

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Sinval Pedroso da Silva

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E TRIBOLÓGICA DO AÇO FERRAMENTA
ABNT H13 COM TRATAMENTO HÍBRIDO DE MODIFICAÇÃO DE SUPERFÍCIE
COM USINAGEM POR DESCARGA ELÉTRICA E REVESTIMENTO TIALN PVD**

Belo Horizonte

2020

Sinval Pedroso da Silva

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E TRIBOLÓGICA DO AÇO FERRAMENTA
ABNT H13 COM TRATAMENTO HÍBRIDO DE MODIFICAÇÃO DE SUPERFÍCIE
COM USINAGEM POR DESCARGA ELÉTRICA E REVESTIMENTO TIALN PVD**

Versão final

Tese apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Manufatura e Materiais.

Orientador: Marcelo Araújo Câmara
Coorientador: Ernane Rodrigues da Silva

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2020

S586c

Silva, Sinval Pedroso da.

Caracterização mecânica e tribológica do aço ferramenta ABNT H13 com tratamento híbrido de modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica e revestimento TiAlN PVD [recurso eletrônico] / Sinval Pedroso da Silva. - 2020.

1 recurso online (xx, 158 f.: il., color.) : pdf.

Orientador: Marcelo Araújo Câmara.

Coorientador: Ernane Rodrigues da Silva.

Tese (doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Apêndices: f. 156-158.

Bibliografia: f. 145-155.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Abrasão química - Teses.
3. Aço-ferramenta - Teses. 4. Desgaste mecânico – Teses.
5. Metais-corte - Teses. I. Câmara, Marcelo Araújo. II. Silva, Ernane Rodrigues da. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 621(043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

FOLHA DE APROVAÇÃO

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E TRIBOLÓGICA DO AÇO FERRAMENTA ABNT H13 COM TRATAMENTO HÍBRIDO DE MODIFICAÇÃO DE SUPERFÍCIE COM USINAGEM POR DESCARGA ELÉTRICA E REVESTIMENTO TiAlN PVD

SINVAL PEDROSO DA SILVA

Tese submetida à Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, constituída pelos Professores Dr. Marcelo Araújo Câmara (orientador-Departamento de Engenharia Mecânica/UFMG), Dr. Ernane Rodrigues da Silva (coorientador-Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais/CEFET-MG), Dr. Alexandre Mendes Abrão (Departamento de Engenharia Mecânica-UFMG), Dr. Pedro Paiva Brito (Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais/PUC-Minas), Dr. Witor Wolf (Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais/UFMG) e Dra. Sara Silva Ferreira de Dafé (Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais/PUC-Minas), como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "Doutor em Engenharia Mecânica", na área de concentração de "Engenharia de Manufatura e Materiais".

Tese aprovada no dia 30 de outubro de 2020.

Por:



Documento assinado eletronicamente por **Marcelo Araujo Camara, Professor do Magistério Superior**, em 19/11/2020, às 12:55, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Ernane Rodrigues da Silva, Usuário Externo**, em 09/12/2020, às 10:23, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Alexandre Mendes Abrao, Professor do Magistério Superior**, em 16/12/2020, às 14:16, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Pedro Paiva Brito, Usuário Externo**, em 19/12/2020, às 22:58, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Sara Silva Ferreira de Dafé, Usuário Externo**, em 21/12/2020, às 08:26, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Witor Wolf, Professor do Magistério Superior**, em 23/12/2020, às 15:09, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **0357996** e o código CRC **99A4D68A**.

Dedico esta tese aos meus pais, pela referência na escolha do percurso apropriado da vida, em especial à Maria Isabel da Silva (*in memoriam*).

À minha filha Thaís e esposa Fernanda por todo o apoio, carinho e compreensão.

AGRADECIMENTOS

À DEUS pela vida, força, bênçãos, saúde e luz para continuar sempre.

Agradeço ao professor Marcelo Araújo Câmara, pela oportunidade, orientação, confiança, atenção e ensinamentos.

Ao professor Ernane Rodrigues da Silva do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET - MG), pelo incentivo, coorientação, apoio ao longo do trabalho e confiança.

À minha família pela compreensão nos meses de dedicação intensiva à este projeto.

À equipe técnica e gestores do Instituto Politécnico da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais (IPUC), em especial aos funcionários dos laboratórios de materiais e microscopia eletrônica de varredura, pela contribuição nas análises de MEV e apoio para a caracterização de amostras. Aos professores José Rubens Gonçalves Carneiro e Gilmar Cordeiro da Silva, por toda a colaboração e disponibilidade.

À Metaltemper LTDA pela realização do tratamento térmico nas amostras.

À Oerlikon Balzers pela disponibilidade para a realização dos revestimentos nas amostras.

Ao Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET - MG pela concessão de uso dos laboratórios de caldeiraria e ajustagem, para realizar a operação de corte e estampagem do tanque auxiliar. Aos professores Rogério Felício dos Santos e Carlos Eduardo dos Santos, pelas sugestões, contribuições e disponibilidade.

Ao professor Rogério Antônio Xavier Nunes, do Departamento de Engenharia Mecânica do CEFET - MG, pela concessão de uso do Laboratório de Materiais, Tribologia e Superfícies (LaMaTSu), para a realização dos ensaios de abrasão em microescala.

À Fiat Chrysler Automóveis LTDA (FCA), pela contribuição na caracterização inicial dos materiais, especialmente aos senhores Hermano Nascimento Junior e Leonardo José Dutra Silva do Laboratório de Materiais da Engenharia Experimental.

Ao professor e pesquisador Peter Georg Weidler, *Institute of Functional Interfaces* (IFG) da *Karlsruhe Institute of Technology* (KIT), pela disponibilidade e colaboração nas análises de Difração de Raios X e rica discussão dos resultados.

Ao professor Manoel Amâncio Gomes - Nemark Alumínio - pela disponibilidade e colaboração nas discussões sobre aplicações de trabalho à quente.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PPGMEC) da Universidade Federal de Minas Gerais, pela oportunidade de cursar o doutorado. Agradecimentos extensivos ao Departamento de Engenharia Mecânica e Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais (EE-UFMG), por fornecerem capacitação técnica e instalações laboratoriais.

Aos professores de pós-graduação, agradeço pelo compartilhamento de conhecimento, em especial ao professor Juan Carlos Campos Rubio, pela disponibilidade e apoio. Ao professor Alexandre Mendes Abrão, pela colaboração e concessão de uso do laboratório de usinagem e automação durante o período de doutorado.

Aos professores da banca examinadora de defesa, pela atenção e contribuições que ajudaram a enriquecer o trabalho.

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) agradeço pela concessão de bolsa para os estudos e desenvolvimento da pesquisa.

Aos queridos colegas de pós-graduação e de Laboratório de Usinagem e Automação da EE-UFMG, agradeço pelo apoio, disponibilidade, compartilhamento de conhecimento e ótima convivência.

À minha querida esposa Fernanda Palladino Pedroso pela inspiração, apoio, dedicação, carinho e compreensão.

Enfim, obrigado a todos que se fizeram presentes por meio de palavras e ações que contribuíram para o enriquecimento e concretização deste trabalho.

Meus sinceros agradecimentos.

“O senhor é meu pastor, nada me faltará” (BÍBLIA, Salmo 23).

“Tenha em mente que tudo que você aprende na escola é trabalho de muitas gerações. Tudo isso é posto em suas mãos como herança para que você receba-a, honre-a, acrescente a ela e, um dia, fielmente, deposite-a nas mãos de seus filhos” (Albert Einstein, *The World As I See It*, adaptado de *Book Tree*, 2007, p.23). (EINSTEIN, 2007).

RESUMO

Requisitos de alta produtividade e desempenho são continuamente exigidos pela indústria de ferramentas e componentes mecânicos, dentre os quais a obtenção da dureza necessária para maior resistência ao desgaste e a melhoria da capacidade de suporte de carga dos substratos de aço. Para responder a essa demanda, tratamentos híbridos de nitretação convencional e revestimento são aplicados. Entretanto, a adesão na interface revestimento-substrato pode ser afetada pela camada de compostos, que pode se desestruturar. Outro aspecto são os parâmetros de fabricação, os quais podem contribuir para responder aos desafios de produzir camadas superficiais mais uniformes, no emergente processo de modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica por penetração (MS-EDM). Nesse contexto, o objetivo deste trabalho foi produzir sistemas híbridos: MS-EDM, com maior uniformidade e profundidade endurecida da camada de metal alterada (CMA) e subsequente deposição do revestimento de TiAlN por deposição física de vapor (PVD), sobre substratos de aço ABNT H13, conforme recebido, temperado e revenido (TR) para avaliação tribológica. Para possibilitar a aplicação do MS-EDM, a máquina de usinagem por descarga elétrica (EDM) foi previamente adaptada para trabalhar com fluidos dielétricos aquosos. A influência dos tempos de duração do pulso (T_{ON}) e de intervalo do pulso (T_{OFF}), nas camadas produzidas por MS-EDM foi pesquisada. Para a caracterização dos sistemas foram realizadas análise química, ensaios de microdureza, adesão do revestimento por dureza Rockwell C, difração de raios X (DRX), microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV), fluorescência de raios X e perfilometria. O desgaste foi avaliado por testes de deslizamento e de abrasão em microescala. Observa-se evidente influência dos parâmetros de processo MS-EDM na uniformidade e espessura das camadas produzidas. A CMA mais espessa obtida foi de $53,2 \pm 5,5 \mu\text{m}$ quando foram usados T_{ON} e T_{OFF} de $500 \mu\text{s}$, enquanto a menor espessura de $31,0 \pm 4,6 \mu\text{m}$ foi obtida com ambos T_{ON} e T_{OFF} de $100 \mu\text{s}$. O tratamento híbrido de MS-EDM e TiAlN PVD proporcionou melhoria da resistência relativa ao desgaste por deslizamento de quatro a seis vezes em relação aos sistemas nitretados por MS-EDM apenas, além do menor desgaste por abrasão. Esse ganho em desempenho pode ser explicado pelo aumento de dureza (p. ex.: de cinco vezes em relação ao aço ABNT H13TR), que por sua vez é influenciado pela diferença de fases, Fe_{11}N , TiN e TiO . Os resultados obtidos mostraram que os sistemas híbridos têm potencial para melhorar as propriedades tribológicas de superfícies em condições de contato por deslizamento e abrasão.

Palavras-chave: Abrasão em microescala. Aço ferramenta ABNT H13. MS-EDM. Sistema híbrido. Testes de desgaste por deslizamento pino sobre disco. Usinagem por descarga elétrica.

ABSTRACT

High productivity and performance requirements are continuously required by the tooling and mechanical components industry, among which, attain the level of hardness necessary for higher wear resistance and improve the load bearing capacity of steel substrates. To meet this demand, hybrid treatments consisted of conventional nitriding and coating are applied. However, adhesion at the coating-substrate interface can be affected by the presence of a compound layer or recast layer, which can destabilize. Another aspect, which is also able to influence the wear is the manufacturing parameters, which can contribute to answer the challenges of producing more uniform surface layers, in the emerging process of surface modification by die-sinking electrical discharge machining (SM-SEDM). Hence, the aim of this work was to produce hybrid systems: MS-EDM, with higher uniformity and hardened depth of the altered metal zone (AMZ), and subsequent deposition of the TiAlN coating by physical vapor deposition (PVD), on AISI H13 steel substrates, as received and hardened and tempered (H&T), for tribological evaluation. To enable the application of SM-EDM, the electric discharge machining (EDM) machine was previously adapted to work with aqueous dielectric fluids. The influence of pulse duration (T_{ON}) and pulse interval (T_{OFF}) times on the layers produced by SM-EDM was investigated. In order to characterize the systems, chemical analysis, microhardness tests, adhesion of the coating by Rockwell C hardness test, X-ray diffraction (XRD), optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), X-ray fluorescence and profilometry were performed. Wear was assessed by microscale sliding and abrasion tests. There is an evident influence of the SM-EDM process parameters on the uniformity and thickness of the layers produced. The thickest AMZ obtained was $53.2 \pm 5.5 \mu\text{m}$ when T_{ON} and T_{OFF} of $500 \mu\text{s}$ were used, while the smallest thickness of $31.0 \pm 4.6 \mu\text{m}$ was obtained with both T_{ON} and T_{OFF} of $100 \mu\text{s}$. The hybrid treatment of SM-EDM and TiAlN PVD provided improved sliding wear resistance by four to six times compared to systems nitrided by SM-EDM only, as well as provided lower abrasion wear. This performance gain can be explained by the increase in hardness (e.g., five times compared to AISI H13H&T steel), which in turn is influenced by the phase difference, Fe_{11}N , TiN and TiO. The obtained results showed that the hybrid systems have the potential to improve the tribological properties of surfaces in contact conditions by sliding and also by abrasion.

Keywords: AISI H13 tool steel. EDM. Hybrid system. Microscale abrasion. Pin on disc sliding wear tests. Surface modification by EDM.

SUMÁRIO

RESUMO	vii
ABSTRACT	viii
SUMÁRIO	ix
LISTA DE FIGURAS	xi
LISTA DE TABELAS	xv
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	xvi
LISTA DE COMPOSTOS QUÍMICOS	xviii
NOMENCLATURAS E SÍMBOLOS	xix
1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	1
2. OBJETIVOS	4
2.1 Objetivo geral	4
2.2 Objetivos específicos	4
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 Aços ferramentas para trabalho a quente	5
3.2 Processo de usinagem por descarga elétrica (EDM)	10
3.3 Nitretação e ABNT H13	23
3.4 Engenharia de superfície híbrida	25
3.5 Engenharia de superfície e tribologia	34
3.5.1 Mecanismos de desgaste principais	37
3.5.2 Desgaste por deslizamento de pino sobre disco	38
3.5.3 Desgaste por abrasão em microescala	41
4. METODOLOGIA	47
4.1 Seleção de materiais e adaptação da máquina de EDM para aplicação de MS-EDM	48
4.1.1 Seleção de materiais para adaptação da EDM 200 NC série L	48
4.1.2 Seleção de substrato, de eletrodo ferramenta e preparação de amostras para testes de MS-EDM	50
4.2 Validação da adaptação da EDM 200 NC série L para aplicação de MS-EDM	52
4.3 Fluido dielétrico utilizado no processo de MS-EDM	54
4.4 Estudo dos parâmetros de MS-EDM realizado na EDM 200 NC série L adaptada	55
4.5 Produção e caracterização dos sistemas com substrato de aço ABNT H13	56
4.5.1 Tratamento térmico	57
4.5.2 Preparação dos sistemas estudados para revestimento e ensaios de desgaste	57
4.5.3 Revestimento	58

4.5.4	Preparação de amostras para metalografia	58
4.5.5	Caracterização das amostras e sistemas.....	59
4.6	Avaliação da resistência ao desgaste por deslizamento e por abrasão em microescala	64
4.6.1	Ensaio de desgaste por deslizamento de pino sobre disco	64
4.6.2	Ensaio de desgaste por abrasão em microescala.....	69
4.6.3	Perfilometria após desgastes por deslizamento e por abrasão em microescala.....	72
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	74
5.1	Caracterização de substrato de aço ABNT H13 e de eletrodo ferramenta para aplicação de testes MS-EDM	74
5.2	Influência dos parâmetros operacionais de MS-EDM estudados na EDM 200 NC.....	77
5.3	Influência dos diferentes sistemas produzidos na adesão de revestimento TiAlN PVD, nas fases formadas e na resistência mecânica.....	86
5.3.1	Caracterização do revestimento de TiAlN PVD.....	86
5.3.2	Identificação de fases por difração de raios X.....	94
5.3.3	Ensaio de dureza	96
5.4	Efeitos dos diferentes sistemas produzidos na resistência ao desgaste por deslizamento e por abrasão em microescala.....	99
5.4.1	Testes de desgaste por deslizamento de pino sobre disco	99
5.4.2	Testes de desgaste por abrasão em microescala	132
6.	CONCLUSÕES	142
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	144
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	145
A.1	COEFICIENTE DE ATRITO DOS SISTEMAS ESTUDADOS	156
B.1	TRABALHOS PUBLICADOS	158

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1 - Representação esquemática do processo EDM.....	13
FIGURA 3.2 - Fase da ignição em (a) e evolução da corrente e tensão em (b)	14
FIGURA 3.3 - Formação de elétrons secundários (a); evolução de corrente e tensão (b)	14
FIGURA 3.4 - Formação do canal de plasma (a) e evolução da corrente e tensão (b)	16
FIGURA 3.5 - Características típicas de tensão e corrente durante o ciclo de uma descarga para gerador de pulsos controlado em EDM	17
FIGURA 3.6 - Representação das variações da frequência de pulso em EDM e os efeitos na modificação superficial.....	20
FIGURA 3.7 - Parte do diagrama de fases Fe-N, determinado pela ação da amônia no ferro.	24
FIGURA 3.8 - Comparação de revestimentos PVD: (a) e (b) convencional; (c) e (d) híbrido [PVD + nitretação].	33
FIGURA 3.9 - Os três componentes do atrito por deslizamento: (a) adesão; (b) sulcamento e (c) deformação de aspereza.....	35
FIGURA 3.10 - Processo de transferência de material devido à adesão.....	36
FIGURA 3.11 - Configuração de teste de abrasão em microescala de esfera: (a) fixa e (b) livre	43
FIGURA 3.12 - Imagens de MEV com padrões de desgaste das superfícies de aço ferramenta temperado e revenido produzidos por abrasão em microescala com carga normal de 0,25 N.	45
FIGURA 3.13 - Mapa dos mecanismos de desgastes microabrasivos com solução abrasiva de SiC F1200 para o aço ferramenta.	46
FIGURA 4.1 - Fluxograma com as etapas realizadas e condições de produção dos sistemas.	47
FIGURA 4.2 - Representação esquemática 3D da máquina EDM 200 NC com o tanque auxiliar (a); vista isométrica (b) e vista 2D do interior do tanque com os dispositivos de fixação de amostra e eletrodo (c)	50
FIGURA 4.3 - Vista da Engemaq EDM 200 NC série L, com tanque auxiliar e motobomba de recirculação do fluido dielétrico, instalados dentro do tanque principal da máquina.	53
FIGURA 4.4 - Amostra ABNT H13 e eletrodo ferramenta de cobre eletrolítico posicionados no interior do tanque auxiliar.....	54
FIGURA 4.5 - Representação esquemática da distância mínima entre impressões do penetrador Vickers para a determinação do perfil de microdureza.	60
FIGURA 4.6 - Determinação da profundidade efetiva da dureza após nitretação	61
FIGURA 4.7 - Padrão de falhas aceitáveis de filmes finos conforme VDI 3198.....	62

FIGURA 4.8 - Posição das medições de espessura do revestimento de TiAlN PVD.	62
FIGURA 4.9 - Tribômetro <i>MICROTEST</i> modelo MT/60/NI.	65
FIGURA 4.10 - Pino de topo esférico de WC/12Co grau ultrafino: (a) Desenho 2D e (b) Representação 3D.	66
FIGURA 4.11 - Tribômetro <i>MICROTEST</i> MT/60/NI: (a) braço com carga de 30 N e (b) dispositivo de fixação de amostra com pino sobre o disco.	67
FIGURA 4.12 - Representação do eixo motor utilizado nos testes de abrasão em microescala de esfera livre.	71
FIGURA 4.13 - Representação da região de contorno da calota para determinação do volume e profundidade máxima das calotas via perfilometria.	73
FIGURA 5.1 - Microestrutura por MEV em amostras de aço ABNT H13 conforme recebido (a); respectiva composição química por EDS (b) e difratograma de raios X (c).	75
FIGURA 5.2 - Microestrutura por MEV de amostra de aço ABNT H13 temperado e revenido (a) e respectiva composição química e espectro por EDS (b).	76
FIGURA 5.3 - Perfil de microdureza Vickers de amostras ABNT H13 tratadas por MS-EDM com diferentes duração do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}) e profundidade efetiva de dureza após a nitretação.	77
FIGURA 5.4 - <i>Boxplot</i> de profundidade da camada endurecida por MS-EDM para amostras com diferentes parâmetros T_{ON}/T_{OFF} : I-100/43; II-100/100; III-100/150; IV-100/203; V-500/500 e VI- 500/1015.	81
FIGURA 5.5 - Difratograma de raios X em amostras com substrato de aço ABNT H13 e após o MS-EDM com diferentes duração do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}).	82
FIGURA 5.6 - Imagens da seção transversal de amostras ABNT H13 após MS-EDM com diferentes duração do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}), indicados.	84
FIGURA 5.7 - Microdureza Vickers das camadas principais (CR e CAC) formadas após MS-EDM em aço ABNT H13, para o fator amostra representado por diferentes T_{ON} e T_{OFF}	85
FIGURA 5.8 - Espessura das camadas refundida (CR) e total (CMA), formadas após MS-EDM em aço ABNT H13, para o fator amostra representado por diferentes T_{ON} e T_{OFF}	86
FIGURA 5.9 - Análise de amostra revestida com TiAlN PVD (a) Imagem MEV com a topografia da superfície, e; (b) espectros EDS da superfície de uma das amostras.	87
FIGURA 5.10 - Imagens por MEV das amostras e sistemas estudados: topo da superfície (1ª coluna) e perfil transversal (2ª coluna).	89

FIGURA 5.11 - Comportamento de adesão por teste Rockwell C em revestimento TiAlN PVD, aplicado nos sistemas estudados (a) à (e), comparados com o sistema duplex comercial, aplicado no aço ABNT H13 (f).	93
FIGURA 5.12 - Difratoograma da amostra A e dos sistemas B ao D, com substrato ABNT H13 recozido.	94
FIGURA 5.13 - Difratoograma da amostra E e dos sistemas F ao I, com substrato ABNT H13 temperado e revenido.....	95
FIGURA 5.14 - Perfil de microdureza Vickers ($HV_{0,025}$) com: (a) substrato ABNT H13 recozido (A ao D) e (b) substrato ABNT H13 temperado e revenido (E ao I).	98
FIGURA 5.15 - Coeficiente de atrito dos sistemas deslizando contra pino de WC/12Co.....	101
FIGURA 5.16 - Efeito do coeficiente de atrito (CoF) dos sistemas estudados deslizando contra pinos de WC/12Co para diferentes distâncias de deslizamento	103
FIGURA 5.17 - Coeficiente de atrito dos pares tribológicos após 2000 m de deslizamento.	104
FIGURA 5.18 - Topo esférico do pino de WC/12Co: imagens MEV e espectro de EDS.	107
FIGURA 5.19 - Análise topográfica por MEV das trilhas de desgaste após contato com pino de WC/12Co, em diferentes ampliações.	111
FIGURA 5.20 - Análise das trilhas: imagem MEV e espectro EDS de região desgastada....	113
FIGURA 5.21 - Perfilometria dos sistemas estudados, conforme indicado: perfil 2D da trilha de desgaste e região de varredura 3D no perfilômetro	116
FIGURA 5.22 - Perfilometria do topo esférico dos pinos de WC/12Co utilizados nos ensaios de desgaste dos sistemas estudados: perfil 2D e região de varredura 3D do topo do pino. ...	119
FIGURA 5.23 - Taxa de desgaste específica (Q') das amostras e sistemas, resistência relativa ao desgaste e coeficiente de atrito (CoF) dos pares tribológicos estudados.....	123
FIGURA 5.24 - Taxa de desgaste específica (Q') dos pinos de WC/12Co utilizados em cada amostra e sistema estudados, e o coeficiente de atrito (CoF) dos pares tribológicos.....	125
FIGURA 5.25 - Análise EDS dos detritos coletados após ensaios de pino sobre disco.	126
FIGURA 5.26 - Mapa químico das trilhas após 2000 m de contato com pino WC/12Co.	129
FIGURA 5.27 - Imagem MEV e análise EDS de partículas de SiC, usadas como abrasivo nos experimentos de desgaste por abrasão em microescala.....	132
FIGURA 5.28 - Microdureza da superfície (H_s) e parâmetro de desgaste abrasivo (H_a/H_s) dos sistemas estudados por ensaios de abrasão em microescala.....	133
FIGURA 5.29 - Perfilometria das calotas de desgaste produzidas após 1256 revoluções da esfera (98,7 m): perfil de varredura 2D (em cima) e região de varredura 3D (embaixo).....	134
FIGURA 5.30 - Taxa de desgaste específica (K) por ensaios de abrasão em microescala....	137

FIGURA 5.31 - Imagens por MEV das calotas produzidas após 1256 revoluções da esfera (98,7 m) com carga normal de 0,2 N e concentração de abrasivos de 20 % em volume.	138
FIGURA 5.32 - Análise de composição química por EDS da região central das calotas produzidas após 1256 revoluções da esfera (98,7 m e 942 s).....	140
FIGURA A0.1 - Coeficiente de atrito das amostras principais e das réplicas estudadas	156
FIGURA A0.2 - Coeficiente de atrito dos sistemas deslizando contra pino de WC/12Co	157

LISTA DE TABELAS

TABELA 3.1 - Comparação de propriedades do ABNT H13 com outros aços ferramenta.	6
TABELA 4.1 - Análise química (% p) de amostras de aço ABNT H13.....	52
TABELA 4.2 - Análise química (% p) do cobre eletrolítico utilizado para EDM e MS-EDM	52
TABELA 4.3- Dados e parâmetros utilizados nos pré-testes de MS-EDM.....	55
TABELA 4.4 - Nomenclatura dos sistemas estudados na 3ª e 4ª etapas deste trabalho	57
TABELA 4.5- Dados e propriedades do revestimento de TiAlN PVD.....	58
TABELA 4.6 - Especificações técnicas e parâmetros utilizados na DRX.....	64
TABELA 4.7 - Propriedades do compósito metal-cerâmico WC/12Co	65
TABELA 4.8 - Parâmetros utilizados nos pré-testes de pino sobre disco.....	67
TABELA 4.9 - Parâmetros e condições utilizadas nos testes de abrasão em microescala.....	70
TABELA 5.1 - Microdureza Vickers no topo da superfície de amostras ABNT H13.....	76
TABELA 5.2 - Profundidade de dureza para diferentes T _{ON} e T _{OFF}	78
TABELA 5.3 - Análise de variância (ANOVA) para a espessura da camada endurecida.....	79
TABELA 5.4 - Teste de Tukey para a espessura da camada endurecida (IC de 95 %).	80
TABELA 5.5 - Estequiometria do revestimento TiAlN por EDS (% p).....	87
TABELA 5.6 - Espessura do revestimento de TiAlN PVD por fluorescência de raios X	88
TABELA 5.7 - Parâmetros e resultados obtidos nos pré-testes de pino sobre disco	99
TABELA 5.8 - Coeficiente de atrito e dureza dos sistemas revestidos com TiAlN PVD	105

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	Instituto americano de ferro e aço (<i>American Iron and Steel Institute</i>)
ANOVA	Análise de variância
ASM	Sociedade americana de metais (<i>American Society for Metals</i>)
ASTM	Associação americana de testes e materiais (<i>American Society for Testing and Materials</i>)
AT	Alívio de tensões
CAC	Camada afetada pelo calor (<i>Heat affected zone - HAZ</i>)
CAD	Projeto e desenho auxiliados por computador (<i>Computer Aided Design</i>)
CAS	Instituto para registro de produto químico (<i>Chemical Abstracts Service</i>)
CCC	Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
CMA	Camada de metal alterada (<i>Altered metal zone - AMZ</i>)
COD	Banco de dados aberto de cristalografia (<i>Crystallography Open Database</i>)
CR	Camada refundida
CV	Causa de variância
CVD	Deposição química a vapor (<i>Chemical Vapour Deposition</i>)
DEMEC	Departamento de Engenharia Mecânica
DEMET	Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
DRX	Difração de raios X (XRD - X Ray Diffraction)
dV	Diagonal Vickers
EDM	Usinagem por descarga elétrica por penetração (<i>Die-sinking electrical discharge machining</i>)
EDS/EDX	Espectroscopia de raios X por dispersão em energia (<i>Energy-dispersive X-ray spectroscopy</i>)
EE-UFGM	Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais
FRX	Fluorescência de raios X (<i>X-ray fluorescence</i>)
G	Tamanho de grão ASTM (<i>ASTM grain size number</i>)
IACS	Padrão internacional do cobre recozido (<i>International Annealed Copper Standard</i>)
ICSD	Banco de dados de estrutura de cristal inorgânico (<i>Inorganic Crystal Structure Database</i>)

ISO	Organização Internacional para Padronização (<i>International Organization for Standardization</i>)
HC	Estrutura cristalina hexagonal compacta
HV	Dureza Vickers (<i>Vickers Hardness</i>)
HRC	Dureza Rockwell escala C (<i>Rockwell Hardness</i>)
HF	Força de adesão, padrão de adesividade
H limite	Dureza limite (<i>Hardness limit</i>)
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura (SEM - <i>Scanning Electron Microscope</i>)
MS-EDM	Modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica
NADCA	Associação norte-americana de fundição (<i>North American Die Casting Association</i>)
n.d.	Não disponível
OES	Espectrometria de emissão óptica (<i>Optical emission spectrometer</i>)
% p	Porcentagem em peso
PDF	Arquivos de difração de pó (<i>Powder Diffraction Files</i>)
p. ex.	Por exemplo
PPGMEC	Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PSD	Pino sobre disco
PVD	Deposição Física de Vapor (<i>Physical Vapour Deposition</i>)
SSWR	Taxa de Desgaste Padronizada e Específica do Sistema (<i>Standardized System specific Wear Rate</i>)
TR	Temperado e revenido
TS	Padrão de transistor (<i>Transistor Standard</i>) - define a quantidade de corrente
UFMG	Universidade Federal de Minas Gerais
UNS	Sistema de numeração unificada (<i>Unified numbering system</i>)
VDI	Associação de Engenheiros Alemães (<i>Verein Deutscher Ingenieure</i>)
WDS	Espectroscopia por dispersão de comprimento de onda
WEDM	Usinagem por descarga elétrica a fio (<i>Wire Electrical Discharge Machining</i>)

LISTA DE COMPOSTOS QUÍMICOS

Al_2O_3	Óxido de alumínio
Cr_3C_2	Carboneto de cromo tipo <i>tongbaite</i>
Cr_7C_3	Carboneto de cromo tipo hepta cromo III
Cr_{23}C_6	Carboneto de cromo
$\text{Cr}(\text{NO}_3)_3$	Nitrato de cromo (III)
Cr_2N	Nitreto dicrômico
CrN	Nitreto de cromo
CO_2	Dióxido de carbono
Fe_2O_3	Óxido de ferro
FeN	Nitreto de ferro
Fe_2N	Nitreto de ferro tipo ζ
Fe_3N	Nitreto de ferro tipo ϵ
Fe_{2-3}N	Nitreto de ferro tipo ϵ
Fe_4N	Nitreto de ferro tipo γ'
Fe_{11}N	Nitreto de ferro
Fe_{16}N_2	Nitreto de ferro tipo α''
Fe_3C	Carboneto de ferro
Fe_7C_3	Carboneto de ferro
Fe_{23}C_6	Carboneto de ferro
M_2C	Subcarboneto
MC	Monocarboneto
N_2	Nitrogênio gasoso
NH_3	Amônia
SiC	Carbeto de silício
TiAlN	Nitreto de titânio e alumínio
TiC	Carboneto de titânio
TiCN	Carbonitreto de titânio
TiN	Nitreto de titânio (<i>Osbornite</i>)
TiO	Óxido de titânio

NOMENCLATURAS E SÍMBOLOS

CoF	Coefficiente de atrito	[Adimensional]
d	Diâmetro do pino	[mm]
D	Diâmetro da trilha de desgaste	[mm]
DT	Ciclo de trabalho ou fator de serviço	[%]
F	Força	[N]
Fa	Força de adesão	[N]
Fd	Força de deformação	[N]
F _T	Força tangencial ou de atrito	[N]
gf	Gramas força	[gf]
g.L ⁻¹	Gramas por litro	[g.L ⁻¹]
H	Dureza	[MPa; GPa]
Ie	Corrente de trabalho da descarga elétrica	[A]
I _p	Corrente nominal da descarga elétrica	[A]
Lc	Carga crítica	[N]
m _i	Massa inicial da peça e/ou ferramenta	[g]
m _f	Massa final da peça e/ou ferramenta	[g]
N	Carga normal	[N = kgf.m.s ⁻²]
Q	Taxa de desgaste geral	[mm ³ .m ⁻¹]
Q'	Taxa de desgaste específica	[mm ³ . N ⁻¹ .m ⁻¹]
R	Raio da esfera ou do pino	[mm]
S	Distância de deslizamento (do pino e da esfera)	[m]
td	Atraso da descarga	[μs]
te	Duração da descarga	[μs]
T _{OFF}	Tempo de pulso desativado	[μs]
T _{ON}	Tempo de pulso ativado (t _d + t _e)	[μs]
tp	Tempo de ciclo do pulso (T _{ON} + T _{OFF})	[μs]
TRM	Taxa de remoção de material	[mm ³ .min ⁻¹]
U	Tensão elétrica através dos eletrodos	[V]
Ue	Tensão de trabalho	[V]
Ui	Tensão nominal de circuito aberto	[V]
Vca	Tensão em corrente alternada	[V]

α'	Martensita	[%]
α -Fe	Ferrita - Estrutura cristalina do ferro (CCC)	[%]
γ	Austenita	[%]
Δm	Varição de massa	[mg]
ΔV	Varição de volume	[mm ³]
E	Módulo de elasticidade	[MPa; GPa]
k	Taxa de desgaste específica	[mm ³ . N ⁻¹ .m ⁻¹]
K	Coefficiente de desgaste	[Adimensional]
v	Velocidade periférica de deslizamento	[m.s ⁻¹ ; m.min ⁻¹]
ρ	Densidade ou massa específica do material	[g.cm ⁻³]
σ_e	Tensão limite de escoamento	[MPa; GPa]

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

Nas sociedades industrializadas há uma crescente necessidade de reduzir ou controlar o atrito e desgaste para prolongar a vida das máquinas e dos biosistemas, tornar os dispositivos mais eficientes, conservar os recursos materiais, reduzir o consumo de energia e melhorar a segurança dos sistemas (HOLMBERG et al., 2014). Como indicação, 33 % em média da energia total gasta com consumo de combustível em caminhões, ônibus e carros a nível global, são utilizados para superar atrito em motores, transmissões, pneus, equipamentos auxiliares e freios (HOLMBERG et al., 2014; JAMES, 2012; TUNG; MCMILLAN, 2004). Essas perdas de energia por atrito e desgaste poderiam ser reduzidas em 14 % a curto prazo (de 4 a 8 anos) e 37 % a longo prazo (de 8 a 12 anos) com a utilização de novas tecnologias, dentre as quais se destaca o uso de revestimentos adequados e lubrificantes (HOLMBERG et al., 2014).

Outro aspecto importante são os requisitos de alta produtividade e desempenho, os quais são continuamente esperados pela indústria de ferramentas e componentes mecânicos em geral. No caso das ferramentas para trabalho a quente, como matrizes e moldes, essas devem apresentar requisitos que possibilitem realizar as operações a que foram destinadas com precisão e custo competitivo. Em consequência, a escolha correta do material para confeccioná-las em função do trabalho exigido, e o desenvolvimento adequado da ferramenta para obter propriedades, como maior resistência ao desgaste, tenacidade e dureza a quente são fundamentais para melhorar a eficiência do processo e qualidade das peças, elevando a vida da ferramenta durante o serviço. Diante disso, para produzir uma superfície dura e resistente ao desgaste, com núcleo tenaz, pode-se nitretar e/ou aplicar revestimentos nas peças (PALDEY; DEEVI, 2003).

As propriedades combinadas de revestimento-substrato determinam a resistência ao desgaste e força de adesão de um revestimento. O aumento da aderência de revestimentos duros ao substrato é conseguido com: (i) limpeza adequada da superfície, antes da deposição do filme, para eliminação de impurezas; (ii) endurecimento prévio do substrato. De acordo com Paldey; Deevi (2003), um revestimento duro e resistente ao desgaste depositado em substrato macio pode não funcionar bem e resulta em propriedades inferiores, pois, após a aplicação da carga, o revestimento pode danificar-se, formando trincas e deslocamentos, uma vez que a dureza do substrato é insuficiente para suportar a carga. Assim, tanto o substrato quanto o revestimento cedem com aspecto de deformação plástica. Uma das soluções é obter previamente um substrato duro e resistente, o qual melhora a capacidade de suporte de carga do sistema, com maior dureza superficial do substrato, perfil de dureza com distribuição gradual, tensão de compressão no

substrato, resultando em melhoria de aderência, maior resistência ao desgaste e ao impacto (IÑURRATEGI, 2012).

Para responder a essa demanda, a modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM) surgiu como alternativa de tratar termoquimicamente e usinar simultaneamente por meio das descargas elétricas. Neste processo de MS-EDM com o uso de ureia misturada em água deionizada como fluido dielétrico, é possível produzir uma camada de metal alterada (CMA), ou seja, a camada total nitretada, a qual possui dureza entre o revestimento de TiAlN PVD e o substrato de aço ABNT H13. Essa camada nitretada atua como suporte de carga para o revestimento a ser aplicado posteriormente, contribuindo para a melhoria de aderência, por possuir transição gradual de propriedades não abrupta (p. ex.: dureza) na interface revestimento-substrato, sendo denominado de sistema híbrido; heterogêneo em origem e composição. A escolha de materiais, processamento e caracterização do sistema híbrido, auxilia o entendimento do comportamento do revestimento em solicitações de esforços, deslizamento e abrasão, os quais são estudados neste trabalho.

A base deste processo de MS-EDM é a usinagem por descarga elétrica (EDM), introduzida há mais de 70 anos e considerada uma das técnicas de usinagem não convencional mais bem-sucedida, para a remoção de materiais condutores de alta dureza (MARASHI et al., 2016). Aplicações de fenômenos EDM, além da remoção de material, estão em fase de desenvolvimento, como indicam pesquisas de modificação de superfície de peças de trabalho com elementos contidos no fluido dielétrico (CHEN; WU; YAN, 2014; KUMAR et al., 2009; KUMAR; BATRA, 2012; LI; WANG; FANG, 2012). A transferência de partículas contidas em eletrodos ferramentas, produzidos por sinterização, para a superfície da peça (SIMAO et al., 2003; TIJO; KUMARI; MASANTA, 2020), ou a formação de camada de TiC em superfícies de aços rápidos (SUZUKI; KOBAYASHI, 2013), também são exemplos de aplicações do EDM. Entretanto, existem desafios em se produzir camadas superficiais mais uniformes e espessas nesse processo emergente de MS-EDM, como indicam algumas pesquisas (RASLAN, 2015; SANTOS et al., 2016a, 2016b, 2017). Assim, a relação entre os parâmetros do processo e as características das camadas produzidas por meio de MS-EDM, empregando ureia [(NH₂)₂CO] em água deionizada como fluido dielétrico, é estudada neste trabalho. A influência dos tempos de duração do pulso (T_{ON}) e de intervalo do pulso (T_{OFF}), na uniformidade e espessura das camadas refundidas, afetadas pelo calor e a profundidade da camada endurecida foi pesquisada.

Após a aplicação de EDM e de tratamentos superficiais para reduzir o desgaste e/ou a fadiga, é importante realizar testes para avaliar a resistência ao desgaste, o que inclui o estudo da tribologia. Neste aspecto, pesquisas direcionadas para novas tecnologias inovadoras, novos materiais e lubrificantes surgem com o objetivo de reduzir o atrito e desgaste, consequentemente, reduzir o consumo de energia e o impacto ambiental (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014). Como exemplo de solução para combater o desgaste e a fadiga, que são os principais fatores limitantes da vida de matrizes de forjamento, incluem geralmente o tratamento térmico do material da matriz, e adicionalmente a nitretação, os quais protegem a superfície da matriz e prolongam sua vida. O uso de revestimentos de superfícies abre a possibilidade de um projeto de material no qual propriedades específicas estão localizadas onde são mais necessárias. O material do substrato pode ser projetado para suportar carga e ser tenaz, enquanto o revestimento é responsável pela resistência ao desgaste, corrosão, energia térmica e a obtenção das características de atrito necessárias (HOLMBERG; MATTHEWS, 2009).

Diante das considerações expostas, e da limitação de trabalhos na literatura, a produção e caracterização de sistemas híbridos (MS-EDM com solução de ureia $[(\text{NH}_2)_2\text{CO}]$ em água deionizada como fluido dielétrico e subsequente revestimento de TiAlN PVD) depositados em substratos de aço ABNT H13, apresentam-se como promissores. O tratamento de MS-EDM com solução de ureia em água deionizada, realizado simultaneamente à usinagem por descargas elétricas (EDM), pode contribuir para ganho de produtividade industrial, uma vez que reduz etapas no processo de fabricação em relação ao processo convencional de EDM e posterior nitretação. Espera-se também a contribuição deste trabalho para o conhecimento técnico, acadêmico e científico da produção e caracterização de sistemas híbridos com propriedades aprimoradas para aplicações tribológicas e industriais. Dentre essas, as propriedades mecânicas, como dureza, e tribológicas, como a melhoria da resistência ao desgaste por deslizamento e por abrasão em microescala, a redução do coeficiente de atrito e melhoria da capacidade de suporte de carga do revestimento pelo substrato.

A novidade deste trabalho reside na técnica experimental, a qual permitiu a produção da camada nitretada simultaneamente à usinagem por descarga elétrica (EDM) do aço ABNT H13 e sua interação com o posterior revestimento de TiAlN PVD, para caracterização e aplicações tribológicas. Assim, o processo de MS-EDM emerge como um tratamento termoquímico simultâneo à usinagem por meio de descargas elétricas.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Produzir e caracterizar sistemas híbridos de modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM), com solução de ureia $[(\text{NH}_2)_2\text{CO}]$ em água deionizada como fluido dielétrico, e subsequente revestimento de nitreto de titânio e alumínio (TiAlN), pela técnica de deposição física de vapor (PVD) em substrato de aço ferramenta ABNT H13 para aplicações tribológicas.

2.2 Objetivos específicos

- Adaptar uma máquina de usinagem por descarga elétrica (EDM), por meio do desenvolvimento de um tanque auxiliar e de dispositivos para fixação de ferramenta e de amostras, para possibilitar a aplicação da modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM), especialmente para a obtenção de estruturas de nitretos;
- Estudar parâmetros de processo EDM, tempos de duração do pulso (T_{ON}) e de intervalo do pulso (T_{OFF}), realizar testes de MS-EDM com solução de ureia $[(\text{NH}_2)_2\text{CO}]$ em água deionizada como fluido dielétrico (30 g L^{-1}), em amostras com substrato de aço ABNT H13, para obter a condição favorável à maior uniformidade e profundidade efetiva de dureza (H limite) das camadas refundidas (CR) e afetadas pelo calor (CAC), e pesquisar a nitretação simultaneamente à EDM;
- Produzir e caracterizar sistemas híbridos de MS-EDM e subsequente revestimento de TiAlN PVD, depositados em amostras com substrato de aço ABNT H13, conforme recebido e temperado e revenido, para estudos tribológicos;
- Avaliar a resistência ao desgaste por meio de ensaios de deslizamento de pino sobre disco, a seco, utilizando pino esférico de carbeto de tungstênio (WC/12Co), para estudar o comportamento do coeficiente de atrito e da taxa de desgaste dos sistemas produzidos, e também avaliar o desgaste por meio de ensaios de abrasão em microescala, com o uso de solução abrasiva preparada com pó de carbeto de silício (SiC) e água destilada, na concentração de 20 % em volume.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo são descritos conceitos referentes aos principais temas estruturais deste trabalho.

3.1 Aços ferramentas para trabalho a quente

Aços para aplicações de trabalho a quente, designados aços do grupo H no sistema de classificação AISI, são subdivididos em três classes de acordo com o tipo de liga usada para conferir alta dureza a quente: (i) aços ao cromo para trabalho a quente (H10, H11, H12, H13, H14, H19), que contêm nominalmente 5 % de Cr e significativas quantidades de outros elementos, incluindo silício, molibdênio e vanádio; (ii) aços ao tungstênio para trabalho a quente (H21, H22, H23, H24, H25, H26) e; (iii) aços ao molibdênio para trabalho a quente (H42). Os aços ferramenta ao cromo para trabalho a quente devem ter excelente resistência a cargas de impacto a alta temperatura, ao amolecimento durante a exposição a temperaturas elevadas e à fadiga térmica. Esse exigente conjunto de requisitos - típico de forjamento, fundição e muitos outros tipos de trabalho a quente - é realizado pela composição média de carbono, concentrações relativamente altas de cromo e outros elementos formadores de carbonetos (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998). O teor de carbono médio promove a tenacidade, limitando a concentração de carbono da martensita (α') e pela limitação do tamanho das partículas de carboneto de liga. Boa resistência a altas temperaturas é conseguida com o revenimento da liga em altas temperaturas, onde dispersões finas e estáveis de carbonetos de cromo e de vanádio se precipitam.

Os aços ferramentas para trabalho a quente de média liga, como o H11, H12 e H13, atendem o compromisso dos dois extremos: boa resistência ao amaciamento a quente e tenacidade razoável. Esses aços são especialmente adequados para matrizes de forjamento e também aplicações em martelos, nas quais a quantidade de peças a serem forjadas é grande e a resistência ao desgaste se torna um requisito econômico importante nessas aplicações (ASM INTERNATIONAL, 1992a).

A composição química média dos principais elementos do ABNT H13 (% p) é: C 0,35; Cr 5,00; Mo 1,50; V 1,00 (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998). O alto teor de vanádio do aço ABNT H13 resulta em maior dispersão de carbonetos duros de vanádio, contribuindo para maior resistência ao desgaste. As peças fabricadas de aço ABNT H13 podem ser nitretadas para oferecer resistência adicional ao desgaste (ASM INTERNATIONAL, 2001).

A TABELA 3.1 mostra a comparação de algumas propriedades do aço ABNT H13 com outros aços ferramenta para aplicações específicas, contendo elementos tais como o cromo, vanádio, tungstênio e molibdênio, os quais são mais adequados para nitretação porque formam nitretos estáveis nas temperaturas de nitretação. Os aços ABNT H11, H12 e H13 contêm nominalmente 5 % de Cr e são geralmente aplicados em matrizes para trabalho a quente; o ABNT A2, A6, D2 e D3 são aços para trabalho a frio e o S7 é classificado como aço resistente ao choque, ambos aços são temperados com resfriamento ao ar e aplicados para ferramentas; o M2 e o M4 são aços rápidos ao molibdênio, aplicados para ferramentas de corte (ASM INTERNATIONAL, 1997; SILVA; MEI, 2006). A densidade destes aços varia de 7,70 kg dm⁻³ para o D2 e D3 à 8,16 kg dm⁻³ para o M2 (ASM INTERNATIONAL, 1990). Nota-se que a dureza de trabalho usual do aço ABNT H13 é de 40-53 HRC (~392-560 HV), obtida após revenimento na faixa de temperatura recomendada para este aço, enquanto a dureza no estado recozido é de 192-229 HB (~202-241 HV) (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998).

TABELA 3.1 - Comparação de propriedades do ABNT H13 com outros aços ferramenta.

ABNT	Dureza (HRC)		Energia de impacto (J) ^{1, a}	Coeficiente de expansão térmica ($\mu\text{m m}^{-1} \text{K}^{-1}$) ^b	Usinabilidade (%) ^{1, c, d}
	A quente na TA / 540 °C	Usual de trabalho			
H11	54 / 42	38 a 55	115	11,9 e 13,3	75
H12	54 / 42	38 a 55	130	n.d.	70
H13	55 / 42	40-53	92	10,4 e 13,1	70
A2	60 / 46	57 a 62	23	10,7 e 14,2	63
A6	n.d.	54 a 60	38	11,5 e 14,2	70
D2	60 / 47	58 a 64	11	10,4 e 12,2	40
D3	n.d.	58 a 64	8	12,0 e 13,5	42
S7	n.d.	47 a 57	325	n.d. e 13,3	95
M2	65 / 55	63 a 66	13,5	10,1 e 12,2	40
M4	66 / 56	63 a 66	9	n.d. e 12,2	35

Fonte: ASM INTERNATIONAL, 1990; ¹ BRYSON, 2009; MACHADO et al., 2015, adaptado pelo autor.

^a Ensaio Charpy em corpos de prova com entalhe em V

^b Intervalo de temperatura de 20-100 °C e 20-650 °C

^c Aços no estado recozido

^d Com base no índice de usinabilidade de 100 % para o ABNT W1; equivalente a 40 % para o ABNT B1112.

De acordo com Chang, Tang e Huang (2010), o aço ABNT H13 é um dos aços para trabalho a quente mais utilizado, principalmente em moldes de fundição, de forjamento e extrusão a quente. Esse aço tem vantagens excepcionais, como alta temperabilidade, resistência à abrasão e tenacidade. O aço ABNT H13 é aplicado geralmente na fabricação de moldes e matrizes para

fundição sob pressão de metais não ferrosos (Al, Zn, Mg), matrizes, insertos e punções para trabalho a quente (forjamento, extrusão, etc.), facas e tesouras para corte a quente, moldes para plásticos e demais aplicações para trabalho a quente sob condições de impacto (KALPAKJIAN; SCHMID; MUSA, 2009; KRAUSS, 2005; ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998; SILVA; MEI, 2006). As características notáveis do aço ABNT H13 são tenacidade e resistência ao impacto, as quais tornam esse aço preferível em grande parte das aplicações, especialmente quando for necessário resfriar as matrizes durante o uso, com água ou outro meio (SILVA; MEI, 2006).

O processamento final dos aços ferramenta consiste no tratamento térmico para produzir a dureza necessária e outras propriedades (p. ex.: tenacidade) para um determinado aço e suas aplicações. Esse processo consiste invariavelmente de três estágios que tem como objetivo, na maioria das vezes, produzir microestrutura martensítica temperada: (i) aquecimento para formação de austenita (γ); (ii) resfriamento para transformar a austenita em martensita; (iii) aquecimento ou revenimento para eliminar a austenita retida e formar carbonetos dentro da martensita. O revenimento é a etapa final de tratamento térmico aplicado aos aços ferramenta e tem a importante função de melhorar a tenacidade, com aplicação, geralmente de duplo ou até mesmo triplo revenimento, para garantir que a tenacidade seja melhorada, após as mudanças microestruturais serem induzidas pela primeira etapa do revenimento (KRAUSS, 2005). Os aços para trabalho a quente ao cromo são geralmente tratados com duplo revenimento, com dureza de trabalho na faixa de 44 a 50 HRC (~434-513 HV) (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998).

Para têmpera do aço ABNT H13, a temperatura de pré-aquecimento é na faixa de 815 °C por 10 a 15 min, ou caso a peça seja complexa ou grande, um pré-aquecimento a 650 °C é preferível. Após o ciclo de pré-aquecimento, o forno deve ser ajustado para 1010 °C, que é a temperatura de austenitização para o aço ABNT H13 (BRYSON, 2009). A faixa de temperatura de têmpera é de 995 a 1040 °C por 15 a 40 min (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998). O tempo de encharque ou de permanência na temperatura deve ser baseado em meia hora por 25,4 mm da menor seção transversal da peça. Para peças menores ou maiores que 25,4 mm, o tempo deve ser calculado proporcionalmente, isto é, 38,1 mm (1 1/2") de espessura equivale a 45 min de encharque (BRYSON, 2009).

Conforme Roberts, Krauss e Kennedy (1998), o meio de resfriamento recomendado após a têmpera do aço ferramenta é o ar calmo. O processo de resfriamento do aço ABNT H13 deve

prosseguir até as peças atingirem 65 °C (BRYSON, 2009). É necessário que o primeiro revenimento ocorra imediatamente após as peças alcançarem 52 a 65 °C, para que as tensões, associadas à transformação martensítica, que podem causar trincas e distorções no aço temperado sejam eliminadas. Resultando assim em considerável ganho de tenacidade, além de evitar trincas e distorções. O forno de revenimento já deve estar pré-aquecido na temperatura adequada deste processo e, as peças precisam ser colocadas imediatamente no forno (BRYSON, 2009).

A temperatura de revenimento é na faixa de 540 a 650 °C (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998), sendo recomendado, para o aço ABNT H13, 28 °C abaixo da temperatura de trabalho. As peças devem ser revenidas por 2 horas para cada 25,4 mm (1") de seção transversal mais fina. Mesmo para as peças com espessuras menores [p. ex.: 6,35 mm (1/4")] é aconselhável mantê-las por 2 horas, em função da lenta transferência de calor que ocorre em temperaturas relativamente baixas. Por exemplo, a 565 °C pode demorar até uma hora, apenas para uniformizar a temperatura da peça e, a segunda hora, é usada para executar continuação da transformação da austenita (γ) em martensita (α'). E, mais importante, na estabilização da martensita, que acabou de ser formada e, na redução da condição frágil da estrutura do grão.

Essa fragilidade é causada por grãos grosseiros e irregulares que não são refinados e reduzidos em forma e tamanho. A peça deve ser submetida à temperatura ambiente, sempre entre o primeiro e o segundo estágio de revenimento, para minimizar a austenita retida resultante, com tempo de repouso à temperatura ambiente de 1 a 500 horas (BRYSON, 2009). A microestrutura endurecida dos aços ferramenta para trabalho a quente consiste principalmente de martensita com pouca austenita retida, caso as taxas de resfriamento sejam suficientes para evitar a formação de perlita e de bainita (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998).

Em relação ao tratamento de recozimento de aço ferramenta, o objetivo é produzir microestrutura consistindo de carbonetos esferoidizados uniformemente dispersos em uma matriz de ferrita. Essa microestrutura tem baixa dureza, o que facilita a usinagem. O recozimento também refina estruturas de granulação grosseira que podem ter se formado durante altas temperaturas. Além disso, elimina a microestrutura de martensita dura ou perlita que pode ter se formado durante o resfriamento posterior ao trabalho a quente e, homogeneiza os efeitos de deformação não uniforme que podem ter se desenvolvido durante o trabalho a quente de seções complexas ou pesadas (KRAUSS, 2005).

Outro tratamento térmico realizado nos aços ferramentas é o alívio de tensões, que é um tratamento subcrítico de baixa temperatura, normalmente realizado a 650 °C, onde a ferrita e os carbonetos são estáveis. Esse tratamento consiste em remover tensões residuais que podem causar distorção durante o aquecimento e o endurecimento posterior por têmpera dos aços ferramenta e, portanto, devem ser eliminadas (KRAUSS, 2005). O melhor método para alívio de tensões é aquecer o aço até a temperatura de recozimento e depois baixar a temperatura lentamente (de preferência 14 a 28 °C por hora) para 480 °C e depois permitir que o forno esfrie lentamente à temperatura ambiente (BRYSON, 2009).

De acordo com Roberts; Krauss e Kennedy (1998), o aquecimento por banho de sal é o método predominante de endurecimento dos aços ferramenta, fornecendo resultados para ferramentas que exijam excelente condição superficial. A maioria das ferramentas que são tratadas termicamente em banho de sal possui dureza homogênea, da superfície ao núcleo, independentemente da espessura da seção. A distorção e a tensão residual são minimizadas devido à uniformidade da temperatura e o tratamento térmico em banhos de sal é realizado por condução, com o sal fundido fornecendo fonte pronta de calor, conforme necessário.

Banhos de sal fornecem calor a uma taxa igual à de absorção total de calor da ferramenta, assim, o calor é rapidamente atraído da superfície para o núcleo. A capacidade de um banho de sal fornecer calor a uma taxa rápida, aumenta a uniformidade das propriedades e qualidade resultante da ferramenta e os tempos de tratamento térmico também são reduzidos. Por exemplo, barra de 25,4 mm de diâmetro pode ser aquecida até a temperatura de equilíbrio, em 4 min, em banho de sal, enquanto que 20 a 30 min serão necessários para obter as mesmas propriedades em fornos de convecção ou radiação. Banhos de sal são eficientes, apresentando aproximadamente 93 a 97 % da energia elétrica consumida, gasta diretamente para o aquecimento.

Em relação aos carbonetos dos aços ferramentas para trabalho a quente, em geral, esses aços possuem de média a alta liga e ao longo do processamento são formados carbonetos em uma matriz de martensita temperada. O aço ABNT H13 é baseado em elementos de liga de transição formadores de carbonetos, como o cromo, molibdênio e vanádio, os quais são de interesse industrial e precisam ser analisados para melhor compreensão em determinada aplicação da ferramenta (KRAUSS, 2005).

Os carbonetos do grupo VI (Cr, Mo e W) são materiais industriais importantes, particularmente os carbonetos de cromo e tungstênio. Esses carbonetos apresentam ligação atômica similar, porém, a composição e cristalografia são mais complexas, tais como: Cr_{23}C_6 , Mo_2C , W_2C ; Cr_7C_3 , Mo_3C_2 , WC; Cr_3C_2 ; MoC_{1-x} . Nota-se que os carbonetos de cromo (CrC_x) consistem em três estruturas cristalográficas: Cr_{23}C_6 cúbico, Cr_7C_3 hexagonal e Cr_3C_2 ortorrômbico (PIERSON, 1996). Dentre eles, o Cr_3C_2 é extremamente raro como o mineral *tongbaite*, que é altamente resistente à corrosão, não oxidando mesmo em altas temperaturas (1000-1100 °C) (WANG et al., 1999). Entre todas as abordagens, os carbonetos de cromo são excelentes reforços para fins de enrijecimento, devido ao seu alto módulo de elasticidade, além de propriedades apropriadas de dureza, resistência ao desgaste e anti-corrosão (RAJPOOT, 2013).

Wang et al. (2017) estudaram a evolução de carbonetos no aço ABNT H13 em processo de tratamento térmico para quatro tipos de amostras: aço fundido (parte superior do lingote) (A1); posteriormente, o lingote remanescente foi recozido (A2); forjado e recozido (A3) e temperado e revenido (A4). Os resultados mostraram que, grande quantidade de carbonetos secundários M_7C_3 (M = Cr, Fe, W) precipitam na área de segregação de lingotes, após o processo de recozimento. Carbonetos primários $\text{M}_6(\text{C}, \text{N})$ são, quase dissolvidos e, carbonetos $\text{M}(\text{C}, \text{N})$ são parcialmente dissolvidos no aço ABNT H13 forjado e recozido. Os autores concluíram que os carbonetos em aços ABNT H13 recozidos ou forjados são M_7C_3 , MC e em menor quantidade carbonetos M_6C . A maioria dos carbonetos no aço ABNT H13 temperado e revenido são secundários finos $\text{M}_6(\text{C}, \text{N})$, M_{23}C_6 e $\text{M}(\text{C}, \text{N})$, além de uma pequena quantidade de carbonetos primários $\text{M}(\text{C}, \text{N})$ com tamanho menor. Carbonetos M_{23}C_6 precipitam facilmente no caso de processo de têmpera com longo tempo de duração.

Para o aço H13 recozido, a fração volumétrica de carbonetos é de aproximadamente 3,5 a 4,5 %. E a dissolução de carbonetos durante a austenitização deste aço é, tanto maior, quanto maior a temperatura de austenitização e, o tempo de permanência a essa temperatura. Por exemplo, a 1020 °C com tempo de permanência de 30 min, a fração volumétrica de carbonetos primários diminui para aproximadamente 2,2 % em volume (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998).

3.2 Processo de usinagem por descarga elétrica (EDM)

A usinagem por descarga elétrica (*EDM - Electrical Discharge Machining*) é um processo termoelétrico que utiliza descargas de faíscas elétricas para erodir materiais eletricamente condutores (BENEDICT, 1987). Esse processo, conhecido também como eletroerosão, é definido como o bombardeamento de íons e elétrons contra a superfície da peça, promovendo

a retirada de material por sublimação, deixando uma cavidade com o formato do negativo do eletrodo ferramenta.

As principais propriedades, que influenciam o desempenho dos materiais para eletrodo ferramenta, são: o ponto de fusão elevado (grafita) e a alta condutividade elétrica (cobre) (McGEOUGH, 1988), tornando o cobre o condutor metálico mais amplamente utilizado. O cobre comercialmente puro é representado pelos números C10100 a C13000, do sistema de numeração unificada (UNS). Os vários tipos de cobre deste grupo apresentam diferentes graus de pureza e, portanto, características diferentes, e são produzidos para diversas aplicações elétricas. O cobre eletrolítico C11000 é fabricado de cobre catódico, ou seja, cobre que foi refinado eletroliticamente. Este é o mais comum de todos os cobres para aplicações elétricas. Ele contém menos de 50 ppm de impurezas metálicas totais (incluindo enxofre). Algumas propriedades térmicas do cobre eletrolítico C11000 são: coeficiente de expansão térmica linear de $17 \mu\text{m m}^{-1} \text{K}^{-1}$ a 20-100 °C e $17,7 \mu\text{m m}^{-1} \text{K}^{-1}$ a 20-300 °C; calor específico $385 \text{ J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$ a 20 °C; condutividade elétrica $5,88 \times 10^7 \Omega^{-1} \text{m}^{-1}$ [superior a 100 % do padrão internacional do cobre recozido (IACS)]; condutividade térmica $388 \text{ W m}^{-1} \text{K}^{-1}$ a 20 °C e ponto de fusão de 1083 °C (ASM HANDBOOK, 1992b).

A EDM é um dos processos de usinagem não convencionais mais amplamente utilizados, principalmente na indústria de ferramentaria durante a confecção de peças que apresentam difícil usinabilidade pelos processos tradicionais, como os aços temperados e ligas de alta dureza. É utilizado também para obtenção de formas geométricas complexas com elevada exatidão dimensional, como cavidades estreitas e profundas e pequenos raios de canto (AMORIM, 2002; FREDRIKSSON; HOGMARK, 1995). Características estas que fazem parte do cotidiano dos processos de fabricação de matrizes de estampagem e moldes de injeção de componentes e produtos plásticos para as indústrias: automobilística, de lazer, engenharia elétrica, eletrônica e de eletrodomésticos (AMORIM, 2002). Processos EDM envolvem fenômenos transitórios ocorrendo em espaço estreito (ordem de micrometros) preenchido com fluido e em curto período de tempo (ordem de microssegundos) e envolvem evaporação e fusão dos eletrodos, tornando assim tanto a observação quanto análise extremamente difícil. Esses fenômenos EDM não estão em equilíbrio térmico, mas incluem transições entre sólido, líquido, gás e plasma, reações químicas, transferência de massa e deslocamento de fronteiras dos eletrodos. Embora seja complexo o entendimento dos fenômenos EDM, os avanços tecnológicos de computadores, instrumentos de medição e análise de superfícies, estão contribuindo e acelerando novas descobertas e conhecimentos (KUNIEDA et al., 2005).

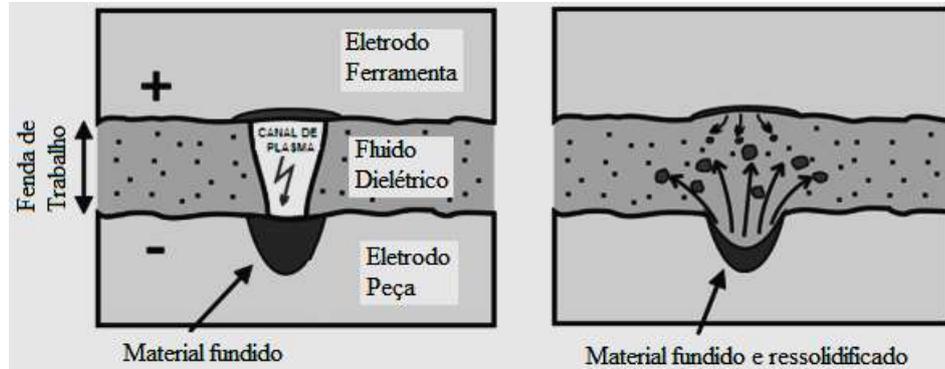
Em relação ao fluido dielétrico utilizado na EDM, de acordo com Storr (1999), apresenta quatro funções: isolamento, ionização, resfriamento e remoção de partículas residuais. O isolamento da peça de trabalho com o eletrodo é uma função importante do dielétrico, pois, a descarga disruptiva deve ocorrer através de um canal de plasma concentrado, ou seja, de seção transversal menor possível, aprimorando assim a eficiência e precisão. O fenômeno de ionização significa que devem ser criadas condições ideais, o mais rapidamente possível, para a produção de um campo elétrico e, em seguida, um caminho da faísca deve ser fornecido. Após o impulso, o caminho da faísca deve ser deionizado rapidamente, para que a próxima descarga elétrica possa ocorrer. O dielétrico deve, portanto, restringir tanto quanto possível o caminho da faísca rapidamente, para que seja alcançada alta densidade de energia, o que aumenta a eficiência da descarga ao mesmo tempo. A faísca tem temperatura na faixa de 8000 à 12000 °C quando atinge a peça de trabalho e, portanto, o dielétrico deve resfriar o eletrodo e a peça. O superaquecimento do eletrodo deve ser evitado, para que não ocorra desgaste excessivamente alto deste. Além disso, deve possibilitar que os gases metálicos que se desenvolvem durante a erosão por faíscas se condensem no líquido. E por fim, as partículas residuais de metal que foram erodidas devem ser removidas da área de trabalho entre o eletrodo e a peça, caso contrário pode haver interrupções no processo, como formar pontes, o que causa curtos-circuitos, indesejáveis para o processo (STORR, 1999).

Na EDM os parâmetros de operação exercem influência sobre o processo, como o tempo de pausa entre duas descargas sucessivas, denominado intervalo do pulso (T_{OFF}) (KUMAR et al., 2009; STEVENS, 1998). É durante o T_{OFF} que parte do material fundido permanece na cratera de forma solidificado e outra parte é removida pelo efeito de limpeza do fluido dielétrico. A resistência elétrica do dielétrico influencia a energia de descarga e o tempo de iniciação da ignição. Se a resistência for pequena, ocorrerá descarga antecipada. Se for grande, o capacitor alcançará valor mais alto de carga antes que ocorra a ignição, ou seja, a energia e a taxa de repetição das ignições dependem das condições da fenda de trabalho entre os eletrodos. Estas condições, por sua vez, são afetadas pelos detritos produzidos pelo metal erodido (McGEOUGH, 1988).

Algumas teorias foram desenvolvidas para explicar o fenômeno que ocorre durante o processo EDM. Contudo, a teoria mais aceita no meio científico é a termoelétrica. Nesse processo o calor gerado pela descarga elétrica na região da superfície próxima ao canal de plasma funde o material, que é removido e ejetado da poça fundida principalmente por evaporação. A FIGURA

3.1 apresenta esquematicamente o processo EDM, representando a fenda de trabalho, o fluido dielétrico, o canal de plasma, material fundido e ressolidificado dos eletrodos ferramenta e peça.

FIGURA 3.1 - Representação esquemática do processo EDM



FONTE: BLEYS et al., 2006.

De acordo com a teoria termoelétrica aceita por muitos pesquisadores (DIBITONTO et al., 1989; EUBANK et al., 1993; KLOCKE; KÖNIG, 1997; PATEL et al., 1989; STEVENS, 1998), uma descarga elétrica entre o eletrodo ferramenta e a peça processa-se em quatro fases consecutivas:

Fase 1 - Ignição.

Fase 2 - Formação do canal de plasma.

Fase 3 - Fusão e evaporação de material do eletrodo e da peça.

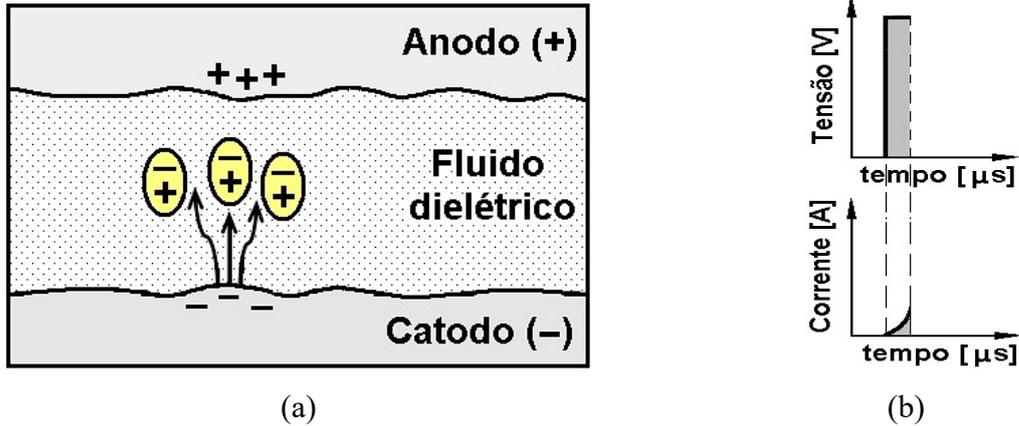
Fase 4 - Ejeção do material fundido formando microcrateras.

Na fase de ignição, uma tensão elétrica (diferença de potencial) é aplicada entre os eletrodos, cria um campo elétrico e gera as primeiras descargas, sendo este campo caracterizado pelo gradiente de tensão, perfil de rugosidade do eletrodo e da peça. Essas primeiras descargas elétricas ocorrem nos pontos mais próximos das superfícies do eletrodo e da peça, ou seja, nos picos de rugosidade. Nesses locais, o gradiente de tensão é máximo, e os elétrons primários são emitidos pelo catodo, iniciando o movimento em direção ao anodo (KLOCKE; KÖNIG, 1997; STEVENS, 1998), o qual resulta em aumento da distância entre o eletrodo e a peça, devido à remoção de material. Essa distância é compensada pelo deslocamento de aproximação do eletrodo ferramenta, através do sistema servomecanismo da máquina EDM (McGEOUGH, 1988; KÖNIG; KLOCKE; LENZEN, 1996; STEVENS, 1998).

De acordo com Kumar et al. (2009), mesmo durante o avanço na direção da superfície da peça, o eletrodo ferramenta não entra em contato com a peça, trabalhando sempre afastado, para evitar

curto circuito e o mau funcionamento do processo. Denominada fenda de trabalho (*gap*), essa distância é da ordem de 0,01 a 0,5 mm (McGEOUGH, 1988), cujo controle desta é fundamental para o sucesso do processo. A FIGURA 3.2 ilustra a fase de ignição com os elétrons primários sendo emitidos pelo catodo e iniciando o movimento em direção ao anodo (a), bem como mostra também a variação de tensão e corrente durante esta fase (b).

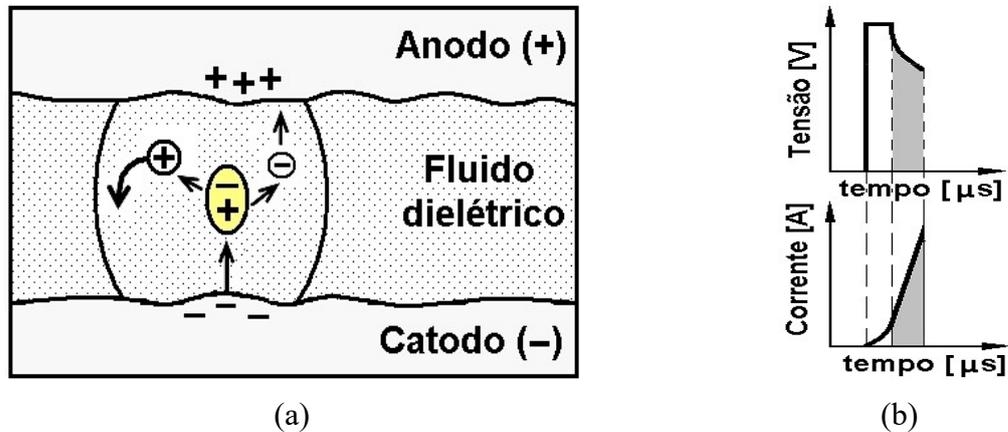
FIGURA 3.2 - Fase da ignição em (a) e evolução da corrente e tensão em (b)



FONTES – STEVENS, 1998, (a); KLOCKE; KÖNIG 1997 (b).

Em seu caminho através do fluido dielétrico, os elétrons primários colidem com átomos neutros do dielétrico e, como consequência, esses últimos separam-se em íons positivos e negativos ou elétrons secundários (STEVENS, 1998). A FIGURA 3.3 ilustra a formação de elétrons secundários e íons positivos quando os elétrons primários colidem com átomos neutros do fluido dielétrico (a), e a evolução da corrente e tensão durante esta etapa (b).

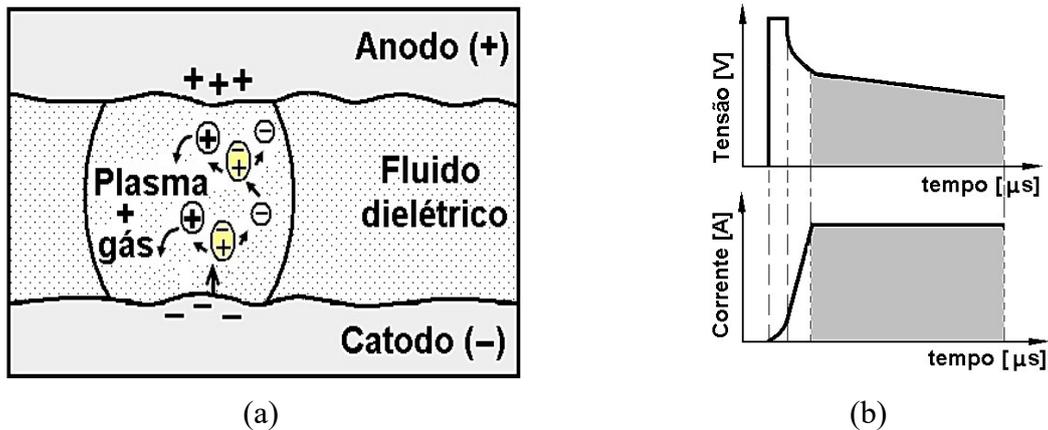
FIGURA 3.3 - Formação de elétrons secundários (a); evolução de corrente e tensão (b)



FONTES: STEVENS, 1998 (a); KLOCKE; KÖNIG, 1997 (b).

A formação do canal de plasma é decorrente da energia provocada pela colisão dos elétrons em alta velocidade, para o qual, conforme Stevens (1998), inicia-se a ionização por impacto, tendo na sequência a multiplicação em alta velocidade desse fenômeno, gerando superaquecimento seguido de evaporação de pequena quantidade do dielétrico. O canal de plasma formado é mantido por um período de tempo (T_{ON}), conforme regulagem realizada na máquina EDM. Durante a emissão de descargas elétricas, o sistema de controle do servomecanismo da máquina EDM controla e mantém em equilíbrio a amplitude da fenda de trabalho, a qual depende do nível de corrente nominal da descarga elétrica (I_p). Assim, evita-se a formação de curtos circuitos. A teoria da ionização por impacto explica que os elétrons liberados no catodo se aceleram e colidem com moléculas do dielétrico. Isso favorece a liberação de mais elétrons e íons positivos, iniciando uma reação de alta energia, e esses elétrons primários são atraídos pelo anodo e começam a se mover em sua direção. Em seu caminho através do fluido dielétrico, os elétrons primários colidem com átomos neutros do dielétrico e como consequência, esses últimos separam-se em íons positivos e negativos ou elétrons secundários (STEVENS, 1998). Quando um elétron ou íon colide com a superfície, sua energia cinética é transformada em calor, induzindo a fusão e a evaporação parcial do material da superfície. Tendo em vista que as faíscas elétricas produzem intenso calor, com temperatura estimada de 20000 °C em pontos localizados na ferramenta e peça. Assim, os materiais da ferramenta e peça são vaporizados formando crateras nas superfícies, explicando a remoção de material (McGEOUGH, 1988). Esse valor de temperatura corrobora os dados de Albinski et al. (1996), que afirmam que a energia térmica produz um canal de plasma entre o anodo e o catodo. Segundo os autores, a temperatura de faísca é na faixa de 7727 a 9727 °C, podendo atingir valores ainda mais altos, como observado durante a fase inicial da descarga elétrica. A quantidade de material que é fundido depende, entre outros fatores, do número de elétrons ou íons que colidem contra a superfície. O número de elétrons e íons gerados, depende da corrente e da duração do pulso das descargas elétricas (STEVENS, 1998). A FIGURA 3.4 mostra a formação do canal de plasma, que é decorrente da energia provocada pela colisão dos elétrons em alta velocidade.

FIGURA 3.4 - Formação do canal de plasma (a) e evolução da corrente e tensão (b)



Fonte: STEVENS, 1998 (a); KLOCKE; KÖNIG, 1997 (b).

O calor gerado pela energia cinética dos elétrons e íons é transformado em energia térmica, gerando fusão e evaporação de micropartículas do catodo e anodo. Nesta fase, o canal de plasma é mantido durante o tempo ajustado pelo operador na máquina EDM, e as superfícies do anodo e catodo são bombardeadas, respectivamente por elétrons e íons durante este tempo, formando crateras no eletrodo e na peça e eleva também a temperatura do dielétrico (KÖNIG; KLOCKE; LENZEN, 1996; STEVENS, 1998; STORR, 1999).

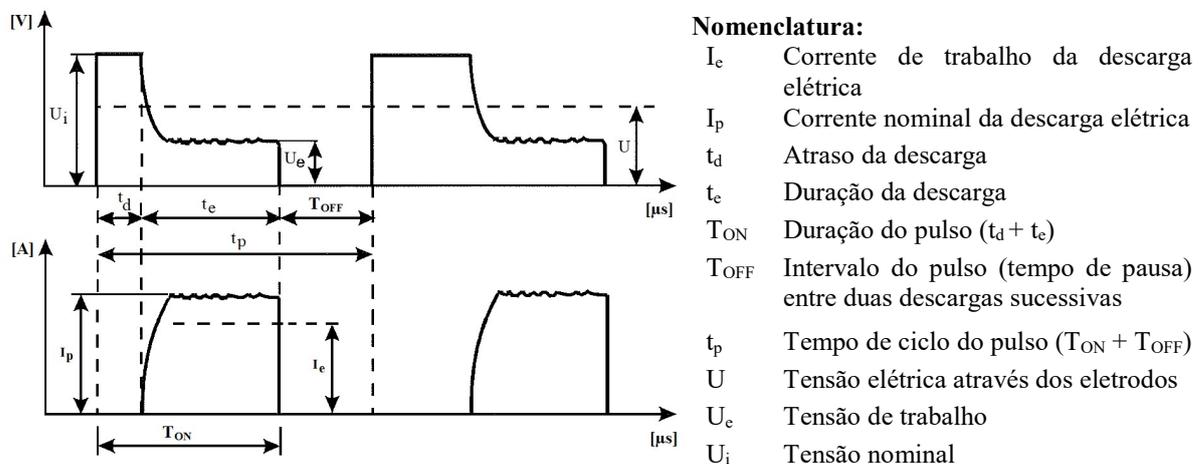
A diferença de massa entre elétrons e íons exerce influência sobre o processo. Os íons metálicos são mais pesados que os elétrons e, portanto, sua energia cinética é maior, quando tem a mesma velocidade do elétron. Mas, devido à inércia maior, os íons levam mais tempo para alcançarem velocidade suficiente para aquecer e provocar fusão do material. Portanto, quando são aplicadas descargas curtas, com menos de 1 μs , os elétrons geram mais calor na superfície, já que apenas quantidade limitada de íons colide contra o catodo. Devido à velocidade inicial baixa dos íons, em relação aos elétrons, eles precisam de mais tempo para percorrer a mesma distância. É necessário tempo maior que 10 μs para que os íons possam atingir a superfície do catodo em alta velocidade. Com isso, sua energia cinética pode gerar calor suficiente para provocar a fusão da superfície do catodo (STEVENS, 1998).

Na fase de ejeção do metal líquido, após atingir o tempo de duração do pulso das descargas elétricas ajustado na máquina EDM, o sistema de controle do gerador de pulsos interrompe instantaneamente a corrente elétrica. Estabelecendo assim um intervalo do pulso (T_{OFF}) até o início de um novo ciclo, e como consequência, o canal de plasma se colapsa e a pressão, da ordem de 200 bar, cai bruscamente (McGEOUGH, 1988). Isso faz com que o metal fundido dos eletrodos peça e ferramenta evaporem intensamente e pequenas gotas líquidas são ejetadas

da poça fundida, as quais são removidas pela circulação do fluido dielétrico, formando uma cratera na superfície da peça de trabalho (STEVENS, 1998).

A FIGURA 3.5 representa esquematicamente a tensão-corrente-tempo durante o tempo de ciclo do pulso de uma descarga elétrica que ocorre na EDM e a nomenclatura dos parâmetros principais. De acordo com a duração da descarga (t_e), o plasma de alta energia funde continuamente certa quantidade de material da ferramenta e da peça de trabalho, por condução térmica. O tempo que decorre entre a aplicação da tensão e o início da descarga denomina-se atraso da descarga (t_d). Quando a distância entre os eletrodos ferramenta e peça é maior, tem-se um aumento no tempo de atraso da ignição. O valor deste tempo (t_d) pode ser usado para controlar o movimento de aproximação do eletrodo ferramenta. A corrente (I_p) fornecida pela fonte de alimentação é a máxima corrente disponível para cada pulso. A corrente de trabalho (I_e) é o valor médio de corrente [A] na abertura da faísca, a qual é medida ao longo de um ciclo completo e calculada multiplicando a corrente máxima pelo ciclo de trabalho (KUMAR et al., 2009).

FIGURA 3.5 - Características típicas de tensão e corrente durante o ciclo de uma descarga para gerador de pulsos controlado em EDM



Fonte: STEVENS, 1998, adaptado pelo autor.

De acordo com Chounde; Pawar (2014), as variáveis principais do processo EDM, a serem selecionadas na máquina EDM, durante a usinagem são: corrente nominal da descarga elétrica (I_p), duração do pulso (T_{ON}), intervalo do pulso (T_{OFF}) e tensão nominal (U_i). Essas variáveis são usadas para controlar os resultados finais do processo EDM, respectivamente, taxa de remoção de material (TRM), taxa de desgaste da ferramenta (TD), acabamento superficial e curto circuito.

O aumento do valor de corrente nominal da descarga elétrica (I_p) aumentará a energia de descarga, o que, por sua vez, pode melhorar a taxa de remoção de material (TRM). A duração do pulso (T_{ON}) e corrente nominal da descarga elétrica (I_p), juntamente com a tensão de trabalho (U_e), determinam a energia da descarga e afetam a rugosidade e a remoção de material excessiva. A energia de descarga aumenta proporcionalmente com o aumento da duração do pulso (T_{ON}), resultando em maior TRM e redução de TD. Quanto maior o ciclo de trabalho (D_T), menor é o intervalo do pulso (T_{OFF}) e maior é a eficiência da usinagem, resultando em aumento na TRM. Valor mais baixo de D_T pode causar um leve aumento no percentual de TD e também reduz a eficiência da usinagem. Baixo valor da tensão de trabalho pode aumentar a TRM. No entanto, um valor muito baixo, tem tendência a curto circuito. Um valor mais alto da tensão de trabalho pode resultar na redução da TRM.

A polaridade é um parâmetro importante do processo EDM e significa qual lado da fenda de trabalho é positiva ou negativa. De acordo com Storr (1999), a troca de partículas carregadas negativa e positivamente resulta em fluxo de corrente no canal de plasma, conseqüentemente as partículas geram calor, resultando na fusão de metal. Com duração muito curta do pulso, mais partículas negativas do que positivas estão em movimento. Quanto mais partículas de um tipo se movem em direção ao alvo (eletrodo ou peça), mais calor será gerado nesse alvo. Também é importante ressaltar que, como resultado de seu tamanho maior, as partículas carregadas positivamente geram mais calor com a mesma velocidade de impacto.

Para minimizar a remoção ou o desgaste do eletrodo ferramenta, a polaridade é selecionada para liberar o máximo de calor possível na peça de trabalho no momento em que a descarga termina. Com pulsos curtos, o eletrodo ferramenta é conectado ao polo negativo. Com pulsos longos, maior que cerca de 5 μs para no caso de aço sendo usinado com cobre, o eletrodo ferramenta é conectado ao polo positivo, ou seja, sua polaridade é positiva. Em EDM por penetração, pulsos geralmente mais longos são usados, portanto, o eletrodo ferramenta é normalmente positivo e a peça de trabalho é negativa, para proteger o eletrodo de desgaste excessivo. No caso de máquinas, EDM a fio (WEDM), a polaridade é invertida, ou seja, o eletrodo ferramenta é normalmente negativo e a peça de trabalho é positiva. Com polaridade negativa, a taxa de remoção de material (TRM) é maior, e como o eletrodo (arame) é renovado constantemente, por meio do sistema de alimentação de arame, o desgaste do eletrodo não é um fator relevante (GUITRAU, 1997; STEVENS, 1998).

Para aplicações de EDM por penetração, a regra geral para a seleção de potência máxima é 65 amperes aproximadamente para cada 25,4 mm² de área superficial (AS), referente a região de fixação do eletrodo (potência máxima = 65 x AS). A razão entre a duração do pulso (T_{ON}) e o tempo total ($T_{ON} + T_{OFF}$) é uma medida de eficiência, mais conhecida como ciclo de trabalho ou fator de serviço (D_T), conforme EQ. 3.1. Geralmente, ciclo de trabalho mais longo significa maior eficiência de corte (McGEOUGH, 1988).

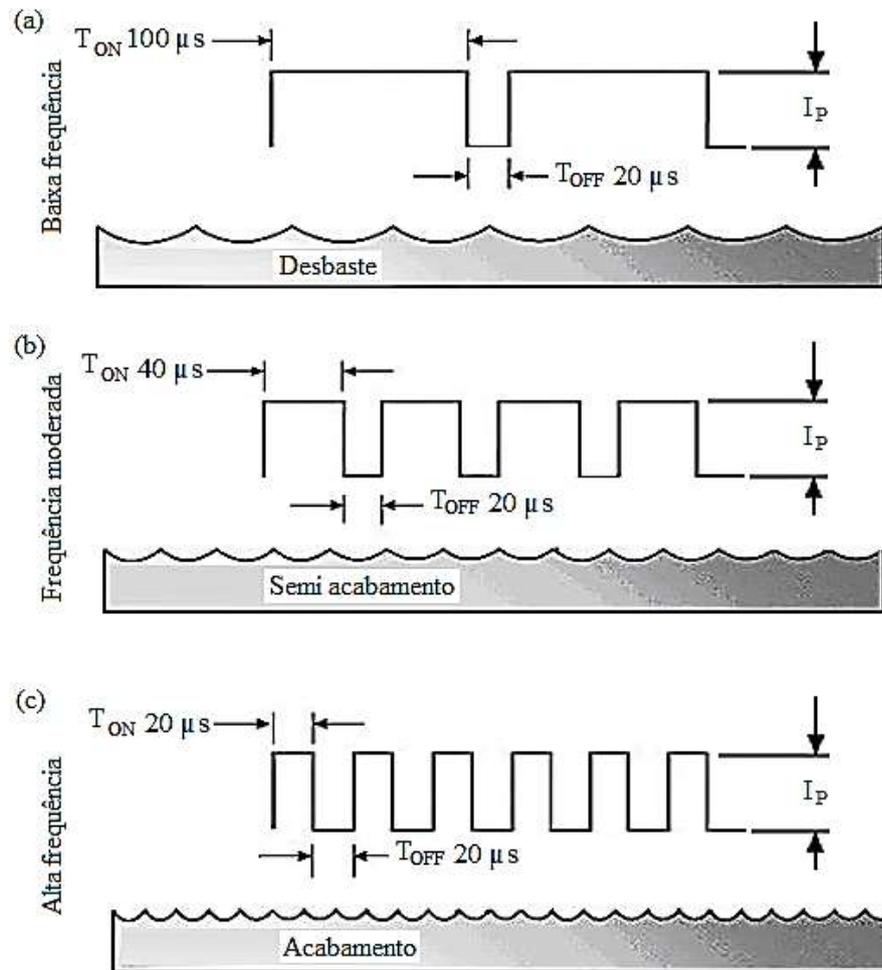
$$D_T [\%] = \frac{T_{ON}}{(T_{ON}+T_{OFF})} * 100 \quad (3.1)$$

O número de vezes que a corrente elétrica é acionada (T_{ON}) e desligada (T_{OFF}) é denominado frequência de pulso, a qual é o inverso do tempo total de ciclo ($T_{ON} + T_{OFF}$). Quanto maior a frequência, mais suave é o acabamento superficial a ser obtido, e com o aumento do número de ciclos por segundo, diminui o valor de T_{ON} . Curtos T_{ON} removem pouco material e criam pequenas crateras, isso produz acabamento superficial mais suave com menos dano térmico à peça de trabalho (KUMAR et al., 2009; McGEOUGH, 1988). Conforme Benedict (1987) e Guitrau (1997), a variação da frequência de pulso em EDM, mantendo todos os demais parâmetros constantes, resulta em diferentes modificações superficiais da peça de trabalho. Isso se justifica, pois, a energia disponível para a remoção de material durante determinado período é dividida pelo número de faíscas. Assim, aumentando a frequência de pulso ou de ignição, resulta em tamanho de cratera correspondente reduzido.

A FIGURA 3.6 apresenta esquematicamente as formas de onda do gerador de pulsos na EDM, com diferentes frequências, duração do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}) e, os efeitos representativos nas modificações das superfícies usinadas por EDM (GUITRAU, 1997). Observa-se na FIGURA 3.6(a), que baixa frequência significa longos T_{ON} , o que resulta em acabamento superficial mais grosseiro, devido ao fato da longa duração do pulso das descargas elétricas ser suficiente para fundir uma cratera. Essa condição é utilizada geralmente para operação de desbaste. Na FIGURA 3.6(b) verifica-se que a duração do pulso foi reduzida, produzindo assim crateras menores e menos material fundido. O acabamento melhora, mas a velocidade de usinagem diminui e, para o caso de EDM por penetração, aumenta o desgaste do eletrodo. Este é o caso de frequência moderada, utilizada para semi-acabamento. A FIGURA 3.6(c) mostra a superfície do material em operações de acabamento. O perfil da descarga é mais denso e a intensidade de descarga é maior, com a mesma unidade de tempo, ou seja, alta

freqüência. As descargas de curta duração produzem pouco material erodido, gerando pequenas crateras, e conseqüentemente melhor acabamento superficial (GUITRAU, 1997).

FIGURA 3.6 - Representação das variações da freqüência de pulso em EDM e os efeitos na modificação superficial.



(a) baixa frequência (desbaste); (b) frequência moderada (semi-acabamento); (c) alta frequência (acabamento).

Fonte: GUITRAU, 1997, adaptado pelo autor.

A freqüência de descarga ou a energia de descarga elétrica controla a taxa de remoção de material (TRM). Segundo Kalpakjian, Schmid e Musa (2009), o processo EDM ocorre com tensão nominal entre 50 a 380 V, corrente nominal de 0,1 a 500 A e TRM típica de 300 mm^3/min . O ponto de fusão e o calor latente de fusão são propriedades físicas importantes que determinam o volume de metal removido por descarga, e à medida que essas quantidades aumentam, a TRM diminui. Geralmente é removido o volume de material da ordem de 10^{-6} a 10^{-4} mm^3 por faísca elétrica.

Durante a EDM ocorrem algumas transformações no metal base, decorrentes do aspecto térmico, as quais são responsáveis por produzir uma camada superficial de material fundido e solidificado, denominada camada refundida (CR), e outra camada subsuperficial, denominada camada afetada pelo calor (CAC), (BLEYS et al., 2006), que surge adjacente à CR e próxima ao substrato. A CR é um produto inerente do processo EDM, a qual é o resultado de metal fundido e ressolidificado na superfície da peça. Essa região é suscetível à microfissuras devido ao resfriamento brusco do material fundido, ocasionado pelo fluido dielétrico no fim da descarga, e conseqüentemente são produzidas tensões térmicas. Essas microfissuras influenciam o ciclo de vida da peça processada por EDM, e é mais propícia à ocorrência de defeitos e falhas, que podem comprometer a aplicação do produto final, uma vez que a camada refundida é dura e frágil (FREDRIKSSON; HOGMARK, 1995; KLOCKE et al., 2016; KUMAR et al., 2009). Em muitos casos, a remoção da CR é praticamente impossível, ou tem que ser feita por longo tempo de polimento manual, e portanto, muitas vezes a etapa de polimento é ignorada, e o molde é usado na condição como usinado. O material na região de trabalho, ou seja, na CR e CAC é aquecido acima da temperatura normal de austenitização por tempo muito curto, durante a duração do pulso (T_{ON}), e em seguida, rapidamente arrefecido pela ação de resfriamento do fluido dielétrico e do material do substrato (FREDRIKSSON; HOGMARK, 1995). A duração do tempo do pulso de corrente está na faixa de microssegundos a milissegundos (ALBIŃSKI et al., 1996).

De acordo com Klocke et al. (2016), a energia de descarga pode ser dividida em pulso de corrente e pulso de tempo, assumindo tensão de trabalho constante, determinando assim o efeito principal sobre a profundidade de penetração ou espessura das camadas refundidas e afetadas pelo calor. Quanto mais elevada é a energia de descarga mais espessas são as camadas refundidas, isso é causado por maior quantidade de metal que funde e solidifica na superfície. Os autores afirmam que outros pesquisadores também observaram isso, tais como Guu et al. (2003) e Rebelo et al. (1998). A relação entre espessura da camada afetada pelo calor (CAC) e duração do pulso é diretamente proporcional, ou seja, quanto maior a duração do pulso, maior a espessura da CAC.

Amorim e Weingaertner (2002) pesquisaram a influência do ciclo de trabalho (D_T) na usinagem por descarga elétrica por penetração da liga de alumínio de alta resistência sob usinagem de desbaste e concluíram que independentemente do nível do ciclo de trabalho (50 a 80 %), o processo foi estável. Porém, alguns testes com D_T maior que 80 % promoveram condição instável com presença considerável de pulsos de curto-circuito.

De acordo com Fredriksson e Hogmark (1995), nenhuma diferença significativa na espessura das camadas afetadas pelo calor por EDM foi encontrada ao variar a temperatura do dielétrico, o tipo de dielétrico ou o material do eletrodo (cobre ou grafita) durante a EDM do aço ferramenta ABNT H13.

Pesquisas contínuas são necessárias para buscar meios eficazes de melhorar o desempenho do processo EDM, pois, suas aplicações requerem a usinagem de materiais de alta resistência mecânica e resistentes à temperatura, exigindo intensa pesquisa e desenvolvimento (VISHWAKARMA; PARASHAR; KHARE, 2012). Gill e Kumar (2015a) em suas pesquisas sobre o efeito de parâmetros de usinagem por descarga elétrica na microdureza, com eletrodo ferramenta de cobre-cromo-níquel, observaram que a polaridade do eletrodo ferramenta afeta a microdureza; polaridade negativa resulta em baixa microdureza. O resultado é bem compreendido pelo fato de quando a polaridade da ferramenta for negativa, a densidade de energia na ferramenta é maior do que na peça de trabalho, a qual resulta em alto desgaste da ferramenta, ou seja, maior porção de material da ferramenta se desgasta em relação a peça de trabalho. Em consequência, baixa densidade de energia na superfície da peça produz uma camada fundida superficial que resolidifica rapidamente, portanto, significativa quantidade de material da ferramenta não pode efetivamente misturar com a superfície da peça para formar a camada de liga refundida. Além disso, os autores afirmam que polaridade positiva da ferramenta resulta em camada de liga mais uniforme na peça de trabalho.

O processo de EDM precisa ser constantemente revitalizado para se manter competitivo, ao possibilitar função essencial e valiosa na fabricação de ferramentaria de peças com geometrias e materiais difíceis de serem usinados (HO; NEWMAN, 2003). Para Kunieda et al. (2005), a EDM é inegavelmente classificada como um processo de remoção de material, no entanto, também pode ser usada como método de tratamento de superfície e/ou processo aditivo, pois, fenômenos químicos também ocorrem no processo. Por exemplo, uma camada de TiC foi formada na superfície da peça de trabalho usinada por EDM, a qual foi explicada pela combinação do material desgastado do eletrodo ferramenta de titânio (Ti) com o carbono, constituinte do fluido dielétrico a base de hidrocarboneto, o qual foi utilizado no processo EDM. Essa camada apresentou resistência ao desgaste de três vezes superior em relação a peça não revestida com TiC, e também apresentou resistência superior em relação a superfície revestida com TiN PVD (GOTO et al., 1998). Os autores observaram que usando a mesma configuração de máquina do processo EDM convencional, o revestimento de camada mais dura e mais

espessa, com maior força de ligação, pode ser produzido em menor tempo se comparado com os métodos convencionais de CVD e PVD.

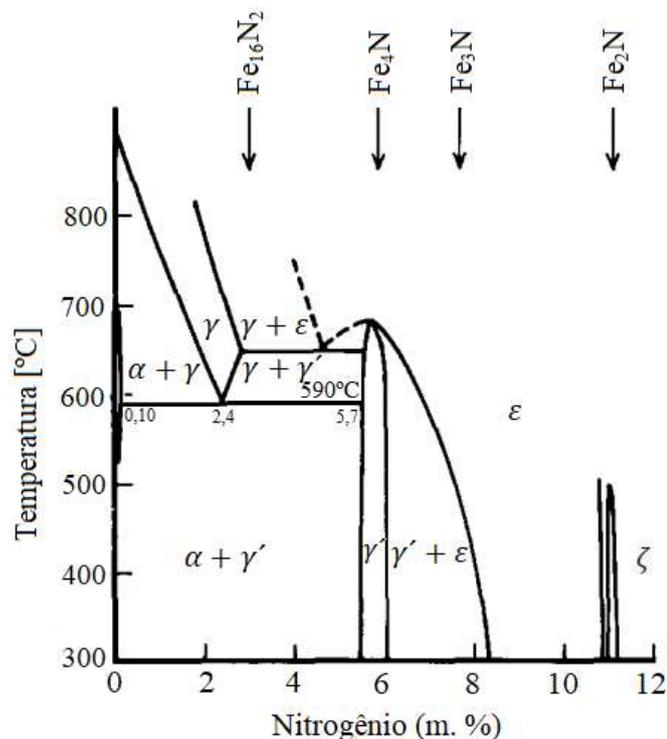
3.3 Nitretação e ABNT H13

A nitretação é um método de tratamento termoquímico de endurecimento superficial ferrítico de difusão de nitrogênio na superfície de aços e ferros fundidos, o qual é baseado na solubilidade do nitrogênio no ferro (ASM INTERNATIONAL, 2003). Nitretação é análoga à cementação, referindo à alteração da composição da superfície, mas difere pelo aspecto que o nitrogênio é adicionado na ferrita ao invés da austenita (KRAUSS, 2005). O fato da nitretação não envolver aquecimento no campo da austenita e nem resfriamento brusco subsequente, para formar martensita (α'), a nitretação pode ser realizada com um mínimo de distorção da peça e com excelente controle dimensional. Os aços a serem nitretados devem conter um ou mais dos elementos fortes formadores de nitretos, como o cromo, vanádio ou alumínio, para evitar a fragmentação e delaminação fáceis que ocorrem quando o nitreto de ferro é formado. Os aços para ferramentas comumente nitretados incluem o ABNT H11, H12, H13, A2, O2 assim como os aços rápidos para ferramentas (ASM HANDBOOK, 1992a).

Antes da nitretação os aços são austenitizados, temperados e revenidos. A têmpera é realizada a temperatura acima daquela em que a nitretação é realizada, fornecendo um núcleo estruturado que será estável durante a nitretação. Dentre os tipos de nitretação, a gasosa é realizada com gás de amônia (NH_3), que se dissocia formando nitrogênio e gás hidrogênio, cujo nitrogênio atômico resultante é então absorvido na superfície do aço (KRAUSS, 2005). Dependendo da temperatura e da concentração de nitrogênio que difunde para o ferro ou para aços carbono simples, várias fases podem se formar. Baixas concentrações de nitrogênio produzem nitretos do tipo $\alpha\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$, os quais precipitam da ferrita na forma de precipitados finos e coerentes. Concentrações mais altas de nitrogênio produzirão o nitreto $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$, o qual é uma fase que constitui a camada branca, frágil, de aços nitretados. Concentrações ainda maiores de nitrogênio produzirão o nitreto $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}\text{N}$, que quando combinado com o carbono é considerado uma fase tribologicamente desejável. A FIGURA 3.7 mostra o diagrama de equilíbrio de fases ferro-nitrogênio, determinado pela ação da amônia no ferro, com as várias fases que podem ser produzidas no processo de nitretação, à medida que a concentração de nitrogênio difundido no material aumenta. Nota-se que a solubilidade máxima do nitrogênio na ferrita é de 0,10 % em massa (0,40 % atômico) e, quando o teor de nitrogênio ultrapassa esse limite de solubilidade, ocorre a precipitação de compostos intermediários, denominados nitretos. Dependendo da temperatura e da concentração de nitrogênio que se difunde na ferrita, do ferro ou dos aços ao

carbono simples, podem existir várias fases. Para teores de nitrogênio acima de 8 %, o nitreto presente é o tipo ε -Fe₃N, podendo encontrar o nitreto ζ , de estequiometria Fe₂N com solubilidade na faixa de 11,14 % em massa de nitrogênio, os quais quando combinados com o carbono, são considerados fases tribologicamente desejáveis (KRAUSS, 2005). Para temperaturas abaixo de 600 °C e composição de nitrogênio próxima de 5,9 % em massa, existe uma transição da fase rica em nitrogênio, de estrutura cristalina hexagonal compacta (HC), para a fase γ' de estequiometria Fe₄N (CFC), estável até a temperatura de 680 °C. Para concentrações menores de nitrogênio tem-se a presença da fase $\alpha + \gamma'$ de estequiometria Fe₁₆N₂ que é uma fase α -Fe com nitrogênio nos sítios do Fe-CCC, podendo ser denominada fase α'' (JACK, 1951). Esta fase é identificada na microestrutura na forma de precipitados finos na ferrita (KRAUSS, 2005). A precipitação desses nitretos ocorre de duas formas: (i) na formação da camada de compostos, que se situa na superfície mais externa do material; (ii) na camada de difusão, que se localiza na subsuperfície do material, onde os nitretos se precipitam na forma intergranular.

FIGURA 3.7 - Parte do diagrama de fases Fe-N, determinado pela ação da amônia no ferro.



Fonte: ASM HANDBOOK, 1992b; JACK; JACK, 1973, adaptado pelo autor.

A nitretação convencional é geralmente realizada na faixa de temperatura de 500 a 525 °C. Um dos tipos de nitretação realizadas é a gás, cujos tempos de nitretação são bem longos, entre 10

a 130 h, dependendo da aplicação, e a profundidade da camada nitretada é relativamente pequena, com valores geralmente inferiores a 0,5 mm. Por exemplo, a nitretação a gás realizada a 510 °C por 10 a 12 h produz profundidade nitretada de 0,10 a 0,13 mm e por 40 a 50 h produz profundidade de 0,3 a 0,4 mm (ASM INTERNATIONAL, 1990). A nitretação produz excelente resistência ao desgaste, à adesão (*seizing*) e à escoriação (*galling*) sob condições onde o calor é gerado pelo atrito entre as partes móveis em contato. A melhoria da vida em fadiga é também um benefício importante da nitretação (KRAUSS, 2005). Ao aplicar nitretação em banho de sal no aço ABNT H13 com tempo variando de 1 a 24 h, Castro, Fernández-Vicente e Cid (2007) relataram influência do aumento do tempo de nitretação e da espessura da camada nitretada na melhoria da durabilidade de matriz de forjamento. A dureza superficial de 800 HV_{0,05} e espessura da camada nitretada de 40 a 80 µm foram obtidas, após nitretação por uma hora; após 24 horas, a dureza aumentou para 1100 HV_{0,05} e a espessura da camada nitretada para 240 a 290 µm.

3.4 Engenharia de superfície híbrida

Engenharia de superfície híbrida envolve a aplicação sequencial de duas ou mais tecnologias, para produzir superfície com propriedades combinadas, como exemplo o tratamento PVD do aço pré-nitretado (BELL; DONG; SUN, 1998). As propriedades combinadas de revestimento-substrato determinam o desgaste, resistência à abrasão e força de adesão de um revestimento. Um revestimento duro e resistente ao desgaste depositado em substrato macio pode não funcionar bem e resultar em propriedades inferiores, pois, após a aplicação da carga, o revestimento pode danificar (p. ex.: delaminar, trincar, fraturar e gerar detritos), uma vez que a dureza do substrato é insuficiente para suportar a carga. Assim, uma abordagem comum tem sido aumentar a dureza superficial por nitretação (PALDEY; DEEVI, 2003).

Para suportar um revestimento duro e quebradiço, recomenda-se aumentar a dureza do substrato de aço, conforme indicado por algumas pesquisas (PODGORNIK et al., 2001; WANG et al., 2016). Podgornik et al (2001) notaram que se o substrato não for resistente o suficiente para suportar o revestimento e/ou se a adesão do revestimento ao substrato for inadequada, até mesmo um revestimento superior resistente ao desgaste irá falhar. Zhang e Huan (2004) relataram que a resposta ao riscamento do revestimento foi controlada pela deformação plástica no substrato, que desempenha uma função importante na determinação das propriedades mecânicas e resistência ao desgaste dos revestimentos. É mais importante melhorar a dureza dos substratos a fim de melhorar a capacidade de carga para os revestimentos em vez de controlar outros parâmetros do processo, como exemplo, dureza, módulo de elasticidade,

espessura e intercamada (WANG et al., 2016). Segundo Tovbin; Pinedo (2009) a combinação de tratamentos superficiais, como a nitretação a plasma e revestimento duro, é opção viável para incremento ainda maior das propriedades de desgaste, adesão da superfície e para a elevação da vida de ferramentas para moldes e matrizes. A superfície de moldes deve suportar desgaste por abrasão, e o uso de partículas de pós-suspensas no fluido dielétrico combinam na superfície da peça, gerando novas fases na camada resolidificada, resultando em uma maneira de proporcionar tal melhoria de resistência à abrasão (MOLINETTI et al., 2016).

A seguir estão apresentados os dois tipos de tratamentos que foram utilizados neste trabalho, a fim de produzir sistemas com o conceito de engenharia de superfícies híbridas, assim como constam algumas pesquisas e aplicações relacionadas com o tema.

3.4.1 Modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica com solução de ureia em água deionizada como fluido dielétrico

A modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM) com o uso de solução de ureia $[(\text{NH}_2)_2\text{CO}]$ em água deionizada como fluido dielétrico, é um método emergente como alternativa de tratar termoquimicamente, por meio do enriquecimento superficial por nitrogênio disponível no fluido dielétrico, e de usinar simultaneamente através das descargas elétricas geradas durante o processo de usinagem por descarga elétrica (EDM).

Yan, Tsai e Huang (2005) e Camargo, Costa e Raslan (2009) observaram que o elemento nitrogênio decomposto do dielétrico que continha ureia, migrou para a peça de titânio puro e também para a liga de $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}$, formando uma camada de liga dura de nitreto de titânio (TiN), resultando em boa resistência ao desgaste da superfície usinada após o EDM. Os autores utilizaram eletrodo ferramenta de cobre eletrolítico e solução fixa de 10 g.L^{-1} de ureia em água deionizada, em equipamento EDM por penetração. Camargo, Costa e Raslan (2009) obtiveram espessura da ordem de $7 \mu\text{m}$ da camada enriquecida com nitretos, e atribuíram-a como a responsável pelo aumento de dureza de 60 % aproximadamente em relação ao substrato.

Santos (2013) obteve espessura total das camadas afetadas pelo calor (CAC) da ordem de 20 à $25 \mu\text{m}$, após EDM do aço ABNT 4140 usando eletrodo ferramenta de cobre eletrolítico e solução de ureia em água deionizada (10 g.L^{-1}) como fluido dielétrico. O autor relatou que a concentração de nitrogênio reduz com a profundidade, explicada pela presença de nitretos na superfície das amostras, a qual foi avaliada por DRX realizada nas superfícies das amostras, em seções fatiadas de cinco em cinco micrometros. Os picos do difratograma a partir da retirada de

25 μm de material da superfície, ficaram semelhantes aos do difratograma das medições realizadas no material referência (ABNT 4140 conforme recebido), justificando assim o limite da camada em 25 μm da superfície. Além disso, foi constatado o efeito da nitretação no aço ABNT 4140 para o aumento de dureza ao invés de têmpera, o qual foi explicado por análises de DRX que revelaram que os nitretos continuaram presentes após o revenimento realizado em amostras ABNT 4140 endurecidas por têmpera.

Gill e Kumar (2015a) estudaram a formação de camada de liga em superfície de aço rolamento de alto carbono EN31, após usinagem por EDM com eletrodo de cobre-cromo-níquel e notaram a influência dos parâmetros de processo EDM para aumento de microdureza, dentre os quais, polaridade do eletrodo positiva, corrente elétrica e T_{ON} . O aumento de microdureza foi explicado por DRX que identificou a formação de cementita (Fe_3C), carbonetos de cromo (Cr_3C_2) e composto intermetálico (FeCrNi) na camada de liga formada na superfície usinada, o qual foi explicado pelo aumento do teor de carbono e formação de camada de liga na superfície. As análises de EDS indicaram aumento do percentual em peso de carbono 23 %, cromo 23 % e níquel 38,7 % em comparação ao material base (C: 0,90; Cr: 1,04; Ni: 0,07 % p), os quais inferem à transferência de material (Cr, Ni e Cu do eletrodo e C do fluido dielétrico) para a superfície da peça de trabalho. O aumento no teor de carbono é explicado pela deposição de carbono na superfície usinada, o qual foi produzido pela quebra dielétrica (hidrocarboneto).

Gill e Kumar (2015b) estudaram o fenômeno da liga formada na superfície do aço ferramenta ABNT H11 após usinagem por EDM usando eletrodo de cobre-tungstênio (CuW). Os autores notaram a influência dos parâmetros de processo EDM (p. ex.: polaridade do eletrodo positiva, corrente elétrica, T_{ON}) para aumento de microdureza, explicado pela camada de liga formada que possuía maior concentração de carbono (10,48 %) e tungstênio (4,73 %) em relação ao material base (0,35 % C e W insignificante). A formação de carbeto de tungstênio e fase cementita (Fe_3C) contribuiu para aumento de 83 % da microdureza da superfície usinada. A presença de carbeto de tungstênio na superfície, indica que o tungstênio oriundo da ferramenta CuW reagiu com o carbono na região do canal de plasma e modificou a superfície da peça de trabalho. Por outro lado, os parâmetros de baixa energia de descarga, definidos naquela pesquisa, resultou em melhor acabamento superficial. A corrente nominal da descarga elétrica (I_p) é o parâmetro que mais contribuiu no acabamento superficial; menor I_p resultou em melhor acabamento, e também na microdureza; maior I_p resultou em maior microdureza.

Santos (2015) e Santos, Silva e Santos (2015) pesquisaram a influência da intensidade de corrente elétrica (10, 20, 30 e 40 A), na espessura da camada nitretada por meio do processo EDM com solução de ureia em água deionizada (30 g.L⁻¹) além de variar concentrações (10, 20, 25 e 40 g.L⁻¹) mantendo a corrente elétrica fixa em 30 A. Foram utilizados eletrodo de cobre eletrolítico, amostras de aço ABNT H13 e parâmetros: T_{ON} de 100 μs, D_T de 50 % e duração de 5 min para cada teste. A variação de 10 para 40 g.L⁻¹ terá alteração próximo de 0,65 % de nitrogênio na solução, o que não favorece maiores proporções de migração de nitrogênio para a superfície e subsuperfície do material. Isso é explicado pelo fato da ureia conter 46,60 % de nitrogênio em sua composição, com 25,50 % de nitrogênio na solução saturada (1206,30 g L⁻¹). Apesar da solubilidade da ureia com pureza mínima de 99,98 % e grau ACS certificado em água duplamente destilada ser de 121,00 g em 100,00 g de H₂O (1206,30 g L⁻¹) à temperatura de 25,5 °C (LEE; LAHTI, 1972; PINCK; KELLY, 1925). Outro aspecto é o aumento da quantidade de ureia (superior a 10 g L⁻¹) na água pura pode influenciar a condutividade elétrica, o que afeta o desempenho do processo (p. ex.: formação do canal de plasma e taxa de remoção de material) (SANTOS et al., 2016a; YAN; TSAI; HUANG, 2005). Os resultados obtidos por Santos (2015) e Santos, Silva e Santos (2015) mostraram que, as concentrações de ureia utilizadas e, proporções analisadas, não influenciaram a espessura das camadas (CR e CAC), ou seja, não houve influência no aumento dessas camadas, mantendo homogeneidade de espessura com valor médio geral de 27,76 ±1,32 μm. Corroborando as considerações que não houve aumento do percentual de enriquecimento de nitrogênio na solução com essas variações de concentração. Todavia, a elevação da intensidade de corrente elétrica se mostrou como fator importante para o aumento na espessura da camada afetada pelo calor, enquanto que para a camada refundida não foi observado variação de espessuras com correntes de 10, 20, e 30 A, conforme os autores.

3.4.2 Revestimentos tribológicos

O rápido desenvolvimento de revestimentos tribológicos nos últimos anos deve-se em grande parte à disponibilidade de métodos que podem fornecer melhorias em propriedades como morfologia, composição, estrutura, coesão e adesão, que anteriormente eram inatingíveis. As técnicas de deposição que principalmente causaram o crescente interesse neste campo são os métodos baseados em plasma e íon (HOLMBERG; MATTHEWS, 2009). A deposição química de vapor (CVD) e a deposição física de vapor (PVD) pertencem à classe de processos de transferência de vapor que são de natureza atomística, isto é, as espécies de deposição são átomos ou moléculas ou combinação desses. A distinção entre esses processos é que deposição

CVD ocorre por reação química, enquanto a deposição PVD é por condensação (PIERSON, 1996). Processos PVD envolvem a atomização ou vaporização do material de um alvo sólido e a deposição desse material no substrato para formar um revestimento. As técnicas de PVD utilizadas podem ser categorizadas de acordo com os meios de atomização do material alvo, como por exemplo: evaporação por arco catódico e pulverização catódica. Materiais podem ser removidos da fonte ou alvo por transferência de energia cinética ou por entrada de energia térmica (HOLMBERG; MATTHEWS, 2009). Em processos PVD, o revestimento é depositado em vácuo por condensação de um fluxo de átomos neutros ou ionizados de metais (PALDEY; DEEVI, 2003).

Em relação à espessura, os revestimentos são comumente conhecidos como filmes finos, quando sua espessura é inferior a 10 μm (PIERSON, 1996). E, um dos métodos para a medição de espessura de revestimentos é a fluorescência de raios X, o qual se baseia na radiação de raios X incidentes na superfície sob teste para realizar a medição. As intensidades das linhas de fluorescência de raios X, características do revestimento, são usadas como medida da espessura do revestimento. Os espectros calibrados para os materiais de revestimento e substrato em estudo são armazenados no instrumento. Os materiais do substrato e do revestimento da amostra devem ser conhecidos e inseridos no sistema de medição, antes da realização do teste, assim, o instrumento calcula a espessura do revestimento à partir das intensidades observadas para esses materiais (BALZERS, 2010). A radiação excitante pode ser gerada por um tubo de raios X (ASTM, 1998). Dentre os instrumentos, o sistema X-Ray Xdal® é particularmente adequado para medições de espessuras de revestimentos finos de forma não destrutiva, utilizando tubo de tungstênio com microfoco, como fonte de raios X. O dispositivo detector Xdal® de alta precisão, sensibilidade e resolução para detecção inclusive de elementos leves. Esse sistema é adequado para medições em garantia da qualidade, inspeção e controle de processo. Um ponteiro laser indica a posição de medição na amostra e por meio de microscópio óptico, acoplado ao instrumento, é possível visualizar a região de medição de espessura do filme (FISCHER, 2017).

Os materiais de revestimento mais comuns são o nitreto de titânio (TiN), o carboneto de titânio (TiC) e o carbonitreto de titânio (TiCN) e o óxido de alumínio (Al_2O_3). Esses revestimentos, na faixa de espessura 2 a 15 μm , são aplicados em ferramentas de corte e insertos pelas técnicas CVD ou PVD, com o PVD realizado em alto vácuo e temperaturas na faixa de 200 a 500 $^\circ\text{C}$ (KALPAKJIAN; SCHMID; MUSA, 2009). De acordo com Stachowiak e Batchelor (2014), revestimentos CVD e PVD compreendendo compostos cerâmicos simples, tais como nitretos

ou carbonetos são considerados como uma primeira geração de revestimentos finos resistentes ao desgaste. A próxima geração é baseada em compostos misturados. Um exemplo típico é o nitreto de titânio e alumínio TiAlN que já substituiu os revestimentos de TiN em muitas aplicações industriais.

De acordo com IKS (2018) o revestimento composto ternário TiAlN é baseado na adição do elemento Al ao tradicional revestimento TiN, melhorando assim a dureza, resistência ao desgaste e estabilidade química a altas temperaturas do revestimento. O TiN se oxida rapidamente em temperaturas acima de 550 °C e forma uma camada de TiO₂ (MÜNZ, 1986; ZHANG; ZHU, 1993; IKS, 2018). Para superar este problema, os revestimentos TiAlN são usados, apresentando resistência à oxidação até temperaturas de 800 à 900 °C. O Al no revestimento reage com o elemento O no ar sob condições de alta temperatura e forma uma camada protetora densa de Al₂O₃, a qual contribui para aumento da resistência à oxidação desses filmes (HULTMAN, 2000; PALDEY; DEEVI, 2003; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014; IKS, 2018). Conforme IKS (2018), o revestimento TiAlN apresentou boa resistência à corrosão, comprovada após ensaios, já que a condição da superfície do revestimento-substrato não apresentou descascamento óbvio por corrosão.

Os revestimentos TiN e TiAlN são considerados boas escolhas para melhorar a resistência ao desgaste e reduzir o atrito do aço base AISI H13 deslizando contra esfera de carbeto de silício, SiC (KUMAR; BHUSHAN, 2015). Os requisitos de propriedades para revestimentos variam amplamente de aplicação para aplicação. Como exemplo, revestimentos à base de TiAlN apresentaram desempenho superior em muitas aplicações, tais como moldes de extrusão, de fundição, usinagem de alta velocidade e usinagem a seco, comparados com outros revestimentos à base de Ti (p. ex.: TiN, Ti(C,N) e (TiZr)N). O TiAlN é preferido para aplicações de resistência ao desgaste em relação ao TiN, pois, possui menor tensão residual compressiva (4,5 a 5,2 GPa *versus* 10 GPa para o TiN), a qual contribui para aumento de aderência do filme com o substrato em relação ao TiN (PALDEY; DEEVI, 2003).

Aihua et al. (2012) investigaram quatro revestimentos [TiN, TiAlN, (AlTi)N e (CrAl)N] depositados sobre compósito metal-cerâmico WC/6Co pela técnica evaporação por arco catódico. O atrito e propriedades de desgaste foram estudados e comparados usando ensaio de esfera sobre disco com esferas de SiC como contracorpo e velocidade de 2 m s⁻¹. Os resultados mostraram que o TiN e TiAlN apresentaram menor coeficiente de atrito e menor taxa de desgaste em relação aos demais revestimentos. Alto teor de Al contido no (AlTi)N e (CrAl)N

não apresentaram propriedades anti-desgaste naquele teste, pois, houve aumento de reatividade química e agravamento de desgaste severo adesivo no (AlTi)N. Já o revestimento (CrAl)N apresentou melhores propriedades antilascamento e antiaderência, mas o acúmulo abundante de resíduos acelerou o desgaste do revestimento naquele ambiente fechado de desgaste. Os principais mecanismos de desgaste do revestimento TiN foram o oxidativo e por abrasão. E, apesar da observação de microssulcos e fraturas parciais, o revestimento TiAlN apresentou propriedades tribológicas melhores em comparação com os outros revestimentos estudados.

Em relação à condutividade térmica, de acordo com Kalls et al. (2006), de modo geral os revestimentos TiAlN, (AlTi)N e (AlCr)N apresentam baixa condutividade térmica, na faixa de 3 a 11 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$, se comparados aos metais e especificamente ao compósito metal-cerâmico que possui 80 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$. A baixa condutividade térmica garante que o calor gerado na operação seja conduzido para o meio ao invés da ferramenta ou molde, contribuindo assim para a resistência contra o desgaste. A eficácia dos revestimentos é reforçada pela dureza, tenacidade além da alta condutividade térmica do substrato. Entretanto, as propriedades mais esperadas de um revestimento são geralmente baixo coeficiente de atrito e elevada dureza. A adesão do revestimento ao substrato de aço ferramenta é dependente da diferença de dureza existente entre os mesmos (TOVBIN; PINEDO, 2009).

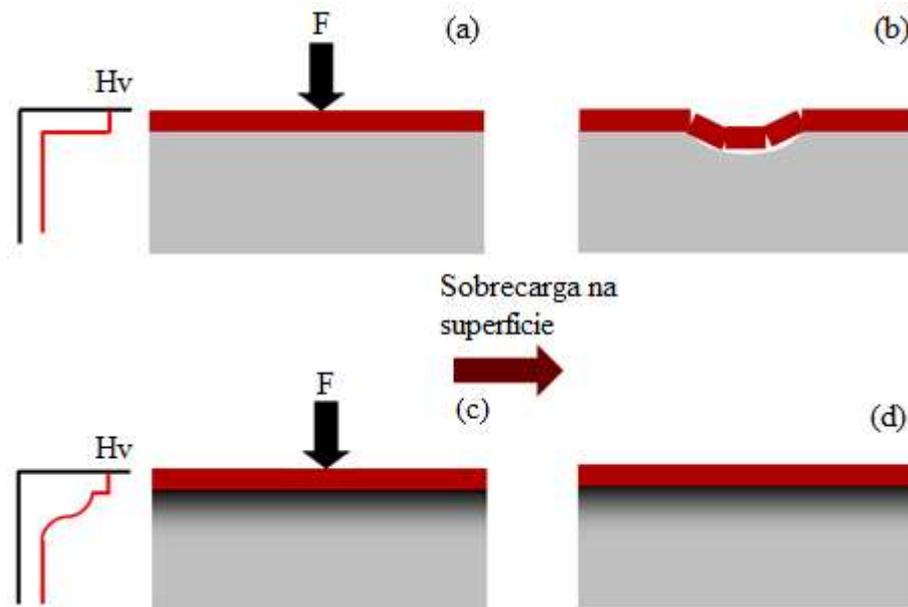
Neste aspecto, aços ferramentas para trabalho a quente, aplicados em matrizes de extrusão de alumínio são geralmente pré-nitretados antes da deposição de TiAlN PVD, denominados de revestimentos híbridos. Nitretando os substratos, previamente à aplicação do revestimento, resulta em melhora de resistência ao desgaste, aumento de dureza e estabilidade química do substrato (BJÖRK et al., 1999). Os autores pesquisaram revestimentos híbridos e de camada única TiN, CrN e TiAlN PVD, comparados com amostra de referência nitretada em banho de sal, ambas com substrato ABNT H13. O TiAlN exibiu maior resistência ao desgaste dentre os revestimentos estudados, tanto híbrido quanto de camada única. A nitretação do substrato produziu melhor resistência ao desgaste por meio de aumento na dureza e na estabilidade química do material. É por isso que as superfícies revestidas híbridas têm taxa de desgaste significativamente menor em relação às superfícies revestidas com PVD convencionais. Como os revestimentos são desgastados por uma combinação de dissolução química e remoção discreta por deslocamento, aquela pesquisa indicou que as três propriedades mais importantes de um revestimento PVD para matrizes de extrusão de alumínio são: boa estabilidade química contra o alumínio; boa adesão ao substrato; alta dureza do revestimento, sendo esta terceira propriedade menos importante que as duas anteriores. A nitretação realizada previamente ao

revestimento produz melhor resistência ao desgaste, por meio de aumento na dureza dos substratos e estabilidade química, a qual pode ser atribuída como a responsável pela significativa redução da taxa de desgaste dessas superfícies híbridas em relação às revestidas com PVD convencionais (BJÖRK et al., 1999).

A aproximação das propriedades da camada nitretada e camada de revestimento TiN PVD, juntamente com a transição gradual oferecida pela camada nitretada, aumentam o grau de aderência dos revestimentos híbridos, evitando falhas por delaminação. Estas falhas do revestimento ainda ocorrem caso a região de endurecimento nitretada seja pouco profunda, uma vez que a transição de propriedades continua abrupta e a capacidade de suportar carga da camada nitretada ainda é limitada (FRANCO JÚNIOR, 2003). A função mais importante da camada nitretada, neste caso, é aumentar a capacidade do substrato de suportar carga através da formação de uma camada de difusão subsuperficial, enquanto o revestimento serve para reduzir o desgaste por adesão, por abrasão e por corrosão (HÖCK et al., 1995 e BELL; DONG; SUN, 1998). O tratamento híbrido (nitretação a plasma e CrTiAl-N) aplicado ao aço ABNT H13, mostrou-se eficaz na melhoria da adesão (interface revestimento-substrato) e resistência ao desgaste. As camadas nitretadas melhoram a continuidade da distribuição de dureza, levando à transição gradual de propriedade mecânica e forte adesão do substrato com o revestimento (GE et al., 2013).

Para ilustrar esta questão do tratamento híbrido com o não híbrido, a FIGURA 3.8 apresenta uma comparação de revestimentos PVD: convencional (a e b) e pela tecnologia híbrida (c e d), (nitretação + PVD). Na FIGURA 3.8a e b, nota-se que após a aplicação da carga, o revestimento PVD convencional se danifica, pois, a dureza do substrato é insuficiente para suportar a carga, e este cede com aspecto de deformação plástica, com surgimento de trincas no revestimento tendo “efeito casca de ovo” (FIGURA 3.8b). Já o revestimento com a tecnologia híbrida possui maior resistência à carga e/ou à carga crítica (FIGURA 3.8c e d). As vantagens de revestimentos híbridos são: maior dureza superficial e no substrato; perfil de dureza com distribuição gradual; tensão de compressão no substrato, resultando em melhoria de aderência, maior capacidade de suporte de carga, resistência ao desgaste por abrasão e ao impacto (IÑURRATEGI, 2012).

FIGURA 3.8 - Comparação de revestimentos PVD: (a) e (b) convencional; (c) e (d) híbrido [PVD + nitretação].



Fonte: IÑURRATEGI, 2012, adaptado pelo autor.

Melhoria significativa no desempenho do processo de forjamento a quente foi obtida aplicando tratamento híbrido em componentes de prensa, o qual consistiu de nitretação por plasma pulsado no aço ABNT H11, seguido por deposição de multicamada de revestimento TiN / TiAlN por PVD (NAVINŠEK; PANJAN; GORENJAK, 2001). A carga crítica de adesão, que é utilizada nos ensaios de riscamento como medida qualitativa de referência do grau de aderência do revestimento ao substrato, aumentou 90 % para matrizes com tratamentos híbridos em comparação com matrizes sem nitretação prévia.

Persson, Hogmark e Bergström (2005) pesquisaram sobre fissuração por fadiga térmica, de três tipos de aços ferramenta para trabalho a quente (Premium ABNT H13 - Orvar Supreme; QRO 90 Supreme, e; Hotvar), com modificação de engenharia de superfície. A pesquisa incluiu boretação, nitretação, difusão Toyota (CrC) e PVD nos revestimentos CrC, CrN, TiAlN. Ambos como monocamada e híbridos (depositados após nitretação). Dentre os processos avaliados, o tratamento híbrido foi o menos destrutivo, resultando em menor densidade de trincas.

Rodríguez-Baracaldo et al. (2007) pesquisaram a resistência ao desgaste, esfera sobre disco a seco, em temperatura ambiente e à 600 °C de revestimento TiAlN PVD BALINIT® FUTURA em aço ABNT H13 não tratado e nitretado a gás com dois tratamentos térmicos: resfriado ao ar e em óleo. O tratamento híbrido (nitretação a gás + TiAlN PVD) resultou em absolutamente

nenhuma perda de volume de desgaste, quando utilizado esfera de safira, carga normal de 5 N, velocidade de deslizamento de $0,1 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ e distância percorrida de 1000 m. Esse comportamento satisfatório do sistema híbrido pode ser explicado em termos de dois aspectos principais do sistema: (i) o efeito da camada nitretada na melhoria da capacidade de suporte de carga do sistema, permitindo maiores cargas e deformações elásticas sem a falha do revestimento; (ii) as características intrínsecas do revestimento, isto é, sua constituição química, que permite a formação de densa camada de óxidos na trilha de desgaste, a qual impede tanto sua oxidação adicional quanto a deterioração das propriedades mecânicas como consequência da difusão de nitrogênio.

3.5 Engenharia de superfície e tribologia

Tribologia é a ciência e tecnologia de interação entre superfícies em movimento relativo e engloba o estudo dos fenômenos relacionados com atrito, desgaste e lubrificação. (HOLMBERG; MATTHEWS, 2009; HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Sempre que superfícies se movem umas sobre outras, ocorrerá desgaste: danos a uma ou ambas as superfícies, e geralmente envolve perda progressiva de material (HUTCHINGS, 1992). De acordo com Bowden e Tabor (1967); Hutchings e Shipway (2017), para qualquer par particular de superfícies, a razão entre a força de atrito (F_T) e a carga normal (N) é uma constante denominada coeficiente de atrito (μ ou CoF), (DA VINCI apud ZUM GAHR, 1987), o qual, para materiais mais comuns deslizando no ar e na ausência de lubrificante, possui valor na faixa de 0,1 a 1 (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Na prática geralmente obtêm-se valor de coeficiente de atrito maior do que 0,3, que pode ser explicado pela adesão entre as superfícies.

A contribuição para o coeficiente de atrito das forças adesivas das junções de asperezas é dado pela EQ. 3.2, considerando as definições: força de atrito devido à adesão dado por ($F_{ad} = A_r \tau$), contatos entre asperezas predominantemente elástico ou plástico e área real de contato estimada pela razão entre a carga normal aplicada e a dureza do material ($A_r \approx N/H$) (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

$$\mu_{ad} = \frac{F_{ad}}{N} \approx \frac{\tau}{H} \quad (3.2)$$

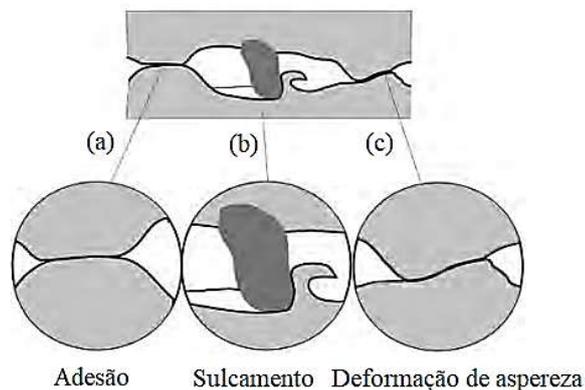
onde τ é a tensão de cisalhamento das junções das asperezas. Como as junções das asperezas falham por ruptura no interior do material mais fraco entre os dois, pode-se levar a tensão τ , para uma primeira aproximação, para ser a resistência ao cisalhamento desse material. A dureza de impressão do penetrador H para metais é aproximadamente três vezes a tensão de

escoamento uniaxial ($H \approx 3 \cdot \sigma_e$). A tensão de escoamento (σ_e) é de aproximadamente 1,7 a 2 vezes a tensão de escoamento em cisalhamento puro (τ) dependendo do critério de escoamento escolhido. Portanto, espera-se que a dureza seja cinco vezes a tensão de cisalhamento ($H \approx 5 \cdot \tau$), aproximadamente, resultando assim na EQ. 3.3 (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017):

$$\mu_{ad} = \frac{F_{ad}}{N} \approx \frac{\tau}{H} \approx 0,2 \quad (3.3)$$

Bowden e Tabor (1967) explicaram quando duas asperezas são forçadas a entrar em contato, elas serão caldeadas devido à adesão entre os dois materiais (FIGURA 3.9a). Quando um dos sólidos desliza em direção tangencial contra o outro, as junções micro-caldeadas vão quebrar, continuamente, e sua resistência ao cisalhamento provoca resistência ao movimento. Os autores também incluíram o efeito de sulcamento em seu conceito de atrito, o qual é explicado quando uma aspereza ou partícula dura penetra em um material mais macio, resultando em abertura de ranhura pelo fluxo de deformação plástica neste material, causando resistência ao movimento (FIGURA 3.9b). A influência da deformação plástica das asperezas mostra que a resistência ao movimento surge do trabalho realizado quando as asperezas são plasticamente deformadas à medida que deslizam umas sobre as outras (FIGURA 3.9c) (EDWARDS; HALLING, 1968; GREEN, 1955; HOLMBERG; MATTHEWS, 2009).

FIGURA 3.9 - Os três componentes do atrito por deslizamento: (a) adesão; (b) sulcamento e (c) deformação de aspereza



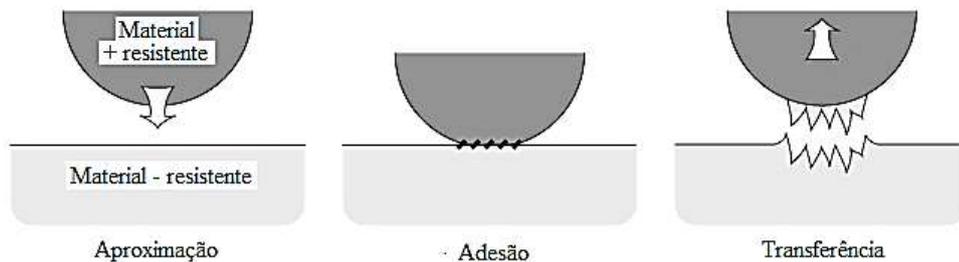
Fonte: HOLMBERG; MATTHEWS, 2009, adaptado pelo autor.

Para um determinado par de materiais deslizando em condições fixas (ou ausência) de lubrificação, o coeficiente de atrito permanece quase constante à medida que a carga normal e a área aparente de contato (definida pelos limites da interface macroscópica de duas superfícies sólidas) são variadas. Esse conceito levou à formulação de duas leis empíricas principais de atrito deslizante a seco, publicadas por Guillaume Amontons (1663-1705): (i) a força de atrito

é proporcional à carga normal; (ii) a força de atrito é independente da área aparente de contato (AMONTONS, 1699). Posteriormente, foi adicionada uma terceira lei do atrito deslizante definida por Coulomb: (iii) a força de atrito cinética é independente da velocidade de deslizamento (BHUSHAN, 2013; COULOMB, 1821; HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; POPOVA; POPOV, 2015). Essas três leis de atrito são de confiabilidade variada, mas, exceto em alguns casos, elas fornecem resumos úteis de observações empíricas.

Testes em diferentes combinações de metais mostraram quando há forte adesão nas junções dos materiais em contato, a transferência do material menos resistente ao cisalhamento para a superfície de outro material mais resistente, ocorre como ilustrado esquematicamente na FIGURA 3.10. Sempre que o material for removido de sua superfície original desta forma, será criado um fragmento de desgaste por adesão. A forte adesão observada entre os metais pode ser explicada pela transferência de elétrons entre superfícies em contato. Diversos elétrons livres estão presentes nos metais, podendo ser trocados entre os dois sólidos em contato para estabelecer a ligação (BHUSHAN, 2013; STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014).

FIGURA 3.10 - Processo de transferência de material devido à adesão.



Fonte: STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014, p. 578, adaptado pelo autor.

De acordo com Bowden e Tabor (1967) qualquer método de medição de atrito estático obterá essencialmente o mesmo resultado, caso as condições da superfície forem as mesmas. Os autores afirmam que o fator mais importante na obtenção de resultados reprodutíveis é a limpeza da superfície, até mais importante do que a rugosidade da superfície, pois uma única camada molecular de graxa do ambiente ou de dedos, pode produzir significativa mudança no atrito. Mantendo essa limpeza, os resultados são reprodutíveis e especificamente para os metais, as duas leis principais do atrito são geralmente obedecidas, isto é: a força de atrito é proporcional à carga (i) e independente da área de contato do corpo deslizante (ii).

3.5.1 Mecanismos de desgaste principais

Os mecanismos de desgaste são classificados em quatro tipos principais: por adesão, por abrasão, por fadiga superficial e por corrosão, a qual é também denominada de reação triboquímica (DIN, 1979a; RABINOWICZ, 1995). Alguns outros mecanismos de desgaste são conhecidos, como o oxidativo. Neste trabalho foram abordados os desgastes por adesão, por abrasão e também o desgaste oxidativo, os quais estão descritos a seguir.

O desgaste por adesão ocorre quando dois corpos são deslizados um sobre o outro e fragmentos são retirados de uma superfície e aderem à outra. Posteriormente, esses fragmentos podem sair da superfície em que foram aderidos e serem transferidos de volta para a superfície original, ou então formar partículas soltas de desgaste. Sempre que os átomos entram em contato íntimo, surge esse desgaste motivado pelas fortes forças adesivas estabelecidas. Durante o deslizamento, pequeno desgaste por adesão em uma das superfícies entra em contato com outro desgaste similar na outra superfície, existindo a probabilidade, pequena mas infinita, de quando esse contato for quebrado, a ruptura poderá ocorrer não na interface original, mas dentro de um dos materiais. Como consequência, será formado um fragmento por transferência de material (RABINOWICZ, 1995).

O desgaste por abrasão é definido na tribologia pela ASTM (2017a), como o processo de desgaste resultante do movimento relativo entre partículas duras ou protuberâncias contra uma superfície sólida. Geralmente o desgaste abrasivo é classificado de duas maneiras, com base: (i) no número de corpos envolvidos no contato tribológico; desgaste abrasivo a dois corpos e desgaste abrasivo a três corpos; (ii) no nível de esforços; abrasão sob altos esforços, abrasão sob baixos esforços e abrasão por goivagem. De acordo com Hutchings e Shipway (2017) no desgaste por abrasão, o material é removido ou deslocado da superfície por meio de partículas duras ou, às vezes, por protuberâncias duras na contraface, forçadas a se moverem ao longo da superfície. A abrasão a dois corpos é causada por protuberâncias duras na contraface ou partículas duras ligadas a ela, enquanto na abrasão a três corpos as partículas duras são livres para rolar e deslizar entre duas e talvez mais superfícies. A taxa de desgaste devido à abrasão por rolamento é geralmente mais baixa do que as causadas pela abrasão por deslizamento, embora os vários mecanismos de remoção de material nos dois casos, possam diferir apenas em importância relativa, e não na natureza (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Mecanismos de desgaste por abrasão podem envolver tanto fluxo de deformação plástica como fratura frágil. Sob algumas circunstâncias, o fluxo de deformação plástica pode ocorrer sozinho, mas, ambos geralmente ocorrem juntos, mesmo em materiais convencionalmente considerados idealmente

frágeis (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Basicamente existem três modos distintos de abrasão por deformação plástica: microcorte, microsulcamento e um comportamento intermediário. No desgaste por abrasão por fratura frágil, pode ocorrer o microtrincamento.

O desgaste corrosivo é um termo geral relacionado a qualquer forma de desgaste dependente de um processo químico ou corrosivo, enquanto o oxidativo refere-se ao desgaste afetado pela reação do oxigênio atmosférico acessível à superfícies deslizantes de um par metálico, com interface quente (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014). O desgaste oxidativo é classificado em duas formas: desgaste moderado e desgaste severo, os quais são as duas formas básicas de classificar desgaste deslizante não lubrificado, inicialmente proposto por Archard e Hirst (1956). O desgaste moderado é caracterizado por: (i) a produção de resíduos de desgaste oxidados; (ii) superfícies lisas de desgaste oxidadas; (iii) resistência de contato muito alta. Já o desgaste severo é caracterizado por: (i) a produção de detritos de desgaste metálico; (ii) superfícies ásperas e profundamente desgastadas; (iii) resistência de contato muito baixa (QUINN, 1998). Tanto o desgaste corrosivo quanto o oxidativo compartilham a característica surpreendente de que, embora o desgaste possa ser severo, geralmente é acompanhado por uma redução no coeficiente de atrito. Essa divergência entre o atrito e o desgaste é um identificador útil desses processos de desgaste (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014).

3.5.2 Desgaste por deslizamento de pino sobre disco

O desgaste por deslizamento de pino sobre disco é um dos métodos de testes de atrito e desgaste mais estudados em laboratório (BLAU, 2009; HUTCHINGS, 1992), com base em padrões internacionais (ASTM G99, 2017), podendo utilizar esferas ou pinos como contracorpo. Dentre os materiais utilizados como contracorpo, encontra-se o compósito metal-cerâmico, conhecido como metal duro. Esse material apresenta equilíbrio otimizado entre alta dureza do carbeto de tungstênio (WC) e alta tenacidade de um metal ligante dúctil, e com menor ponto de fusão, como o cobalto, níquel ou ferro, pelo qual a ligação interfacial ótima é alcançada (ASM INTERNATIONAL, 1998; CERATIZIT, 2018).

A teoria de desgaste por deslizamento foi originalmente definida por Holm (HOLM, 1946) e Archard (ARCHARD, 1953), que afirmam quando duas superfícies em contato deslizam uma contra a outra, uma ou ambas as superfícies sofrerão desgaste. Esse modelo supõe que o contato entre as duas superfícies existe devido ao contato das asperezas, no qual a área real é igual à soma das áreas de contato das asperezas individuais. Essa área é proporcional à carga normal, e pode-se supor que a deformação local das asperezas será plástica para a maioria das condições,

especialmente para os metais (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). A EQ. 3.4 representa a taxa de desgaste (Q), decorrente da soma das contribuições de todos os contatos de aspereza sobre toda a área real de contato, a qual é proporcional à carga normal:

$$Q = \frac{kN}{3P} \quad (3.4)$$

onde N é a carga normal correspondente à $N = P\Sigma\pi a^2$; P é a tensão de escoamento para asperezas que deformam plasticamente; a é o raio da aspereza. É conveniente combinar o fator de 1/3 na constante de proporcionalidade, considerando, $K = k/3$, e assumindo que $P \approx H$ (dureza). Assim, a EQ. 3.4 pode ser reescrita na forma da EQ. 3.5:

$$Q = \frac{KN}{H} \quad (3.5)$$

Nota-se que essa EQ. 3.5 relaciona o volume de material removido (Q) por unidade de distância de deslizamento, com as grandezas macroscópicas (N a carga normal e H a dureza da superfície mais macia), a qual é frequentemente denominada equação de desgaste de Archard.

Para alguns materiais, como por exemplo, camadas nitretadas, existem problemas básicos com o uso do coeficiente (K) uma vez que a dureza plástica de impressão do penetrador (H) não pode ser facilmente definida, pois, a camada de difusão produzida após a nitretação é caracterizada pela redução gradual de dureza da superfície para o substrato, já que a concentração de nitrogênio diminui com a profundidade. Portanto, para aplicações de engenharia, a quantidade (K/H) igual à (k) é frequentemente mais útil, e é denominado taxa de desgaste específica (k), a qual representa o volume de material removido por desgaste por unidade de distância de deslizamento (S) e por unidade de carga normal N no contato (EQ. 3.6), e é frequentemente citada em unidades $\text{mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$. A medida fornecida por k é particularmente útil para comparar taxas de desgaste em diferentes classes de materiais.

$$k = \frac{V}{NS} \quad (3.6)$$

Vancoille, Celis e Roos (1993) realizaram experimentos de esfera sobre disco em condição de deslizamento a seco em amostras de aço ferramenta ABNT M2 revestidas com TiN, TiAlN, (TiNb)N e Ti(C, N) de camada simples. O coeficiente de atrito e a resistência ao desgaste foram determinados com esfera de *corundum* (Al_2O_3). Notou-se que ao aumentar a carga, por exemplo, de 5 N para 50 N, o disco de aço revestido falhou com deformação plástica, de modo

que nenhum teste de desgaste útil do revestimento pode ser feito. Para o par tribológico $(\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50})\text{N} / \text{Al}_2\text{O}_3$ foi identificada composição dos detritos como $(\text{Ti}_{50}\text{Al}_{50})\text{O}_2$ e estrutura Al_2TiO_5 , revelada por meio de microscópio eletrônico de transmissão (MET). Os autores concluíram que os revestimentos $(\text{Ti},\text{X})\text{N}$ desgastam-se gradualmente por microabrasão causada por partículas de revestimento dispersas na região de contato.

Castro, Fernández-Vicente e Cid (2007) concluíram que o coeficiente de atrito do aço ABNT H13 nitretado não alterou em função do tempo de nitretação (de 1 a 24 h). Porém, a taxa de desgaste variou em função da distância de deslizamento, devido a presença de diferentes mecanismos que controlam a taxa de desgaste, tais como: deformação plástica e desgaste por abrasão para curtas distâncias de deslizamento (p. ex.: 450 m); desgaste por abrasão e oxidativo para longas distâncias de deslizamento (p. ex.: 1500 m). Camadas oxidativas formadas em altos tempos de nitretação durante grandes distâncias de deslizamento contribuem para a diminuição da taxa de desgaste.

Kumar e Bhushan (2015) pesquisaram a caracterização nanomecânica, nanotribológica e macrotribológica de revestimentos duros (DLC, TiN, TiAlN FUTURA NANO) e tratamento superficial de nitretação em substrato de aço AISI H13. Os experimentos de macrodesgaste e macroatrito foram realizados utilizando equipamento de pino sobre disco com esfera de carbeto de silício (SiC) de raio 4 mm, velocidade de 250 rpm, diâmetro da trilha de 38 mm ($0,5 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$), carga de 1 N aplicada para ciclos de desgaste de 1 a 1000. À medida que o teste de desgaste evoluiu, a área real de contato da esfera com a amostra aumentou, e a tensão diminuiu. Os autores assumiram fator de 5 como aumento na área. As forças de atrito foram medidas com extensômetros (célula de carga) semicondutores. O desgaste foi caracterizado por imagens da seção transversal das crateras (perfis), as quais foram obtidas por meio de microscópio óptico. O macrodesgaste ocorrido em todas as amostras pesquisadas foi principalmente uma combinação de deformação plástica e adesão, justificado pela pressão local nas asperezas que torna-se extremamente alta quando aplicado a carga normal, resultando em deformação plástica das asperezas quando a tensão de escoamento foi excedida (BHUSHAN, 2000).

Kumar e Bhushan (2015) utilizando substrato de aço ABNT H13, observaram que a deformação plástica pode ser identificada pela mudança de topografia da amostra após macrodesgaste, ficando mais facilmente notado para ciclos de desgaste menores, quando o material ainda não foi removido. Para ciclos de desgaste maiores, o material começa a ser removido das superfícies da amostra após repetidos contatos do contracorpo (esfera). De forma semelhante aos resultados

obtidos em experimentos de nanodesgaste, em macrodesgaste, o revestimento aplicado em substrato de aço ABNT H13 melhora o desempenho tribológico, já que são eficazes na redução do desgaste por adesão. Os autores concluíram que os revestimentos TiAlN e TiN apresentaram maiores nanodurezas ($28,7 \pm 3,1$ GPa e $25,7 \pm 2,6$ GPa, respectivamente), seguido por revestimento DLC ($20,8 \pm 2,9$ GPa). Já as amostras nitretadas a gás e as de aço ABNT H13 conforme recebido, apresentaram valores de $8,2 \pm 3,6$ GPa e $6,6 \pm 2,3$ GPa, respectivamente. De acordo com Kumar e Bhushan (2015), em função da maior dureza das amostras revestidas, essas apresentaram menores coeficientes de atrito (TiAlN $\mu=0,26 \pm 0,07$; TiN $\mu=0,21 \pm 0,04$; DLC $\mu=0,35 \pm 0,05$) e menores taxas de desgaste em macroescala com carga de 1 N e após 1000 ciclos em comparação às amostras nitretadas ($\mu=0,46 \pm 0,07$) e de aço ABNT H13 utilizada como referência ($\mu=0,70 \pm 0,18$). O desgaste em todas as amostras analisadas ocorreu devido à deformação plástica e remoção de material (abrasão). Recalque de material é observado em ciclos de desgaste mais elevados. O TiN e o TiAlN podem ser depositados diretamente em substrato de aço e apresentam melhores resultados tribológicos do que o DLC.

Blau (2015) discutiu dois tipos de taxa de desgaste: (i) taxa de desgaste padronizada e específica do sistema (SSWR), que requer apenas duas medições - antes e após o teste de desgaste - para calcular as variações de massa ou volume de um tribosistema específico, e; (ii) taxa de desgaste instantânea (IWR), que é o estudo das transições de desgaste, a qual desafia tribologistas experimentais a desenvolverem métodos precisos para a medição do desgaste no local e requer idealmente monitoramento contínuo.

As mudanças ocorridas entre o início do processo de deslizamento até atingir o regime estacionário é denominado amaciamento (*running-in*). Isso implica em mudanças na forma e na rugosidade, se comparar as condições iniciais com o estado de estabilização, por exemplo, atingindo conformidade geométrica. Essa região inicial *running-in* é normalmente desprezada para análises do coeficiente de atrito (BLAU, 2009).

3.5.3 Desgaste por abrasão em microescala

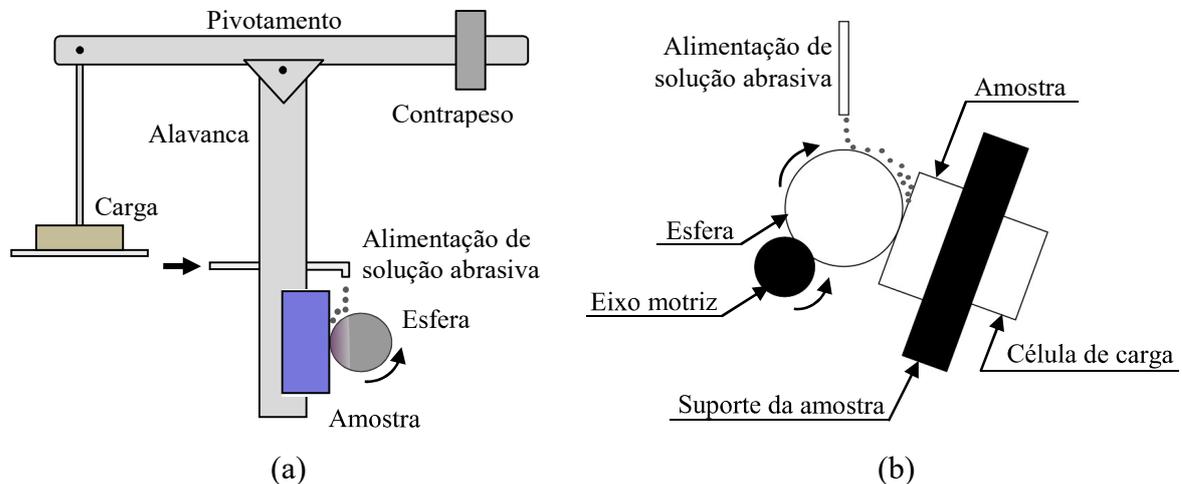
O teste de desgaste por abrasão em microescala (RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1996, 1997), também conhecido como teste de desgaste de crateras esféricas (GEE et al., 2003; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999), consiste em promover o contato entre uma esfera de raio R girando contra a superfície de uma amostra plana estacionária. O contato da esfera com a superfície da amostra é mantido por pressão, por meio de carga normal, e nesta região ocorre o gotejamento de uma solução abrasiva de partículas finas formando uma pasta no contato. Uma

calota esférica (cratera) é produzida, fornecendo uma medida do desgaste que ocorreu na amostra (ISO, 2008a). O desempenho de abrasão para diferentes materiais pode ser obtido por meio da comparação do tamanho da calota produzida, sob as mesmas condições, para diferentes materiais. O tamanho da cratera pode ser medido por vários métodos, na maioria das vezes por microscopia óptica ou perfilometria (GANT; GEE, 2011), porém a perfilometria geralmente produz resultados mais confiáveis, pois, a avaliação óptica leva a superestimação dos volumes das crateras produzidas (SCHIFFMANN; BETHKE; KRISTEN, 2005).

De acordo com Gant e Gee (GANT; GEE, 2011) existem duas variantes principais do teste de desgaste por abrasão em microescala com ampla aceitação na área tribológica: a configuração de esfera fixa e de esfera livre, (FIGURA 3.11), dependendo do meio pelo qual a esfera gira em relação à amostra. Na configuração de esfera fixa (FIGURA 3.11a), a esfera é pressionada e acionada diretamente contra dois eixos de transmissão coaxiais. A amostra é fixada em uma alavanca que contém um peso morto, a qual é pressionada lateralmente na direção de rotação da esfera. Um contra peso é utilizado para equilíbrio da amostra. Uma desvantagem desse tipo de teste é que a esfera é forçada a girar em uma orientação fixa, possibilitando a esfera desenvolver trilha de desgaste de perfil plano, o qual resulta em crateras não esféricas na amostra de teste. A configuração de teste com esfera livre (FIGURA 3.11b), consiste no contato de uma esfera que gira contra a amostra plana estacionária. A esfera é acionada por atrito produzido entre o eixo motor e a amostra. Esse eixo possui um rebaixo (entalhe), o qual posiciona a esfera no sentido longitudinal do eixo. A velocidade de rotação da esfera, promovida por um servomotor, é ajustada e mantida constante durante toda a realização do ensaio. Nesse teste, a carga normal na amostra, efetivamente produzida pelo peso próprio da esfera pressionada contra a amostra, pode ser ajustada alterando a inclinação do dispositivo de fixação da amostra (ISO, 2008a). Porém, o ângulo de inclinação da amostra e o comprimento do rebaixo do eixo, exercem influência nos resultados dos testes com esfera livre, sendo recomendado ângulo entre 60 à 75°, para resultar em menor variabilidade sob condições típicas de testes (ISO, 2008a). Cargas normais são calculadas por decomposição de forças em um plano inclinado e não leva em conta o atrito entre a esfera e o plano da amostra, podendo ser assim uma fonte de erro como a reação da esfera sobre o plano é reduzida. Em uma versão comercialmente disponível desse teste, é utilizada uma célula de carga sob o dispositivo de fixação da amostra, a qual mede a força de reação real, mitigando assim possível erro (BROMARK et al., 1997). As cargas nesse teste de esfera livre são limitadas a um máximo de

aproximadamente 0,4 N, para evitar crateras mal definidas e não esféricas quando a inclinação é reduzida (GANT; GEE, 2011), sendo a carga recomendada de 0,2 N (ISO, 2008a).

FIGURA 3.11 - Configuração de teste de abrasão em microescala de esfera: (a) fixa e (b) livre



Fonte: BATISTA; MATTHEWS; GODOY, 2001; GANT; GEE, 2011; GEE et al., 2005; RUTHERFORD; HUTCHINGS, 1997, adaptado pelo autor.

De acordo com ISO (2008a), as esferas tipicamente utilizadas nos testes de abrasão em microescala são de aço temperado com diâmetro de 25 mm, por exemplo, de aço-cromo (100 Cr6) ABNT 52100, cuja composição química nominal (% p) é: C 1,04; Mn 0,35; Si 0,25; Cr 1,45 (ASM INTERNATIONAL, 1990) e dureza 838 ± 21 HV₁₀ (ASTM, 2017b).

Para todos os casos, é recomendado solução abrasiva de carbeto de silício (SiC) em pó ou outro abrasivo fino apropriado para líquido, normalmente água destilada. O tamanho médio das partículas abrasivas deve, preferencialmente, ser menor ou igual a 5 μm (ISO, 2008a). A solução abrasiva deve ser mantida homogênea por todo o teste, agitada por meio de um dispositivo transportador rotativo vibracional, por exemplo, incorporado ao equipamento. O tipo de desgaste microabrasivo pode depender da concentração da pasta abrasiva, sendo recomendado dois tipos de solução (ISO, 2008a): (i) diluída - promove desgaste por riscamento (concentração de 2 % em volume); (ii) concentrado - promove desgaste por rolamento (concentração de 20 % em volume). Como exemplo, para o SiC com densidade de $3,2 \text{ g.cm}^{-3}$, a concentração de 2 % e 20 % são alcançadas, respectivamente, misturando 6,4 g de abrasivo para 98 cm^3 de água destilada ou deionizada e 80 g de abrasivo para 100 cm^3 de água destilada ou deionizada. A velocidade periférica de rolamento (v) recomendada para a superfície da esfera é de $0,1 \text{ m.s}^{-1}$, a qual é equivalente a 80 rpm para esfera de 25 mm de diâmetro. Os

relatórios reportam geralmente o número de revoluções da esfera e conseqüentemente a distância de deslizamento.

O conceito do teste de desgaste em microescala consiste na clássica teoria de desgaste para materiais homogêneos EQ. 3.7, geralmente denominada equação de desgaste e algumas vezes referida também como equação de Archard (ARCHARD, 1953). A lei de desgaste de Archard expressa uma proporcionalidade entre o volume de material removido por desgaste V [m³], a carga normal N [N], a distância total de deslizamento S [m] e a dureza H da superfície desgastada [N.m⁻²] (KASSMAN et al., 1991).

$$K = \frac{VH}{NS} \quad (3.7)$$

onde K é a taxa ou coeficiente de desgaste. As propriedades de desgaste do material estão incluídas em K e H , portanto, como no caso de desgaste por deslizamento, é frequentemente preferível substituir o coeficiente de desgaste pela constante dimensional de desgaste ($k = K/H$), resultando assim na EQ. 3.8 da taxa de desgaste específica nas unidades usuais mm³.N⁻¹.m⁻¹:

$$k = \frac{V}{NS} \quad (3.8)$$

O coeficiente k é normalmente considerado como uma característica constante do material, e representa a taxa de desgaste de uma situação específica, por exemplo, se todos os demais tribo parâmetros forem constantes, tais como: a carga, velocidade, contracorpo, temperatura, ambiente, etc. (KASSMAN et al., 1991). Nota-se que a EQ. 3.8 é exatamente a mesma da equação de Archard para desgaste por deslizamento (EQ. 3.6), embora derivada de suposições iniciais diferentes.

Ao final do ensaio de desgaste por abrasão em microescala, é produzida uma cratera na superfície da peça, denominada calota (GEE et al., 2003). Em situações em que a perfuração do revestimento não ocorre, a taxa de desgaste do revestimento pode ser obtida por única calota. Quando ocorre a perfuração do revestimento, a taxa de desgaste do revestimento (K_c) e do substrato (K_s) pode ser calculada produzindo uma série dessas calotas e medindo suas dimensões (ISO, 2008a). Para materiais homogêneos, o volume de desgaste V , pode relacionar com a carga normal N , no contato, e a distância total S deslizada pela esfera, por um modelo

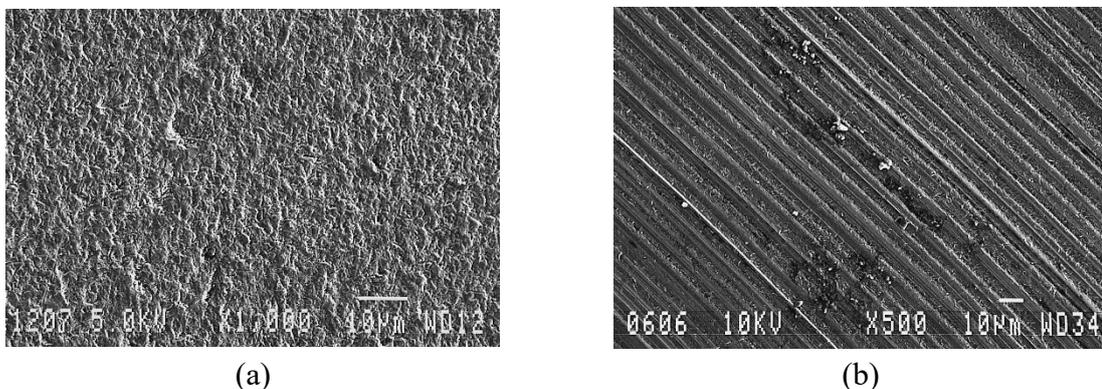
simples de desgaste por abrasão, conforme EQ. 3.9, a qual é equivalente à equação de desgaste de Archard (TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999):

$$V = KNS \quad (3.9)$$

Em relação aos mecanismos de desgaste, o teste de abrasão em microescala é geralmente considerado como desgaste a três corpos, representado pela peça de trabalho, a esfera e as partículas abrasivas. No entanto, dependendo das diferentes condições de testes, podem produzir mecanismos de desgaste por rolamento a três corpos, ou por riscamento a dois corpos (ADACHI; HUTCHINGS, 2003; GANT; GEE, 2011; STACHOWIAK; STACHOWIAK; BRANDT, 2006; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999). Isso pode estar relacionado ao movimento das partículas no teste, o qual depende da concentração da solução abrasiva e da carga aplicada.

A FIGURA 3.12 mostra os padrões de desgaste do aço ferramenta temperado e revenido, obtidos por Trezona, Allsopp e Hutchings (1999), usando carga normal de 0,25 N e soluções abrasivas de SiC F1200 ($1,0 \text{ g.cm}^{-3}$) e pasta de diamante ($0,003 \text{ g.cm}^{-3}$) com partículas de $3 \mu\text{m}$. A condição de teste com alta concentração de solução abrasiva ($1,0 \text{ g.cm}^{-3}$) indicou, mecanismo de desgaste dominante de abrasão, similar ao que ocorre em superfícies produzidas com baixas cargas e alta concentração de abrasivos na solução, ou seja, abrasão por rolamento a três corpos. Na condição de baixa concentração de abrasivos na solução ($0,003 \text{ g cm}^{-3}$), o mecanismo de desgaste dominante foi de riscamento a dois corpos, cuja superfície é típica das produzidas com altas cargas e baixa concentração de abrasivos na solução.

FIGURA 3.12 - Imagens de MEV com padrões de desgaste das superfícies de aço ferramenta temperado e revenido produzidos por abrasão em microescala com carga normal de 0,25 N

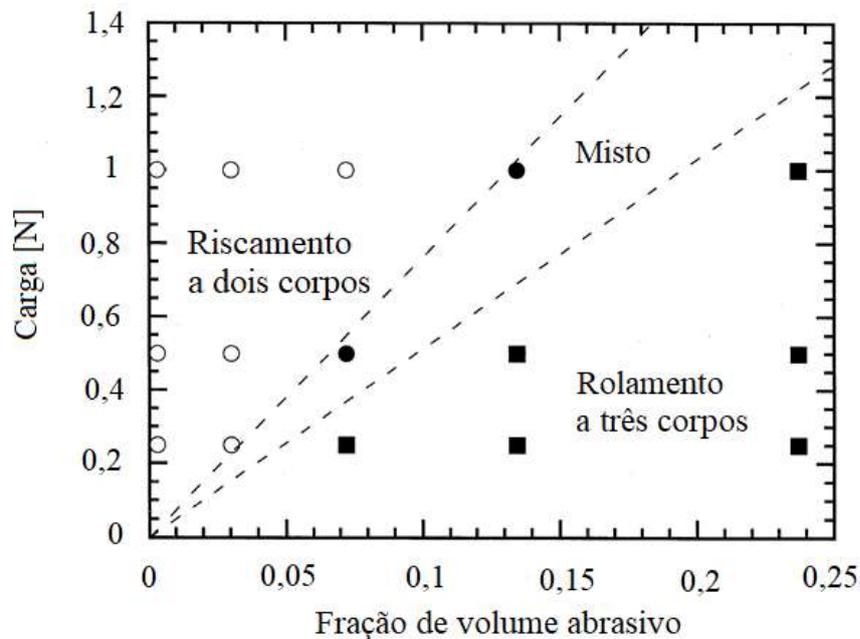


(a) alta concentração de abrasivos SiC F1200, $4,25 \mu\text{m}$ ($1,0 \text{ g.cm}^{-3}$): abrasão por rolamento (a três corpos) e (b) baixa concentração de abrasivos na solução ($0,003 \text{ g cm}^{-3}$), pasta de diamante $3 \mu\text{m}$: abrasão por riscamento (a dois corpos).

Fonte: TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999.

Trezona, Allsopp e Hutchings (1999) notaram também que, com cargas intermediárias e/ou com diferentes concentrações de solução abrasiva, alguns sinais de microdesgaste em aços ferramenta exibiam uma transição, com caráter misto, conforme mostrado na FIGURA 3.13.

FIGURA 3.13 - Mapa dos mecanismos de desgastes microabrasivos com solução abrasiva de SiC F1200 para o aço ferramenta.



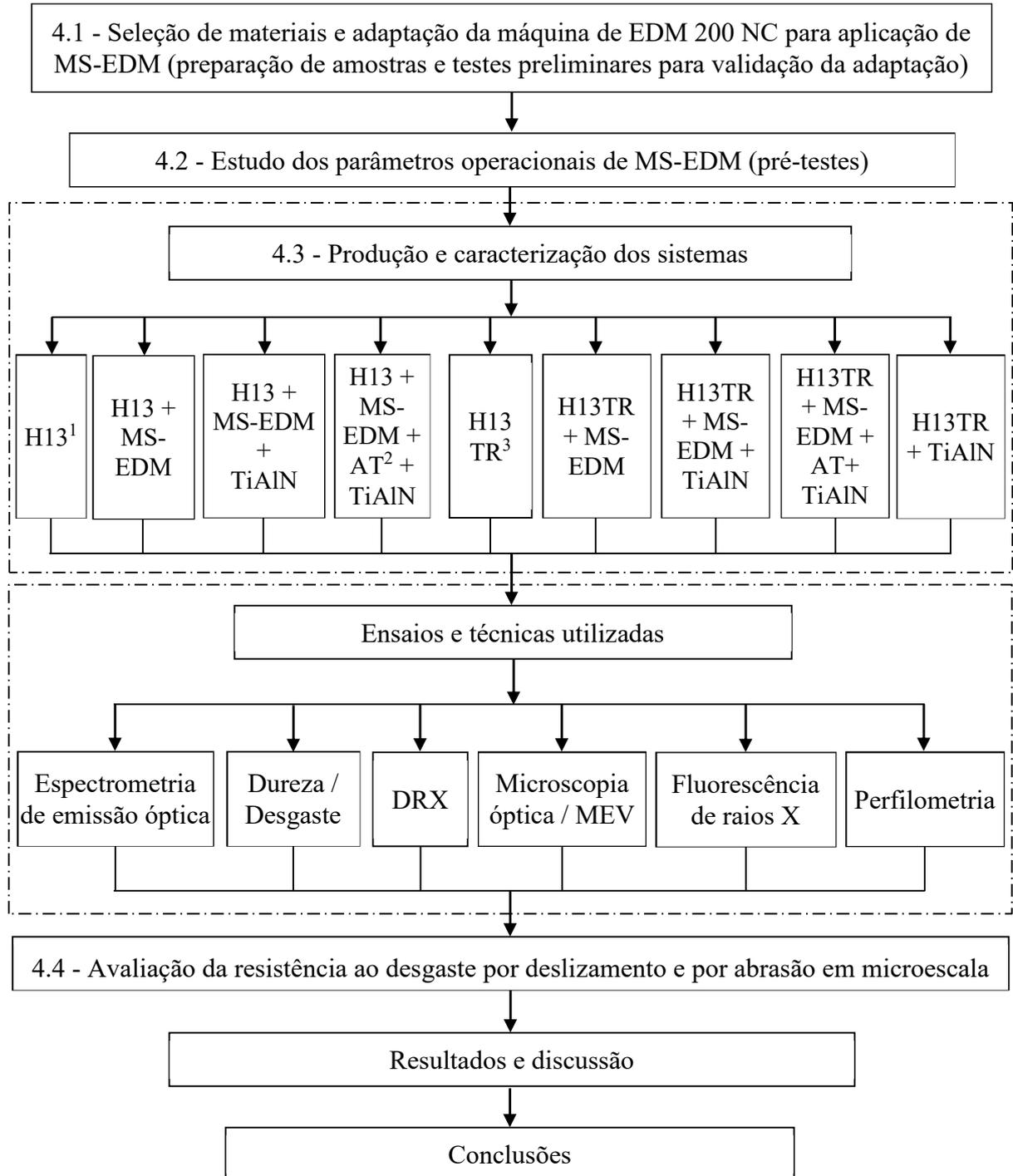
Fonte: TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999

Esses resultados corroboram os dados de Bose e Wood (2005), os quais notaram que variação sistemática de carga produziu três regimes de desgaste: (i) abrasão dominada por riscamento a dois corpos; (ii) abrasão dominada por rolamento a três corpos, e; (iii) abrasão mista por riscamento e rolamento; com base em um índice de severidade do contato adimensional (S) e na relação de dureza da superfície da amostra e esfera (H_s/H_b). No entanto, o movimento das partículas abrasivas na região de contato entre a esfera e a amostra, que é refletido pelos três diferentes modos de desgaste, é influenciado não apenas pela carga e concentração de abrasivo, mas também pelos materiais da esfera e da amostra (ADACHI; HUTCHINGS, 2003). Para Zum Gahr (1987), o desgaste por abrasão ocorre em um nível baixo ou alto, dependendo da razão entre a dureza do abrasivo e a dureza da superfície que está sendo desgastada H_a/H_s , a qual é denominada parâmetro de desgaste por abrasão. Para materiais homogêneos (p. ex.: matriz sem carbonetos) o aumento do nível de desgaste de baixo para alto, ocorre quando a dureza do abrasivo é igual à dureza do material desgastado ($H_a/H_s = 1$). Se esta razão H_a/H_s for menor do que 1,0 o regime de desgaste é moderado. O regime de transição de desgaste ocorre na faixa entre 1,0 e 1,2. Acima de 1,2 o regime de desgaste é severo.

4. METODOLOGIA

A FIGURA 4.1 mostra o fluxograma com as etapas desenvolvidas, as diferentes condições de produção dos sistemas estudados, assim como os ensaios e técnicas utilizadas neste trabalho.

FIGURA 4.1 - Fluxograma com as etapas realizadas e condições de produção dos sistemas.



¹ Recozido (conforme recebido); ² AT (alívio de tensões); ³ TR (temperado e revenido).

Inicialmente foi realizado a adaptação da máquina Engemaq EDM 200 NC série L, localizada no Laboratório de Usinagem e Automação da EE-UFG, com o objetivo de possibilitar a aplicação da modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM). Foram estudados os parâmetros de processo MS-EDM e definido os sistemas e condições das amostras, com base no substrato de aço ABNT H13.

A caracterização dos sistemas modificados superficialmente foi avaliada utilizando diversas técnicas e ensaios, dentre os quais a espectrometria de emissão óptica para análise química; ensaios de adesão do revestimento de TiAlN PVD por dureza Rockwell C; microdureza Vickers para avaliar a resistência mecânica; difração de raios X (DRX); microscopia óptica; microscopia eletrônica de varredura (MEV); análise não destrutiva por fluorescência de raios X para a medição de espessura da camada do revestimento de TiAlN PVD; perfilometria bidimensional e tridimensional. A resistência mecânica foi avaliada por ensaios de microdureza Vickers, com perfil realizado para definir a profundidade efetiva de dureza (H limite), após o tratamento de MS-EDM e revestimento TiAlN. Os ensaios de desgaste por deslizamento, de pino sobre disco a seco, e por abrasão em microescala foram realizados com o objetivo de avaliar o desempenho tribológico dos sistemas estudados.

4.1 Seleção de materiais e adaptação da máquina de EDM para aplicação de MS-EDM

A adaptação foi realizada na máquina de EDM convencional por penetração, Engemaq modelo EDM 200 NC série L. Esse equipamento possui intensidade de corrente elétrica nominal máxima de 60 A e tanque principal com aberturas lateral e frontal, as quais possibilitam fácil acesso à área de trabalho. A adaptação foi realizada para possibilitar a aplicação do tratamento de MS-EDM, sem contaminação do fluido dielétrico do próprio equipamento EDM, que no caso de máquinas EDM por penetração, podem ser: óleos dielétricos à base de parafina, querosene, entre outros (GUITRAU, 1997).

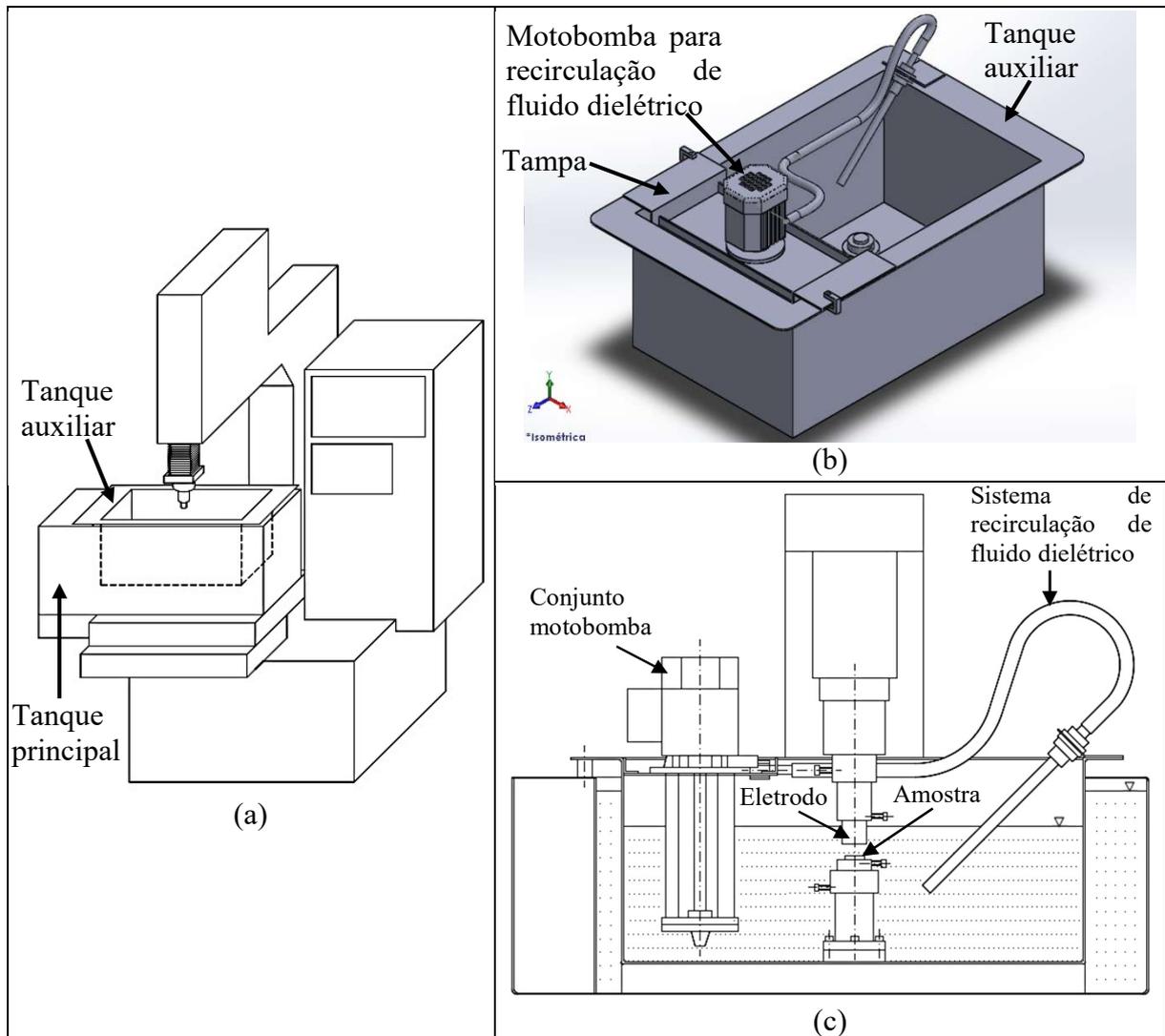
4.1.1 Seleção de materiais para adaptação da EDM 200 NC série L

Foi selecionado o aço inoxidável austenítico ABNT 304 para a fabricação de um tanque auxiliar, tendo como requisito a resistência à corrosão. A capacidade deste tanque é de 62 litros de fluido dielétrico, resultando nas dimensões: comprimento 600 mm, altura 280 mm, largura 370 mm e espessura da chapa de 1,25 mm. Essa capacidade foi definida com base no espaço disponível no tanque principal de trabalho do equipamento EDM 200 NC série L, pois, o tanque auxiliar é instalado dentro do tanque principal. Foi desenvolvida e fabricada também, uma tampa para fixação de um conjunto motobomba, o qual é parte integrante do circuito paralelo

de recirculação do novo fluido dielétrico. Essa tampa foi instalada na região superior do tanque auxiliar (FIGURA 4.2), mantendo a bomba em posição recomendada pelo fabricante para propiciar sucção apropriada do fluido dielétrico.

Após definidas as dimensões dos produtos finais (tanque e tampa), foram desenvolvidos e cortados os *blanks* de chapa ABNT 304, realizado a conformação mecânica por dobramento e soldagem com eletrodos revestidos para aço inoxidável. Foi selecionado o conjunto motobomba para recirculação do fluido dielétrico, da marca Asten série BK 120-60, com motor elétrico trifásico 60 Hz, 220 Vca, potência de 120 Watts (0,16 cv), vazão máxima de 62 L.min⁻¹, rotação de 3100 rpm, pressão máxima de 7,0 m.c.a. (0,7 bar), altura de imersão 220 mm. Foram fabricados dispositivos de cobre eletrolítico e de aço inoxidável ABNT 304, para fixação do eletrodo e da peça (amostra), respectivamente. A FIGURA 4.2 mostra a representação esquemática da máquina EDM 200 NC série L, com o tanque auxiliar (a), o conjunto tampa e motobomba instalados no tanque auxiliar (b) e os dispositivos de fixação de amostra e eletrodo (c).

FIGURA 4.2 - Representação esquemática 3D da máquina EDM 200 NC com o tanque auxiliar (a); vista isométrica (b) e vista 2D do interior do tanque com os dispositivos de fixação de amostra e eletrodo (c)



Fonte: elaborado pelo autor.

4.1.2 Seleção de substrato, de eletrodo ferramenta e preparação de amostras para testes de MS-EDM

O material selecionado para substrato foi o aço ferramenta para trabalho a quente ABNT H13 (Villares Metals VH13ISO), o qual possui ampla aplicação no processo industrial e em processos de usinagem não convencional por meio de EDM. Outro aspecto importante, é o potencial para nitretação desse aço, pois, possui elementos fortes formadores de nitretos, como o cromo, molibdênio e vanádio, conforme a composição química nominal (% p): C 0,40; Si 0,95; Mn 0,35; Cr 5,20; Mo 1,50; V 0,90 (VILLARES, 2006). O VH13ISO está em conformidade com o ABNT H13 e atende às recomendações da *North American Die Casting Association* (NADCA) para o aço ABNT H13 *Premium Quality* (SILVA; MEI, 2006).

Inicialmente, foi realizado corte primário de uma barra cilíndrica de aço VH13ISO de seção transversal circular com diâmetro de 25,4 mm (1,0''), no estado laminado a quente e recozido, conforme recebido. Por meio de máquina serra de fita horizontal SM200M, foram obtidas amostras com espessura de 13,0 mm, as quais foram faceadas nas extremidades com o uso de torno convencional. Por fim, as superfícies das amostras foram retificadas removendo 0,1 mm da espessura em cada face por meio de retífica plana horizontal, obtendo amostras com 12,0 mm de espessura, diâmetro de 25,4 mm e rugosidade média R_a de 1,0 μm (medida com rugosímetro).

O cobre eletrolítico foi selecionado como material para eletrodo ferramenta (KUMAR; BATRA, 2012; YAN; TSAI; HUANG, 2005) aplicado nos experimentos de EDM e de MS-EDM. Os critérios de seleção consistiu em sua alta condutividade elétrica, térmica, baixo desgaste, e também devido ao baixo custo, disponibilidade do material e facilidade de usinagem em comparação à grafita. Os eletrodos ferramenta foram definidos a partir de barra de cobre eletrolítico de seção transversal circular de 31,75 mm (1 1/4'') de diâmetro, material conforme recebido. Inicialmente, foi retirado, por meio de corte com máquina serra de fita horizontal SM200M, amostras com comprimento de 42 mm, as quais foram faceadas, por meio da operação de torneamento convencional, obtendo amostras com comprimento final de 40 mm e diâmetro de 31,75 mm.

Para caracterizar o aço ABNT H13 e o eletrodo ferramenta em cobre eletrolítico, materiais conforme recebidos, foi realizada a análise química em três amostras de cada. Foi utilizada a técnica de espectrometria de emissão óptica (OES) em espectrômetro SPECTRO, modelo SPECTROMAXx LMX, realizada no Laboratório de Ensaio e Análises em Materiais do SENAI Itaúna (CETEF).

A TABELA 4.1 apresenta os dados obtidos da análise química realizada em amostras de aço ABNT H13, conforme recebido. Nota-se a presença de elementos químicos como o Cr, Mo e V, os quais favorecem a nitretação. Estes dados corroboram as informações do fabricante Villares Metals (% p): C 0,40; Si 1,00; Mn 0,35; Cr 5,20; Mo 1,50; V 0,90 (SILVA; MEI, 2006), e encontram-se dentro da faixa limite de variação da composição química (% p) para o ABNT H13: C 0,32-0,45; Si 0,80-1,20; Mn 0,20-0,50; Cr 4,75-5,50; Ni 0,30 máx.; Mo 1,10-1,75; V 0,80-1,20 (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998).

TABELA 4.1 - Análise química (% p) de amostras de aço ABNT H13.

Elemento químico	Concentração (% p)
Fe	91,15
Cr	4,74
Mo	1,23
C	0,38
Si	0,94
Mn	0,37
V	0,80
Cu	0,06
Outros	0,41

Fonte: elaborado pelo autor.

A TABELA 4.2 apresenta os dados obtidos da análise química realizada em amostras de cobre eletrolítico, os quais estão de acordo com a literatura (ASM INTERNATIONAL, 1992c), que relata 99,90 (% p) de Cu (mín.) e 0,04 (% p) de O para o cobre eletrolítico da classe UNS C11000.

TABELA 4.2 - Análise química (% p) do cobre eletrolítico utilizado para EDM e MS-EDM

Elemento químico	Concentração (% p)
Cu	99,90
Zn	0,02
Te	0,02
Co	0,01
Bi	0,01
Ni	0,01
C	0,01
Outros	0,02

Fonte: elaborado pelo autor.

Foram realizados também avaliação de microdureza Vickers, imagens por MEV, análises por EDS e por difração de raios X, em seção transversal de amostras de aço ABNT H13, material conforme recebido, e em amostras temperadas e revenidas. Utilizou-se microdurômetro automático Shimadzu modelo HVM-2TE, com carga de 500 gf (4,903 N) e tempo de aplicação da carga de 20 segundos.

4.2 Validação da adaptação da EDM 200 NC série L para aplicação de MS-EDM

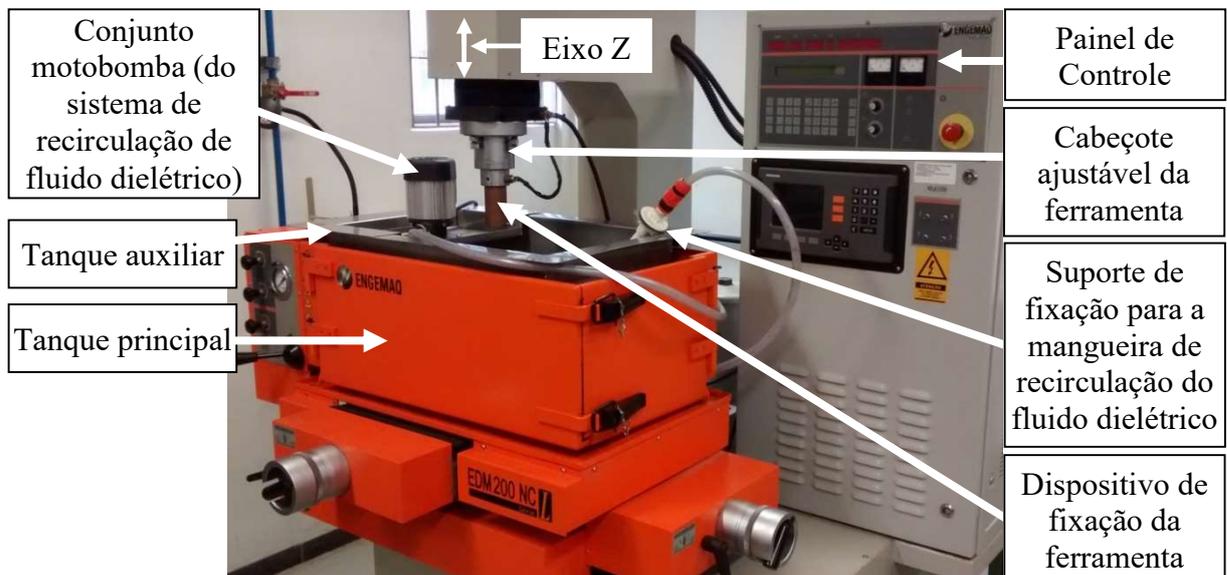
Após o processo de adaptação da EDM 200 NC série L, foram realizados testes preliminares de modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM), com solução de ureia em água deionizada como fluido dielétrico (30 g.L⁻¹), para validar a adaptação realizada. Estes testes preliminares possibilitaram identificar e implementar melhorias no processo de adaptação, dentre os quais incluem: reforço na tampa de fixação da bomba auxiliar (inclusão

de nervuras), suporte de fixação para a mangueira de recirculação do fluido dielétrico, melhoria no dispositivo de fixação de amostras, incluído novo furo roscado e parafuso, deslocados 90° em relação ao furo roscado existente anteriormente, possibilitando melhor fixação de amostras.

Foram utilizados nos testes preliminares os parâmetros: duração do pulso das descargas elétricas (T_{ON}) de 100 μs , intervalo do pulso (T_{OFF}) de 43 μs , equivalente à D_T de 70 %, corrente elétrica nominal de 51,5 A, duração de cada teste 15 min e demais parâmetros operacionais selecionados no painel de controle da EDM 200 NC série L.

A FIGURA 4.3 apresenta a máquina Engemaq EDM 200 NC série L adaptada para trabalhar com circuito paralelo de fornecimento de fluido dielétrico, indispensável para aplicação da modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM). Observa-se o tanque auxiliar fabricado em aço inoxidável austenítico ABNT 304, instalado dentro do tanque principal, assim como o sistema para recirculação do fluido dielétrico.

FIGURA 4.3 - Vista da Engemaq EDM 200 NC série L, com tanque auxiliar e motobomba de recirculação do fluido dielétrico, instalados dentro do tanque principal da máquina.

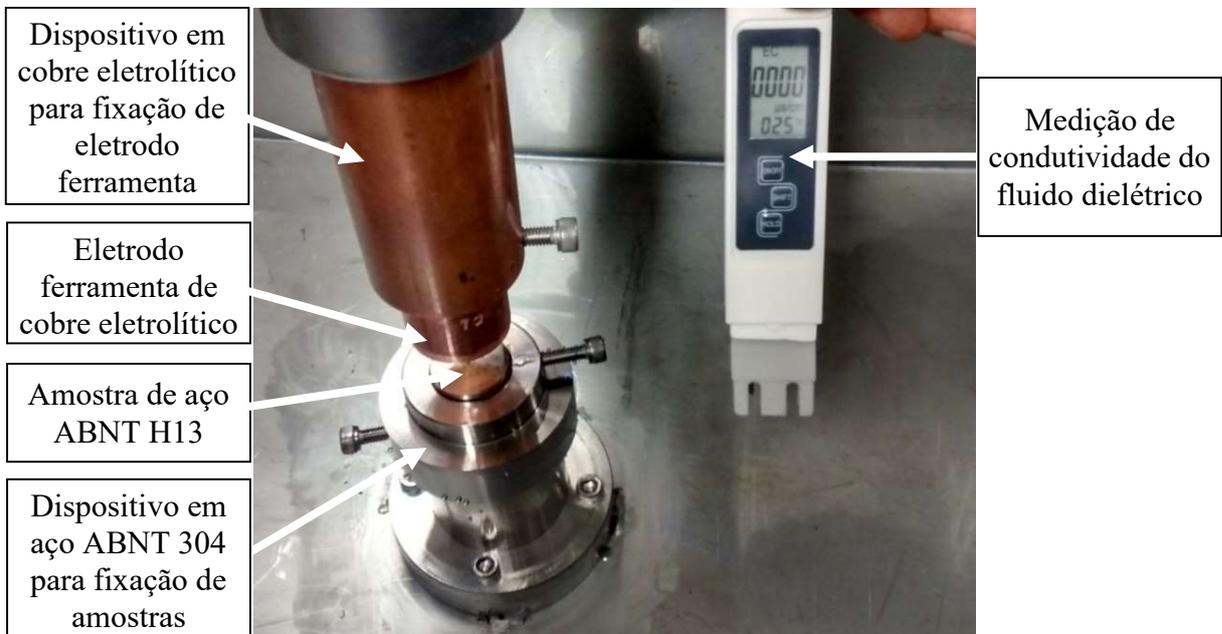


Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 4.4 mostra o interior do tanque auxiliar, os dispositivos para fixação da peça (amostras), fabricado em aço inoxidável ABNT 304, e da ferramenta, fabricado em cobre eletrolítico, os quais possibilitam troca rápida de amostra e de ferramenta durante as séries de testes de usinagem e de MS-EDM. Nota-se também a amostra em aço ABNT H13 e eletrodo ferramenta em cobre eletrolítico, ambos fixados com parafusos fabricados em aço inoxidável

ABNT 304. A medição de condutividade do fluido dielétrico foi realizada por meio de condutivímetro, também mostrado na FIGURA 4.4.

FIGURA 4.4 - Amostra ABNT H13 e eletrodo ferramenta de cobre eletrolítico posicionados no interior do tanque auxiliar.



Fonte: elaborado pelo autor.

4.3 Fluido dielétrico utilizado no processo de MS-EDM

Para todos os testes de modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM), realizados neste trabalho, foi utilizado como fluido dielétrico uma solução de ureia (fonte de nitrogênio) em água deionizada, na concentração de 30 g.L^{-1} (BAUMGARTNER; SEMPIONATO, 1999; SANTOS, 2015; SANTOS; SILVA; SANTOS, 2015). A ureia utilizada nesta pesquisa foi do tipo padrão analítico ($(\text{NH}_2)_2\text{CO}$), para uso em laboratórios ou em indústrias, e possui peso molecular de $60,06 \text{ g.mol}^{-1}$. No preparo do fluido dielétrico foi utilizada água deionizada, obtida a partir de água potável, disponível para abastecimento público. Foi utilizado um deionizador portátil, a base de resina, com vazão de 50 L.h^{-1} , dimensões de 85 cm de altura e 15 cm de diâmetro, com lâmpada indicadora de água saturada e tensão elétrica de 110 Vca. A condutividade elétrica desses fluidos foi monitorada por meio de um condutivímetro portátil e o valor obtido para a água potável foi de $145 \pm 1 \mu\text{S.cm}^{-1}$, e, após passar pelo deionizador, adquiriu valor de $0 \mu\text{S.cm}^{-1}$. O processo de limpeza empregado na região entre o eletrodo ferramenta e a peça, para todos os testes realizados, foi por sistema

de lavagem aberto com fluxo lateral, usando o mesmo fluido dielétrico (solução de ureia em água deionizada, 30 g.L⁻¹), direcionado na região próxima à fenda de trabalho (*gap*).

4.4 Estudo dos parâmetros de MS-EDM realizado na EDM 200 NC série L adaptada

Após as melhorias implementadas no processo de adaptação da EDM 200 NC série L, foram realizados pré-testes do tratamento de MS-EDM, para avaliar a influência e efeitos resultantes do processo e, selecionar o conjunto de parâmetros favorável à formação de camadas refundidas (CR) e afetadas pelo calor (CAC), mais profundas e uniformes. A TABELA 4.3 apresenta os dados principais e os parâmetros operacionais utilizados neste trabalho. Foram selecionados seis conjuntos de parâmetros operacionais (I a VI), os quais foram definidos experimentalmente com base nos pré-testes, com o objetivo principal de investigar a influência de diferentes durações do pulso (T_{ON}) e intervalos do pulso (T_{OFF}) na produção das CR e CAC. Para todos os testes foi empregado ureia em água deionizada como fluido dielétrico na concentração de 30 g L⁻¹. A condutividade do fluido dielétrico foi monitorada por meio de um condutivímetro portátil (faixa de 0 à 1999 $\mu\text{S cm}^{-1}$, temperatura na faixa de 1 à 80 °C e precisão de ± 1 dígito).

TABELA 4.3- Dados e parâmetros utilizados nos pré-testes de MS-EDM

Parâmetros fixos		Descrição					
Concentração de ureia em água deionizada		30 [g.L ⁻¹]					
Polaridade do eletrodo ferramenta de cobre eletrolítico		Positiva [+]					
Tempo de erosão		0,8 [s]					
Afastamento periódico da ferramenta		2 [mm]					
Controle da distância entre o eletrodo ferramenta e a peça		1,5					
Sensibilidade do servomecanismo		1,5					
<u>Operação de desbaste</u>							
Corrente nominal para desbaste (TS = 15)		51,5 [A]					
Duração de cada teste		15 [min]					
Parâmetros variáveis	I	II	III	IV	V	VI	
Duração do pulso, T_{ON} [μs]	100	100	100	100	500	500	
Intervalo do pulso, T_{OFF} [μs]	43	100	150	203	500	1015	
Ciclo de trabalho, D_T [%]	70	50	40	33	50	33	
<u>Operação de acabamento</u>							
Corrente nominal para acabamento (TS = 2)		6,9 [A]					
Duração de cada teste		20 [min]					
Parâmetros variáveis	I	II	III	IV	V	VI	
Duração do pulso, T_{ON} [μs]	10	10	10	10	50	50	
Intervalo do pulso, T_{OFF} [μs]	4	10	15	20	50	102	
Ciclo de trabalho, D_T [%]	70	50	40	33	50	33	

Fonte: elaborado pelo autor.

Após o estudo dos parâmetros de processo na EDM 200 NC série L, e avaliado os resultados por meio de ensaios de microdureza Vickers e microscopia óptica, foram selecionados para os

testes definitivos os parâmetros: T_{ON} de 500 μs , T_{OFF} de 500 μs e TS de 15, equivalente à corrente nominal de 51,5 A, para a operação de desbaste e T_{ON} de 50 μs , T_{OFF} de 50 μs e TS de dois (6,9 A), para a operação de acabamento. Estes parâmetros foram selecionados, pois, apresentaram maior profundidade de dureza e melhor uniformidade das camadas refundidas e afetadas pelo calor. A duração dos testes, para cada amostra, foi de 15,0 min para o desbaste e 20,0 min para o acabamento, os quais foram definidos experimentalmente como suficientes para a EDM de toda a superfície da peça. Os demais dados e parâmetros operacionais estão conforme a TABELA 4.3, os quais foram utilizados para a produção dos sistemas estudados.

4.5 Produção e caracterização dos sistemas com substrato de aço ABNT H13

A nomenclatura das amostras e sistemas estudados neste trabalho está apresentada na TABELA 4.4. O código A [H13] representa o substrato de aço ABNT H13 conforme recebido, no estado recozido, e foi utilizado como amostras de referência para os sistemas B, C e D. O sistema B representa o ABNT H13 nitretado por MS-EDM usando ureia em água deionizada como fluido dielétrico. O sistema C representa o ABNT H13 nitretado pela mesma técnica de MS-EDM e com subsequente revestimento de TiAlN. O sistema D refere ao material também nitretado por MS-EDM, seguido de tratamento de alívio de tensão (AT) e subsequente revestimento de TiAlN. O ABNT H13 com tratamento térmico de têmpera e revenimento (TR) é representado pelas amostras E, cujo substrato temperado e revenido foi utilizado para os sistemas F, G, H e I. O sistema F refere-se ao substrato ABNT H13TR e posteriormente nitretado por MS-EDM, usando ureia em água deionizada como fluido dielétrico. O sistema G representa o ABNT H13TR, nitretado por MS-EDM e com subsequente revestimento de TiAlN. Aço ABNT H13TR, nitretado por MS-EDM usando fluido dielétrico à base de ureia, seguido de tratamento de alívio de tensão (AT) e posterior revestimento TiAlN é representado pelo sistema H. O sistema I refere ao substrato ABNT H13TR e subsequente revestimento TiAlN. O alívio de tensão realizado nos sistemas D e H foi para verificar se existe influência da remoção de material por EDM no desempenho dos sistemas (p. ex.: coeficiente de atrito e desgaste), em comparação aos sistemas C e G. Cada teste foi realizado três vezes e os valores médios são reportados. O comportamento dos sistemas híbridos (C, D, G, H) e I, foi comparado com os sistemas B e F nitretados por MS-EDM.

TABELA 4.4 - Nomenclatura dos sistemas estudados na 3ª e 4ª etapas deste trabalho

Código	Nomenclatura	Descrição do substrato e sistema
A	H13	ABNT H13 recozido - (substrato de referência)
B	H13+MS-EDM	ABNT H13 + MS-EDM
C	H13+MS-EDM+TiAlN	ABNT H13 + MS-EDM + TiAlN
D	H13+MS-EDM+AT+TiAlN	ABNT H13 + MS-EDM + AT + TiAlN
E	H13TR	ABNT H13TR - (substrato de referência TR)
F	H13TR+MS-EDM	ABNT H13TR + MS-EDM
G	H13TR+MS-EDM+TiAlN	ABNT H13TR + MS-EDM + TiAlN
H	H13TR+MS-EDM+AT+TiAlN	ABNT H13TR + MS-EDM + AT + TiAlN
I	H13TR+TiAlN	ABNT H13TR + TiAlN

Fonte: elaborado pelo autor.

4.5.1 Tratamento térmico

Foi realizado tratamento térmico de têmpera e revenimento, em fornos banhos de sal, em grupos de amostras com substrato ABNT H13, conforme descritos na TABELA 4.4. A temperatura de pré-aquecimento foi de 700 °C e mantido nesta durante 15 min. A temperatura de austenitização foi de 1020 °C, com tempo de permanência de 30 min. O resfriamento foi realizado em banho de sal, até a temperatura de 530 ±10 °C e, posteriormente foi resfriado em ar calmo até 70 °C, seguido imediatamente de duplo revenimento nas temperaturas de 540 °C e 580 °C, respectivamente, para o 1º e o 2º revenimento, com tempo de permanência de 2 horas para cada. Entre os revenimentos, as amostras foram resfriadas lentamente, ao ar, até a temperatura ambiente. Algumas amostras ABNT H13 foram previamente tratadas pelo processo alívio de tensões, também realizado em fornos banhos de sal, após o processo EDM e MS-EDM. A finalidade foi minimizar possíveis distorções durante a têmpera posterior (VILLARES, 2006). O tratamento foi realizado com pré-aquecimento a 300 °C, por 15 min, e posteriormente em temperatura de 550 °C, mantido nesta temperatura por 1 hora, para uniformização, seguido de resfriamento em ar fresco, até a temperatura ambiente.

4.5.2 Preparação dos sistemas estudados para revestimento e ensaios de desgaste

A preparação das amostras e sistemas estudados, consistiu em: sutil polimento das faces de interesse (apenas para remover picos mais intensos de rugosidade da superfície da camada refundida); medição de massa; espessura; rugosidade. O polimento foi realizado em politriz automática da marca Struers, com pasta de diamante de granulometrias 9, 3 e 1 µm, na sequência.

A massa, de todas as amostras, foi medida antes e após o polimento, com o uso de balança analítica digital Shimadzu, modelo AX200, com resolução de 0,1 mg (0,0001 g). A espessura das amostras foi avaliada por meio de micrômetro digital, marca Mitutoyo, com faixa de medição 0-25 mm, resolução 0,001 mm (1 μ m). A rugosidade, das superfícies de interesse, foi avaliada com o uso de rugosímetro Taylor Hobson *precision Surtronic 25*.

4.5.3 Revestimento

O revestimento de nitreto de titânio e alumínio (TiAlN) foi realizado pela empresa Oerlikon Balzers em Jundiaí - SP, e depositado em amostras com substrato de aço ABNT H13, conforme mostradas na TABELA 4.4. Foi utilizada a técnica de deposição física de vapor (PVD), com a atomização dos materiais alvos com evaporação por arco, de acordo com o processo Oerlikon Balzers BALINIT® FUTURA NANO. A maneira padronizada de aplicar revestimentos de nitreto de alto desempenho como o TiAlN em ferramentas, é por evaporação por arco, com temperaturas na faixa de 400 a 450 °C, pois, resulta em maior vida útil das ferramentas (BALZERS, [s.d.]). A TABELA 4.5 apresenta os dados e propriedades principais do revestimento de TiAlN PVD BALINIT® FUTURA NANO.

TABELA 4.5- Dados e propriedades do revestimento de TiAlN PVD

Material base do revestimento	TiAlN
Tipo do revestimento	BALINIT® FUTURA NANO
Microdureza (HV _{0,05})	3300
Coefficiente de atrito (a seco contra aço)	0,30 a 0,35
Tensões residuais compressivas [GPa]	-2,0
Temperatura máxima de trabalho [°C]	900
Temperatura do processo de revestimento [°C]	< 500
Cor do revestimento	Violeta-cinza
Estrutura do revestimento	Nano estruturado
Módulo de elasticidade (GPa)	328 \pm 36 ¹

Fonte: BALZERS, s.d.; ¹CALANDRI et al., 2016

4.5.4 Preparação de amostras para metalografia

Foram preparadas amostras, por técnicas metalográficas, para análise das camadas, de revestimento TiAlN PVD, refundida e afetada pelo calor. Inicialmente foi realizado o corte no sentido transversal à superfície, por meio de equipamento policorte (*cutt-off*), utilizando disco de corte abrasivo para uso geral em aços e ferros fundidos, com refrigeração constante. Após o corte e produção das superfícies usinadas e tratadas por MS-EDM e/ou revestidas com TiAlN, as amostras foram embutidas e preparadas, conforme a seguir:

Embutimento: foi utilizado embutimento a quente por meio de embutidora automática Arotec, modelo PRE-40, com resina epóxi termoendurecível carregada com minerais, de baixa contração e boa aderência.

Lixamento: as amostras foram lixadas manualmente usando “lixas d’água” com diferentes granulometrias (#100, 220, 320, 400, 600, 1200 e 2000 mesh).

Polimento: a etapa de polimento foi executada com panos metalográficos colados a pratos giratórios das politrizes manuais, sobre os quais, foram depositados pequenas quantidades de abrasivos óxido de alumínio (Al_2O_3), com granulometrias de 3 μm e 1 μm , na sequência.

Ataque químico: o reagente utilizado foi o Nital 2 %; 2 ml de ácido nítrico (HNO_3) e 98 ml de álcool etílico.

4.5.5 Caracterização das amostras e sistemas

A caracterização das amostras e sistemas estudados foi realizada utilizando diversos equipamentos, técnicas e ensaios mecânicos, conforme a seguir.

4.5.5.1 Microscopia óptica

Foram obtidas imagens dos sistemas estudados, por meio de microscopia óptica, com o objetivo de medir a espessura das camadas refundidas (CR), afetadas pelo calor (CAC), e também para avaliar os resultados dos testes de adesão do revestimento de TiAlN PVD. As imagens das CR e CAC foram obtidas por meio de microscópio *Carl Zeiss AXIO* com *software Axio Vision SE64* rel. 4.9.1 SP2, realizadas no Instituto Politécnico da Universidade Católica de Minas Gerais (IPUC Minas). As imagens dos testes de adesão foram obtidas por meio de microscópio *Olympus CX31* com *software* de análises LC micro, disponível no Laboratório de Usinagem e Automação da EE-UFMG.

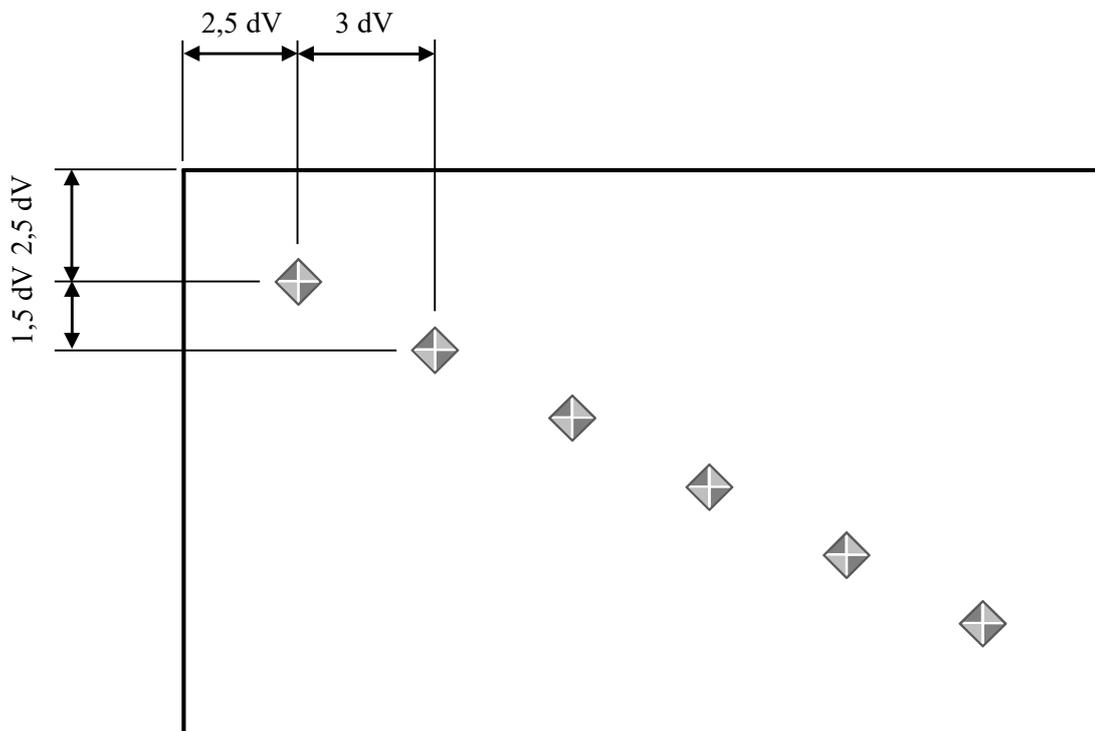
4.5.5.2 Microdureza Vickers

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados na PUC Minas em Contagem (MG), por meio de microdurômetro automático Shimadzu modelo HMV-2T E, *software Easy Test* HMV-AD versão 3.1.0.0, com imagens capturadas por meio de câmera digital incorporada ao microdurômetro. Foram utilizados carga de 25 gf (BJÖRK et al., 2001) e tempo de permanência de 20 segundos, para obter a impressão do penetrador. As medições foram realizadas no substrato de aço ABNT H13, nas camadas refundidas e afetadas pelo calor, observando os

critérios estabelecidos pela norma ASTM E384-11 (ASTM, 2011), os quais incluem atender à distância mínima da borda da amostra e entre medições.

A FIGURA 4.5 mostra as distâncias estabelecidas para obter cada perfil de microdureza Vickers realizado neste trabalho. O método consistiu em manter distância de duas vezes e meia a diagonal Vickers (2,5 dV) das bordas da amostra, e a partir da primeira impressão do penetrador, a subsequente ficou localizada a uma distância, no eixo das abscissas, de três vezes a diagonal Vickers (3 dV), e no eixo das ordenadas, a distância de uma vez e meia a diagonal Vickers (1,5 dV).

FIGURA 4.5 - Representação esquemática da distância mínima entre impressões do penetrador Vickers para a determinação do perfil de microdureza.

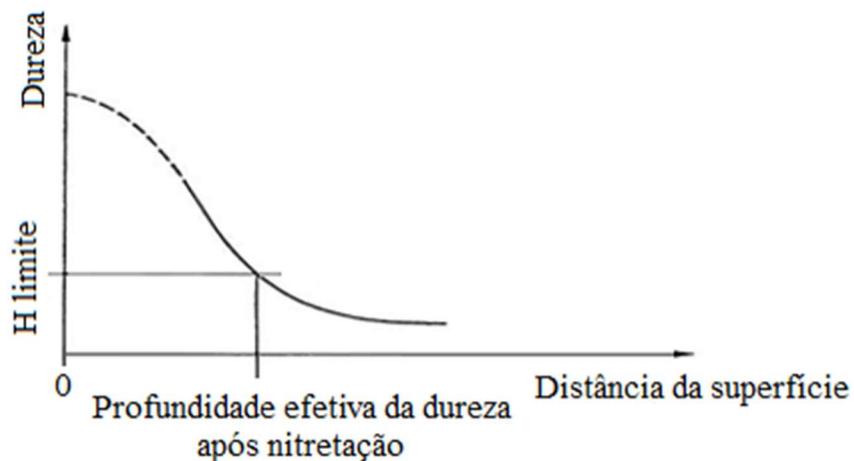


Fonte: ASTM, 2011, adaptado pelo autor.

A profundidade efetiva da dureza, após a modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM), foi determinada de acordo com o critério das normas DIN 50190-3 (DIN, 1979b) e ISO 18203 (ISO, 2016), as quais especificam a relação da dureza limite (H limite) com a profundidade da camada nitretada. Essa dureza limite corresponde à distância perpendicular, da superfície da camada nitretada, até o ponto em que o nível de dureza do material é 50 HV acima da dureza real do núcleo e, arredondado pelo múltiplo mais próximo

de 10 HV, conforme necessário. Esse procedimento foi realizado por meio da medição de perfil de microdureza Vickers *versus* a distância da superfície, conforme a FIGURA 4.6. Após a construção da curva do perfil de dureza e de uma linha horizontal, localizada a 50 HV acima da dureza real do núcleo, no ponto de interseção com a curva, traça-se uma linha vertical até o eixo das abscissas, representado pela distância da superfície. Esse é o valor da profundidade efetiva da dureza após a nitretação. A dureza real do núcleo foi determinada por três medições de dureza, pelo menos (DIN, 1979b; ISO, 2016).

FIGURA 4.6 - Determinação da profundidade efetiva da dureza após nitretação

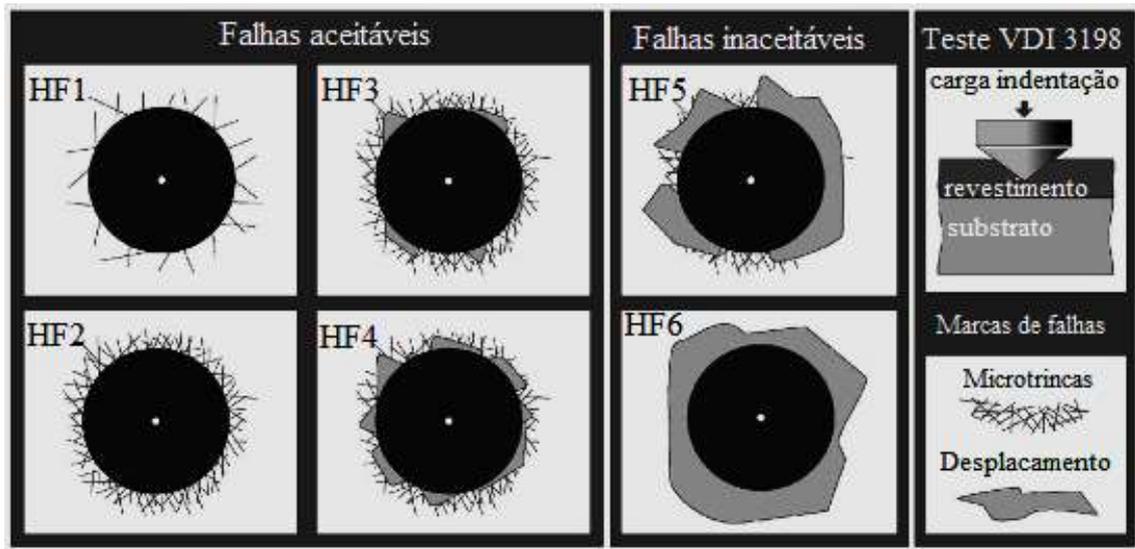


Fonte: DIN, 1979; ISO, 2016, adaptado pelo autor.

4.5.5.3 Adesão e espessura do revestimento de TiAlN PVD

Para avaliar a adesão do revestimento de TiAlN PVD em substrato de aço ABNT H13 (com diferentes tratamentos, conforme a TABELA 4.4), foi realizado o teste de adesão pelo método de dureza Rockwell C (HRC), de acordo com a norma VDI 3198, o qual é muito utilizado industrialmente devido a sua praticidade (VIDAKIS; ANTONIADIS; BILALIS, 2003). Os testes foram realizados na Oerlikon Balzers em Jundiaí - SP, e no Laboratório de Usinagem e Automação da EE-UFGM. Para avaliar as características das falhas, após o teste de adesão, o aspecto da impressão do penetrador HRC, foi avaliado usando microscópio óptico, comparando as imagens obtidas com os níveis de adesão da norma VDI 3198, os quais estão apresentados na FIGURA 4.7.

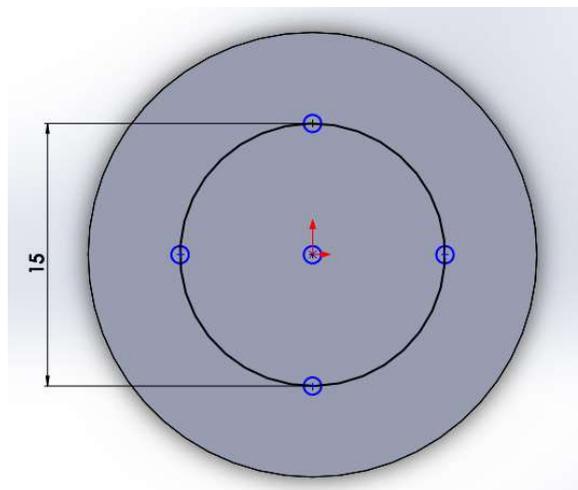
FIGURA 4.7 - Padrão de falhas aceitáveis de filmes finos conforme VDI 3198



Fonte: VDI, 1992 *apud* VIDAKIS; ANTONIADIS; BILALIS, 2003, adaptado pelo autor.

A medição de espessura do revestimento de TiAlN PVD foi realizada com a técnica não destrutiva de fluorescência de raios X, em equipamento Fischerscope® X-Ray Xdal® modelo 237, na Oerlikon Balzers em Jundiaí - SP. O procedimento consistiu em selecionar no banco de dados do equipamento, o tipo de revestimento, no caso BALINIT® FUTURA NANO e o material do substrato, aço. Posicionar a amostra na bandeja de trabalho do equipamento, ajustar a distância entre a amostra e o sensor, com foco ajustado no microscópio óptico, acoplado ao equipamento X-Ray Xdal 237 e, realizar as medições após o tempo de 20 segundos para cada leitura. Foram realizadas cinco (5) medições de espessura do revestimento na superfície de interesse das amostras revestidas com TiAlN PVD, conforme ilustrado na FIGURA 4.8.

FIGURA 4.8 - Posição das medições de espessura do revestimento de TiAlN PVD.



Fonte: elaborado pelo autor.

A topografia e a composição dos elementos químicos do revestimento TiAlN PVD, foram realizadas por meio das técnicas de MEV e EDS, respectivamente, assim como a caracterização estrutural foi realizada por difração de raios X, conforme descritas a seguir.

4.5.5.4 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Para a realização das análises de MEV, as amostras foram previamente limpas com álcool em aparelho de ultrassom por 15 min. Imagens de MEV da seção transversal dos sistemas estudados, foram obtidas a fim de avaliar a topografia, o perfil das camadas existentes nas amostras e a topografia do revestimento TiAlN PVD. O MEV foi utilizado também, para obter imagens dentro e fora das trilhas de desgaste e do topo dos pinos de WC/12Co, os quais foram utilizados nos ensaios de desgaste por deslizamento de pino sobre disco. Essas imagens permitiram analisar as modificações causadas nas trilhas e nos pinos, após desgaste dos sistemas, obtendo assim uma visão geral do comportamento de cada sistema em relação ao desgaste. Foi utilizado MEV da marca JEOL modelo JSM-IT300, disponível no Instituto Politécnico da Universidade Católica de Minas Gerais (IPUC Minas). Os detritos de desgaste, gerados durante o processo de deslizamento do par tribológico (pino e disco), foram coletados e realizados microanálises por espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS). O EDS é acoplado ao MEV JSM-IT300, com *software AZtec Oxford Instruments*. Essa técnica de EDS foi utilizada também para realizar microanálises dentro e fora da trilha e para a análise de composição química do revestimento de TiAlN PVD.

Para a caracterização dos substratos de aço ABNT H13 (recozido, temperado e revenido), foi utilizado MEV da marca FEI, modelo Quanta 250 e EDS *EDAX AMETEK* com *software TEAM™* EDS; análises realizadas na *Fiat Chrysler Automobiles* (FCA) em Betim (MG).

4.5.5.5 Caracterização estrutural por difração de raios X (DRX)

A caracterização das fases cristalinas presentes nas amostras e sistemas estudados foi realizada por difração de raios X (DRX), utilizando difratômetro Shimadzu, modelo XRD-7000 e tubo de radiação com alvo de cobre (Cu-K α 1), com comprimento de onda (λ) de 1,540562 Å (CULLITY; STOCK, 2014). As análises foram realizadas no Departamento de Engenharia de Materiais (DEMAT) do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET - MG), e no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMET) da EE-UFGM. Os dados foram coletados aplicando tensão de 40 kV no tubo e corrente elétrica de 30 mA, com

passo de $0,02^\circ$ (2θ), tempo de 5 s por passo em um intervalo de varredura de 30° à 110° (2θ), conforme apresentados na TABELA 4.6.

TABELA 4.6 - Especificações técnicas e parâmetros utilizados na DRX.

Parâmetro		Unidade
Radiação	Cu-K α 1	Å
Tensão do tubo	40	kV
Corrente	30	mA
Modo de varredura	Tempo fixo	-
Passo (2θ)	0,02	°
Velocidade de varredura	2,00	°/min
Tempo de varredura por passo	5	s
Faixa angular de medição (2θ)	30 à 110	°

Fonte: elaborado pelo autor

O método para caracterização das fases cristalinas presentes nas amostras e sistemas estudados, consistiu na comparação dos espectros obtidos nos experimentos de DRX com fichas de padrões. Essas fichas foram obtidas do banco de dados aberto de cristalografia (COD - *Crystallography Open Database*) (GRAULIS et al., 2009) e PDF (*Powder Diffraction Files*) obtidos do banco de dados de estrutura cristalina inorgânica (ICSD - *Inorganic Crystal Structure Database*). Os picos mais intensos do difratograma foram determinados com base na distância interplanar (d_{hkl}) e nas intensidades obtidas dos picos, comparados com o padrão correspondente (ORÉFICE; PEREIRA; MANSUR, 2006). Os difratogramas obtidos foram analisados por meio do *software DIFFRAC.EVA 5.2* e *Rietveld TOPAS V.6.0*, ambos da marca Bruker AXS Alemanha (BRUKER, 2017). As distâncias interplanares “d” foram calculadas utilizando a Lei de Bragg ($n\lambda = 2d\sin(\theta)$), a qual representa a relação da condição de difração (CULLITY; STOCK, 2014).

4.6 Avaliação da resistência ao desgaste por deslizamento e por abrasão em microescala

Foram realizados ensaios de desgaste por deslizamento de pino sobre disco, a seco, e desgaste por abrasão em microescala, ambos para avaliar a resistência ao desgaste, os quais estão descritos a seguir.

4.6.1 Ensaios de desgaste por deslizamento de pino sobre disco

Os ensaios de desgaste por deslizamento foram realizados no Laboratório de Tribologia, Desgaste e Fricção, localizado no DEMET da EE-UFGM. Foi utilizado o tribômetro *MICROTEST* na configuração de pino sobre disco, modelo MT/60/NI, o qual possui controle

via computador para comando dos testes e para a aquisição dos resultados. O *software* NANOVEA foi utilizado para a aquisição de dados. Para a elaboração e ajuste das curvas de coeficiente de atrito por distância percorrida, foram utilizados filtros gaussianos 20 e 40, padrões do *software*. A FIGURA 4.9 apresenta uma fotografia do tribômetro que foi utilizado nos ensaios.

FIGURA 4.9 - Tribômetro MICROTTEST modelo MT/60/NI



Fonte: fotografia do autor.

Foi selecionado o compósito metal-cerâmico WC/12Co de grãos ultrafinos 0,2 à < 0,5 μm (CERATIZIT, 2018) como material dos pinos, cujas propriedades principais estão apresentadas na TABELA 4.7.

TABELA 4.7 - Propriedades do compósito metal-cerâmico WC/12Co

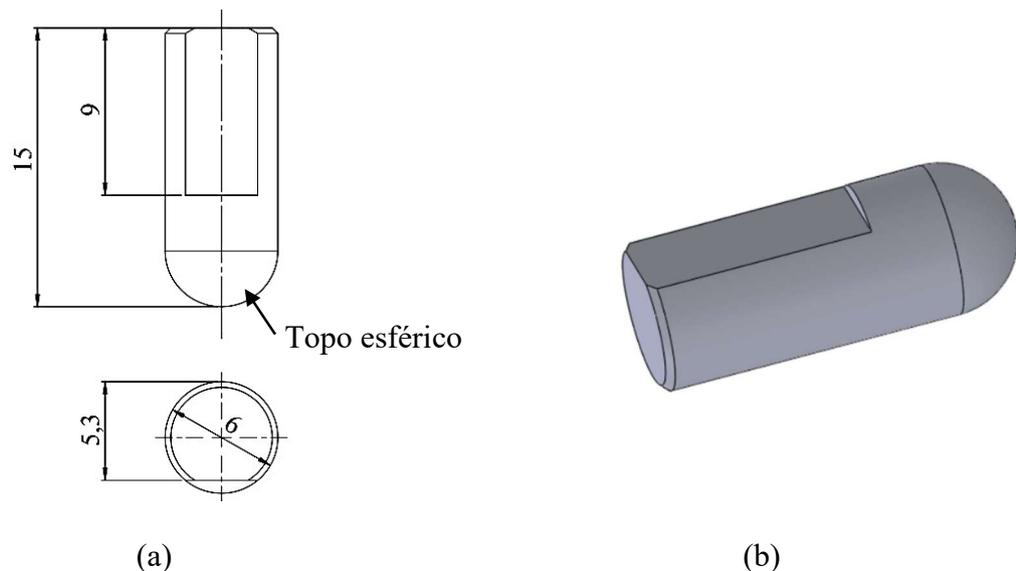
Material/propriedade (DIN ISO 513, 2012)	Dados para o WC/12Co e para classe ISO K10 (WC/6Co)
Estrutura cristalina	WC: hexagonal compacta (HC) Co: HC na temperatura ambiente
Material de ligação	12 [% p]
Densidade, ρ	14,10 [g.cm ⁻³]
Dureza, H	1730 HV ₃₀ (92,7 HRA)
Coefficiente de Poisson, ν^1	0,22 [adimensional]
Condutividade térmica, k^1	80 [W·m ⁻¹ ·K ⁻¹]
Coefficiente de dilatação térmica linear (293 K a 1073 K) ¹	5,5 x (10 ⁻⁶ ·[K ⁻¹])
Módulo de elasticidade, E^1 (ISO 3312)	630 [GPa, kN.mm ⁻²]

¹ Dados disponíveis para o compósito convencional classe ISO K10 (WC/6Co), conforme DIN ISO 513:2012.

Fonte: CERATIZIT, 2018; KLOCKE, 2013.

As amostras foram obtidas à partir de barras de 6,0 mm de diâmetro, nas quais os pinos de 15,0 mm de comprimento e com raio esférico de 3,0 mm, em uma das extremidades, foram usinados (FIGURA 4.10). Esses pinos de topo esférico, na condição conforme recebidos, foram utilizados em todos os ensaios de desgaste por deslizamento de pino sobre disco, realizados neste trabalho. O WC/12Co foi selecionado com o intuito de ter um material menos resistente no pino ao invés de no disco, para reduzir a adesão na superfície principal de interesse (STACHOWIAK; BATCHELOR, 2014), a qual é o disco dos sistemas estudados. Além da facilidade de obtenção e custo relativamente baixo do pino em comparação com esferas de carbeto de tungstênio (WC). As FIGURAS 4.10(a) e 4.10(b) mostram, respectivamente, o desenho 2D com as dimensões e a representação tridimensional (3D) do pino de topo esférico WC/12Co grau ultrafino.

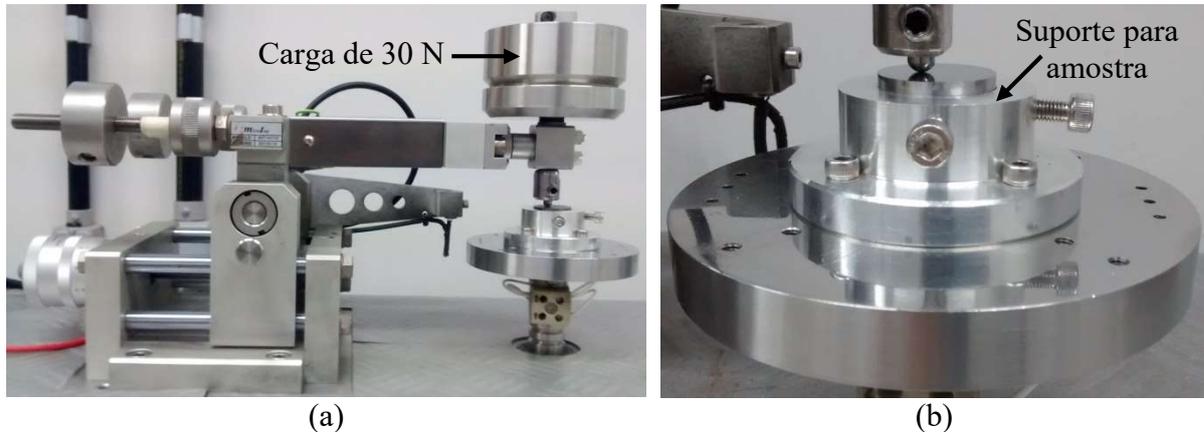
FIGURA 4.10 - Pino de topo esférico de WC/12Co grau ultrafino: (a) Desenho 2D e (b) Representação 3D.



Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 4.11(a) mostra o braço do tribômetro *MICROTEST* MT/60/NI com a carga de 30 N posicionada. A FIGURA 4.11(b) mostra o suporte em alumínio que foi fabricado para a fixação de amostra e para possibilitar a troca rápida dos discos durante os testes de desgaste por deslizamento. O local de posicionamento de cada disco possui diâmetro interno de 25,5 mm e profundidade de 7 mm. Para todos os testes de desgaste por deslizamento, utilizou-se disco rotativo no sentido anti-horário, em relação ao pino, deslizando a seco contra pino estacionário de topo esférico WC/12Co, diâmetro de 6,0 mm e com carregamento normal.

FIGURA 4.11 - Tribômetro *MICROTEST* MT/60/NI: (a) braço com carga de 30 N e (b) dispositivo de fixação de amostra com pino sobre o disco.



Fonte: elaborado pelo autor.

A TABELA 4.8 mostra os parâmetros e a sequência de pré-testes de pino sobre discos realizados durante este trabalho, os quais permitiram selecionar os parâmetros para ensaios definitivos. O objetivo foi realizar uma sequência de pré-testes, em trilhas de aço ABNT H13 com tratamento híbrido de modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica e revestimento TiAlN PVD, em temperatura ambiente, para obter uma trilha de desgaste perceptível à olho nu. Após cada pré-teste foi realizada inspeção visual para detectar sinais de desgaste da superfície de contato do disco de teste com o pino. Essas sequências foram repetidas até que a trilha de desgaste perceptível pudesse ser observada, e conseqüentemente, o pré-teste foi interrompido. Estes parâmetros foram definidos atendendo o limite máximo de especificação do tribômetro, estabelecido pelo fabricante, o qual inclui a carga máxima de 60 N e a rotação máxima de 500 rpm.

TABELA 4.8 - Parâmetros utilizados nos pré-testes de pino sobre disco

Parâmetro	Sequência de pré-testes						
	1	2	3	4	5	6	7
Carga normal, N [N]	1,00	5,00	15,00	15,00	30,00	30,00	30,00
Velocidade, n [rpm]	132,93	132,93	178,00	178,00	178,00	381,00	437,00
Diâmetro da trilha, D [mm]	7,50	7,50	15,00	15,00	15,00	7,00	7,00
Tempo de teste [min]	0,47	60,00	157,81	240,54	238,55	546,08	229,32
Distância deslizada [m]	1,48	187,84	1323,06	2016,63	2000,00	4573,05	2202,71

Fonte: elaborado pelo autor.

Após os pré-testes e análise das trilhas, foram definidos os seguintes parâmetros para os ensaios ininterruptos de desgaste por deslizamento: carga normal de 30 N, diâmetro da trilha de 7,0

mm, velocidade (n) de 437 rpm, equivalente à velocidade periférica de deslizamento (v) de 0,16 m.s⁻¹ (9,61 m.min⁻¹), distância de deslizamento de 2000 m, equivalente ao tempo de teste de 3 h 28 min 13 s para cada amostra. Testes realizados em temperatura ambiente de 20,60 ± 0,19 °C e atmosfera ar com umidade relativa de 60,99 ± 0,87 %, as quais foram monitoradas por meio de termo-higrômetro.

Antes de iniciar os ensaios, foi realizada a calibração do tribômetro e o nivelamento do suporte do disco e do braço de sustentação de carga. Posteriormente, foi realizado um pré-ensaio com duração de 30 min e com carga de 1 N, para estabilizar o equipamento em sua temperatura ideal de trabalho, conforme recomendado pelo fabricante. Antes de realizar os ensaios, os pinos e discos foram limpos com álcool em aparelho de ultrassom por 15 min e posteriormente foram secos com ar comprimido, a fim de remover resíduos (CASTRO; FERNÁNDEZ-VICENTE; CID, 2007; ÇIÇEK et al., 2015). Em seguida, foram medidas as massas dos pinos e dos discos, as quais foram registradas para calcular posteriormente o volume de material desgastado após os ensaios de desgaste por deslizamento de pino sobre disco.

Os testes foram realizados em duplicata e nas mesmas condições, para cada sistema estudado. O coeficiente de atrito, definido pela razão entre a força de atrito e a força normal, foi monitorado durante todos os testes em função da distância de deslizamento, e registrado continuamente no *software NANOVEA*, o qual é incorporado ao tribômetro. Após cada teste, realizado com distância de deslizamento de 2000 m, foram analisados a área da superfície desgastada, o volume desgastado e a trilha de desgaste. Foram registradas as perdas de massa de todos os pinos de WC/12Co e discos fabricados com substrato ABNT H13. Utilizou-se balança analítica digital Shimadzu modelo AX200 com resolução de 0,1 mg (0,0001 g) para medição das massas antes e após os testes de desgaste por deslizamento. O cálculo do volume de desgaste dos pinos foi realizado de acordo com a norma ASTM G99 (2017). As medições foram repetidas cinco vezes, para cada amostra, e foi determinado a variação de massa usando a EQ. 4.1.

$$\Delta m = m_i - m_f \quad (4.1)$$

onde Δm é a variação de massa em miligramas [mg], m_i é a massa inicial, m_f é a massa final. A EQ. 4.2 apresenta a forma de cálculo adotada para a perda volumétrica dos pinos, utilizando a densidade (ρ) para converter perda de massa em volume (ASTM, 2017b).

$$\Delta V = \frac{\Delta m}{\rho} 1000 \quad (4.2)$$

onde ΔV é a variação de volume em milímetros cúbicos [mm³]. A área (A), a qual se refere ao perfil da trilha de desgaste dos discos, foi analisada por um perfilômetro HOMMEL-ETAMIC T8000, e a taxa de desgaste específica (Q'), foi calculada usando a EQ. 4.3 (FENG et al., 2017), a qual se baseia na equação de desgaste de Archard, discutida na seção 3:

$$Q'_{[S=2000\ m]} = \frac{\pi DA}{NS} \quad (4.3)$$

onde D é o diâmetro da trilha de desgaste, N é a carga normal e S é a distância de deslizamento. As medições de desgaste foram feitas utilizando o método de taxa de desgaste padronizada e específica do sistema (SSWR), ou seja, foram realizadas duas medições – no início e no final de cada experimento de desgaste - para calcular as alterações de massa ou volume do tribosistema pesquisado. Como a SSWR foi reportada com base em medições de desgaste total, no final do experimento, então o subscrito, $Q'_{[S=2000\ m]}$, indica a distância total percorrida no ensaio, em vez do intervalo, estando assim em acordo com Blau (2015).

Para o cálculo da taxa de desgaste específica dos pinos, utilizou-se também a EQ. 4.3, porém, o volume, que é o numerador desta equação, foi calculado de acordo com a EQ. 4.2, uma vez que não foi possível obter por meio do perfilômetro informações de área (A) dos pinos desgastados.

4.6.2 Ensaio de desgaste por abrasão em microescala

Os ensaios de desgaste por abrasão em microescala foram realizados no Laboratório de Materiais, Tribologia e Superfícies (LaMaTSu) localizado no CEFET – MG, utilizando a configuração de teste com esfera livre. Foi utilizado esfera de aço-cromo ABNT 52100 de diâmetro 25,0 mm (ISO, 2008a) em amostras A, E e nos sistemas B, C, F, G, I. Os sistemas D e H não foram estudados nesta etapa, pois, os resultados obtidos anteriormente à esta etapa do trabalho, foram similares aos obtidos para os sistemas C e G, além dos sistemas D e H requererem uma operação adicional de alívio de tensões.

Os ensaios de abrasão em microescala foram realizados pelo método de cratera esférica (*calotest*), em equipamento Anton Paar, o qual possui célula de carga sob o dispositivo de fixação da amostra, a qual mede a força de reação real, mitigando assim possível erro (p. ex.:

atrído entre a esfera e o plano da amostra) (BROMARK et al., 1997). Foi utilizado solução abrasiva preparada com pó de carбето de silício (SiC) com granulometria de 2500 mesh, e com água destilada. A proporção utilizada para todos os ensaios de microabrasão foi de 80,0 g de SiC para cada 100,0 cm³ de água destilada ($d=1,3615 \text{ g cm}^{-3}$), equivalente à fração volumétrica de 0,1984 (concentração de 20 % em volume), a qual está em conformidade com a norma (ISO, 2008a). Antes de realizar os ensaios, as amostras foram limpas com álcool em aparelho de ultrassom por 15 min, para remover os vestígios de contaminantes, foram lavadas e secas em estufa à temperatura de 110 °C por 10 min (ISO, 2008a).

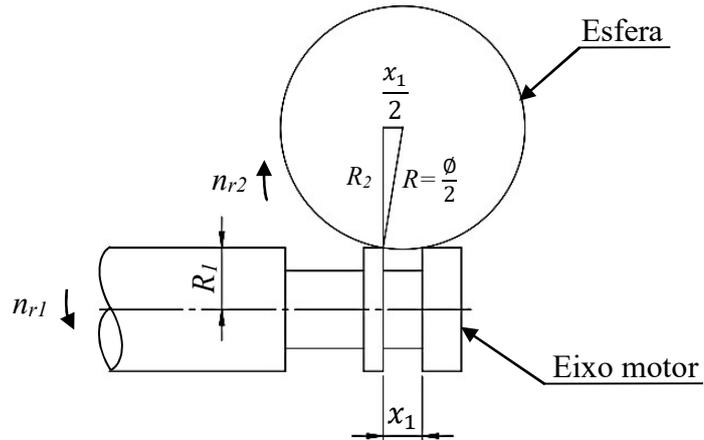
A TABELA 4.9 mostra as condições de ensaio estabelecidas para os experimentos de desgaste por abrasão em microescala. Foram realizados cinco sequências de testes para cada amostra, com duração progressiva, obtendo ciclos de desgaste de 419, 628, 837, 1047 e 1256 revoluções da esfera, com calotas formadas em posições distintas na superfície das amostras.

TABELA 4.9 - Parâmetros e condições utilizadas nos testes de abrasão em microescala.

Parâmetros fixos	Descrição				
Força normal, [N]	0,2				
Diâmetro da esfera, \emptyset [mm]	25,0				
Rotação da esfera, n [rpm]	80,0				
Diâmetro do eixo motor, D_1 [mm]	12,7				
Rotação do eixo motor, n_1 [rpm]	157,5				
Concentração da solução abrasiva [vol.]	20 % de SiC e 80 % de água destilada				
Condições	1	2	3	4	5
Tempo de teste, t [s]	314,0	471,0	628,0	785,0	942,0
Nr. de revoluções da esfera, n_r [rev.]	419,0	628,0	837,0	1047,0	1256,0
Nr. de revoluções do eixo motor, n_{r1} [rev.]	824,0	1236,0	1648,0	2060,0	2472,0
Distância de deslizamento da esfera, S [m]	32,9	49,3	65,8	82,2	98,7

Para determinar a distância de deslizamento (S), da esfera sobre a superfície da amostra, foi utilizado o procedimento à seguir, que se baseia na FIGURA 4.12, a qual representa a geometria do eixo do equipamento de abrasão em microescala que posiciona e aciona a esfera.

FIGURA 4.12 - Representação do eixo motor utilizado nos testes de abrasão em microescala de esfera livre



Fonte: elaborado pelo autor.

onde R_1 é o raio do eixo motor do equipamento de microabrasão (6,4 mm); n_{r1} é o número de revoluções do eixo motor; \emptyset é o diâmetro da esfera (25,0 mm); R_2 é o raio da esfera idealizada; n_{r2} é o número de revoluções da esfera idealizada.

Esta esfera idealizada foi obtida pela dedução do raio R_2 , que é o raio reduzido da esfera, o qual posiciona a esfera, nos dois pontos de contato (rebaixo) do eixo de acionamento do equipamento de microabrasão. Este eixo possui diâmetro (d_1) de 12,7 mm e comprimento do rebaixo (x_1) de 4 mm e transmite o movimento de rotação para a esfera de raio $R = \emptyset/2$, que gira e, com o abrasivo na interface esfera-amostra, produz o desgaste da superfície da amostra. Considerando a distância de deslizamento (S_1) do eixo motor, a distância de deslizamento (S_2) da esfera idealizada de raio R_2 , o número de revoluções (n_r) realizado pela esfera, tem-se a EQ. 4.4:

$$S' = \pi \cdot \emptyset \cdot n_r \quad (4.4)$$

Sabendo-se da relação, $S_1 = S_2$, tem-se:

$$\pi \cdot 2 \cdot R_1 \cdot n_{r1} = \pi \cdot 2 \cdot R_2 \cdot n_{r2} \quad (4.5)$$

e,

$$n_r = n_{r2} \quad (4.6)$$

Substituindo (4.6) em (4.5), tem-se:

$$n_r = \frac{\pi \cdot 2 \cdot R_1 \cdot n_{r1}}{\pi \cdot 2 \cdot R_2} \quad n_r = n_{r1} \cdot \frac{R_1}{R_2} \quad (4.7)$$

Substituindo (4.7) em (4.4):

$$S = \pi \cdot \phi \cdot n_{r1} \cdot \frac{R_1}{R_2} \quad (4.8)$$

Conforme a relação trigonométrica obtida da FIGURA 4.12 e substituindo x_1 pelo seu valor, tem-se:

$$\frac{\phi^2}{4} = R_2^2 + \left(\frac{x_1}{2}\right)^2 \quad R_2 = \sqrt{\left(\frac{\phi^2}{4} - 4\right)} \quad (4.9)$$

Substituindo-se (4.9) em (4.8), obtêm-se a Equação da distância de deslizamento (S) da esfera sobre a superfície da amostra (EQ. 4.10):

$$S = \frac{(\pi \cdot R_1) \cdot \phi \cdot n_{r1}}{\sqrt{\left(\frac{\phi^2}{4} - 4\right)}} \quad (4.10)$$

Após a finalização da série de testes, as amostras foram limpas, usando o mesmo procedimento utilizado antes dos testes, o qual está descrito anteriormente. O volume de desgaste das calotas foi obtido por meio de perfilometria.

4.6.3 Perfilometria após desgastes por deslizamento e por abrasão em microescala

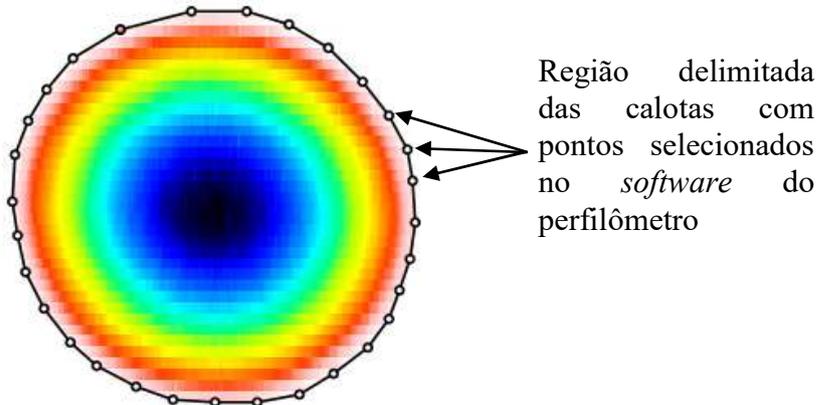
Foi utilizado o perfilômetro HOMMEL-ETAMIC T8000 instalado no Laboratório Nanotech Tribologia localizado no DEMET da EE-UFG. A obtenção dos dados de perfilometria foi realizada utilizando o *software Turbo Wave 7.55*, enquanto o tratamento de imagens e os relatórios, foram obtidos com o uso do *software MountainsMap® Imaging Topography*.

A técnica de perfilometria bidimensional e tridimensional foi utilizada com o objetivo de caracterizar e determinar o volume desgastado das amostras e sistemas estudados, além de complementar às informações obtidas por meio de MEV, referentes à obtenção de imagens topográficas dos desgastes dos pinos, dos discos e das calotas. A geração da superfície das amostras, após o desgaste, foi realizada a partir de varreduras bidimensionais das áreas, obtendo uma matriz tridimensional de pontos que produz uma imagem 3D. Foi utilizado apalpador móvel TKU 300/600 *stylus* com amplitude de 400,0 μm , ângulo de ponta 90° e raio de 5,0 μm , para realizar as medições por perfilometria 2D e 3D. A área de varredura para trilhas foi de 8,0

mm^2 (2,0 x 4,0 mm), para pinos $5,3 \text{ mm}^2$ (2,3 x 2,3 mm) e para as calotas produzidas por microabrasão de $9,0 \text{ mm}^2$ (3,0 x 3,0). A distância entre medições, sobre a linha de varredura, foi de $1 \mu\text{m}$. O passo lateral utilizado foi de $25,0 \mu\text{m}$ para trilhas e calotas, enquanto para os pinos utilizou-se $28,8 \mu\text{m}$. Foram realizadas 80 varreduras para trilhas e também para pinos, enquanto para as calotas foram realizadas 60 varreduras, com velocidade de medição única de $0,5 \text{ mm.s}^{-1}$.

A FIGURA 4.13 mostra o procedimento utilizado no *software* do perfilômetro, para a determinação do volume e da profundidade máxima das calotas, o qual consistiu em selecionar diversos pontos ao redor do diâmetro maior de cada calota, delimitando a região de análise.

FIGURA 4.13 - Representação da região de contorno da calota para determinação do volume e profundidade máxima das calotas via perfilometria.



Fonte: elaborado pelo autor.

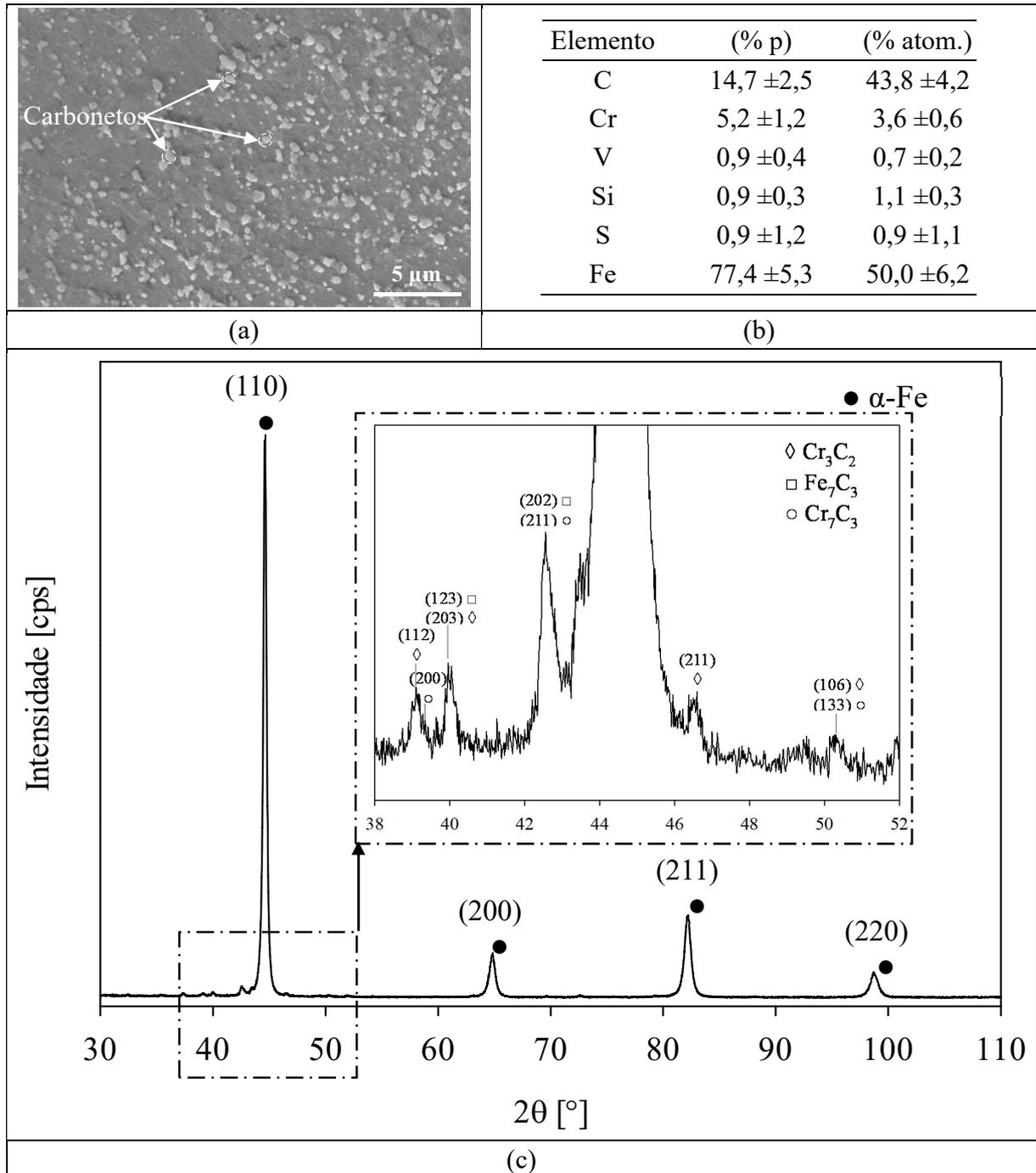
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados e a análise, incluindo a interpretação, sistematização e comparação com a literatura.

5.1 Caracterização de substrato de aço ABNT H13 e de eletrodo ferramenta para aplicação de testes MS-EDM

A FIGURA 5.1 mostra informações obtidas de seção transversal de amostras de aço ABNT H13 conforme recebido, sendo: imagem de MEV, por elétrons secundários (ETD), da microestrutura (a); a respectiva análise da composição química semiquantitativa (% p) por EDS, realizada em seis regiões diferentes de micrografia MEV (b), e (c) a identificação das fases realizada por difração de raios X (DRX), utilizando radiação Cu-K α . Ataque com reagente Nital 2 %. Nota-se na FIGURA 5.1(a) a microestrutura do substrato de aço ABNT H13 conforme recebido, consiste em carbonetos esferoidizados com tamanhos uniformemente dispersos em matriz ferrítica. Essa microestrutura é típica de tratamento de recozimento do aço ABNT H13. A análise semiquantitativa por EDS (FIGURA 5.1b), indicou a presença de elementos como Cr, V, Si e Fe, nas composições esperadas para o aço ferramenta ABNT H13. A estrutura de equilíbrio à temperatura ambiente do aço ABNT H13 recozido é de carbonetos M_7C_3 em uma matriz de ferrita, onde M designa um metal de transição (p. ex.: Cr, Fe). Isso é justificado pelo difratograma de raios X (FIGURA 5.1c) que indicou a presença de fases: ferrita (α -Fe) e $(Cr, Fe)_7C_3$. Esses dados estão em acordo com resultados de seção de ligas do sistema Fe-Cr-C contendo 5 % de cromo, como o aço ABNT H13 (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998).

FIGURA 5.1 - Microestrutura por MEV em amostras de aço ABNT H13 conforme recebido (a); respectiva composição química por EDS (b) e difratograma de raios X (c).



Fonte: elaborado pelo autor.

A TABELA 5.1 apresenta a média de sete medições de microdureza Vickers (500 gf, 20 s) realizadas no topo da superfície de substratos de aço ABNT H13, nos estados conforme recebido e temperado e revenido. O resultado de $214,3 \pm 2,4 \text{ HV}_{0,5}$ obtido para o aço ABNT H13, conforme recebido, está em conformidade com os dados do fabricante Villares Metals (VILLARES, 2006), que indica estado de fornecimento do aço VH13ISO recozido, com dureza

máxima de 207 HB [218 HV, aproximadamente (ASTM, 2012)], confirmando assim, o estado de fornecimento deste aço como recozido. A microdureza do substrato martensítico de aço ABNT H13 temperado e revenido apresentou valor médio de $524,3 \pm 4,1$ HV_{0,5}, indicando ganho de dureza de 2,5 vezes aproximadamente, do substrato martensítico em relação ao perlítico/ferrítico, aço ABNT H13 recozido.

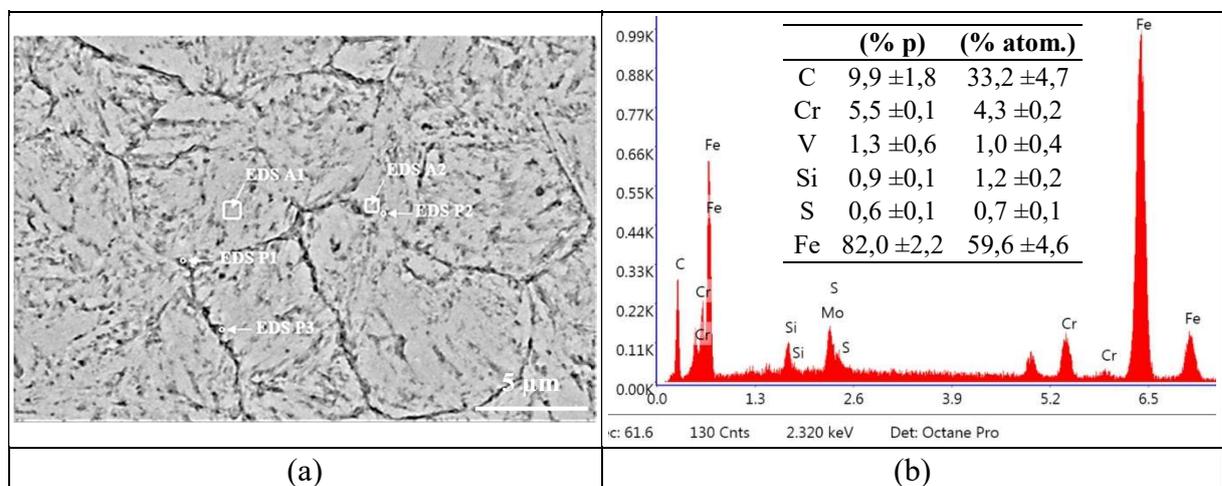
TABELA 5.1 - Microdureza Vickers no topo da superfície de amostras ABNT H13

Substrato	HV _{0,5}	I.C. de 95 %
ABNT H13 conforme recebido	214,3 ±2,4	[212-216 HV _{0,5}]
ABNT H13 temperado e revenido	524,3 ±4,1	[520-529 HV _{0,5}]

Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 5.2 apresenta dados de seção transversal de amostra de aço ABNT H13 temperada e revenida, sendo: imagem da microestrutura por MEV realizada com elétrons retroespalhados (BSE) mostrada na FIGURA 5.2(a) e a respectiva composição química realizada em cinco regiões diferentes da imagem e com o espectro por EDS na FIGURA 5.2(b). Ataque com reagente Nital 2 %. A FIGURA 5.2(a) mostra a microestrutura típica do aço ABNT H13 temperado e revenido, com formação de carbonetos em uma matriz de martensita revenida, indicando classificação do tamanho de grão austenítico G10 (ASTM, 2013), conforme a literatura e corroborando os dados de Roberts, Krauss e Kennedy (1998) que reportam para o aço ferramenta ABNT H13, em temperatura de austenitização de 1020 °C e tempo de permanência de 30 min, tamanho de grão ASTM G10, aproximadamente.

FIGURA 5.2 - Microestrutura por MEV de amostra de aço ABNT H13 temperado e revenido (a) e respectiva composição química e espectro por EDS (b).



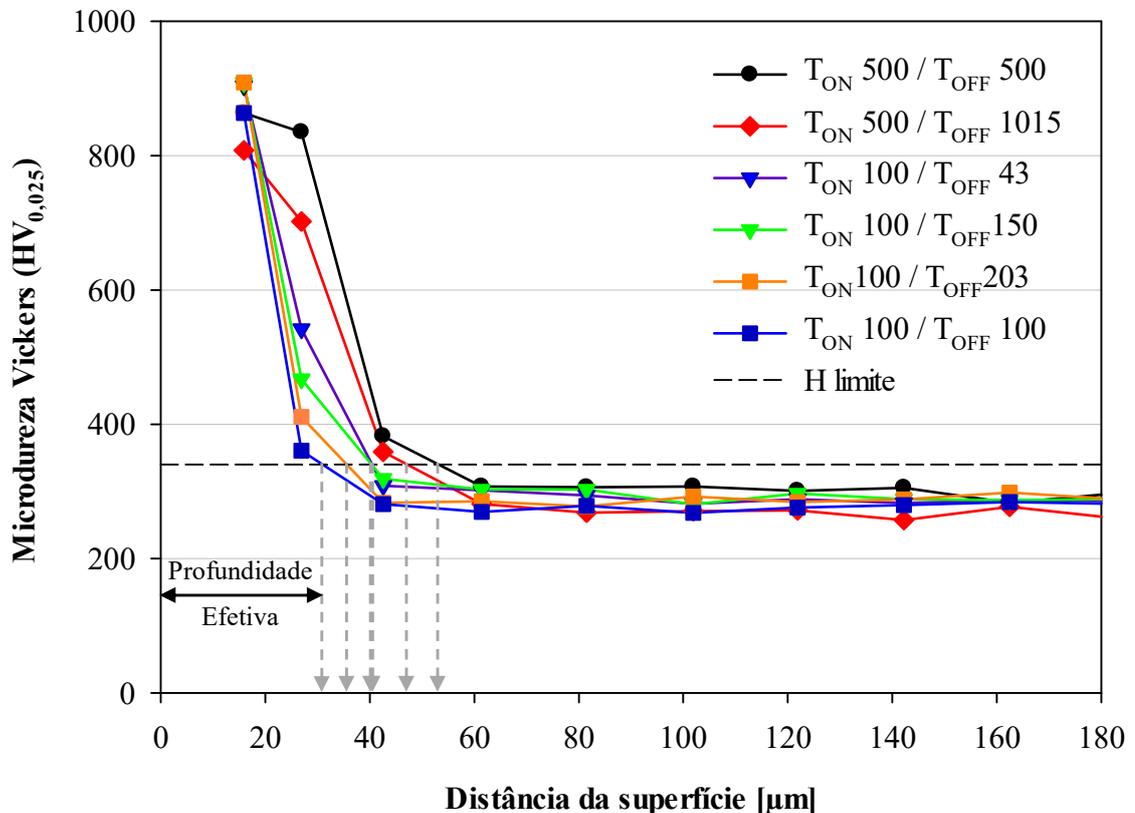
Fonte: elaborado pelo autor.

5.2 Influência dos parâmetros operacionais de MS-EDM estudados na EDM 200 NC

Foram estudados seis conjuntos de parâmetros na máquina EDM 200 NC série L, com o objetivo de avaliar e selecionar aquele favorável à formação de camadas de refundida (CR) e de afetada pelo calor (CAC) mais uniformes e profundas (H_{limite}). Para isso, foi realizado medição de microdureza Vickers (25 gf, 20 s) em três perfis de cada amostra, e foi determinada a dureza real do núcleo por meio da média de quatorze medições mais profundas, em relação à superfície, obtidas do respectivo perfil de microdureza.

A FIGURA 5.3 apresenta o perfil de microdureza Vickers (25 gf, 20 s) em função da profundidade (H_{limite}), com impressões do penetrador realizadas da superfície em direção ao substrato de seção transversal de amostras de aço ABNT H13. Foram utilizadas as condições de processo de modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM), com: eletrodo de cobre eletrolítico, fluido dielétrico composto por uma solução de ureia em água deionizada na concentração de 30 g.L^{-1} , tempos de duração (T_{ON}) e de intervalo do pulso (T_{OFF}), para desbaste indicados, e demais parâmetros conforme mostrado na TABELA 4.3.

FIGURA 5.3 - Perfil de microdureza Vickers de amostras ABNT H13 tratadas por MS-EDM com diferentes duração do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}) e profundidade efetiva de dureza após a nitretação.



Fonte: elaborado pelo autor.

Ao analisar as medidas de microdureza, no sentido superfície-núcleo, nota-se inicialmente, alto valor de dureza, a qual se refere à camada refundida. Este valor decresce rapidamente, indicando a região de transição entre a camada refundida, afetada pelo calor e do material base (substrato). Para distâncias maiores da superfície, a partir de 42,5 μm , o decréscimo de dureza das amostras não é tão acentuado, indicando que atingiu o substrato, para quase todas as amostras, exceto para as amostras com T_{ON} de 500 μs , para as quais a configuração de testes MS-EDM foi mais favorável para camadas mais espessas. Nota-se que os valores de dureza estabilizaram em torno de 285 $\text{HV}_{0,025}$, em média. Assim, considerou-se a dureza limite (H limite), relativa à profundidade da camada nitretada, de 340 $\text{HV}_{0,025}$, conforme os critérios definidos pelas normas DIN (1979) e ISO (2016). As profundidades relativas a este valor de dureza encontram-se na TABELA 5.2, indicando a espessura da camada obtida após o tratamento de MS-EDM.

A TABELA 5.2 apresenta a profundidade efetiva da dureza após a modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM), para cada condição de amostra (I a VI), calculada por meio da interpolação das médias de três perfis de microdureza Vickers, referente a cada conjunto de parâmetro avaliado, com as diferentes sequências de combinações do tempo de duração do pulso (T_{ON}) e tempo de intervalo do pulso (T_{OFF}), estudados nesta etapa do trabalho e que foram mostrados anteriormente na TABELA 4.3.

TABELA 5.2 - Profundidade de dureza para diferentes T_{ON} e T_{OFF}

Fator variável (amostra)	I	II	III	IV	V	VI
Operação de desbaste						
Duração do pulso, T_{ON} [μs]	100	100	100	100	500	500
Intervalo do pulso, T_{OFF} [μs]	43	100	150	203	500	1015
Operação de acabamento						
Duração do pulso, T_{ON} [μs]	10	10	10	10	50	50
Intervalo do pulso, T_{OFF} [μs]	4	10	15	20	50	102
Profundidade nitretada [μm] à H limite de 340 $\text{HV}_{0,025}$ ¹	40,4 \pm 3,8	31,0 \pm 4,6	40,3 \pm 1,7	35,6 \pm 0,6	53,2 \pm 5,5	47,2 \pm 1,4

¹ H limite = dureza limite [(dureza real do núcleo + 50) HV (arredondado para 10 HV)].

Fonte: elaborado pelo autor.

Nota-se que a profundidade de dureza manteve-se similar para as condições de MS-EDM com ureia em água deionizada (30 g.L^{-1}) com T_{ON} de 100 μs , assim como para T_{ON} de 500 μs . Observa-se também maior profundidade de dureza utilizando parâmetro T_{ON} de 500 μs . Esta maior profundidade justifica e corrobora os dados de outros pesquisadores (GUU et al., 2003; KLOCKE et al., 2016; REBELO et al., 1998; STAMBEKOVA; LIN; UAN, 2012) que

observaram quanto mais elevada é a energia de descarga ($\approx U_e \times I_e \times T_{ON}$), resulta em camadas refundidas (CR) e afetadas pelo calor (CAC) mais espessas. Assim, maior quantidade de metal se funde e solidifica na superfície, e conseqüentemente, formam maior espessura de camada afetada pelo calor (CAC), sendo uma relação diretamente proporcional entre a espessura da CAC e o tempo de duração do pulso (T_{ON}), ou seja, quanto maior T_{ON} , maior a espessura da CAC (KLOCKE et al., 2016). Assim, foi obtido a maior profundidade efetiva de dureza de 53,2 μm (à H limite de 340 $\text{HV}_{0,025}$) quando utilizou-se $T_{ON} 500 / T_{OFF} 500 \mu\text{s}$, enquanto a configuração de testes de 500/1015 μs , resultou na profundidade efetiva de dureza de 47,2 μm .

A TABELA 5.3 apresenta a análise de variância (ANOVA) para a variável resposta profundidade de camada nitretada. Nota-se que o fator amostra, representado pelas diferentes durações do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}), apresentou valor de probabilidade (valor- P) de 0,000. Valor este menor que o nível de significância considerado de 5 % ($\alpha = 0,05$). Assim, verifica-se a influência do fator estudado na variável resposta, profundidade nitretada.

TABELA 5.3 - Análise de variância (ANOVA) para a espessura da camada endurecida

Fonte	GL	SQ Seq.	Contribuição [%]	Valor-F	Valor-P
Amostra	5	1297,0	90,2	22,0	0,000
Erro	12	141,1	9,8		
Total	17	1438,2	100,0		
R²	90,2 %				

Fonte: elaborado pelo autor.

$H_0: \beta_1 = 0$

$H_1: \beta_1 \neq 0$

Como o valor- P é igual à zero, rejeita-se a hipótese H_0 , ao nível de significância de 5 %. Sendo assim, conclui-se que há uma relação linear entre as variáveis x (amostras com diferentes parâmetros T_{ON} e T_{OFF}) e y (profundidade nitretada), evidenciado pelo teste de Tukey realizado (TABELA 5.4), com o objetivo de identificar se houve diferença significativa entre as médias obtidas para cada conjunto de parâmetro estudado. Nota-se na TABELA 5.4 que os níveis utilizados para o fator amostra, apresentaram médias significativamente diferentes entre si para a variável resposta profundidade nitretada média, com base na dureza limite (H limite) de 340 HV, uma vez que ambas as médias não compartilharam uma letra. O grupo A contém as amostras do tratamento MS-EDM com tempo de duração do pulso (T_{ON}) de 500 μs , enquanto o grupo B contém as amostras do tratamento de MS-EDM com T_{ON} de 100 μs .

TABELA 5.4 - Teste de Tukey para a espessura da camada endurecida (IC de 95 %).

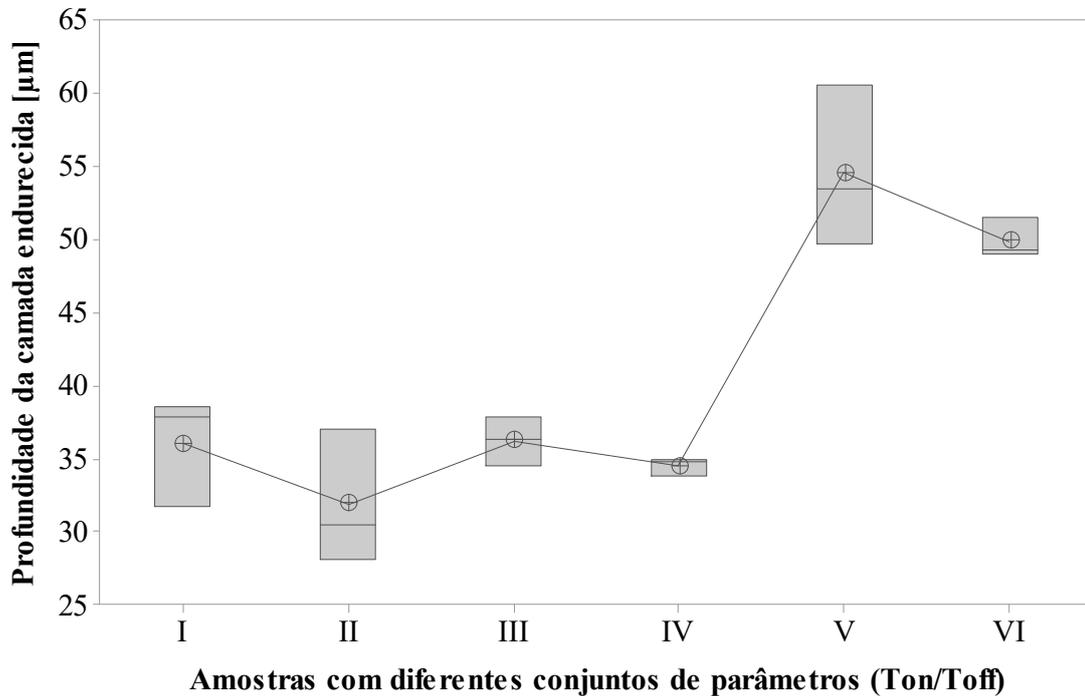
Conjunto de parâmetros	Parâmetro T_{ON} / T_{OFF}		Espessura da camada endurecida após nitretação [μm]
	Desbaste	Acabamento	
V	500/500	50/50	53,2 ^a \pm 5,5
VI	500/1015	50/102	47,2 ^a \pm 1,4
III	100/150	10/15	40,3 ^b \pm 1,7
I	100/43	10/4	40,4 ^b \pm 3,8
IV	100/203	10/20	35,6 ^b \pm 0,6
II	100/100	10/10	31,0 ^b \pm 4,6

Nota: as médias indicadas pela mesma letra (^a ou ^b) não diferiram estatisticamente pelo teste de Tukey ($p \leq 0,05$).

Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 5.4 apresenta o gráfico *boxplot* de profundidade da camada endurecida por MS-EDM em relação às amostras com diferentes conjuntos de parâmetros T_{ON}/T_{OFF} (I-100/43; II-100/100; III-100/150; IV-100/203; V-500/500 e VI- 500/1015). Observa-se que as amostras com parâmetro T_{ON} de 100 μs apresentaram menores valores médios de profundidade nitretada, enquanto as amostras com T_{ON}/T_{OFF} de 500/500 μs apresentaram maior profundidade efetiva média de dureza (53,2 μm), seguido do sistema 500/1015 μs (47,2 μm). Isso pode inferir à maior energia de descarga durante o processo de usinagem das amostras com T_{ON} de 500 μs . O menor valor de profundidade nitretada média das amostras com T_{ON}/T_{OFF} de 500/1015 μs em relação à 500/500 μs se justifica uma vez que durante o processamento das amostras com maior T_{OFF} (1015 μs) notou-se que houve curtos circuitos e instabilidade, corroborando os dados de Chound e Pawar (2014) que afirmam que valor mais alto da energia de descarga, com uma combinação inadequada de T_{ON} , corrente nominal da descarga elétrica (I_p) e ciclo de trabalho (D_T), que está relacionado com T_{OFF} , podem causar curto circuito ou instabilidade. Sendo assim, apesar dos valores de profundidade nitretada para as amostras com parâmetro T_{ON}/T_{OFF} de 500/500 μs e 500/1015 μs , serem estatisticamente iguais, selecionou-se o conjunto de parâmetro T_{ON}/T_{OFF} de 500/500 μs como o mais apropriado, dentre os parâmetros estudados, para produzir maior profundidade de camada do MS-EDM com solução de ureia em água deionizada como fluido dielétrico na concentração de 30 g.L^{-1} .

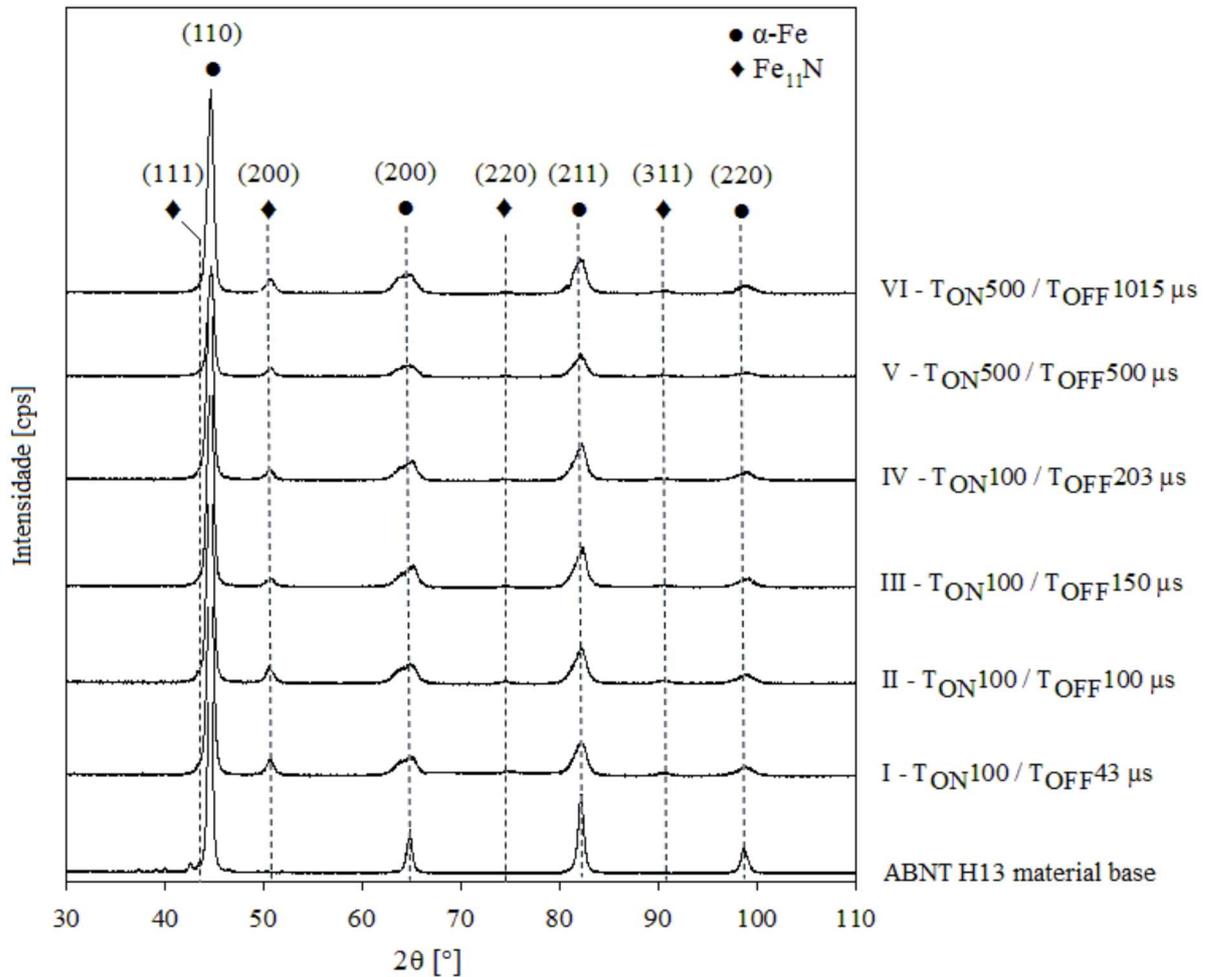
FIGURA 5.4 - Boxplot de profundidade da camada endurecida por MS-EDM para amostras com diferentes parâmetros T_{ON}/T_{OFF} : I-100/43; II-100/100; III-100/150; IV-100/203; V-500/500 e VI- 500/1015.



Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 5.5 apresenta o difratograma de raios X, configuração θ - 2θ , realizado em amostras nitradas por descargas elétricas com diferentes duração do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}) comparados com o substrato de aço ABNT H13. Houve redução de intensidade dos picos, com 2θ de $44,6^\circ$, $64,7^\circ$, $82,1^\circ$ e $98,6^\circ$ (α -Fe), para as amostras tratadas por MS-EDM em relação ao material base ABNT H13, a qual pode ser explicada pelo aumento de dureza da superfície das amostras tratadas. Nota-se também o surgimento de novas fases, para as amostras com tratamento de MS-EDM, em $50,6^\circ$; $74,7^\circ$ e $90,4^\circ$ (2θ). Observa-se similaridade de intensidade de picos em todas as amostras de MS-EDM analisadas neste difratograma. O surgimento do nitreto de ferro, $Fe_{11}N$, originado da fase $FeN_{0,0950}$ (JACK, 1951), justifica o aumento de dureza ocorrido na superfície e subsuperfície das amostras após o tratamento de MS-EDM, utilizando como fluido dielétrico uma solução de ureia em água deionizada na concentração de 30 g.L^{-1} .

FIGURA 5.5 - Difratoograma de raios X em amostras com substrato de aço ABNT H13 e após o MS-EDM com diferentes duração do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}).



Fonte: elaborado pelo autor.

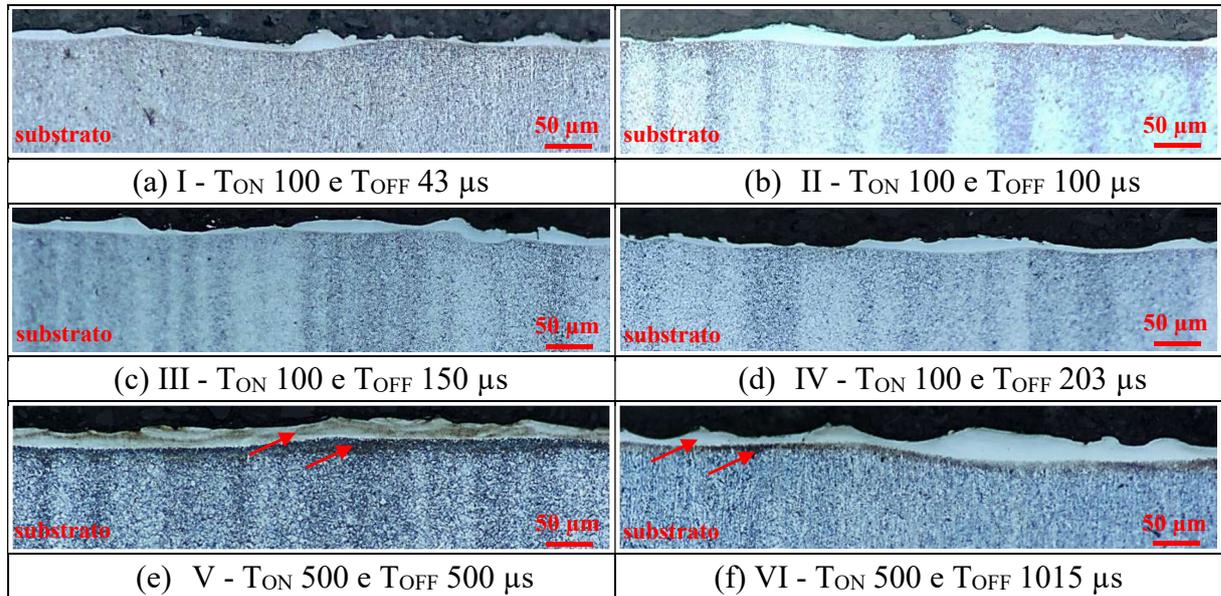
Para caracterizar as camadas produzidas após o MS-EDM foram realizadas análises por microscopia óptica e medição de microdureza Vickers nestas camadas. A FIGURA 5.6 mostra imagens da seção transversal de amostras de aço ABNT H13, após a modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica (MS-EDM) realizado na EDM 200 NC série L adaptada, utilizando como fluido dielétrico uma solução de ureia em água deionizada na concentração de 30 g.L^{-1} , eletrodo ferramenta de cobre eletrolítico e diferentes duração do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}), conforme indicados. Ataque químico com reagente Nital 2 %.

A análise das imagens demonstrou a existência de uma camada de cor mais clara próximo a superfície e de uma segunda camada mais escura logo abaixo desta, conforme indicado especialmente nas FIGURAS 5.6(e, f). Essas regiões foram formadas durante o tratamento de MS-EDM e representam a camada refundida (CR) e a camada afetada pelo calor (CAC),

respectivamente, onde o nitrogênio é encontrado em solução sólida e na forma de nitretos. As FIGURAS 5.8(a, b, c, d) mostram a formação de CR e CAC com espessura mais irregular em relação às apresentadas nas FIGURAS 5.8(e, f). Nota-se também a presença de algumas irregularidades mais acentuadas de material refundido na superfície de todas as amostras, exceto para a amostra com T_{ON}/T_{OFF} de 500 μ s (FIGURA 5.6e), indicando que os parâmetros T_{ON} e T_{OFF} nesses outros casos, não foram adequados em atender ao objetivo proposto, de obter melhor uniformidade dessas camadas. A camada mais uniforme e espessa foi obtida com a utilização de T_{ON} e T_{OFF} de 500 μ s, evidenciado na FIGURA 5.6(e). Este resultado mostrou a contribuição da combinação de alto T_{ON} com alto T_{OFF} , para maior energia de descarga elétrica e tempo suficiente para limpeza apropriada da fenda de trabalho, consequentemente contribuiu para menor acúmulo irregular de material fundido sobre a superfície. O conjunto de T_{ON} de 500 μ s e T_{OFF} de 1015 μ s (FIGURA 5.6f) apresentou espessura da camada espessa, porém não uniforme, uma vez que apresentou irregularidades, com regiões mais espessas e outras mais finas. Isso pode inferir a curtos circuitos e instabilidade ocorridos durante o processo de MS-EDM destas amostras, uma vez que observou-se durante os testes de MS-EDM que a condição de distância entre eletrodo e a peça de trabalho tornou-se instável para valores de intervalo do pulso (T_{OFF}) superiores a 100 μ s, corroborando o trabalho de Chounde e Pawar (2014), que afirmam quanto maior o valor de corrente nominal da descarga elétrica (I_p), a condição de distância entre o eletrodo e a peça pode-se tornar instável com uma combinação imprópria de T_{ON} e ciclo de trabalho (D_T), este último relacionado pelo T_{OFF} . Como e quando a condição de descarga elétrica torna-se instável, é preciso reduzir o valor de I_p , sendo que a EDM 200 NC série L ajusta automaticamente à condição de trabalho. A corrente elétrica nominal, para desbaste, selecionada no painel de controle da EDM foi de 51,5 A, equivalente ao TS de 15.

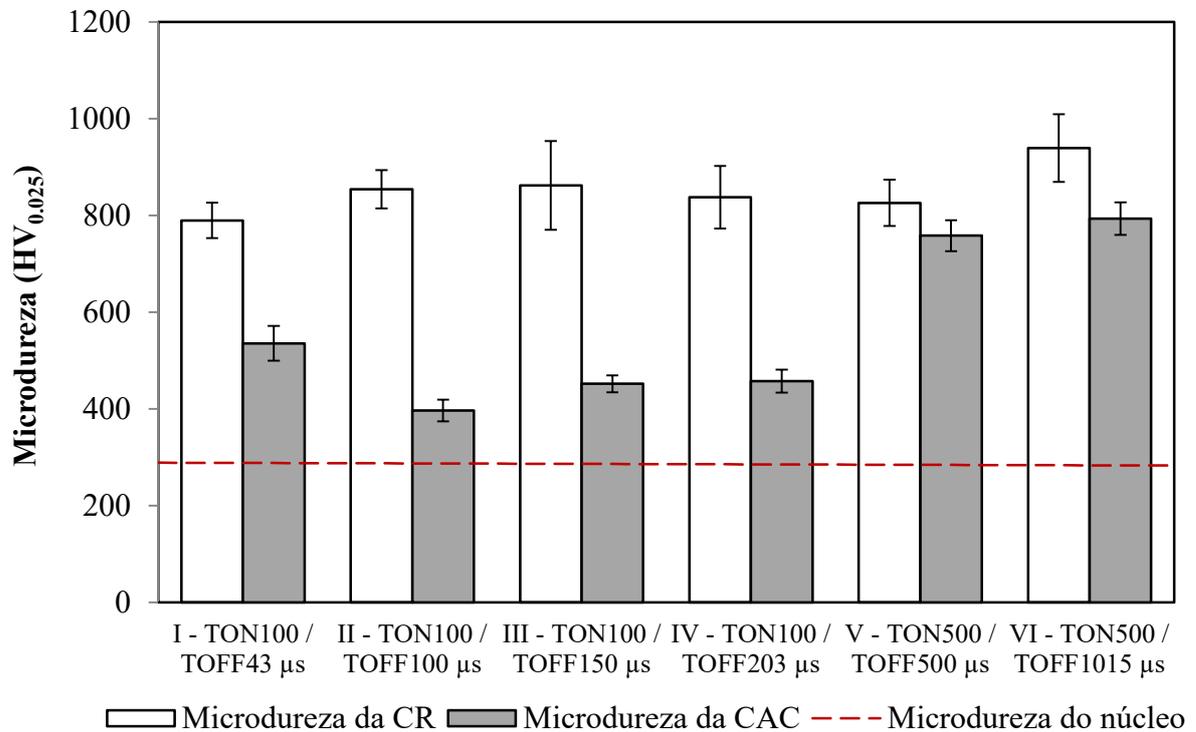
Nota-se ainda por meio das imagens realizadas que a região da camada afetada pelo calor (CAC) tem aspecto mais escuro do que o substrato ABNT H13, conforme mostrado especialmente nas FIGURAS 5.6(e, f). Isso pode ser atribuído à mudança de fases (p. ex.: $Fe_{11}N$), obtida após o tratamento de MS-EDM, conforme mostrado na FIGURA 5.5. Entretanto, os limites onde não há mais a formação da nova fase, não são bem estabelecidos e, por isso, utilizou-se o perfil de microdureza Vickers para determinar a profundidade efetiva da dureza após o tratamento de MS-EDM. Observa-se que reduzindo o tempo de ciclo (D_T), aumenta o intervalo do pulso (T_{OFF}), resultando em menor eficiência de usinagem, uma vez que reduz a remoção de material da peça de trabalho, conforme Chounde e Pawar (2014). Assim, não foi realizado neste trabalho testes com D_T menor do que 33 %.

FIGURA 5.6 - Imagens da seção transversal de amostras ABNT H13 após MS-EDM com diferentes duração do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}), indicados.



A FIGURA 5.7 mostra os resultados de dez medições de microdureza Vickers realizadas em cada seção transversal de amostras de aço ABNT H13 (I-VI) tratadas por MS-EDM com diferentes duração do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}), indicados. A microdureza do núcleo obtido para essas amostras foi de $285,7 \pm 2,4$ $HV_{0,025}$, conforme representado pela linha tracejada na FIGURA 5.7. Entretanto, o valor de microdureza médio das camadas CR e CAC obtido para as amostras (I-VI) é bem maior em relação à microdureza média obtida para o núcleo ABNT H13; a CR apresentou incremento de 298 % enquanto a CAC apresentou 198 % maior em relação à média de microdureza do núcleo ABNT H13. Além disso, comparando com o valor médio de dureza apresentado na literatura (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998) para o aço ABNT H13 temperado e revenido, corresponde aos seguintes incrementos de microdureza: 179 % maior para a CR e 119 % maior para a CAC, em relação ao valor médio reportado para o ABNT H13TR. Estes resultados indicam que o endurecimento superficial pode ser devido ao enriquecimento por nitretos no aço ABNT H13, usinado e nitretado simultaneamente pelo processo de MS-EDM. Em todas as situações analisadas, a microdureza da CR ficou maior em relação à da CAC e a microdureza da CAC ficou maior do que o núcleo ABNT H13, indicando que a concentração de nitrogênio é maior na superfície do que na subsuperfície do aço ABNT H13 após MS-EDM.

FIGURA 5.7 - Microdureza Vickers das camadas principais (CR e CAC) formadas após MS-EDM em aço ABNT H13, para o fator amostra representado por diferentes T_{ON} e T_{OFF} .



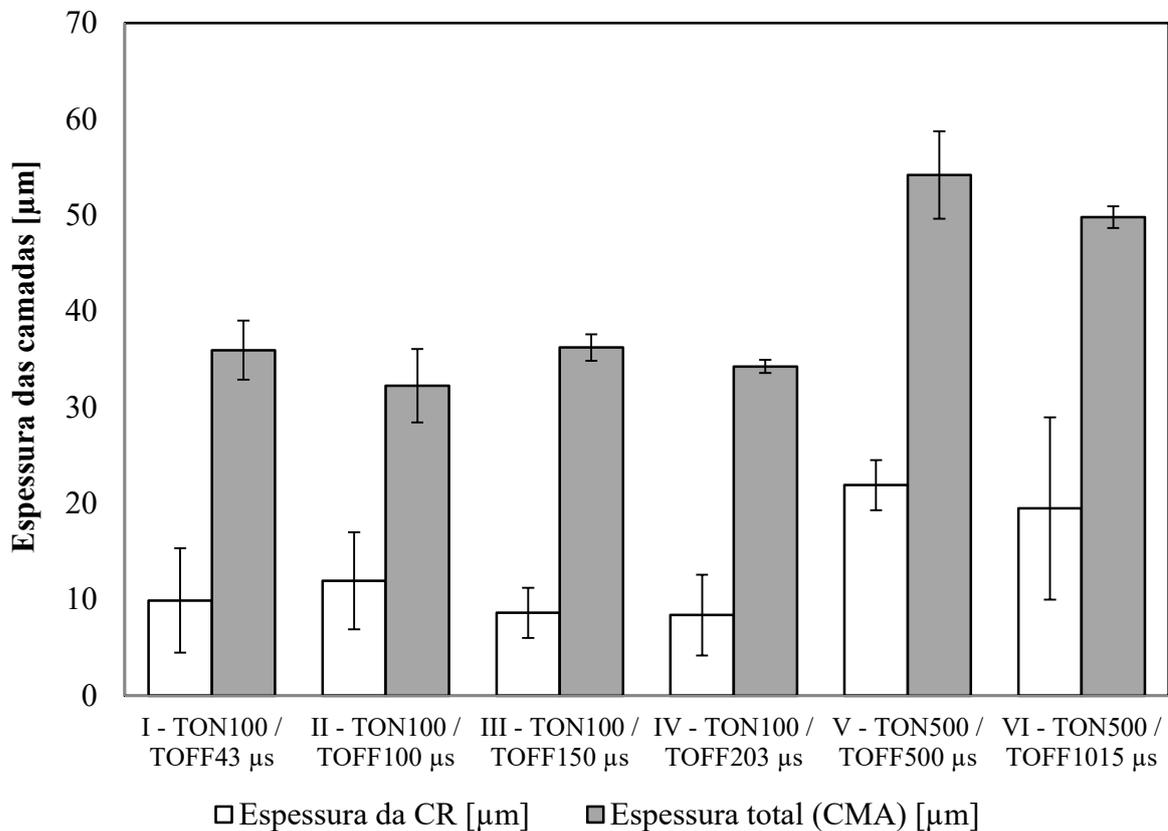
Fonte: elaborado pelo autor.

A espessura das camadas principais, formadas após o tratamento de MS-EDM, foi medida em 20 regiões, para cada fator amostra, e o valor médio encontrado está apresentado na FIGURA 5.8. Análise realizada por microscopia óptica, para a camada refundida (CR) e a camada total (camada de metal alterada - CMA), para o fator amostra, representado por diferentes durações do pulso (T_{ON}) e intervalo do pulso (T_{OFF}), indicados para a operação de desbaste.

Observa-se que, conforme discutido anteriormente, as amostras com parâmetro T_{ON}/T_{OFF} de 500/500 μs e 500/1015 μs, apresentaram as maiores espessuras de camada, dentre as estudadas nesta fase do trabalho. E, de acordo com ASM Handbook (1992a), maiores profundidades de nitretação aumentam a resistência ao desgaste, pois, permitem que a alta resistência ao desgaste inicial à abrasão, seja mantida por mais tempo, aumentando assim a vida do componente, comportamento este, essencial para aplicações dos aços ferramentas submetidos ao desgaste por abrasão. Além de comportamento semelhante ao estresse por fadiga da superfície, uma vez que, o aumento da profundidade da nitretação, permite pressões superficiais mais altas e, resistência constante ao desgaste. Justificando assim, a seleção do parâmetro T_{ON}/T_{OFF} de 500/500 μs, pois, a maior espessura total (CMA) média, foi obtida com este parâmetro. Além da condição de trabalho ter sido mais estável em relação à condição com parâmetro 500/1015

μs , que apresentou curtos circuitos e instabilidade, durante o tratamento de MS-EDM, com solução de ureia em água deionizada como fluido dielétrico na concentração de 30 g.L^{-1} .

FIGURA 5.8 - Espessura das camadas refundida (CR) e total (CMA), formadas após MS-EDM em aço ABNT H13, para o fator amostra representado por diferentes T_{ON} e T_{OFF} .



Fonte: elaborado pelo autor.

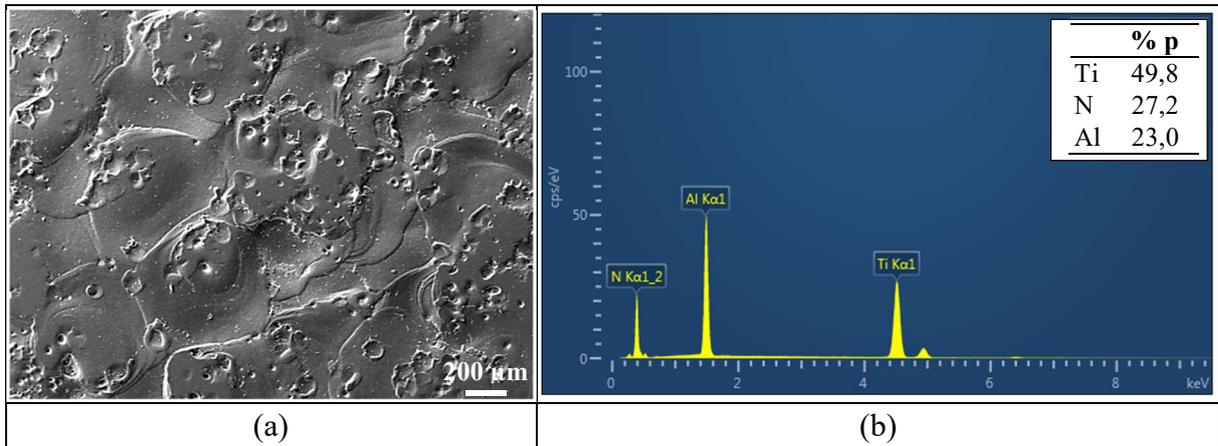
5.3 Influência dos diferentes sistemas produzidos na adesão de revestimento TiAlN PVD, nas fases formadas e na resistência mecânica

Os sistemas estudados foram ensaiados e caracterizados com o objetivo principal de verificar o comportamento de adesão do revestimento de TiAlN PVD, o coeficiente de atrito, a resistência ao desgaste por deslizamento de pino sobre disco, e por abrasão em microescala. A seguir estão apresentados os resultados obtidos nesta etapa do trabalho.

5.3.1 Caracterização do revestimento de TiAlN PVD

A composição elementar ternária semiquantitativa do revestimento de TiAlN PVD, depositado em amostras com substrato de aço ABNT H13, foi avaliada por meio de MEV/EDS realizado na superfície revestida (FIGURA 5.9).

FIGURA 5.9 - Análise de amostra revestida com TiAlN PVD (a) Imagem MEV com a topografia da superfície, e; (b) espectros EDS da superfície de uma das amostras.



Fonte: elaborado pelo autor.

A análise por MEV/EDS realizada em quatro amostras revestidas com TiAlN está apresentada na TABELA 5.5, a qual foi realizada em toda a região da superfície das amostras, conforme representado na FIGURA 5.9(a). Os resultados indicaram que o revestimento é um composto ternário de $49,9 \pm 0,1$ % de Ti, $23,1 \pm 0,2$ % de Al e $27,1 \pm 0,2$ % de N. Devido ao fato da porcentagem de N não poder ser usada como quantificação precisa, assim, a estequiometria do revestimento correta é $(Ti_{0,7}Al_{0,3})_xN_y$, considerando apenas a razão Ti:Al, que foram os alvos principais utilizados no tratamento de PVD. Corroborando as análises de Rodríguez-Baracaldo et al. (2007) e Suzuki; Moore; Torres (2007) que também aplicaram o revestimento TiAlN BALINIT® FUTURA NANO, utilizando o processo PVD com evaporação por arco, comercial Balzers.

TABELA 5.5 - Estequiometria do revestimento TiAlN por EDS (% p)

Amostra	Ti _(1-x-y)	Al _(x)	N _(y)
1	49,8	23,0	27,2
2	50,1	23,2	26,8
3	49,9	22,8	27,3
4	49,8	23,2	27,0
Média:	49,9 ±0,1	23,1 ±0,2	27,1 ±0,2

Fonte: elaborado pelo autor.

Foi avaliada a espessura da camada de revestimento TiAlN PVD, por fluorescência de raios X, realizada em seis amostras e com cinco medições em cada, resultando em espessura média do revestimento de $3,15 \pm 0,89$ µm (TABELA 5.6). Os sistemas C, D, G e H, estão representados

pelas amostras de 1 a 4, cuja espessura média do revestimento é de $2,55 \pm 0,23 \mu\text{m}$. O sistema I está representado pelas amostras 5 e 6, cuja espessura média da camada TiAlN obtida é de $4,35 \pm 0,15 \mu\text{m}$.

TABELA 5.6 - Espessura do revestimento de TiAlN PVD por fluorescência de raios X

Amostra	Medições [μm]					Média [μm]
	1	2	3	4	5	
1	2,44	2,45	2,54	2,93	2,73	$2,62 \pm 0,21$
2	2,56	2,81	2,51	2,54	2,96	$2,68 \pm 0,20$
3	2,45	2,6	2,61	2,45	2,73	$2,57 \pm 0,12$
4	2,7	2,17	2,12	2,12	2,6	$2,34 \pm 0,28$
5	4,22	4,51	4,03	4,3	4,37	$4,29 \pm 0,18$
6	4,23	4,44	4,45	4,52	4,43	$4,41 \pm 0,11$
Média						$3,15 \pm 0,89$

Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 5.10 apresenta imagens por MEV com a topografia das amostras e sistemas estudados e a respectiva seção transversal. As amostras A (aço ABNT H13 recozido, conforme recebido) e (aço ABNT H13 temperado e revenido), têm microestruturas homogêneas FIGURA 5.10(a). As FIGURAS 5.10(b, f) mostram os sistemas B e F com a camada de metal alterada (CMA) no topo, que foram processados por MS-EDM. As FIGURAS 5.10(c), 5.10(d), 5.10(g), 5.10(h) e 5.10(i), indicam a presença de uma fina camada de TiAlN depositada na superfície do aço ABNT H13 nitretado por MS-EDM.

FIGURA 5.10 - Imagens por MEV das amostras e sistemas estudados: topo da superfície (1ª coluna) e perfil transversal (2ª coluna).

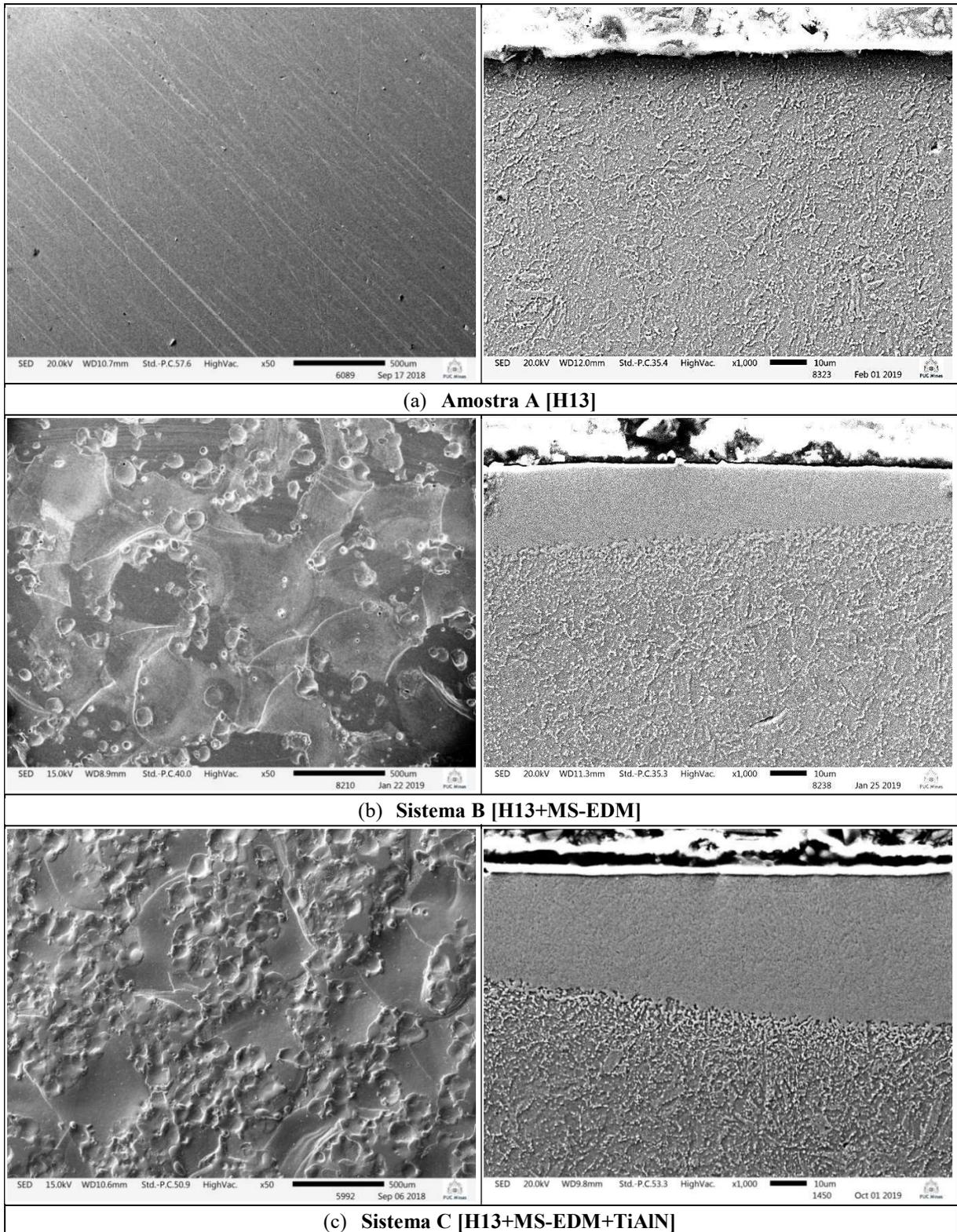
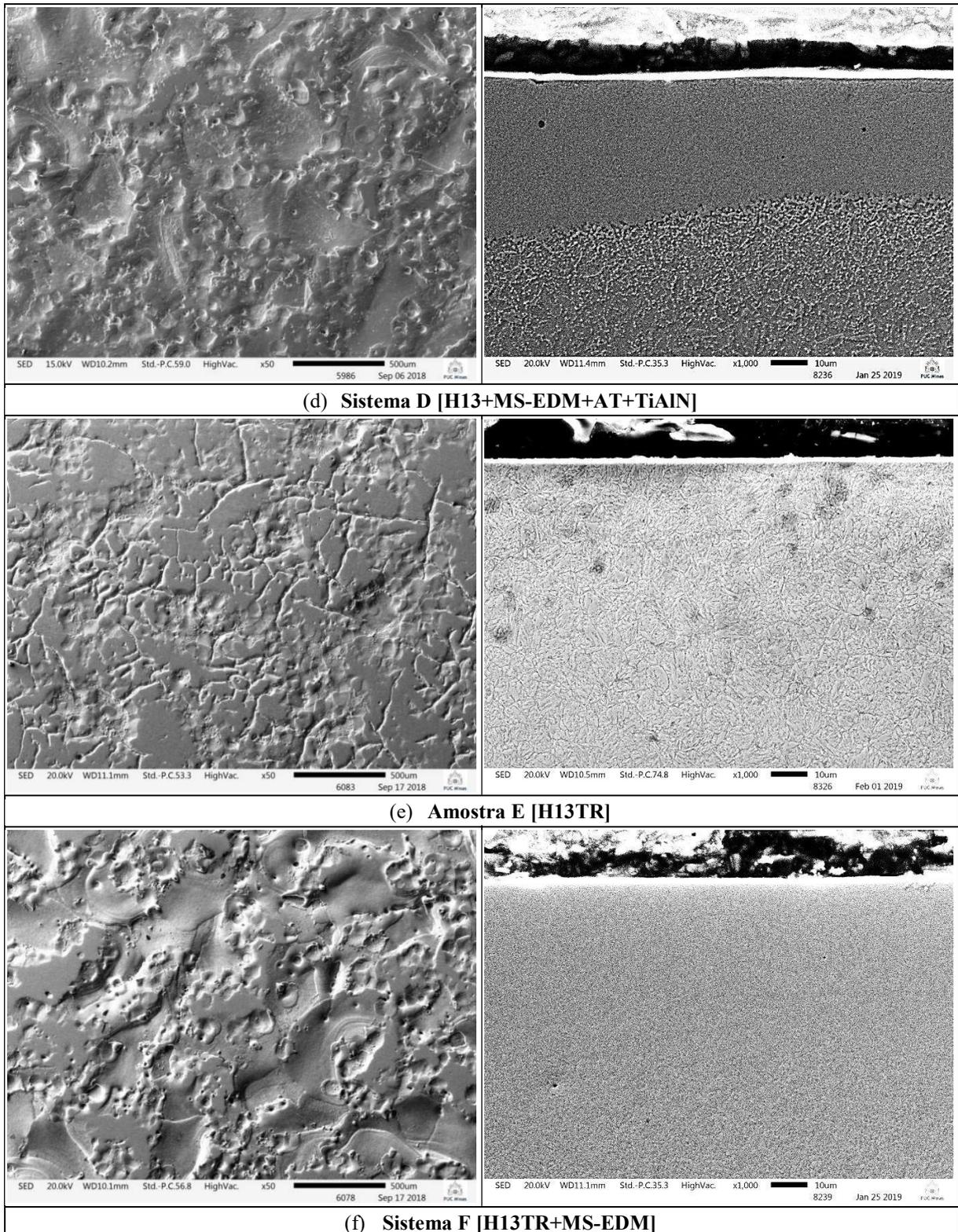
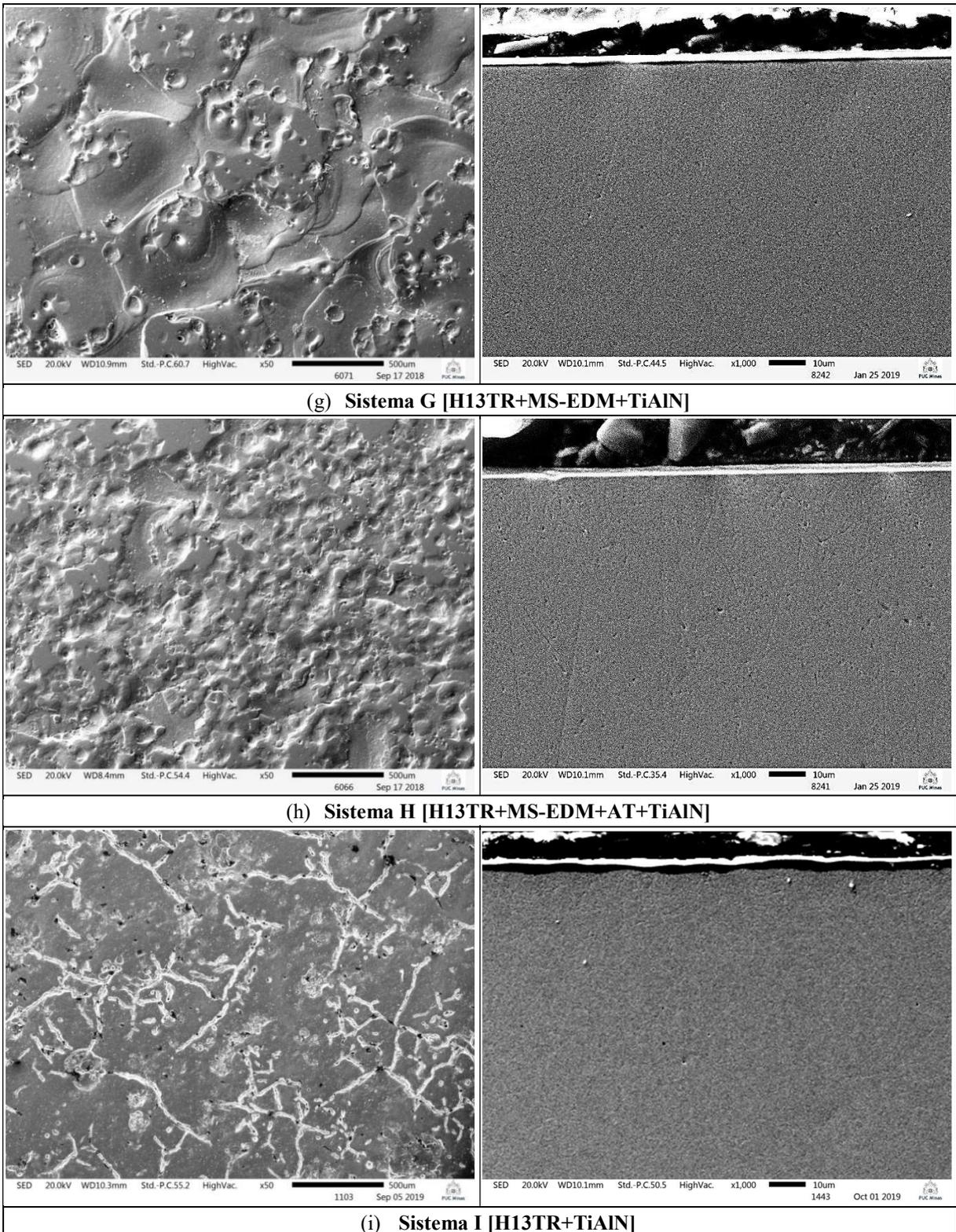


FIGURA 5.10 - (Continuação) Imagens por MEV das amostras e sistemas estudados: topo da superfície (1ª coluna) e perfil transversal (2ª coluna).



Fonte: elaborado pelo autor.

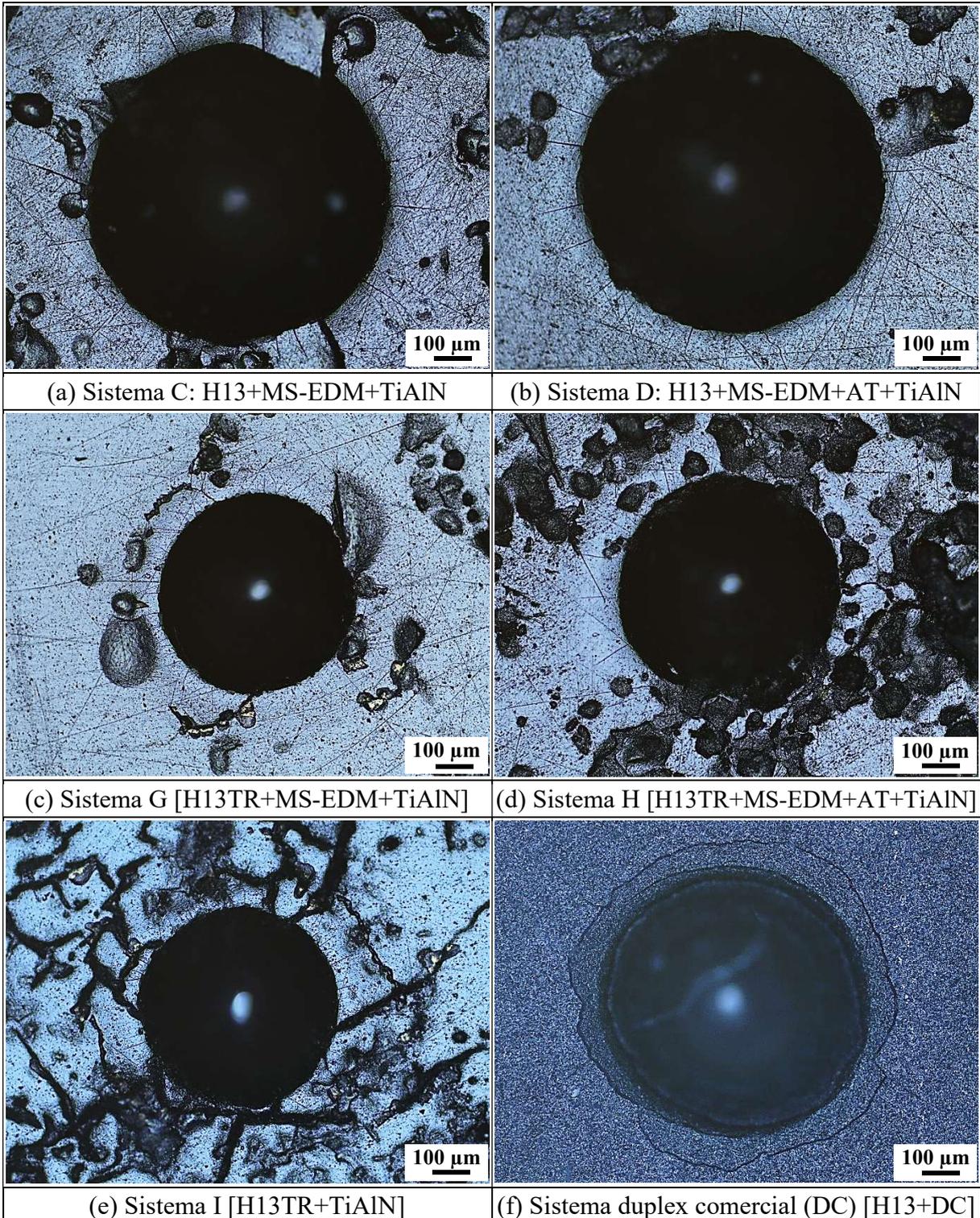
FIGURA 5.10 - (Continuação) Imagens por MEV das amostras e sistemas estudados: topo da superfície (1ª coluna) e perfil transversal (2ª coluna).



O comportamento de adesão do revestimento de TiAlN PVD ao substrato de aço ABNT H13 nitretado após a realização do ensaio de dureza Rockwell C foi avaliado de modo qualitativo

por meio de imagens de microscopia óptica (FIGURA 5.11). As amostras A, E e os sistemas B, F não foram mostrados porque não foram revestidos. O revestimento de TiAlN PVD apresentou adesão suficiente para todos os sistemas estudados, quando comparados com os padrões estabelecidos pela norma VDI 3198 (FIGURA 4.7), uma vez que não foram identificados deslocamento e trincas significativas do revestimento. Apenas algumas microfissuras radiais à impressão do penetrador Rockwell C foram encontradas, indicando falhas aceitáveis e adesão suficiente. Isso pode ser explicado, de acordo com Podgornik (2001), que o titânio possui forte afinidade com o nitrogênio e, portanto, o nitrogênio no substrato nitretado pode reagir com o Ti formando uma intercamada de TiN, o que contribui quimicamente para melhorar a adesão entre o substrato e o revestimento duro. Os revestimentos dos sistemas C, D, G e H, respectivamente, FIGURA 5.11(a, b, c, d) foram classificados com nível de falha HF1 e o sistema I, FIGURA 5.11(e), com nível HF2 (VDI, 1992 *apud* VIDAKIS; ANTONIADIS; BILALIS, 2003). De acordo com os padrões HF1 e HF2, a maioria dos modos de falhas é coesa (ISO, 2008b; TORRES et al., 2010), indicando assim que houve adesão interfacial adequada, devido à alta capacidade de suportar carga dos substratos nitretados por MS-EDM (C, D, G, H) e temperado e revenido (I). Com o intuito de comparação da adesão do revestimento, foi avaliado também o sistema de tratamento duplex comercial (BALZERS, [s.d.]), padrão Oerlikon Balzers (FIGURA 5.11f), o qual foi aplicado em aço ABNT H13 recozido. Esse sistema é composto de tratamento prévio de nitretação convencional e subsequente revestimento de TiAlN PVD, que apresentou microtrincas mais evidentes, tanto circunferenciais quanto radiais, em relação aos demais sistemas estudados neste trabalho. Isso indica que os sistemas estudados propiciaram maior suporte de carga ao revestimento de TiAlN PVD, em relação ao tratamento duplex comercial aplicado no aço ABNT H13, pois, um núcleo estruturado foi produzido nos sistemas, por meio dos tratamentos prévios de MS-EDM e têmpera e revenimento. Nota-se ainda que os sistemas com substrato temperado e revenido (FIGURA 5.11c, d, e) apresentaram menor diâmetro de impressão do penetrador HRC. Isso é explicado pela maior dureza do substrato desses sistemas em relação aos demais sistemas com substrato recozido (FIGURA 5.11a, b, f).

FIGURA 5.11 - Comportamento de adesão por teste Rockwell C em revestimento TiAlN PVD, aplicado nos sistemas estudados (a) à (e), comparados com o sistema duplex comercial, aplicado no aço ABNT H13 (f).



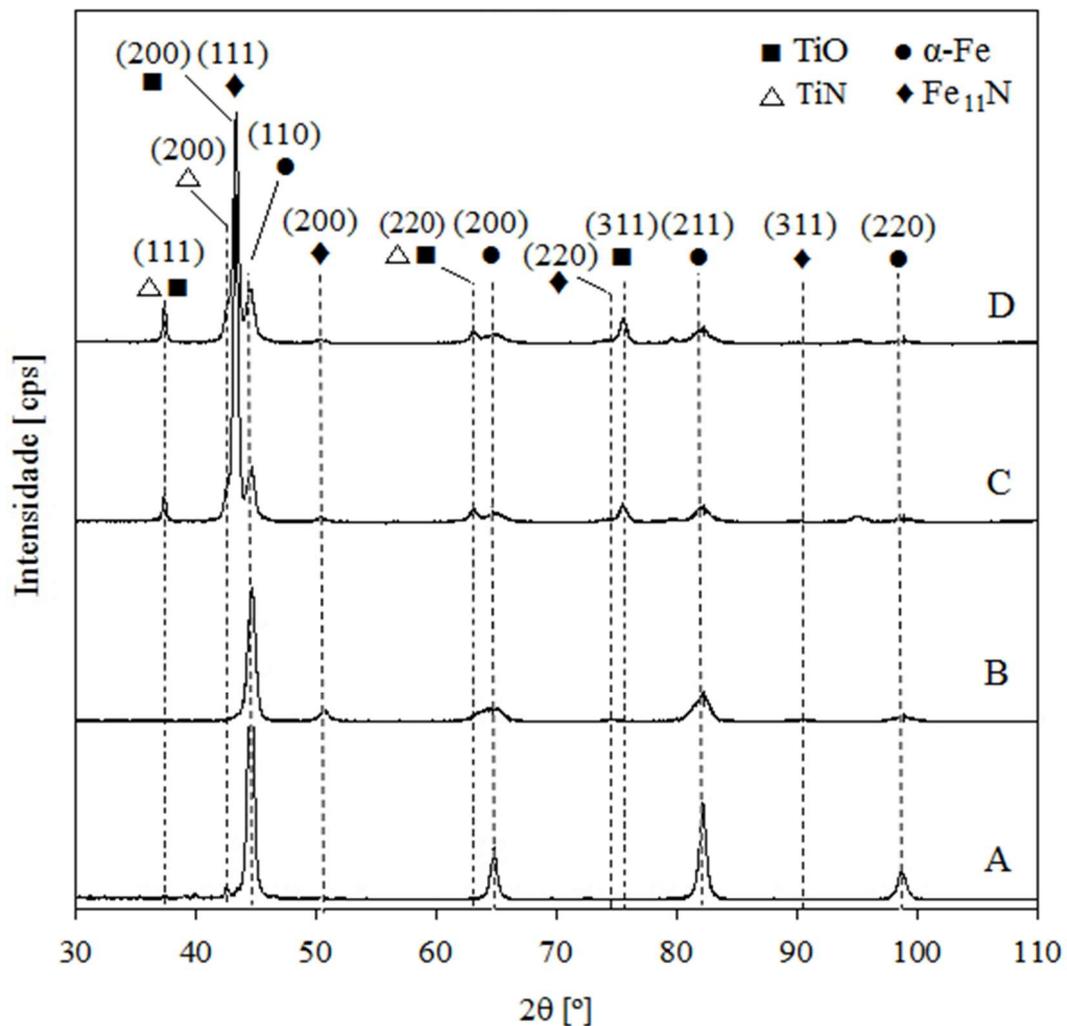
Fonte: elaborado pelo autor.

5.3.2 Identificação de fases por difração de raios X

A identificação das fases dos sistemas estudados, incluindo as fases formadas durante os tratamentos de modificação de superfície com usinagem por descarga elétrica, foi realizada por difração de raios X (DRX), utilizando radiação Cu-K α .

A FIGURA 5.12 apresenta o difratograma dos sistemas estudados A ao D. Para a amostra A, aço ABNT H13 conforme recebido (recozido), o qual foi usado como substrato e referência para os demais sistemas B ao D, foi identificado a fase α -Fe. Para os sistemas B, C, D, os quais foram tratados por MS-EDM com o uso de fluido dielétrico uma solução de ureia em água deionizada na concentração de 30 g.L⁻¹, foi identificado a nova fase Fe₁₁N, originada da fase FeN_{0,0950} (JACK, 1951). Além desta fase Fe₁₁N, foi identificado também, para os sistema híbridos (C e D), o óxido de titânio (TiO) e o nitreto de titânio (TiN).

FIGURA 5.12 - Difratograma da amostra A e dos sistemas B ao D, com substrato ABNT H13 recozido.

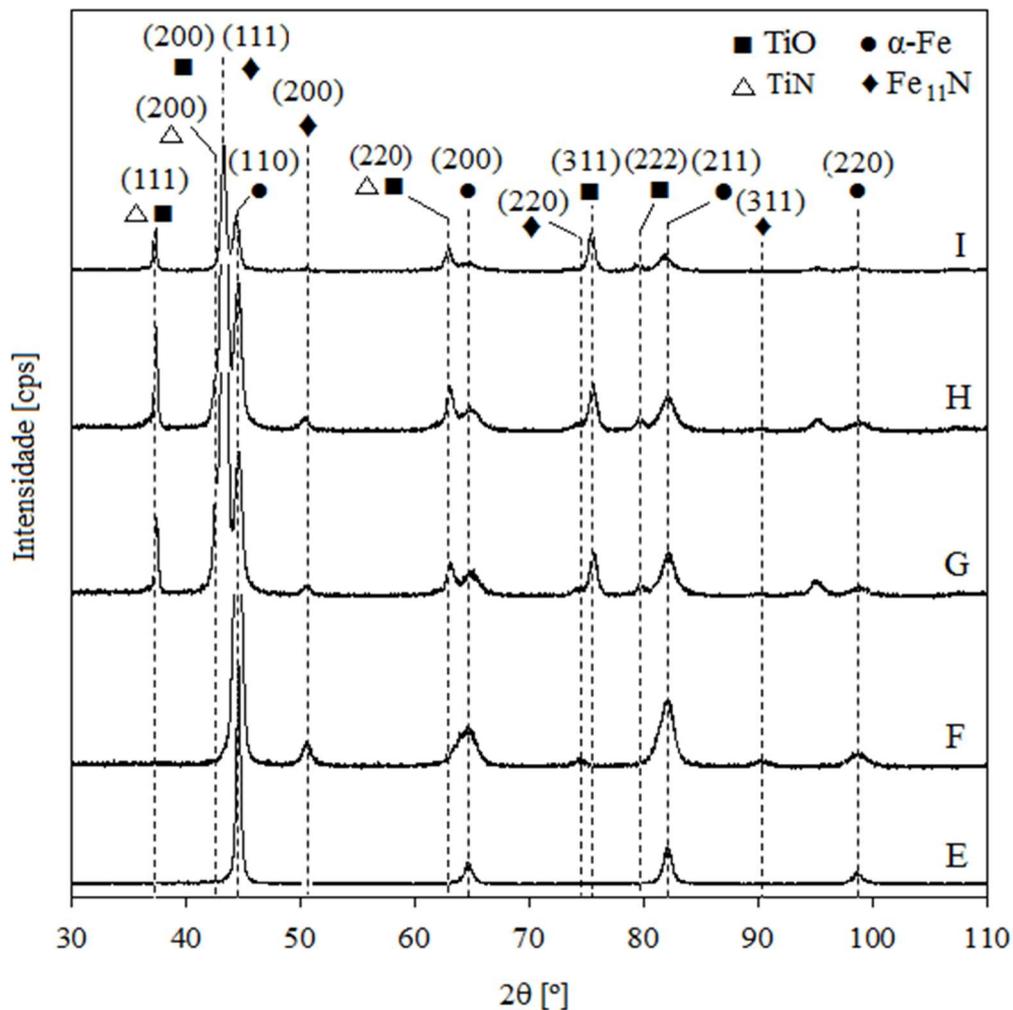


A [H13]; B [H13+MS-EDM]; C [H13+MS-EDM+TiAlN]; D [H13+MS-EDM+AT+TiAlN].

Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 5.13 apresenta o difratograma da amostra E e dos sistemas F a I. A amostra E refere ao aço ABNT H13 temperado e revenido, o qual foi considerado como substrato e referência para os demais sistemas (F ao I). A amostra E apresentou os picos mais intensos referentes ao α -Fe, a qual possui o microconstituente martensita revenida (fases ferrita + Fe_3C). As análises indicam a nova fase Fe_{11}N , originada da fase $\text{FeN}_{0,0950}$ (JACK, 1951), a qual foi obtida nos sistemas F, G, H, tratados por MS-EDM com o uso de solução de ureia em água deionizada (30 g.L^{-1}) como fluido dielétrico. Os sistemas revestidos com TiAlN PVD (G, H, I), apresentaram também as fases óxido de titânio (TiO) e nitreto de titânio (TiN). De acordo com Podgornik et al. (2001) o Ti tem forte afinidade com o N, e assim, no processo de deposição do filme, há uma reação inicial entre o Ti e o N, formando uma intercâmara de TiN , que melhora a adesão química entre o substrato nitretado e o filme duro (SUZUKI, 2007).

FIGURA 5.13 - Difratograma da amostra E e dos sistemas F ao I, com substrato ABNT H13 temperado e revenido.



E [H13TR]; F [H13TR+MS-EDM]; G [H13TR+MS-EDM+TiAlN]; H [H13TR+MS-EDM+AT+TiAlN]; I [H13TR+TiAlN].

Fonte: elaborado pelo autor.

Não foram identificadas as fases ε -Fe₂₋₃N e α'' -Fe₁₆N₂, que de acordo com alguns pesquisadores (KRAUSS, 2005; LEE et al., 2010) na camada superior, região mais externa da camada de compostos nitretada, é esperada predominância da fase ε -Fe₂₋₃N, uma vez que a concentração de nitrogênio nessa região tende a ser maior, seguida de um decréscimo gradual de nitrogênio até a fase γ' -Fe₄N, que predomina. Os autores afirmam que além dessas fases, na região de maiores profundidades de difusão, ou seja, próximo da interface com o substrato, onde se espera concentrações de nitrogênio ainda menores, é esperada a fase α'' -Fe₁₆N₂.

5.3.3 Ensaio de dureza

Os perfis médios de microdureza Vickers medidas em seção transversal de amostras e sistemas estudados neste trabalho estão apresentados na FIGURA 5.14. As barras de dispersão referem-se ao desvio padrão calculado a partir de três medições. As primeiras medições de dureza para as amostras A, E e sistemas B, F foram realizadas na seção transversal de cada amostra, atendendo aos critérios de distância mínima da superfície, conforme os critérios da ASTM E384-11 (ASTM, 2011). Para os sistemas que receberam o revestimento TiAlN PVD (C, D, G, H, I), as primeiras medições de dureza foram realizadas no topo da superfície, ou seja, distância de 0 μ m, e as medições subsequentes foram realizadas na seção transversal, da superfície em direção ao núcleo.

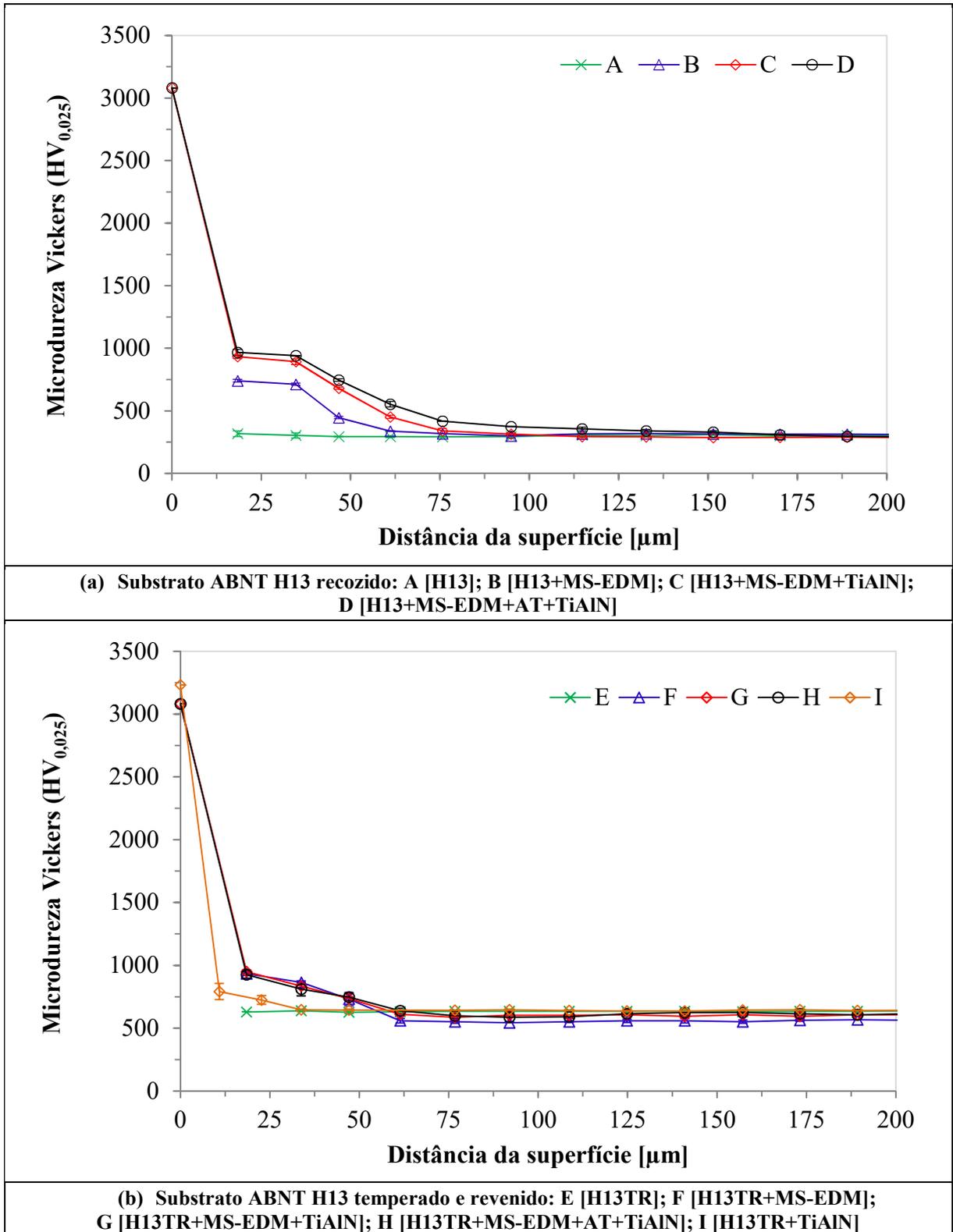
A FIGURA 5.14(a) refere-se à microdureza da amostra A e dos sistemas B ao D, ambos com substrato perlítico/ferrítico de aço ABNT H13 recozido. A microdureza obtida para a seção transversal da amostra A foi de $302,5 \pm 7,6$ HV_{0,025}. O sistema B apresentou seus maiores valores de dureza, acima de 700,0 HV_{0,025}, próximo à superfície, os quais estão relacionados às camadas refundidas (CR) e afetadas pelo calor (CAC). Esses valores diminuem com a distância da superfície, indicando a região de transição entre a CR, CAC e o substrato. Em relação aos sistemas híbridos (C e D) revestidos com TiAlN, o maior valor de dureza de $3080,7 \pm 0,5$ HV_{0,025} foi obtido no topo das superfícies desses sistemas. Este valor diminuiu acentuadamente, indicando a região de transição entre a camada de revestimento TiAlN e a CR. A dureza da CR dos sistemas C e D está acima de 750,0 HV_{0,025} e nas distâncias de 18,4 e 34,7 μ m da superfície. Pode-se inferir que os sistemas C e D promoveram a maior profundidade de dureza, o que pode contribuir para a capacidade de carga do substrato AISI H13 nitretado. Além disso, os sistemas híbridos C e D, com tratamento de MS-EDM e revestimento TiAlN, apresentaram dureza de 6,7 vezes maior em relação a dureza média do aço ABNT H13 temperado e revenido (~434-484 HV), conforme reportado por Benedyk (2008). Já o sistema B, com tratamento de MS-EDM apenas, apresentou dureza de 1,7 vezes maior em relação ao valor médio de dureza

reportado por Benedyk (2008). Em geral, os valores de microdureza para todos os sistemas com substrato ABNT H13 recozido, estabilizaram em aproximadamente $303,6 \pm 9,6$ HV_{0,025} à uma distância de 94,9 μm da superfície, evidenciando que o substrato foi alcançado (FIGURA 5.14a).

A FIGURA 5.14(b) refere-se aos perfis de microdureza da amostra E e dos sistemas F ao I, com substrato martensítico de aço ABNT H13 temperado e revenido. A amostra E apresentou perfil plano de microdureza da seção transversal com valor de $633,3 \pm 3,7$ HV_{0,025}, enquanto o sistema F exibiu os maiores valores de dureza, acima de 750,0 HV_{0,025}, próximos à superfície, os quais estão relacionados à CR. As regiões de transição entre a CR, CAC e o substrato são evidenciadas pela diminuição dos valores de dureza com a distância da superfície. Por exemplo, à 47,1 μm da superfície, o sistema F apresentou dureza de $731,0 \pm 52,7$ HV_{0,025} e à 61,4 μm apresentou dureza de $558,3 \pm 17,9$ HV_{0,025}, as quais estão relacionadas às regiões da CAC e próximas à interface da CAC com o substrato ABNT H13TR, respectivamente. Os perfis de microdureza de superfícies revestidas com TiAlN (sistemas híbridos G, H e sistema I), apresentaram valores de dureza da superfície acima de 3000 HV_{0,025}. As medições subsequentes realizadas na seção transversal apresentaram uma diminuição acentuada na dureza, indicando a região de transição entre a camada de revestimento TiAlN e a CR. O comportamento do perfil de dureza dos sistemas G e H é bastante semelhante, enquanto o sistema I apresentou queda mais brusca de dureza. Isso se explica pelo fato do sistema I não ter recebido tratamento de nitretação por MS-EDM. A CR dos sistemas G e H apresentaram dureza acima de 750,0 HV_{0,025} nas distâncias de 18,5 e 33,8 μm da superfície. A microdureza dos sistemas F a I estabilizou em $602,8 \pm 33,7$ HV_{0,025}, à partir da distância da superfície de 76,7 μm, indicando que o substrato desses sistemas foi alcançado (FIGURA 5.14b).

Em relação especificamente às camadas refundidas (CR) e afetadas pelo calor (CAC), os sistemas híbridos (C, D) com substrato recozido (FIGURA 5.14a), exibiram maior profundidade e valor de dureza em relação ao sistema B, nitretado por MS-EDM apenas. Enquanto os sistemas híbridos (G, H) com substrato temperado e revenido (FIGURA 5.14b), apresentaram comportamento semelhante nesta região das camadas refundidas e afetadas pelo calor. Esse comportamento sugere a influência do substrato com a profundidade de dureza abaixo da superfície.

FIGURA 5.14 - Perfil de microdureza Vickers ($HV_{0,025}$) com: (a) substrato ABNT H13 recozido (A ao D) e (b) substrato ABNT H13 temperado e revenido (E ao I).



Fonte: elaborado pelo autor.

5.4 Efeitos dos diferentes sistemas produzidos na resistência ao desgaste por deslizamento e por abrasão em microescala

Os efeitos dos diferentes sistemas produzidos na resistência ao desgaste por deslizamento e por abrasão em microescala, estão apresentados a seguir.

5.4.1 Testes de desgaste por deslizamento de pino sobre disco

A sequência de pré-testes pino sobre disco, realizada inicialmente neste trabalho, em trilhas com substratos de aço ABNT H13 nitretadas por MS-EDM e subsequente revestimento de TiAlN PVD, permitiram definir e selecionar os parâmetros para ensaios definitivos. A TABELA 5.7 apresenta os parâmetros utilizados e os resultados obtidos nos pré-testes.

TABELA 5.7 - Parâmetros e resultados obtidos nos pré-testes de pino sobre disco

Força [N]	Velocidade [rpm]	Velocidade [m.min ⁻¹]	Diâmetro da trilha, D [mm]	Tempo de teste, t [min]	Distância deslizada, S [m]	Situação da trilha
1,00	132,93	3,13	7,50	0,47	1,48	*
5,00	132,93	3,13	7,50	60,00	187,84	Sem trilha
15,00	178,00	8,39	15,00	157,81	1323,06	Rasa
15,00	178,00	8,39	15,00	240,54	2016,63	Rasa
30,00	178,00	8,39	15,00	238,55	2000,00	Rasa
30,00	381,00	8,39	7,00	546,08	4573,05	Visível mas tempo longo
30,00	437,00	9,61	7,00	229,32	2202,71	Visível

* O coeficiente de atrito apresentado foi de 3,11, indicando adesão, com o teste interrompido pelo tribômetro.

Fonte: elaborado pelo autor.

Utilizando carga de 1 N não foi possível prosseguir com o teste, pois, o coeficiente de atrito apresentou valor maior do que 3,00; o qual ultrapassou o valor máximo definido pelo tribômetro. Enquanto para a carga de 5 N, não foi possível observar a trilha, indicando que o desgaste foi imperceptível à olho nu. As trilhas foram consideradas rasas, quando foi utilizado velocidade de rotação de 178 rpm e cargas de 15 e 30 N. Para velocidade de 381 rpm e carga de 30 N, observou-se uma trilha perceptível, porém, o tempo de teste foi longo (546,08 min). Portanto, aumentou a velocidade para 437 rpm, mantendo a carga de 30 N, detectando assim uma trilha perceptível à olho nu.

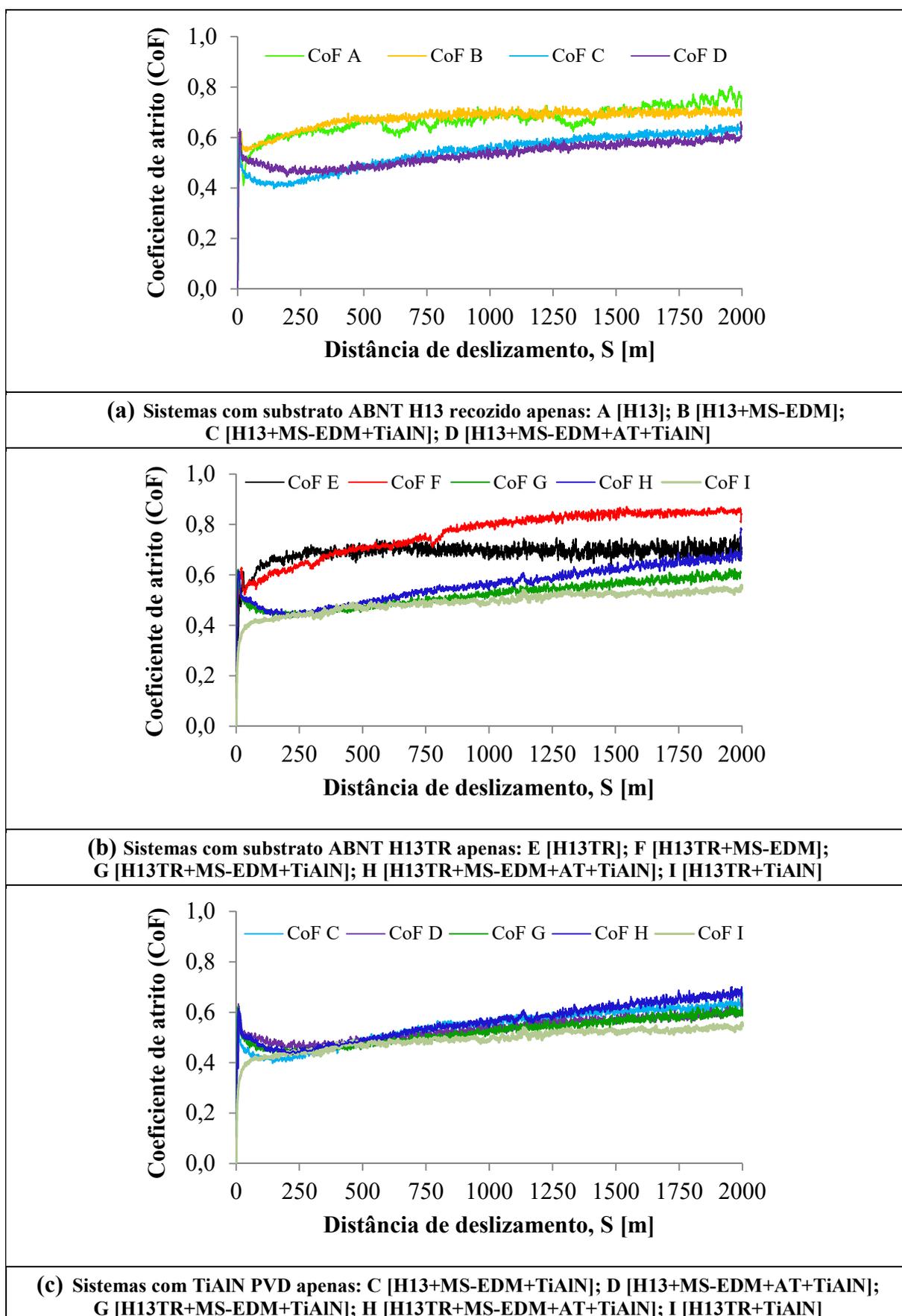
Diante destes resultados, adotou-se para este trabalho os parâmetros: carga normal de 30 N, velocidade de 437 rpm, equivalente à velocidade periférica de deslizamento (v) de 0,16 m.s⁻¹ (9,61 m.min⁻¹) e, distância de deslizamento de 2000 m. Estas foram as condições consideradas favoráveis para dar continuidade nos testes de desgaste por deslizamento de pino sobre disco realizados em temperatura ambiente para o par tribológico pino de topo esférico de WC/12Co,

com amostras e sistemas estudados (conforme TABELA 4.4), denominados de discos, tendo como substrato o aço ABNT H13.

A FIGURA 5.15 mostra o comportamento do coeficiente de atrito (CoF) médio em função da distância de deslizamento percorrida de 2000 m, cuja média apresentada representa dois ensaios para cada amostra e sistema estudados. A FIGURA 5.15(a) mostra as curvas para os sistemas com substrato de aço ABNT H13 conforme recebido; a FIGURA 5.15(b) para os sistemas com substrato ABNT H13 temperado e revenido, e a FIGURA 5.15(c) mostra as curvas para os sistemas com revestimento TiAlN PVD.

A FIGURA 5.15(a) mostra que o CoF da amostra A de aço AISI H13 foi menos estável. Esse fenômeno pode ser explicado pelo efeito *stick-slip* (gruda-desliza), que ocorre devido à deformação plástica na superfície de contato, associada à ductilidade fornecida pelo tratamento térmico de recozimento. Para os sistemas que receberam o tratamento MS-EDM (B, C, D, F, G, H, I), foi observado um aumento gradual do CoF, o qual pode inferir à presença de detritos abrasivos deslocados da CR, corroborando os dados de Hacisalihoglu, Yildiz e Alsaran (2017). A amostra E [H13TR] apresentou CoF estável, após o período de *running-in*, o qual pode estar associado à homogeneidade da microestrutura temperada e revenida, com perfil de dureza relativamente constante, como pode ser observado na FIGURA 5.14(b). Ao final do ensaio de desgaste por deslizamento em 2000 m (FIGURA 5.15a, b, c), o CoF de todas as amostras e sistemas estudados tenderam à congruência, os quais atingiram valor na faixa de 0,55 (sistema I) a 0,82 (sistema F), com as amostras A em 0,74. Isso implica que o substrato de todas as amostras foi atingido, pelo menos parcialmente, porque uma região da trilha de desgaste que contém o revestimento, CR, CAC e o substrato, ainda pode ser notada.

FIGURA 5.15 - Coeficiente de atrito dos sistemas deslizando contra pino de WC/12Co



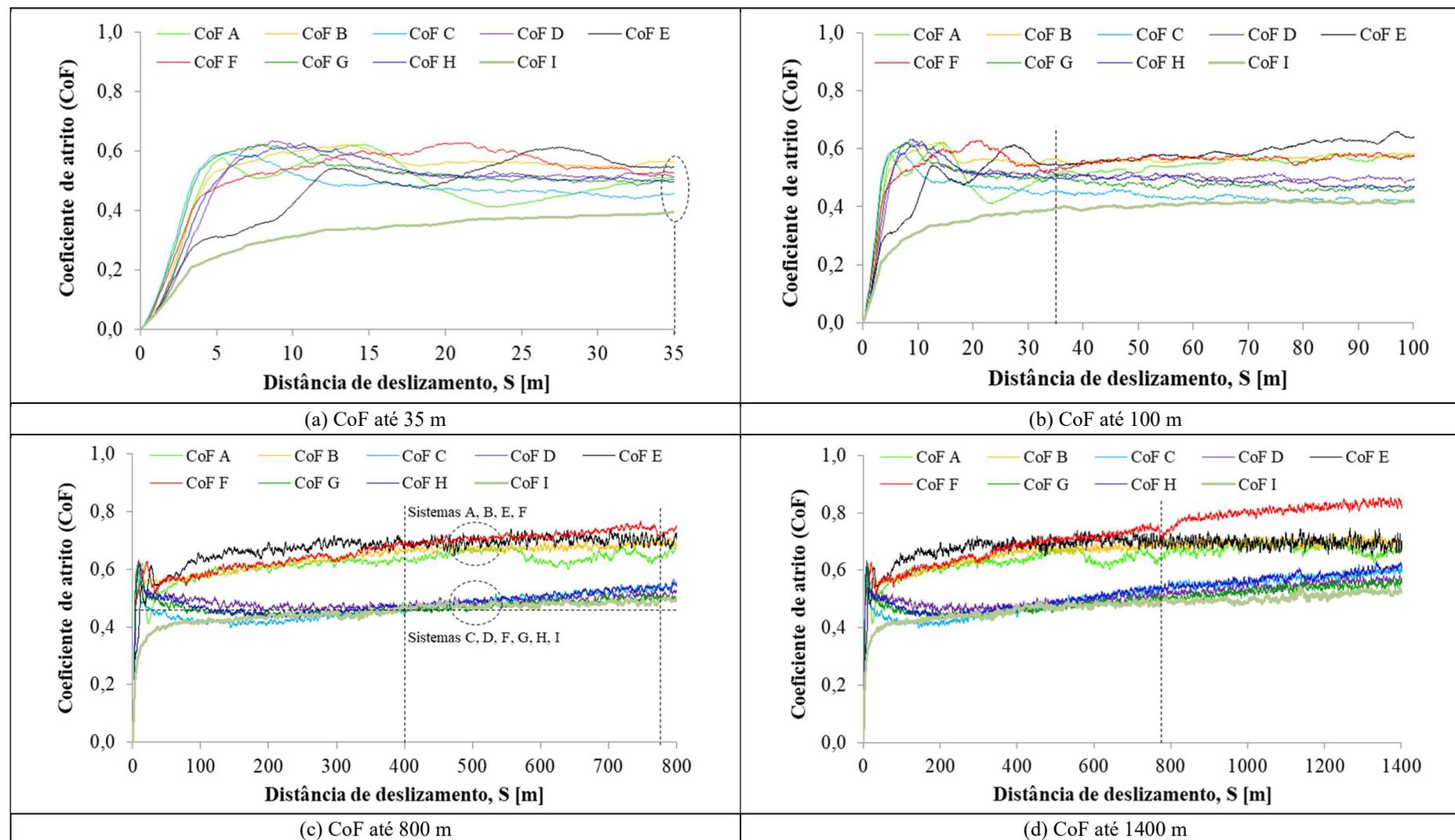
O efeito do CoF para diferentes distâncias de deslizamento estão apresentados na FIGURA 5.16 após 35 m (FIGURA 5.16a), 100 m (FIGURA 5.16b), 800 m (FIGURA 5.16c) e 1400 m (FIGURA 5.16d). O amaciamento (*running-in*) ocorreu até 35 m (FIGURA 5.16a), apresentando um CoF variando de 0,39 (Sistema I) a 0,50 (Sistema H). Após a distância de 35 m, os coeficientes de atrito de todas as amostras e sistemas estudados atingiram um estado relativamente estável (FIGURA 5.16b). Essa estabilização é resultante de um equilíbrio temporário dos fatores que afetam o atrito (p. ex.: mudanças na forma e rugosidade), uma vez que as asperezas mais agudas se deformam e a superfície torna-se mais lisa (BLAU, 2009).

Nota-se que a partir da distância de deslizamento de 400 m, o CoF dos sistemas revestidos com TiAlN PVD (C, D, G, H e I), começa a aumentar (FIGURA 5.16c), indicando possível adesão.

Pode-se inferir que o valor estável de CoF do aço AISI H13 (amostra A) foi alcançado em aproximadamente 765 m, visto que à partir desta distância, o CoF atingiu e manteve um nível relativamente constante de $0,70 \pm 0,03$ (FIGURA 5.16d). O CoF do sistema F apresentou uma transição com incremento gradual a partir da distância de deslizamento de aproximadamente 775 metros (FIGURA 5.16d). Esse sistema F foi tratado por MS-EDM e, apesar da maior dureza ($874 \pm 29 \text{ HV}_{0,025}$), em relação ao substrato temperado e revenido ($524 \pm 4 \text{ HV}_{0,025}$), que tenderia a ter menor CoF, percebeu-se uma inversão. Pode-se inferir que os detritos abrasivos da camada refundida (CR) podem ter contribuído para o aumento do CoF, conforme análises realizadas das pistas desgastadas. Esse incremento gradual no CoF, ocorreu também para os sistemas que receberam o revestimento TiAlN PVD (C, D, G, H e I), o que pode ser explicado também pela CR que é dura e frágil (KUMAR et al., 2009). Estes sistemas apresentaram menor CoF, o qual pode ser explicado pela maior dureza, na ordem de $3000 \text{ HV}_{0,025}$, além da formação de uma camada de óxido na superfície, que funciona como um lubrificante sólido, reduzindo a tensão cisalhante (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Conforme evidenciado a formação da camada óxido de titânio (TiO) no difratograma das FIGURAS 5.12 e 5.13. Ao final do ensaio de desgaste por deslizamento (2000 m) houve uma tendência do CoF dos sistemas TiAlN (C, D, G, H, I) convergirem para o valor médio obtido para a amostra E ($0,70 \pm 0,02$), ver FIGURA 5.16d, cuja convergência indica que os substratos dos sistemas estão sendo alcançados.

As curvas de CoF em função da distância de deslizamento das amostras principais e das réplicas dos sistemas estudados nesta pesquisa estão apresentadas no APÊNDICE A.1.

FIGURA 5.16 - Efeito do coeficiente de atrito (CoF) dos sistemas estudados deslizando contra pinos de WC/12Co para diferentes distâncias de deslizamento

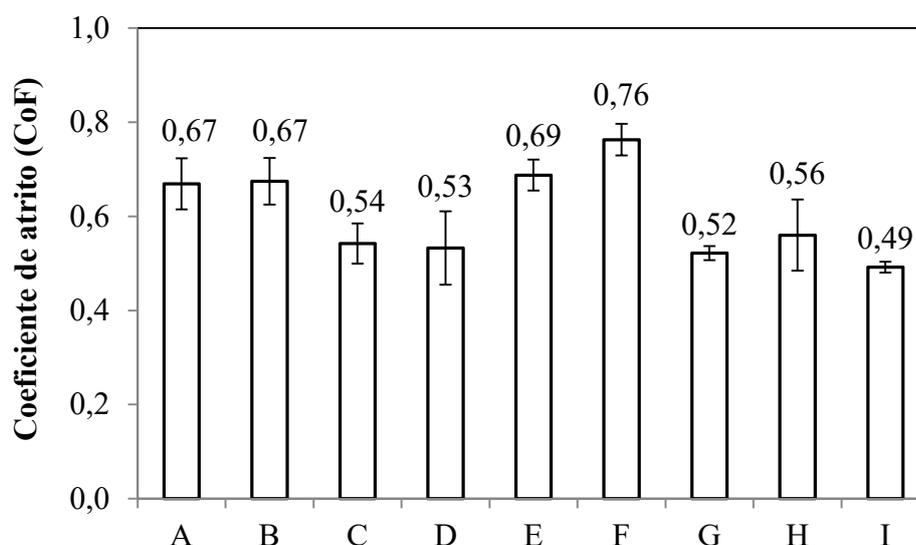


A [H13]; B [H13+MS-EDM]; C [H13+MS-EDM+TiAlN]; D [H13+MS-EDM+AT+TiAlN]; E [H13TR]; F [H13TR+MS-EDM]; G [H13TR+MS-EDM+TiAlN]; H [H13TR+MS-EDM+AT+TiAlN]; I [H13TR+TiAlN].

Fonte: elaborado pelo autor.

Os valores médios de CoF dos pares tribológicos estudados neste trabalho após uma distância de deslizamento de 2000 m estão mostrados na FIGURA 5.17, com os respectivos desvios padrão. Os pares tribológicos correspondentes aos sistemas B, F e às amostras A, E apresentaram os maiores valores de CoF, o que pode ser explicado pelo efeito *stick-slip* possivelmente ocorrido para a amostra A, e a presença de resíduos abrasivos destacados do RL para os sistemas B, F e amostra E, a qual teve a superfície texturizada por EDM com água deionizada pura. Os sistemas revestidos com TiAlN PVD (C, D, G, H, I) apresentaram os menores valores de CoF, o que pode ser explicado por: (i) a formação de uma camada de óxido na superfície, a qual atua como um lubrificante sólido, reduzindo a tensão de cisalhamento (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017), conforme evidenciado pelas FIGURAS 5.12 e 5.13, que indicaram a presença de uma camada de óxido de titânio (TiO); (ii) a elevada dureza do revestimento (TABELA 5.8) e o elevado módulo de elasticidade (RAMADOSS et al., 2013; TILLMANN et al., 2019).

FIGURA 5.17 - Coeficiente de atrito dos pares tribológicos após 2000 m de deslizamento.



Fonte: elaborado pelo autor.

A [H13]; B [H13+MS-EDM]; C [H13+MS-EDM+TiAlN]; D [H13+MS-EDM+AT+TiAlN]; E [H13TR]; F [H13TR+MS-EDM]; G [H13TR+MS-EDM+TiAlN]; H [H13TR+MS-EDM+AT+TiAlN]; I [H13TR+TiAlN].

A TABELA 5.8 apresenta os valores de coeficiente de atrito médio, dos sistemas revestidos com TiAlN PVD e, comparativamente, a respectiva microdureza Vickers (25 gf, 20 s) de sete medições realizadas no topo da superfície de amostras revestidas com TiAlN. Nota-se que os sistemas com tratamento híbrido de MS-EDM e TiAlN (sistemas C, D, G e H), exibiram valores médios de CoF similares. Isso pode inferir à dureza superficial destes sistemas que se mantiveram também próximas e com pouca variação, conforme evidenciado pelo desvio padrão

apresentado. O sistema I apresentou o menor valor médio de CoF ($0,49 \pm 0,01$) em relação aos demais sistemas estudados, o qual é explicado pelo maior valor de dureza superficial e também maior espessura do revestimento TiAlN, em relação aos demais sistemas (C, D, G e H).

TABELA 5.8 - Coeficiente de atrito e dureza dos sistemas revestidos com TiAlN PVD

Sistema	Coeficiente de atrito (A seco)	Microdureza Vickers [HV_{0,025}]
C [H13+MS-EDM+TiAlN]	$0,54 \pm 0,04$	$3080,6 \pm 0,5$
D [H13+MS-EDM+AT+TiAlN]	$0,53 \pm 0,08$	$3080,7 \pm 0,5$
G [H13TR+MS-EDM+TiAlN]	$0,52 \pm 0,01$	$3080,4 \pm 0,5$
H [H13TR+MS-EDM+AT+TiAlN]	$0,56 \pm 0,08$	$3080,4 \pm 0,4$
I [H13TR+TiAlN]	$0,49 \pm 0,01$	$3232,1 \pm 0,6$

Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 5.18 apresenta a análise do desgaste dos pinos após ensaio tribológico de pino sobre disco. Imagens obtidas por meio de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) no modo elétrons secundários e por Espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS) da região de desgaste do topo dos pinos esféricos.

A análise semiquantitativa de EDS realizada em pinos de WC/12Co novos (sem desgaste) resultou na presença dos elementos tungstênio $84,9 \pm 1,1$; cobalto $7,8 \pm 0,8$ e carbono $7,4 \pm 1,9$, porcentagem em peso (m %). Considerando apenas os elementos tungstênio e cobalto, os valores encontrados por EDS são 92 % e 8 %, respectivamente. Entretanto, como a análise por EDS é semiquantitativa, considerou o material do pino como WC/12Co, conforme indicado pelo fabricante Ceratizit para grau ultrafino TSF44 utilizado (CERATIZIT, 2018).

Pelos espectros EDS (FIGURA 5.18) é possível verificar a presença de alguns elementos químicos, como o cromo, cobalto e vanádio, na superfície desgastada dos pinos. Esses elementos, assim como o ferro, são provenientes da matriz do aço ABNT H13. A presença de oxigênio e do ferro associados ao possível aumento de temperatura na interface de contato, indica a ocorrência de oxidação, originada pelo composto óxido de ferro formado durante o contato de deslizamento (AIHUA et al., 2012).

Quando ocorre a quebra da junção entre a superfície do pino e do disco de substrato ABNT H13, a partícula originada do aço desliza entre a região de contato, ocasionando a compressão desta partícula pelo pino na superfície do disco, resultando em marcas na superfície de deslizamento, podendo atribuir como desgaste por abrasão a três corpos, uma vez que as

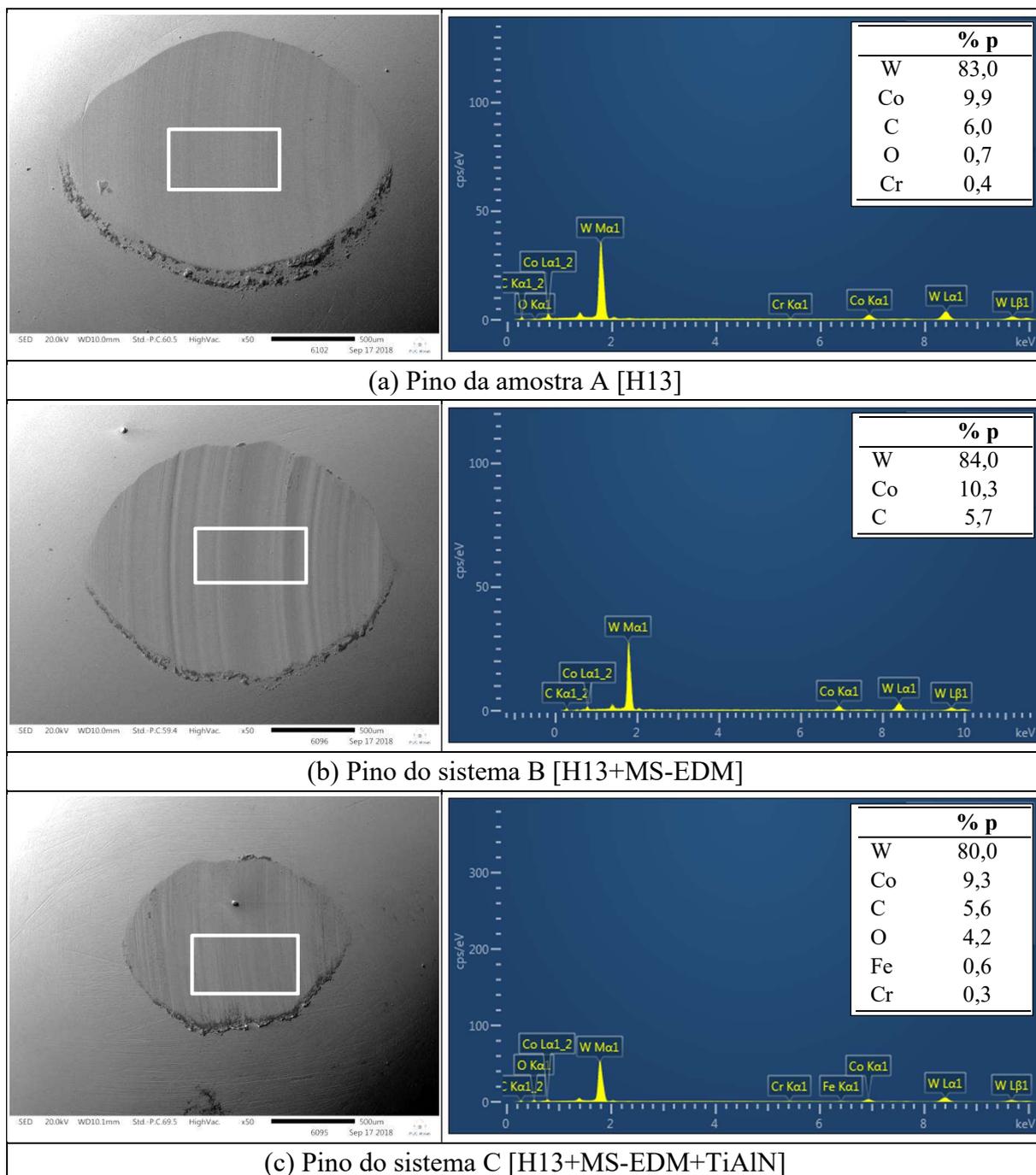
partículas e/ou detritos estão dispersos na interface de deslizamento entre o pino de WC/12Co e o disco, atuando como terceiro corpo abrasivo. Marcas estas mais evidentes nos pinos utilizados nos sistemas B e F, pois estes sistemas possuem, como camada mais externa da superfície, o tratamento de MS-EDM, que deu origem a detritos abrasivos que ficaram dispersos na interface de contato.

De acordo com Hutchings e Shipway (2017), partículas de óxido de ferro, como o γ -Fe₂O₃, formadas durante o ensaio de deslizamento, atuam como filme lubrificante com baixa tensão de cisalhamento, reduzindo o atrito entre a superfície do pino, do disco e das partículas abrasivas. Subsequentemente diminuindo os efeitos de capeamento (*capping* - adesão de detritos de desgaste às pontas das partículas abrasivas) e entupimento (*clogging* - acúmulo de detritos de desgaste nos espaços entre as partículas abrasivas, agindo como um “depósito de sujeira”, de modo que os detritos suportam parte da carga aplicada).

Nota-se na FIGURA 5.18(c, d, g, h) que os elementos químicos da composição do revestimento TiAlN não foram detectados nas análises das superfícies desgastadas dos pinos dos sistemas C, D, G e H. Uma vez que em função dos parâmetros de desgaste de pino sobre disco utilizados, contribuiu para a ocorrência de desgaste suficiente para atravessar a camada de revestimento TiAlN, expondo assim as demais camadas (refundidas, afetadas pelo calor e o substrato de aço ABNT H13). Foram evidenciados, assim, por meio de EDS, os elementos químicos típicos do aço ABNT H13 (C, Fe, Cr), além do oxigênio e de elementos do pino WC/12Co (W, Co, C).

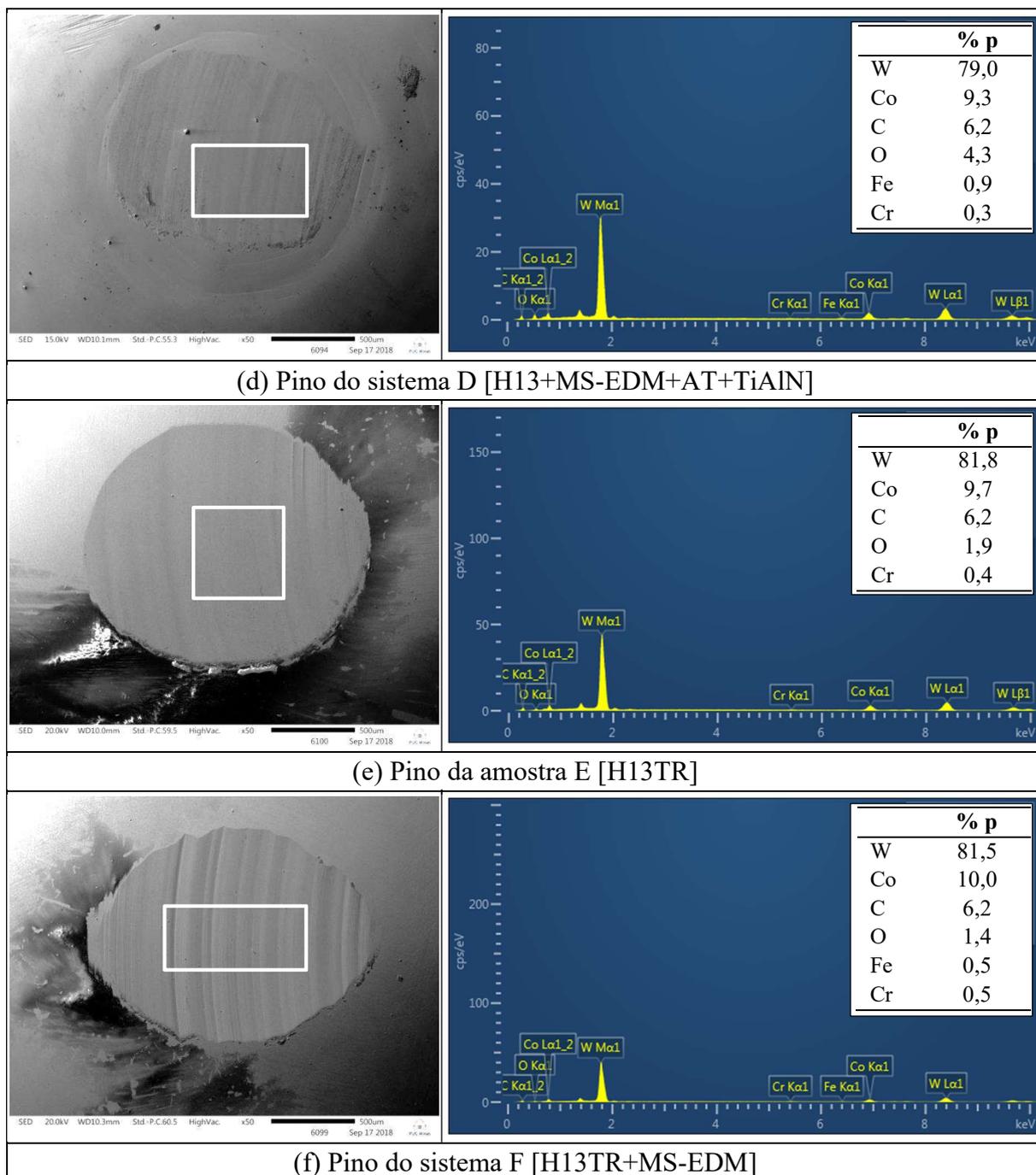
Entretanto, para os pinos do sistema I (H13TR+TiAlN) foi identificado os elementos químicos Ti e Al, os quais são provenientes do revestimento. O fato de neste sistema ter evidências destes elementos, é coerente, uma vez que este apresentou desgaste menor em relação aos demais sistemas estudados, conforme se observa na FIGURA 5.18(i). Isso se justifica, pois, o sistema I apresentou maior espessura do revestimento em relação aos demais sistemas, respectivamente, $4,35 \pm 0,15$ e $2,55 \pm 0,23$. Essa maior espessura do revestimento das amostras do sistema I, assim como a maior dureza, foram as responsáveis pelo menor coeficiente de atrito e consequentemente pelo menor desgaste do par tribológico deste sistema em comparação aos demais sistemas estudados neste trabalho. Isso é confirmado também na análise de desgaste das trilhas.

FIGURA 5.18 - Topo esférico do pino de WC/12Co: imagens MEV e espectro de EDS.



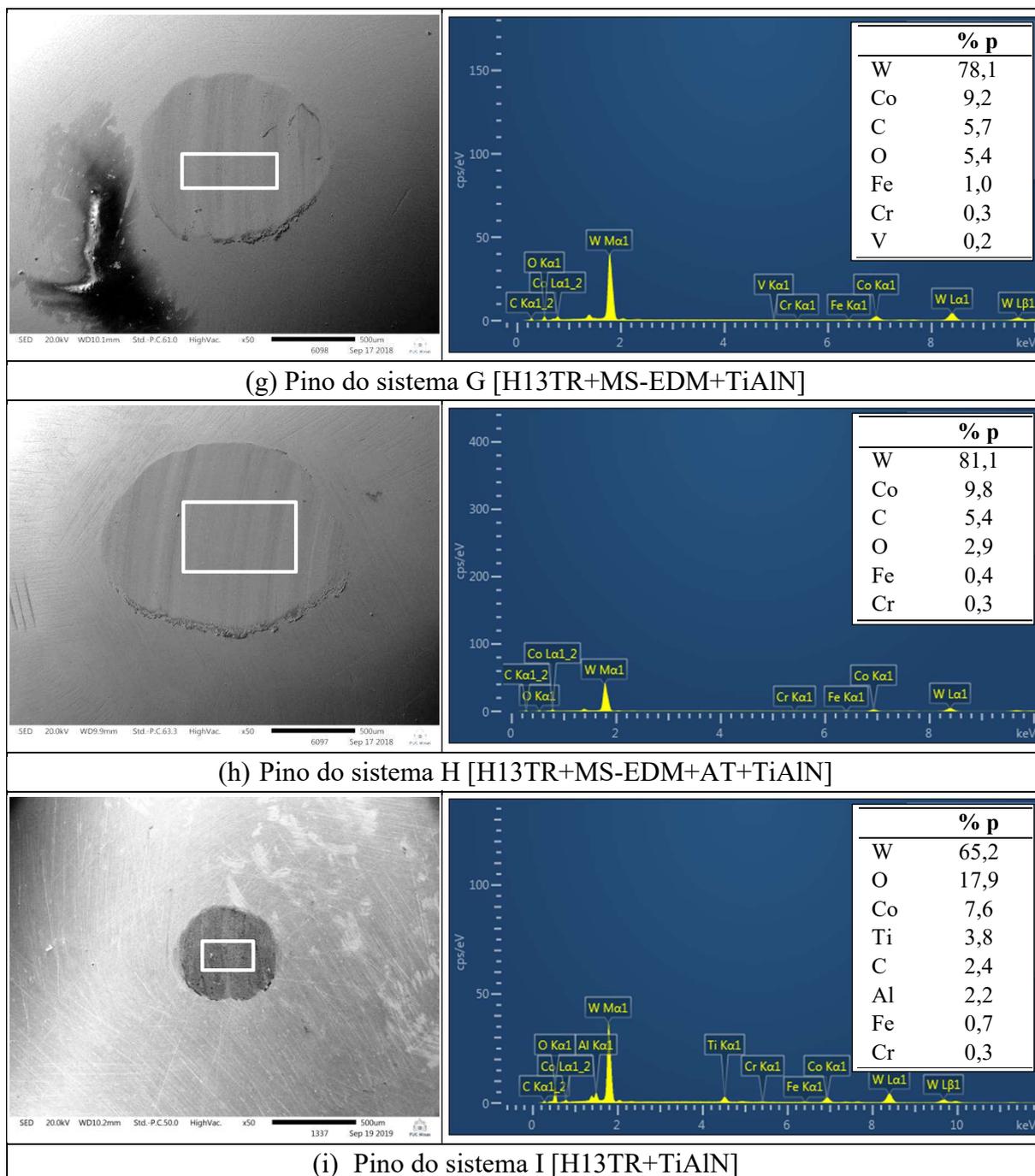
Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.18 - (Continuação) Topo esférico do pino de WC/12Co: imagens MEV e espectro de EDS.



Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.18 - (Continuação) Topo esférico do pino de WC/12Co: imagens MEV e espectro de EDS.



Fonte: elaborado pelo autor.

A análise topográfica por MEV das trilhas de desgaste após contato com pino esférico de WC/12Co, para os diferentes sistemas estudados, está apresentada na FIGURA 5.19. Nota-se que ocorreu deformação plástica nas trilhas das amostras A (ABNT H13) FIGURA 5.19(a) e E (ABNT H13 temperado e revenido) FIGURA 5.19(e), as quais apresentaram topografia com aspecto deformado. Sugerindo que houve deformação das asperezas e também material do disco durante o processo de deslizamento. Essa análise corrobora a informação de Bhusan (2013) e

Bhushan e Gupta (1991), que a carga normal aplicada durante os testes de desgaste, resulta em alta pressão local das asperezas sob o pino, a qual geralmente excede a tensão de escoamento do material, e como consequência, as asperezas se deformam plasticamente. Em contatos de materiais duros, deformações plásticas são esperadas (KUMAR; BHUSHAN, 2015).

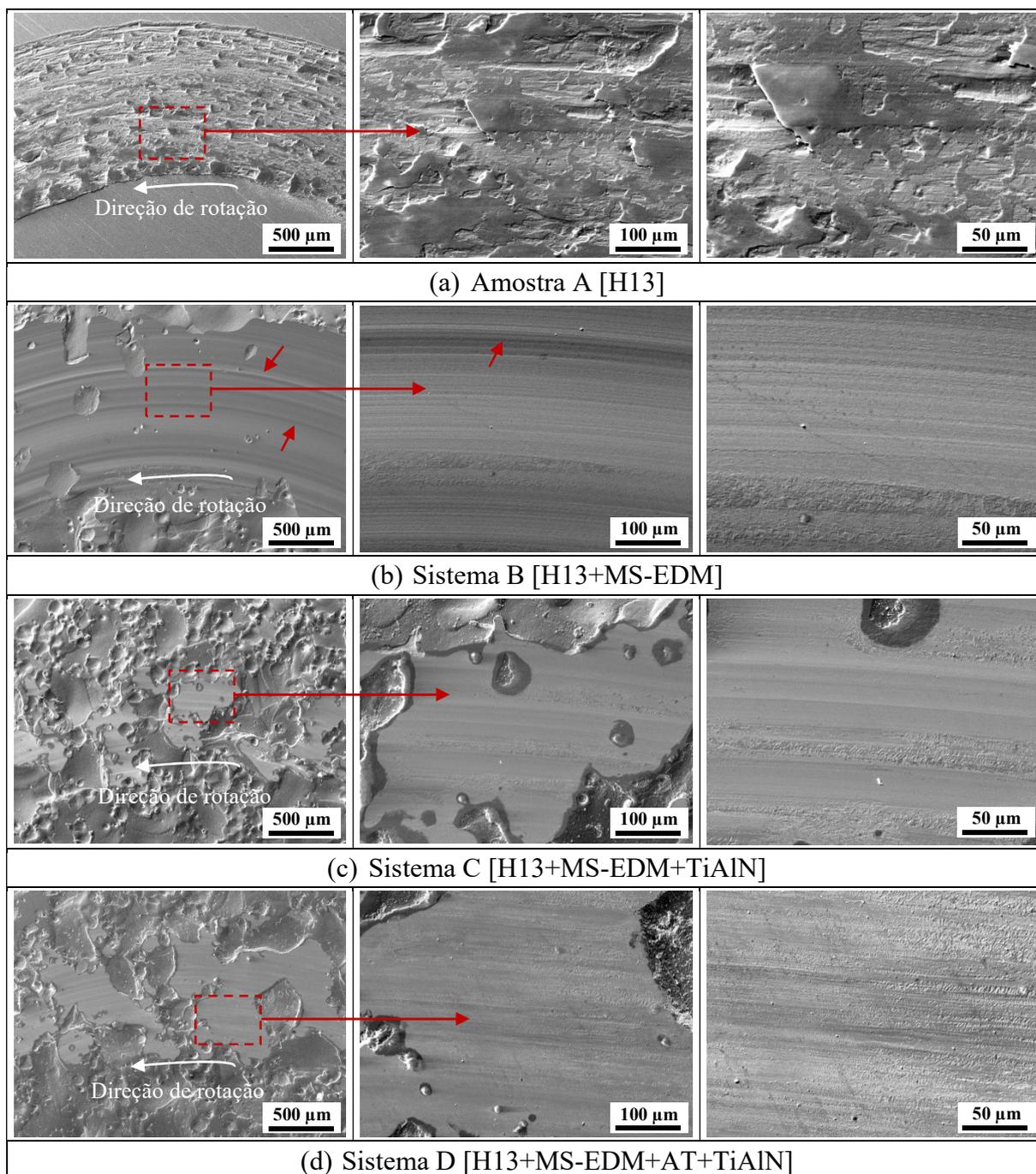
Observa-se também, que a amostra A [H13] apresentou maior desgaste por deslizamento em relação a todos os demais sistemas estudados neste trabalho. Isso é justificado, devido ao tratamento de recozimento, o qual tem como objetivo produzir carbonetos de grãos esféricos dispersos em uma matriz contínua de ferrita, a qual possui baixa resistência mecânica e se deforma facilmente. A microestrutura é altamente usinável em comparação com outras microestruturas formadas em aços ferramenta. Assim, com a assistência das partículas de carbonetos dispersos, uma microestrutura esferoidizada deforma facilmente, e fratura no cisalhamento, como ocorre durante a formação de cavacos em operações de usinagem (ROBERTS; KRAUSS; KENNEDY, 1998).

Os sistemas B, F e a amostra E, apresentaram marcas típicas de microsulcamento, conforme pode ser observado nas FIGURA 5.19(b, f, e), respectivamente, sugerindo que ocorreu desgaste por abrasão. As FIGURAS 5.19(c, d, g, h) são referentes aos sistemas que receberam o revestimento TiAlN PVD, as quais mostram a remoção deste revestimento na região de contato com o pino de WC/12Co, inferindo que ocorreu desgaste por abrasão a dois corpos, devido aos sucessivos deslizamentos do disco sob a superfície do pino de WC/12Co. Com base nas condições estudadas neste trabalho, o sistema I apresentou a menor trilha de desgaste, conforme mostrado na FIGURA 5.19(i). Entretanto, se aumentar o tempo de teste e/ou de contato entre as superfícies, como ocorre em aplicações práticas, o sistema I tem tendência de se desgastar mais, pois, possui menor profundidade de dureza abaixo da superfície, em comparação com os sistemas híbridos (C, D, G, H), conforme mostrado na FIGURA 5.14(b). Isso é explicado, pois, o sistema I não possui o tratamento de MS-EDM entre o substrato ABNT H13 e o revestimento de TiAlN.

Desgaste por adesão é também observado em todas as amostras, o qual pode ser explicado pelo alto número de ciclos ou distância de deslizamento (2000 m), resultando em material removido da superfície da amostra por um corpo mais rígido, durante contatos repetidos do pino sobre o disco. De acordo com Bhushan (2013), o desgaste por adesão é caracterizado pela transferência de material para o corpo mais rígido, a qual pode ser evidenciada pela presença de elementos

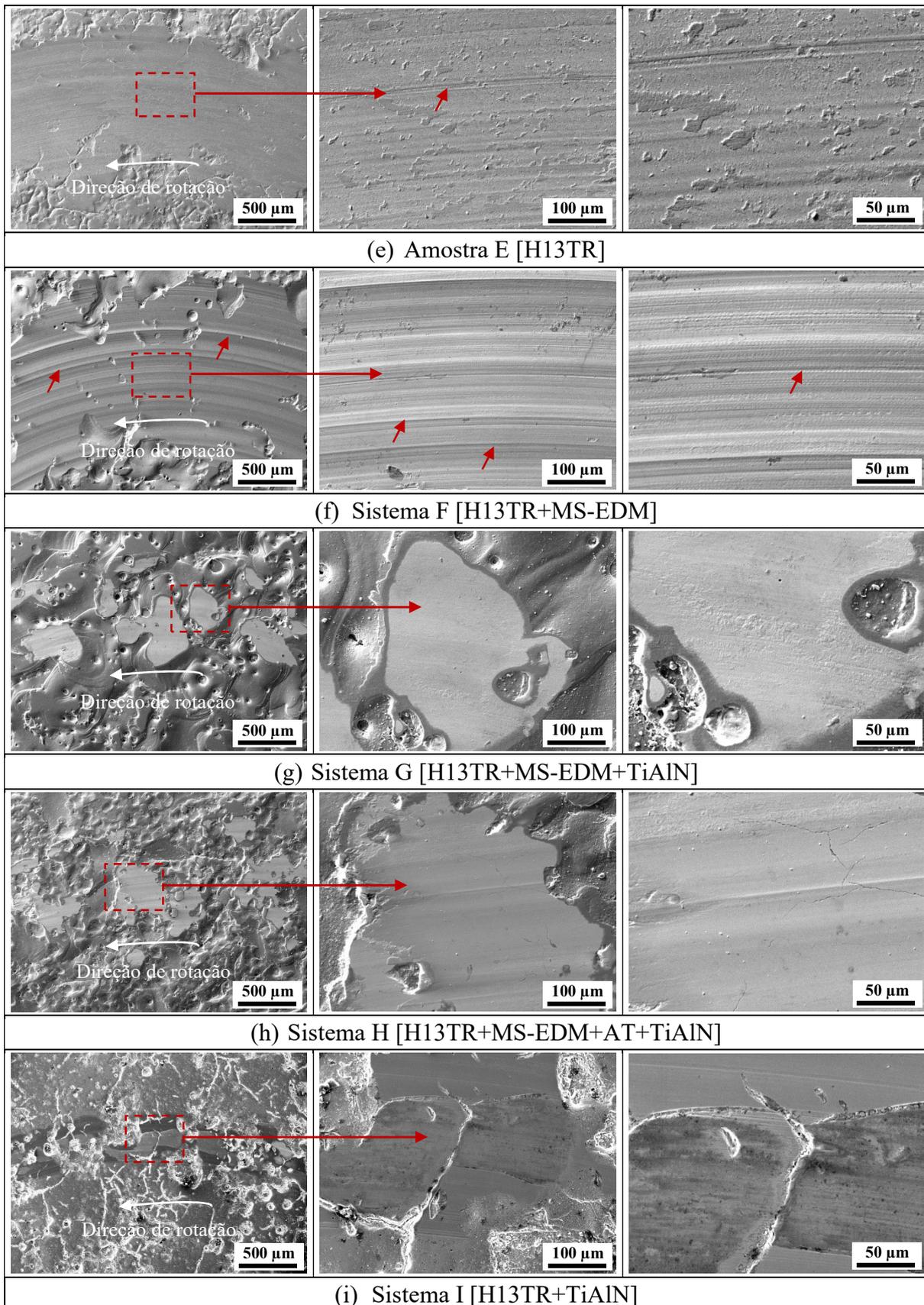
típicos do disco (p. ex.: Cr e Fe), nas superfícies desgastadas dos pinos, conforme foi mostrado na FIGURA 5.18.

FIGURA 5.19 - Análise topográfica por MEV das trilhas de desgaste após contato com pino de WC/12Co, em diferentes ampliações.



Fonte: elaborado pelo autor.

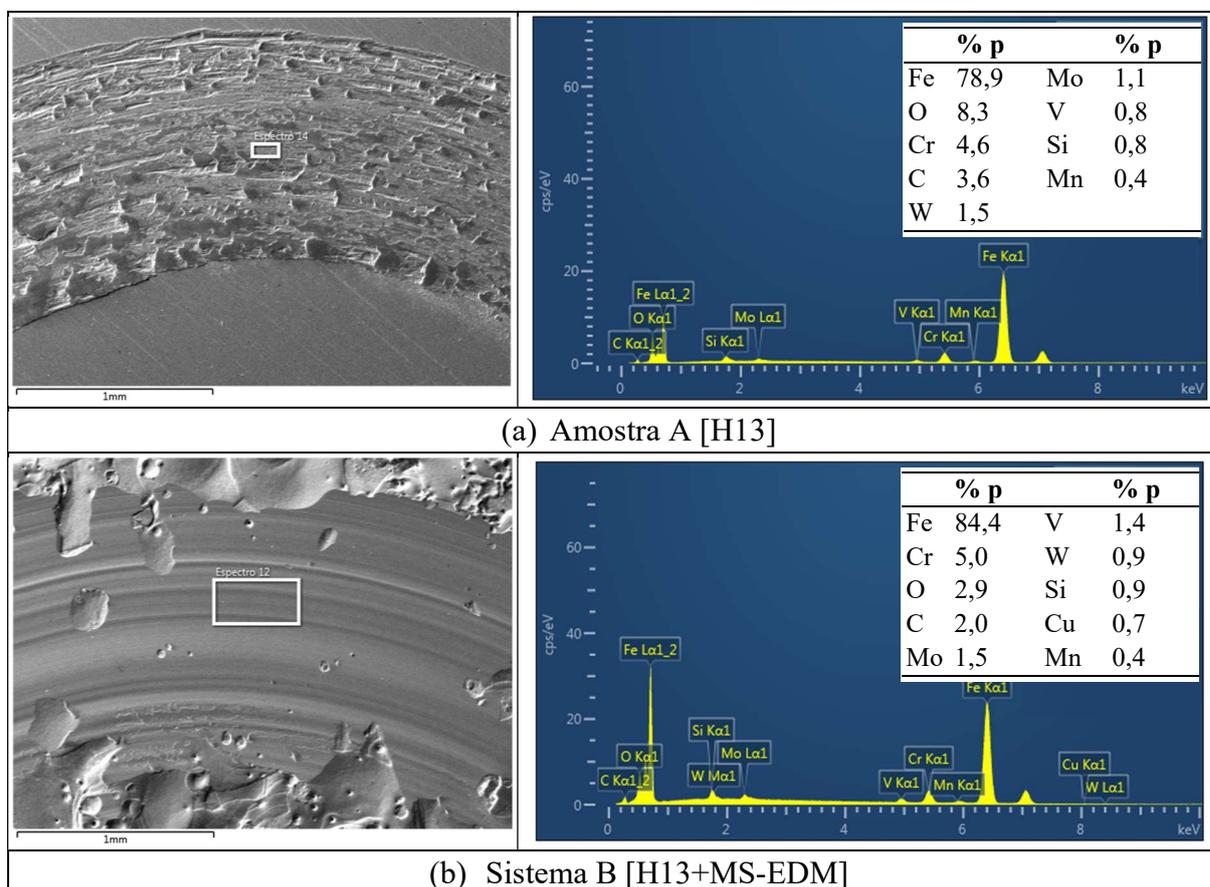
FIGURA 5.19 - (Continuação) Análise topográfica por MEV das trilhas de desgaste após contato com pino de WC/12Co, em diferentes ampliações.



Fonte: elaborado pelo autor.

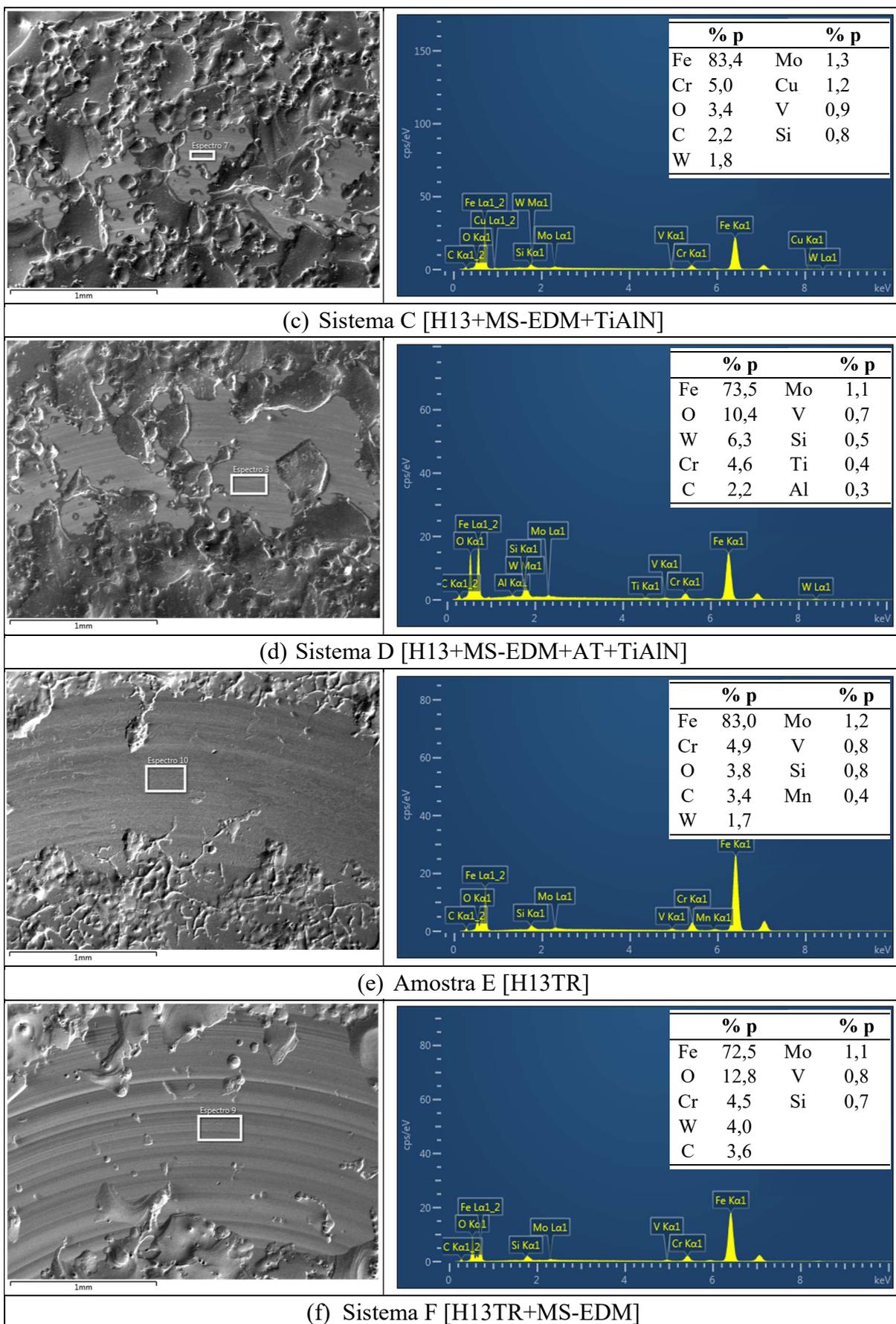
A FIGURA 5.20 apresenta as análises de MEV das trilhas e os respectivos espectros de EDS. Nota-se que ocorreu adesão de material do pino nas trilhas de todos os sistemas estudados, uma vez que foi identificado a presença de W, conforme mostram os espectros de EDS. Com exceção dos sistemas G e I, os quais, na região analisada, não apresentaram a presença de W, porém, apresentaram o elemento C em percentual mínimo qualitativo de 1,9 %, indicando que pode ter sido originado do material do pino. Para os sistemas híbridos (C, D, G, H), observa-se que a camada de TiAlN foi desgastada e expôs a superfície do substrato nitretado. Nota-se que os sistemas revestidos com TiAlN apresentaram menor desgaste, corroborando as informações de Bhushan e Gupta (1991) e Kumar e Bhushan (2015) que os revestimentos são eficazes na redução do desgaste sob condições de desgaste por adesão.

FIGURA 5.20 - Análise das trilhas: imagem MEV e espectro EDS de região desgastada.



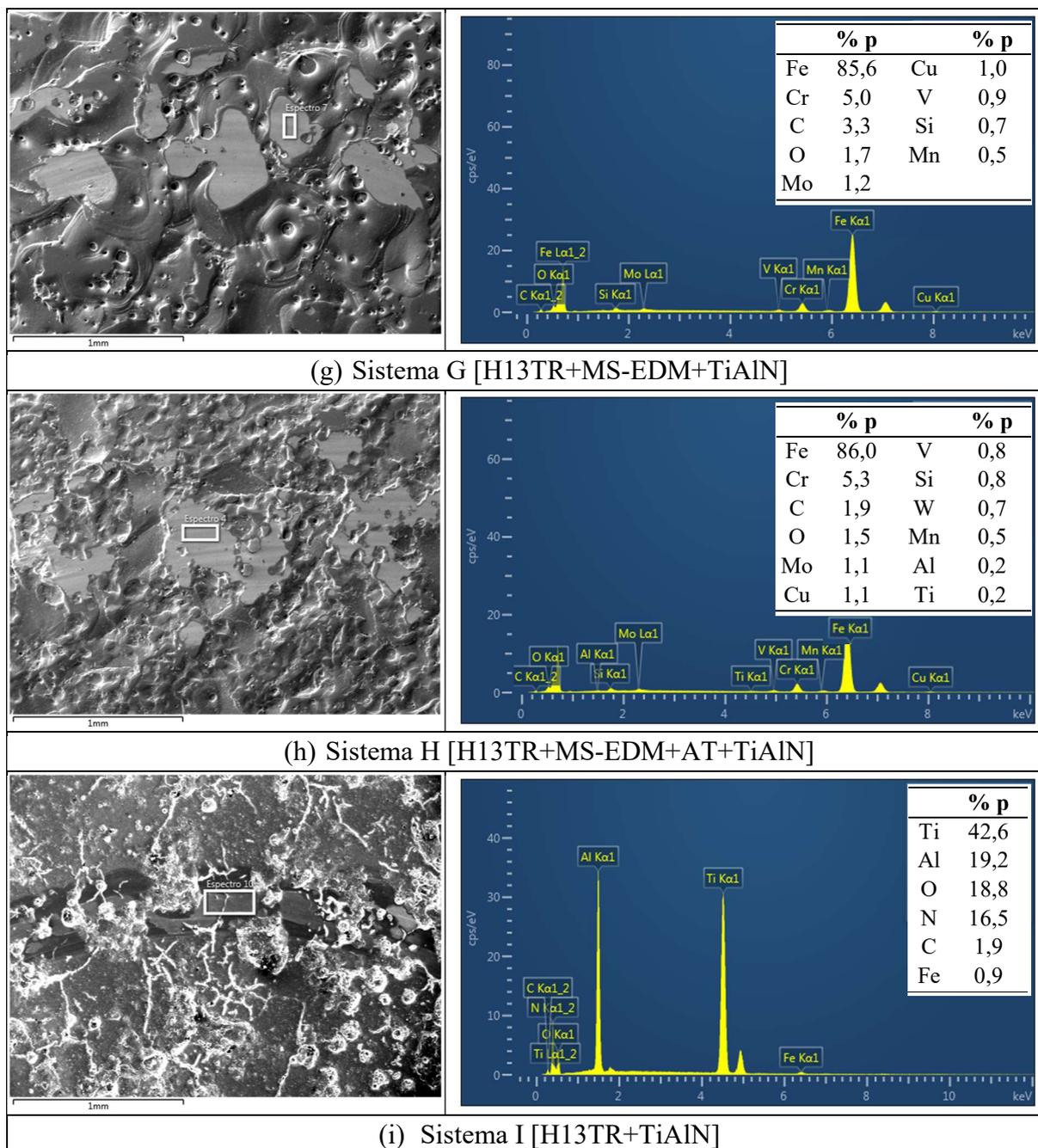
Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.20 - (Continuação) Análise das trilhas: imagem MEV e espectro EDS de região desgastada.



Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.20 - (Continuação) Análise das trilhas: imagem MEV e espectro EDS de região desgastada.



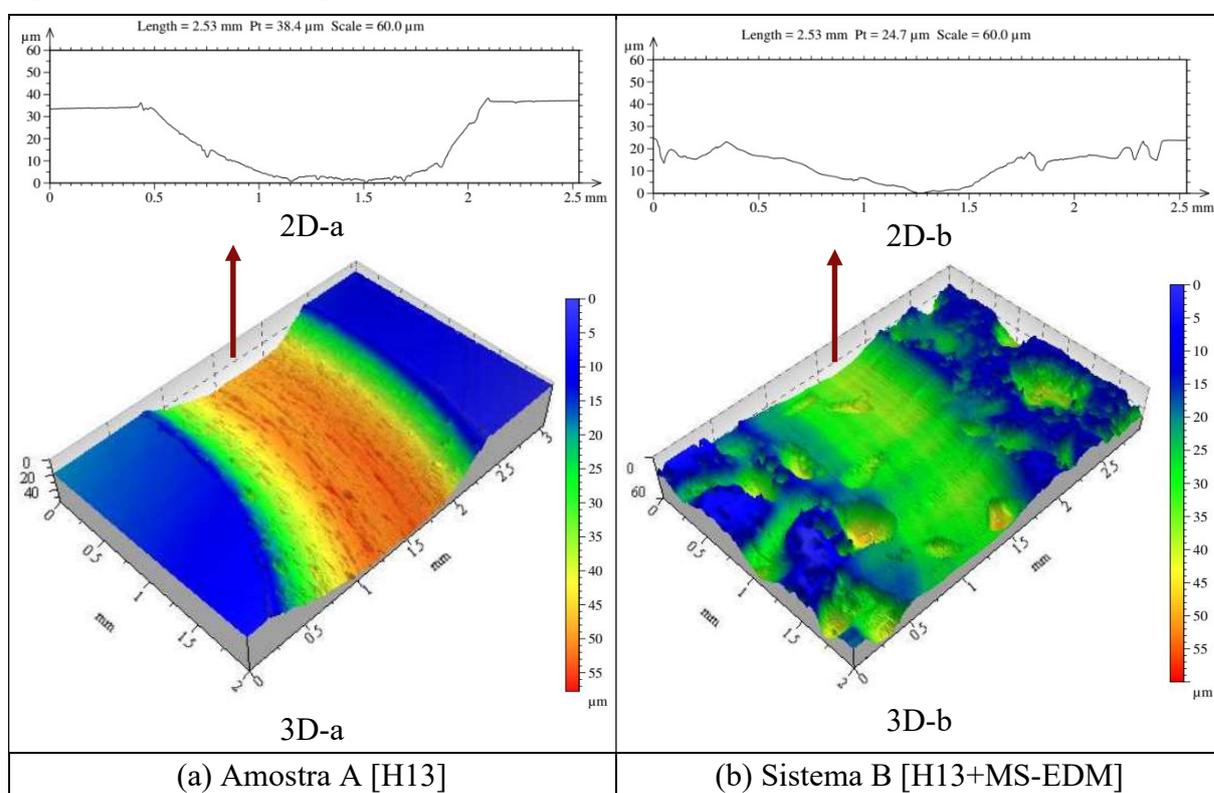
Fonte: elaborado pelo autor.

Foi realizada também perfilometria por contato dos discos e pinos de cada sistema estudado, com objetivo de evidenciar a profundidade do desgaste. A FIGURA 5.21 apresenta as imagens de perfilometria realizada nas amostras e sistemas, conforme indicado na figura, perfil 2D da trilha de desgaste e região 3D de varredura no perfilômetro. Nota-se que houve desgaste mais acentuado nas amostras e sistemas que não receberam o tratamento híbrido (FIGURA 5.21a, b,

e, f), respectivamente, amostras A, E e sistemas B, F, sendo mais evidenciado nas amostras A e E, ambas sem o tratamento de MS-EDM e sem o revestimento TiAlN.

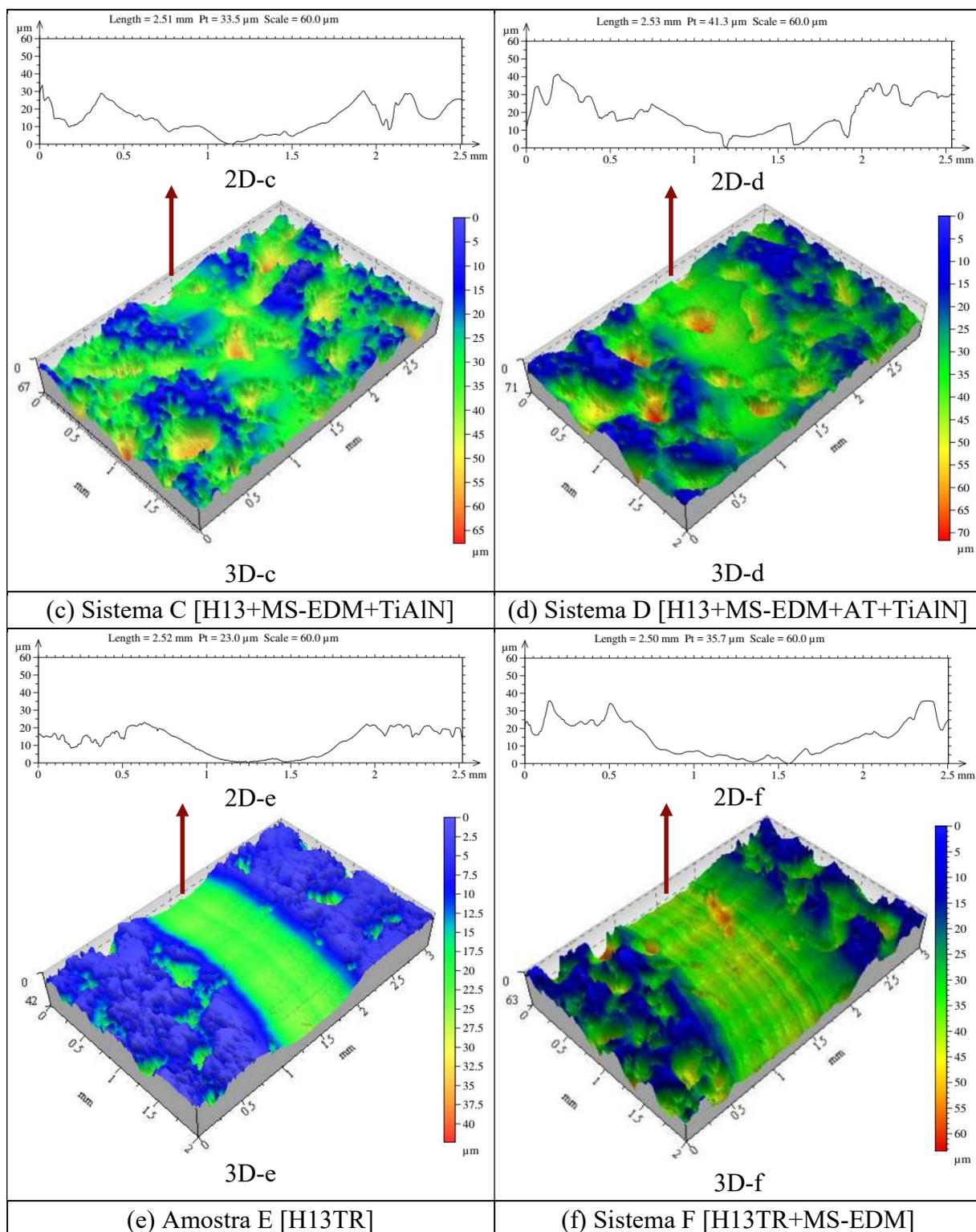
Nota-se na FIGURA 5.21(a) que a amostra A apresentou protuberância de material nas laterais da trilha de desgaste. Isso indica que houve desgaste por microsulcamento, o qual pode ser explicado pela menor dureza desta amostra em relação aos demais sistemas estudados neste trabalho, conforme mostrado na FIGURA 5.14. Este resultado corrobora as informações de Zum Gahr (1987), de que quanto mais dúctil o material, maior a tendência de gerar microsulcamento.

FIGURA 5.21 - Perfilometria dos sistemas estudados, conforme indicado: perfil 2D da trilha de desgaste e região de varredura 3D no perfilômetro



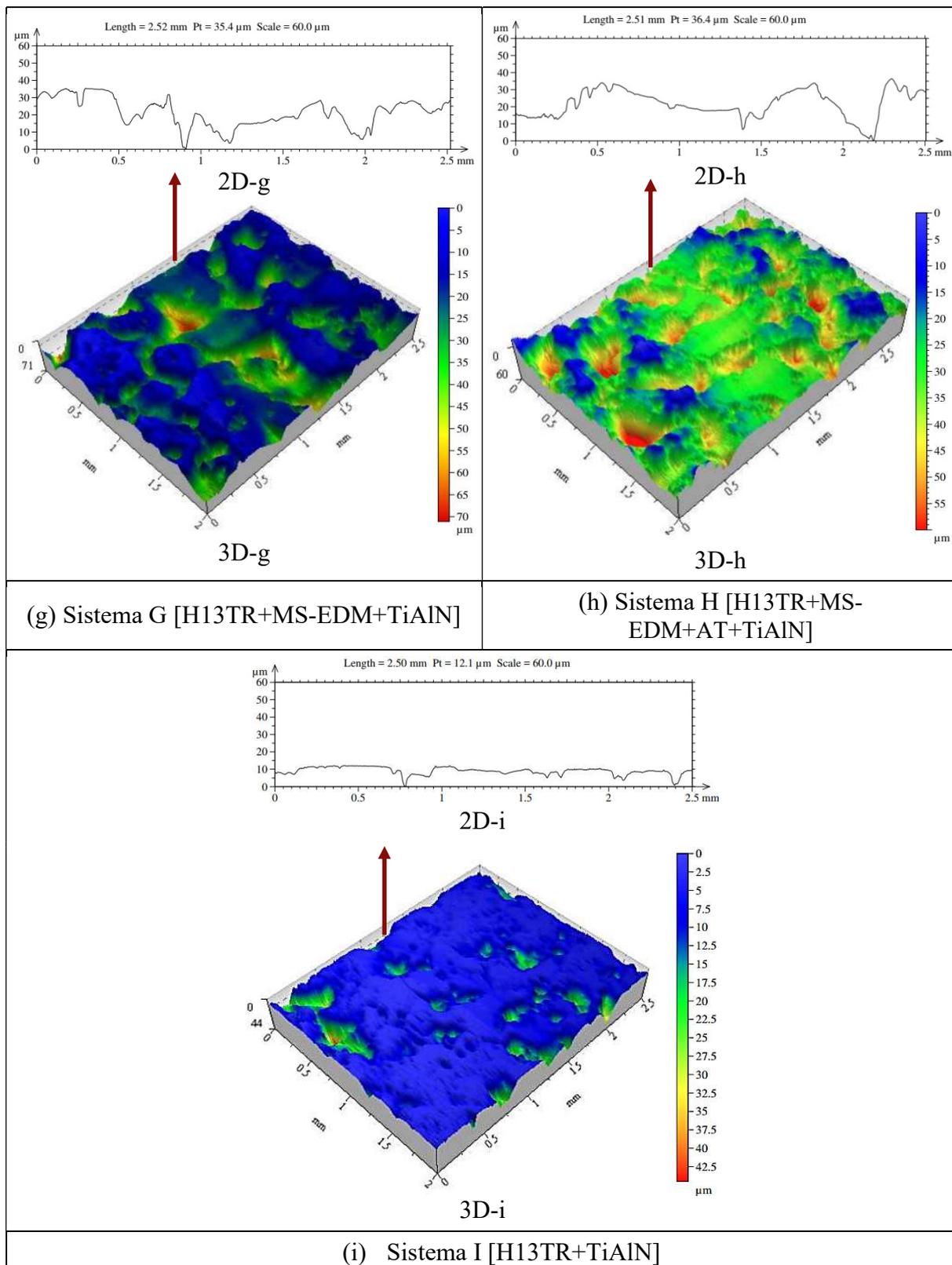
Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.21 - (Continuação) Perfilometria dos sistemas estudados, conforme indicado: perfil 2D da trilha de desgaste e região de varredura 3D no perfilômetro



Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.21 - (Continuação) Perfilometria dos sistemas estudados, conforme indicado: perfil 2D da trilha de desgaste e região de varredura 3D no perfilômetro



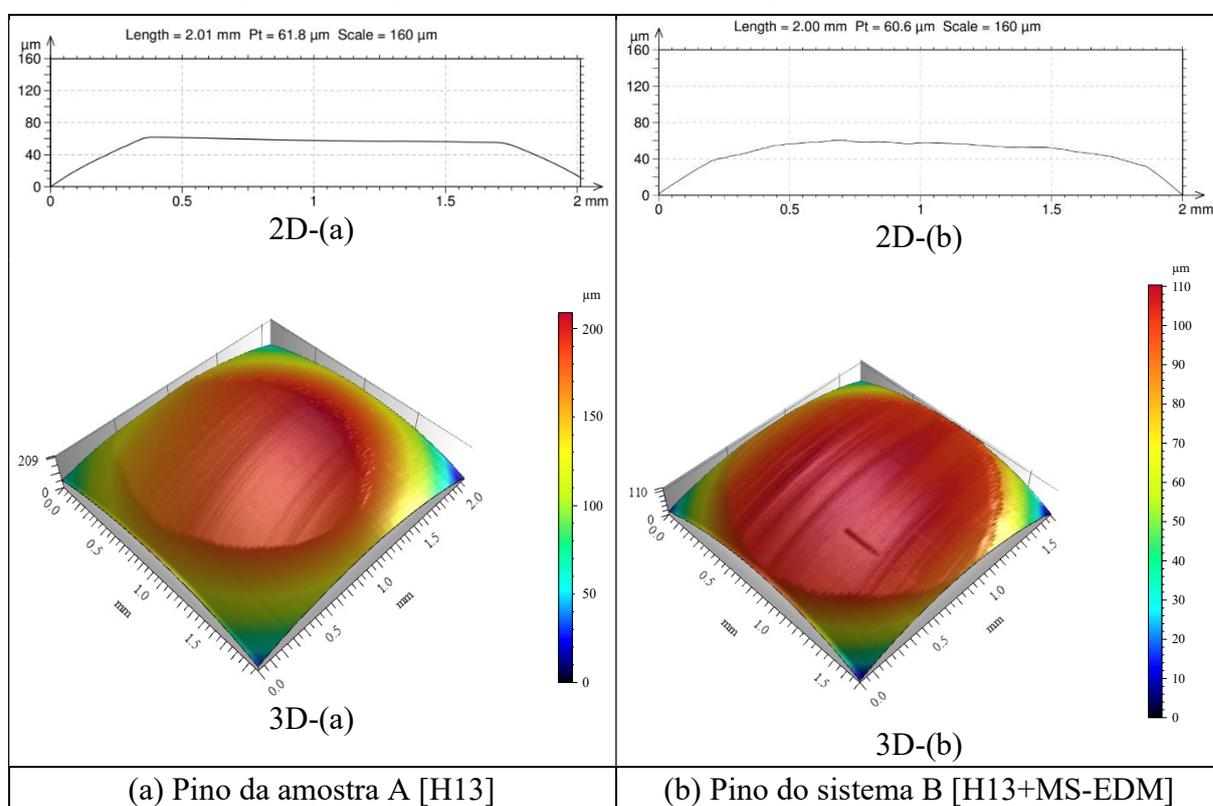
Fonte: elaborado pelo autor.

Foi realizada perfilometria, dos pinos de WC/12Co utilizados nos ensaios de desgaste por deslizamento, pino sobre disco, dos nove sistemas estudados e, de um pino novo (referência), com o objetivo de quantificar a profundidade do desgaste no topo esférico dos pinos. A FIGURA 5.22 apresenta os perfis bidimensionais da região de desgaste do topo esférico dos pinos de WC/12Co (em cima) e, a região de varredura 3D do topo esférico (embaixo).

Nota-se pelas imagens de perfilometria (FIGURA 5.22) e, também pelas imagens de MEV (FIGURA 5.18), que os topos esféricos dos pinos das amostras A, E e dos sistemas B, F, apresentaram o maior desgaste. Isso pode estar relacionado com o coeficiente de atrito, resultante na interface do pino com a superfície de deslizamento dos discos, os quais apresentaram maiores valores, em relação aos demais sistemas estudados (FIGURA 5.22).

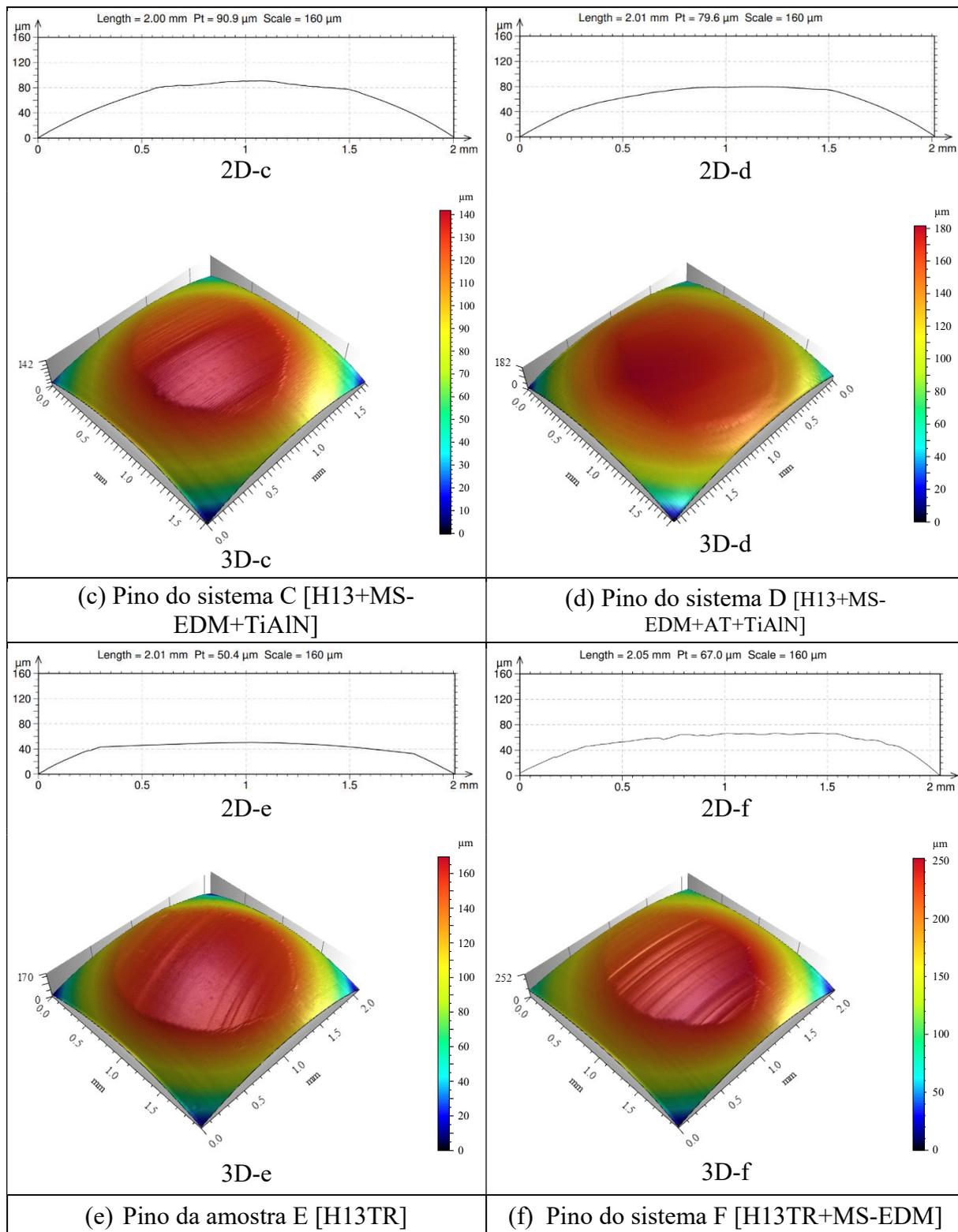
Os sistemas B e F continham, na camada mais externa da superfície, o tratamento MS-EDM. Isso resultou, durante os ensaios de desgaste por deslizamento, em detritos abrasivos, provenientes da camada refundida, que é dura e frágil. Justificando assim o maior desgaste e consequentemente o maior coeficiente de atrito médio, especialmente para o sistema F (0,76).

FIGURA 5.22 - Perfilometria do topo esférico dos pinos de WC/12Co utilizados nos ensaios de desgaste dos sistemas estudados: perfil 2D e região de varredura 3D do topo do pino.



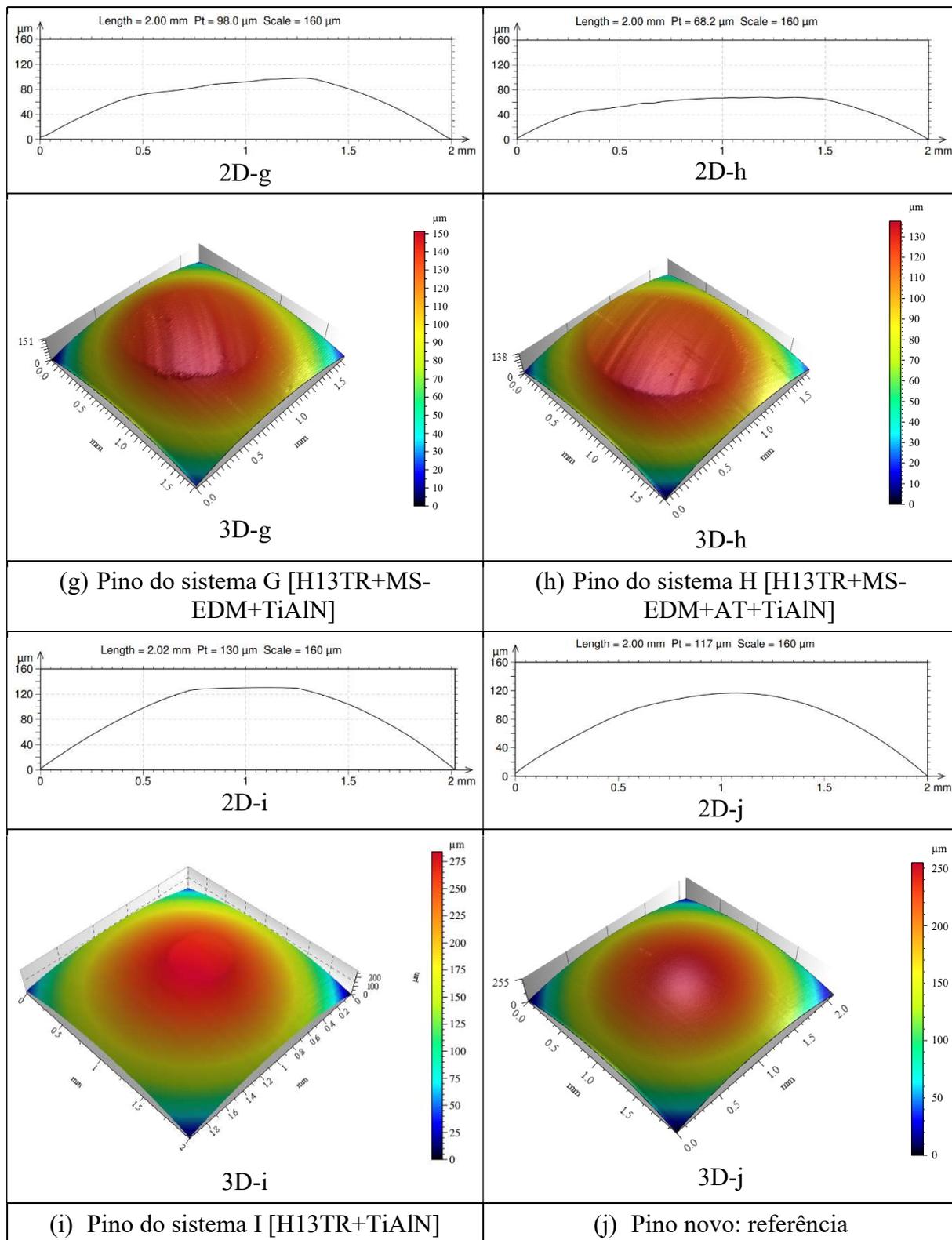
Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.22 - (Continuação) Perfilometria do topo esférico dos pinos de WC/12Co utilizados nos ensaios de desgaste dos sistemas estudados: perfil 2D e região de varredura 3D do topo do pino.



Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.22 - (Continuação) Perfilometria do topo esférico dos pinos de WC/12Co utilizados nos ensaios de desgaste dos sistemas estudados: perfil 2D e região de varredura 3D do topo do pino.



Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 5.23 mostra a taxa de desgaste específica (Q'), a resistência relativa ao desgaste (proporcional a $1/\text{taxa de desgaste}^{-1}$ (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017)) e o CoF dos pares tribológicos estudados. As taxas de desgaste tenderam a diminuir com o aumento da dureza superficial, ou seja, a maior taxa de desgaste de $15,25 \pm 1,80$ ($\times 10^{-6} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$) foi obtida para a amostra A, que possui a menor dureza de seção transversal ($302,5 \pm 7,6 \text{ HV}_{0,025}$), a qual manteve-se inalterada abaixo da superfície, conforme mostrado na FIGURA 5.16.

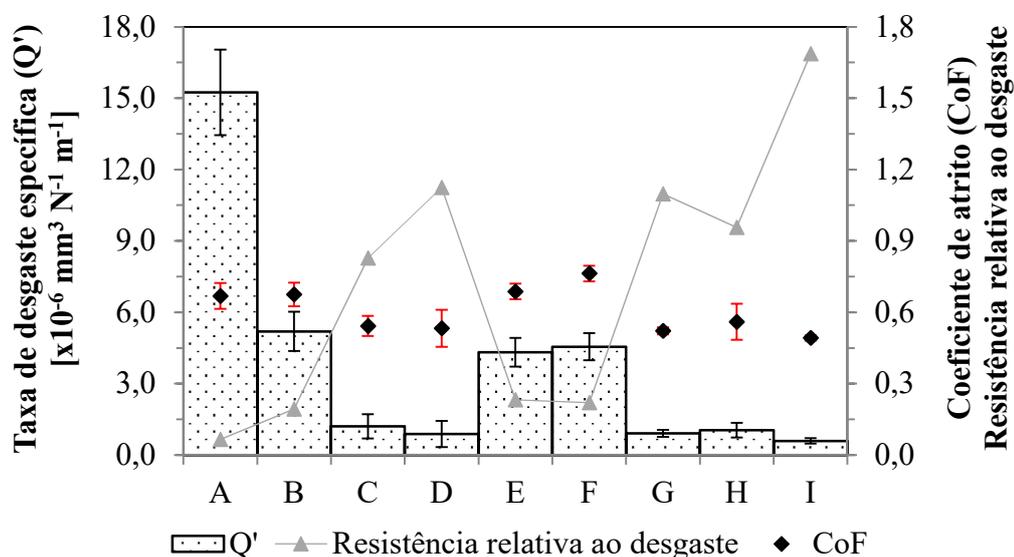
A amostra E (ABNT H13 temperado e revenido) apresentou taxa de desgaste semelhante em relação ao sistema F (nitretado por MS-EDM), apesar das durezas serem distintas; valor de $633,3 \pm 3,7 \text{ HV}_{0,025}$ foi obtido para a seção transversal da amostra E, enquanto $873,9 \pm 29,1 \text{ HV}_{0,025}$ foi obtido para a CR do sistema F, conforme pode ser observado na FIGURA 5.16(b). Sugere que os detritos da CR do sistema F, que contém nitretos de ferro (duros e frágeis), contribuíram para o aumento da taxa de desgaste, os quais influenciaram também o aumento do CoF deste sistema F ($0,76 \pm 0,03$) em relação à amostra E, não tratada por MS-EDM ($0,69 \pm 0,03$). Indica-se que o sistema F apresentou mecanismos de desgaste dominantes por microsulcamento e por adesão, respectivamente, FIGURAS 5.21(f) e 5.22(f), os quais combinados, resultou na taxa de desgaste de $4,55 \pm 0,57$.

Os sistemas híbridos C e D apresentaram taxas de desgaste específica de 77 % e 83 % menores, respectivamente, em relação ao sistema B (nitretado por MS-EDM apenas), as quais equivalem a um ganho de resistência relativa ao desgaste de mais de quatro e quase seis vezes, respectivamente. Enquanto os sistemas híbridos G e H apresentaram taxas de desgaste específicas de 80 % e 77 % menores em média, respectivamente, em relação ao sistema F (nitretado por MS-EDM apenas). Isso equivale à melhoria da resistência relativa ao desgaste de cinco vezes aproximadamente em comparação ao sistema F, e também em relação à amostra E (substrato ABNT H13 temperado e revenido). É razoável inferir que esse comportamento e ganho em desempenho tribológico dos sistemas híbridos, pode ser explicado pelo aumento de dureza das superfícies revestidas com $2,6 \pm 0,2 \mu\text{m}$ de espessura TiAlN, combinada com maior estabilidade química e maior capacidade de suporte de carga fornecida pelo substrato nitretado. Corroborando os estudos de Björk et al. (1999), sobre menor taxa de desgaste obtida para sistemas híbridos aplicados em matrizes de extrusão ABNT H13, em comparação com superfícies ABNT H13 apenas nitretadas ou somente revestidas por PVD (TiN ou CrN ou monocamadas de TiAlN). Isso explica também o menor coeficiente de atrito ($C = 0,54 \pm 0,04$; $D = 0,53 \pm 0,08$ enquanto o sistema B apresentou CoF de $0,67 \pm 0,05$ e $G = 0,52 \pm 0,0$; $H = 0,56 \pm 0,08$ enquanto o sistema F apresentou CoF de $0,76 \pm 0,03$ e a amostra E de $0,69 \pm 0,03$).

Justificando assim que o revestimento TiAlN, aplicado ao aço ABNT H13, melhora o desempenho tribológico, sendo portanto, eficaz na redução do desgaste adesivo (BHUSHAN; GUPTA, 1991; KUMAR; BHUSHAN, 2015).

Os sistemas híbridos C, D, G, H exibiram taxa de desgaste similares e dureza superficial média de $3080,5 \pm 0,5 \text{ HV}_{0,025}$. Enquanto o sistema I apresentou a menor taxa de desgaste, dentre as condições estudados (p. ex.: distância máxima de 2000 m), a qual pode ser explicada pela maior dureza de $3232,1 \pm 0,6 \text{ HV}_{0,025}$ e menor CoF de $0,49 \pm 0,01$ (conforme TABELA 5.8), e também pela maior espessura do revestimento TiAlN de $4,4 \pm 0,2 \mu\text{m}$ (TABELA 5.6). Em relação aos sistemas híbridos, considerando o aspecto custo e o objetivo das empresas em aumentar a produtividade e aprimorar os recursos materiais e financeiros, indica-se que os sistemas C e G são os mais eficientes para obter taxas de desgaste por deslizamento menores. Isso é justificado pelo fato de ter que incluir uma nova operação de tratamento de alívio de tensões nos sistemas D e H.

FIGURA 5.23 - Taxa de desgaste específica (Q') das amostras e sistemas, resistência relativa ao desgaste e coeficiente de atrito (CoF) dos pares tribológicos estudados



Fonte: elaborado pelo autor.

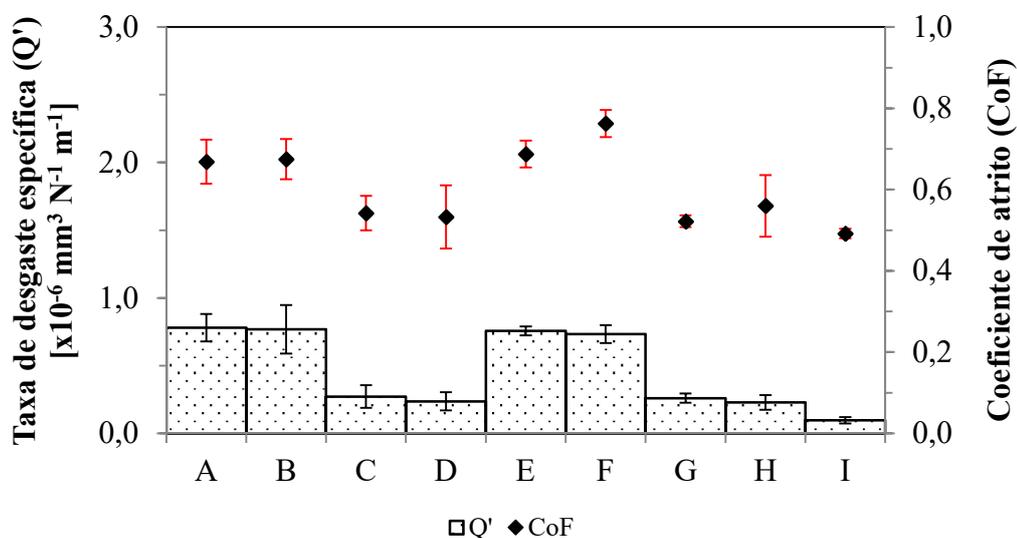
A [H13]; B [H13+MS-EDM]; C [H13+MS-EDM+TiAlN]; D [H13+MS-EDM+AT+TiAlN]; E [H13TR]; F [H13TR+MS-EDM]; G [H13TR+MS-EDM+TiAlN]; H [H13TR+MS-EDM+AT+TiAlN]; I [H13TR+TiAlN].

A FIGURA 5.24 apresenta a taxa de desgaste específica (Q') dos pinos de WC/12Co utilizados nos ensaios de desgaste por deslizamento de pino sobre disco, calculada conforme EQ. 4.3, e o respectivo coeficiente de atrito (CoF) do par tribológico estudado. Os pinos de WC/12Co utilizados no deslizamento com os discos não revestidos com TiAlN PVD (amostras A, E e

sistemas B, F), apresentaram as maiores taxas de desgaste específica, representando mais material desgastado da superfície desses pinos. A taxa de desgaste específica dos pinos que atuaram contra os sistemas híbridos (C, D), revestidos com TiAlN e com substrato ABNT H13 recozido, foi em média 67 % menor em relação aos pinos usados contra o sistema não revestidos (B), a qual é equivalente a ganho médio de três vezes na resistência relativa ao desgaste. Esse resultado foi similar ao obtido para os pinos usados contra os sistemas híbridos (G, H), revestidos com TiAlN e com substrato ABNT H13 temperado e revenido, em comparação com os pinos usados contra a amostra E e sistema F, ambos não revestidos com TiAlN. Para os quais foi obtido taxa de desgaste média de 67 % menor equivalente à ganho médio de resistência relativa ao desgaste de três vezes em relação aos não revestidos com TiAlN. Esse comportamento pode estar relacionado com o menor coeficiente de atrito medido para esses pares tribológicos com sistemas híbridos (CoF médio para C, D, G, H = $0,54 \pm 0,05$) em comparação às amostras e sistemas não revestidos (CoF médio para A, B, E, F = $0,70 \pm 0,04$).

Esses resultados destacam a contribuição do revestimento TiAlN para reduzir a taxa de desgaste da contrapeça, no caso os pinos de WC/12Co. Pode-se inferir que as camadas de óxido formadas durante longas distâncias de deslizamento (2000 m), contribuíram para a redução do CoF e da taxa de desgaste (CASTRO; FERNÁNDEZ-VICENTE; CID, 2007), especialmente a contribuição do TiO formado em amostras revestidas com TiAlN, conforme mostrado nos difratogramas das FIGURAS 5.14 e 5.15. Os tribo-óxidos são geralmente considerados como camada protetora, e na maioria dos casos, foram relatados ou considerados para prevenir o contato metal-metal, reduzindo assim o desgaste (WEI et al., 2011). Björk et al. (1999) afirmam que, em geral, a deposição de revestimentos para proteção de desgaste (TiN, TiAlN ou TaC) resultou na diminuição significativa da taxa de desgaste dos pinos.

FIGURA 5.24 - Taxa de desgaste específica (Q') dos pinos de WC/12Co utilizados em cada amostra e sistema estudados, e o coeficiente de atrito (CoF) dos pares tribológicos



Fonte: elaborado pelo autor.

A [H13]; B [H13+MS-EDM]; C [H13+MS-EDM+TiAlN]; D [H13+MS-EDM+AT+TiAlN]; E [H13TR]; F [H13TR+MS-EDM]; G [H13TR+MS-EDM+TiAlN]; H [H13TR+MS-EDM+AT+TiAlN]; I [H13TR+TiAlN].

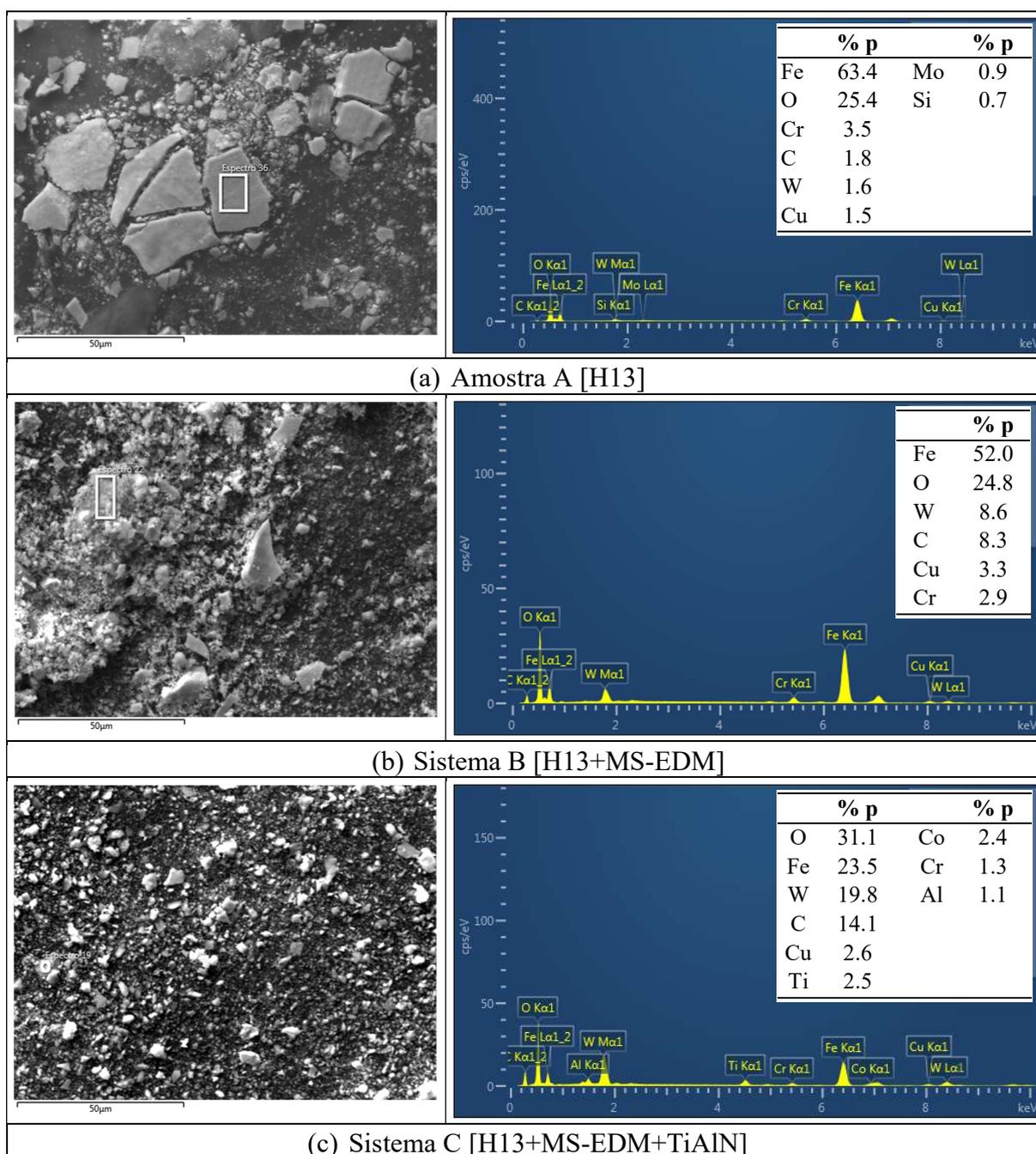
A FIGURA 5.25 apresenta a análise por EDS dos detritos coletados de cada par tribológico, após o teste de desgaste por deslizamento de pino sobre disco, para distância de deslizamento de 2000 m, com o objetivo de melhor compreender os fenômenos de desgaste envolvidos nos testes.

Nota-se a presença de detritos de desgaste de todos os pares, a qual sugere que adesão e fratura ocorreram como resultado da iniciação de trinca, crescimento e desprendimento de material. A fratura pode ser explicada, segundo Holmberg et al. (2007), pelo processo iniciando da perda de coesão entre as estruturas adesivas do material, continuando com a propagação da trinca e resultando na liberação de detritos da superfície. Abrasão e fratura também parecem razoáveis para explicar a presença de detritos, especialmente das amostras A, pois neste caso uma superfície mais macia deslizou contra o pino WC-12Co e deforma-se assim que a tensão de cisalhamento supera a resistência do material mais macio. Assim, forma-se uma trinca, a qual cresce, fratura e o material se desprende, resultando na formação de detritos de desgaste (HOLMBERG et al., 2007).

Os detritos são originados tanto dos discos quanto dos pinos; entretanto, a análise de EDS indica a presença de Fe e O como os elementos predominantes em quase todos os pares tribológicos, exceto para o par do sistema D. Isso sugere que a formação de óxido de ferro ocorreu durante

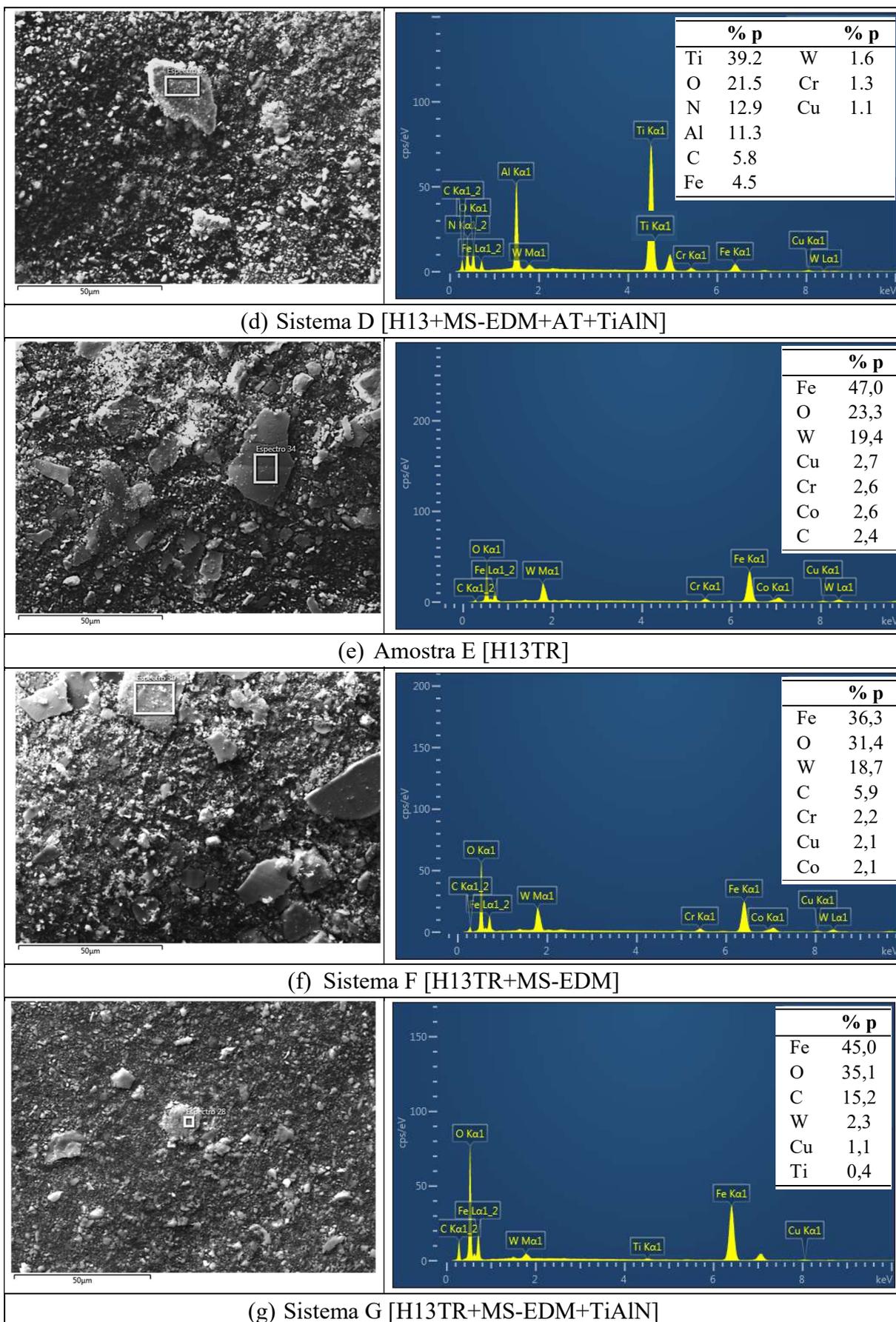
os testes de desgaste por deslizamento, uma vez que o Fe é o principal elemento do aço ABNT H13. De acordo com Aihua et al. (2012), a presença de O indica oxidação do Fe durante o contato por deslizamento, a qual pode ser explicada pelo aumento da temperatura na interface durante os testes. Além disso, a presença de O no ar promove a rápida formação de uma fina camada de óxido de 1,0 a 10,0 nm de espessura, para a maioria das superfícies metálicas (HOLMBERG; MATTHEWS; RONKAINEN, 1998).

FIGURA 5.25 - Análise EDS dos detritos coletados após ensaios de pino sobre disco.



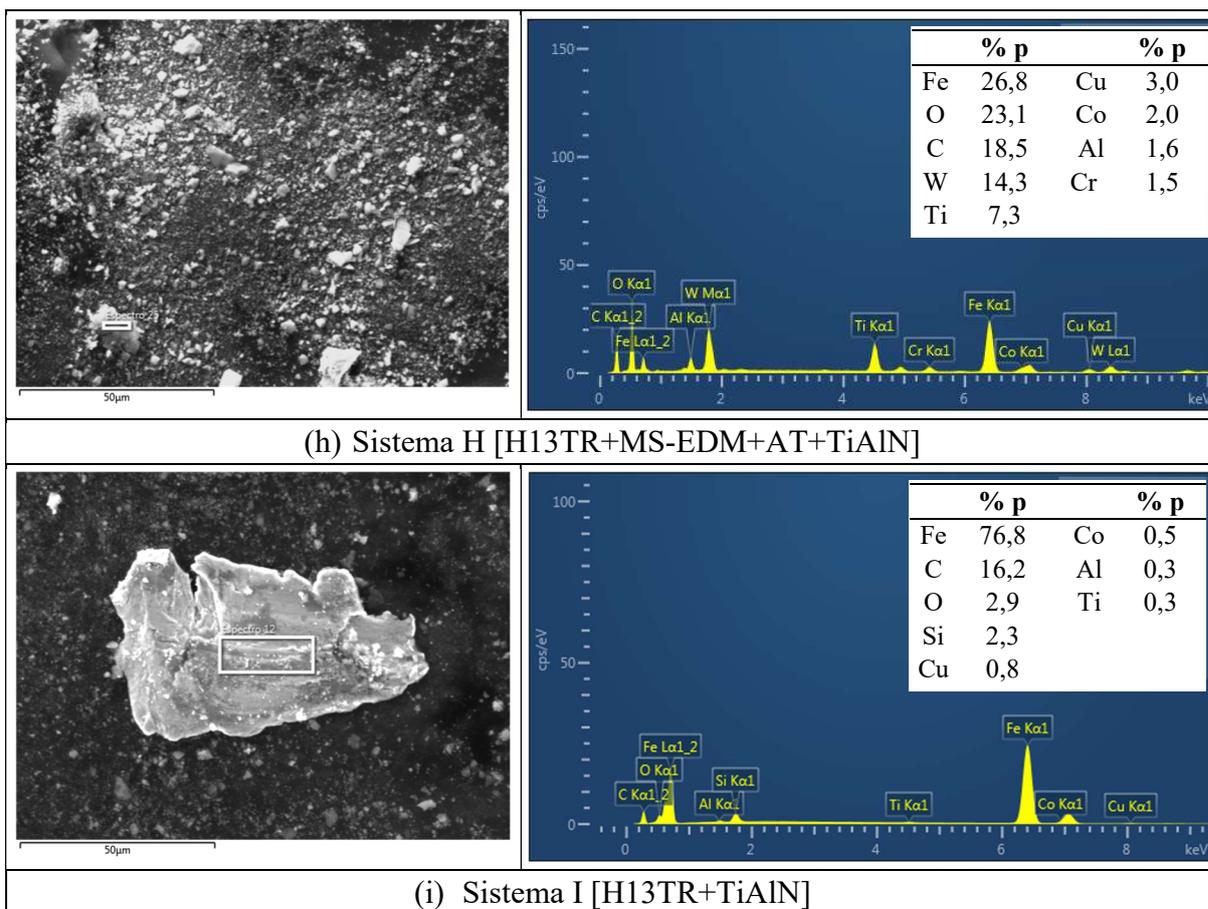
Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.25 – (Continuação) Análise EDS dos detritos coletados após ensaios de pino sobre disco.



Fonte: elaborado pelo autor.

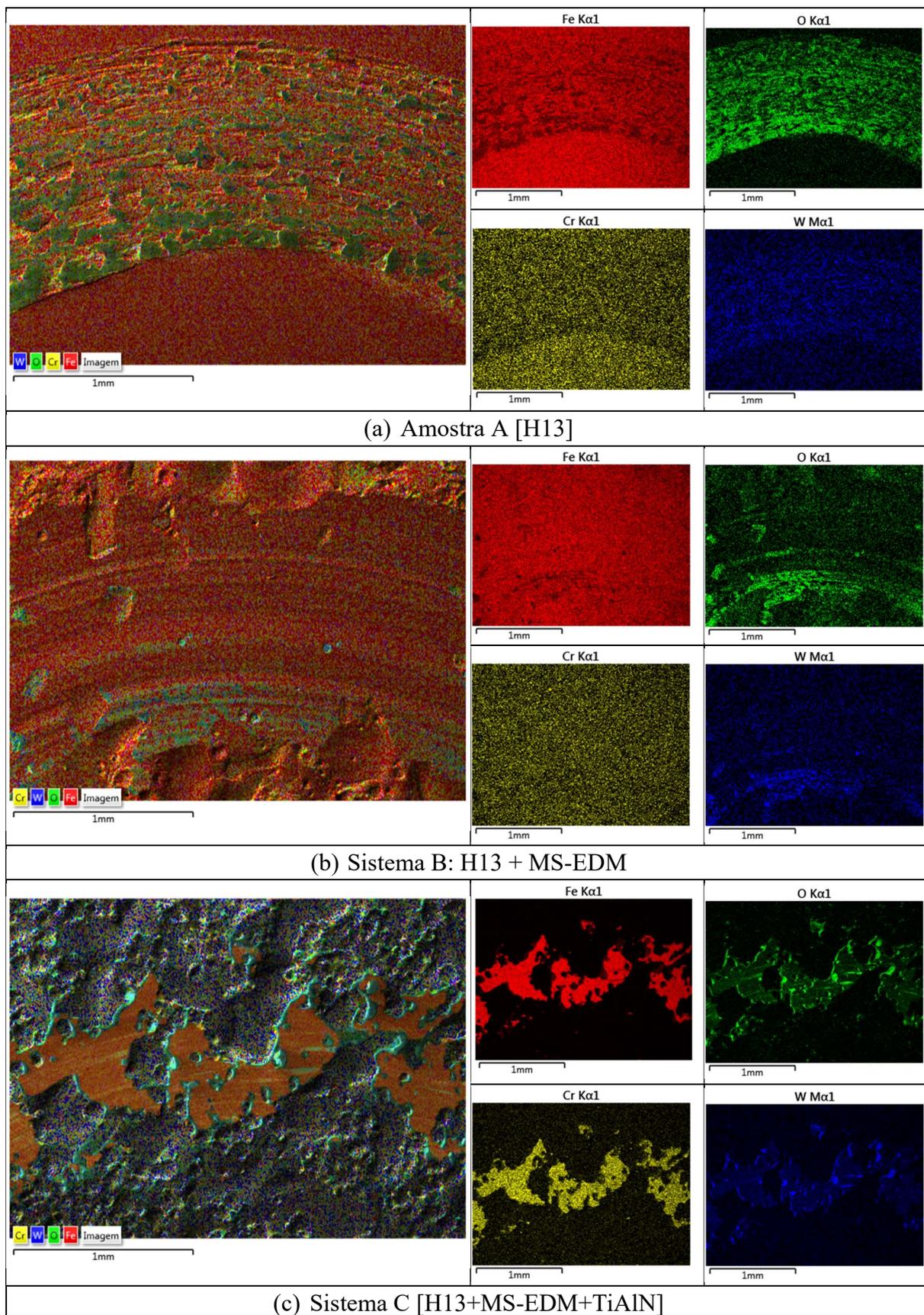
FIGURA 5.25 - (Continuação) Análise EDS dos detritos coletados após ensaios de pino sobre disco.



Fonte: elaborado pelo autor.

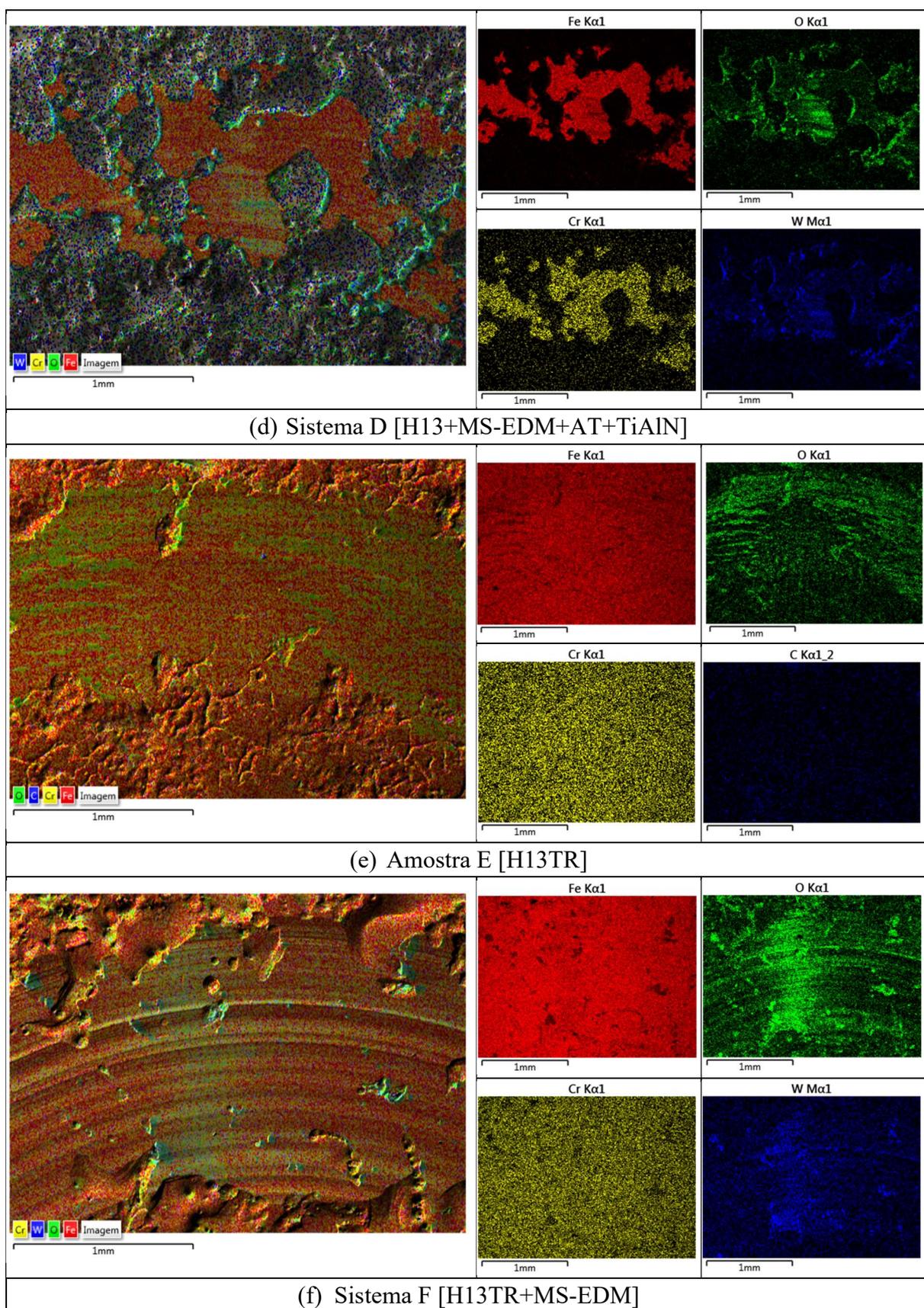
A FIGURA 5.26 mostra as análises de mapeamento químico por MEV/EDS, realizadas nas trilhas de desgaste, com o objetivo de confirmar a ocorrência de oxidação e de adesão nas superfícies desgastadas. Nota-se a presença de O mais concentrado nas trilhas em relação a fora das trilhas, o qual sugere ocorrência de oxidação nas trilhas, devido a sucessivas passagens do pino sobre o disco. A presença de W nas trilhas indica adesão de material dos pinos de WC/12Co. Houve remoção da camada de revestimento TiAlN PVD na região das trilhas dos sistemas híbridos (C, D, G, H) e também remoção parcial para o sistema I, respectivamente, FIGURA 5.26(c, d, g, h) e (i), atingindo parcialmente o substrato ABNT H13. Isso é justificável, uma vez que foi identificado a presença dos elementos Fe e Cr em todas as trilhas, os quais são oriundos do substrato de aço ABNT H13. Esse desgaste é explicado pelas sucessivas passagens do pino de topo esférico WC/12Co sobre a superfície dos discos, percorrendo a distância de deslizamento total de 2000 m.

FIGURA 5.26 - Mapa químico das trilhas após 2000 m de contato com pino WC/12Co.



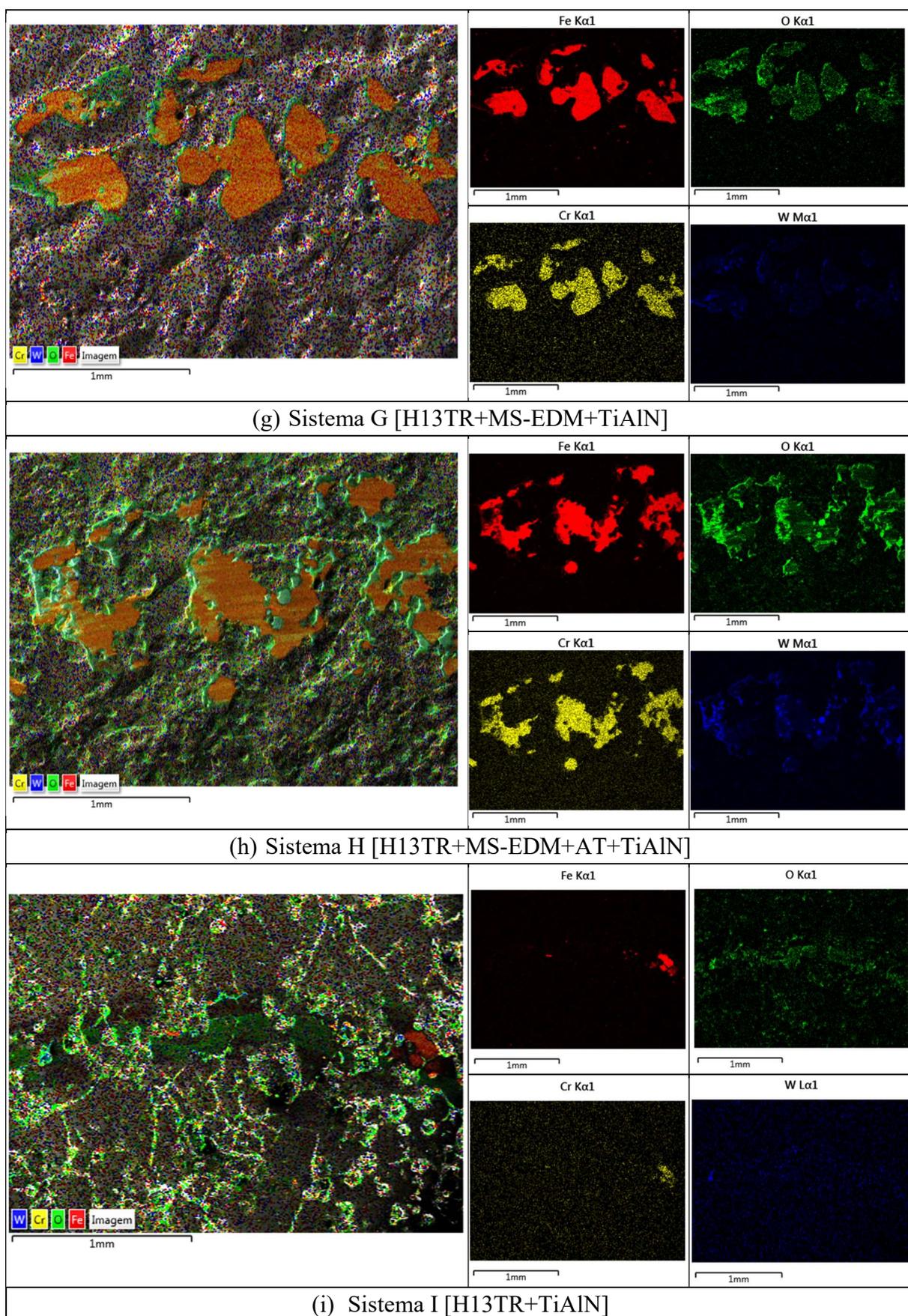
Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.26 - (Continuação) Mapa químico das trilhas após 2000 m de contato com pino WC/12Co.



Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.26 - (Continuação) Mapa químico das trilhas após 2000 m de contato com pino WC/12Co.

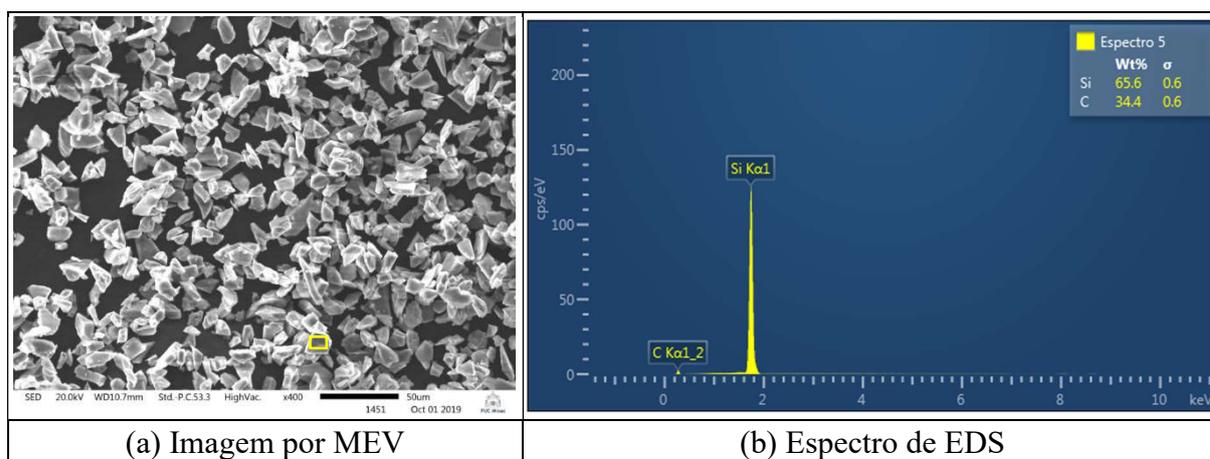


Fonte: elaborado pelo autor.

5.4.2 Testes de desgaste por abrasão em microescala

A FIGURA 5.27 apresenta a imagem por MEV da morfologia do carbeto de silício (SiC) utilizado como pó abrasivo nos experimentos de desgaste por abrasão em microescala, e o espectro EDS. Nota-se que as partículas de SiC possuem formato angular, propício para o processo de abrasão, e com uma morfologia evidente em forma de placa. De acordo com Zum Gahr (1987), o ângulo crítico de corte do abrasivo, favorece o mecanismo de microcorte.

FIGURA 5.27 - Imagem MEV e análise EDS de partículas de SiC, usadas como abrasivo nos experimentos de desgaste por abrasão em microescala.



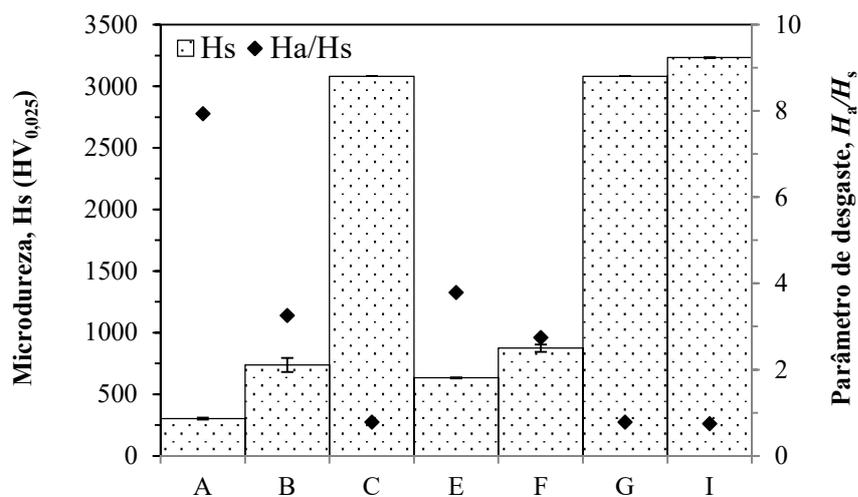
Fonte: elaborado pelo autor.

O tamanho das partículas abrasivas de SiC é em geral maior que a espessura do revestimento de TiAlN PVD, e de acordo com Trezona, Allsopp e Hutchings (1999), a profundidade de impressão das partículas abrasivas na superfície depende da carga aplicada, da dureza da superfície e da dureza do abrasivo.

A FIGURA 5.28 apresenta o parâmetro de desgaste abrasivo, definido pela razão de dureza das partículas abrasivas (H_a) para a dureza da superfície do material desgastado (H_s), para os sistemas estudados. Foi considerado o valor de dureza do abrasivo SiC de 2400 HV, que é a média da faixa de dureza apresentada na literatura (2100 à 2600 HV, HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). As amostras A e sistemas B, E e F apresentaram parâmetro de desgaste por abrasão de 7,9; 3,3; 3,8 e 2,7, respectivamente. Indicando que o regime de desgaste tende a ser severo, pois, a dureza do abrasivo foi maior do que a dureza das superfícies desgastadas e, o abrasivo é considerado duro (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; RICHARDSON, 1967), uma vez que a razão H_a é maior do que 1,2 a dureza da superfície (H_s) (ZUM GAHR, 1987). Nessa situação, as taxas de desgaste por abrasão são maiores e a partícula abrasiva penetra na superfície (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017), principalmente para as amostras A e E, que

referem aos substratos de aço ABNT H13 e ABNT H13TR, respectivamente, por possuírem menor dureza em relação ao abrasivo de SiC. Os sistemas híbridos (C e G) apresentaram parâmetro de desgaste abrasivo de 0,8 e o sistema I apresentou valor de 0,7, indicando que ocorreu regime de desgaste moderado. Isso é explicado pelo revestimento de TiAlN que possui maior dureza em relação ao abrasivo de SiC (2400 HV), conforme mostra a FIGURA 5.28. Estes resultados corroboram as informações de outros autores (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; ZUM GAHR, 1987), que afirmam quando a relação H_a/H_s for menor do que um (1), o regime de desgaste é moderado. Isso significa que a dureza do abrasivo é inferior à da superfície, sendo o abrasivo considerado suave (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017; RICHARDSON, 1967). De acordo com Hutchings e Shipway (2017), quando a dureza do abrasivo (H_a) for menor do que 1,2 a dureza da superfície (H_s), ocorrerá fluxo de deformação plástica na partícula, a qual será atenuada.

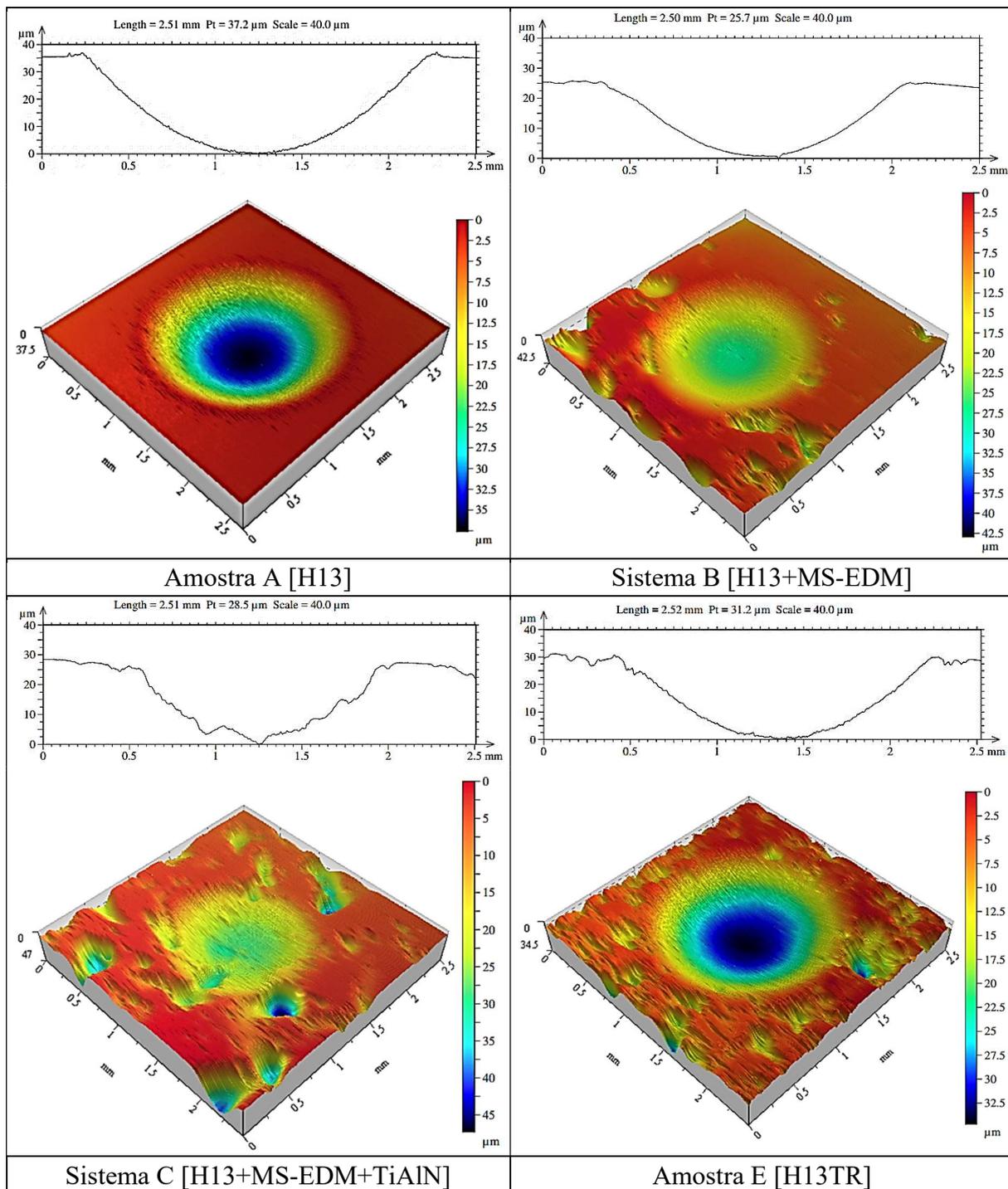
FIGURA 5.28 - Microdureza da superfície (H_s) e parâmetro de desgaste abrasivo (H_a/H_s) dos sistemas estudados por ensaios de abrasão em microescala.



Fonte: elaborado pelo autor.

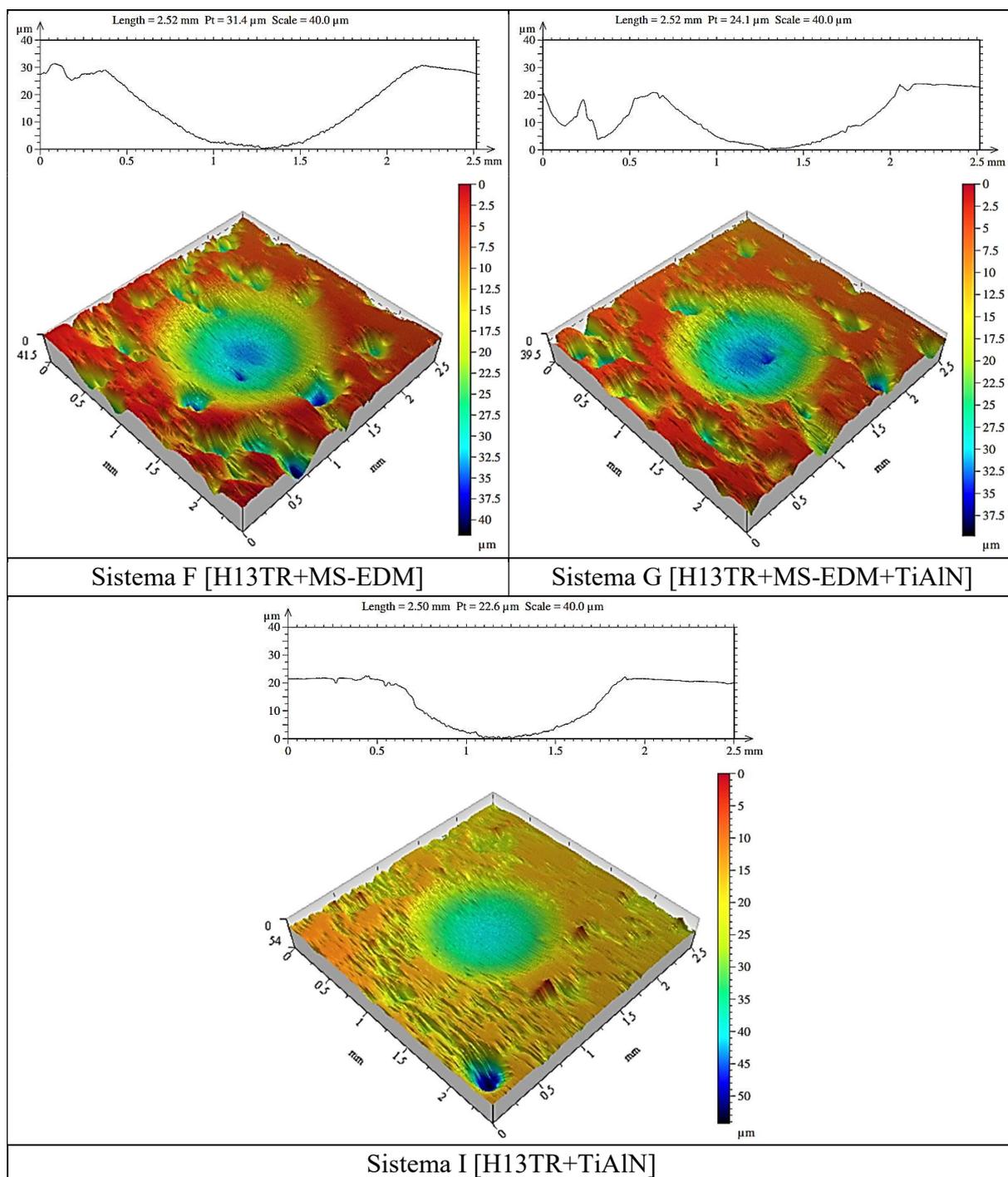
A FIGURA 5.29 mostra a perfilometria (perfil 2D e o 3D) das calotas formadas após 1256 revoluções da esfera, equivalente à distância de deslizamento de 98,7 m e tempo de teste de 942 s. Nota-se que as amostras A, E apresentaram maior desgaste em relação aos sistemas B, F, que receberam o tratamento de nitretação por MS-EDM, e também maior desgaste em relação aos sistemas C, G e I, que receberam o revestimento de TiAlN. Isso é explicado pela maior severidade de desgaste apresentado para essas amostras, sendo obtido parâmetros (H_a/H_s) de 7,9 e 3,8, respectivamente, para as amostras A e E, o que se justifica pelos menores valores de dureza, conforme mostrado na FIGURA 5.28.

FIGURA 5.29 - Perfilometria das calotas de desgaste produzidas após 1256 revoluções da esfera (98,7 m): perfil de varredura 2D (em cima) e região de varredura 3D (embaixo).



Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA 5.29 - (Continuação) Perfilometria das calotas de desgaste produzidas após 1256 revoluções da esfera (98,7 m): perfil de varredura 2D (em cima) e região de varredura 3D (embaixo).

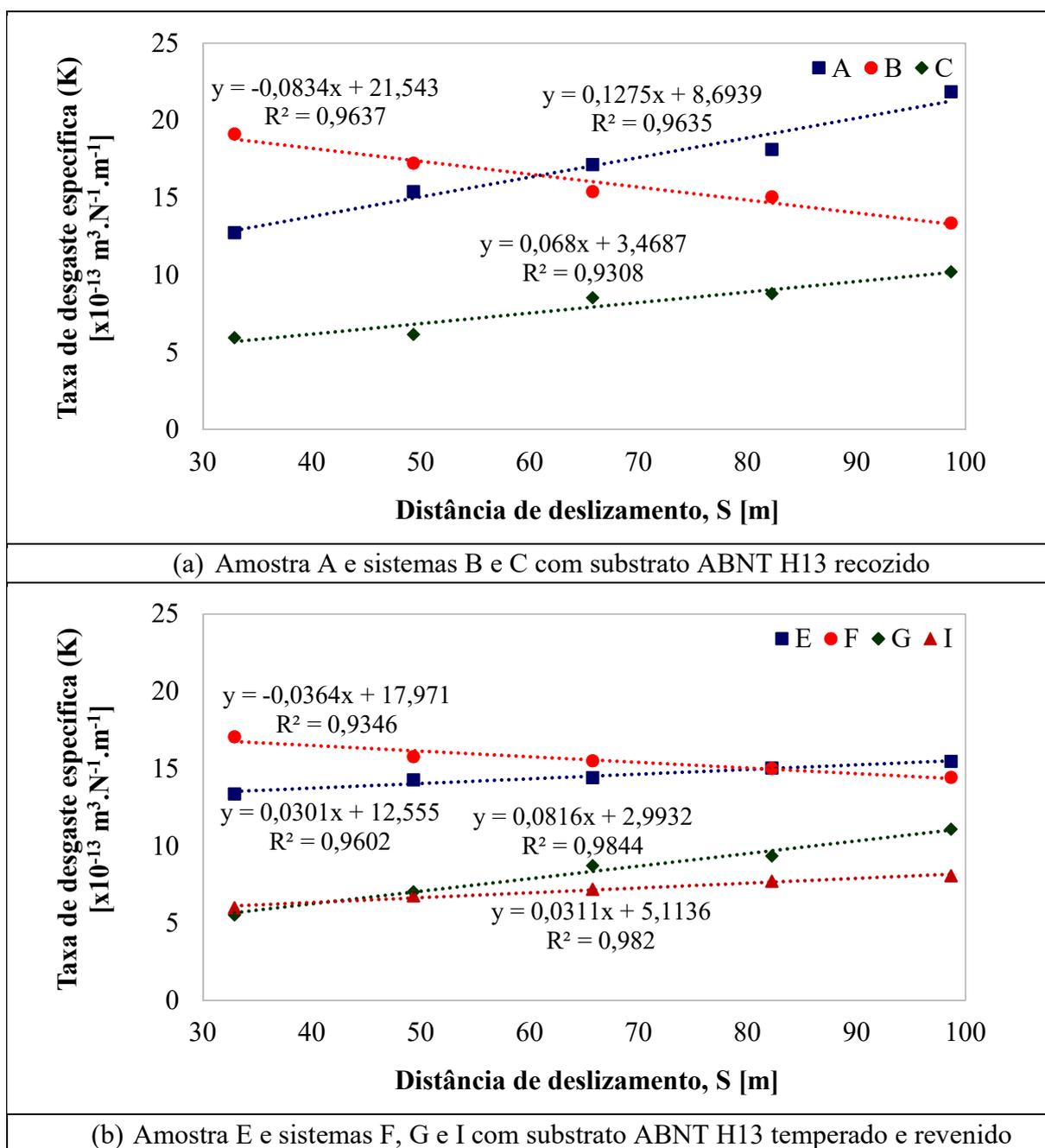


Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 5.30 mostra os gráficos com as taxas de desgaste específica em função da distância de deslizamento da esfera (32,9; 49,3; 65,8; 82,2 e 98,7 m), equivalentes à cinco tempos diferentes (314, 471, 628, 785 e 942 s) ou cinco número de ciclos (419, 628, 837, 1047 e 1256 revoluções da esfera). A FIGURA 5.30(a) refere à amostra A e sistemas B e C, ambos com substrato ABNT H13 recozido, enquanto a FIGURA 5.30(b) refere à amostra E e sistemas F,

G e I, com substrato ABNT H13 temperado e revenido. O comportamento da taxa de desgaste da amostra A foi de crescimento progressivo com a distância de deslizamento da esfera, o qual é evidenciado pelo maior coeficiente angular “a” de inclinação da reta ($y = ax + b$), além da maior taxa de desgaste apresentada para a amostra A. Esse comportamento pode ser explicado pela severidade de desgaste, representada pelo parâmetro H_a/H_s obtido de 7,9 (conforme FIGURA 5.28), o qual é 6,6 vezes maior em relação ao valor limite de referência 1,2. Nessa situação, a taxa de desgaste por abrasão é maior e a partícula abrasiva penetra na superfície (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017). Esse comportamento é semelhante ao obtido para a amostra E, porém, a E apresentou taxa de desgaste menor, evidenciado pelo menor coeficiente angular “a” em relação à amostra A. Em contrapartida, os sistemas que receberam apenas o tratamento de MS-EDM (B e F), apresentaram comportamento de redução progressiva da taxa de desgaste com o aumento da distância de deslizamento da esfera, ou seja, coeficiente angular “a” negativo. Esse resultado corrobora as informações de ASM Handbook (1992a), que a resistência ao desgaste das camadas nitretadas é reduzida na camada de compostos ou refundida, devido a densidade reduzida, ao efeito de entalhe dos poros e menor resistência à fadiga. Os sistemas C, G e I, revestidos com TiAlN, apresentaram menores taxas de desgaste por abrasão em microescala em relação aos demais sistemas estudados. Esse melhor desempenho obtido, pode ser explicado pela maior dureza da superfície e também pela espessura da camada revestida de TiAlN, conforme mostrado na FIGURA 5.28 e TABELA 5.6, respectivamente. Esse resultado corrobora as informações de Holmberg, Matthews e Ronkainen (1998) que os revestimentos duros são particularmente úteis em ambientes abrasivos. Explicado pelo parâmetro H_a/H_s obtido menor do que 1, resultando em regime de desgaste moderado (ZUM GAHR, 1987). Assim, a dureza das partículas envolvidas na abrasão influencia a taxa de desgaste; partículas de menor dureza em relação à superfície, causam menor desgaste do que partículas de maior dureza (HUTCHINGS; SHIPWAY, 2017).

FIGURA 5.30 - Taxa de desgaste específica (K) por ensaios de abrasão em microescala



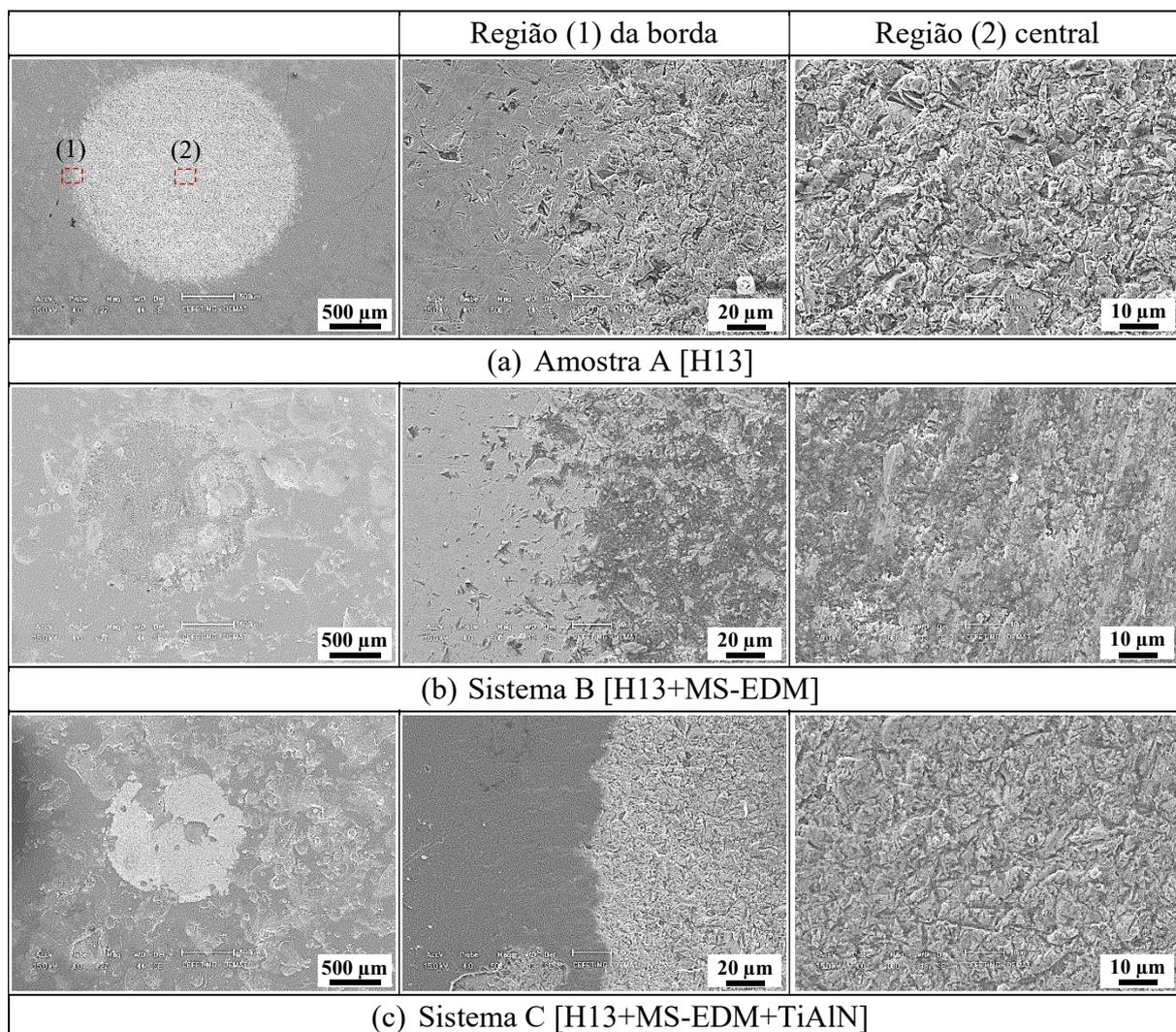
A [H13]; B [H13+MS-EDM]; C [H13+MS-EDM+TiAlN] e E [H13TR]; F [H13TR+MS-EDM]; G [H13TR+MS-EDM+TiAlN]; I [H13TR+TiAlN]

Fonte: elaborado pelo autor.

A FIGURA 5.31 mostra as imagens de MEV das calotas produzidas após 1256 revoluções da esfera, equivalente à distância de deslizamento de 98,7 m e tempo de teste de 942 s. As calotas completas são mostradas na primeira coluna, as regiões da borda (1) na coluna do meio e a região central das calotas (2) são mostradas na última coluna. As amostras A, E e o sistema F apresentaram superfícies típicas daquelas produzidas com baixas cargas e altas concentrações de pasta abrasiva, indicando que o mecanismo de desgaste dominante foi por rolamento, a três

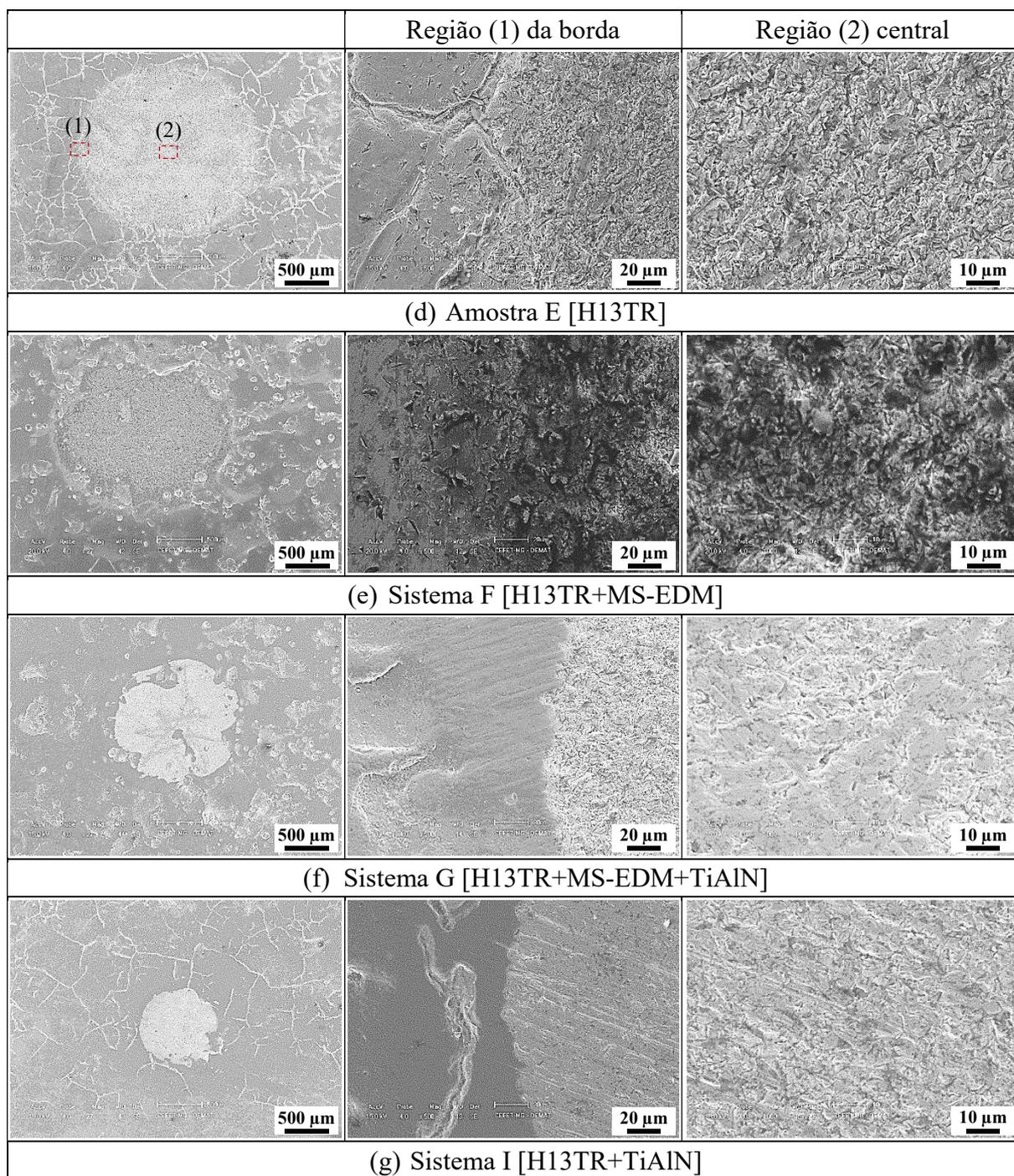
corpos. Isso é explicado, de acordo com Trezona; Allsopp; Hutchings (1999), em que as partículas abrasivas não são incorporadas à superfície da esfera, mas rolam entre as duas superfícies (esfera e peça) produzindo deformação severa, com recuos múltiplos, sem direcionalidade superficial evidente. Para os sistemas revestidos com TiAlN (C, G, I), indica que o mecanismo de desgaste foi também de rolamento a três corpos. No entanto, as imagens da região (1) da borda, indica aspecto de abrasão por ranhuras, em forma de desgaste de canais superficiais (FIGURA 5.31c, f, g). Desta forma, indica que houve modo de abrasão misto (de rolamento e de ranhuras), para estes sistemas C, G e I. Em geral, o mecanismo dominante de abrasão a três corpos (desgaste de rolamento), corrobora com o mapa do modo de desgaste por abrasão em microescala, do aço ferramenta, utilizando solução abrasiva de SiC F1200, discutido por Trezona; Allsopp; Hutchings (1999).

FIGURA 5.31 - Imagens por MEV das calotas produzidas após 1256 revoluções da esfera (98,7 m) com carga normal de 0,2 N e concentração de abrasivos de 20 % em volume.



Fonte: elaborado pelo autor

FIGURA 5.31 - (Continuação) Imagens por MEV das calotas produzidas após 1256 revoluções da esfera (98,7 m) com carga normal de 0,2 N e concentração de abrasivos de 20 % em volume.



Fonte: elaborado pelo autor

A FIGURA 5.32 mostra a análise química realizada por EDS na região central das calotas produzidas após 1256 revoluções da esfera (98,7 m e tempo de teste de 942 s). Todos os sistemas apresentaram os elementos típicos do aço ABNT H13 (p. ex.: Fe, Cr, V) e também os elementos do abrasivo SiC, indicando que houve adesão nas superfícies desgastadas por abrasão em microescala. Além destes elementos, os sistemas B, C, F, G, I, apresentaram o elemento N,

proveniente dos nitretos produzidos por MS-EDM, respectivamente, FIGURA 5.32(b, c, e, f, g). Foi identificado também os elementos Ti e Al, originados do revestimento de TiAlN, nos sistemas C, G, I, respectivamente, FIGURAS 5.32(c, f, g). Em relação à adesão, foi observado silício (Si) em todos os sistemas e em diferentes proporções (% p): A 6,0; B 29,6; C 10,3; E 12,7; F 8,3; G 9,1 e I 13,5 % p, conforme FIGURA 5.32(a à g), indicando que houve adesão de elementos do abrasivo SiC nas superfícies desgastadas. O elemento O indica que houve oxidação, a qual foi identificada nos sistemas C, E, F, G, I, respectivamente, FIGURA 5.32(c, d, e, f, g).

FIGURA 5.32 - Análise de composição química por EDS da região central das calotas produzidas após 1256 revoluções da esfera (98,7 m e 942 s).

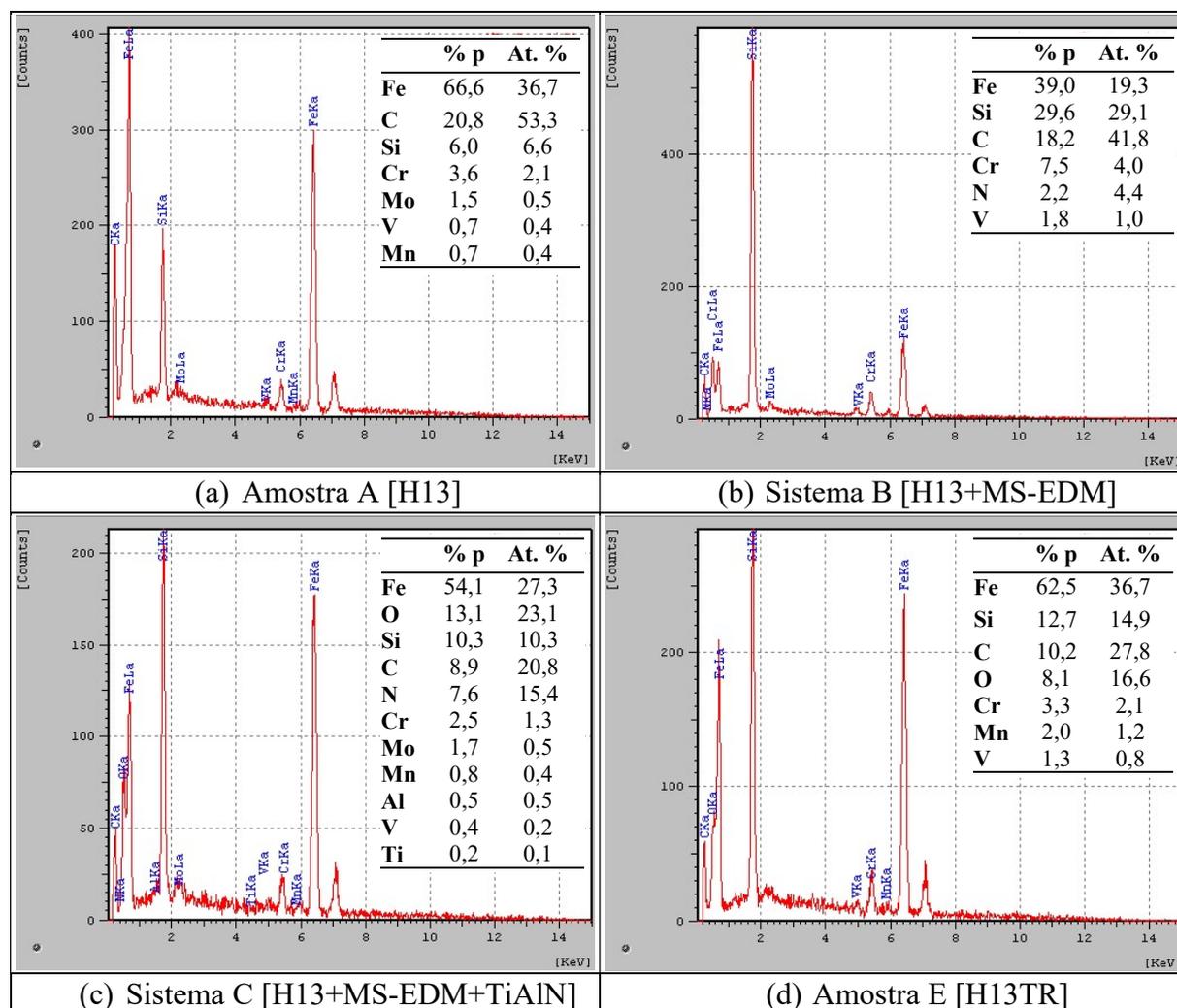
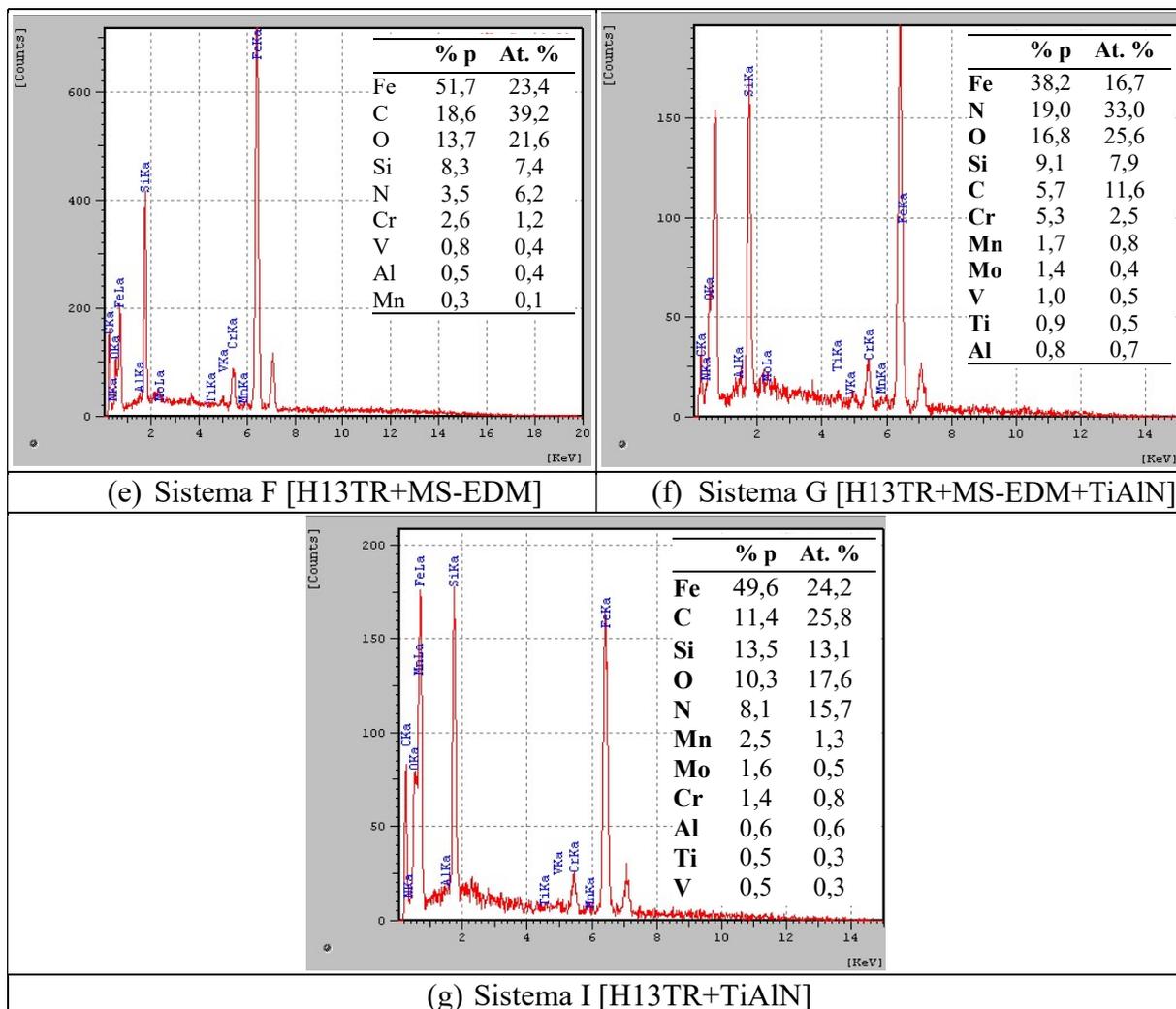


FIGURA 5.32 - (Continuação) Análise de composição química por EDS da região central das calotas produzidas após 1256 revoluções da esfera (98,7 m e 942 s).



Fonte: elaborado pelo autor.

6. CONCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, foi possível definir as seguintes conclusões:

Os tempos de duração do pulso (T_{ON}) e de intervalo do pulso (T_{OFF}) exercem influência no tratamento de MS-EDM, com alteração de espessura e uniformidade das camadas refundida (CR) e total (camada de metal alterada - CMA). A CMA mais espessa obtida foi de $53,2 \pm 5,5$ μm quando foram usados os tempos de duração e intervalo do pulso de 500 μs , enquanto a menor espessura de $31,0 \pm 4,6$ μm foi obtida para ambas as durações de pulso de 100 μs . Podendo inferir à maior energia de descarga elétrica durante o processamento das amostras com T_{ON} de 500 μs .

Foi evidenciado, por meio de DRX, a formação de nitretos nas amostras de aço ABNT H13 tratadas por MS-EDM, com o uso de ureia em água deionizada na concentração de 30 g.L^{-1} , em relação às amostras de aço ABNT H13 não tratadas por MS-EDM. O principal nitreto identificado foi o tipo Fe_{11}N , sugerindo a dissociação da ureia e introdução de nitrogênio atômico na superfície e subsuperfície do aço.

A combinação do tratamento de MS-EDM e revestimento de TiAlN PVD indicou redução do coeficiente de atrito e da taxa de desgaste, a qual pode ser explicada pelo aumento de dureza, tal como de $633,3 \pm 3,7$ $\text{HV}_{0,025}$ do substrato ABNT H13TR (E) para $3080,5 \pm 0,5$ $\text{HV}_{0,025}$ dos sistemas híbridos. Este ganho de dureza de aproximadamente cinco vezes, por sua vez, pode ser explicado pela presença de nitretos, tais como o nitreto de ferro (Fe_{11}N) e o nitreto de titânio (TiN), obtidos para os sistemas estudados.

Os sistemas híbridos C e D apresentaram comportamento de desgaste por deslizamento e coeficientes de atrito, similares aos obtidos para os sistemas híbridos G e H. Entretanto, para as condições estudadas neste trabalho, recomenda-se utilizar os sistemas híbridos C e D, com substrato de aço ABNT H13 conforme recebido, ao invés dos sistemas G e H, com substrato ABNT H13 temperado e revenido, contribuindo assim para a redução do número de etapas de fabricação.

Em geral, o desgaste por deslizamento de todas as amostras e dos sistemas estudados deslizando contra pinos de WC/12Co, foi principalmente uma combinação de deformação plástica, adesão e microsulcamento.

Os ensaios de desgaste por abrasão em microescala, indicaram que o mecanismo de desgaste dominante foi por rolamento a três corpos, explicado pela baixa carga (0,2 N) e alta concentração de solução abrasiva de SiC (20 % em volume).

A presença do revestimento de TiAlN contribuiu para a mudança do mecanismo de desgaste de rolamento a três corpos para riscamento a dois corpos, a qual é explicada pela inclusão de partículas duras na superfície, que são desprendidas do revestimento na forma de detritos abrasivos.

A severidade de desgaste das amostras A e E e dos sistemas B e F foi de regime severo, explicado pela maior dureza do abrasivo (2400 HV) em relação às superfícies dessas amostras e sistemas, o que resultou na relação H_a/H_s maior do que 1,2. Enquanto os sistemas híbridos C e G e sistema I, ambos revestidos com TiAlN, apresentaram regime de desgaste moderado, o qual é explicado pelo parâmetro H_a/H_s obtido menor do que 1. Isso infere a maior dureza da superfície desses sistemas em relação à dureza do SiC, a qual contribuiu para menores taxas de desgaste por abrasão em microescala em relação aos demais sistemas estudados.

A espessura do revestimento duro de TiAlN PVD influencia o resultado de desgaste por deslizamento e por abrasão em microescala; maior espessura de revestimento proporcionou menor taxa de desgaste e menor coeficiente de atrito. Entretanto, com o aumento do tempo de teste e/ou contato, como ocorre em aplicações práticas, o sistema I (ABNT H13 temperado e revenido + TiAlN) tem tendência a maior desgaste, pois não tem o tratamento de MS-EDM aplicado entre o substrato ABNT H13 e a camada TiAlN, o que resulta em menor profundidade de dureza abaixo da superfície, em comparação com os sistemas híbridos (C, D, G, H).

Os resultados experimentais mostraram que os sistemas híbridos, MS-EDM e subsequente deposição de revestimento TiAlN PVD, tem potencial para melhorar as propriedades tribológicas de superfícies de contato em condições de deslizamento e também de abrasão.

A técnica experimental de MS-EDM mostrou-se viável, uma vez que produziu a modificação superficial simultaneamente à usinagem por descarga elétrica por penetração, resultando na formação de nitretos, o que contribuiu para o aprimoramento da dureza e resistência ao desgaste do aço ABNT H13, assim como contribuiu para a melhoria da capacidade de suporte de carga para o revestimento de TiAlN PVD. Ressalta-se que não houve a necessidade da intervenção nas características originais da máquina de EDM, o que pode viabilizar o uso da técnica e contribuir para o ganho de produtividade industrial.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Em função do escopo definido inicialmente, e principalmente por não estarem incluídas nos objetivos propostos para o desenvolvimento deste trabalho, as sugestões a seguir são feitas para que algumas questões possam ser desenvolvidas e melhor compreendidas.

- Avaliar a resistência ao desgaste, por deslizamento e/ou por abrasão em microescala, de revestimento duro aplicado sobre superfícies de aço ABNT H13, ou similares, tratadas por MS-EDM, com o uso de outros fluídos dielétricos aquosos, em comparação com processos convencionais.
- Projetar e avaliar o desgaste de moldes e matrizes para trabalho a quente por meio de configuração de série de experimentos, com condições de peças e geometrias idênticas, reais (p. ex.: de forjamento, de extrusão, de fundição, entre outros).
- Avaliar a resistência à fadiga térmica do aço ABNT H13, ou similar, com revestimento duro aplicado sobre superfícies tratadas por MS-EDM, comparados com o revestimento duro aplicado sobre superfícies tratadas por nitretação convencional.
- Avaliar a resistência à fadiga mecânica do aço ABNT H13 ou aços similares, com revestimento duro aplicado sobre superfícies, de corpos de prova planos e/ou com geometria cilíndrica, tratadas por MS-EDM, em comparação com processos convencionais (p. ex.: nitretação).
- Avaliar a resistência ao impacto do aço ABNT H13 ou similar, com revestimento duro aplicado sobre superfícies tratadas por MS-EDM, em comparação com processos convencionais (p. ex.: nitretação).

Finalmente, nota-se que um modelo abrangente das inter-relações do processo de MS-EDM, deve ser continuamente desenvolvido, para prever a integridade da superfície resultante e, melhorar ainda mais a vida em desgaste dos sistemas, após este processo.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADACHI, K.; HUTCHINGS, I. M. Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test. **Wear**, v. 255, n. 1–6, p. 23–29, 2003.

AIHUA, L. et al. Friction and wear properties of TiN, TiAlN, AlTiN and CrAlN PVD nitride coatings. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**, v. 31, p. 82–88, 2012.

ALBIŃSKI, K. et al. The temperature of a plasma used in electrical discharge machining. **Plasma Sources Science and Technology**, v. 5, n. 4, p. 736–742, 1996.

AMONTONS, G. De la resistance cause'e dans les machines. **Mémoires de l'Académie Royale des Sciences**, v. A, p. 206–222, 1699.

AMORIM, F. L. **Tecnologia de eletroerosão por penetração da liga de alumínio AMP 8000 e da liga de cobre CuBe para ferramentas de moldagem de materiais plásticos**. Florianópolis: Tese. Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC), 2002.

AMORIM, F. L.; WEINGAERTNER, W. L. Influence of duty factor on the die- sinking electrical discharge machining of high-strength aluminum alloy under rough machining. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences**, v. XXIV, n. July, p. 194–199, 2002.

ARCHARD, J. F. Contact and rubbing of flat surfaces. **Journal of Applied Physics**, v. 24, n. 8, p. 981–988, 1953.

ARCHARD, J. F.; HIRST, W. The Wear of Metals under Unlubricated Conditions. **Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, v. 236, n. 1206, p. 397–410, 1956.

ASM INTERNATIONAL. **AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook, vol. 1. Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloy**. Materials Park: ASM International®, 1990.

ASM INTERNATIONAL. **AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook, vol. 18. Friction, lubrication, and wear technology**. Materials Park: ASM International®, 1992a.

ASM INTERNATIONAL. **AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Vol. 3. Alloy phase diagrams**. Materials Park: ASM International®, 1992b.

ASM INTERNATIONAL. **AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Vol. 2. Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials**. Materials Park: ASM International®, 1992c.

ASM INTERNATIONAL. **AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook, vol. 20. Materials selection and design**. Materials Park: ASM International®, 1997.

ASM INTERNATIONAL. **AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Vol. 7. Powder metal technologies and applications**. Materials Park: ASM International®, 1998.

ASM INTERNATIONAL. **AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook, vol. 4. Heat treating**. Materials Park: ASM International®, 2001.

ASM INTERNATIONAL. **Practical nitriding and ferritic nitrocarburizing**. Materials Park: ASM International®, 2003.

ASTM. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM B568-98: standard test method for measurement of coating thickness by X-ray spectrometry**, 1998.

ASTM. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384: Standard test method for Knoop and Vickers hardness of materials**, 2011.

ASTM. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E140 - Standard hardness conversion tables for metals relationship among Brinell hardness, Vickers hardness, Rockwell hardness, superficial hardness, Knoop hardness, scleroscope hardness, and Leeb hardness**, 2012.

ASTM. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112 - Standard test methods for determining average grain size**, 2013.

ASTM. American Society for Testing and Materials. **ASTM G40-17. Standard terminology relating to wear and erosion**, 2017a.

ASTM. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G99-17. Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus**, 2017b.

BALZERS, O. **BALINIT® ARCTIC: coatings that leave your tools cold**. Disponível em: <<https://www.oerlikon.com/balzers/com/en/portfolio/balzers-surface-solutions/pvd-and-pacvd-based-coatings/balinit/others/balinit-arctic-series/>>. Acesso em: 13 de jul. de 2018.>. Acesso em: 13 jul. 2018a.

BALZERS, O. **Processamento de plásticos e moldes de injeção: produtos e aplicações**, [s.d.].

BALZERS, O. **An ingenious combination: the BALINIT DUPLEX series!** Disponível em: <[oerlikon.com/balzers/com/en/portfolio/balzers-surface-solutions/pvd-and-pacvd-based-coatings/balinit/combinitreatments/balinit-duplex-series/](https://www.oerlikon.com/balzers/com/en/portfolio/balzers-surface-solutions/pvd-and-pacvd-based-coatings/balinit/combinitreatments/balinit-duplex-series/)>. Acesso em: 13 de jul. de 2018.>. Acesso em: 13 jul. 2018c.

BALZERS, O. **Coated components - greater performance and reliability**. Liechtenstein, 2010.

BATISTA, J. C. A. et al. Micro-abrasion wear testing of PVD TiN coatings on untreated and plasma nitrided AISI H13 steel. **Wear**, v. 249, n. 10–11, p. 971–979, 2002.

BATISTA, J. C. A.; GODOY, C.; MATTHEWS, A. Micro-scale abrasive wear testing of duplex and non-duplex (single-layered) PVD (Ti,Al)N, TiN and Cr-N coatings. **Tribology International**, v. 35, n. 6, p. 363–372, 2002.

BATISTA, J. C. A.; MATTHEWS, A.; GODOY, C. Micro-abrasive wear of PVD duplex and single-layered coatings. **Surface & Coatings Technology**, v. 142–144, p. 1137–1143, 2001.

BAUMGARTNER, J. G.; SEMPIONATO, O. R. **Adubação líquida e foliar para citros em produção**. Jaboticabal. São Paulo: FUNEP, 1999.

BELL, T.; DONG, H.; SUN, Y. Realising the potential of duplex surface engineering. **Tribology International**, v. 31, n. 1–3, p. 127–137, 1998.

BENEDICT, G. F. **Nontraditional manufacturing process**. New York: CRC Press - Taylor & Francis Group, LLC, 1987.

BENEDYK, J. C. **Aerospace and high performance alloys database: ferrous, FeUH, H13** West Lafayette, 2008.

BHUSHAN, B. **Modern tribology handbook. Volume one: principles of tribology**. Boca Raton: CRC Press - Taylor & Francis Group, LLC, 2000.

BHUSHAN, B. **Introduction to tribology**. 2nd. ed. New York: John Wiley & Sons, Inc., 2013.

BHUSHAN, B.; GUPTA, B. K. **Handbook of tribology: materials, coatings and surface treatments**. Melbourne: Krieger Publishing Company, 1991.

BJÖRK, T. et al. Physical vapour deposition duplex coatings for aluminium extrusion dies. **Wear**, v. 225–229, n. PART II, p. 1123–1130, 1999.

BJÖRK, T. et al. New physical vapour deposition coatings applied to extrusion dies. **Surface & Coatings Technology**, v. 146–147, p. 33–41, 2001.

BLAU, P. J. **Friction science and technology : from concepts to applications**. 2. ed. Boca Raton: Taylor & Francis Group, 2009.

BLAU, P. J. How common is the steady-state? The implications of wear transitions for materials selection and design. **Wear**, v. 332–333, p. 1120–1128, 2015.

BLEYS, P. et al. Surface and sub-surface quality of steel after EDM. **Advanced Engineering Materials**, v. 8, n. 1–2, p. 15–25, 2006.

BOSE, K.; WOOD, R. J. K. Optimum tests conditions for attaining uniform rolling abrasion in ball cratering tests on hard coatings. **Wear**, v. 258, p. 322–332, 2005.

BOWDEN, P.; TABOR, D. **Friction and lubrication**. London: METHUEN & CO. LTD, 1967.

BROMARK, M. et al. Wear of PVD Ti/TiN multilayer coatings. **Surface & Coatings Technology**, v. 90, n. 3, p. 217–223, 1997.

BRUKER. **TOPAS V6: general profile and structure analysis software for powder diffraction data - user's manual**. Karlsruhe: Bruker AXS, 2017.

BRYSON, W. E. **Heat treatment, selection, and application of tool steels**. 2nd editio ed. Cincinnati, USA: Hanser Publications, 2009.

CALANDRI, M. et al. Laser surface texturing of PVD coatings applied to sheet forming dies for stainless steel. **La Metallurgia Italiana**, v. 3, 2016.

CAMARGO, B. C.; COSTA, H. L.; RASLAN, A. A. **Endurecimento superficial de uma liga Ti6Al4V por meio de usinagem por descargas elétricas**. V Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação (COBEF). **Anais...**Belo Horizonte: Associação Brasileira de

Engenharia e Ciências Mecânicas (ABCM), 2009

CASTRO, G.; FERNÁNDEZ-VICENTE, A.; CID, J. Influence of the nitriding time in the wear behaviour of an AISI H13 steel during a crankshaft forging process. **Wear**, v. 263, p. 1375–1385, 2007.

CERATIZIT. **Round tool materials - p-line programme**. Disponível em: <https://www.ceratizit.com/uploads/tx.../GD_KT_PRO-0147-0218_SEN_ABS_V1.pdf>. Acesso em: 25 fev. 2018.

CHANG, S.; TANG, T.; HUANG, K. Improvement of aluminum erosion behavior and corrosion resistance of AISI H13 tool steel by oxidation treatment. **The Iron and Steel Institute of Japan (ISIJ) International**, v. 50, n. 4, p. 569–573, 2010.

CHEN, H. J.; WU, K. L.; YAN, B. H. Characteristics of Al alloy surface after EDC with sintered Ti electrode and TiN powder additive. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 72, n. 1–4, p. 319–332, 2014.

CHOUNDE, A. B.; PAWAR, M. . Study of pulsed DC power supply parameters for micro-EDM. **International Journal of Advanced Research in Electrical, Electronics and Instrumentation Engineering**, v. 3, n. 10, p. 12493–12495, 2014.

ÇIÇEK, A. et al. Effects of deep cryogenic treatment on the wear resistance and mechanical properties of AISI H13 hot-work tool steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 24, n. 11, p. 4431–4439, 2015.

COULOMB, C. A. (1736-1806). **Théorie des machines simples, en ayant regard au frottement de leurs parties, et à la roideur des cordages**. Nouvelle é ed. Paris: BNF / Hachette livre, 1821.

CULLITY, B. D.; STOCK, S. R. **Elements of X-ray diffraction**. 3. ed. Harlow: Pearson Education, 2014. v. 108

DIBITONTO, D. D. et al. Theoretical models of the electrical discharge machining process. I. A simple cathode erosion model. **Journal of Applied Physics**, v. 66, n. 9, p. 4095–4103, 1989.

DIN. **DIN 50320. "Wear; terms, systematic analysis of wear process, classification of wear phenomena**, 1979a.

DIN. **DIN 50190-3. Hardness depth of heat treated parts; determination of the effective depth of hardening after nitriding** Deutsches Institut für Normung, , 1979b.

EDWARDS, C. M.; HALLING, J. An analysis of the plastic interaction of surface asperities and its relevance to the value of the coefficient of friction. **Journal of Mechanical Engineering Science**, v. 10, n. 2, p. 101–110, 1968.

EINSTEIN, A. **The world as I see it**. San Diego: The Book Tree (originally published by John Lane The Bodley Head Limited, London), 2007.

EUBANK, P. T. et al. Theoretical models of the electrical discharge machining process. III. The variable mass, cylindrical plasma model. **Journal of Applied Physics**, v. 73, n. 11, p. 7900–7909, 1993.

FENG, X. et al. Comparison of mechanical behavior of TiN , TiNC , CrN / TiNC , TiN / TiNC films on 9Cr18 steel by PVD. **Applied Surface Science**, v. 422, p. 266–272, 2017.

FISCHER. **FISCHERSCOPE® X-RAY XDAL® 237**. Disponível em: <<http://www.helmut-fischer.de/en/germany/products/material-testing/material-analysis/desktop-analysis-systems/xdl-series/>>. Acesso em: 10 jul. 2018.

FRANCO JÚNIOR, A. R. **Obtenção de revestimentos dúplex por nitretação a plasma e PVD-TiN em aços ferramenta AIDI D2 e AISI H13**. São Paulo: Tese. Universidade de São Paulo (USP), 2003.

FREDRIKSSON, G.; HOGMARK, S. Influence of dielectric temperature in electrical discharge machining of hot work tool steel. **Surface Engineering**, v. 11, n. 4, p. 324–330, 1995.

GANT, A. J.; GEE, M. G. A review of micro-scale abrasion testing. **Journal of Physics D: applied physics**, v. 44, n. 7/073001, p. 15pp, 2011.

GE, P. L. et al. Effect of plasma nitriding on adhesion strength of CrTiAlN coatings on H13 steels by closed field unbalanced magnetron sputter ion plating. **Surface & Coatings Technology**, v. 229, p. 146–150, 2013.

GEE, M. G. et al. Progress towards standardisation of ball cratering. **Wear**, v. 255, n. 1–6, p. 1–13, 2003.

GEE, M. G. et al. Results from an interlaboratory exercise to validate the micro-scale abrasion test. **Wear**, v. 259, n. 1–6, p. 27–35, 2005.

GILL, A. S.; KUMAR, S. Surface alloying by powder metallurgy tool electrode using EDM process. **Materials Today: proceedings**, v. 2, n. 4–5, p. 1723–1730, 2015a.

GILL, A. S.; KUMAR, S. Surface alloying of H11 die steel by tungsten using EDM process. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 78, p. 1585–1593, 2015b.

GOTO, A. et al. Formation of hard layer on metallic material by EDM. **Proceeding of International Symposium for Electromachining ISEM-121**, p. 217–278, 1998.

GRAULIS, S. et al. Crystallography open database - an open-access collection of crystal structures. **Journal of Applied Crystallography**, v. 42, n. 4, p. 726–729, 2009.

GREEN, A. . P. . Friction between unlubricated metals: a theoretical analysis of the junction model. **The royal society publishing**, v. 228, n. 1173, p. 191–204, 1955.

GUITRAU, E. B. **The EDM (electrical discharge machining) handbook**. Cincinnati: Hanser Gardner Publications, 1997.

GUU, Y. H. et al. Effect of electrical discharge machining on surface characteristics and machining damage of AISI D2 tool steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 358, n. 1–2, p. 37–43, 2003.

HACISALIHOGU, I.; YILDIZ, F.; ALSARAN, A. Wear performance of different nitride-based coatings on plasma nitrided AISI M2 tool steel in dry and lubricated conditions. **Wear**,

v. 384–385, p. 159–168, 2017.

HO, K. H.; NEWMAN, S. T. State of the art electrical discharge machining (EDM). **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 43, p. 1287–1300, 2003.

HÖCK, K. et al. Process technological aspects of the production and properties of in situ combined plasma-nitrided and PVD hard- coated high alloy tool steels. **Surface & Coatings Technology**, v. 74–75, p. 339–344, 1995.

HOLM, R. **Electrical Contacts**. Stockholm: Almqvist & Wiksells akademiska handböcker, 1946.

HOLMBERG, K. et al. Friction and wear of coated surfaces - scales, modelling and simulation of tribomechanisms. **Surface & Coatings Technology**, v. 202, n. 4–7, p. 1034–1049, 2007.

HOLMBERG, K. et al. Global energy consumption due to friction in trucks and buses. **Tribology International**, v. 78, p. 94–114, 2014.

HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A. **Coatings tribology: properties, mechanisms, techniques and applications in surface engineering**. 2. ed. Kindlington: Elsevier B.V., 2009.

HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A.; RONKAINEN, H. Coatings tribology - contact mechanisms and surface design. **Tribology International**, v. 31, n. 1, p. 107–120, 1998.

HULTMAN, L. Thermal stability of nitride thin films. **Vacuum**, v. 57, p. 1–30, 2000.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology: friction and wear of engineering materials**. London: Edward Arnold, 1992.

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology friction and wear of engineering materials**. 2. ed. Cambridge: Butterworth-Heinemann, 2017.

IKS. **As propriedades e a composição do TiAlN**. IKS, , 2018. Disponível em: <<http://pt.iksvacuum.com/info/the-properties-and-composition-of-tialn-26081642.html>>. Acesso em: 21 de dez. de 2018.>

IÑURRATEGI, I. M. **BALINIT® . Recubrimientos avanzados para el conformado sólido en frío**. Disponível em: <http://www.imaltuna.hezkuntza.net/c/document_library/get_file?uuid=20bef463-96bc-43d8-844f-3c268bf65033&groupId=10328>. Acesso em: 13 jul. 2018.

ISO. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 26424. Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) - Determination of the abrasion resistance of coatings by a micro-scale abrasion test**, 2008a.

ISO. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 26443 - Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) - Rockwell indentation test for evaluation of adhesion of ceramic coatings**, 2008b.

ISO. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 513 - Classification and application of hard cutting materials for metal removal with defined cutting edges - Designation of the main groups and groups of application**, 2012.

ISO. INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 18203 - Steel-determination of the thickness of surface-hardened layers (case depth), 2016.

JACK, D. H.; JACK, K. H. Invited review: carbides and nitrides in steel. **Materials Science and Engineering**, v. 11, n. 1, p. 1–27, 1973.

JACK, K. H. The occurrence and the crystal structure of α "-iron nitride; a new type of interstitial alloy formed during the tempering of nitrogen-martensite. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences**, v. 208, n. 1093, p. 216–224, 1951.

JAMES, C. J. **Analysis of parasitic losses in heavy duty diesel engines**. Boston: Thesis. Massachusetts Institute of Technology (MIT), 2012.

KALPAKJIAN, S.; SCHMID, S. R.; MUSA, H. **Manufacturing engineering and technology**. 6. ed. London: Pearson Education, 2009. v. 6

KALSS, W. et al. Modern coatings in high performance cutting applications. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, v. 24, p. 399–404, 2006.

KASSMAN, Å. et al. A new test method for the intrinsic abrasion resistance of thin coatings. **Surface & Coatings Technology**, v. 50, n. 1, p. 75–84, 1991.

KLOCKE, F. et al. Investigations on surface integrity of heat treated 42CrMo4 (AISI 4140) processed by sinking EDM. **Procedia CIRP**, v. 42, p. 580–585, 2016.

KLOCKE, F.; KÖNIG, W. **Fertigungsverfahren 3 - Abtragen und Generieren**. Aachen: Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH, 1997.

KLOCKE, P. D.-I. D.-I. E. H. F. **Cutting materials, tools and coolants for machining with geometrically defined cutting edges**WZL/Fraunhofer IPT Cutting, 2013.

KÖNIG, W. .; KLOCKE, F. .; LENZEN, R. The electrical machining processes - what demands will they face in the future. **International Journal of Electrical Machining**, v. 1, n. 1, p. 3–7, 1996.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure and performance**. Materials Park.: ASM International®, 2005.

KUMAR, A.; BHUSHAN, B. Nanomechanical, nanotribological and macrotribological characterization of hard coatings and surface treatment of H-13 steel. **Tribology International**, v. 81, p. 149–158, 2015.

KUMAR, S. et al. Surface modification by electrical discharge machining: a review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 8, p. 3675–3687, 2009.

KUMAR, S.; BATRA, U. Surface modification of die steel materials by EDM method using tungsten powder-mixed dielectric. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 14, n. 1, p. 35–40, 2012.

KUNIEDA, M. et al. Advancing EDM through fundamental insight into the process. **CIRP Annals: manufacturing technology**, v. 54, n. 2, p. 64–87, 2005.

LEE, F. M.; LAHTI, L. E. Solubility of urea in water-alcohol mixtures. **Journal of Chemical and Engineering Data**, v. 17, n. 3, p. 304–306, 1972.

LEE, T. H. et al. Nitride precipitation in salt-bath nitrided interstitial-free steel. **Materials Characterization**, v. 61, n. 10, p. 975–981, 2010.

LI, X.; WANG, D.; FANG, Y. Study on die surface coating by electric discharging machining. **Advanced Materials Research**, v. 490–495, p. 2619–2623, 2012.

MACHADO, Á. R. et al. **Teoria da usinagem dos materiais**. 3ª edição ed. São Paulo: Blucher, 2015.

MARASHI, H. et al. State of the art in powder mixed dielectric for EDM applications. **Precision Engineering**, v. 46, p. 11–33, 2016.

MCGEOUGH, J. A. **Advanced methods of machining**. New York: Chapman and Hall, 1988.

MOLINETTI, A. et al. Surface modification of AISI H13 tool steel with silicon or manganese powders mixed to the dielectric in electrical discharge machining process. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, n. 83, p. 1057–1068, 2016.

MÜNZ, W.-D. Titanium aluminum nitride films: a new alternative to TiN coatings. **Journal of Vacuum Science & Technology A**, v. 2717, n. 4, 1986.

NAVINŠEK, B.; PANJAN, P.; GORENJAK, F. Improvement of hot forging manufacturing with PVD and DUPLEX coatings. **Surface & Coatings Technology**, v. 137, n. 2–3, p. 255–264, 2001.

ORÉFICE, R. L.; PEREIRA, M. DE M.; MANSUR, H. S. **Biomateriais: fundamentos & aplicações**. 1. ed. Rio de Janeiro: Cultura Médica, 2006.

PALDEY, S.; DEEVI, S. C. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: A review. **Materials Science and Engineering A**, v. 342, n. 1–2, p. 58–79, 2003.

PATEL, M. R. et al. Theoretical models of the electrical discharge machining process. II. The anode erosion model. **Journal of Applied Physics**, v. 66, n. 9, p. 4104–4111, 1989.

PERSSON, A.; HOGMARK, S.; BERGSTRÖM, J. Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels. **Surface & Coatings Technology**, v. 191, n. 2–3, p. 216–227, 2005.

PIERSON, H. O. **Handbook of refractory carbides & nitrides: properties, characteristics, processing and applications**. Westwood: Noyes Publications, 1996.

PINCK, L. A.; KELLY, M. A. The solubility of urea in water. **Journal of the American Chemical Society**, v. 47, n. 8, p. 2170–2172, 1925.

PODGORNIK, B. et al. Tribology properties of plasma nitrided and hard coated AISI 4140 steel. **Wear**, v. 249, n. 3–4, p. 254–259, 2001.

PODGORNIK, B. Coated machine elements - fiction or reality? **Surface & Coatings Technology**, v. 146–147, p. 318–323, 2001.

POPOVA, E.; POPOV, V. L. The research works of Coulomb and Amontons and generalized laws of friction. **Friction**, v. 3, n. 2, p. 183–190, 2015.

QUINN, T. F. J. Oxidational wear modelling Part III. The effects of speed and elevated temperatures i. **Wear**, v. 216, n. 216, p. 262–275, 1998.

RABINOWICZ, E. **Friction and wear of materials**. 2nd. ed. [s.l.] John Wiley & Sons, Inc., 1995.

RAJPOOT, S. **Synthesis and characterization of chromium carbide (Cr₃C₂) nanoparticles**. Patiala: Thapar University, 2013.

RAMADOSS, R. et al. Tribological properties and deformation mechanism of TiAlN coating sliding with various counterbodies. **Tribology International**, v. 66, p. 143–149, 2013.

RASLAN, A. A. **Implantação iônica em meio aquoso por EDM: resistência ao desgaste de aço AISI 4140**. 8º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação (COBEF). **Anais...**Salvador: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2015

REBELO, J. C. et al. Influence of EDM pulse energy on the surface integrity of martensitic steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 84, n. 1–3, p. 90–96, 1998.

RICHARDSON, R. C. D. The wear of metals by hard abrasives. **Wear**, v. 10, n. 4, p. 291–309, 1967.

ROBERTS, G.; KRAUSS, G.; KENNEDY, R. **Tool steels**. 5. ed. [s.l.] ASM International®, 1998.

RODRÍGUEZ-BARACALDO, R. et al. High temperature wear resistance of (TiAl)N-PVD coating on untreated and gas nitrided AISI H13 steel with different heat treatments. **Wear**, v. 262, n. 3–4, p. 380–389, 2007.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems. **Surface & Coatings Technology**, v. 79, p. 231–239, 1996.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. Theory and application of a micro-scale abrasive wear test. **Journal of Testing and Evaluation**, v. 25, n. 2, p. 250–260, 1997.

SANTOS, C. E. DOS. **Influência da corrente elétrica no processo de nitretação por descargas elétricas do aço AISI H13**. Belo Horizonte: Dissertação. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), 2015.

SANTOS, C. E. DOS; SILVA, E. R. DA; SANTOS, R. F. DOS. **Avaliação da corrente elétrica no processo de nitretação por EDM no aço AISI H13**. Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação (COBEF). **Anais...**Salvador: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas (ABCM), 2015

SANTOS, R. F. DOS. **Nitretação por EDM do aço AISI 4140**. Uberlândia: Tese. Universidade Federal de Uberlândia (UFU), 2013.

SANTOS, R. F. DOS et al. Influence of urea content blended with deionized water in the process of nitriding using electrical discharge machining on AISI 4140 steel. **International**

Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 89, n. 1–4, p. 1251–1257, 2016a.

SANTOS, R. F. DOS et al. Analysis of the surface integrity when nitriding AISI 4140 steel by the sink electrical discharge machining (EDM) process. **Procedia CIRP**, v. 45, p. 303–306, 2016b.

SANTOS, R. F. DOS et al. Influence of the electrode material on the nitriding of medium carbon steel using sink electrical discharge machining. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 90, n. 5–8, p. 2001–2007, 2017.

SCHIFFMANN, K. I.; BETHKE, R.; KRISTEN, N. Analysis of perforating and non-perforating micro-scale abrasion tests on coated substrates. **Surface & Coatings Technology**, v. 200, n. 7, p. 2348–2357, 2005.

SILVA, A. L. V. DA C.; MEI, P. R. **Aços e Ligas Especiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

SIMAO, J. et al. Workpiece surface modification using electrical discharge machining. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 43, n. 2, p. 121–128, 2003.

STACHOWIAK, G. B.; STACHOWIAK, G. W.; BRANDT, J. M. Ball-cratering abrasion tests with large abrasive particles. **Tribology International**, v. 39, n. 1, p. 1–11, 2006.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering tribology**. 4. ed. Waltham, MA: Butterworth-Heinemann, 2014.

STAMBEKOVA, K.; LIN, H. M.; UAN, J. Y. Microstructural and corrosion characteristics of alloying modified layer on 5083 al alloy by electrical discharge alloying process with pure silicon electrode. **Materials Transactions**, v. 53, n. 8, p. 1436–1442, 2012.

STEVENS, L. **Improvement of surface quality in die-sinking EDM**. Leuven: K. U. Leuven, Belgium., 1998.

STORR, M. **Important facts about spark erosion**. Stuttgart, 1999.

SUZUKI, L. Y. **Propriedades superficiais do aço AISI H13 após tratamento duplex (nitretação e TiAlN) para moldes de injeção de alumínio**. Curitiba: Dissertação. Pontifícia Universidade Católica do Paraná., 2007.

SUZUKI, L. Y.; MOORE, J. J.; TORRES, R. D. **Surface properties of H13 steel with duplex treatment**. Proceedings of the COBEM. **Anais...**Brasília: ABCM, 2007

SUZUKI, T.; KOBAYASHI, S. Mechanisms of TiC layer formation on high speed steel by a single pulse in electrical discharge machining. **Electrochimica Acta**, v. 114, p. 844–850, 2013.

TIJO, D.; KUMARI, S.; MASANTA, M. Deposition of TiC-Cu composite coating on AISI 304 stainless steel by EDC process using powder compact tool electrode. **Indian Journal of Engineering & Materials Sciences**, v. 27, p. 623–630, 2020.

TILLMANN, W. et al. Tribomechanical behaviour of TiAlN and CrAlN coatings deposited onto AISI H11 with different pre-treatments. **Coatings**, v. 9, n. 519, p. 21, 2019.

TORRES, R. D. et al. Influence of the nitriding and TiAlN/TiN coating thickness on the sliding wear behavior of duplex treated AISI H13 steel. **Surface & Coatings Technology**, v. 205, n. 5, p. 1381–1385, 2010.

TOVBIN, R.; PINEDO, C. E. Utilização de revestimentos tribológicos em ferramentas para trabalho a frio. **ABM**, 2009.

TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225–229, n. I, p. 205–214, 1999.

TUNG, S. C.; MCMILLAN, M. L. Automotive tribology overview of current advances and challenges for the future. **Tribology International**, v. 37, n. 7, p. 517–536, 2004.

VANCOILLE, E.; CELIS, J. P.; ROOS, J. R. Dry sliding wear of TiN based ternary PVD coatings. **Wear**, v. 165, n. 1, p. 41–49, 1993.

VDI. VEREIN DEUTSCHER INGENIEURE. **VDI 3198. Beschichten von Werkzeugen der Kaltmassivumformung; CVD- und PVD-verfahren.** Dusseldorf, 1992.

VIDAKIS, N.; ANTONIADIS, A.; BILALIS, N. The VDI 3198 indentation test evaluation of a reliable qualitative control for layered compounds. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 143–144, n. 1, p. 481–485, 2003.

VILLARES. **Aços para trabalho a quente VH13ISO.** Disponível em: <<https://www.villaresmetals.com.br/pt/Produtos/Acos-Ferramenta/Trabalho-a-quente/VH13ISO>>. Acesso em: 4 jun. 2018.

VISHWAKARMA, M.; PARASHAR, V.; KHARE, V. K. Advancement in electric discharge machining on metal matrix composite materials in recent: a review. v. 2, n. 3, p. 1–8, 2012.

WANG, C. T. et al. An investigation into the effect of substrate on the load-bearing capacity of thin hard coatings. **Journal of Materials Science**, v. 51, n. 9, p. 4390–4398, 2016.

WANG, D.-Y. et al. Synthesis of Cr₃C₂ coatings for tribological applications. **Surface & Coatings Technology**, v. 120–121, n. 1, p. 622–628, 1999.

WANG, H. et al. Evolution of carbides in H13 steel in heat treatment process. **Materials Transactions**, v. 58, n. 2, p. 152–156, 2017.

YAN, B. H.; TSAI, H. C.; HUANG, F. Y. The effect in EDM of a dielectric of a urea solution in water on modifying the surface of titanium. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 45, n. 2, p. 194–200, 2005.

ZHANG, S.; ZHU, W. TiN coating of tool steels: a review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 39, p. 165–177, 1993.

ZHANG, T. H.; HUAN, Y. Substrate effects on the micro/nanomechanical properties of TiN coatings. **Tribology Letters**, v. 17, n. 4, p. 911–916, 2004.

ZUM GAHR, K.-H. **Microstructure and wear of materials.** Amsterdam: Elsevier B.V., 1987.

APÊNDICE A

A.1 COEFICIENTE DE ATRITO DOS SISTEMAS ESTUDADOS

FIGURA A0.1 - Coeficiente de atrito das amostras principais e das réplicas estudadas

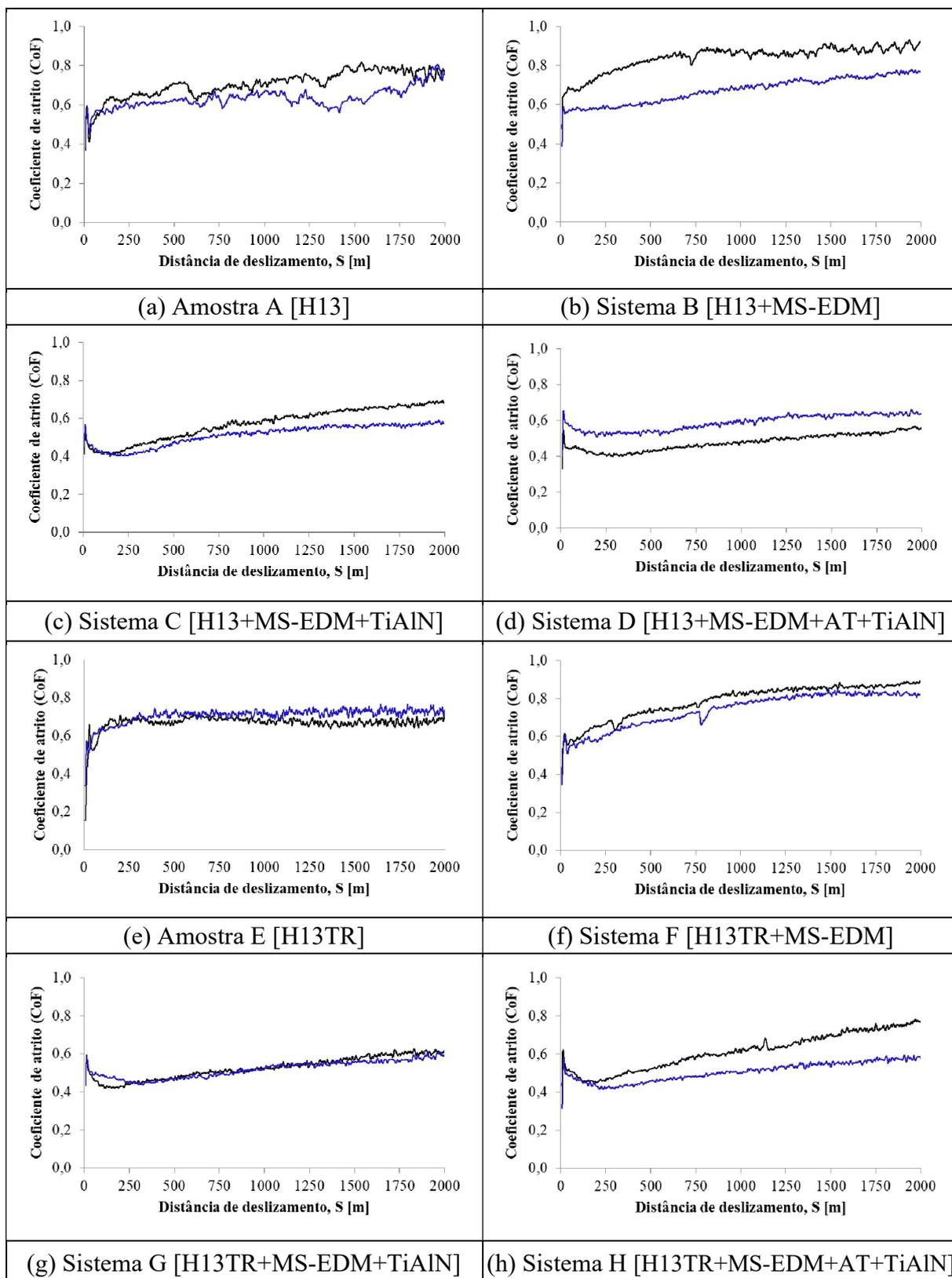
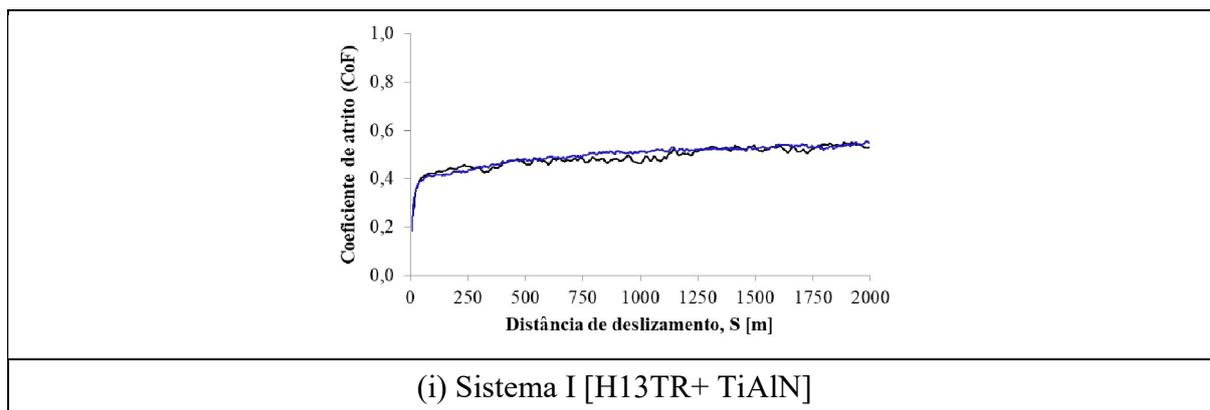
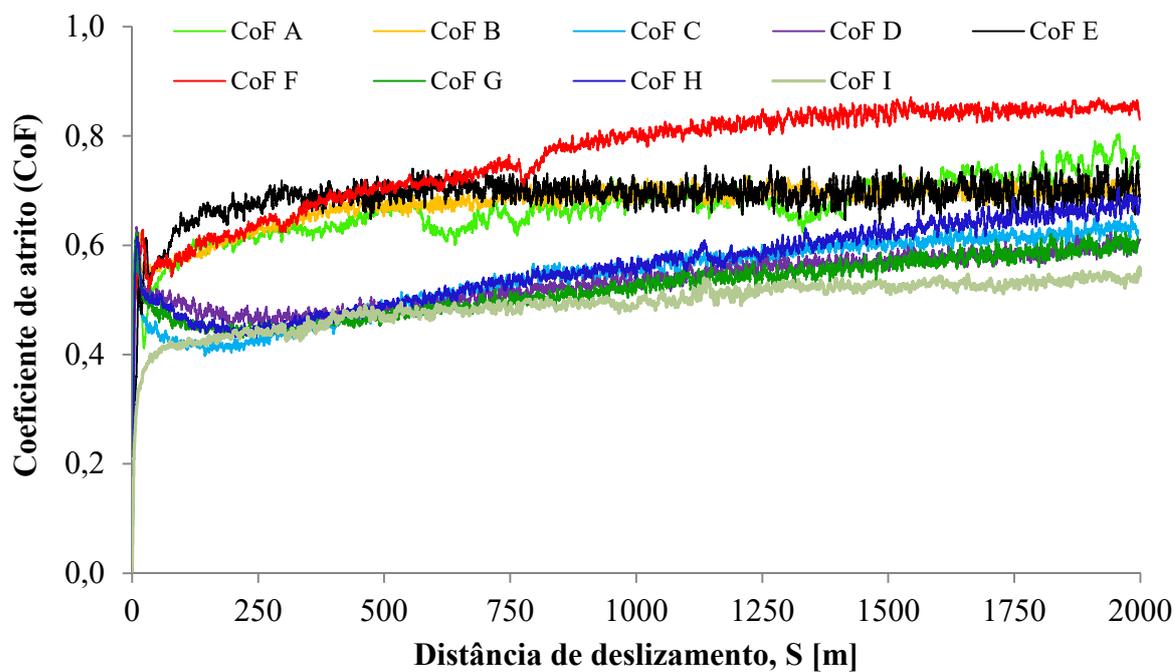


FIGURA A0.1 - (Continuação) Coeficiente de atrito das amostras principais e das réplicas estudadas



Fonte: elaborado pelo autor.

FIGURA A0.2 - Coeficiente de atrito dos sistemas deslizando contra pino de WC/12Co



Fonte: elaborado pelo autor.

A [H13]; B [H13+MS-EDM]; C [H13+MS-EDM+TiAlN]; D [H13+MS-EDM+AT+TiAlN]; E [H13TR];

F [H13TR+MS-EDM]; G [H13TR+MS-EDM+TiAlN]; H [H13TR+MS-EDM+AT+TiAlN]; I [H13TR+TiAlN].

APÊNDICE B

B.1 TRABALHOS PUBLICADOS

Artigos completos publicados em periódicos

The International Journal of Advanced Manufacturing Technology
<https://doi.org/10.1007/s00170-020-05784-y>



ORIGINAL ARTICLE



Investigation of nitride layers deposited on annealed AISI H13 steel by die-sinking electrical discharge machining

Received: 6 April 2020 / Accepted: 17 July 2020
 © Springer-Verlag London Ltd., part of Springer Nature 2020

Pedroso da Silva, S. Abrão, A. M., Weidler, P. G. da Silva, E. R., Câmara, M. A. Investigation of nitride layers deposited on annealed AISI H13 steel by die-sinking electrical discharge machining. *Int J Adv Manuf Technol* **109**, 2325-2336 (2020). <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05784-y>

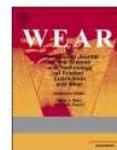
Wear 462-463 (2020) 203509



Contents lists available at ScienceDirect

Wear

journal homepage: <http://www.elsevier.com/locate/wear>



Surface modification of AISI H13 steel by die-sinking electrical discharge machining and TiAlN coating: A promising hybrid technique to improve wear resistance

Pedroso da Silva, S. Abrão, A. M., da Silva, E. R., Câmara, M. A. Surface modification of AISI H13 steel by die-sinking electrical discharge machining and TiAlN coating: a promising hybrid technique to improve wear resistance. *Wear*, (2020), 203509, v. 462-463. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203509>

Trabalhos completos publicados em anais de congressos

Pedroso da Silva, S. Câmara, M. A., da Silva, E. R. Caracterização tribológica do aço ABNT 4340 nitretado por descargas elétricas. IV Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Anais. Joinville: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2017.



Pedroso da Silva, S. Abrão, A. M., dos Santos, A. J., Câmara, M. A. da Silva, E. R. Projeto e adaptação da máquina de eletroerosão para aplicação do processo de nitretação por descargas elétricas. X Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. Anais. Salvador: ABCM, 2018a.



Pedroso da Silva, S. Abrão, A. M., dos Santos, A. J., Câmara, M. A. da Silva, E. R. Influência do tempo de pausa no processo de nitretação por descargas elétricas do aço ferramenta ABNT H13. X Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. Anais. Salvador: ABCM, 2018b.

