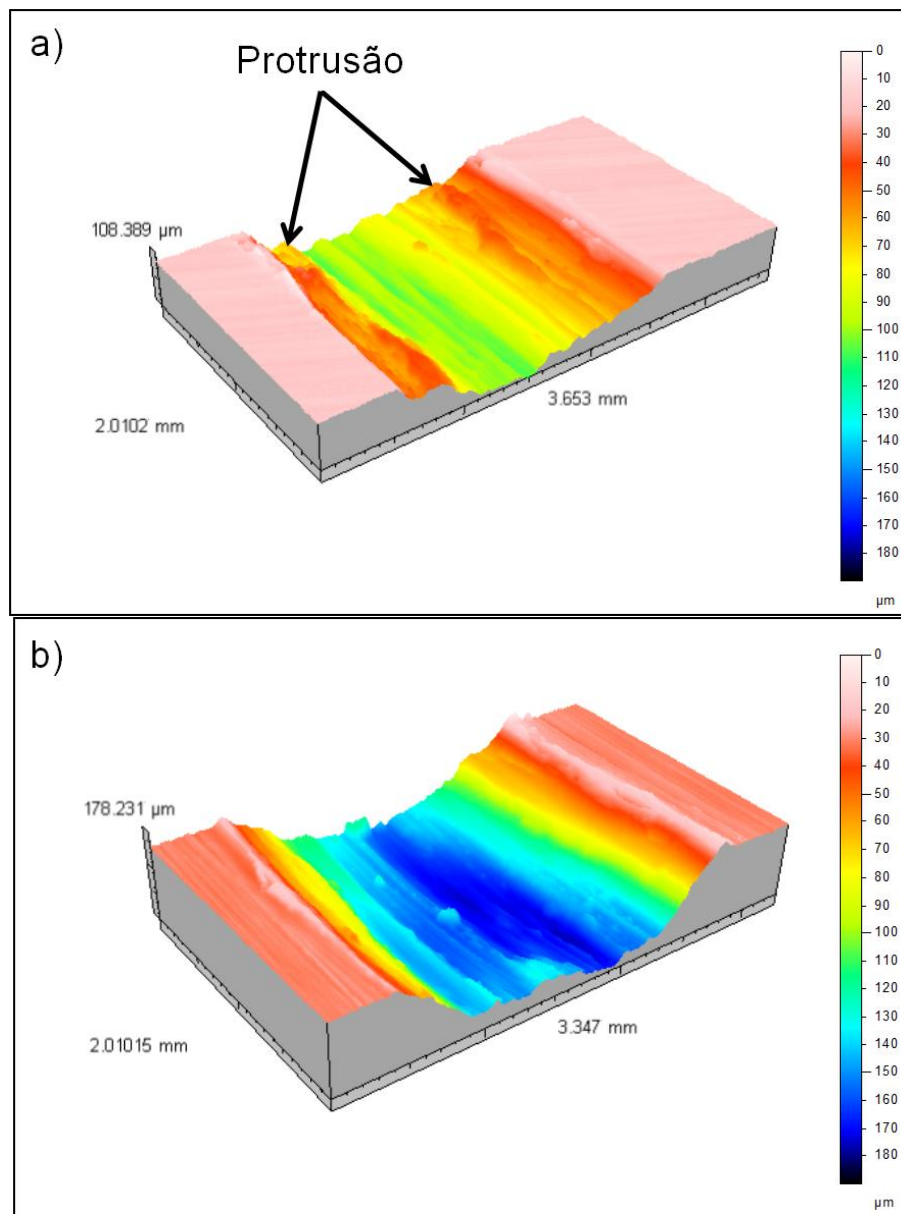


Figura 4.32 – Topografia, obtida através do analisador tridimensional de superfície, de ensaios realizados a 500 °C com a liga de Co-Cr-Fe e carga normal de 7,3 N, em (a), e 29,9 N, em (b).

A Figura 4.33 mostra uma imagem obtida em MEV por elétrons retroespalhados e mostra a adesão de material na trilha de desgaste. O fato de haver regiões mais escuras (indicadas pelas setas amarelas) sugere que há material diferente daquele do disco ou oxidação da sua superfície.

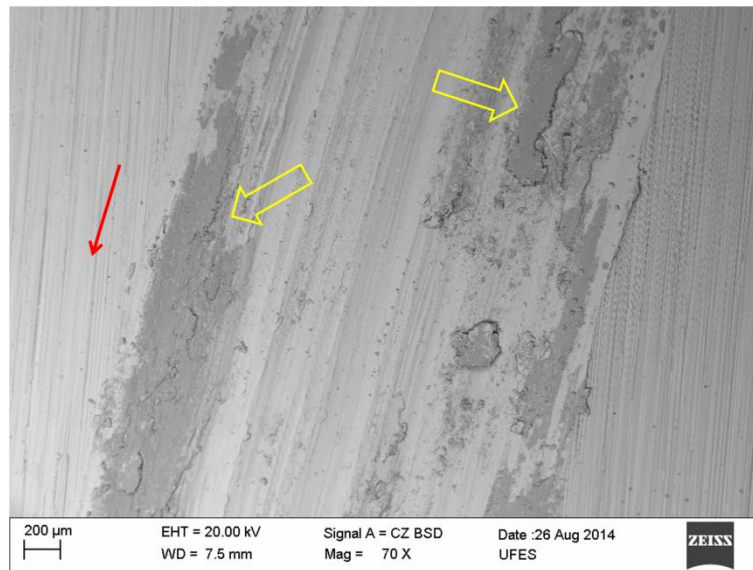
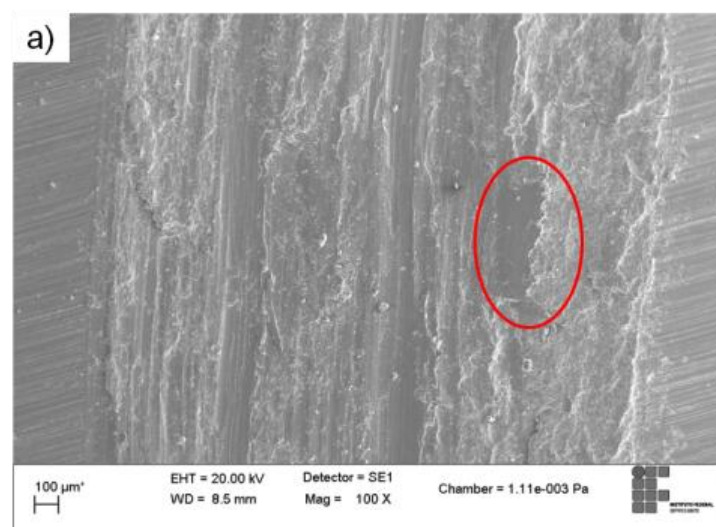


Figura 4.33 – Micrografia obtida em MEV através de elétrons retroespalhados. Ensaio com a liga de Co-Cr-Fe, carga normal de 29,9 N e temperatura de 500 °C. A seta vermelha indica o sentido de rotação do disco.

Essa influência da adesão generalizada de material impactou diretamente no volume desgastado médio. Sendo esta a provável causa da redução de desgaste medido na maior carga, como apresentado na Figura 4.23, na seção 3.5.1.

A análise de EDS, apresentada na Figura 4.34 e na Tabela 4.4, sugere, pelas porcentagens dos elementos Fe e Co, que o material observado na trilha de desgaste seja proveniente do próprio disco. E o teor de oxigênio elevado indica a presença de óxidos nas regiões analisadas. Os espectros pontuais e globais analisados na Figura 4.34 são apresentados no APÊNDICE .



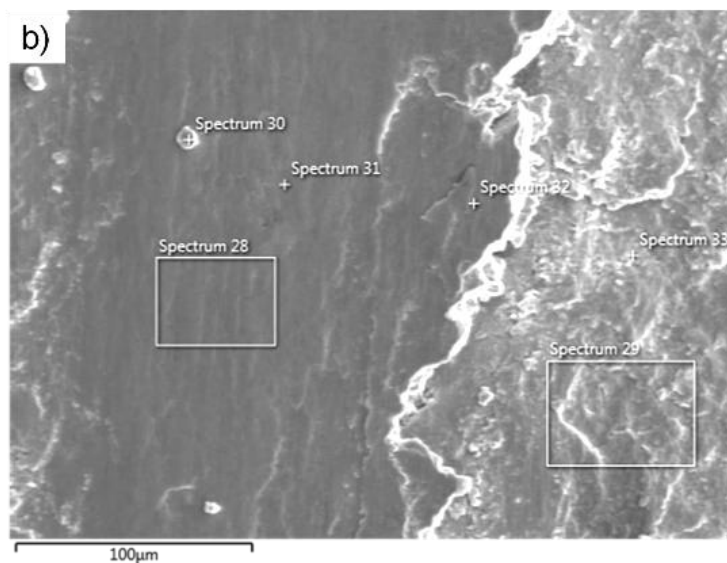


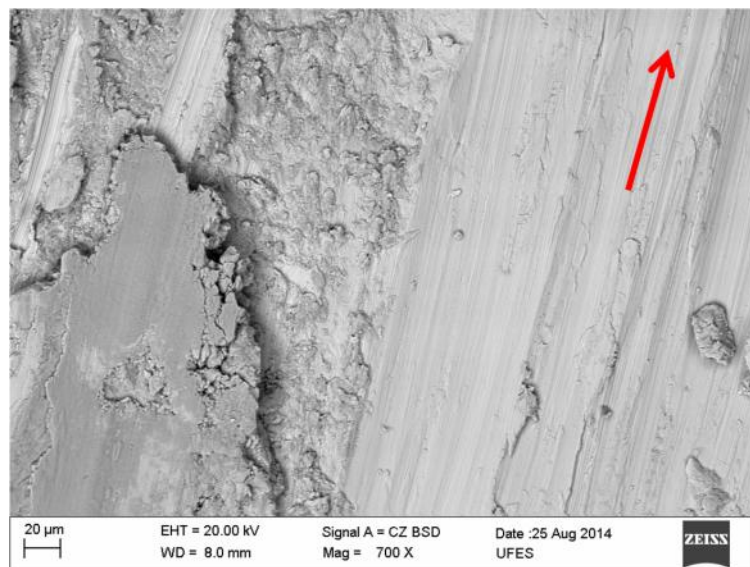
Figura 4.34 – Em (a), micrografia obtida em MEV da amostra de Co-Cr-Fe ensaiada com carga normal de 29,9 N em elevada temperatura. Em (b), os pontos e regiões nos quais foram realizadas análises por EDS da área em destaque de (a).

Tabela 4.4 – Porcentagem dos elementos de cada espectro analisado por EDS na Figura 4.34.

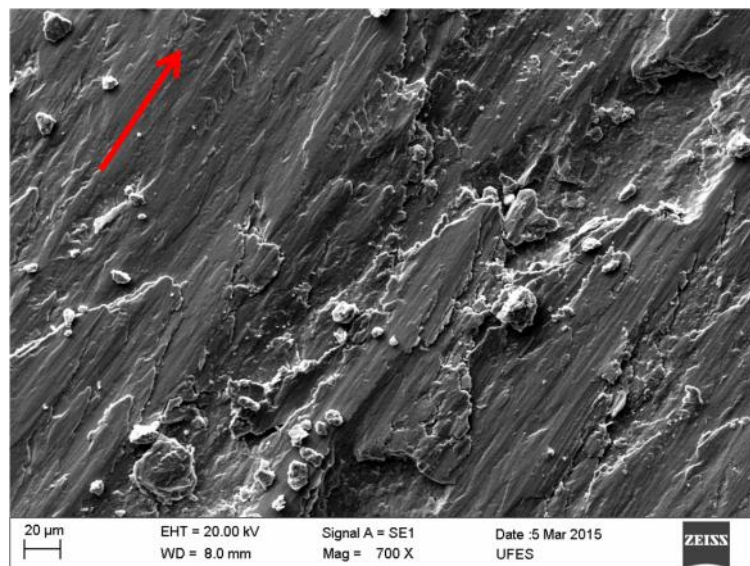
Espectro	28	29	30	31	32	33
Co	29,77	34,96	34,68	32,09	30,32	33,13
Cr	26,56	23,52	23,26	26,29	26,17	24,49
O	20,44	22,06	21,29	21,12	22,53	21,40
Fe	20,33	17,27	18,17	17,29	18,07	18,62
Si	1,24	1,25	1,35	1,24	1,35	1,03
Mn	0,73	0,62	0,73	0,62	0,52	0,82
Ni	0,52	0,31	0,31	0,62	0,52	0,31
W	0,21	0,00	0,10	0,41	0,42	0,21
Mo	0,21	0,00	0,10	0,21	0,21	0,00

Além da adesão de material ao longo da trilha de desgaste, as imagens realizadas no MEV, como as apresentadas na

Figura 4.35, indicam uma grande quantidade de deformação plástica, que aumentou com o aumento da carga normal. Essa presença de grande quantidade de deformação plástica e presença de protrusões ao longo da trilha de desgaste podem caracterizar o *galling* (ASTM, 2013).



a)

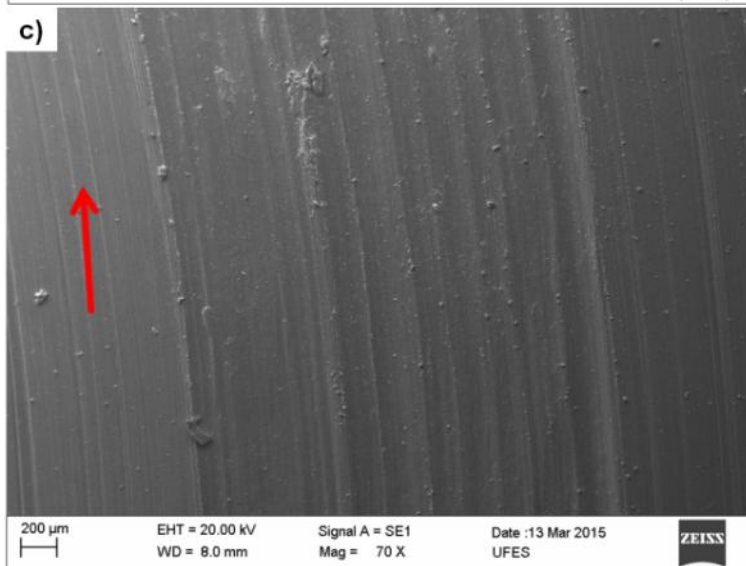
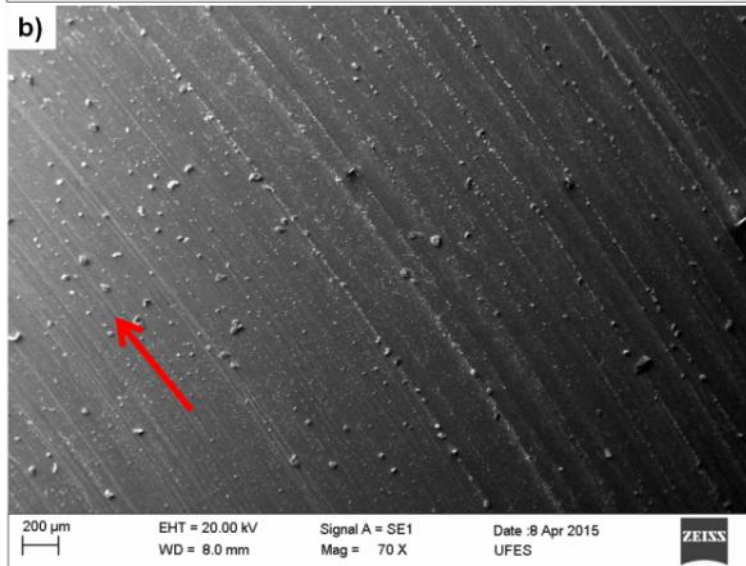
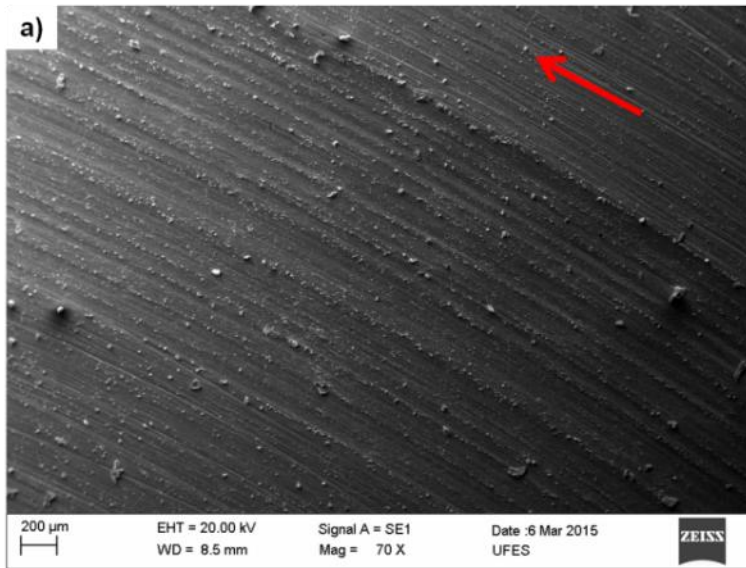


b)

Figura 4.35 – Micrografias de ensaios em elevada temperatura com a liga *Alloy 250* obtidas em MEV. Em (a) foi utilizada a carga normal de 7,3 N e em (b) 23,0 N. As setas indicam o sentido de rotação dos discos.

4.2.6.2. Stellite 12

A Figura 4.36 mostra a evolução da trilha de desgaste dos ensaios realizados em elevada temperatura em função do aumento da carga normal aplicada para os discos recobertos por *Stellite 12*. É possível notar que as trilhas não apresentam deposição de material como visto na liga de Co-Cr-Fe. Além disso, fica nítida a presença de riscos, que se intensificam com o aumento da carga normal.



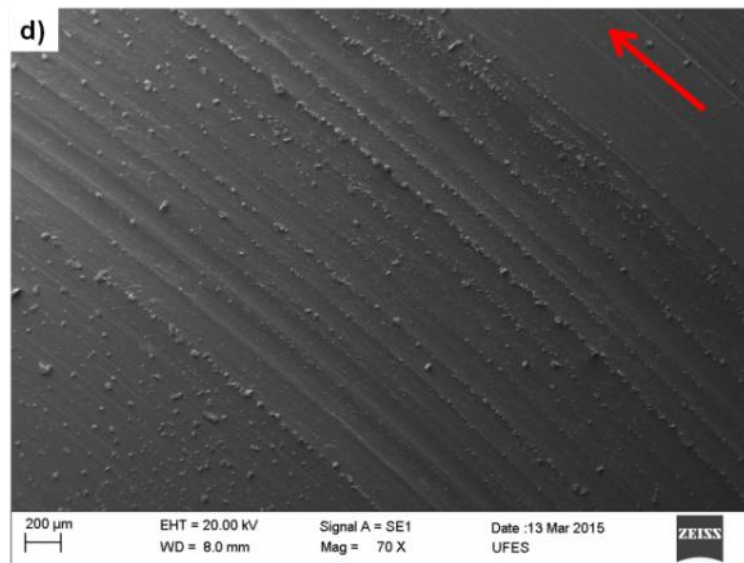
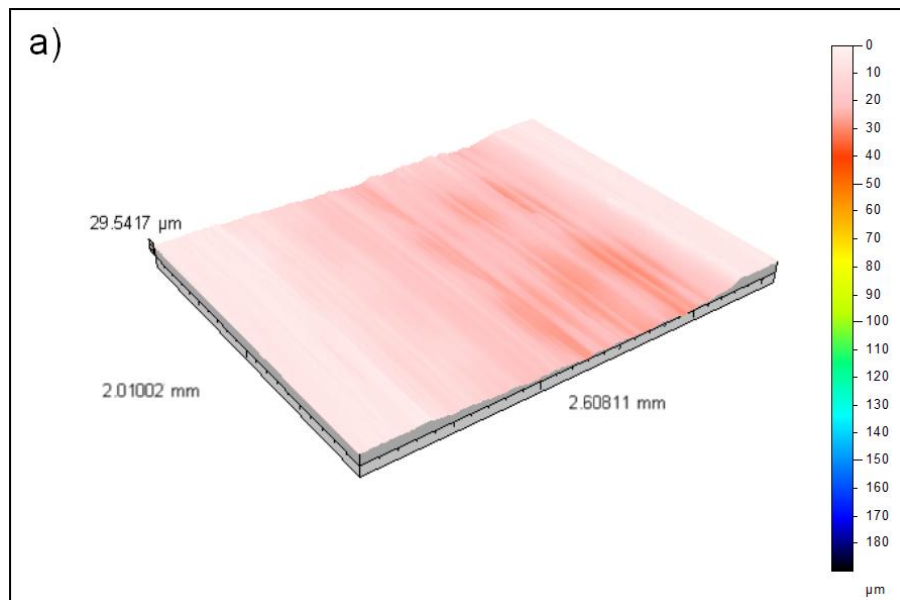


Figura 4.36 – Micrografias obtidas em MEV das trilhas de desgaste para ensaios com *Stellite 12* na temperatura de 500 °C. Em (a) carga de 7,3 N; (b) carga de 15,2 N; (c) carga de 23,0 N; e (d) carga de 29,9 N. As setas indicam o sentido de rotação dos discos.

A Figura 4.37 mostra imagens topográficas da trilha de desgaste para as cargas de 7,3 N, em (a), e 29,9 N, em (b), para os ensaios com a liga *Stellite 12*. Pode-se observar que, no interior da trilha de desgaste, há muitos riscos, como apresentados na figura anterior. Mas, não há sinais de protrusões, como aquelas observadas na liga de Co-Cr-Fe.



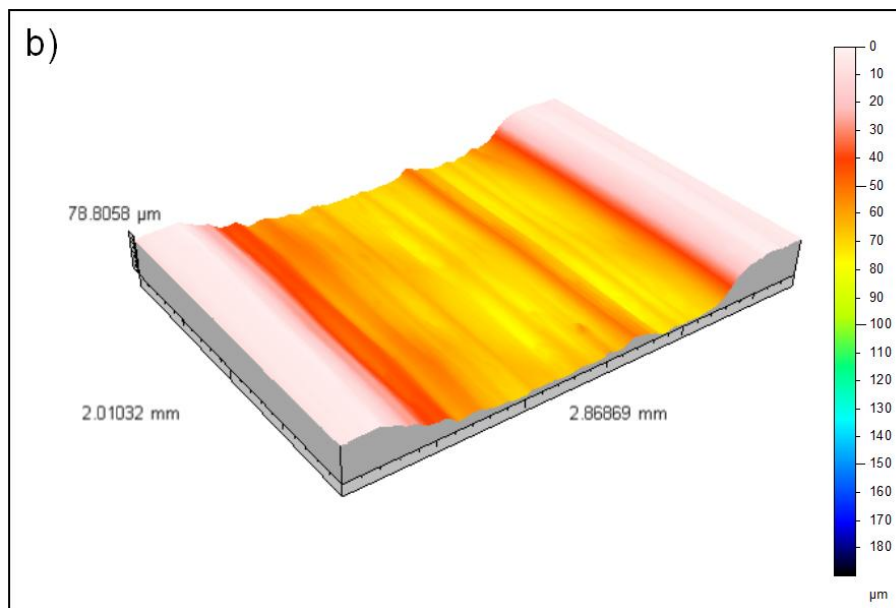


Figura 4.37 – Topografia, obtida através do analisador tridimensional de superfície, de ensaios a 500 °C com a liga de *Stellite 12* e carga normal de 7,3 N, em (a), e 29,9 N, em (b).

Ainda comparando esta liga com a anterior, pode-se notar que a profundidade da pista de desgaste é menor nesta que naquela. E, ao comparar (a) e (b) observa-se, também, o aumento do desgaste com a variação da carga normal aplicada. Isso reflete diretamente no volume desgastado, como apresentado na seção 4.2.3.

Observando-se as regiões de desgaste em maior detalhe, por meio do MEV, é possível notar a deformação plástica causada pelo deslizamento. A Figura 4.38 mostra que, além das regiões de deformação plástica, há várias partículas (*debris*) ao longo da pista.

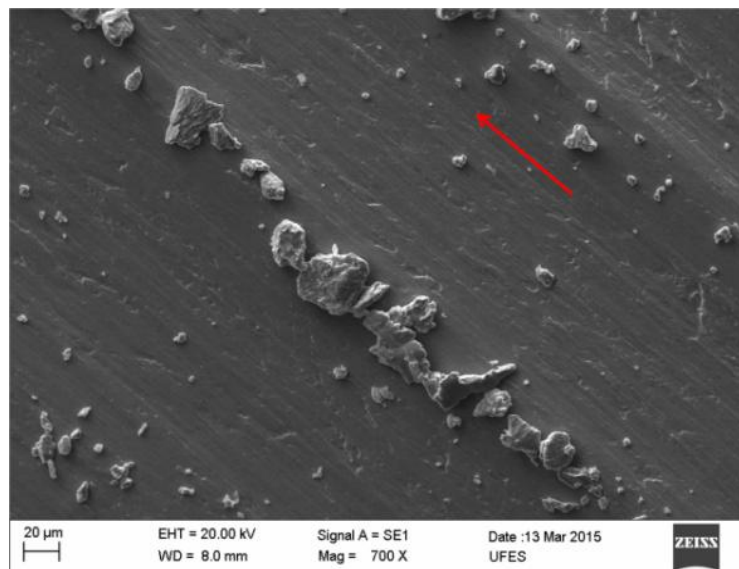
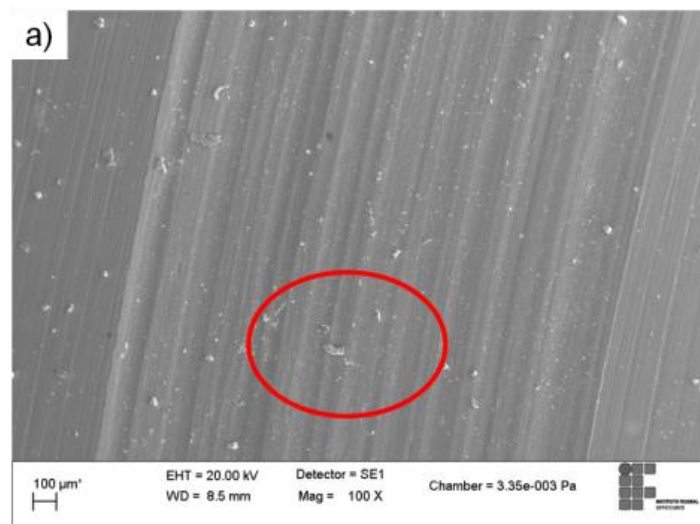


Figura 4.38 – Micrografia do disco de *Stellite 12* após ensaio com carga normal de 29,9 N em elevada temperatura obtida em MEV. A seta indica o sentido de rotação do disco.

Com o objetivo de identificar a origem desses *debris* ao longo da trilha de desgaste, foi realizada uma análise por EDS da região apresentada na Figura 4.39/ Figura 4.42. A Tabela 4.5, pelas porcentagens do elemento Co, sugere que essas partículas ao longo da pista são provenientes do disco. Os espectros pontuais e globais analisados na Figura 4.39 são apresentados no APÊNDICE .



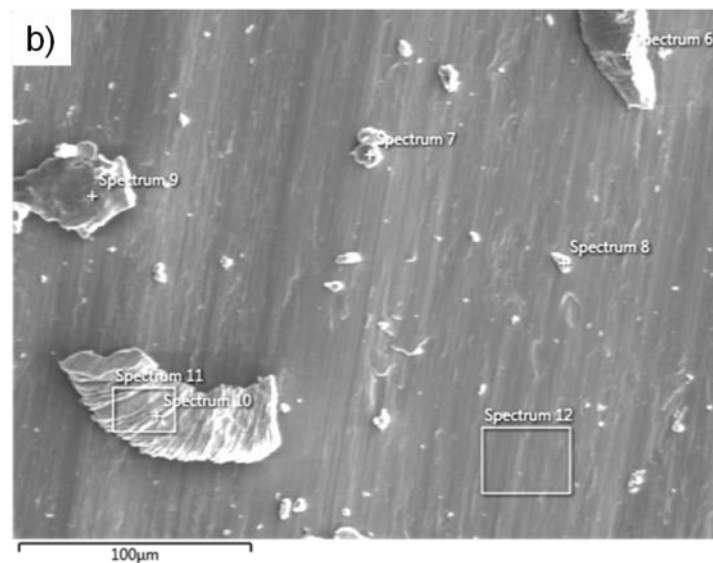


Figura 4.39 – Em (a), micrografia da amostra de *Stellite 12* ensaiada com carga normal de 15,2 N a 500 °C. Em (b), os pontos e regiões nos quais foram realizadas análises por EDS da região indicada em (a).

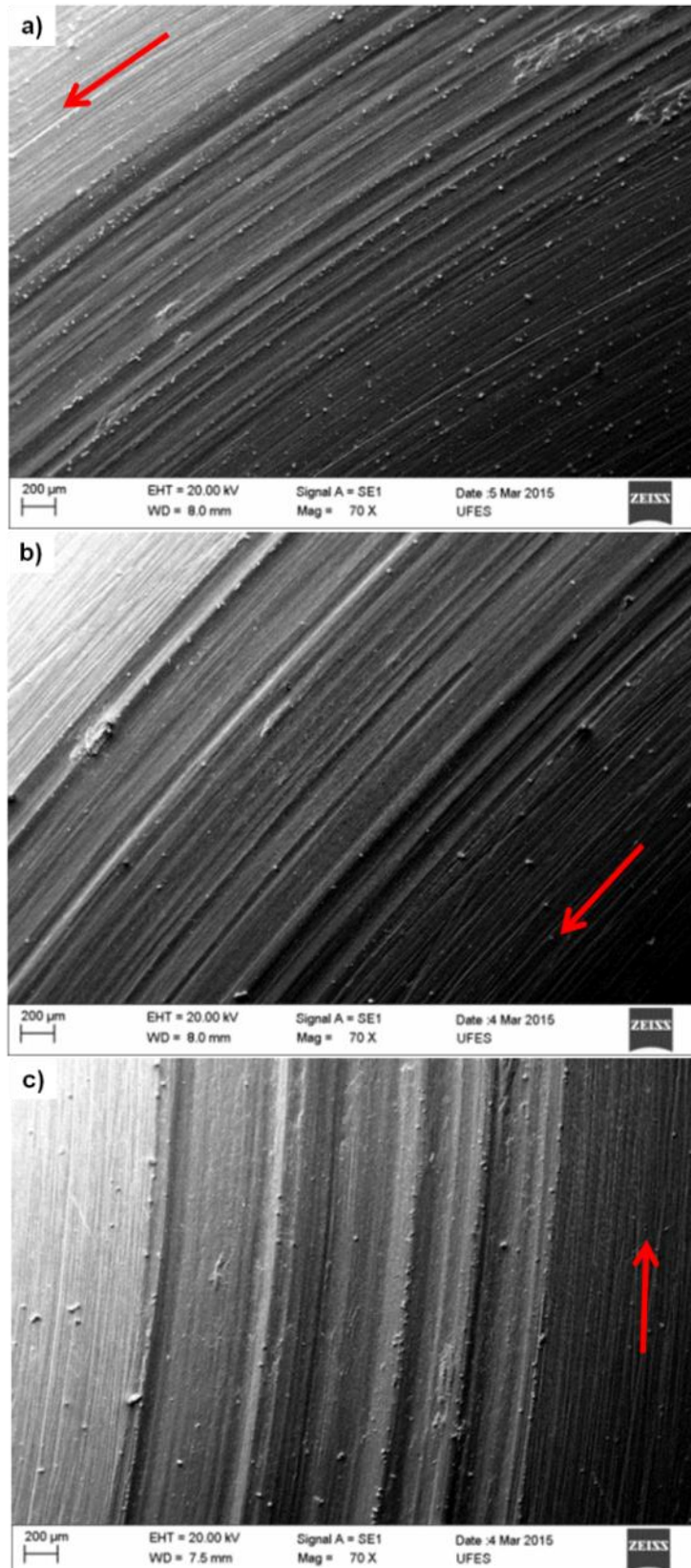
Tabela 4.5 – Porcentagem dos elementos de cada espectro analisado por EDS na Figura 4.39.

Espectro	6	7	8	9	10	11	12
Co	54,59	49,54	51,62	49,58	52,68	53,22	51,85
Cr	29,80	30,11	32,96	25,05	24,59	28,83	29,78
O	5,51	8,32	5,38	11,64	6,34	3,91	2,43
Fe	3,78	3,19	4,16	3,14	3,61	3,38	3,38
Si	0,51	1,13	0,41	1,26	1,64	1,06	1,16
Mn	0,61	0,62	0,81	0,42	0,44	0,63	0,42
Ni	1,94	1,64	1,93	1,47	2,08	2,01	1,69
W	3,06	5,24	2,54	7,02	8,42	6,76	8,98
Mo	0,10	0,31	0,20	0,21	0,22	0,21	0,42

4.2.6.3. Stellite 6

As ligas de *Stellite 6* e *12* apresentaram mecanismos de desgaste semelhantes. Isso pode ser observado através da Figura 4.40, a qual mostra a evolução da trilha dos discos recobertos por *Stellite 6* em função da carga normal para os ensaios em elevada temperatura. Tal similitude pode ser

explicada, a priori, pela proximidade em nível de composição química e de microestrutura.



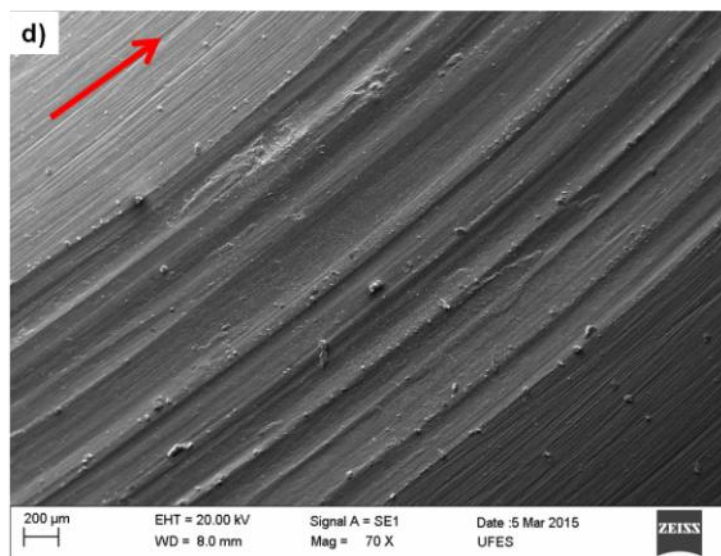


Figura 4.40 – Micrografias obtidas em MEV das trilhas de desgaste para ensaios com *Stellite 6* na temperatura de 500 °C. Em (a) carga de 7,3 N; (b) carga de 15,2 N; (c) carga de 23,0 N; e (d) carga de 29,9 N. As setas indicam o sentido de rotação dos discos.

A Figura 4.41 apresenta imagens da topografia da trilha de desgaste da liga de *Stellite 6* para ensaios realizados com as cargas normais de 7,3 N e 29,9 N, em (a) e (b), respectivamente. Assim como na liga *Stellite 12*, a morfologia da pista desta liga é composta por riscos e, também, não apresenta protruções como observado na liga de Co-Cr-Fe.

Apesar da semelhança da morfologia das trilhas de desgaste das ligas de *Stellite 6* e 12, é possível observar, pela profundidade da pista, que a primeira tem maior desgaste que a segunda. Apesar disso, o *Stellite 6* ainda é mais resistente que a liga de Co-Cr-Fe, o que pode ser comprovado pela mesma observação.

Ainda sobre a profundidade da trilha de desgaste, ao comparar (a) e (b), observa-se que o aumento da carga normal acarretou em um maior volume desgastado, como já apresentado na seção 4.2.3.

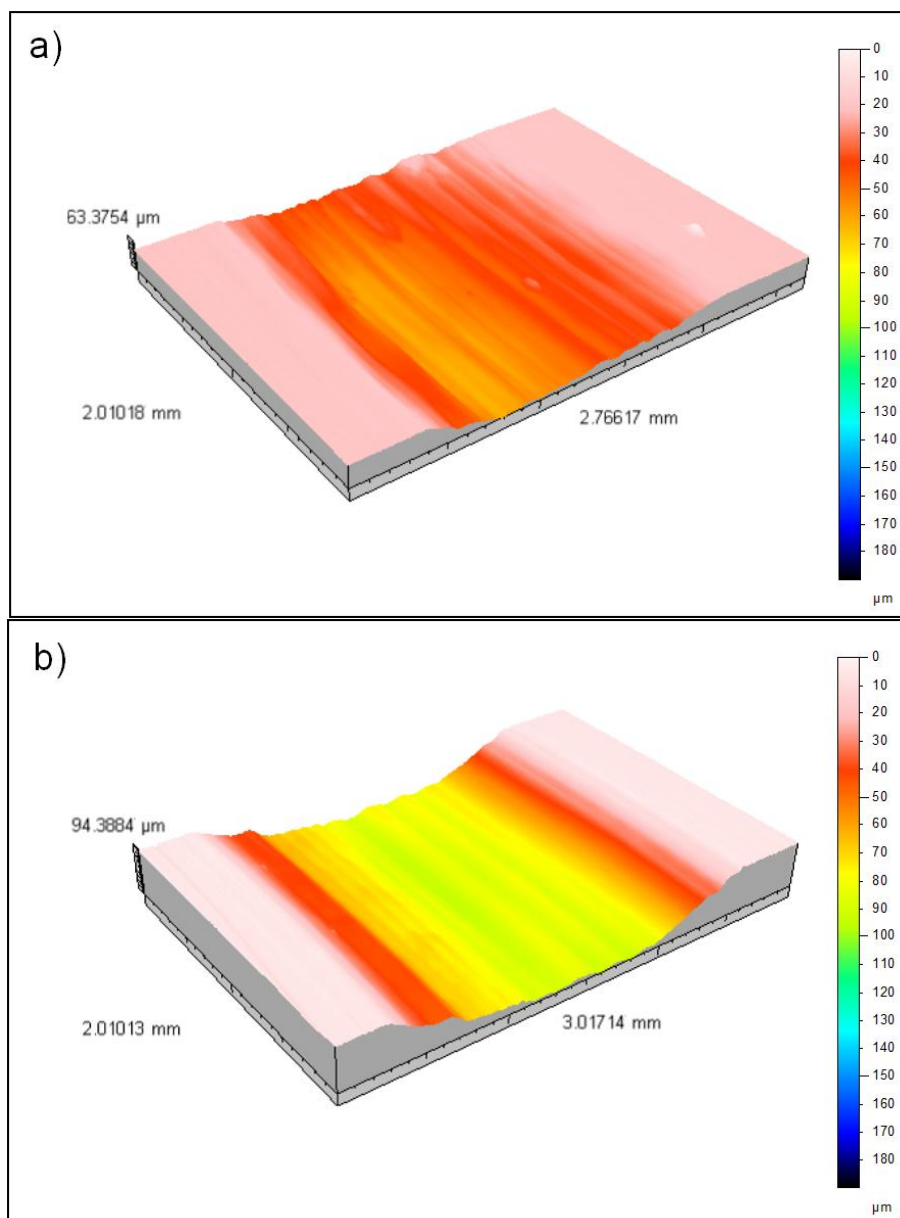


Figura 4.41 – Topografia, obtida através do analisador tridimensional de superfície, de ensaios a 500 °C com a liga de Stellite 6 e carga normal de 7,3 N, em (a), e 29,9 N, em (b).

Observando as regiões de desgaste em maior detalhe, é possível notar a deformação plástica causada pelo deslizamento. A Figura 4.42 indica que, além das regiões de deformação plástica, há, também, várias partículas ao longo da pista, assim como observado na liga *Stellite 12*.

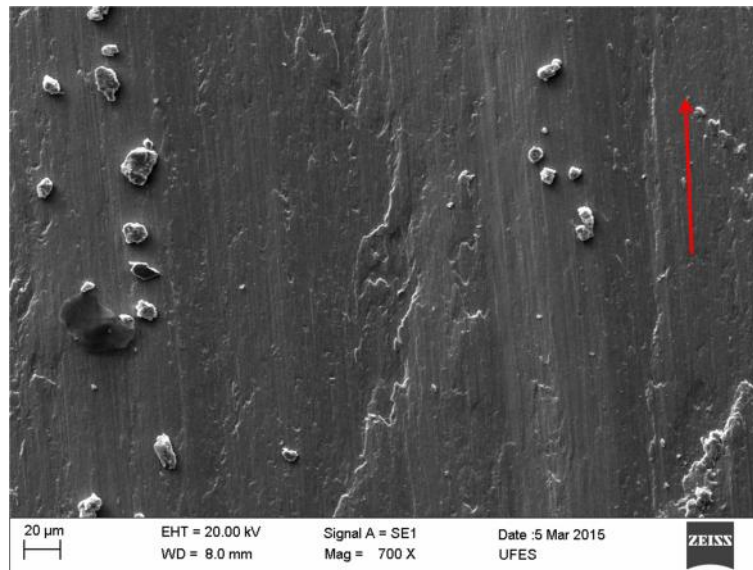


Figura 4.42 – Micrografia do disco de *Stellite 6* após ensaio com carga normal de 29,9 N em elevada temperatura obtidas em MEV.

4.2.6.4. Stellite 1

Durante o aquecimento dos discos recobertos com *Stellite 1* para realização dos ensaios a 500 °C, é provável que a dilatação térmica tenha causado a propagação das trincas subsuperficiais, apresentadas na Figura 4.11, na seção 4.1.2.1, para a superfície de ensaio. A presença dessas trincas na trilha de desgaste causou um acúmulo de material próximo a elas, como apresentado na Figura 4.43.

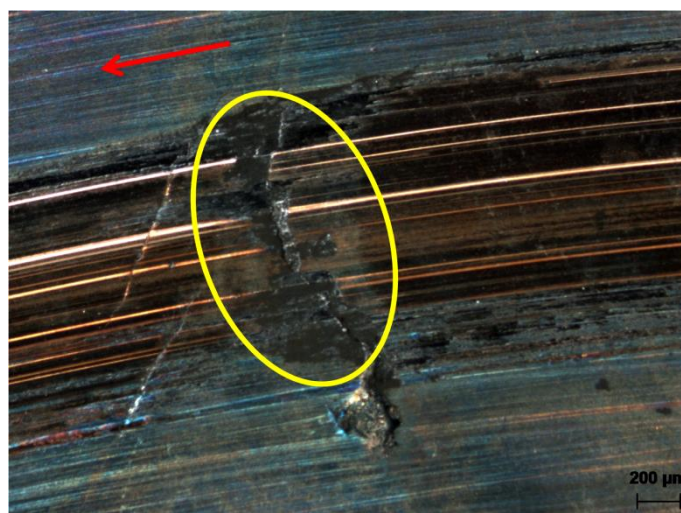
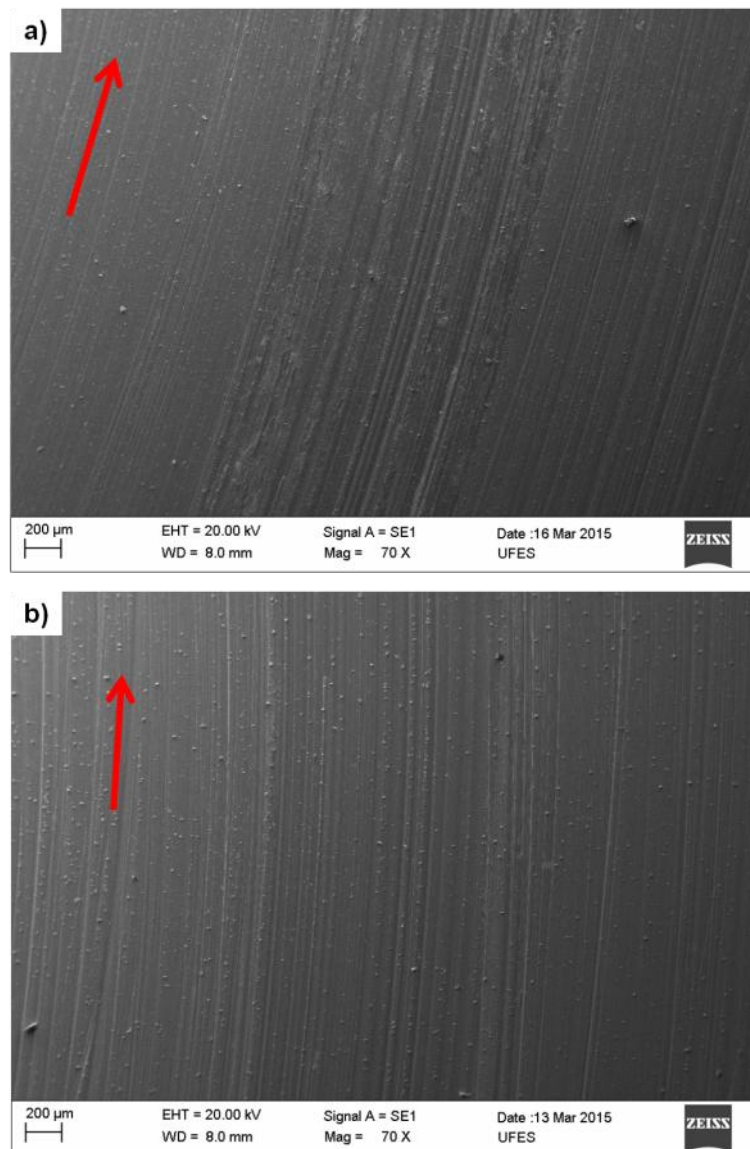


Figura 4.43 – Micrografia, obtida em microscópio estereoscópico, da trilha de desgaste do ensaio em elevada temperatura com a liga *Stellite 1* e carga normal de 7,3 N. A seta indica o sentido de giro do disco.

Além das trincas presente em alguns pontos da trilha de desgaste, os ensaios com *Stellite 1* apresentaram um misto de riscos e acúmulo de material ao longo da trilha. Isto pode ser visto na evolução das trilhas de desgaste em função da carga normal aplicada apresentada na Figura 4.44. Esta apresenta a evolução da trilha dos discos recobertos por *Stellite 1* em função da carga normal para os ensaios em elevada temperatura.



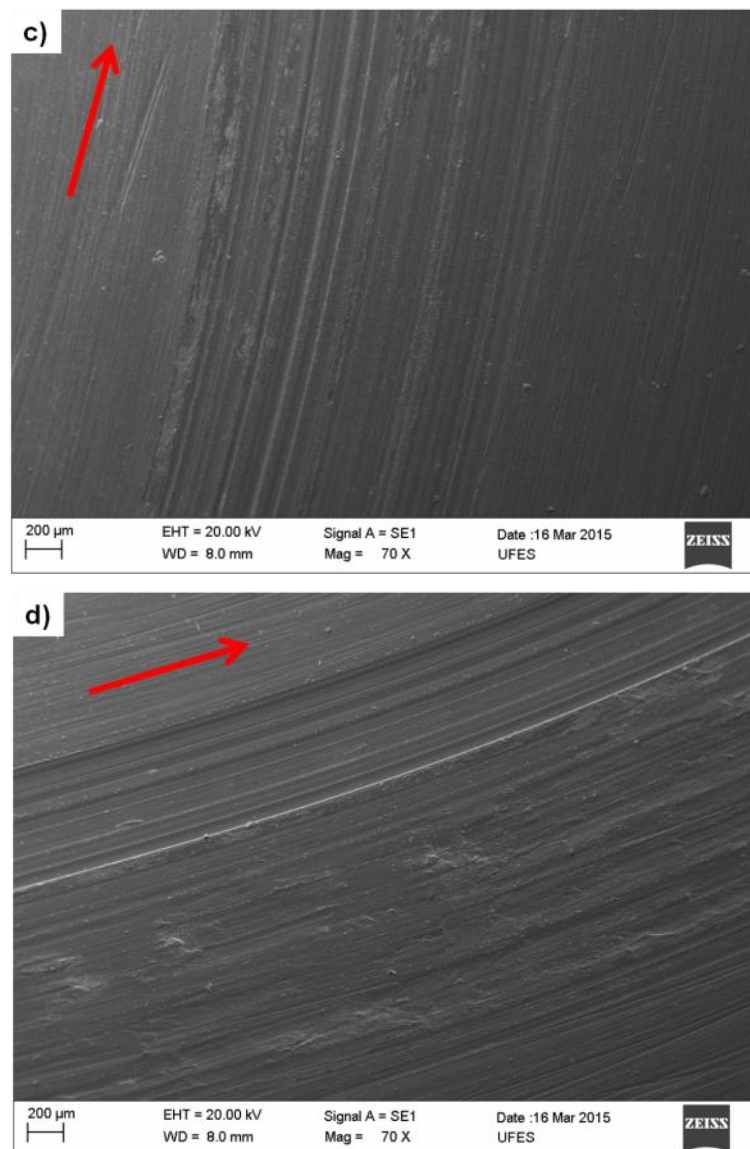


Figura 4.44 – Micrografias obtidas em MEV das trilhas de desgaste para ensaios com *Stellite 1* na temperatura de 500 °C. Em (a) carga de 7,3 N; (b) carga de 15,2 N; (c) carga de 23,0 N; e (d) carga de 29,9 N. As setas indicam o sentido de rotação dos discos.

As imagens de topografia da trilha de desgaste para as cargas de 7,3 N e 29,9 N para os ensaios com os discos recobertos pela liga de *Stellite 1* em elevada temperatura são apresentadas na Figura 4.45, em (a) e (b), respectivamente.

É possível notar que a morfologia da pista de desgaste é composta, como já citado anteriormente, por riscos e regiões salientes, provavelmente representando o acúmulo de material. Além disso, observa-se o quão rasas são essas trilhas, mesmo que em ensaios com carga normal de 29,9 N, havendo pouca diferença de profundidade entre esta e a menor carga normal.

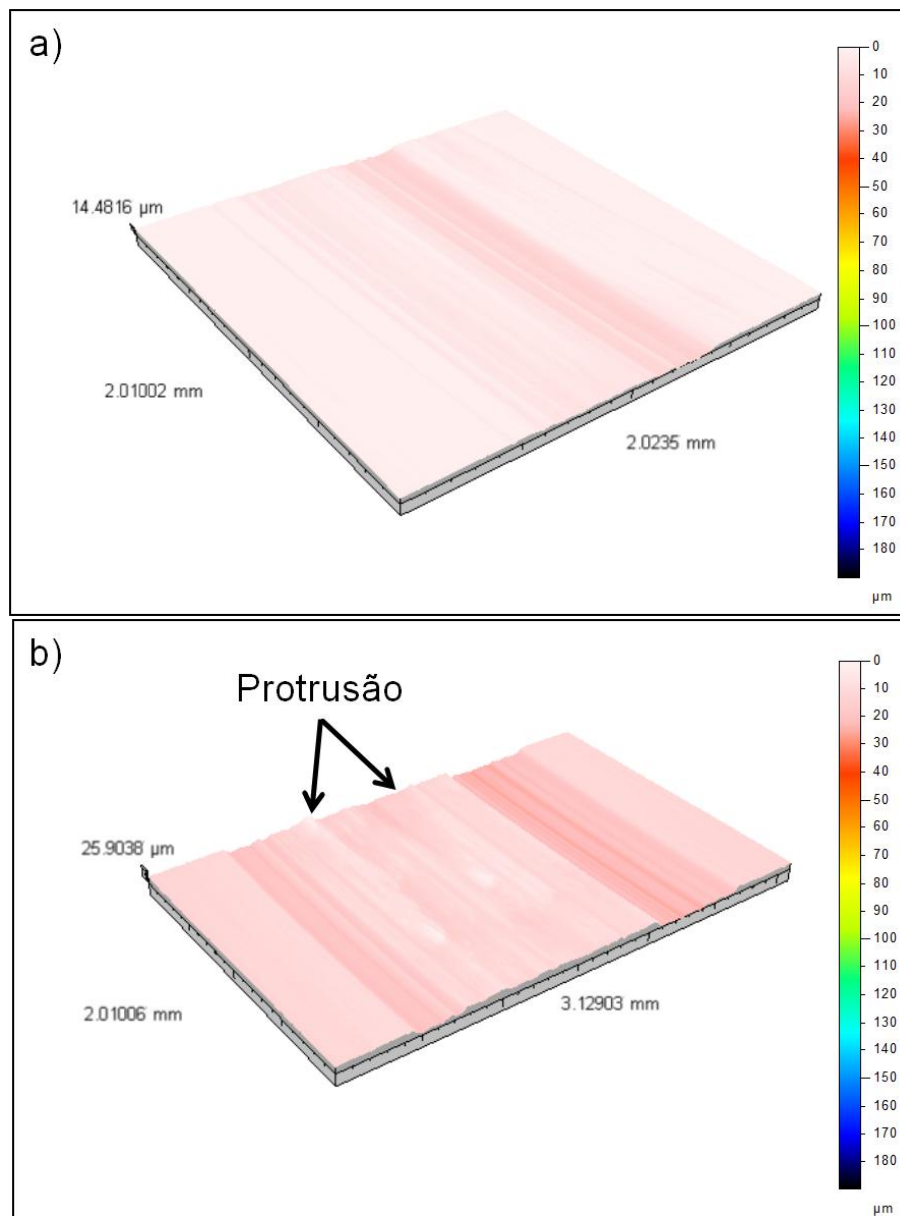
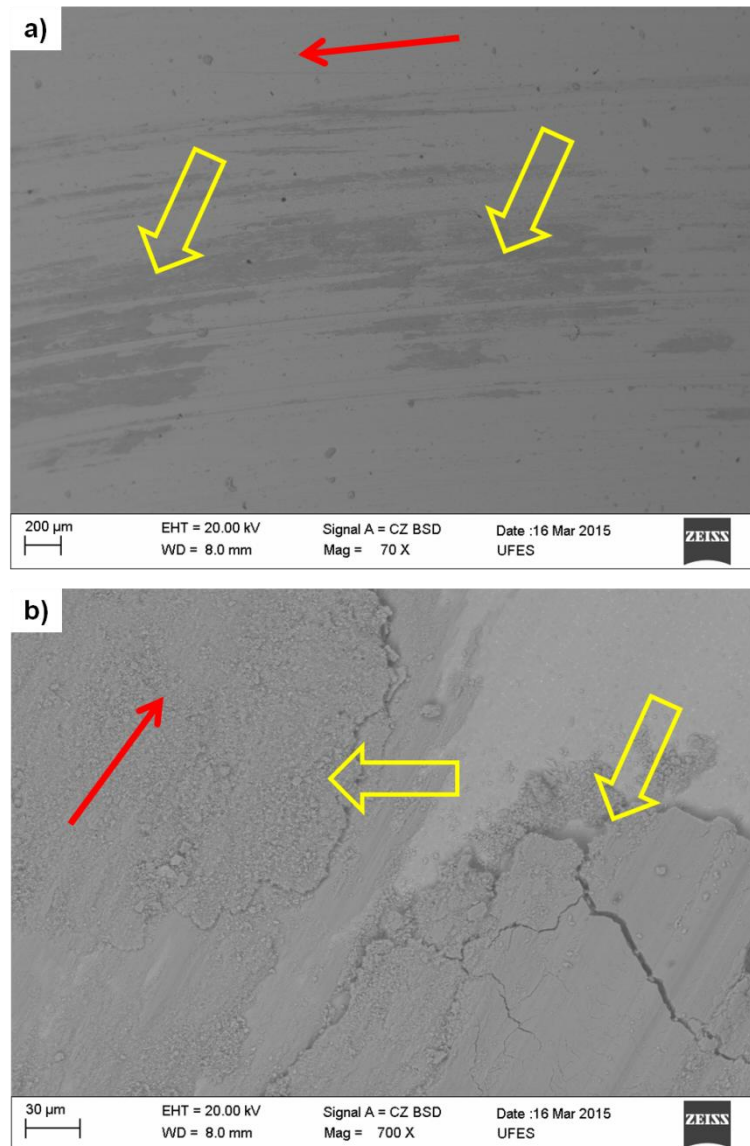


Figura 4.45 – Topografia, obtida através do analisador tridimensional de superfície, de ensaios a 500 °C com a liga de Stellite 1 e carga normal de 7,3 N, em (a), e 29,9 N, em (b).

Ao comparar a Figura 4.45 com as topografias das demais ligas, fica evidente que a liga *Stellite 1* apresentou a maior resistência ao desgaste que as demais estudadas neste trabalho, como apresentado na seção 4.2.3.

Imagens obtidas com elétrons retroespalhados (Figura 4.46) mostram que há deposição de material ao longo da pista de deslizamento (regiões indicadas por setas amarelas). E a análise por EDS, apresentada na Figura 4.47 e na Tabela 4.6, em especial o que pode ser notado na composição dos espectros 21 e 22, comprova que este material depositado é proveniente do contracorpo (pino de

aço inoxidável supermartensítico), pois apresenta um percentual elevado de Fe. Os espectros pontuais e globais analisados na Figura 4.47 podem ser observados no APÊNDICE .



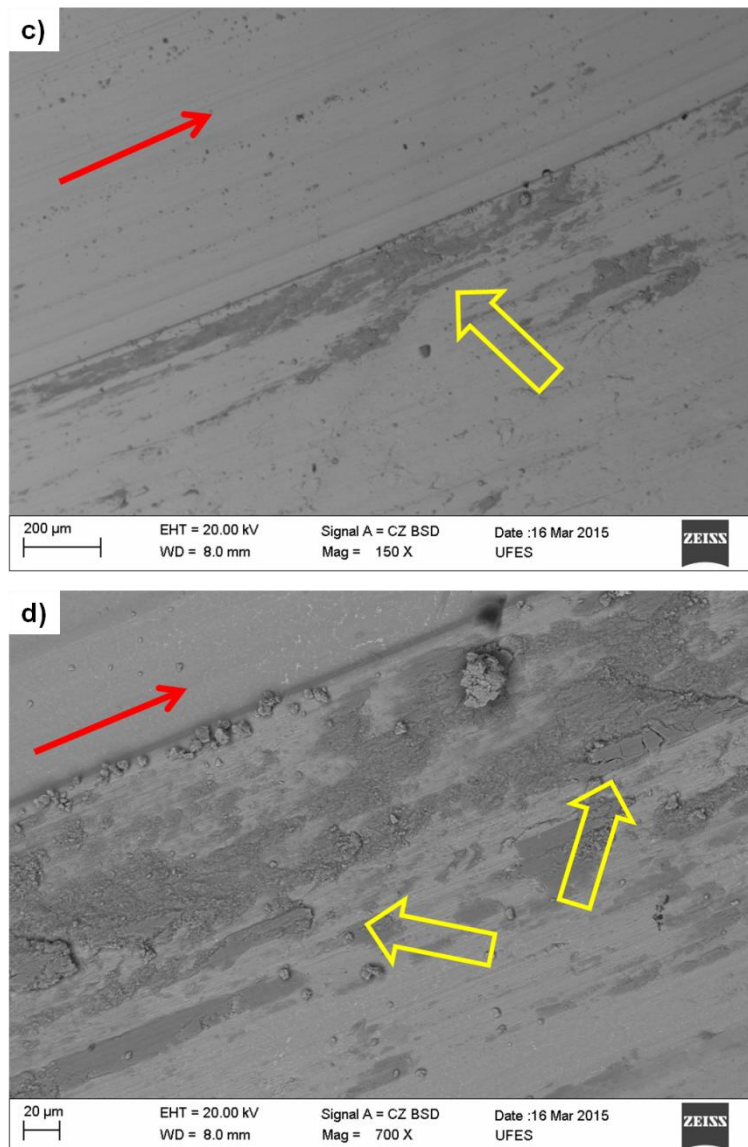
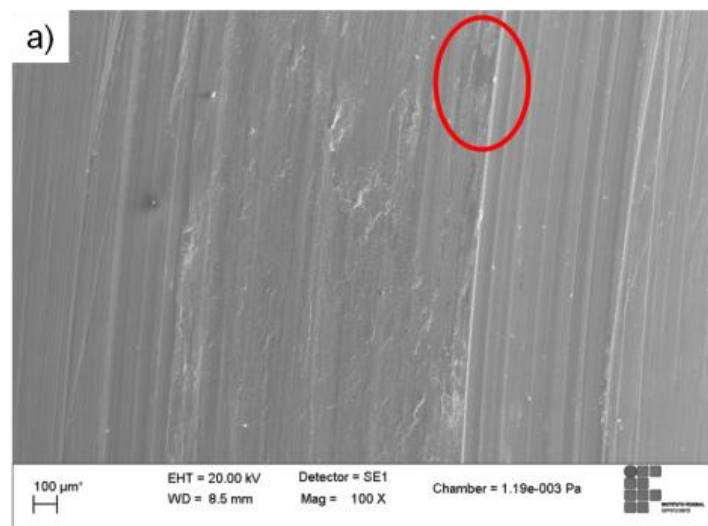


Figura 4.46 – Micrografias obtidas em MEV com elétrons retroespalhados das trilhas de desgaste para ensaios com *Stellite 1* na temperatura de 500 °C. Em (a) e (b) carga de 23,0 N; e em (c) e (d) carga de 29,9 N. As setas vermelhas indicam o sentido de rotação dos discos.



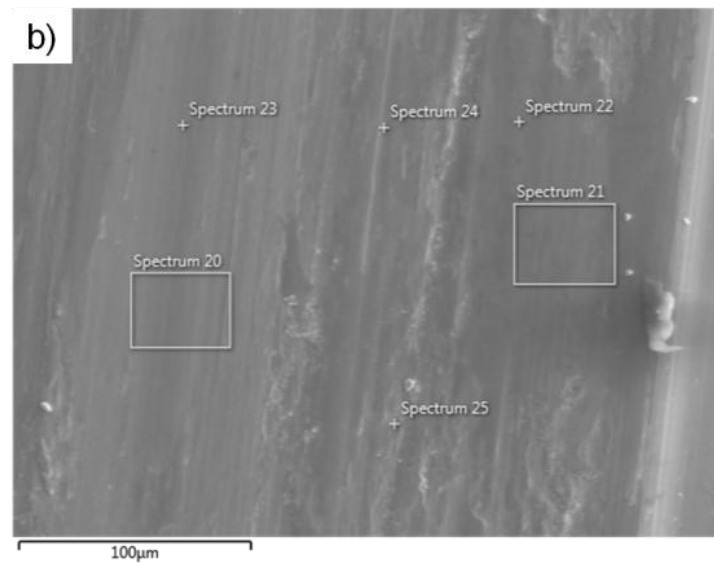


Figura 4.47 – Em (a), micrografia da amostra de *Stellite 1* ensaiada com carga normal de 29,9 N a 500 °C. Em (b), os pontos e regiões nos quais foram realizadas análises por EDS da região indicada em (a).

Tabela 4.6 – Porcentagem dos elementos de cada espectro analisado por EDS na Figura 4.47.

Espectro	20	21	22	23	24	25
Co	46,49	23,76	27,78	47,41	36,33	43,38
Cr	31,03	22,93	22,27	30,02	27,66	30,78
O	3,35	21,99	17,90	4,64	18,68	7,67
Fe	3,89	20,12	19,88	4,00	3,65	4,10
Si	0,65	0,52	0,52	0,65	0,42	0,63
Mn	0,43	0,31	0,31	0,43	0,52	0,53
Ni	1,30	2,39	2,91	1,40	1,15	1,26
W	12,76	7,47	8,01	11,34	11,48	11,45
Mo	0,11	0,52	0,52	0,22	0,21	0,21

4.2.6.5. Pinos

As superfícies dos pinos foram observadas através do microscópio estereoscópico após os ensaios em elevada temperatura, também. As imagens obtidas são apresentadas nas Figura 4.48 e Figura 4.49 para a primeira e segunda réplica dos ensaios, respectivamente.

É possível notar que a morfologia dos pinos, de acordo com essas imagens apresentadas, não teve grande diferença entre a primeira e segunda réplica. Isso reforça a boa repetibilidade dos ensaios realizados.

A não conformidade de contato em conjunto com a formação de óxidos e a carga normal aplicada podem ter contribuído para que alguns dos pinos ensaiados contra discos recobertos por *Stellite 1* não apresentassem um desgaste completo da sua superfície de ensaio.

Esses fatores (conformidade, oxidação, carga normal) podem ter causado a retenção de material e, posterior, formação de uma camada de óxido (*glaze?*) protetora na interface que limitou o contato e o desgaste. Isso pode explicar os resultados de baixa severidade apresentados na Figura 4.25, da seção 4.2.3. Com o aumento da carga normal, é provável que o filme óxido formado não tenha suportado o carregamento e tenha rompido, elevando a severidade do par, como descrito na mesma citada.

Os pinos dos demais pares (corpo/contracorpo) ensaiados apresentaram riscos em sua superfície, indicando que os mecanismos plásticos foram dominantes nestes ensaios.

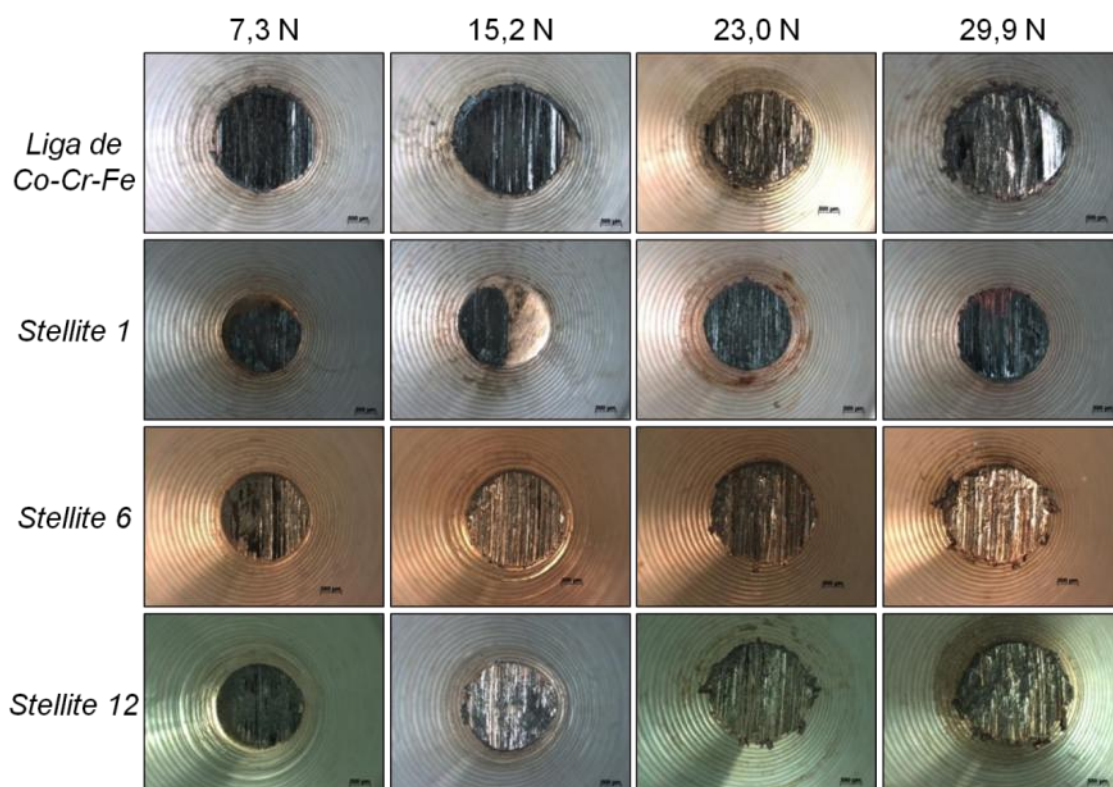


Figura 4.48 – Micrografias das superfícies dos pinos após os ensaios em elevada temperatura na primeira réplica, obtidas através de microscópio estereoscópico.

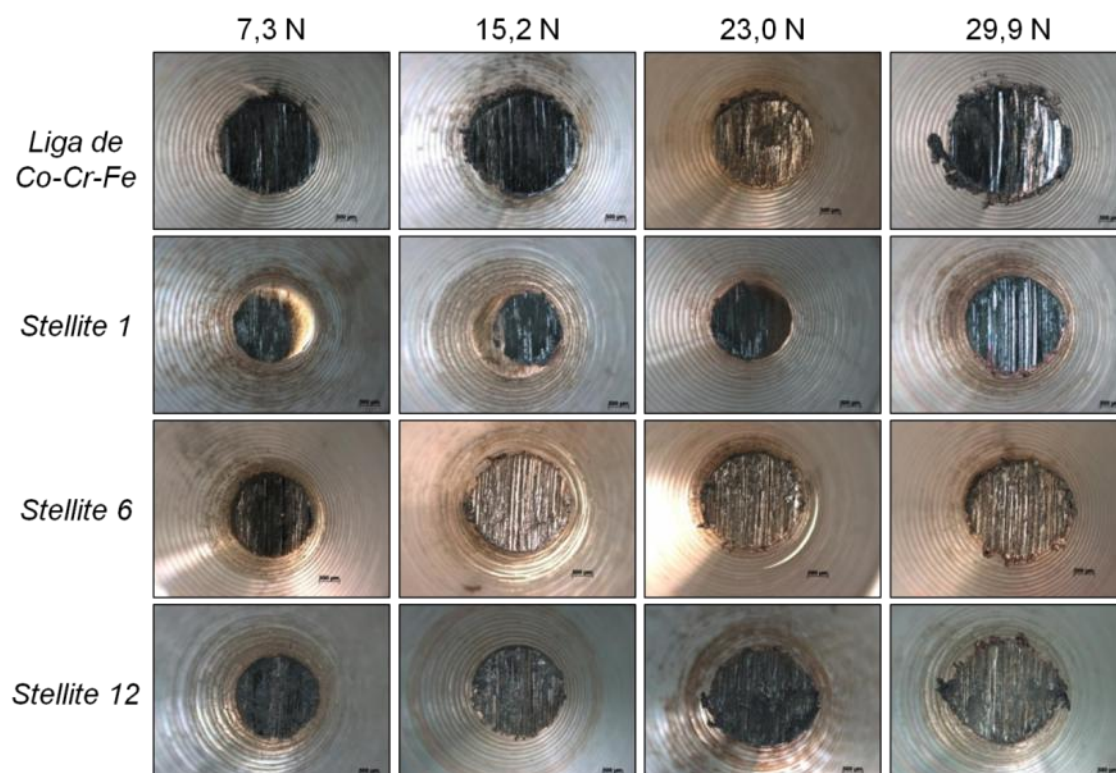


Figura 4.49 – Micrografias das superfícies dos pinos após os ensaios em elevada temperatura na segunda réplica, obtidas através de microscópio estereoscópico.

5. CONCLUSÕES

Nos ensaios realizados em temperatura ambiente, com exceção da menor carga normal, as ligas de Co-Cr-Fe, *Stellite 6* e *Stellite 12* apresentaram um coeficiente de atrito médio próximo a 0,3, independente da carga. E a liga de *Stellite 1* apresentou, para todas as cargas, o maior valor de μ .

De um modo geral, o valor do coeficiente de atrito médio apresentou uma tendência de crescimento com o aumento da carga normal para os ensaios realizados a 500 °C.

A liga de Co-Cr-Fe apresentou, de um modo geral, a menor resistência ao desgaste nos ensaios realizados na temperatura ambiente para todas as cargas normais ensaiadas. Já a liga de *Stellite 1*, de um modo geral, foi a que demonstrou maior resistência.

Para os ensaios realizados a 500 °C, a liga de *Stellite 1* apresentou uma resistência ao desgaste muito maior que as demais ligas estudadas. E, de um modo geral, a liga de Co-Cr-Fe apresentou a menor.

O aumento da temperatura causou o aumento de desgaste para todos os materiais ensaiados, independente da carga normal. Sendo que, os discos recobertos com *Stellite 1* apresentaram a menor sensibilidade à essa variação de temperatura. E, aqueles recobertos com *Stellite 6* e *12* foram os que apresentaram as maiores diferenças entre as duas condições.

Comparando o coeficiente de atrito médio com o volume desgastado das ligas estudadas neste trabalho, não foi observada a existência de relação entre esses dois resultados.

Para os ensaios realizados em temperatura ambiente com os discos de ligas de Co-Cr-Fe, *Stellite 6* e *Stellite 12*, o mecanismo de desgaste dominante foi o de natureza plástica. Já os discos recobertos com a liga de *Stellite 1*, apresentaram indícios de oxidação na trilha de desgaste.

Nos ensaios realizados a 500 °C, a liga de Co-Cr-Fe apresentou riscos e deformação plástica generalizada, decorrente do deslizamento, como mecanismo de desgaste dominante.

Os discos de *Stellite 12* apresentaram riscos como o principal mecanismo de desgaste nos ensaios em elevada temperatura. E não foi observada adesão de material na pista de desgaste.

Os discos de *Stellite 6* apresentaram mecanismos de desgaste semelhantes aqueles encontrados na liga *Stellite 12*.

A liga de *Stellite 1* apresentou, como mecanismo de desgaste, um misto de riscos e acúmulo de material ao longo da trilha de desgaste. Esse material depositado foi proveniente do pino (contracorpo).

Os pinos ensaiados a 500 °C contra as ligas de Co-Cr-Fe, *Stellite 6* e *Stellite 12* apresentaram riscos na sua superfície, indicando que os mecanismos plásticos foram dominantes.

Os pinos ensaiados a 500 °C contra a liga *Stellite 1* podem ter apresentado a formação de uma camada de óxido protetora para as cargas abaixo de 29,9 N.

6. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões para trabalhos futuros têm-se:

- Variar a velocidade de deslizamento e temperatura mais elevadas buscando a formação da camada de *glaze*;
- Variar o processo de deposição das ligas de cobalto;
- Inverter os materiais, utilizando o disco de aço inoxidável e pinos de ligas de cobalto.

REFERÊNCIAS

- ARCHARD, J. F. Contact and Rubbing of Flat Surfaces. **Journal of Applied Physics**, England, v. 24, n. 8, p. 981-8, Agosto 1953.
- ASSUNÇÃO, F. C. R. (Ed.). **Materiais avançados no Brasil 2010-2022**. CGEE, 2010.
- ASTM. **ASTM E407**: Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. ASTM International, 2011.
- ASTM. **ASTM G40-13**: Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. West Conshohocken: ASTM International, 2013.
- BALDAN, R. **Tratamento térmico, deposição por laser cladding e oxidação isotérmica da superliga à base de níquel MAR-M247 modificada com nióbio**. Lorena - SP, 2013. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo. Escola de Engenharia de Lorena.
- BHANSALI, K. J. Adhesive wear of nickel- and cobalt-base alloys. **Wear**, v. 60, p. 95-110, 1980.
- BHUSHAN, B. **Modern Tribology Handbook**. CRC Press, 2001.
- BIROL, Y. High temperature sliding wear behaviour of Inconel 617 and Stellite 6 alloys. **Wear**, v. 269, p. 664-671, 2010.
- BLAU, P. J. Embedding wear models into friction models. **Tribology Letters**, v. 34, p. 75-79, Abril 2009.
- BOLJANOVIC, V. **Metal-shaping Processes**: Casting and Molding; Particulate Processing; Deformation Processes; and Metal Removal. Nova York: Industrial Press Inc., 2010.
- CALLISTER, W. D. **Fundamentals of Materials Science And Engineering**. 5ª. ed., John Wiley & Sons Inc., 2001.
- CAMPBELL, F. C. **Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials**. 1ª. ed., Missouri: Elsevier, 2006.
- CAROL, E. *et al.* Plastic strain of cobalt-based hardfacings under friction loading. **Wear**, v. 330-331, p. 354-363, 2015.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica - Processos de Fabricação e Tratamento**. 2ª. ed. São Paulo: McGraw-Hill, v. II, 1986.

CONTIN, A. **Deposição de diamante CVD sobre aço 304 com interface de SiC obtida por laser cladding**. São José dos Campos - SP, 2014. Dissertação de Mestrado. Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais - INPE.

DAVIS, J. R. (Ed.). **ASM Specialty Handbook - Heat-Resistance Materials**. ASM International, 1997.

DAVIS, J. R. (Ed.). **ASM Specialty Handbook - Nickel, Cobalt, and their alloys**. ASM International, 2000.

DEAL, A. et al. Tensile Property Investigation of Cast and Wrought Co-Cr-Fe. **Microscopy and Microanalysis**, v. 13, p. 942-943, Agosto 2007.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2ª. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

DIN. **DIN 50320: Wear - Terms - Systems Analysis Of Wear Processes - Classification Of The Field Of Wear**. 1979.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. **Superalloys: A Technical guide**. 2ª Edição. ed., ASM International, 2002.

FERREIRA, R. A. S. **Conformação Plástica: Fundamentos Metalúrgicos e Mecânicos**. 2ª. ed. Recife: Universitária da UFPE, 2010.

FRENK, A.; KURZ, W. Microstructural effects on the sliding wear resistance of a cobalt-based alloy. **Wear**, v. 174, p. 81-91, janeiro 1994.

GHIOTTI, A. *et al.* Modelling of the Mannesmann effect. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 58, p. 255-258, 2009.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. London: Butterworth-Heinemann, 1992.

INMAN, I. A. *et al.* Microscopy of glazed layers formed during high temperature sliding wear at 750 °C. **Wear**, v. 254, p. 461-467, 2003.

INMAN, I. A.; ROSE, S. R.; DATTA, P. K. Studies of high temperature sliding wear of metallic dissimilar interfaces II: Incoloy MA956 versus Stellite 6. **Tribology International**, v. 39, p. 1361-1375, 2006A.

INMAN, I. A.; ROSE, S. R.; DATTA, P. K. Development of a simple 'temperature versus sliding speed' wear map for the sliding wear behaviour of dissimilar metallic interfaces. **Wear**, v. 260, p. 919-932, 2006B.

JOST, H. P. Tribology: Origin and future. **Wear**, v. 136, p. 1-17, 1990.

KAIERLE, S. et al. Review on Laser Deposition Welding: From Micro to Macro. **Physics Procedia**, v. 39, p. 336-345, 2012.

KAPOOR, S. **High-Temperature Hardness and Wear Resistance of Stellite Alloys**. Ottawa, Ontario: Heritage Branch, 2012. Thesis of Master Degree. Carleton University.

KENNAMETAL. Sobre a Empresa: Kennametal Stellite. **Site da Kennametal Stellite**, 2013. Disponível em: <<http://stellite.com/>>. Acesso em: 02 jun. 2015.

MA, X. P. et al. Microstructure and properties of 13Cr5Ni1Mo0.025Nb0.09V0.06N super martensitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 539, p. 271-279, 2012.

MELLOR, B. G. (Ed.). **Surface coatings for protection against wear**. 1ª Edição. ed., CRC Press, 2006.

METALS HANDBOOK. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. ASM International, v. 2, 1990.

PARDAL, J. M. et al. Uma revisão da resistência à corrosão em aços inoxidáveis duplex e superduplex. **Revista Virtual de Química**, v. 5, p. 658-677, Agosto 2013.

PAUSHITZ, A.; ROY, M.; FRANEK, F. Mechanisms of sliding wear of metals and alloys at elevated temperatures. **Tribology International**, v. 41, p. 584-602, November 2008.

PAWLOWSKI, L. Thick Laser coatings: A review. **Journal of Thermal Spray Technology**, v. 8, p. 279-295, 1999.

PULIN NIE, O. A. O. Z. L. Modeling analysis of laser cladding of a nickel-based superalloy. **Surface and Coatings Technology**, v. 258, p. 1048-1059, 2014.

SIKORSKI, M. E. The Adhesion of Metals and Factors That Influence It. **Wear**, N. J., EUA, v. 7, p. 144-162, 1964.

SILVA, G. F. D. **A influência do tratamento térmico nas propriedades de um aço supermartensítico ligado ao titânio**. Niterói, 2009. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Fluminense.

STOOT, F. H. The role of oxidation in the wear of alloys. **Tribology International**, v. 31, p. 61-71, 1998.

TAUFFER, R. L. **O efeito da carga normal no comportamento tribológico de uma superliga de cobalto no ensaio pino-disco**. Vitória - ES, 2014. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Espírito Santo.

WANG, L.; LI, D. Y. Effects of yttrium on microstructure, mechanical properties and high-temperature wear behavior of cast Stellite 6 alloy. **Wear**, v. 255, p. 535-544, 2003.

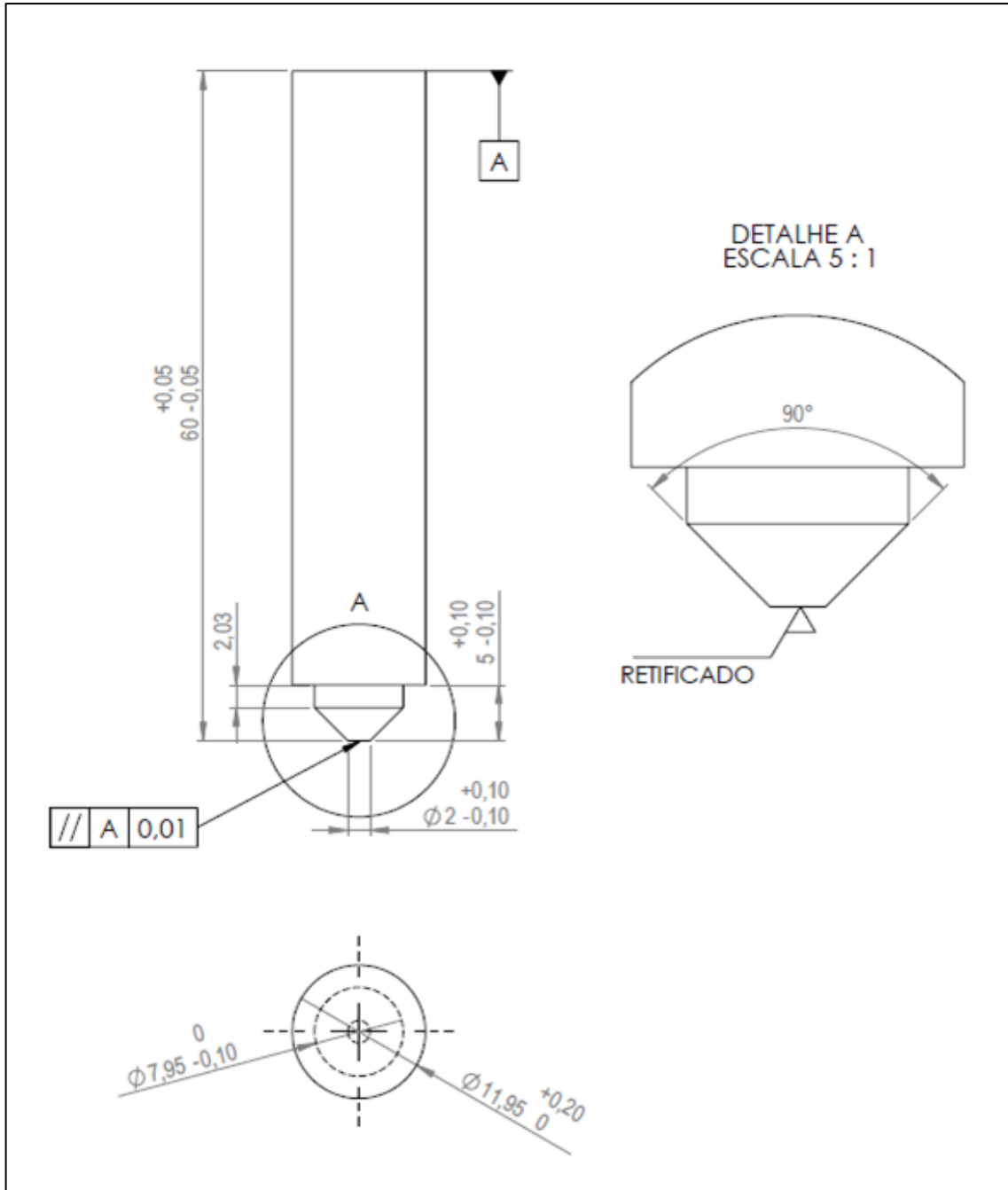
WOOD, P. D.; EVANS, H. E.; PONTON, C. B. Investigation into the wear behaviour of Stellite 6 during rotation as an unlubricated bearing at 600 °C. **Tribology International**, v. 44, p. 1589-1597, 2011.

ZHANG, S.; ZHAO, D. (Eds.). **Aerospace Materials Handbook**. CRC Press, 2013.

ZUM GAHR, K. H. **Microstructure and Wear of Materials**. Elsevier, 1987.

APÊNDICE A

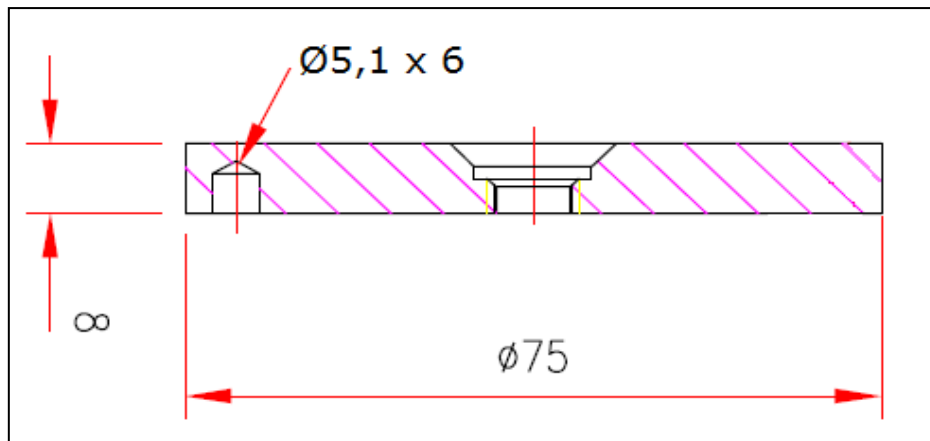
Desenho técnico Mecânico do pino



Desenho técnico mecânico do pino utilizado nos ensaios de desgaste por deslizamento, realizados no tribômetro Phoenix PLINT TE67, na configuração pino-disco.

APÊNDICE B

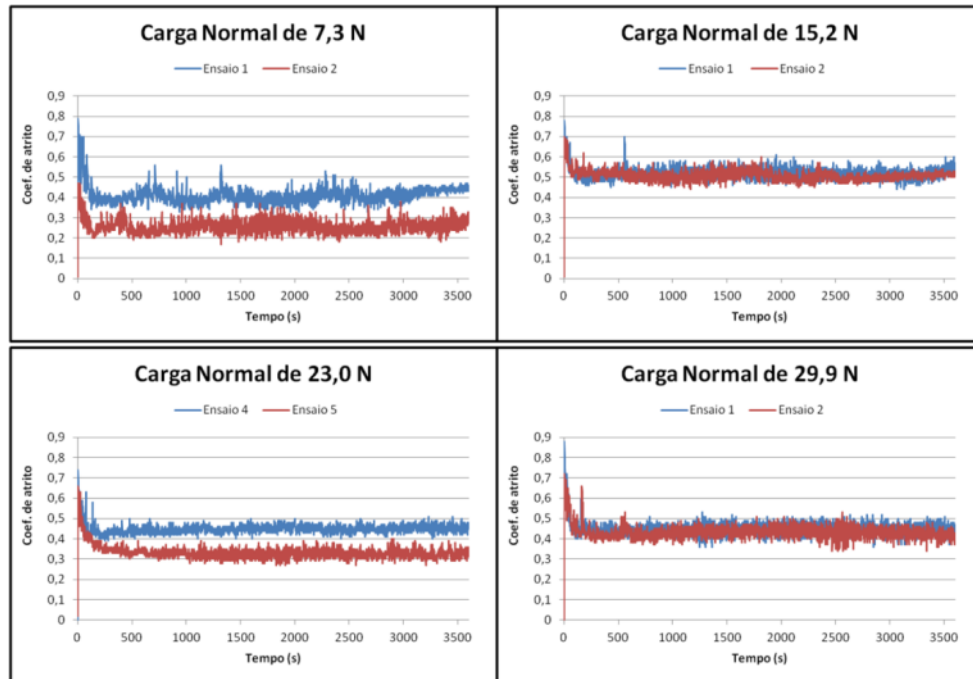
Desenho técnico Mecânico do disco



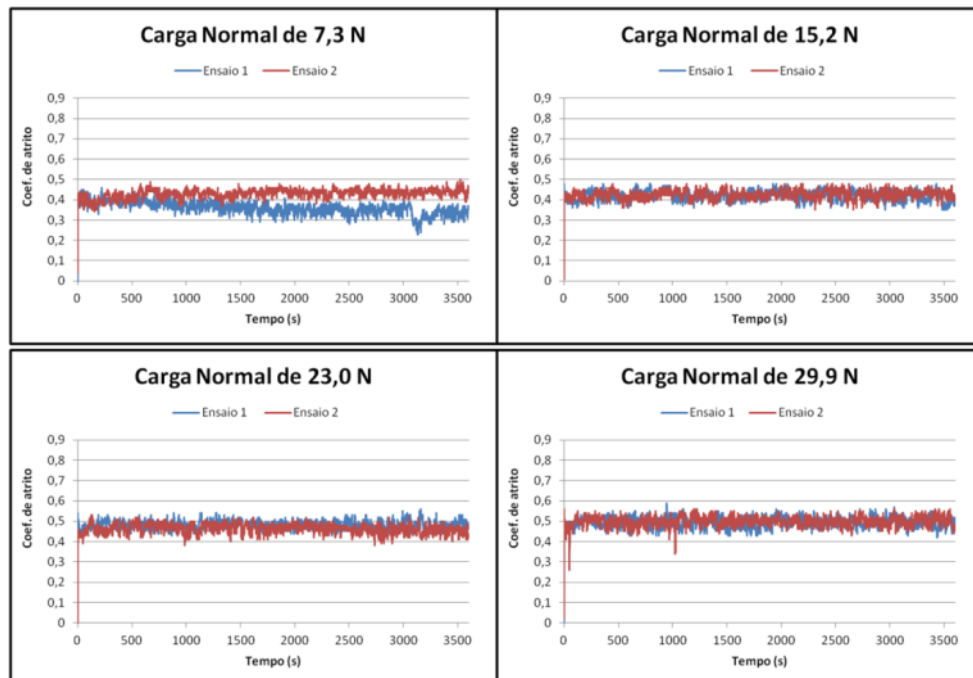
Desenho técnico mecânico do disco utilizado nos ensaios de desgaste por deslizamento, realizados no tribômetro Phoenix PLINT TE67, na configuração pino-disco.

APÊNDICE C

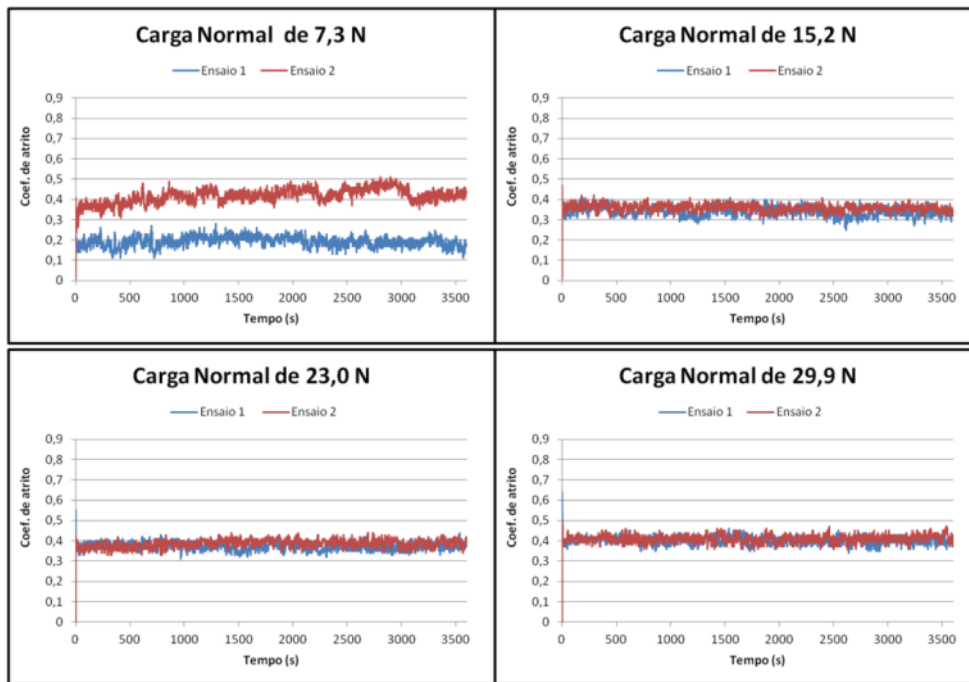
Gráficos do coeficiente de atrito em função do tempo para os ensaios realizados a 500 °C



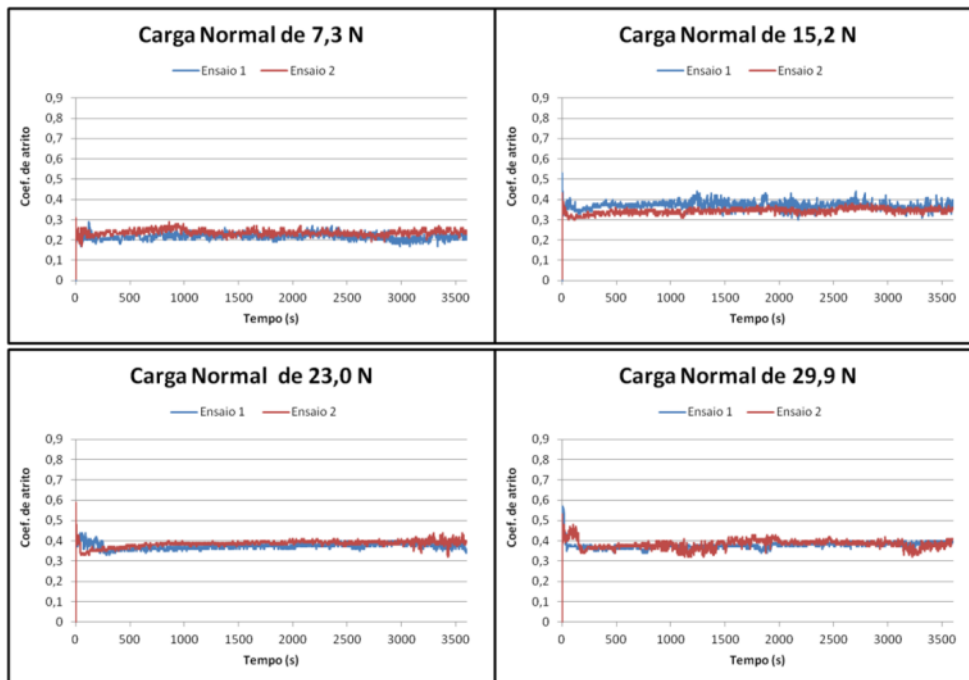
Gráficos do coeficiente de atrito em função do tempo para os ensaios realizados a 500 °C com a liga de Co-Cr-Fe.



Gráficos do coeficiente de atrito em função do tempo para os ensaios realizados a 500 °C com a liga *Stellite 6*.



Gráficos do coeficiente de atrito em função do tempo para os ensaios realizados a 500 °C com a liga *Stellite 12*.



Gráficos do coeficiente de atrito em função do tempo para os ensaios realizados a 500 °C com a liga *Stellite 1*.

APENDICE D

Tabela dos dados de desgaste para os ensaios realizados em temperatura ambiente

Volume desgastado em função da carga normal e dos materiais ensaiados em temperatura ambiente.

Carga (N)	Volume Desgastado (mm ³)			
	Liga de Co-Cr-Fe	Stellite 6	Stellite 12	Stellite 1
7,3	1,21	0,43	0,22	0,17
15,2	1,67	0,70	0,59	0,89
23,0	1,77	1,09	0,95	0,63
29,9	2,13	1,33	0,95	0,48

Coefficiente de desgaste dimensional em função da carga normal e dos materiais ensaiados em temperatura ambiente.

Carga (N)	Coeficiente de desgaste dimensional (mm ³ /N.m)			
	Liga de Co-Cr-Fe	Stellite 6	Stellite 12	Stellite 1
7,3	2,31E-04	8,29E-05	4,12E-05	3,30E-05
15,2	1,53E-04	6,40E-05	5,41E-05	8,13E-05
23,0	1,07E-04	6,64E-05	5,78E-05	3,81E-05
29,9	9,94E-05	6,19E-05	4,43E-05	2,26E-05

APENDICE E

Tabela dos dados de desgaste para os ensaios realizados a 500 °C

Volume desgastado em função da carga normal e dos materiais ensaiados a 500 °C, para a primeira réplica dos ensaios.

Carga (N)	Volume desgastado (mm ³) - Ensaio 01			
	Liga de Co-Cr-Fe	Stellite 6	Stellite 12	Stellite 1
7,3	8,58	7,25	4,98	0,85
15,2	14,16	16,28	10,63	1,56
23,0	28,22	24,93	23,37	2,41
29,9	19,96	27,62	23,16	2,16

Volume desgastado em função da carga normal e dos materiais ensaiados a 500 °C, para a segunda réplica dos ensaios.

Carga (N)	Volume desgastado (mm ³) - Ensaio 02			
	Liga de Co-Cr-Fe	Stellite 6	Stellite 12	Stellite 1
7,3	16,04	7,34	5,50	0,79
15,2	27,03	15,15	13,21	2,13
23,0	37,11	20,37	22,73	1,89
29,9	26,46	24,40	21,26	3,07

Volume desgastado médio em função da carga normal e dos materiais ensaiados a 500 °C.

Carga (N)	Volume desgastado médio (mm ³)			
	Liga de Co-Cr-Fe	Stellite 6	Stellite 12	Stellite 1
7,3	1,23E+01	7,30E+00	5,24E+00	8,21E-01
15,2	2,06E+01	1,57E+01	1,19E+01	1,85E+00
23,0	3,27E+01	2,27E+01	2,31E+01	2,15E+00
29,9	2,32E+01	2,60E+01	2,22E+01	2,62E+00

Coeficiente de desgaste dimensional em função da carga normal e dos materiais ensaiados a 500 °C, para a primeira réplica dos ensaios.

Carga (N)	Coeficiente de desgaste dimensional (mm ³ /N.m) - Ensaio 01			
	Liga de Co-Cr-Fe	Stellite 6	Stellite 12	Stellite 1
7,3	1,64E-03	1,38E-03	9,50E-04	1,63E-04
15,2	1,30E-03	1,49E-03	9,75E-04	1,43E-04
23,0	1,71E-03	1,51E-03	1,42E-03	1,46E-04
29,9	9,31E-04	1,29E-03	1,08E-03	1,01E-04

Coeficiente de desgaste dimensional em função da carga normal e dos materiais ensaiados a 500 °C, para a segunda réplica dos ensaios.

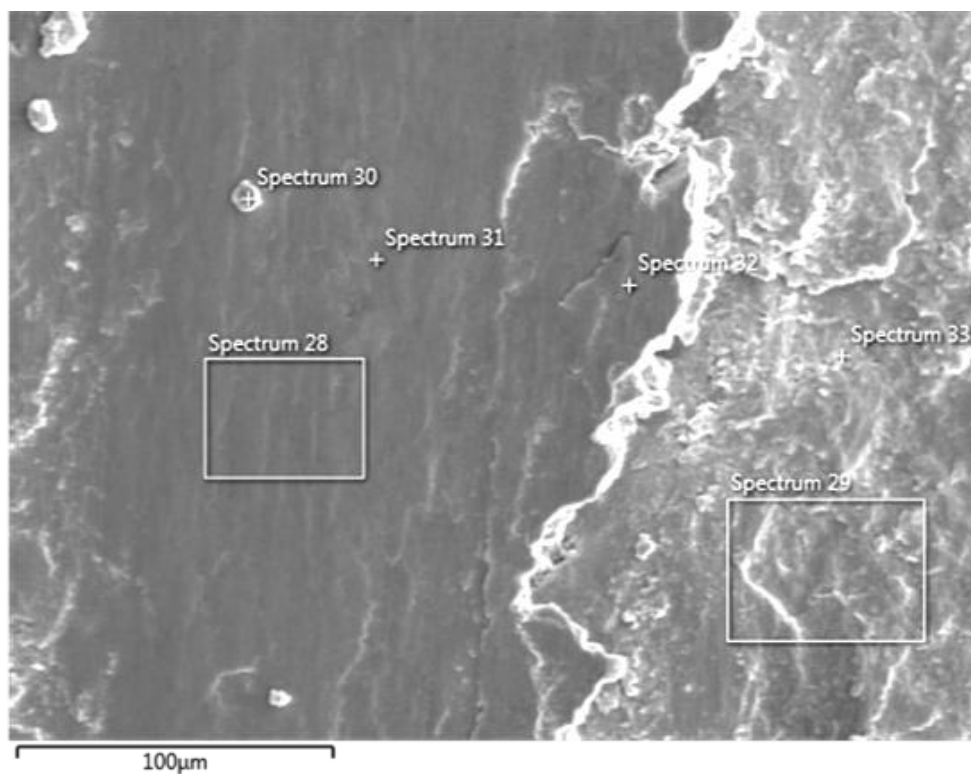
Carga (N)	Coeficiente de desgaste dimensional (mm ³ /N.m) - Ensaio 02			
	Liga de Co-Cr-Fe	Stellite 6	Stellite 12	Stellite 1
7,3	3,06E-03	1,40E-03	1,05E-03	1,51E-04
15,2	2,48E-03	1,39E-03	1,21E-03	1,96E-04
23,0	2,25E-03	1,24E-03	1,38E-03	1,14E-04
29,9	1,23E-03	1,14E-03	9,92E-04	1,43E-04

Coeficiente de desgaste dimensional médio em função da carga normal e dos materiais ensaiados a 500 °C.

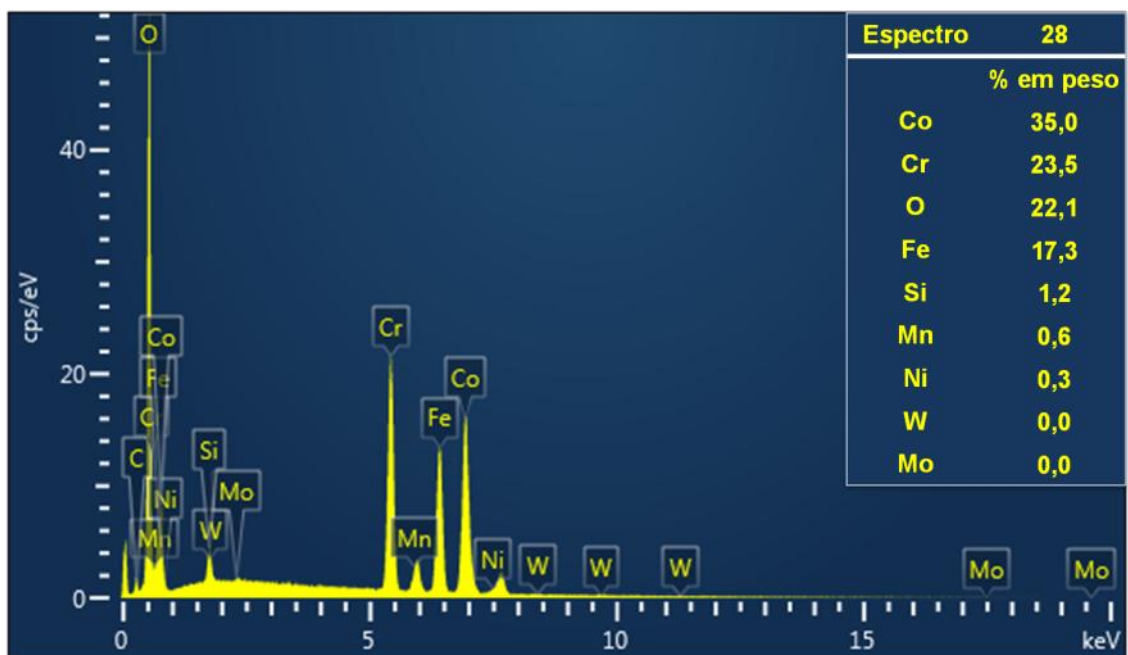
Carga (N)	Coeficiente de desgaste dimensional médio (mm ³ /N.m)			
	Liga de Co-Cr-Fe	Stellite 6	Stellite 12	Stellite 1
7,3	2,35E-03	1,39E-03	1,00E-03	1,57E-04
15,2	1,89E-03	1,44E-03	1,09E-03	1,69E-04
23,0	1,98E-03	1,37E-03	1,40E-03	1,30E-04
29,9	1,08E-03	1,21E-03	1,04E-03	1,22E-04

APÊNDICE F

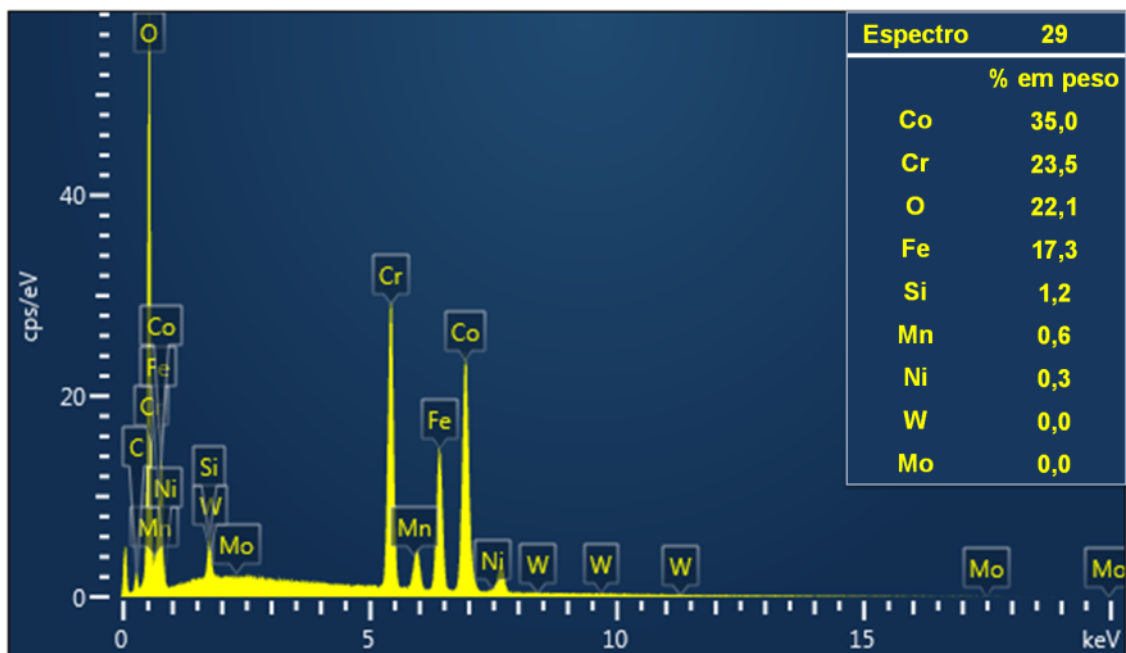
Espectros das análises realizadas por EDS nas regiões e pontos apresentados na Figura 4.34a



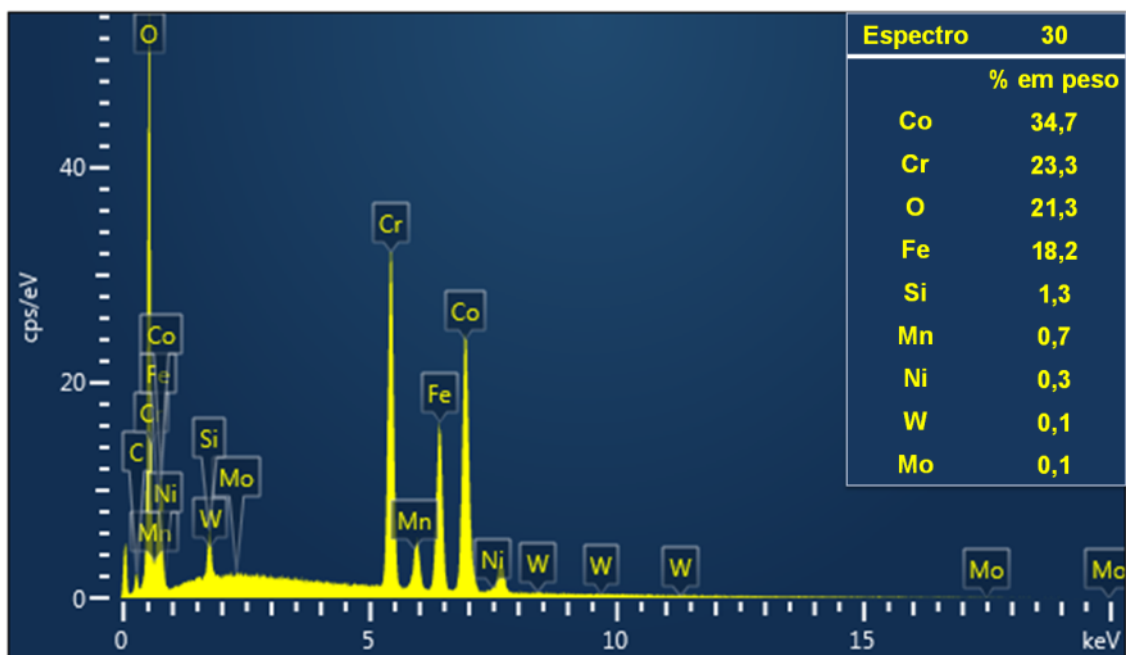
Região em destaque na Figura 4.34a, apresentada na Figura 4.34b utilizada para análise por EDS.



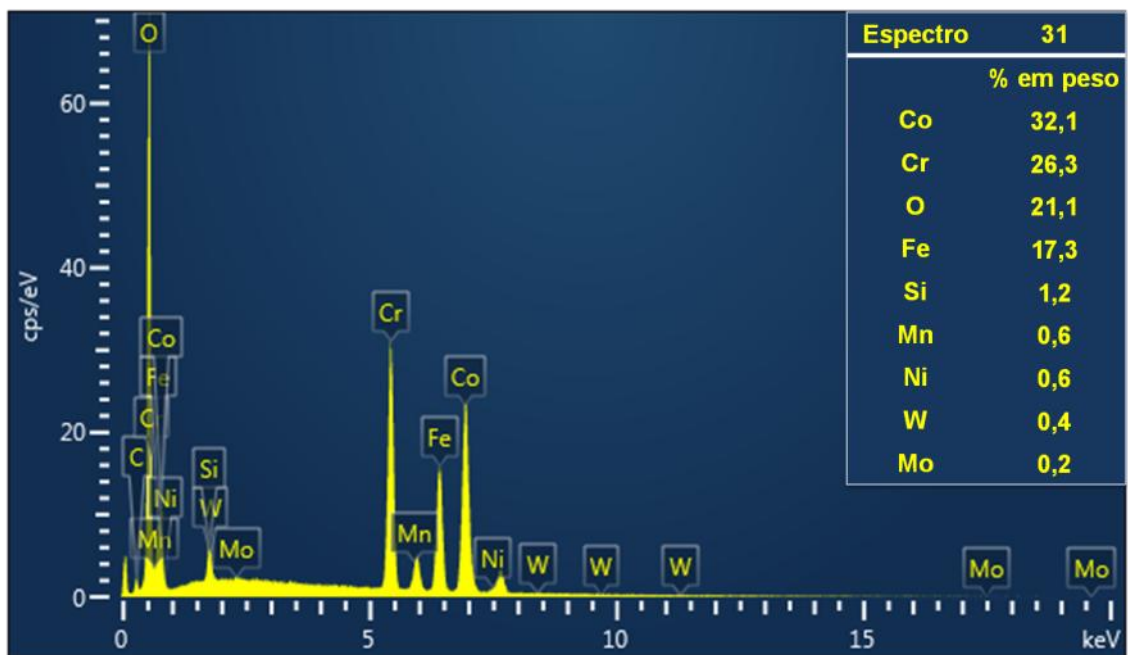
Espectro 28 referente à região 28 da Figura 4.34b.



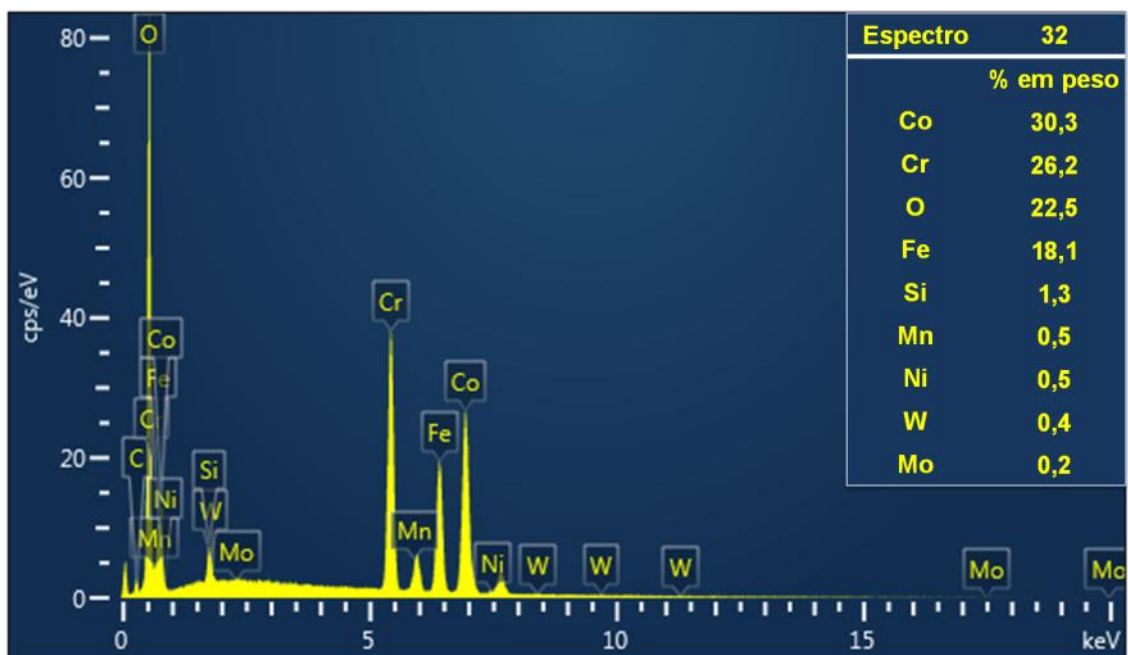
Espectro 29 referente à região 29 da Figura 4.34b.



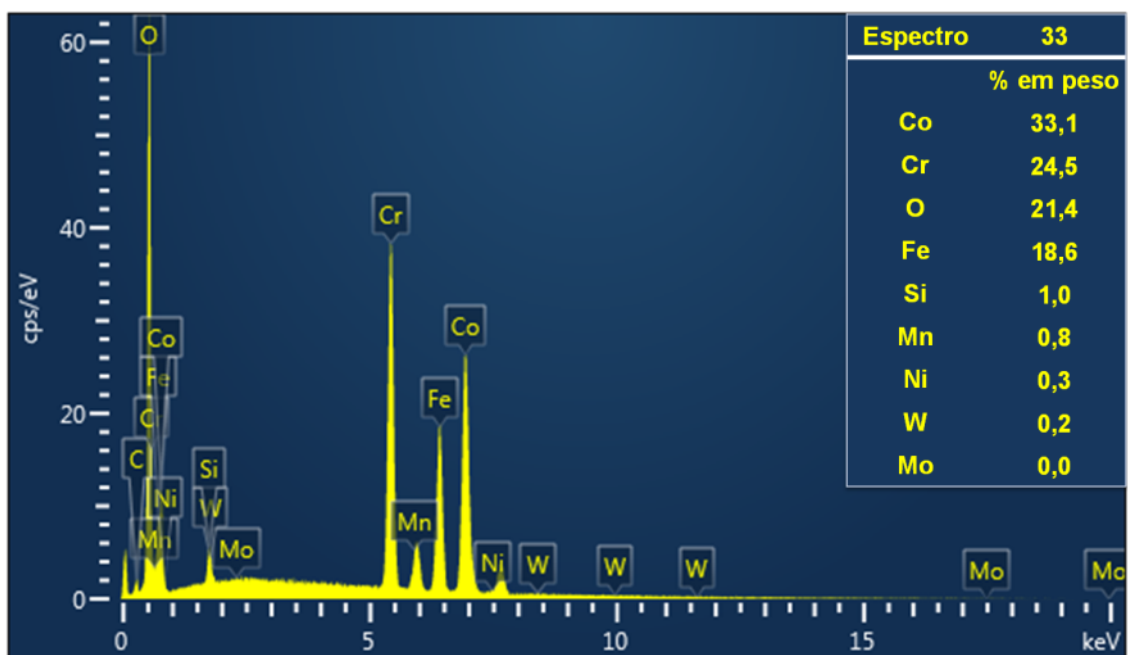
Espectro 30 referente ao ponto 30 da Figura 4.34b.



Espectro 31 referente ao ponto 31 da Figura 4.34b.



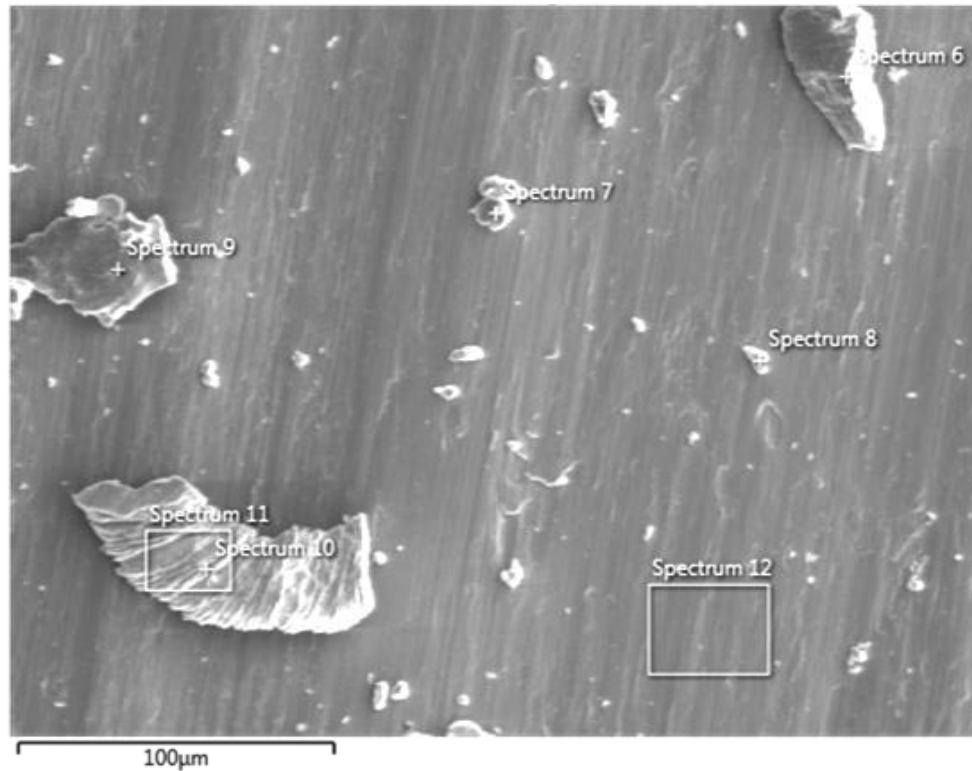
Espectro 32 referente ao ponto 32 da Figura 4.34b.



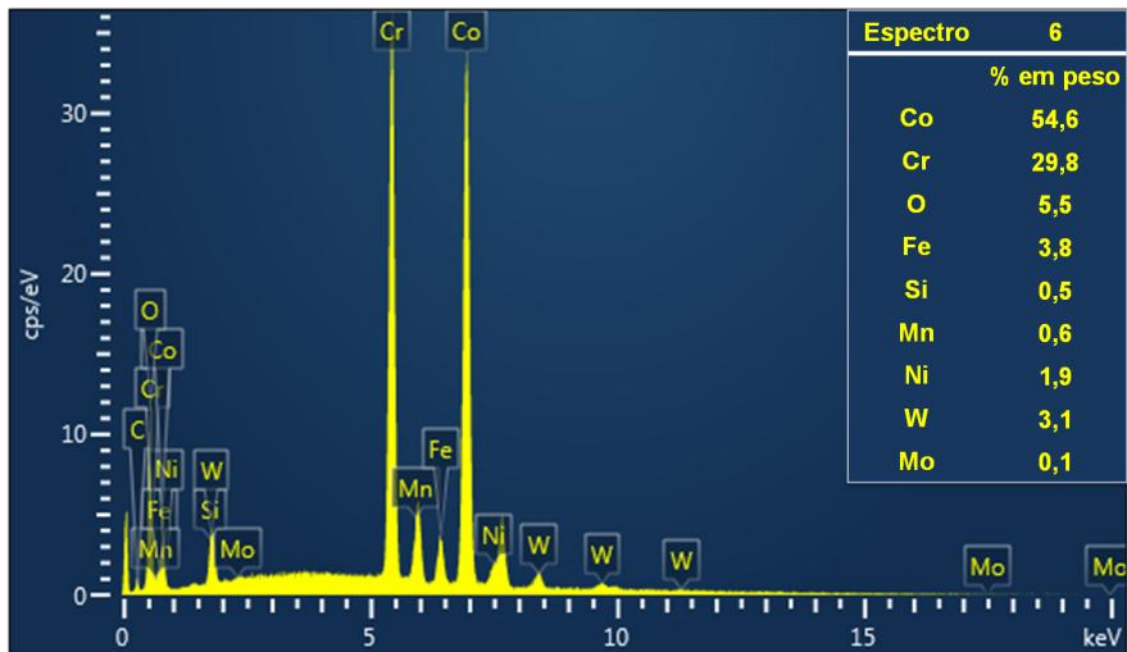
Espectro 33 referente ao ponto 33 da Figura 4.34b.

APÊNDICE G

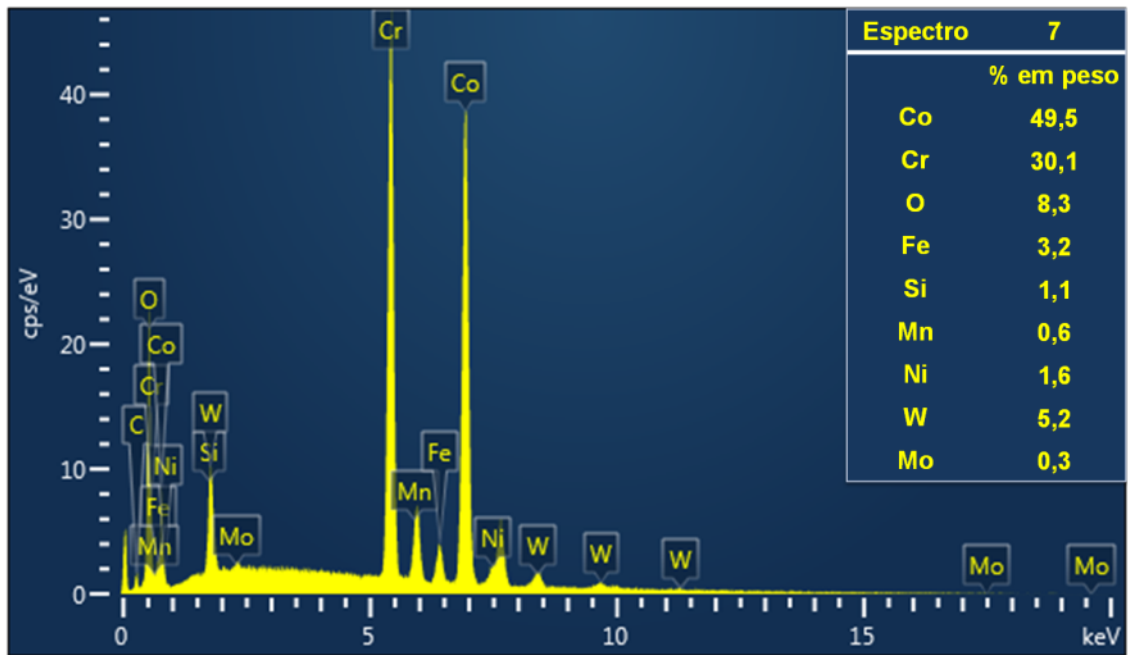
Espectros das análises realizadas por EDS nas regiões e pontos apresentados Figura 4.39a



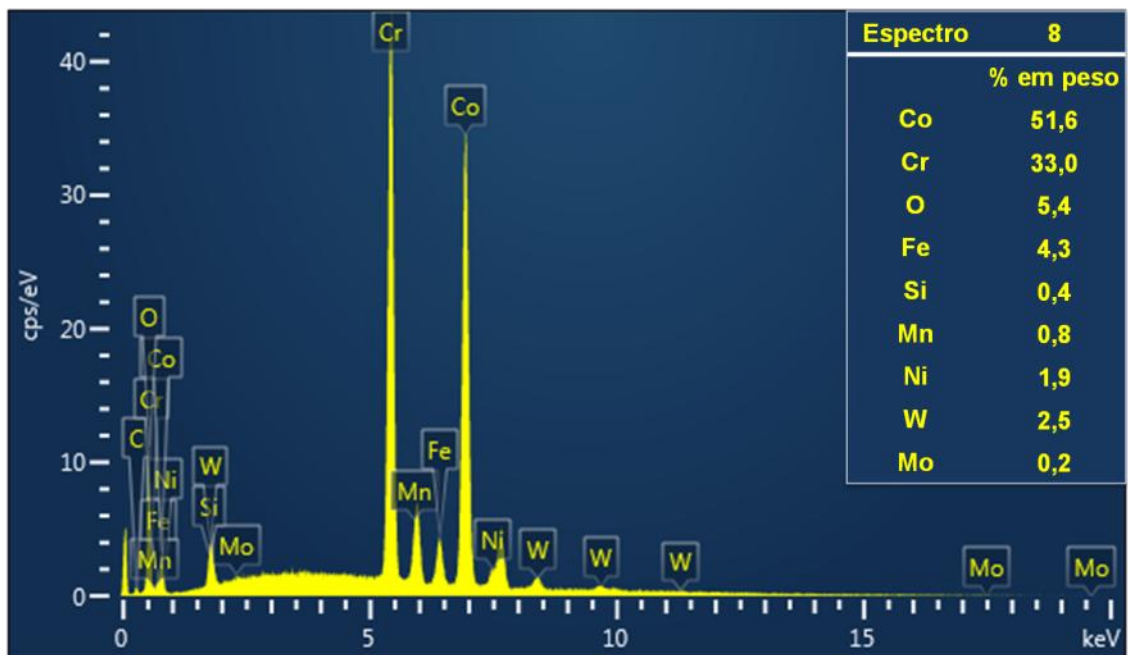
Região em destaque na Figura 4.39a, apresentada na Figura 4.39b utilizada para análise por EDS.



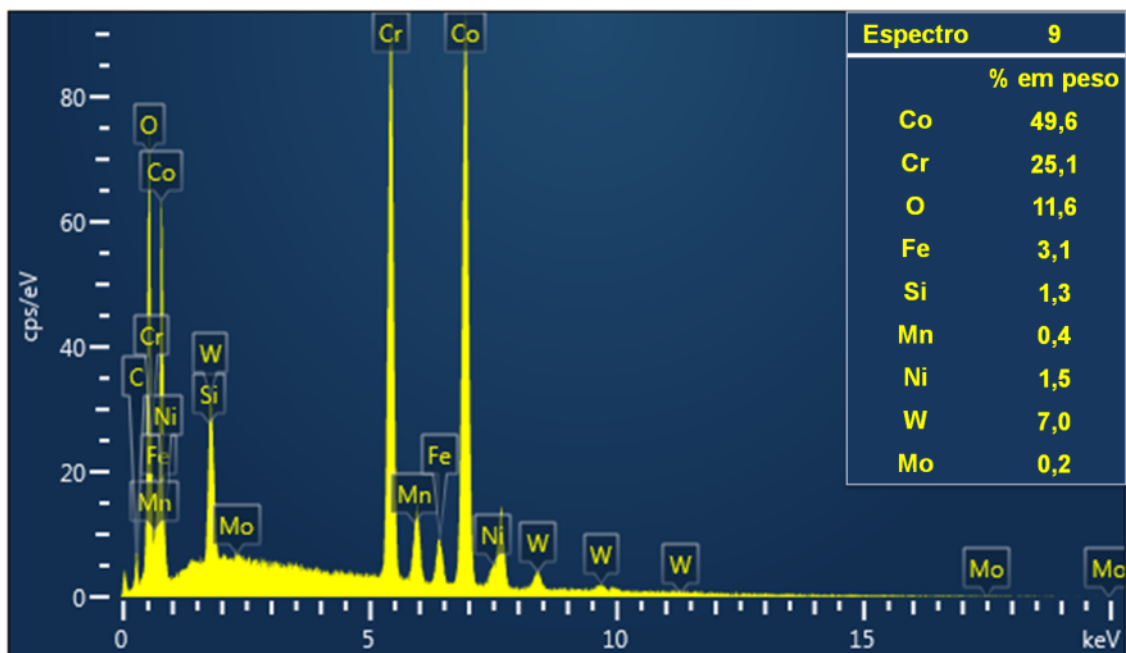
Espectro 6 referente ao ponto 6 da Figura 4.39b.



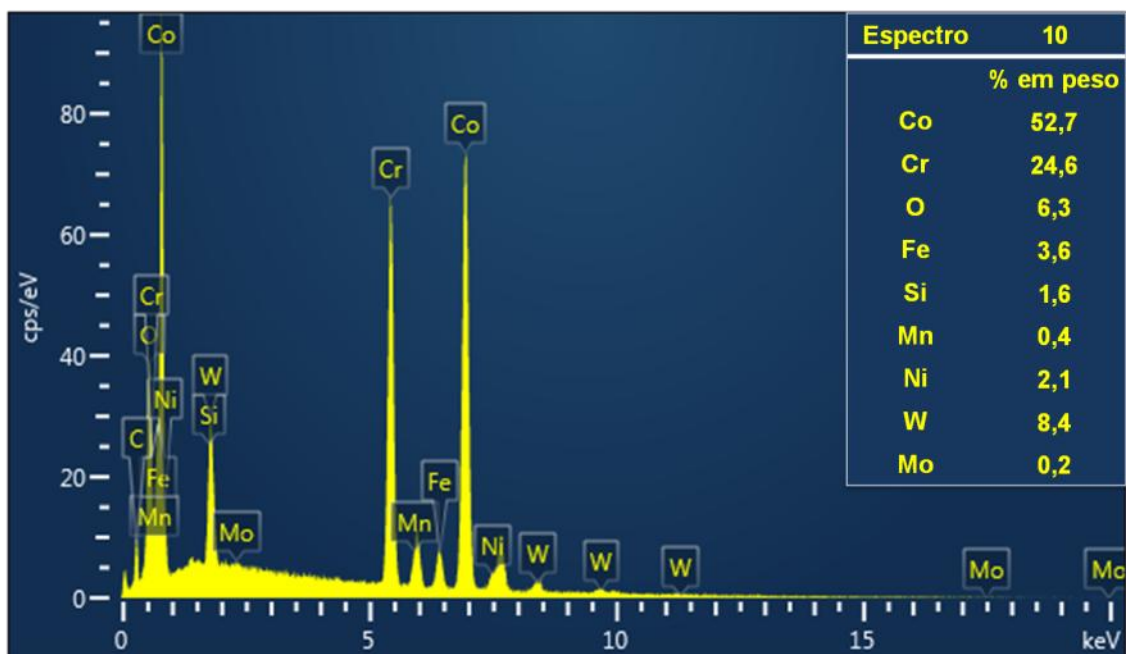
Espectro 7 referente ao ponto 7 da Figura 4.39b.



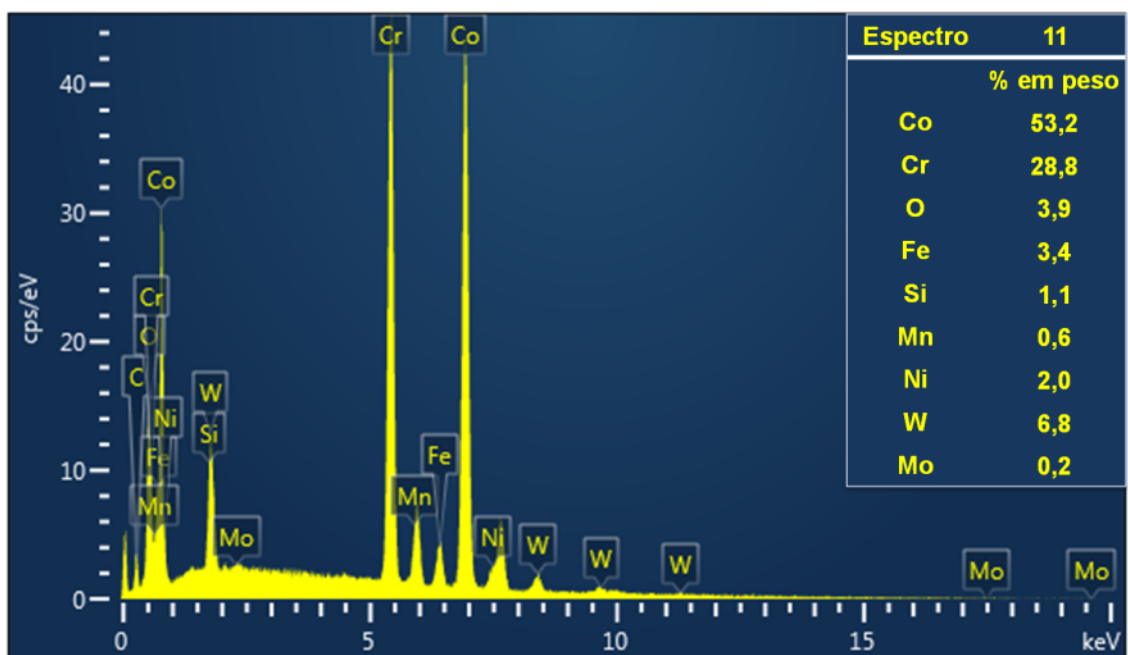
Espectro 8 referente ao ponto 8 da Figura 4.39b.



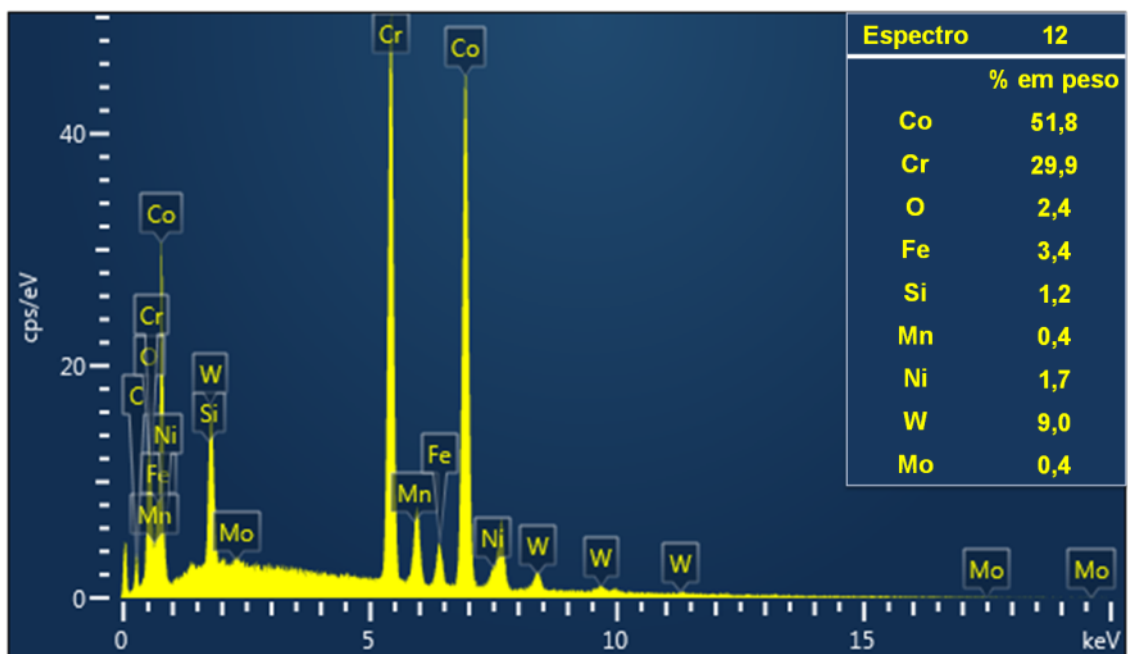
Espectro 9 referente ao ponto 9 da Figura 4.39b.



Espectro 10 referente ao ponto 10 da Figura 4.39b.



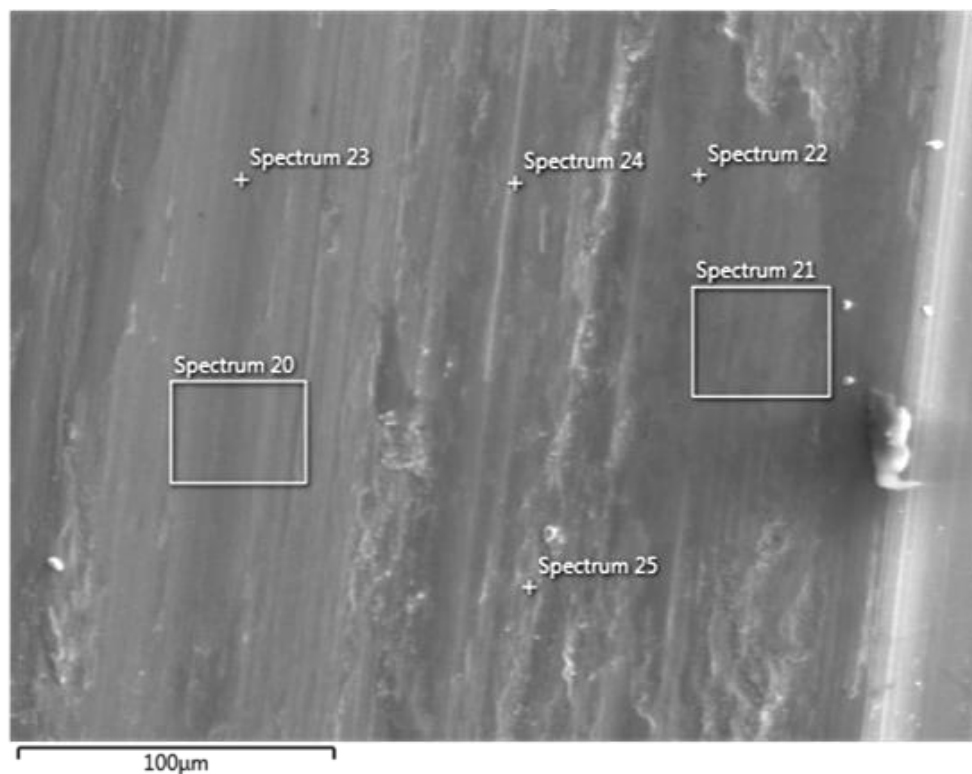
Espectro 11 referente à região 11 da Figura 4.39b.



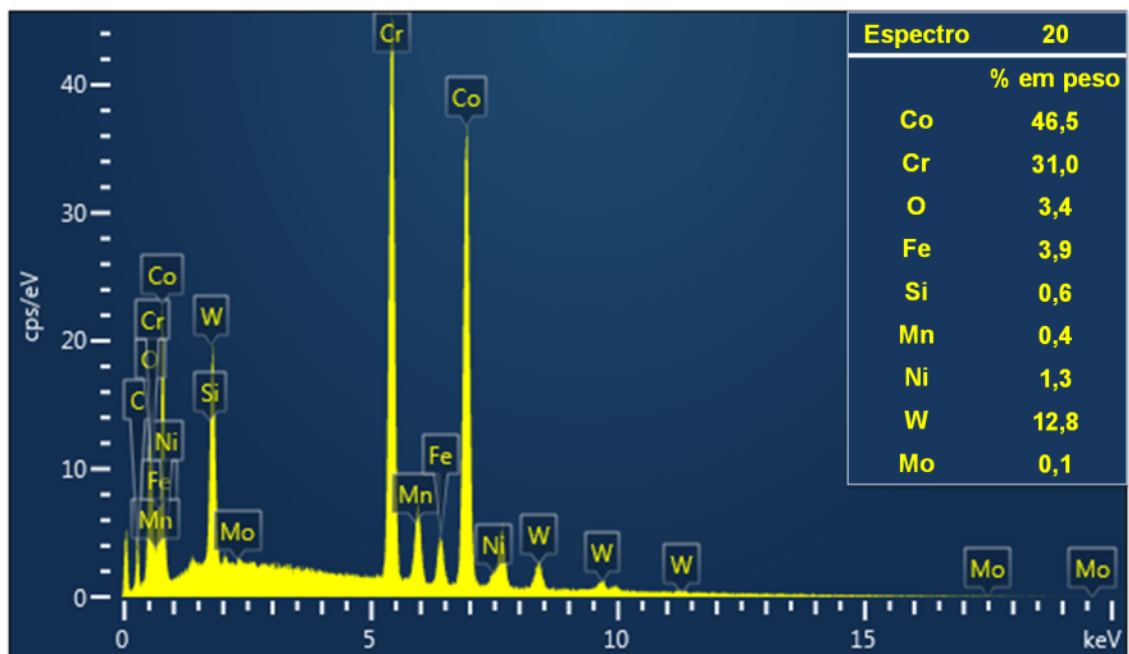
Espectro 12 referente à região 12 da Figura 4.39b.

APÊNDICE H

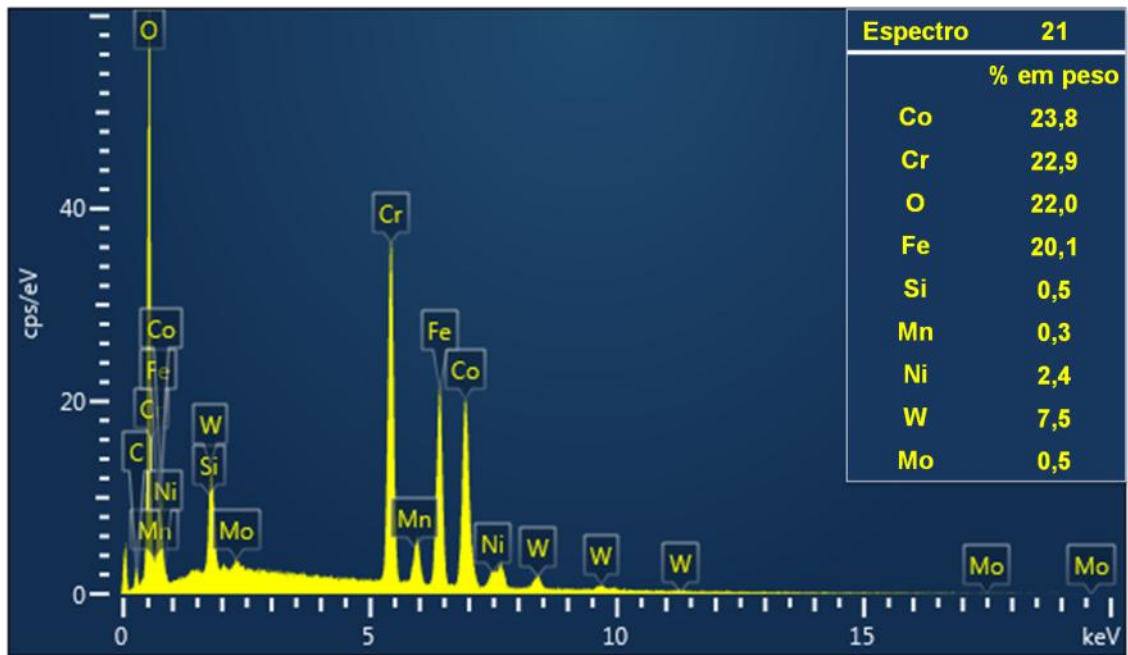
Espetros das análises realizadas por EDS nas regiões e pontos apresentados na Figura 4.47



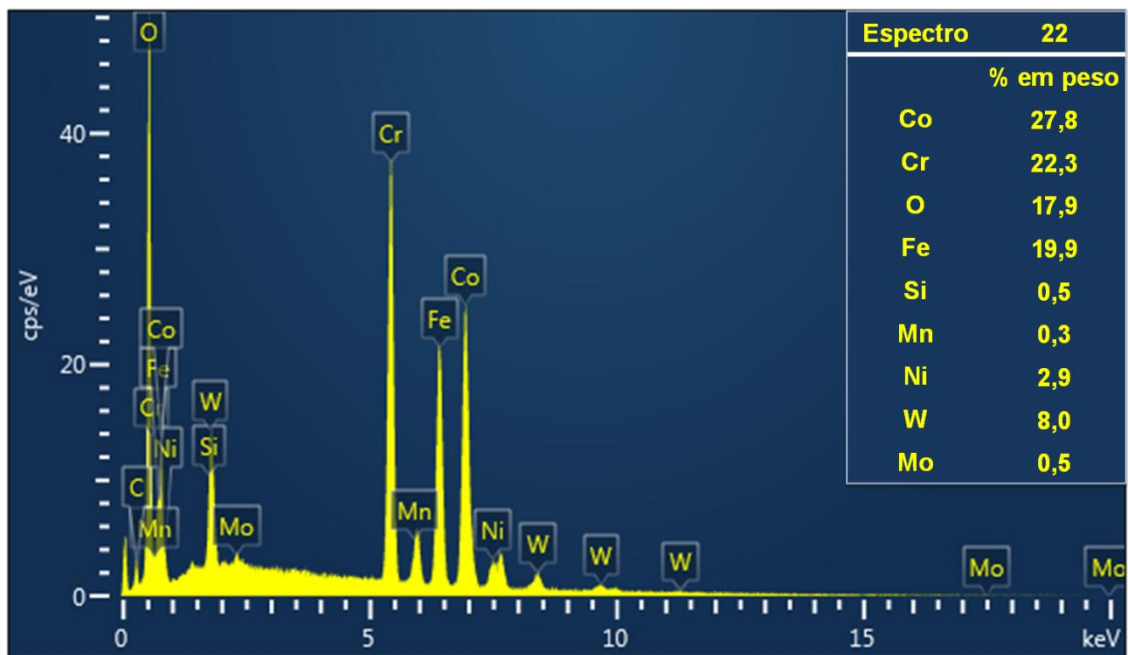
Região em destaque na Figura 4.47a, apresentada na Figura 4.47b utilizada para análise por EDS.



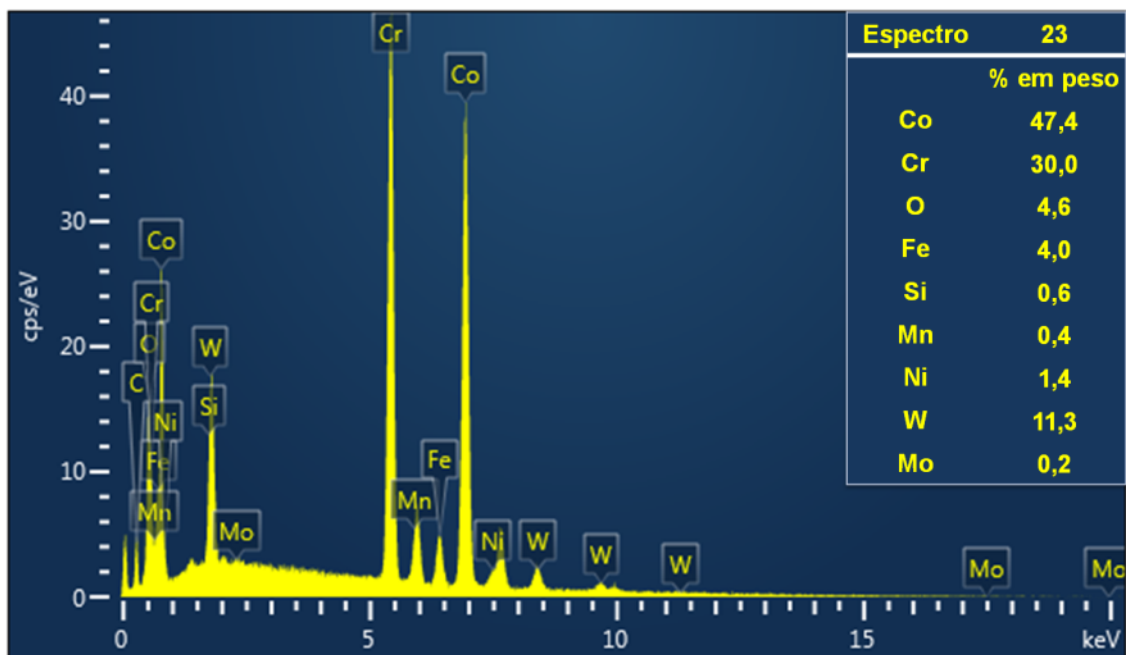
Espetro 20 referente à região 20 da Figura 4.47b.



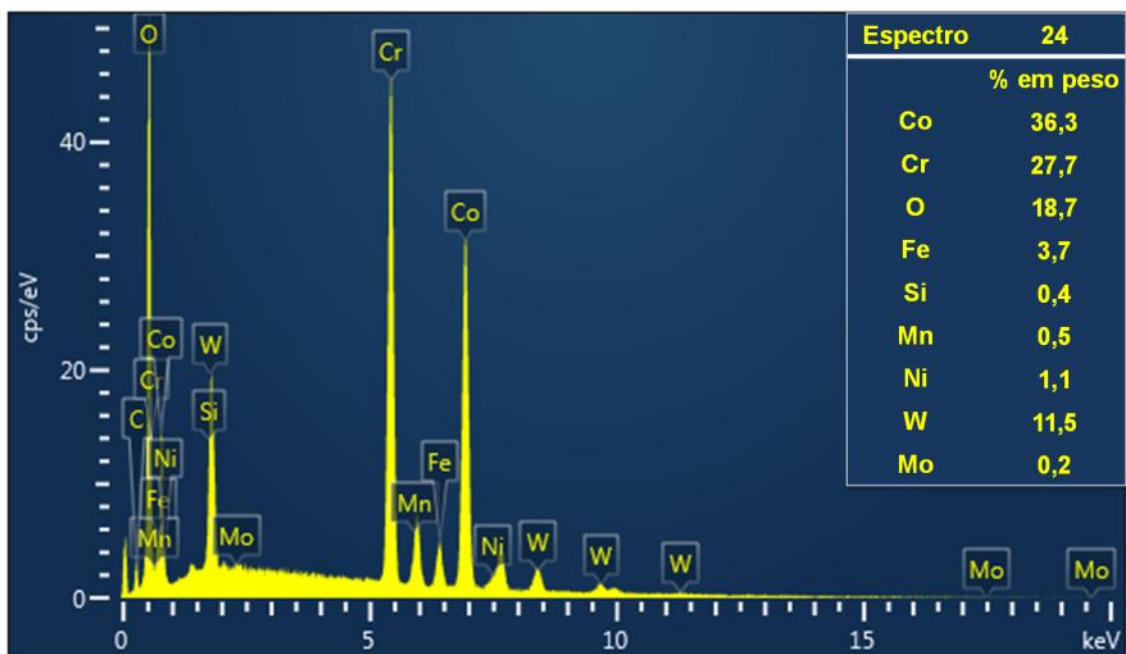
Espectro 21 referente à região 21 da Figura 4.47b.



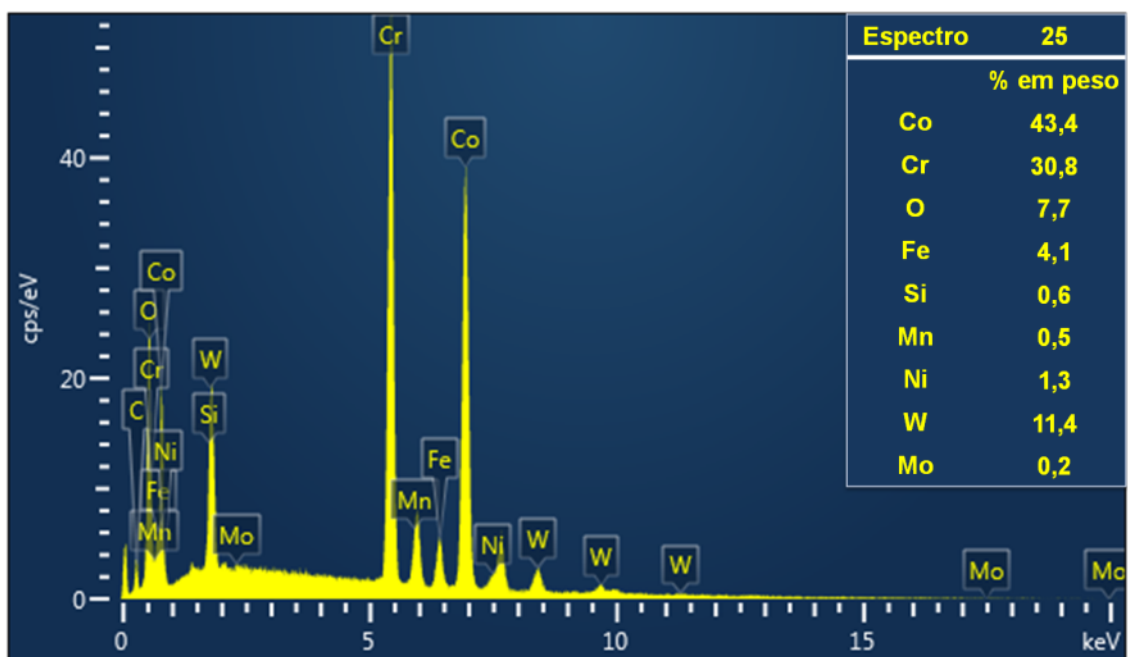
Espectro 22 referente ao ponto 22 da Figura 4.47b.



Espectro 23 referente ao ponto 23 da Figura 4.47b.



Espectro 24 referente ao ponto 24 da Figura 4.47b.



Espectro 25 referente ao ponto 24 da Figura 4.47b.