



Universidade do Estado do Rio de Janeiro

Centro de Ciência e Tecnologia

Faculdade de Engenharia

Antônio Carlos de Araújo Santos

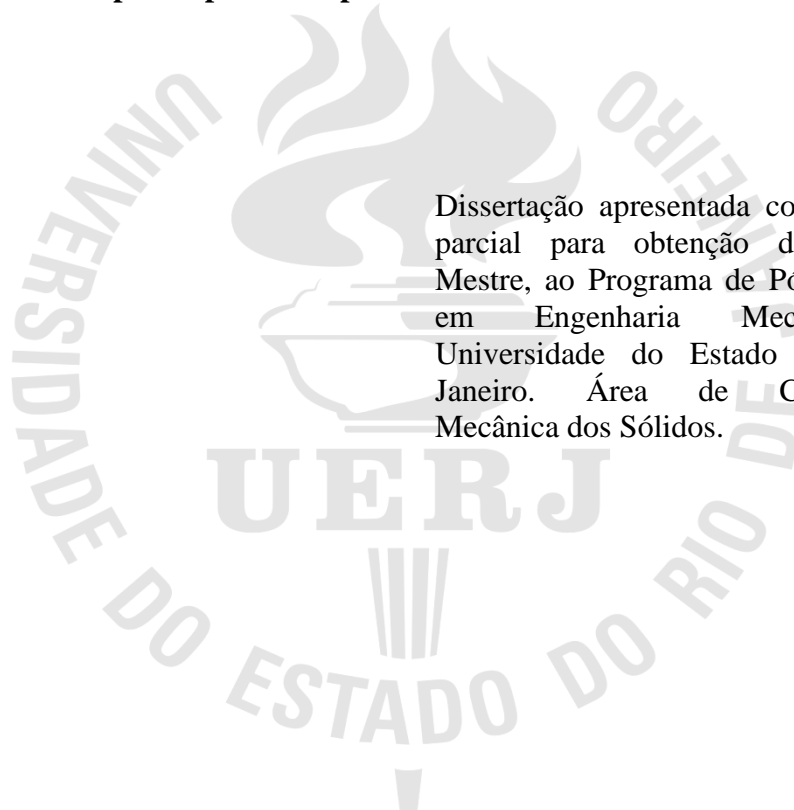
**Morfologia e topografia de superfícies de aço inoxidável duplex UNS
S32205, submetidas à erosão por impactos de partículas de alumina em
fluxo de ar**

Rio de Janeiro

2015

Antônio Carlos de Araújo Santos

**Morfologia e topografia de superfícies de aço inoxidável duplex UNS S32205,
submetidas à erosão por impactos de partículas de alumina em fluxo de ar**



Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do título de Mestre, ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Área de Concentração: Mecânica dos Sólidos.

Orientador: Prof. DSc. Antonio Marinho Junior

Coorientador: Prof. DSc. Mauro Carlos Lopes Souza

Rio de Janeiro

2015

CATALOGAÇÃO NA FONTE
UERJ / REDE SIRIUS / BIBLIOTECA CTC/B

S237 Santos, Antônio Carlos de Araújo.
Morfologia e topografia de superfícies de aço inoxidável duplex UNS S32205, submetidas à erosão por impactos de partículas de alumina em fluxo de ar / Antônio Carlos de Araújo Santos. - 2015.
105 f.

Orientador: Antonio Marinho Junior.
Coorientador: Mauro Carlos Lopes Souza.
Dissertação (Mestrado) – Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Faculdade de Engenharia.

1. Engenharia Mecânica. 2. Aço inoxidável - Corrosão por fadiga - Dissertações. 3. Superfícies - Dissertações. 4. Alumina - Dissertações. I. Marinho Junior, Antônio. II. Souza, Mauro Carlos Lopes. III. Universidade do Estado do Rio de Janeiro. IV. Título.

CDU 517.986.6

Autorizo, apenas para fins acadêmicos e científicos, a reprodução total ou parcial desta dissertação, desde que citada a fonte.

Assinatura

Data

Antônio Carlos de Araújo Santos

**Morfologia e topografia de superfícies de aço inoxidável duplex UNS S32205,
submetidas à erosão por impactos de partículas de alumina em fluxo de ar**

Dissertação apresentada como requisito parcial para obtenção do título de Mestre, ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Universidade do Estado do Rio de Janeiro. Área de Concentração: Mecânica dos Sólidos.

Aprovado em 17/06/2015.

Banca Examinadora:

Prof. Antonio Marinho Junior, DSc
Faculdade de Engenharia - UERJ (Orientador)

Prof. Mauro Carlos Lopes Souza, DSc
Faculdade de Engenharia - UERJ (Coorientador)

Prof. João da Cruz Payão Filho, DSc.
COPPE/UFRJ

Prof. José Brant de Campos, DSc
Faculdade de Engenharia - UERJ

Prof. Francisco José da Cunha P. Soeiro, PhD
Faculdade de Engenharia – UERJ

Rio de Janeiro

2015

DEDICATÓRIA

Dedico esta dissertação à toda minha família e em especial à memória de meus pais e irmãos não mais presentes. Ao meu filho Leonardo bem como ao meu neto Marcus Vinicius.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela vitalidade concebida com energia física e mental proporcionada para, nos momentos difíceis, transpor os obstáculos que a vida nos apresenta.

Ao meu orientador, Prof. Antônio Marinho Junior pela eficácia nos ensinamentos e dedicação à minha formação.

Ao Prof. Mauro Carlos e à Prof^a. Wilma Clemente, da UEZO, por terem me recomendado como aluno ao PPG-EM da UERJ.

Ao Prof. Armando Dias Tavares pelo uso dos laboratórios do Departamento de Eletrônica Quântica. Ao técnico Raimundo Nonato Rodrigues Teixeira, do mesmo laboratório, pela preparação de amostras e análises por MEV.

Ao Prof. Manuel Augusto, do Laboratório de Tecnologia Mecânica da UERJ pela ajuda no projeto dos dispositivos utilizados neste trabalho, e ao técnico Amauri Martins Rodrigues, pela execução.

À Professora Marília Garcia Diniz, pela disponibilização do Laboratório de Caracterização de Materiais da FEN, e ao Engenheiro André Araújo pela execução e tratamento digital de imagens.

À Professora Maria Eugênia Mosconi, Diretora da FEN, e ao Professor Norberto Mangiavachi, Coordenador do PPG-EM, pela disponibilização de recursos a esta pesquisa.

Aos colegas Silveira Vitorino, Diego Teixeira e José Valente, pelo convívio sadio no transcorrer do curso.

À CAPES, pela bolsa a mim concedida no período de 08/2014 a 03/2015.

Ao PPG-EM pelo curso oferecido e a todos que, direta ou indiretamente contribuíram de alguma forma para a elaboração deste trabalho.

RESUMO

SANTOS, Antônio Carlos de Araújo. *Morfologia e topografia de superfícies de aço inoxidável duplex UNS S32205, submetidas à erosão por impactos de partículas de alumina em fluxo de ar*. 2015.105f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2015.

Os aços inoxidáveis duplex vêm sendo cada vez mais utilizados em aplicações que demandam maior resistência à corrosão que os aços inoxidáveis tradicionais. Suas aplicações em estruturas ao ar livre, ou submersas, motivam estudos sobre seu desempenho em variadas situações, como no caso de exposição ao desgaste erosivo. O presente trabalho estuda os efeitos da erosão por impacto de partículas sólidas em superfícies de amostras de um aço inoxidável duplex UNS S32205, tanto do ponto de vista morfológico quanto do topográfico. Superfícies de amostras polidas e posteriormente submetidas a ataques erosivos com partículas de alumina em fluxo de ar, foram examinadas por microscopia eletrônica de varredura, para verificação das formas de desgaste obtidas, e submetidas a ensaios de rugosidade, para determinação do perfil e avaliação da evolução do processo erosivo. Foi feito um exame mais detalhado de formatos de crateras, para comparação com mecanismos propostos em modelos descritos na literatura e com resultados de simulações pelo método dos elementos finitos. Nesse aspecto, o método utilizado mostrou-se tão eficaz quanto aos métodos tradicionais de estudos balísticos com uma só partícula, além de mais abrangente e econômico. As medidas de rugosidade superficial e as informações estatísticas derivadas sinalizaram a possibilidade de utilização dessa ferramenta para avaliar as condições de efetiva perda de massa, que caracterizam a erosão.

Palavras-chave: Erosão; Aços inoxidáveis duplex; Morfologia e topografia superficiais.

ABSTRACT

Duplex stainless steels are being increasingly used in applications that require a greater corrosion resistance than traditional stainless steels. Its applications in both, outdoor or submerged structures, motivate the studies on its performance in various situations, as in the case of exposure to erosive wear. This work studies the effects of erosion by impact of solid particles on surfaces of samples of duplex stainless steel UNS S32205, from the point of view of both aspects, morphological and topographical. Polished surfaces of the samples were subjected to erosive attacks by alumina particles in air flux, with different exposure times. These were examined by scanning electron microscopy, looking at the forms of wear obtained and the surface's roughnesses were measured, aiming to follow the evolution of the erosive process. It was made a more detailed examination of craters, for comparison with the proposed mechanisms in models described in the literature and with the results of simulations by the finite elements method. In this aspect the method proved to be as effective as the traditional methods of ballistic studies using single particles, as well as to be more comprehensive and economic. The measures of surface roughness and the statistics from the derived data signaled the possibility of use of this tool to evaluate the beginning of the effective loss of mass, which characterizes the erosion.

Keywords: Erosion; Duplex stainless steel; Morphology and Topography of surfaces.

LISTA DE ABREVIATURAS

A	Tensão de escoamento inicial, constante da equação de Johnson-Cook
ADC	Curva de Distribuição de Amplitude
AFM	<i>Atomic Force Microscopy</i> – Microscopia de Força Atômica
ASB	<i>Adiabatic Shear Band</i> – Banda de cisalhamento adiabática
B	Coefficiente de Resistência, constante da equação de Johnson-Cook
BAC	<i>Bearing Area Curve</i>
BSE	<i>Backsttering Electrons</i> – Elétrons retroespalhados
C	Coefficiente de sensibilidade à taxa de deformação, na equação de Johnson-Cook
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Faces Centradas
D	Parâmetro de danos, na formulação de Johnson-Cook e d_1 , d_2 , d_3 , d_4 , d_5 constantes do material, na formulação de Johnson-Cook
Er	Taxa de erosão
EPI	Equipamento de Proteção Individual
FEG	<i>Field Emission Electron Gun</i> - Canhão Eletrônico de Emissão de Campo
HV	Dureza Vickers
Kv	Quilovolt
m	Coefficiente de sensibilidade térmica, na formulação de Johnson-Cook
mm	Milímetro
MPa	Megapascal
n	Exponencial da velocidade de impacto V na expressão da Taxa de Erosão
MEF	Método dos Elementos Finitos
NBR	Norma Brasileira
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
Nc	Número de impactos
Nm	Nanômetro
P	Tensão Média, constante da expressão da deformação de Johnson-Cook
PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent Number</i>

R_a	Rugosidade Média
R_k	Parcela Central da Banda de Rugosidade
R_{ku}	Inclinação da curve de distribuição de amplitude
RMS	<i>Root Mean Square</i>
R_{pk}	Valor da rugosidade média dos picos que estão acima da área de contato mínima do perfil, excluídos os picos exagerados
R_q	Rugosidade média quadrática
R_{sk}	Simetria da distribuição de amplitude sobre a linha média
R_t	Distância entre o pico mais elevado ao vale mais profundo
R_{vk}	Valor da rugosidade média dos vales que estão abaixo da área de contato do perfil, excluídos eventuais vales excessivamente profundos
S	Fator de forma
s	Segundo
SE	<i>Secondary Electrons</i> - Elétrons secundários
T	Temperatura absoluta
T_f	Temperatura absoluta de fusão do material
T_r	Temperatura de referência
V	Velocidade de impacto das partículas
V_d	Volume de material do alvo que sofre deformação severa
V_p	Velocidade das partículas incidentes
W	Perfil de ondulação
α'	Fase alfa linha
$\bar{\epsilon}$	Deformação equivalente
ϵ_f	Valor crítico de deformação
ϵ^F	Deformação equivalente na fratura
$\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$	Deformações principais
ϵ_{eff}^P	Deformação plástica efetiva
ϵ_0	Taxa de deformação plástica de referência
λ_c	Comprimento de amostragem
μm	Micrômetro
ρ_p	Densidade da partícula incidente
ρ_t	Densidade do material do alvo

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Tensões Principais
σ_c	Tensão de compressão
σ_e	Tensão de escoamento dinâmica
σ_F	Tensão de ruptura (fratura)
σ_t	Tensão de tração

LISTA DE SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ALCOA	Aluminum Company of America
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
BSSA	British Stainless Steel Association
DIN	Deutsches Institut für Normung
FEN	Faculdade de Engenharia
ISSO	International Organization for Standardization
MIT	Massachusetts Institute of Technology
NAS	North American Stainless
PPG-EM	Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
UERJ	Universidade do Estado do Rio de Janeiro
VTMSE	Virginia Tech Material Science and Engineering
UNS	Unified Numbering System for Metals and Alloys
VTMSE	Virginia Tech Material Science and Engineering

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1	Taxa de erosão E_r	23
Equação 2	Critério de falha dependente da tensão máxima	27
Equação 3	Critério de falha de Tresca	28
Equação 4	Critério de falha de Von Mises	28
Equação 5	Critério de máxima deformação	29
Equação 6	Critério de máxima deformação plástica equivalente	29
Equação 7	Deformação equivalente obedecendo à tensão de Von Mises	29
Equação 8	Modelo constitutivo de Johnson-Cook	30
Equação 9	Taxa de deformação plástica	30
Equação 10	Parâmetros de danos D	31
Equação 11	Expressão para a deformação equivalente à fratura	31
Equação 12	Expressão do PREN (“ <i>Pitting Resistance Equivalent Number</i> ”)	40
Equação 13	Área A_3 em função das áreas A_1 e A_2 num perfil rugosimétrico	51
Equação 14	Rugosidade média (Parâmetro R_a)	51
Equação 15	Rugosidade R_q (RMS – “ <i>Root Mean Square</i> ”)	51
Equação 16	Área dos vales calculada a partir da obtenção dos parâmetros R_k	57
Equação 17	Equação para o cálculo da velocidade média das partículas (V_p)	64

LISTA DE QUADROS

Quadro 3.1	Amostra 0 – Polida. Micrografia e gráficos estatísticos	70
Quadro 3.2	Amostra 1 – Polida e submetida pelo tempo de 3s ao ataque erosivo. Micrografia e gráficos estatísticos	71
Quadro 3.3	Amostra 2 – Polida e submetida pelo tempo de 5s ao ataque erosivo. Micrografia e gráficos estatísticos	73
Quadro 3.4	Amostra 3 – Polida e submetida pelo tempo de 8s ao ataque erosivo. Micrografia e gráficos estatísticos	74
Quadro 3.5	Amostra 4 – Polida e submetida pelo tempo de 10s ao ataque erosivo. Micrografia e gráficos estatísticos	75
Quadro 3.6	Amostra 5 – Polida e submetida pelo tempo de 20s ao ataque erosivo. Micrografia e gráficos estatísticos	77
Quadro 3.7	Amostra 6 – Polida e submetida pelo tempo de 60s ao ataque erosivo. Micrografia e gráficos estatísticos	79
Quadro 3.8	Amostra 7 – Polida e submetida pelo tempo de 120s ao ataque erosivo. Micrografia e gráficos estatísticos	80
Quadro 3.9	Amostra 8 – Polida e submetida pelo tempo de 180s ao ataque erosivo. Micrografia e gráficos estatísticos	82

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Desenho esquemático do modelo de deformação por cisalhamento	25
Figura 1.2	Imagens por MEV de três tipos de partículas usadas em experimentos de erosão	42
Figura 1.3	Desenho esquemático – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)	45
Figura 1.4	Exemplo de imagem por MEV da superfície de um aço inoxidável martensítico, erodida por impacto de partícula dura	46
Figura 1.5	Representações da rugosidade e da ondulação	47
Figura 1.6	Textura e integridade de superfícies	48
Figura 1.7	Representação do parâmetro R_a de rugosidade	49
Figura 1.8	Diversas formas de rugosidade podem ter aproximadamente os mesmos valores para R_a	49
Figura 1.9	Representação do perfil de medição e subdivisões	50
Figura 1.10	Representação do cálculo da linha média	51
Figura 1.11	Assimetria da curva de distribuição de amplitude	52
Figura 1.12	Inclinação da distribuição de amplitudes	52
Figura 1.13	Representação esquemática da medição topográfica	53
Figura 1.14	Definição dos parâmetros R_k , R_{vk} e R_{pk}	55
Figura 1.15	Geração da curva de Abbott-Firestone	56
Figura 1.16	Interpretação gráfica dos parâmetros de rugosidade para cilindros de motores a combustão interna	57
Figura 2.1	Micrografia segundo ASTM E3 de um aço Duplex	59
Figura 2.2	Aspecto geral da alumina	60
Figura 2.3	Aspecto de algumas das amostras utilizadas neste trabalho	61
Figura 2.4	Instalação para a produção do ataque erosivo	62
Figura 2.5	Desenho esquemático do dispositivo projetado para os ensaios	63
Figura 2.6	Foto dos discos rotativos e desenho esquemático do sistema	64
Figura 2.7	Rugosímetro digital posicionado para os ensaios	66

Figura 3.1	Detalhes da amostra 1. MEV com aumento de 1000x	72
Figura 3.2	Outros detalhes da amostra 1. MEV com aumento de 1000x	72
Figura 3.3	Amostra 4 polida e submetida a 10s de ataque erosivo e MEV com aumento de 1000x	76
Figura 3.4	Amostra 5 polida e submetida a 20s de ataque erosivo e MEV com aumento de 1000x	78
Figura 3.5	Amostra 7 polida e submetida a 120s de ataque erosivo e MEV com aumento de 1000x	81
Figura 3.6	Detalhes do destaque da figura 3.5	81
Figura 3.7	Micrografia da amostra 8 polida e submetida a 180s de ataque erosivo	83
Figura 4.1	Micrografia da amostra 1 com 3s de ataque erosivo. Imagem processada para destaque de cavidades	85
Figura 4.2	Detalhe B da figura 3.4	85
Figura 4.3	Fractografias mostrando segregação de sulfetos em aços	86
Figura 4.4	Indícios de deslizamento planar	87
Figura 4.5	Crateras formadas por corte com remoção imediata de massa (a) e efeito do impacto sem remoção de massa (b)	88
Figura 4.6	Crateras formadas por deformação plástica provavelmente por um só impacto de partícula incidente, ângulo de ataque próximo de 30°	88
Figura 4.7	Crateras experimentais	89
Figura 4.8	Amostra 1 com 3s de ataque erosivo mostrando crateras sem perda de massa (a) e com perda de massa (b)	90
Figura 4.9	Superfície de aço liga AISI 5117 submetido a ataque erosivo por partículas de sílica	90
Figura 4.10	Representação esquemática do mecanismo de erosão por impacto de partícula, mostrando seções retas de crateras em material dúctil	91
Figura 4.11	Detalhe III da figura 3.6, em vista de topo mostrando fratura possivelmente formada a partir de uma banda de cisalhamento adiabática (ASB), em parte destacada pela linha branca	91
Figura 4.12	Mecanismo de formação e propagação de trincas em bandas de cisalhamento adiabática (ASB)	92

Figura 4.13	Vista em corte de uma lasca na saída de uma cratera na superfície de um aço com 0,6% de C (a) e (b). Em (c) fratura ao longo da ASB em liga de Al 6061 T 651 deformada por compressão dinâmica	92
Figura 4.14	Tensões na simulação do impacto da 1ª partícula	94
Figura 4.15	Deformações na simulação do impacto da 1ª partícula	94
Figura 4.16	Tensões na simulação do impacto da 2ª partícula	94
Figura 4.17	Deformações na simulação do impacto da 2ª partícula	94
Figura 4.18	Tensões na simulação do impacto da 3ª partícula	95
Figura 4.19	Deformações na simulação do impacto da 3ª partícula	95
Figura 4.20	Vista em corte da mesma situação da figura 4.19	95
Figura 4.21	Desenho esquemático mostrando a evolução do estado da superfície das amostras 0,1,2 e 5 e acompanhamento pelas curvas ADC e BAC	97

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1	Composição química (% em peso) de aços inoxidáveis comuns	39
Tabela 1.2	Composições químicas (% em peso) de aços inoxidáveis Duplex	40
Tabela 1.3	Comparação entre os PREN de aços inox comuns e Duplex	41
Tabela 1.4	Propriedades físicas de partículas erodentes	42
Tabela 1.5	Classes de rugosidades em função de R_a , conforme a NBR8404/84	48
Tabela 2.1	Composição química e propriedades mecânicas da amostra de aço Inox Duplex UNS S32205	59
Tabela 2.2	Identificação das amostras examinadas e tempos de ataque erosivo	65
Tabela 2.3	Parâmetros de entrada do modelo de plasticidade de Johnson-Cook	67
Tabela 2.4	Parâmetros de entrada do modelo de falha de Johnson-Cook	68

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO	18
1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
1.1 DETERIORAÇÃO DE MATERIAIS – ASPECTOS ECONÔMICOS	21
1.2 O DESGASTE EROSIVO POR IMPACTO DE PARTÍCULAS	21
1.3 MECANISMOS PROPOSTOS DE EROÇÃO POR IMPACTO DE PARTÍCULAS	23
1.4 CRITÉRIOS DE FALHA POR FRATURA	26
1.5 MODELOS ANALÍTICOS DE SIMULAÇÃO DE DESGASTE EROSIVO	32
1.6 AÇOS INOXIDÁVEIS	37
1.7 PARTÍCULAS ERODENTES	42
1.8 OBTENÇÃO DE IMAGENS DE SUPERFÍCIES	43
1.9 RUGOSIDADE SUPERFICIAL	46
2. DESENVOLVIMENTO DO TRABALHO EXPERIMENTAL	58
2.1 PLANEJAMENTO	58
2.2 MATERIAIS E MÉTODOS	58
3. RESULTADOS	70
4. DISCUSSÃO	84
5. CONCLUSOES	99
6. SUGESTOES PARA TRABALHOS FUTUROS	100
REFERÊNCIAS	101

INTRODUÇÃO

A deterioração dos materiais sólidos, ao longo do tempo, quando submetidos a condições agressivas, seja pela natureza de sua atuação, seja pelas condições ambientais no uso, é um problema permanente para engenheiros, não só na fase de elaboração de projetos de estruturas, equipamentos e componentes, mas também no acompanhamento dos mesmos, ao longo da sua vida útil em serviço. Desse modo, fenômenos que provocam desgaste, como abrasão, erosão, cavitação e corrosão, devem ser considerados já na fase dos projetos mecânicos e estruturais, não só na seleção dos materiais a serem utilizados, mas também no aperfeiçoamento do próprio desenho.

A deterioração de componentes mecânicos manifesta-se em função das circunstâncias. O atrito é causa de desgastes e de dissipação de energia em componentes mecânicos, conduzindo à queda de desempenho e ao aumento do número de descartes e reposições, com os conseqüentes reflexos nos custos de operação e manutenção. O controle do atrito e de seus efeitos conduz a uma considerável economia, estimando-se que cerca de um terço dos recursos energéticos mundiais sejam usados, de alguma forma, para se superar o atrito.

Entre sólidos, com movimento relativo entre si, a deterioração pode ocorrer de duas maneiras: quando a diferença de dureza entre eles não é muito grande, tem-se um desgaste, no material mais macio, provocado pelo atrito, com danos superficiais e perdas de massa, em geral uniformes, o que provoca desajustes e folgas indesejadas, como no caso dos mancais de deslizamento; quando os materiais possuem durezas muito diferentes, tem-se a abrasão, um desgaste superficial mais significativo, onde a perda de massa é mais rápida e em geral irregular, como se observa nas lâminas de uma escavadeira. Em componentes e instalações em que se têm superfícies sólidas, em contato com fluidos em movimento relativo, tem-se outros tipos de deterioração.

A cavitação (do latim *cavus*, que significa um espaço vazio ou cavidade), é um fenômeno observado tipicamente em equipamentos como turbinas e bombas hidráulicas, e em válvulas e hélices de navios. Gases dissolvidos no líquido de trabalho levam à formação e à implosão (colapso) de bolhas que provocam um ataque superficial às pás daqueles equipamentos, ataque caracterizado pela perda localizada de massa. No caso de fluidos em movimento, que contenham partículas sólidas em suspensão, o contato com superfícies internas leva a um desgaste das mesmas, conhecido como

erosão (do latim *rodene*, roer, desgastar lentamente). Tal desgaste é provocado pelo choque das partículas com as superfícies, como ocorre em turbinas a vapor e trocadores de calor. Como consequência, tem-se uma redução da vida útil e danos em tubulações e equipamentos.

Quando o fenômeno da erosão age em conjunto com o da corrosão, tem-se a chamada erosão-corrosão. No âmbito mais geral do estudo da deterioração de materiais, uma área de estudos relativamente nova, a Tribologia (do grego: *tribos*, que significa deslizar, esfregar), vem sendo gradualmente conhecida e engloba os estudos que envolvem atrito, lubrificação e desgaste de materiais. O impacto econômico da deterioração dos materiais metálicos, e a lacuna existente no ensino da matéria em cursos de graduação de engenharia foram motivadores para a realização deste estudo.

Este trabalho trata da erosão de superfícies metálicas por impacto de partículas imersas em fluxo de ar, e tem como objetivo específico o estudo de uma superfície de um aço inoxidável duplex UNS S32205, utilizado em diversas estruturas sujeitas a este tipo de desgaste, sejam submersas em água impregnada com partículas de sílica, sejam ao ar livre em locais de onde o ar ambiente em movimento contenha também partículas de várias naturezas. Para a realização deste estudo, foram preparadas amostras do material mencionado, cujas superfícies, inicialmente polidas, foram submetidas a um fluxo de partículas de alumina, imersas em ar. Para se garantir parâmetros como ângulo de incidência, distância de impacto e tempo de exposição às partículas foi projetado e construído um dispositivo específico, acoplado a uma câmara de jateamento. A determinação da velocidade das partículas foi feita através do método dos discos rotativos. As amostras polidas e erodidas com diferentes tempos de exposição foram submetidas a ensaios de rugosidade e a observações por microscopia eletrônica de varredura. O principal objetivo deste trabalho foi estudar a morfologia e a topografia das superfícies erodidas, utilizando-se microscopia eletrônica de varredura e medições de rugosidade. No primeiro caso, foi analisada particularmente a morfologia das crateras formadas pela erosão, buscando comparações com os mecanismos propostos nos modelos da literatura consultada e com simulações feitas pelo método dos elementos finitos. No segundo, a topografia geral das superfícies erodidas foi analisada, tanto do ponto de vista dos perfis rugosidade quanto do uso de informações estatísticas deles derivadas.

Além desta Introdução, este texto compreende capítulos com uma Revisão Bibliográfica uma descrição dos Materiais e Métodos utilizados e uma Discussão sobre os Resultados obtidos. Ao final, são apresentadas as Conclusões, bem como as Referências Bibliográficas.

1. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1.1 DETERIORAÇÃO DE MATERIAIS - ASPECTOS ECONÔMICOS

As perdas financeiras devidas à degradação de materiais são em torno de 5% do PIB dos países desenvolvidos. Além do impacto financeiro, a degradação dos materiais frequentemente resulta em danos a pessoas, perdas de vidas e poluição ambiental, aos quais não se pode atribuir valores financeiros [JARJOURA, 2010] [STACHOVIK, 1993]. Além dos levantamentos de custos, os estudos acima citados têm, em comum, o fato de apontarem soluções relativamente simples para se conseguir a redução de tais custos, como por exemplo: a conscientização dos dirigentes empresariais para as perdas materiais e humanas e os prejuízos financeiros decorrentes da deterioração; a mera aplicação da tecnologia já disponível, seja na literatura, seja na normalização técnica; a ampliação, intensificação e melhoria do ensino de tribologia e corrosão, mesmo em setores como a engenharia, historicamente envolvida com o assunto, embora muito mais na prática profissional do que na formação acadêmica.

1.2 O DESGASTE EROSIVO POR IMPACTO DE PARTÍCULAS

Embora a erosão sempre tenha sido uma preocupação de engenheiros, envolvidos em projetos e operação de equipamentos, apenas nas últimas décadas o tema passou a ter presença maior na área de pesquisas em materiais. Isto se deveu ao fato de que a erosão por partículas duras, embebidas em fluidos como ar e água, é um problema real em sistemas de engenharia, como, por exemplo, em estruturas de apoio, bombas, turbinas a gás e tubulações. Contribuiu também o uso de técnicas mais apuradas para estudar o comportamento dos sólidos, e que não haviam sido utilizadas antes. O progresso mais significativo deu-se com o uso da Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) para o exame de superfícies após impactos de partículas. Isto conduziu a uma melhor observação da estrutura da superfície erodida, e permitiu novas propostas sobre os mecanismos de perdas de massa metálica e de modelos relacionando a taxa de erosão e as propriedades físicas e mecânicas do material. Considerando-se a imensa gama de materiais existentes, sujeitos a erosão, e está focado em materiais metálicos com comportamento dúctil, que serão aqui examinados prioritariamente. Quanto às

partículas que provocam erosão naqueles materiais, serão consideradas as de dureza muito maior que a de seus alvos, lançadas contra eles com velocidades de até centenas de metros por segundo. Assim, a superfície do material alvo deforma-se elasticamente e depois plasticamente, sob o impacto da partícula a essas velocidades. O trabalho de deformação dos impactos vai endurecendo a superfície, até que os impactos seguintes provoquem fratura ou retirada de lascas do material. Desta maneira, pode-se dizer que existe um período de incubação, correspondente a certo número de impactos sucessivos, antes que o metal fracture localmente, e que este período vai ficando menor, à medida que se utilizem velocidades de impacto maiores. Em velocidades menores que 20 m/s a erosão cessa ou se torna insignificante. De um ponto de vista de engenharia, pode ser importante tentar aumentar de algum modo este limite, no sentido de evitar erosão com velocidades de impactos maiores, mas este tópico tem sido pouco estudado. Há consenso entre especialistas que é necessária grande deformação plástica de cisalhamento para remover material, mas há grande desacordo sobre quais propriedades, ou critérios, seriam críticos para serem especificados, quando ocorrem perdas de metal por erosão. Um modelo de erosão, em regime uniforme, deveria explicar as seguintes observações gerais, que são expressas em termos de taxa de erosão, adimensional, E_r , em gramas de perda de massa pelo alvo, por grama de material incidente [SHEWMON e SUNDARARAJAN, 1983]:

- (1) E_r varia com a $(velocidade)^n$, onde o valor médio de n é 2,4.
- (2) A taxa máxima de erosão para metais dúcteis se dá com um ângulo de impacto de 15° a 30°, ou, no caso de aço endurecido, de 60° a 90°.
- (3) Para uma dada liga, E_r não varia com aumentos significativos de dureza obtida por tratamentos térmicos ou trabalho a frio.
- (4) Com baixas velocidades de impacto, V , um tempo de incubação é observado, o qual cresce com $1/V$.
- (5) Existe uma excelente correlação entre taxa de erosão e as propriedades termo físicas do metal alvo, como o calor necessário para levar o metal à fusão.
- (6) A perda por erosão em metais dúcteis está intimamente relacionada à formação de “lábios” e/ou plaquetas nos pontos de impacto.

Por simplicidade, a taxa de erosão, E_r , pode ser expressa, de acordo com SHEWMON, numa forma mais geral:)

$$E_r = (V_d \rho_t) / (SR^3 N_c \rho_p) \quad (1)$$

onde V_d é o volume que sofre deformação severa, logo abaixo da área de impacto da partícula incidente, e é definido como o volume do pequeno pedaço (lasca) removido após N_c impactos. R é o raio da partícula incidente e ρ_p a sua densidade. S é um fator de forma para a partícula, sendo igual a $\frac{4\pi}{3}$ para esfera, e ρ_t é a densidade do material do alvo.

Uma descrição resumida de alguns modelos já propostos para os mecanismos de erosão por impacto de partículas, que tentaram explicar as seis observações acima, é feita, a seguir, no item 1.3. Parte significativa desses estudos apoiou-se em observações por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

1.3 MECANISMOS PROPOSTOS DE EROÇÃO POR IMPACTOS DE PARTÍCULAS

1.3.1 Modelos de corte

Nestes modelos é feita uma analogia entre o efeito do impacto da partícula e um corte em um ponto, provocado por uma ação, como a de usinagem. Exames por MEV, na superfície erodida por impactos de partículas, mostraram que o modelo não é válido, uma vez que um corte por partículas rasantes, com inclinação próxima de zero, é improvável [FINNIE, 1972] [BITTER, 1963].

1.3.2 Modelo de fadiga

Para impactos, feitos segundo a normal ao plano da superfície atingida, este modelo assume que a perda de volume ocorre apenas quando a sucessão de impactos faz com que o material alvo acumule uma deformação plástica crítica, satisfazendo a observação (4), descrita no item 1.2, referente à taxa de erosão, mas não explicando as observações (5) e (6), do mesmo [HUTCHINGS, 1992]. No caso de impactos oblíquos,

foram aplicadas as idéias de fadiga de baixo ciclo e o modelo explica as observações (2) e (3), mas não as observações (4) e (5) [RATNER, 1981].

1.3.3 Modelo de localização

Este modelo trata de cisalhamento localizado, que leva à formação de “lábios” e à fratura. O modelo explica todas as observações descritas no item 1.2, referentes à taxa de erosão, com boa concordância entre os valores calculados e experimentais [SHEWMON e SUNDARARAJAN, 1983].

1.3.4 Modelo do lascamento adiabático induzido por cisalhamento

Este modelo envolve a formação de bandas de cisalhamento no volume deformado sob a cratera provocada pelo impacto e a conseqüente remoção de pedaços do material alvo. O mecanismo é muito eficiente no que se refere ao material removido e traz uma explicação para o comportamento de alvos de aço endurecido, atingido por partículas a ângulos de 20° a 90° [HIEN, 1981]

1.3.5 Modelo de delaminação

A formação de vazios logo abaixo do local de impacto, especialmente em inclusões, é a base deste modelo, que atende apenas à observação (2), descrita no item 1.2, referente à taxa de erosão [JAHANMIR, 1974].

Com base em observações por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV), pesquisadores [SHEWMON e SUNDARARAJAN, 1983] produziram interessantes comentários sobre aspectos dos modelos acima descritos, resumidos a seguir, e complementados com resultados mais recentes, quando for o caso. Os experimentos foram feitos com impactos de uma única partícula esférica por vez, sobre uma superfície plana do material alvo.

1.3.6 Deformação por cisalhamento

Após o impacto, verifica-se o aparecimento de “lábios” nas bordas de contornos de grãos e, na base dos mesmos, camadas cisalhadas de modo severo, como ilustrado esquematicamente na Figura 1.1. Essas camadas são formadas por cisalhamento adiabático localizado, em metais dúcteis, como observado em ensaios de compressão dinâmica. A perda de massa dá-se pela quebra desses “lábios”, pelas tensões inerciais. Recentemente, [OWOLABI, 2013] confirmou estes resultados para o aço AISI 4340.

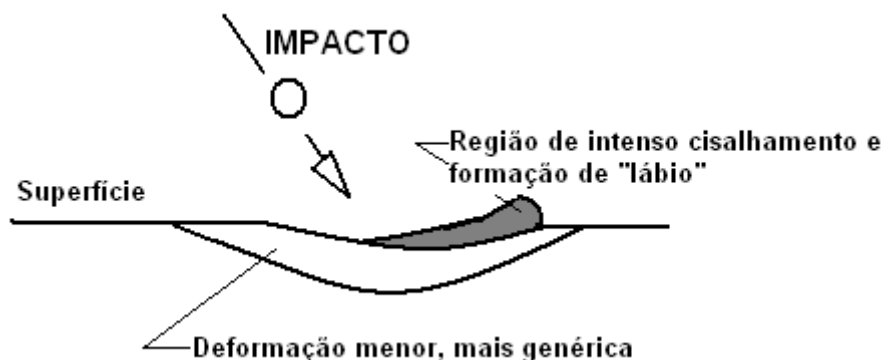


Figura 1.1 – Esquema do modelo de deformação por cisalhamento adiabático.

1.3.7 Corte

O arrancamento dos “lábios” do material, pelo impacto da partícula, não se parece com aquele feito por ferramentas de corte, em usinagem, e sim com um arrastamento seguido pelo desprendimento do material base.

1.3.8 Modos de perda de massa

Os experimentos, com uma única partícula por vez, mostraram que o modo pelo qual o material alvo perde massa depende essencialmente do comportamento dúctil ou frágil daquele material. Além disso, mostraram que há diferenças de comportamento entre dois tipos de materiais frágeis, como aços muito duros e materiais cerâmicos.

1.3.9 Efeitos térmicos

O impacto da partícula provoca considerável aumento de temperatura no local, mas não há consenso entre os especialistas sobre o papel da temperatura na perda de massa na superfície do material alvo. O impacto da partícula é tão rápido que não há tempo para que o calor gerado difunda-se, além do que as partículas usadas nesses estudos tinham em geral diâmetros pequenos, da ordem de $50 \mu m$ como, por exemplo, em [HUTCHINGS, 1975].

1.3.10 Partículas impregnadas (incrustação)

Em alguns experimentos, observou-se inicialmente um aumento de massa no material alvo, e não uma perda. Isto foi devido à impregnação do material por partículas incidentes. Observou-se também que as perdas eram maiores quando o material era atingido por partículas irregulares interagindo com as partículas impregnadas. O estudo de camadas de partículas impregnadas pode ser importante para se estudar os efeitos de camadas protetoras de óxidos, na resistência à erosão de metais que trabalham em altas temperaturas [SHEWMON e SUNDARARAJAN 1983].

1.4 CRITÉRIOS DE FALHA POR FRATURA

As condições sob as quais um metal realmente fratura e se separa da superfície do material alvo é uma das questões menos estudadas na área da erosão. Uma importante constatação, que merece ser mais bem estudada, é a de que algumas das lascas arrancadas do material são expulsas eventualmente com velocidades 2 a 6 vezes maiores que as velocidades das partículas incidentes. Outro campo de estudos, em aberto, é o fato de que partículas de tamanhos e formas irregulares são mais eficientes para provocar erosão das superfícies [SHEWMON e SUNDARARAJAN, 1983].

É possível prever, através da teoria das falhas, as condições sob as quais um material sólido falha, quando submetido à aplicação de cargas externas [HIBBELER, 2006].

Os modelos descrevem falhas em materiais, em termos de variáveis mecânicas como tensão, temperatura, taxa de deformação, etc. Todos os modelos apresentados são baseados nestas variáveis, e quando estas atingem um valor crítico, a falha do material é esperada.

Os modelos aqui mencionados, ou apresentados resumidamente, são classificados em quatro diferentes grupos: modelos dependentes de tensão, ou de deformação, ou de uma combinação de tensão e deformação, e os modelos baseados em acúmulo de danos.

1.4.1 Critérios de falha dependentes de tensão

Um dos meios mais simples para prever a falha é considerar que esta ocorre quando a tensão atinge um valor crítico. Abaixo segue uma descrição resumida de alguns critérios básicos de falha dependentes de tensão. Todos os modelos apresentados são isotrópicos, isto é, possuem as mesmas propriedades em todas as direções do material.

- *Critério da tensão máxima (aplicável a materiais frágeis)*

O critério da tensão máxima também é conhecido como Critério de Coulomb ou Rankine, e só depende da tensão para prever a falha. Considera dois parâmetros do material, que descrevem a tensão máxima permitida na compressão σ_c e na tração σ_t , respectivamente, e não se espera que a falha ocorra enquanto as tensões principais $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ estiverem entre estes dois valores, isto é,

$$-\sigma_c \leq \{\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3\} \leq \sigma_t \quad (2)$$

- *Critérios de falha de Tresca e von Mises (aplicável à materiais dúcteis)*

Dois critérios de falha amplamente utilizados são os de Tresca, que utiliza a máxima tensão de cisalhamento, e de von Mises, que utiliza a máxima energia de distorção. Estes critérios são diferentes do anterior, pois se baseiam no parâmetro tensão de escoamento, σ_e . O mais simples é o critério de Tresca, que diz que a falha não é esperada enquanto as diferenças máximas entre as tensões principais forem menores que a tensão de escoamento σ_e .

$$\sigma_F \geq \max(|\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_1 - \sigma_3|) \quad (3)$$

O critério de falha de Von Mises é dado por:

$$\sigma_F \geq \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (4)$$

onde σ_1, σ_2 e σ_3 são as tensões principais.

O parâmetro σ_F pode ser obtido, preferencialmente, em ensaios de cisalhamento puro, sendo o critério de Tresca mais conservativo do que o critério de Von Mises.

- *Critério de falha de Mohr (aplicável a materiais frágeis)*

O critério de falha de Mohr é também conhecido como critério de falha Coulomb-Mohr ou teoria do atrito-interno. Baseia-se no círculo de Mohr, e inclui, assim como o critério de tensão máxima, apenas dois parâmetros do material, tensão máxima de compressão σ_c e tensão máxima na tração σ_t . Mas, neste caso, também se considera as tensões de cisalhamento, a fim de prever a falha.

1.4.2 Critérios de falha dependentes da deformação

Outros critérios de falha simples consideram a deformação na fratura, como nos casos a seguir:

- *Critério da máxima deformação*

Este pode ser o critério de falha mais simples, que implica que a falha não é esperada enquanto os valores máximos das deformações principais forem menores que o valor crítico ε_f , isto é,

$$\{\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3\} \leq \varepsilon_f \quad (5)$$

onde $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ são as deformações principais.

- *Critério da máxima deformação plástica equivalente*

Outro critério básico de falha é afirmar que a falha ocorrerá quando a deformação equivalente $\bar{\varepsilon}$ atingir o valor crítico $\bar{\varepsilon}_f$.

$$\bar{\varepsilon} \leq \bar{\varepsilon}_f \quad (6)$$

Para um material plástico incompressível, obedecendo à tensão equivalente de Von Mises, a deformação equivalente é definida como:

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} (\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2)} \quad (7)$$

Através de um ensaio de tração uniaxial, $\bar{\varepsilon}$ pode ser obtido.

- *Modelo de JOHNSON e COOK*

O modelo de falha de Johnson-Cook baseia-se num comportamento elasto-plástico do material [JOHNSON, 1985]. Considera, além do modelo de fratura dúctil, que é um modelo que trata apenas o estado tri axial de tensões, os efeitos da taxa de deformação e da temperatura.

Modelo constitutivo:

$$\sigma_y = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (8)$$

onde,

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\varepsilon}_{eff}^p}{\dot{\varepsilon}_0} \quad (9)$$

Sendo:

σ_e = Tensão de escoamento dinâmica

A = Tensão de escoamento inicial

B = Coeficiente de resistência

ε_{eff}^p = Deformação plástica efetiva

n = Índice de deformação plástica

C = Coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação

$\dot{\varepsilon}_{eq}$ = Taxa de deformação plástica equivalente

$\dot{\varepsilon}_{eff}^p$ = Taxa de deformação plástica efetiva

$\dot{\varepsilon}_0$ = Taxa de deformação plástica de referência

T = Temperatura

T_r = Temperatura de referência

T_f = Temperatura de fusão do material

m = Coeficiente de amolecimento térmico

O primeiro colchete da equação representa a parcela elasto-plástica da deformação, que não tem influencia nem do tempo e nem da temperatura. O segundo colchete representa a parcela visco-plástica da deformação, dependente do tempo. O terceiro colchete apresenta a parcela de sensibilidade térmica do modelo.

Para a solução do modelo Johnson Cook, as constantes A,B,C, m e n são obtidas a partir de relações experimentais.

Critério de fratura:

O modelo utiliza o parâmetro de danos D, e quando este parâmetro atinge valor igual à 1, a fratura final é esperada. A definição do parâmetro de danos é:

$$D = \sum \frac{\Delta \varepsilon_{eff}^p}{\varepsilon^F} \quad (10)$$

A expressão para a deformação equivalente a fratura é dada por:

$$\varepsilon^F = \left(d_1 + d_2 e^{d_3 \left[\frac{P}{\sigma_{eff}} \right]} \right) \left[1 + d_4 \ln(\dot{\varepsilon}) \right] \left(1 + d_5 \frac{T - T_r}{T_f - T_r} \right) \quad (11)$$

onde, d_1, d_2, d_3, d_4, d_5 são constantes do material, que podem ser determinadas através de experimentos, σ_{eff} é a tensão efetiva e P é a tensão média.

Devido à grande disponibilidade de constantes para diversos materiais, o modelo de Johnson Cook tem sido largamente utilizado em diversos trabalhos [JOHNSON, 1985]

Alguns modelos analíticos para simulação do desgaste erosivo têm sido propostos, com o auxílio de simulações pelo método dos elementos finitos, resumido no item seguinte.

1.5 MODELOS ANALÍTICOS DE SIMULAÇÃO DE DESGASTE EROSIVO

Recentemente, a modelagem matemática dos fenômenos de erosão superficial por impacto de partículas tem se desenvolvido, o que tem se refletido em um grande número de trabalhos a respeito [EL TOBGY, 2005].

1.5.1 Considerações iniciais

As variáveis envolvidas na erosão de uma superfície metálica pelo impacto de partículas sólidas podem ser classificadas, de um modo geral, em três tipos:

- a) Relativas ao fluxo de partículas incidentes: velocidade da partícula, ângulo de impacto e concentração de partículas;
- b) Relativas à partícula: forma, densidade e tamanho;
- c) Relativas aos materiais da partícula e do alvo: Módulo de Young e Coeficiente de Poisson.

Sendo a erosão um processo complexo, afetado por diversos fatores, a interação entre estes fatores, como o comportamento plástico e o comportamento à fratura, dificulta uma explicação sobre dados obtidos experimentalmente.

A modelagem computacional permite que “experimentos computacionais”, sob condições controladas, sejam feitos. Portanto, tal modelagem proporciona um método efetivo e complementar às técnicas experimentais, com cada parâmetro podendo ser estudado separadamente.

Diversas tentativas foram realizadas para modelar erosão pelo método dos elementos finitos, resumido a seguir:

1.5.2 Método dos Elementos Finitos (MEF)

A discretização de um problema físico em forma de elementos é uma técnica preliminar de toda e qualquer análise de sistemas reais de engenharia. Soluções analíticas determinísticas ou técnicas numéricas beneficiam-se da discretização de um sistema através de elementos. A mecânica do processo de erosão por impacto de partículas pode ser então descrita na forma de elementos.

- Histórico

O Método de Elementos Finitos (MEF) foi baseado em estudos de R. Courant, em 1943, que utilizou o método de Ritz de análise numérica. O termo Elementos Finitos foi usado pela primeira vez em 1960 por R. W. Clough. O grande desenvolvimento do MEF ocorreu exatamente na época da proliferação do uso de computadores nos centros de pesquisa. Ao contrário dos outros métodos do passado, o MEF, somente tem uma utilidade prática se for aplicado utilizando-se de um computador. Isto ocorre devido à grande quantidade de cálculos que ele precisa realizar, resolvendo grandes sistemas de equações lineares e não lineares. [WIDAS, 1987].

- Princípios e definições

Existem geralmente dois tipos de análises que são utilizados na área de modelagem: a 2D, que conserva a simplicidade, mas gera resultados menos precisos e a 3D, que necessita de um processamento melhor, gerando resultados mais eficazes e precisos. Dentro de cada um desses sistemas de modelagem, o programador pode inserir vários algoritmos (funções) que fazem com que o sistema comporte-se de forma linear, e que são menos complexos e que geralmente não consideram a deformação plástica (não linear), que pode levar um material até a fratura. O MEF utiliza um sistema complexo de pontos chamados de nós, que se interligam formando elementos, que por sua vez formam uma rede, chamada malha, que está programada para conter as propriedades dos materiais e estruturas que definem como a estrutura vai reagir a certas

condições de carregamento. Os nós são distribuídos com uma determinada densidade em todo o material, de acordo com os níveis esperados de tensão para uma área. As regiões que provavelmente vão apresentar tensões elevadas geralmente têm uma densidade de nós maior do que aquelas que possuem pouco ou nenhum esforço.

Diversas variáveis estão disponíveis para minimização ou maximização: massa, volume, temperatura, energia de deformação, tensão-deformação, força, deslocamento, velocidade e aceleração. Existem inúmeras condições de carregamento que podem ser aplicados a um sistema, como: carga pontual, pressão, gravidade, carregamento estático, centrífugo, carregamentos térmicos (em análises de transferência de calor), deslocamentos forçados, fluxo de calor por convecção, e cargas dinâmicas.

Cada programa MEF vem com uma biblioteca de elementos, ou então ela é construída ao longo do tempo. Alguns elementos do processo numérico são: elementos de treliça, viga, placa, casca, elementos compostos, painel de cisalhamento, elementos sólidos, elementos de mola, elementos de massa, elementos rígidos e elementos de amortecimento viscoso. Muitos programas de MEF também podem usar vários tipos de materiais dentro da estrutura, tais como: isotrópicos (propriedades iguais em todas as direções), ortotrópicos (propriedades iguais á 90 graus), e anisotrópicas (propriedades diferentes ao longo de toda a estrutura).

Softwares como o ABAQUS, ANSYS e LSDYNA, baseiam-se no Método de Elementos Finitos e destes, apenas o ABAQUS será aqui um pouco mais detalhado.

1.5.3 O *Software* ABAQUS

O ABAQUS é um *software* para análise numérica baseado no Método de Elementos Finitos (MEF) [DASSAULT, 2014]. Ele foi projetado principalmente para modelar o comportamento de sólidos e estruturas sob carregamento aplicado externamente, o ABAQUS possui capacidade para analisar problemas lineares e não lineares, sejam estáticos ou dinâmicos, bidimensionais ou tridimensionais. Possui capacidade para modelar o contato entre sólidos, e uma biblioteca completa de elementos contínuos, como vigas, placas, etc., além de uma biblioteca de materiais

usuais na engenharia, incluindo compósitos e materiais avançados. Possui ainda capacidade para modelar uma série de fenômenos como vibrações, interação entre fluidos e estruturas, e ainda análises térmicas e acústicas, entre outros. [VTMSE, 2014]. Vários modelos analíticos de simulação de desgaste erosivo utilizam o Método dos Elementos Finitos e alguns, especificamente, este *software*.

1.5.4 Modelagem de erosão por impacto de partículas

Diversas tentativas foram feitas para modelar erosão por impacto de partículas, pelo método dos elementos finitos, sendo que um dos primeiros modelos [ELALEM, 1999] de simulação dinâmica considerava o encruamento e a falha do material, mas limitava-se a uma análise em 2D. Este trabalho foi aperfeiçoado [CHEN, 2003], estudando-se os efeitos do ângulo de impacto, a velocidade e a forma das partículas. Estudos anteriores com aços estruturais de médio carbono e ferros fundidos nodulares [SHIMIZU, 2001], com impacto de uma única partícula, mostraram boa relação entre resultados experimentais e de simulação computacional, revelando que deveria haver uma relação entre a formação de bordas nas crateras de impacto na superfície do material alvo e a taxa de erosão. Um estudo mais completo sobre a modelagem da erosão [AQUARO, 2001] permitiu prever, através de simulação por elementos finitos, as constantes de equações de modelos analíticos. Foi usado um modelo Euleriano para materiais com comportamento dúctil e um Lagrangiano para aqueles com comportamento frágil. Entretanto, comportamentos dúcteis e frágeis não podem ser modelados separadamente, uma vez que podem ocorrer simultaneamente, em proporções que dependem das propriedades do material e dos estados de tensões no impacto.

1.5.5 Observações sobre alguns modelos analíticos

O primeiro modelo analítico de erosão foi baseado no impacto de uma única partícula, supostamente rígida, tendo ação de corte sobre a superfície alvo [FINNIE, 1958], concluindo-se que o volume de material removido da superfície dependia do

ângulo de ataque, das profundidades de contato e de corte, da velocidade da partícula e da tensão de escoamento do material alvo.

Posteriormente, outro modelo considerava que a perda de material seria a soma do material perdido por deformação plástica e do removido por corte [BITTER, 1963]. A velocidade da partícula deveria ser dividida em duas componentes, uma normal à superfície e outra tangencial. A primeira seria a responsável pela penetração da partícula e a segunda pelo efeito de corte. Além disso, o volume removido seria a soma do desgaste por deformação e por corte. A dificuldade neste modelo é a necessidade de se determinar dois fatores de desgaste de modo experimental, sendo um dependente do material e outro da deformação no desgaste.

Uma simplificação deste modelo para materiais dúcteis não conseguiu eliminar a necessidade de obtenção de parâmetros experimentais. [NEILSON, 1968].

Outro modelo, que foi o primeiro a levar em conta a forma das partículas incidentes [HASHISH, 1987], tem também a vantagem de não requerer constantes experimentais.

Atualmente, modelos baseados em elementos finitos têm predominado nas simulações de erosão por impacto de partículas. Algumas premissas devem ser estabelecidas na modelagem por elementos finitos:

- Modelagem do material

No caso dos materiais dúcteis, a modelagem do material tem sido feita supondo-se um comportamento elasto-plástico, com base no modelo de falha de Johnson-Cook, conforme Equação 8, apresentada anteriormente, no sub-item 1.4.2.

- Modelagem do critério de falha

Um critério de falha por cisalhamento tem sido incorporado ao modelo do material para simular a remoção de massa durante o processo erosivo. A deformação do material na fratura é detalhada na Equação 9, também já apresentada no sub-item 1.4.2.

- Desenvolvimento da modelagem

Pode ser feito com softwares comerciais que utilizem elementos finitos, como o já mencionado ABAQUS, empregando-se uma formulação Lagrangiana, um algoritmo para o contato partícula/superfície, escolhas adequadas de tipo e tamanho de malhas, das condições de contorno e de um modo de se simular os impactos seqüenciais de partículas sobre a superfície em estudo.

Paralelamente ao desenvolvimento deste trabalho, foi feita simulação de erosão por impacto de partículas, usando-se o software ABAQUS Explicit, e dados de um aço duplex com características do aço estudado no presente trabalho, o UNS S32205 [LUCENA, 2014]. Os resultados permitiram estabelecer estreita correspondência morfológica com os resultados experimentais deste trabalho e de outras simulações, com aço inoxidável AISI 304 [AQUARO, 2001]. Os principais parâmetros utilizados e alguns dos resultados obtidos por [LUCENA, 2014] estão inseridos mais adiante nos Capítulos 2 e 4.

Como no presente trabalho se estuda a superfície de amostras de um aço inoxidável duplex como alvo do impacto de partículas de alumina, são feitas a seguir considerações sobre aços inoxidáveis em geral e alguns tipos partículas duras.

1.6 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são, essencialmente, ligas de ferro e cromo, e também podem apresentar, em menor grau, alguma porcentagem de Níquel, Cobre, Silício, Alumínio e Molibdênio. Esses aços caracterizam-se, fundamentalmente, por resistirem à corrosão atmosférica, embora possam também resistir à ação de outros meios gasosos ou líquidos.

De uma forma geral, o Cromo, em contato com agentes oxidantes, forma uma película de óxido de cromo (Cr_2O_3), fina e estável, na superfície do aço. Essa película é denominada de camada passiva e protege o aço inoxidável contra os processos de

corrosão. A camada possui excelente aderência ao substrato e a sua resistência aumenta em proporção direta com a quantidade de Cromo na liga.

1.6.1 Tipos de aços inoxidáveis

A adição de elementos de ligas proporciona uma grande variedade de aços inoxidáveis, com diferentes propriedades de resistência mecânica e resistência à corrosão. Eles podem ser divididos em cinco famílias: martensíticos, austeníticos, ferríticos, endurecidos por precipitação e bifásicos (Duplex).

- Aços inoxidáveis bifásicos (Duplex)

Aços inoxidáveis bifásicos, conhecidos como aços duplex, têm como principal característica o fato de combinarem as propriedades benéficas de aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Embora concebidos nos anos 1920, somente na década de 1930 foram fabricados pela primeira vez na Suécia [BSSA, 2014]. Todavia, somente nos últimos 30 anos passaram a ter produção significativa, principalmente graças aos avanços tecnológicos no controle do teor de nitrogênio, componente essencial na composição deste aço. Aços inoxidáveis tradicionais, como, por exemplo, o austenítico AISI 304 e o ferrítico AISI 430, são relativamente fáceis de fabricar. Como indicam seus nomes, são constituídos de uma fase, austenita ou ferrita. Embora atendam a extensa gama de aplicações, há algumas importantes deficiências técnicas nos dois tipos:

- Austeníticos: baixa resistência mecânica (na condição de solubilizado) e baixa resistência à corrosão sob tensão.
- Ferríticos: baixa resistência mecânica (um pouco maior que o austenítico), baixa soldabilidade e menor tenacidade à fratura em baixas temperaturas.

Além disso, o relativamente alto teor de Níquel dos austeníticos leva a grandes oscilações no seu preço de mercado, o que é um problema para muitos usuários finais.

A idéia básica que levou aos aços bifásicos é a produção de uma composição química que conduzisse a uma mistura aproximadamente igual de ferrita e austenita. Este balanço de fases produziria os seguintes efeitos:

- Maior resistência mecânica, tensão de escoamento média 550 MPa;
- Boa soldabilidade, especialmente em seções mais espessas;
- Boa tenacidade, muito melhor que a dos ferríticos;
- Resistência à corrosão sob tensão, ao contrário dos austeníticos.

Algumas considerações são feitas a seguir, para que se possa entender como os aços duplex funcionam, destacando-se, nas Tabelas, o tipo utilizado neste trabalho. A Tabela 1.1 mostra a composição química dos dois aços inoxidáveis mencionados anteriormente e que são amplamente utilizados, o AISI 304 e o AISI 430:

Tabela 1.1 – Composição química (% em peso) de aços inox comuns [BSSA, 2014].

Estrutura	Tipo	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni	Mo
Ferrítica	430	0,08	1,00	1,00	0,040	0,015		16,00/18,00	-	-
Austenítica	304	0,07	1,00	2,00	0,045	0,015	0,11	17,50/19,50	8,00/10,50	-

Os elementos químicos nos aços inoxidáveis podem ser classificados como “ferritizadores” e “austenitizadores”. Cada elemento favorece o aparecimento de uma estrutura ou da outra. Entre os “ferritizadores”, tem-se o Cromo, o Silício, o Molibdênio, o Tungstênio, o Titânio e o Nióbio. Entre os “austenitizadores”, tem-se o Carbono, o Níquel, o Manganês, o Nitrogênio e o Cobre. Pode-se ver então que o aço AISI 430 tem predominância de elementos que favorecem a formação da ferrita em sua estrutura. A estrutura do aço 304 torna-se austenítica, principalmente, pelo uso de cerca de 8% de Níquel. Para chegar à estrutura com cerca de 50% de cada uma dessas fases, deve-se promover um balanço entre elementos “ferritizadores” e “austenitizadores”. Isto explica por que o conteúdo de Níquel dos aços duplex é geralmente mais baixo do que o dos austeníticos. A seguir, na Tabela 1.2, são apresentadas algumas composições típicas de aços duplex:

Tabela 1.2– Composições químicas (% em peso) de aços inoxidáveis Duplex [BSSA, 2014].

Tipo	Denominação	Cr	Ni	Mo	N	Mn	W	Cu
903 RDN	LEAN	20,00	1,80	0,20	0,11	4,20	-	-
2304	LEAN	23,00	4,80	0,30	0,10	-	-	-
2205	STANDARD	22,00	5,70	3,10	0,17	-	-	-
2507	SUPER	25,00	7,00	4,00	0,27	-	-	-
100 ZERON	SUPER	25,00	7,00	3,20	0,25	-	0,70	0,70

As tensões de escoamento dos aços duplex situam-se em torno de uma média de 550 MPa e o limite de resistência em torno de 750 MPa. Em alguns tipos mais recentes, Nitrogênio e Manganês são usados simultaneamente para reduzir as adições de Níquel, o que colabora para estabilizar o preço do aço. Atualmente os pesquisadores estão desenvolvendo novos tipos de aços bifásicos, e cada fabricante tem suas próprias composições, esperando-se que, com o tempo, os de maior sucesso permaneçam no mercado. Particularmente, quanto a resistência à corrosão, sabe-se que não há uma única medida para esta propriedade. Todavia, um índice muito utilizado é o PREN (“Pitting Resistance Equivalent Number”), no sentido de se estabelecer uma classificação entre os diversos tipos de aços inoxidáveis. A expressão desse índice é como se segue:

$$PREN = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N \quad (12)$$

A Tabela 1.3, a seguir, mostra uma comparação entre aços inoxidáveis comuns e duplex em termos de valores típicos de PREN.

Tabela 1.3 – Comparação do PREN de aços inoxidáveis comuns e duplex
[BSSA,2014].

Tipo AISI	430	304	316	316L*	2304	904L	2205	ZERON 100	2507
Estrutura	FERR	AUS	AUS	AUS	DUPLEX	AUS	DUPLEX	DUPLEX	DUPLEX
PREN	18	19	24	26	26	34	35	41	43

(*) 2,5 % Mo

A tabela acima é apenas um guia geral, sendo importante só especificar um deles com pleno conhecimento do ambiente corrosivo. No que se refere à corrosão sob tensão, ela é uma forma de corrosão que ocorre com uma combinação particular de fatores, como tensão de tração, ambiente corrosivo e temperatura. Infelizmente, os aços inoxidáveis austeníticos como o AISI 304 e o AISI 316 são susceptíveis à corrosão sob tensão, mas os ferríticos, duplex e austeníticos com alto teor de níquel são menos sujeitos.

Os aços inoxidáveis duplex apresentam também algumas limitações, que por vezes dificultam sua aplicação. A vantagem de terem elevadas resistências mecânicas torna-se automaticamente desvantagem quando se consideram a formabilidade e a usinabilidade. A metalurgia dos aços duplex é mais complexa que a dos austeníticos ou ferríticos. Eles apresentam em suas estruturas algumas fases deletérias, especialmente se não forem tratados termicamente de maneira adequada. As duas mais importantes são as fases sigma (σ) e a alfa linha (α'). A fase sigma tem maior probabilidade de ocorrer quando a taxa de resfriamento, durante a fabricação ou na soldagem, não é suficientemente rápida. Uma nova família de aços, os superduplex, são menos sensíveis a este problema. A fase α' provoca uma fragilização, em geral a 475°C, o que limita a temperatura máxima de serviço do material. No outro extremo, os aços Duplex apresentam restrições para trabalhar em baixas temperaturas, quando comparados aos austeníticos. Uma temperatura de ensaio para aplicações *off-shore* em petróleo e gás, é

de - 46°C negativos, sendo que os aços duplex tem sua temperatura de transição na faixa de -50 a -80°C. [BSSA, 2014] [PENN, 2014] [SIERUIN, 2006].

1.7 PARTÍCULAS ERODENTES

De um modo geral, partículas aqui denominadas erodentes seriam aquelas capazes de produzir erosão significativa em superfícies metálicas. Nos estudos descritos na literatura especializada, algumas dessas partículas destacam-se pelo seu uso freqüente nas pesquisas de erosão por impacto de partículas. São elas: Quartzo (sílica, SiO₂) carbeto de silício (SiC), alumina (Al₂O₃), cujos aspectos gerais e dimensões aproximadas estão retratados na Figura 1.2, e também Carbeto de Tungstênio (WC).

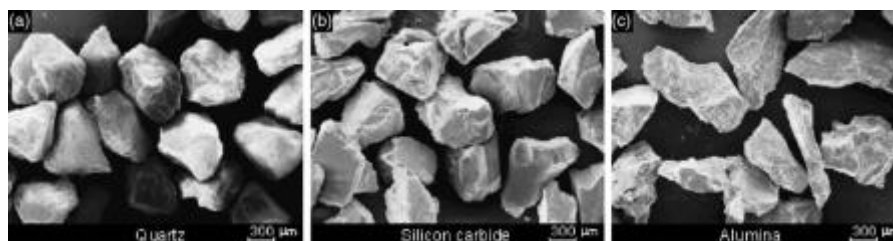


Figura 1.2 – Imagens por MEV de três tipos de partículas usadas em experimentos de erosão [DESALE, 2006].

Propriedades físicas típicas dos três tipos de partículas mostradas na Figura 1.2 estão na tabela 1.4.

Tabela 1.4 – Propriedades físicas de partículas erodentes [DESALE, 2006]

Tipo	Dureza (HV)	Densidade (Kg/ m ³)	Fator de forma*	Formato
Quartzo	1100	2650	0,7007	Bloco
Alumina	1800	3940	0,3425	Angular
Carbeto de Silício	2500	3220	0,4425	Angular

(*) Fator de forma = $(4 \pi A)/p^2$ onde A é a área projetada em (pixel)² e p o perímetro projetado, em pixel.

Estudos mostraram que o desgaste aumenta com a diminuição do Fator de forma e aumenta com a densidade. As superfícies erodidas mostram crateras mais profundas e um valor médio de rugosidade superficial para partículas angulares, comparadas com

partículas em blocos. Na Tabela 1.4 pode-se ver que, comparativamente, a alumina é o melhor material erodente [DESALE, 2006].

Em geral, usa-se nos estudos um material padronizado. No caso brasileiro, temos a areia normal do IPT (Instituto de Pesquisa e Tecnologia) padronizada segundo as normas NBR 7214 e NBR 5734, que contém a sílica como mineral predominante, na faixa de granulometria entre 150 μm e 300 μm . [MAYER, 2009].

1.8 OBTENÇÃO DE IMAGENS DE SUPERFÍCIES

A utilização de imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura - MEV foi um marco no estudo das superfícies e sua aplicação ao estudo do desgaste trouxe grandes avanços na pesquisa tribológica. Embora atualmente venha crescendo o uso de microscopia por força atômica – AFM, neste trabalho serão mencionados apenas alguns detalhes da microscopia eletrônica de varredura, que foi utilizada para a obtenção das imagens.

Diferentemente de um microscópio óptico convencional, que utiliza radiação luminosa para formação de suas imagens, um microscópio eletrônico de varredura usa um feixe de elétrons para varrer a superfície a ser observada e criar uma imagem. Os elétrons do feixe interagem com a amostra, produzindo sinais que podem ser usados para se obter informações sobre a topografia superficial e também sobre a composição do material observado.

O principal motivo para se usar o MEV é que, havendo luz suficiente, o olho humano, sem lentes, pode distinguir dois pontos separados por 0,2 mm. Esta distância é chamada de poder de resolução do olho humano. Um conjunto de lentes pode fazer com que se possam distinguir pontos separados por menos de 0,2 mm. Mas, mesmo um moderno microscópio óptico tem um aumento de cerca de 2000 vezes. O poder de resolução de um microscópio óptico não é somente limitado pelo número e pela qualidade de suas lentes, mas também pelo comprimento de onda da luz utilizada. A luz branca tem comprimentos de onda na faixa de 400 a 700 nm. O comprimento de onda médio é de 550 nm, o que dá um limite de resolução teórico entre 200 e 250 nm.

O microscópio eletrônico foi desenvolvido quando o comprimento de onda se tornou o fator limitante em microscópios ópticos. Os elétrons têm comprimentos de onda muito menores, o que os habilita a uma resolução muito maior. Além disso, apresenta uma profundidade de campo que permite uma observação detalhada da topografia das superfícies examinadas.

O Microscópio Eletrônico de Varredura vem sendo usado largamente em muitos laboratórios e indústrias, para investigar a microestrutura e a composição química de materiais orgânicos e inorgânicos. Seus principais componentes, com uma breve descrição, são:

- Fonte de elétrons

Há três tipos de fontes: filamento de tungstênio, cristal (CeB_6 ou LaB_6) e o canhão eletrônico de emissão de campo (FEG). Os elétrons produzidos por aquecimento termiônico são acelerados por 1 a 40 kV e condensados num feixe estreito.

- Coluna com lentes eletromagnéticas para guiar e focalizar os elétrons

Uma série de lentes condensadoras focaliza o feixe à medida que ele se propaga. Quanto mais estreito o feixe, menor a área final de contato dos elétrons com a superfície.

- Bobinas de deflexão

São usadas para defletir o feixe nos eixos x e y, de modo a varrer a superfície sob exame.

- Detector de elétrons

Dois tipos de elétrons são coletados pelos detectores e usados para produzir imagens:

elétrons secundários (SE) e elétrons retroespalhados (BSE). Para os primeiros, originários da camada K dos níveis atômicos, é geralmente usado o detector Everhart-Thornley, que é uma gaiola de Faraday que acelera os elétrons em direção a um cintilador, que produz uma corrente que finalmente aparece como um sinal do monitor. No segundo caso, são detectados diretamente num cintilador ou num semicondutor.

- Câmara para amostras

Além de permitir que o ambiente fique sujeito a vários níveis de vácuo, ela permite que se movimente o corpo de prova em translação e rotação.

- Mostrador ou painel

Para ver as imagens, podendo ter um computador integrado.

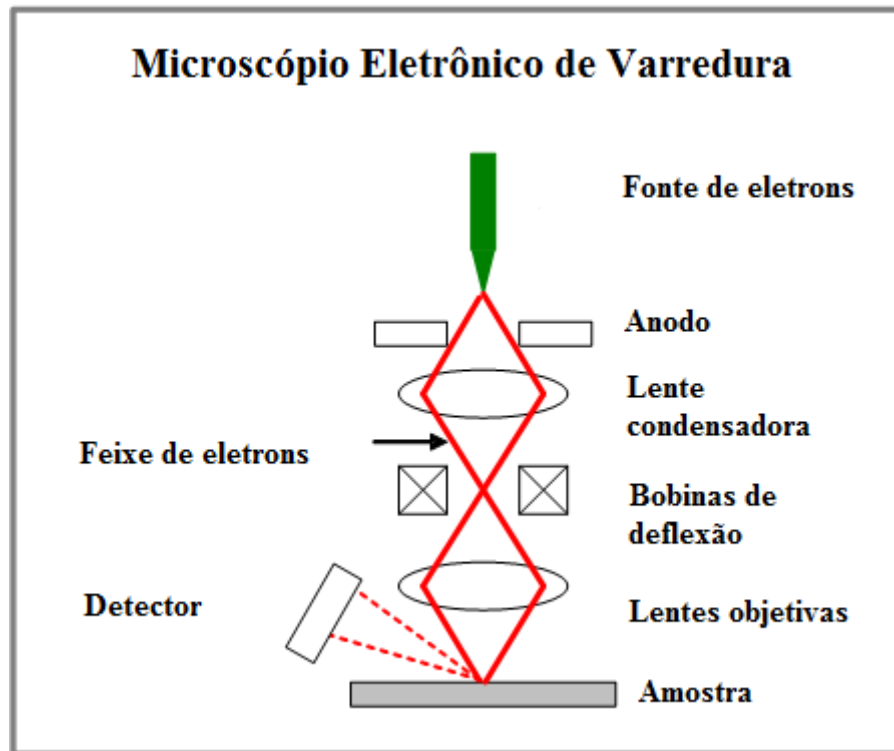


Figura 1.3 – Desenho esquemático de um microscópio eletrônico de varredura.

Como se vê esquematicamente na Figura 1.3, os elétrons produzidos pela fonte no topo da coluna são acelerados de cima para baixo e passam por uma combinação de lentes e aberturas para produzir um feixe fino de elétrons que vai se chocar com a superfície do corpo de prova sob exame, normalmente inserido numa câmara de vácuo. A posição do feixe de elétrons na superfície é modificada por um conjunto de bobinas, ocorrendo então o escaneamento sobre determinada região de interesse. Como resultado da interação entre elétrons com alta energia e o material da superfície, penetrada por eles a profundidades da ordem de uns poucos μm , alguns sinais são gerados e então capturados por detectores adequados. Estes sinais são decorrentes de elétrons secundários, de elétrons retro espalhados e de radiação X característica.

A resolução máxima de um MEV depende de múltiplos fatores, como o tamanho da área focalizada pelos elétrons e o volume de interação do feixe de elétrons com a amostra. Embora não proporcione uma resolução em escala atômica, muitos MEVs alcançaram resoluções abaixo de 1nm, sendo que resoluções de 1 - 20 nm são típicas de microscópios de pesquisa. Os industriais, de bancada, alcançam em torno de 30 nm. Uma imagem típica de uma superfície erodida, obtida por microscopia eletrônica de varredura, pode ser vista na Figura 1.4.

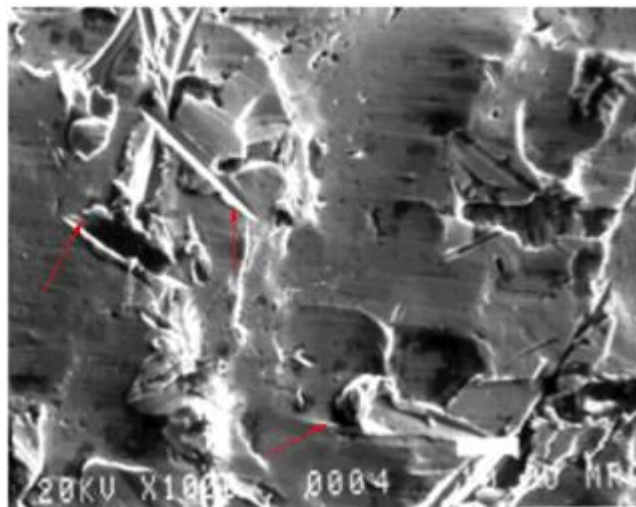


Figura 1.4 – Exemplo de imagem por MEV de superfície de um aço inoxidável martensítico erodida por impacto de partícula dura [KMT, 2015].

1.9 RUGOSIDADE SUPERFICIAL

Todas as superfícies são rugosas. Este fato desempenhou um significativo papel no desenvolvimento da ciência e da tecnologia da Tribologia. Inicialmente, vale destacar que existe uma idéia já firmada de que as superfícies ditas “rugosas” (portanto “com atrito”), ao contrário das superfícies ditas “lisas” (supostas “sem atrito”) têm características tribológicas insatisfatórias. A história dos rugosímetros (perfilômetros) também lançou uma luz sobre esta questão. Um dos fatores que levaram ao desenvolvimento do perfilômetro, nos anos 1930, foi a necessidade de um método que

caracterizasse superfícies de uso em engenharia, particularmente em motores aeronáuticos [ARCHARD, 1974].

Embora outros métodos possam ser vistos, por exemplo, em [WHITEHOUSE, 1974], este método será o único a ser considerado daqui em diante, para medições topográficas em superfícies. Isto se deve, em primeiro lugar, porque esta é a técnica mais usada na prática da engenharia para a medição da rugosidade superficial. Em segundo lugar, porque é um método capaz de fornecer informações qualitativas e quantitativas. Antes de se examinar com mais detalhes a técnica mencionada, seguem-se algumas considerações sobre superfícies:

1.9.1 Topografia superficial

O termo “textura” refere-se a picos e vales produzidas em uma superfície por um processo particular de fabricação [ASM, 1994] ou por outros efeitos externos. Convencionalmente, a textura de uma superfície compreende: a rugosidade e a ondulação, conforme Figura 1.5.

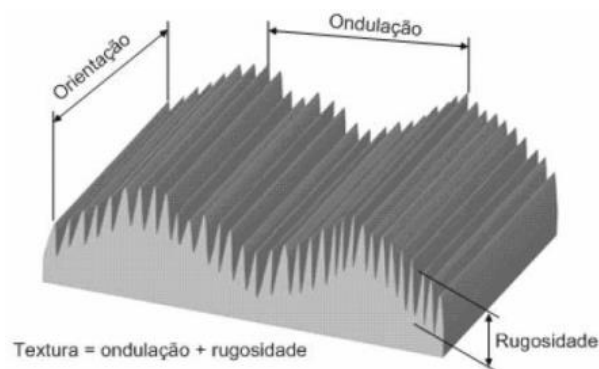


Figura 1.5 – Representações da rugosidade e da ondulação [MATOS Jr, 2009]

A textura da superfície depende de efeitos externos e a integridade da superfície depende de fatores internos, como exemplificado na Figura 1.6.

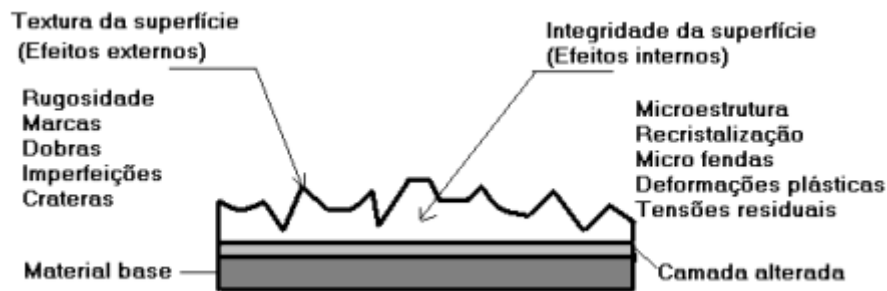


Figura 1.6 -Textura e integridade de uma superfície. Adaptado de [MATOS Jr, 2009]

1.9.2 Medições para avaliação de superfícies

Por muitos anos, os engenheiros consideraram a rugosidade superficial em termos de parâmetros simples (rugosidade em relação a uma linha média, R, ou RMS, valor médio quadrático), que eram simples *medidas de altura de picos e vales*, executadas sob condições normalizadas, inclusive no Brasil, segundo a norma NBR ISO 4288:2008 da Associação Brasileira de Normas Técnicas. Outra norma, a NBR 8404/1984 diz que a característica principal (o valor) da rugosidade R_a (Rugosidade média) pode ser indicada pelos *números da classe* de rugosidade correspondente [ABNT, 2008], conforme tabela a seguir:

Tabela 1.5 – Classes de rugosidade em função de R_a , conforme a NBR 8404/84

Classe	N12	N11	N10	N9	N8	N7	N6	N5	N4	N3	N2	N1
R_a (μm)	50	25	12,5	6,3	3,2	1,6	0,8	0,4	0,2	0,1	0,05	0,025

Deve ser notado, entretanto, que não há correspondência entre os valores obtidos para o parâmetro de rugosidade, no caso o R_a , mostrado na Figura 1.7 e a morfologia da superfície, como ilustrado esquematicamente na Figura 1.8.

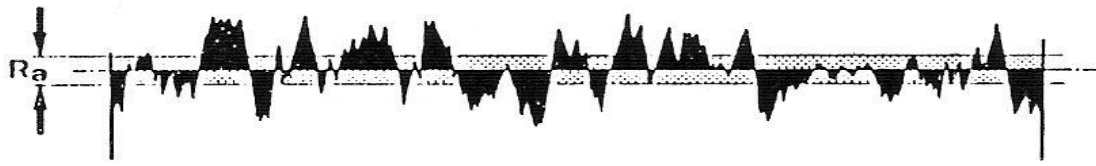


Figura 1.7 – Representação do parâmetro Ra de rugosidade [MATOS Jr, 2009]

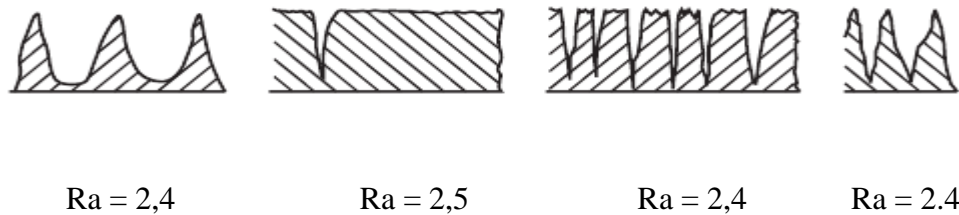


Figura 1.8 – Diversas formas de rugosidade podem ter aproximadamente os mesmos valores (exemplos hipotéticos) para Ra [ARCHARD, 1974].

1.9.3 Definições

- Superfície real:

Parte de um corpo que o separa do meio em que se encontra, conforme [DIN 4762:1989] e [ISO 4287/1: 1972].

- Processo de apalpação:

Processo de medição onde a configuração da superfície é captada em duas dimensões. Uma unidade de avanço movimenta um apalpador com uma velocidade horizontal constante por sobre a superfície.

- Perfil efetivo:

Porção do perfil, apalpada durante o processo de medição de uma superfície. O perfil efetivo contém os principais desvios, que são classificados em forma, ondulação e rugosidade (DIN 4760:2014).

- Comprimento de amostragem (λ_c ou *cut-off*)

Determina o filtro a ser utilizado. Ondas inferiores ao comprimento de amostragem λ_c são atribuídos ao perfil de rugosidade R. Ondas superiores ao comprimento de amostragem λ_c são atribuídos ao perfil de ondulação W.

A norma brasileira [NBR 6405/1988] denomina o comprimento de amostragem (*cut off*) de “ l_e ” num perfil efetivo de uma superfície num comprimento “ l_m ”, ou comprimento total de avaliação. O comprimento de amostragem nos rugosímetros eletrônicos, chamado de “ l_e ”, não deve ser confundido com a distância total “ l_t ” percorrida pelo apalpador sobre a superfície.

É recomendado pela norma [ISO 4287/1:1972] que os rugosímetros devam medir cinco comprimentos de amostragem e devem indicar o valor médio. A Figura 1.9 apresenta os elementos de um perfil de rugosidade, utilizados para obter o valor de determinado parâmetro, que são detalhadas a seguir:

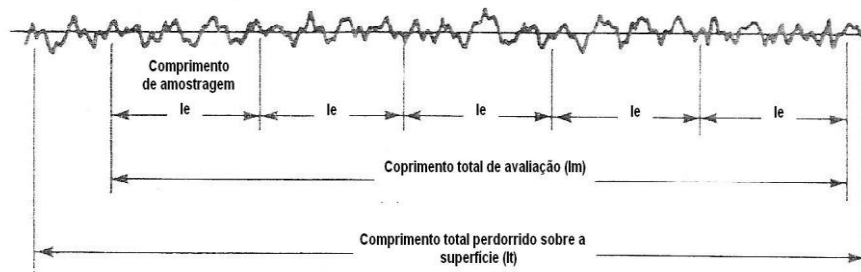


Figura 1.9 – Representação do perfil de medições e subdivisões

Comprimento de medição unitário “ l_e ” é 1/5 do comprimento de medição “ l_m ” e pela norma [DIN 4762, 1989,] é igual ao comprimento de amostragem λ_c (*cut off*). O comprimento de medição unitário é a referência para a avaliação da rugosidade, e o comprimento “ l_m ” é a porção do perfil apalpado que é avaliado pelo processador. O comprimento de avanço inicial “ l_v ” serve para o acionamento dos filtros. O Comprimento de avanço final “ l_m ” serve para desativar os filtros. O comprimento de apalpação “ l_t ” é a distância total percorrida pelo apalpador (ponteira – cantilever)

durante o processo de medição. Ele é a soma do comprimento de avanço inicial “lv”, comprimento de medição unitário “lm” e o comprimento de avanço final “lm”.

1.9.4 Sistemas de medição da rugosidade

São usados dois sistemas básicos de medida: o da linha média M e o da envolvente E. O da linha média é o mais utilizado, mas alguns países adotam ambos os sistemas. No Brasil, nas normas ABNT, adota-se o sistema M. Neste, todas as grandezas da medição da rugosidade são definidas a partir do seguinte conceito de linha média [NBR 6405/1988] e [NBR 8404/1984]:

Linha média é a linha paralela à direção geral do perfil, no comprimento da amostragem, de tal modo que a soma das áreas superiores, compreendidas entre ela e o perfil efetivo, sejam iguais à soma das áreas inferiores, no comprimento da amostragem, conforme representado na Figura 1.10:

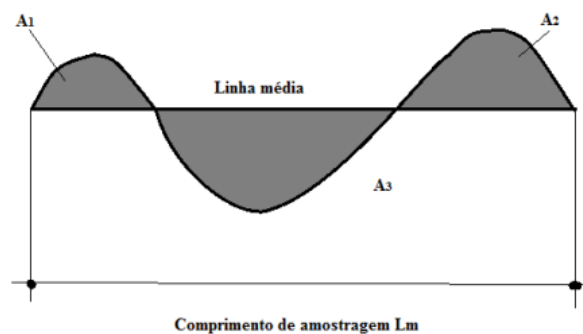


Figura 1.10 – Representação do cálculo da linha média

Na Figura, temos ainda as seguintes definições: sendo A1 e A2 áreas acima da linha média e A3 área abaixo da linha média.

$$A1+A2=A3 \quad (13)$$

Rugosidade Média, parâmetro Ra, é média aritmética dos desvios das alturas do perfil.

$$R_a = \sum R_i/5 \quad i=1 \text{ até } i = 5 \quad (14)$$

Rugosidade (RMS-“root mean square”), parâmetro Rq de rugosidade média quadrática.

$$R_q = [\sum R_i^2/5]^{1/2} \quad i=1 \text{ até } i = 5 \quad (15)$$

O parâmetro R_{sk} (“*Skewness*”) indica a simetria da distribuição de amplitude sobre a linha média do perfil. Um valor negativo de *Skewness* representa uma condição de superfície tipicamente com grandes vales. A Figura 1.11 representa a interpretação do parâmetro de rugosidade *Skewness*. Para $R_{sk} = 0$, o perfil é simétrico.

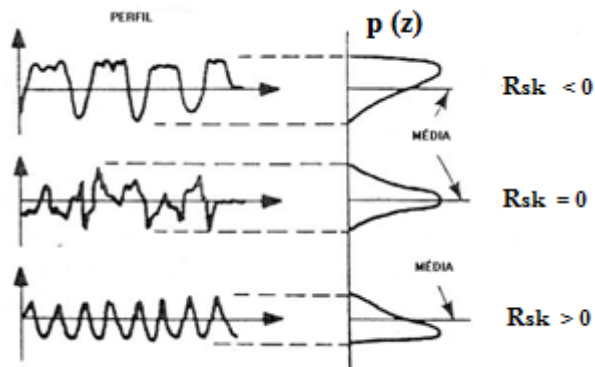


Figura 1.11– Assimetria da curva de distribuição de amplitude [ASME 1995], citado em [MATOS Jr, 2009]

O parâmetro R_{ku} , Curtose (“*Kurtosis*”) mede a inclinação da curva de distribuição de amplitude. A inclinação da curva de distribuição de amplitude é descrita na Figura 1.12 com a representação da inclinação dos picos e vales do perfil. Para $R_{ku} = 3$, temos uma Distribuição Normal.

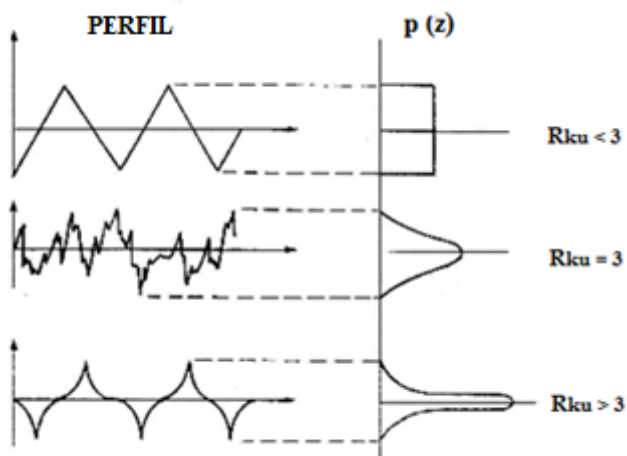


Figura 1.12 – Inclinação da distribuição de amplitudes [ASME,1995] citado em [MATOS Jr, 2009].

1.9.5 Métodos de medição de rugosidade

Para avaliar a condição da superfície tanto após o processo de fabricação quanto durante seu desgaste, podemos considerar a existência dos seguintes métodos:

- Inspeção visual inicial

O método de inspeção visual é normalmente realizado a olho nu ou com auxílio de uma lupa observando a direção das linhas sobre a superfície, marcas do processo anterior e defeitos e crateras.

- Placa de comparação

Análise da superfície realizada por comparação entre uma placa com superfícies de rugosidade controlada frente à superfície do componente em estudo.

- Medições por contato

Um dos métodos mais empregados na indústria para a medição topográfica da superfície é a perfilometria de contato, ilustrada na Figura 1.13. Utiliza-se em geral uma ponteira de diamante com um raio de medição de 5 μm . O rugosímetro é atualmente um aparelho eletrônico para verificação de superfícies de peças e ferramentas. Pode ser portátil ou integrado a estruturas de apoio que necessitam de uma instalação apropriada.

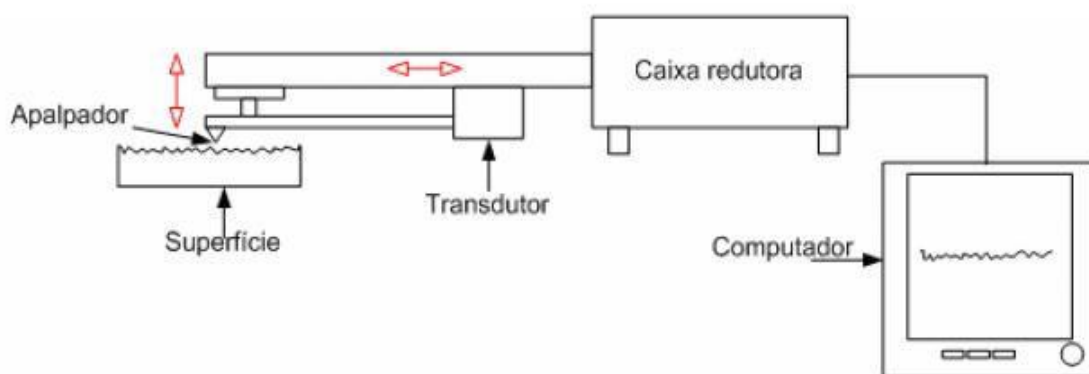


Figura 1.13 - Representação esquemática da medição topográfica da superfície utilizando a perfilometria de contato [HUTCHINGS, 1992].

- Medições sem contato

A medição sem contato é normalmente aplicada na medição de discos de memória de computador e substrato de semicondutores, mas pode ser aplicada a medições de superfícies macias, como a do cobre, que são facilmente danificadas pela ponteira de diamante. Se comparada com a medição de rugosidade convencional, apresenta um raio de medição bem menor, de $0,2\mu\text{m}$.

1.9.6 Avaliação de desgaste superficial – Curvas de Abbott-Firestone

A avaliação da superfície pode ser baseada, por exemplo, em normas, como a ISO 4287 [ISO, 2014], que apresenta a metodologia de análise conhecida como Taxa Relativa de Material (R_{mr}), que determina a taxa de material removido, a partir de um nível de corte.

Aplica-se principalmente a um processo mecânico de usinagem por abrasão, empregado no acabamento de peças, conhecido como brunimento, mas os conceitos valem para qualquer processo de desbaste superficial.

O primeiro critério é conhecido como fase de “amacramento” (Cr): Representa a faixa de variação do valor das alturas das asperezas compreendida entre 1% a 45% da área total de contato da superfície desbastada. Indica a região que será desgastada na fase inicial de eliminação das asperezas. No caso de superfícies internas de motores, por exemplo, corresponderia a um “amacimento”. O valor máximo para este critério pode variar em função do acabamento final do processo de brunimento eliminando os picos mais altos, ou seja, usinagem de acabamento responsável por criar uma superfície que apresente menor quantidade de picos.

O segundo critério é a porção do perfil de rugosidade que representa a fase logo após amaciamento, identificada como fase de “funcionamento” (C_f). É representada pela região que corresponde à variação de área da superfície entre 15% a 75% da área total de contato. Região responsável pelo funcionamento da superfície em condições normais de trabalho, ou seja, queda na taxa de desgaste, mantendo a característica do perfil durante a vida em serviço da superfície analisada.

O terceiro e último critério é identificado como porção responsável pelos “vales” existentes, ou “crateras”. No caso citado dos motores, estas regiões seriam importantes

para o armazenamento de óleo abaixo da superfície de contato (C1). Região que compreende valores para área total de contato da ordem de 45% a 99%. Para um perfil R de rugosidade, a curva de Abbott-Firestone é definida especificamente segundo três parâmetros R_{pk} , R_k e R_{vk} e duas fronteiras chamadas de M_{r1} e M_{r2} . Esta curva é uma importante ferramenta para a caracterização da superfície, apresenta ampla aplicação na caracterização das superfícies definidas em normas internacionais [DIN 4776] [ISO 13565-2] [SCHMÄHLING, 2007].

Destinados a medir a condição da superfície de materiais porosos ou presença de platô e de vales, estes parâmetros caracterizam a curva de distribuição da área total de contato com a aplicação do duplo filtro gaussiano, ferramenta esta que possibilita a obtenção dos parâmetros de rugosidade sem a tendência característica de superfícies de grandes vales. A definição dos parâmetros e a distribuição da área total de contato são representadas na Figura 1.14:

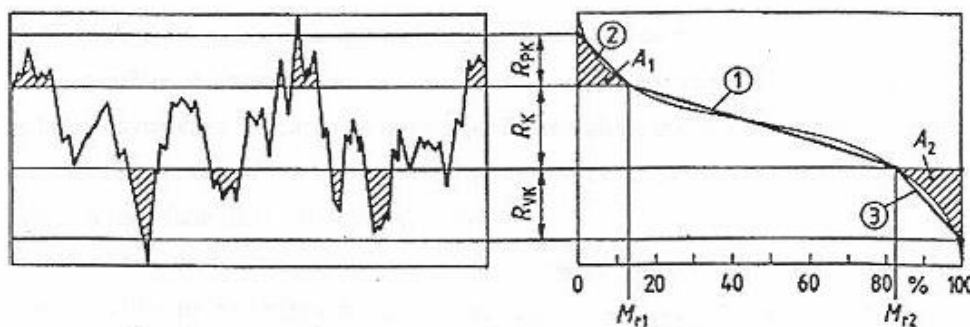


Figura 1.14 - Definição dos parâmetros R_k , R_{vk} e R_{pk} . À direita a curva de Abbott-Firestone [CARVALHO, 2007] citado em [MATOS Jr, 2009].

Usualmente a determinação da linha média pela aplicação do filtro “gaussiano” [ISO 11562] não considera a existência de grandes vales no perfil, que possuem a tendência de modificar a linha média e por isso é necessária a criação de artifícios para evitar medições incoerentes. O método definido na norma ISO 13565-2 permite determinar uma linha média menos afetada pelos vales apresentados pelo perfil e é identificado como duplo filtro gaussiano. O parâmetro R_k é definido como sendo a parcela central da banda de rugosidade. Para a determinação de R_k é traçada uma secante de menor inclinação possível sobre a curva de Abbott-Firestone, cuja

componente horizontal corresponde a 40%, conforme Figura 1.15 [DIN 4776] [ISO 13565-2] [CNOMO, 2003).

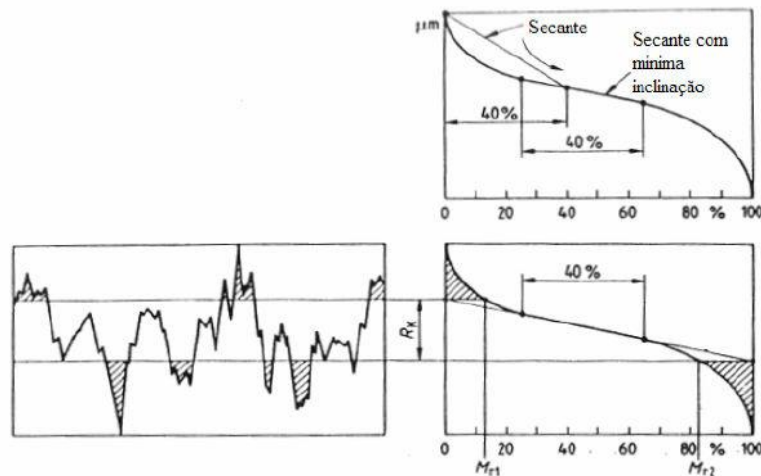


Figura 1.15 - Geração da curva de Abbott-Firestone [CARVALHO, 2007] citado em [MATOS Jr, 2009]

O parâmetro R_k representa a diferença de altura entre a intersecção desta reta com o eixo de 100% e o eixo de 0% e os pontos Mr_1 e Mr_2 (%) correspondem à intersecção entre o perfil de referência e as retas paralelas ao eixo de % definindo o parâmetro R_k . Os parâmetros R_{pk} e R_{vk} são definidos pela altura do triângulo retângulo da superfície equivalente as zonas de picos (base 0% a Mr_1) e aos vales (base Mr_2 a 100%). R_k é o valor da rugosidade do núcleo do perfil, R_{pk} é o valor da rugosidade média dos picos que estão acima da área de contato mínima do perfil, excluídos eventuais picos exagerados.

R_{vk} é o valor da rugosidade média dos vales que estão abaixo da área de contato do perfil, excluídos eventuais vales excessivamente profundos. Mr_1 é a fração de contato mínimo: taxa, em porcentagem, que determina a fração de contato mínima no núcleo do perfil de rugosidade. Mr_2 : Fração de contato máximo : taxa, em porcentagem, que determina a maior fração de contato no núcleo do perfil de rugosidade.

A avaliação de superfícies características de um processo de brunimento e a definição dos parâmetros mais adequados para descrevê-las no uso em cilindro de motores a combustão interna foi estudada por [PAWLUS, 1997] e pode ser demonstrado na Figura 1.16. Para tal análise são definidos os parâmetros:

R_p/R_t é o coeficiente de vazio, considerado o parâmetro mais importante. Pode ser presumido que o valor de desgaste do cilindro é proporcional à variação do coeficiente de vazio durante a utilização do motor. R_p é a distância do pico mais elevado até a linha média do perfil. R_t é a distância entre o pico mais elevado e o vale mais profundo.

R_k/R_t profundidade central normalizada. R_{tm} parâmetro de altura. V_o capacidade de armazenamento de óleo da superfície, ou seja, o volume dos vales. O parâmetro R_{vo} é a “área” dos vales calculada a partir da obtenção dos parâmetros “ R_k ” conforme norma [DIN 4776] e [ISO 13565-2].

$$A_2 = \frac{1}{2} R_{vk} [100\% - Mr_2] / [100\%] \quad (16)$$

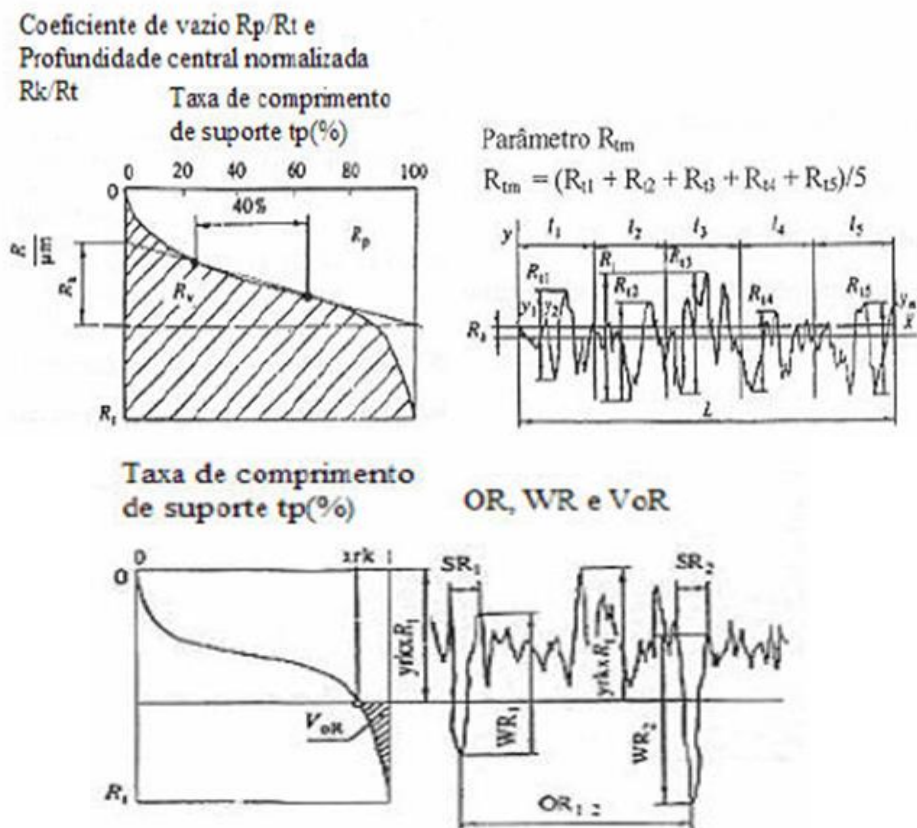


Figura 1.16 - Interpretação gráfica os parâmetros de rugosidade para cilindro de motores a combustão interna (PAWLUS, 1996).

Embora elaborados para o caso específico de avaliar os resultados do processo de brunimento em cilindros de motores a explosão, os conceitos e critérios formulados por PAWLUS aplicam-se ao estudo de qualquer superfície que sofra um processo de desgaste, como no caso da erosão por impacto de partículas sólidas.

2. DESENVOLVIMENTO DO TRABALHO

2.1 PLANEJAMENTO

Tendo em vista os objetivos do trabalho, foi feito um planejamento para que se obtivessem resultados do modo mais econômico e rápido possível. À falta de um laboratório de tribologia, foi projetada e montada uma instalação destinada a promover desgaste erosivo em superfícies metálicas, pelo impacto de partículas duras. A maioria dos experimentos descritos na literatura utiliza partículas esféricas de material duro, projetadas balisticamente sobre a superfície em estudo. Optou-se por utilizar um feixe de partículas imersas em ar, como é típico de operações industriais de jateamento. A instalação projetada e construída consistiu de uma câmara de jateamento de pequeno porte, acoplada a um compressor de ar compatível com as suas características. Tendo em vista a necessidade de se dirigir o jato de partículas segundo determinado ângulo, bem como a determinada distância do alvo, foi projetado e construído um dispositivo que atendia a essas exigências e, ao mesmo tempo, fosse acomodado dentro da câmara. Outra questão foi a medição da velocidade das partículas incidentes na superfície. Embora existam métodos sofisticados para isto, como medições com equipamentos estroboscópicos ou a laser, foi escolhido um método ao mesmo tempo simples e confiável, o dos discos rotativos, criado no MIT [RUFF, 1975].

Com o controle dos parâmetros dos experimentos, os ataques erosivos foram realizados e as imagens dos seus efeitos foram capturadas por meio de MEV. A rugosidade superficial foi medida através de aparelho digital, o que permitiu inclusive algum tratamento estatístico dos dados. A seguir, detalhes sobre a metodologia empregada.

2.2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.2.1 MATERIAL - ALVO

Para o estudo foram utilizadas amostras de aço inoxidável duplex UNS S32205, retiradas de chapas de 12,5 mm de espessura, fabricadas pela *North American Stainless* e fornecidas por empresa comercial [EXPANDER, 2014]. A composição

química e as propriedades mecânicas constam na Tabela 2.1 [NAS, 2012] e uma microestrutura típica é mostrada na Figura 2.1 [LABMAT, 2013]

Tabela 2.1– Composição química e propriedades mecânicas da amostra de aço inoxidável duplex UNS32205 [NAS, 2012].

Composição química (% em peso) da amostra recebida								
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	N
0,020	1,576	0,030	0,00110	0,559	4,596	22,037	3,108	0,144

Propriedades mecânicas à tração e dureza			
Tensão de escoamento a 0,2%	Limite de resistência	Alongamento em 50 mm	Dureza
586 MPa	784 MPa	34 %	20 HRC

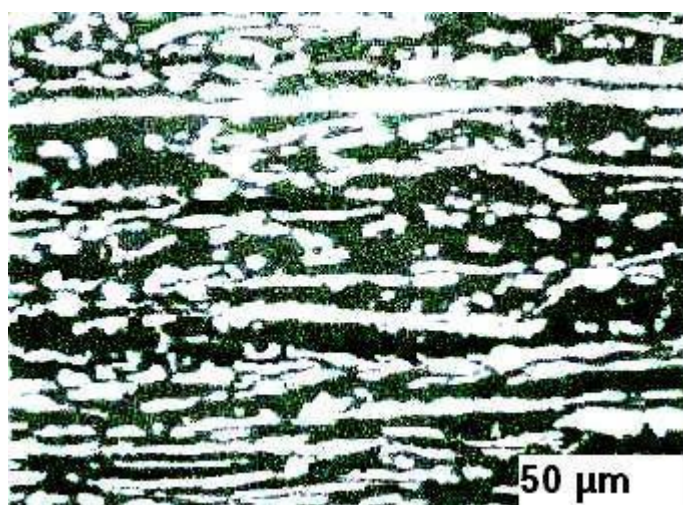


Figura 2.1 - Micrografia segundo ASTM E3. Teor de ferrita 58% conforme ASTM E 562-02 [LABMAT, 2013].

2.2.2 PARTÍCULA ERODENTE

Foram utilizadas partículas de alumina produzidas pela ALCOA e fornecidas pela ESSENCE com granulometria média de 100 mesh (150 μm), e morfologia poliédrica variável, conforme mostrado na Figura 2.2:

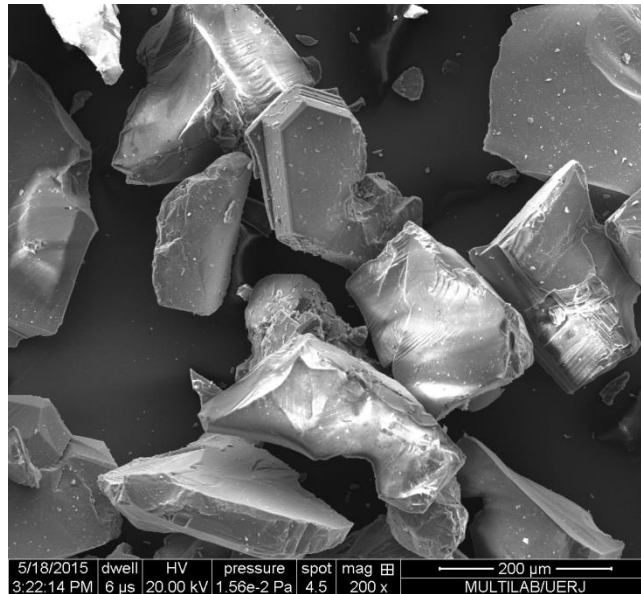


Figura 2.2 - Aspecto geral da Alumina utilizada, mostrando o caráter angular e a variação de tamanho e morfologia.

2.2.3 OBTENÇÃO DA EROSÃO SUPERFICIAL

- Preparação das amostras

De uma chapa laminada, foi retirada uma peça de 150 mm x 200 mm x 13 mm, sendo a maior dimensão no sentido de laminação da chapa. Desta peça, no Laboratório de Caracterização de Materiais do PPG-EM/FEN/UERJ, foram retiradas inicialmente 16 amostras de 10 mm x 10mm x 3 mm, cortadas por disco, com refrigeração a água. Tais amostras foram embutidas em resina poliéster, lixadas e polidas, e foram utilizadas para testes do equipamento de jateamento, para ajuste das primeiras observações microscópicas e para auxiliar na definição dos tempos de ataque erosivo que seriam efetivamente praticados. Após esta etapa, foram retiradas da mesma peça, por uma plaina limadora, tiras de 5 mm x 3 mm x 100 mm, no sentido da laminação, no Laboratório de Tecnologia Mecânica do Departamento de Engenharia Mecânica da FEN/UERJ. As tiras foram levadas então ao Instituto de Física da UERJ, Laboratório de Eletrônica Quântica, onde foram cortadas, por discos de corte e refrigeração a água, em

paralelepípedos de 5 mm x 5 mm x 3 mm, em alguns casos 10 mm x 5 mm x 3 mm até que se obtivessem 20 amostras.

As amostras obtidas foram embutidas em resina acrílica, deixando-se exposta uma superfície correspondente à superfície de laminação da chapa original.

As superfícies das amostras foram então lixadas, com lixas d'água, na seguinte seqüência de granulometrias: 400, 600, 900 e 1500. A seguir as amostras foram polidas com pasta de diamante com granulometrias na seqüência 3,0 μm , 1,0 μm e 0,25 μm .

Tanto as operações de lixamento quanto as de polimento foram executadas num equipamento automático TECLAGO, modelo PLO-2E.

Das amostras consideradas com polimento superficial satisfatório, 10 (dez) foram selecionadas inicialmente para os experimentos.

A figura 2.3 a seguir retrata algumas das amostras preparadas.

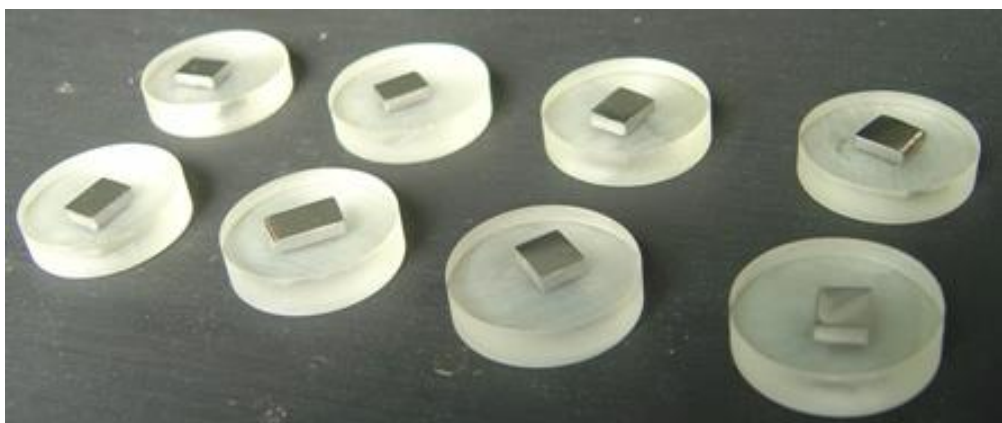


Figura 2.3 – Aspecto de parte das amostras utilizadas.

- Equipamentos utilizados nos experimentos

Para a realização dos ataques erosivos nas amostras foi montada uma instalação, mostrada na Figura 2.4, composta de um compressor VONDER, modelo MCV 085, com potência de 2 HP, pressão de trabalho 0,8 MPa (120 psi) e capacidade do tanque de 0,03 m³ (30 l). Acionada pelo compressor, uma câmara de jateamento marca ESSENCE, modelo Precision 1, pressão de uso de 0,5 MPa a 07 MPa (70 a 100 psi).



Figura 2.4 – Instalação para produção do ataque erosivo: câmara de jateamento e compressor.

O bico de jateamento, com diâmetro de 1,2 mm, no interior da câmara, originalmente de operação manual, foi acoplado a um dispositivo especialmente projetado e construído no Laboratório de Tecnologia Mecânica da FEN/UERJ, cujo desenho esquemático e foto encontram-se na Figura 2.5. O objetivo desse dispositivo foi garantir que o jato de partículas de alumina imersas em ar pudesse ser direcionado para o centro da amostra com ângulos de incidência de 20° a 90° (no caso deste trabalho, 30°), e a distâncias do bico até o centro da amostra de até 40 mm (no presente caso, 20 mm).

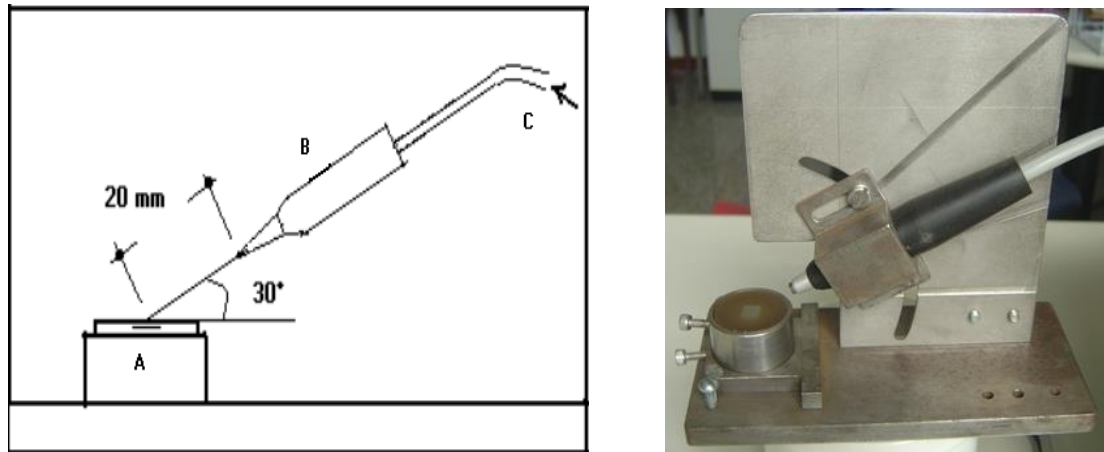


Figura 2.5 – À esquerda, desenho esquemático do dispositivo projetado, mostrando o porta-amostras e amostra (A), o bico de jateamento (B) e a entrada de ar comprimido com as partículas de alumina (C). À direita, foto do dispositivo.

- Medição da velocidade das partículas incidentes

Inicialmente, a instalação mencionada no item anterior foi utilizada para a obtenção de uma curva de calibração, para se determinar a relação entre a pressão de ar comprimido na linha e a velocidade das partículas no jateamento. Foi construído um dispositivo para atender ao método estabelecido no MIT por [RUFF, 1975], método este já utilizado com sucesso por vários pesquisadores como, por exemplo [DJUROVIC, 1997] [OKA, 1997] [PANG, 2010].

Este método, chamado de discos rotativos, consiste em girar com uma velocidade angular constante, n , dois discos solidários ao eixo de rotação e separados por uma distância L .

O disco interno contém um furo, cujo centro fica a uma distância R do centro do eixo de rotação. Alinhado com o furo, e paralelo ao eixo, é posicionado o bico de jateamento.

Inicialmente, com os discos sem movimento, é disparado o jateamento, até que uma mancha decorrente do impacto das partículas erodentes apareça na face do disco oposto. Em seguida, repete-se a operação com os discos girando com a velocidade angular determinada, até que outra mancha apareça no disco oposto.

Mede-se, então, a distância entre os centros das duas manchas, S . A velocidade média das partículas pode ser então calculada pela relação:

$$V_p = (2\pi RnL)/S \quad (17)$$

Sendo R o raio desde o centro de rotação até o centro das manchas, n o número de rotações por segundo do eixo do motor, L a separação entre os dois discos e S a distancia linear entre os centros das manchas No presente trabalho, foram utilizados os seguintes valores: $n = 46,7$ RPS (2800 RPM), $L = 0,02$ m e $R = 0,025$ m.

Para cada valor de pressão na linha de ar comprimido, era então medido um valor de S , permitindo calcular a velocidade das partículas correspondente a cada valor de pressão na linha de ar comprimido. Com os dados obtidos, foi feita uma curva de calibração, da qual foi retirado o valor de pressão que forneceria a velocidade de 50 m/s estabelecida para os experimentos. Uma foto dos discos rotativos utilizados e um desenho esquemático da instalação são mostrados na Figura 2.6.

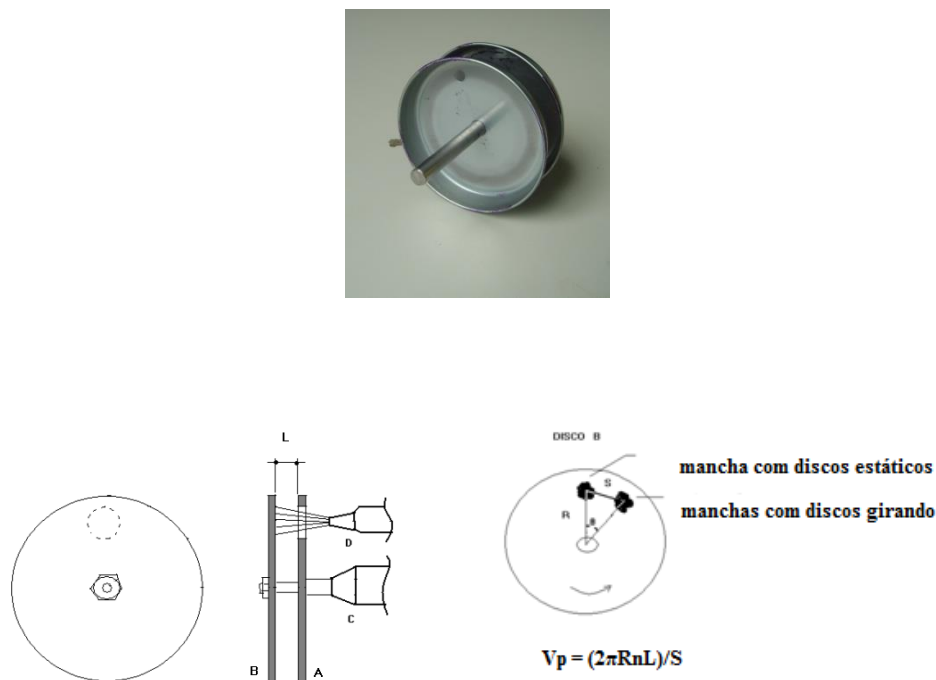


Figura 2.6 – Acima, foto dos discos rotativos. Embaixo, à esquerda, desenho esquemático do sistema: disco interno (A) com orifício, disco externo (B), motor (C) e bico de jateamento (D). À direita, demonstração do cálculo da velocidade das partículas.

- Procedimentos

A cada experimento realizado, uma amostra era colocada no estojo A da Figura 2.5 e o bico de jateamento posicionado no dispositivo de modo a se obter um ângulo de incidência de 30° e uma distância até a amostra de 20 mm. A seguir o dispositivo era colocado dentro da câmara de jateamento (ver Figura 2.4), com a tampa travada para segurança do operador, que por sua vez portava os devidos Equipamentos de Segurança Individual (EPIs) indicados para este procedimento.

Após se atingir a pressão desejada na linha de ar comprimido, que conduziria à velocidade de partículas desejada (no caso 50 m/s), era disparado o jateamento, cronometrando-se o tempo de exposição desejado.

Das 20 (vinte) amostras preparadas inicialmente, 6 (seis) foram descartadas por polimento considerado insuficiente e 5 (cinco) foram deixadas como reserva para eventualidade. Assim, 9 (nove) amostras foram submetidas ao processo erosivo, identificadas na Tabela 2.2 a seguir, com os respectivos tempos de exposição ao ataque, que foram estabelecidos nos teste preliminares.

Tabela 2.2 – Identificação das amostras examinadas e tempos de ataque erosivo.

Amostra	0	1	2	3	4	5	6	7	8
Tempo de exposição (s)	0	3	5	8	10	20	60	120	180

2.2.4 DETERMINAÇÃO DAS RUGOSIDADES SUPERFICIAIS

- Preparação das amostras

Foram utilizadas as mesmas amostras conforme 2.2.3.

- Equipamento

Foi utilizado um Rugosímetro Digital MITUTOYO modelo SurfTest – S210, do Laboratório de Metrologia do Departamento de Engenharia Mecânica da UERJ, com ponta de prova de 5 µm de raio, calibrado conforme Certificado de Calibração

INSTEMAQ n° 7464/14C de 27-02-2014, por padrão 351 EC válido até 09/2015 [INSTEMAQ, 2014].

Antes de cada série de medições, foi feita uma verificação da calibração com placa padrão de rugosidade referência MITUTOYO 178-601. A foto da Figura 2.7 mostra o aparelho utilizado.



Figura 2.7 – Rugosímetro digital posicionado para ensaio.

- Procedimento

As amostras foram colocadas no porta-amostra do dispositivo de jateamento, preso à estrutura do mesmo, de modo a garantir a imobilidade. O dispositivo foi apoiado em uma mesa com massa suficiente para se evitar interferências de vibrações e outras possíveis perturbações ao ensaio. Nos casos de dúvida, as medições foram repetidas até que se obtivesse um perfil rugosimétrico com ausência de eventuais interferências externas.

2.2.5 OBSERVAÇÕES POR MEV

- Preparação das amostras

As amostras utilizadas foram as mesmas preparadas e submetidas a ataque erosivo, como descrito em 2.2.3

- Equipamento

Foi utilizado um Microscópio Eletrônico de Varredura FEI modelo QUANTA 250, acoplado a um processador de imagens, no Laboratório de Eletrônica Quântica do Instituto de Física da UERJ.

- Procedimento

As condições das amostras na câmara de vácuo do MEV estão registradas em cada uma das imagens apresentadas nos Capítulo 3 – Resultados

2.2.6 SIMULAÇÕES

Como já mencionado, as simulações de desgaste erosivo por impacto de partículas foram realizadas paralelamente a este trabalho, tendo em vista a utilização de material com características muito próximas do aqui utilizado. Para registro, a metodologia adotada pelas autoras [LUCENA e MOLTER, 2014], está resumida a seguir:

- *Software* utilizado e modelagem do material alvo

Software de elementos finitos ABAQUS/Explicit (Versão 6.12-1), com análise dinâmica e comportamento do material selecionado definido pelo critério de Johnson e Cook [JOHNSON, 1985]. Neste modelo, conforme detalhado na Equação 8, a tensão de escoamento depende de alguns parâmetros, que para o caso do aço inoxidável duplex UNS S32205, estão detalhadas na Tabela 2.3:

Tabela 2.3 – Parâmetros de entrada para o modelo de plasticidade Johnson-Cook.

A [MPa]	B [MPa]	n	T_r [K]	T_f [K]	m	C	ϵ_o [1/s]
792	510	0,26	293,2	1793	1,03	0,0014	1

Os parâmetros de entrada, para o critério de falha incorporado ao modelo de Johnson e Cook, para simular a remoção de material durante o processo de erosão, considerados para o aço inoxidável duplex, estão listados na Tabela 2.4:

Tabela 2.4 - Parâmetros de entrada para o modelo de falha dinâmica Johnson-Cook.

d_1	d_2	d_3	d_4	d_5
0,05	3,44	2,12	0,002	0,61

- Partícula erodente

Geometria esférica, material da partícula suposto indeformável e de densidade 8000 kg/m³.

- Algoritmo de contato/interação

Definidas duas superfícies, da esfera impactante e da placa alvo, com o contato ocorrendo no momento do impacto. Com as condições de contorno, e definida a esfera como indeformável, o software indica deformação apenas na placa.

- Elemento de malha

A placa, de dimensões estipuladas em 100mm x 100mm x 10mm, e a esfera com diâmetro 10mm, foram modeladas com um elemento de malha hexaédrica. As dimensões das malhas, tanto para esfera quanto para a placa, são proporcionais e se ajustam automaticamente à geometria e ao objetivo da análise.

- Condições de contorno

Suficientes para representar a análise dinâmica de impacto. Foi considerado, para a placa, um plano da base fixo, e para a partícula, o deslocamento num plano perpendicular à placa alvo, segundo um ângulo de 20°. Movimentos de rotação foram restringidos, tanto na partícula quanto na placa.

- Procedimentos

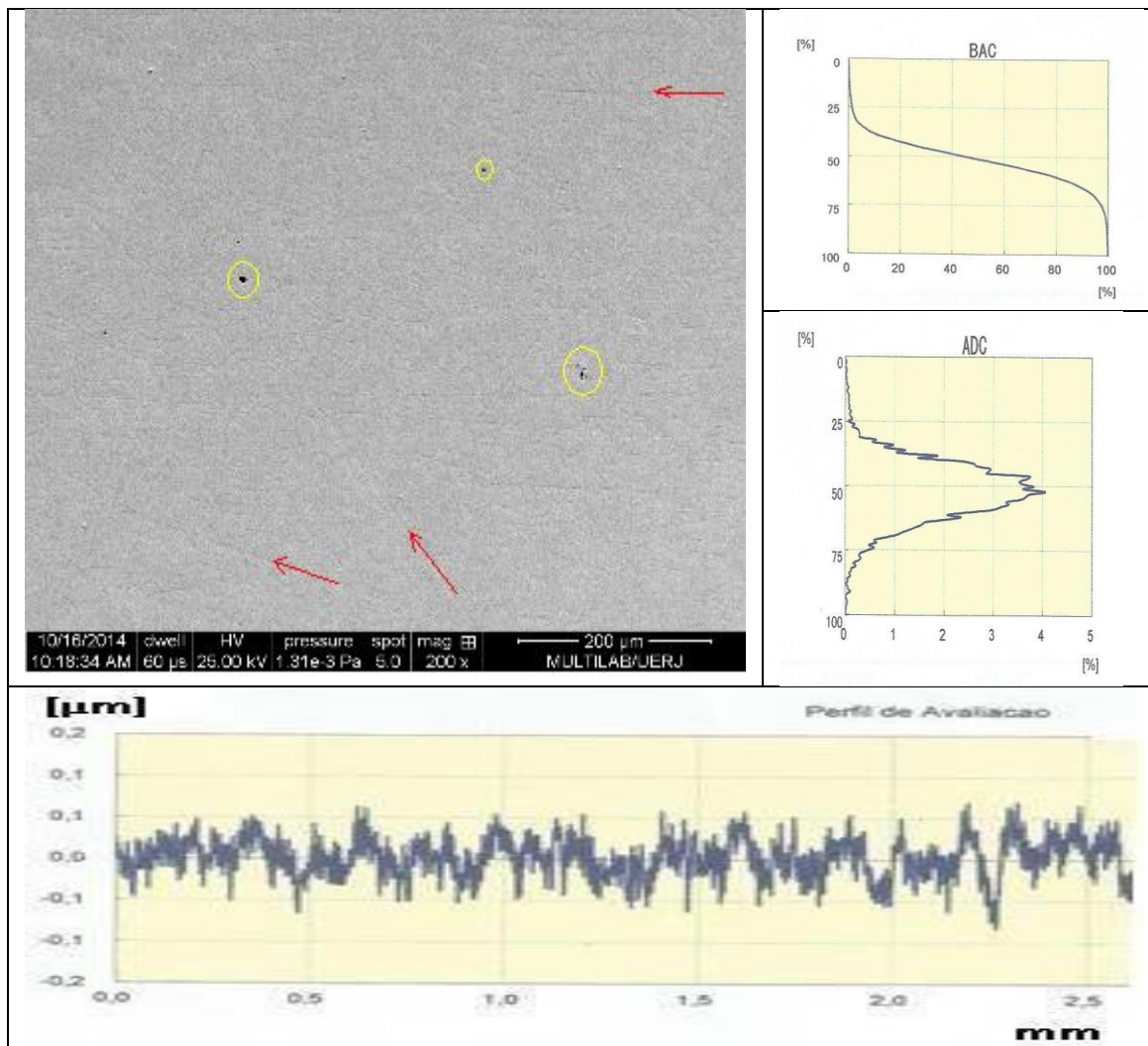
Foram simulados quatro impactos sucessivos de partículas, que foram suficientes para descrever o desgaste erosivo, que só ocorre a partir de perda de massa. Velocidade de impacto de 100 m/s e um ângulo de incidência da partícula de 20°, para

se ter referência com trabalhos disponíveis na literatura, como [AQUARO,2001], com simulações de erosão por impacto de partículas em aços inoxidáveis comuns.

- Apresentação dos resultados

Os resultados, com breves análises, estão em quadros que englobam as micrografias por MEV obtidas em cada amostra e o perfil rugosimétrico correspondente à superfície examinada. São apresentados também os gráficos BAC, com as curvas de Abbott-Firestone, e ADC, com a distribuição de amplitudes, ambos referentes ao perfil.

3. RESULTADOS



Quadro 3.1 - Amostra 0 – Polida. Micrografia por MEV.

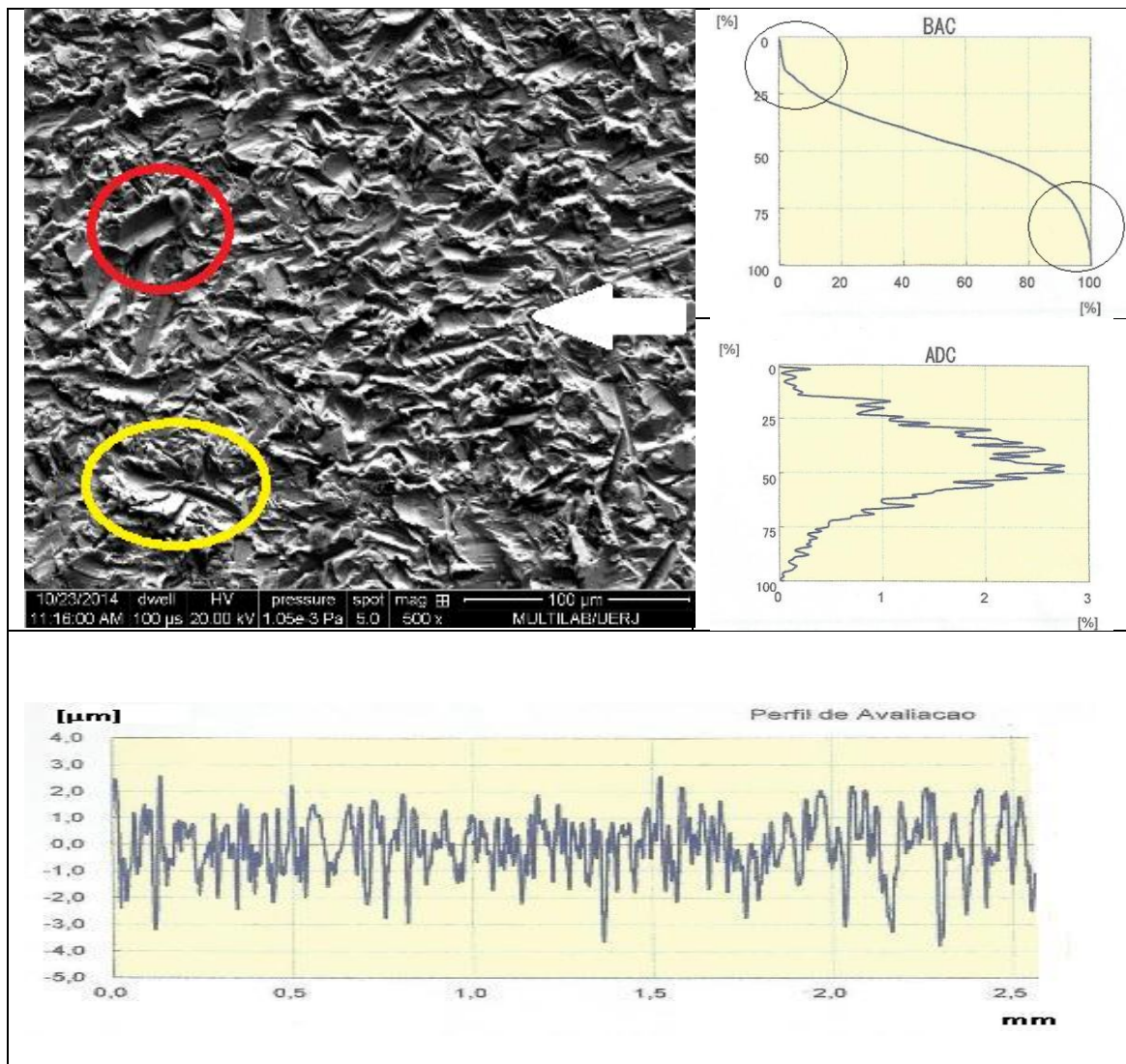
Análise morfológica

Micrografia com imagem típica de superfície polida. Presença de riscos provenientes do processo de lixamento, alguns deles destacados em vermelho. Cavidades reveladas pelo polimento, algumas marcadas pelos círculos amarelos.

Análise topográfica

Perfil rugosimétrico típico para uma superfície polida. A uniformidade do acabamento superficial é retratada pela distribuição aproximadamente Gaussiana ($R_{sk} \sim 0$) das amplitudes de picos e vales (curva ADC). O aspecto sigmoidal quase perfeito da

curva BAC pode ser atribuído a uma equivalência entre as áreas de vales e de picos no perfil.



Quadro 3.2 – Amostra 1 – Polida e submetida a 3 s de ataque erosivo. Micrografia por MEV.

Análise morfológica

Na imagem se observam crateras, algumas alongadas no sentido do ataque erosivo (seta branca), como no exemplo em cor vermelha. Algumas rebarbas, já são observadas nas bordas das crateras, como no exemplo em cor amarela.

Análise topográfica

No perfil rugosimétrico vê-se que as crateras formadas podem atingir profundidades de até 3,7 µm e as rebarbas nas bordas até 3 µm. Na curva BAC a área

indicativa de picos (A_1) aumentou em relação à da amostra polida (lado esquerdo superior do gráfico), com a formação de crateras e rebarbas. A curva ADC, com ligeiro deslocamento para a esquerda, em relação à média ($R_{sk} < 0$), indica uma maior proporção de vales em relação aos picos.

Análise morfológica (complemento)

As imagens a seguir foram obtidas com aumento de 1000X, na mesma amostra anterior, Amostra 1 - Polida e submetida a 3 s de ataque erosivo. As regiões examinadas, porém, são diferentes das da micrografia por MEV do Quadro 3.2.

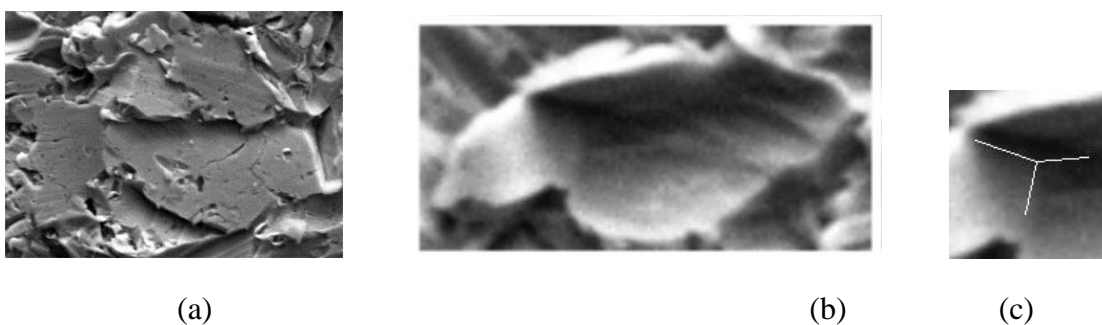
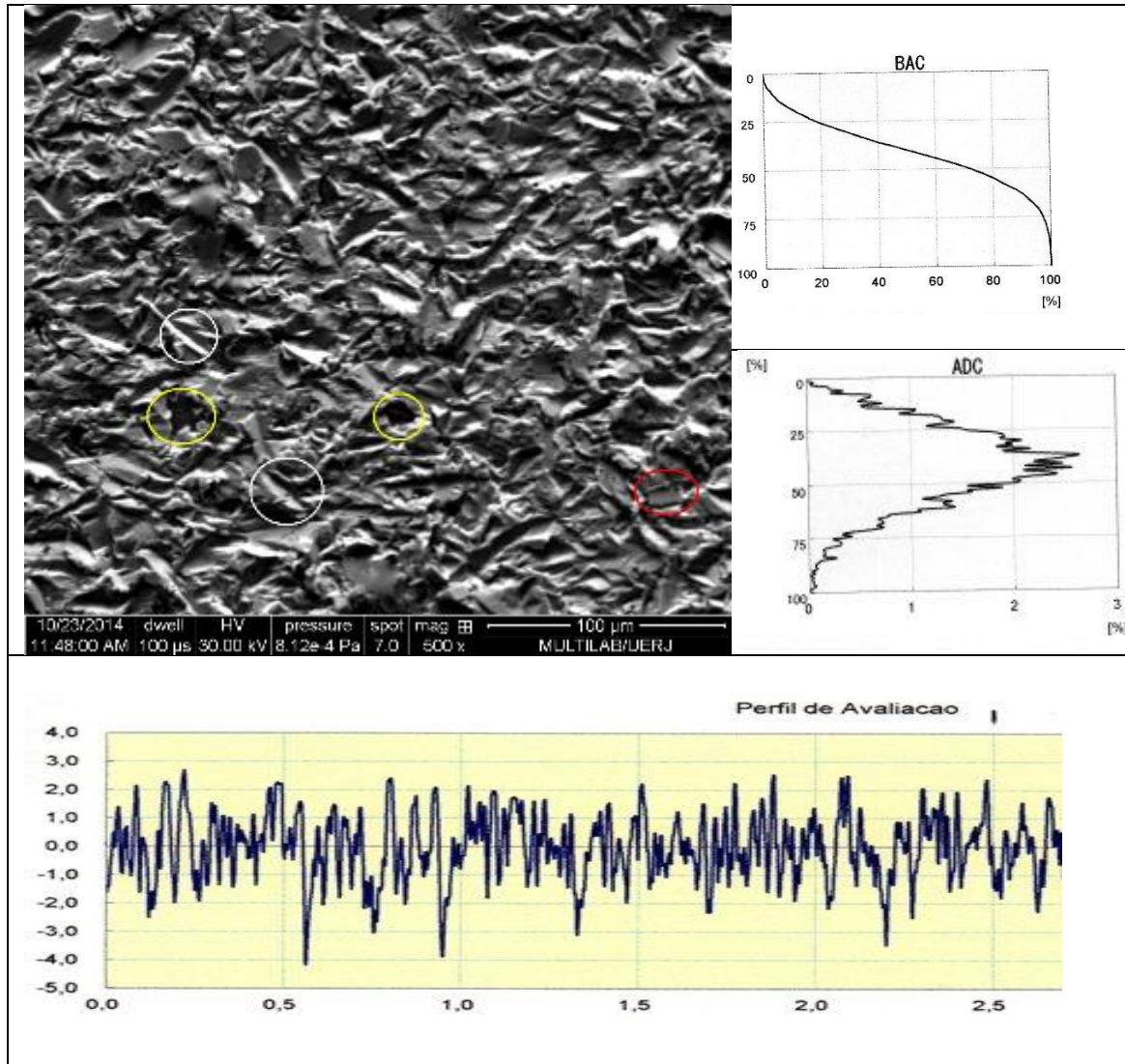


Figura 3.1 – Detalhes da amostra 1 com aumento de 1000X: (a) Restos da superfície original fraturada em placas; (b) cratera originada por deformação plástica, com bordas; (c) notar angulação devida a arestas de partícula incidente.



Figura 3.2 - Detalhes da amostra 1 com aumento de 1000X: (d) região exemplificando a quantidade de cavidades; (e) formação de placas regularmente espaçadas.



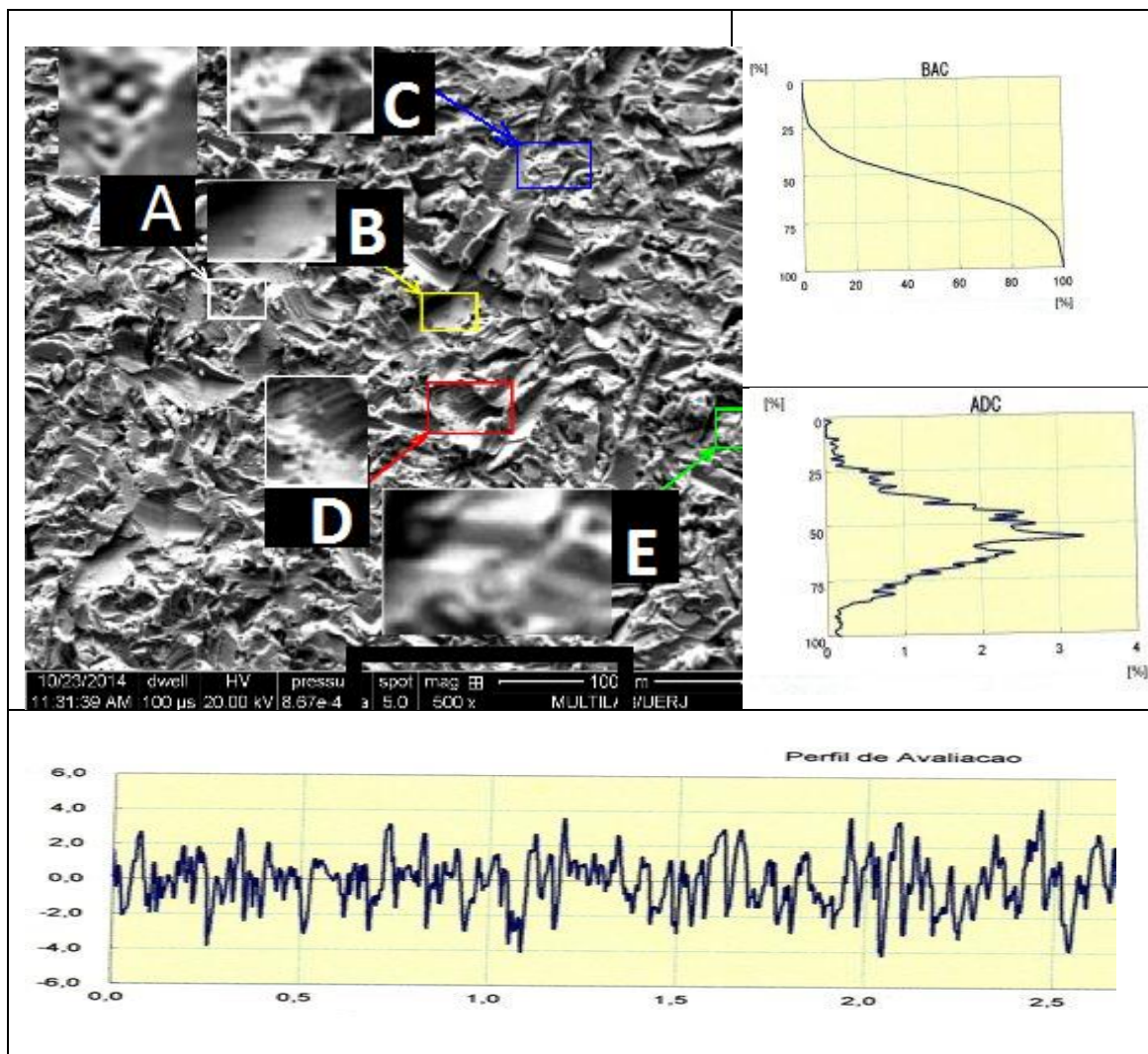
Quadro 3.3 – Amostra 2 – Polida e submetida a 5s de ataque erosivo. Micrografia por MEV.

Análise morfológica

Observa-se menor quantidade de rebarbas nas bordas das crateras, comparativamente com a amostra anterior, sugerindo destacamento das mesmas. Veem-se crateras formadas aparentemente por ação de corte, assinaladas na cor branca indicando remoção direta de material. Exemplos de pites com círculos amarelos.

Análise topográfica

No perfil observa-se redução da altura das rebarbas (picos), com um máximo de 2,7 μm e manutenção da profundidade das crateras, com um máximo de 4,2 μm , indicando início de perda de massa. A curva ADC mostra um maior deslocamento para a esquerda, em relação à anterior, indicando um Rsk mais negativo, ou seja a formação de vales (crateras) maiores. Isto é confirmado pela curva BAC, com aumento da área A_2 .



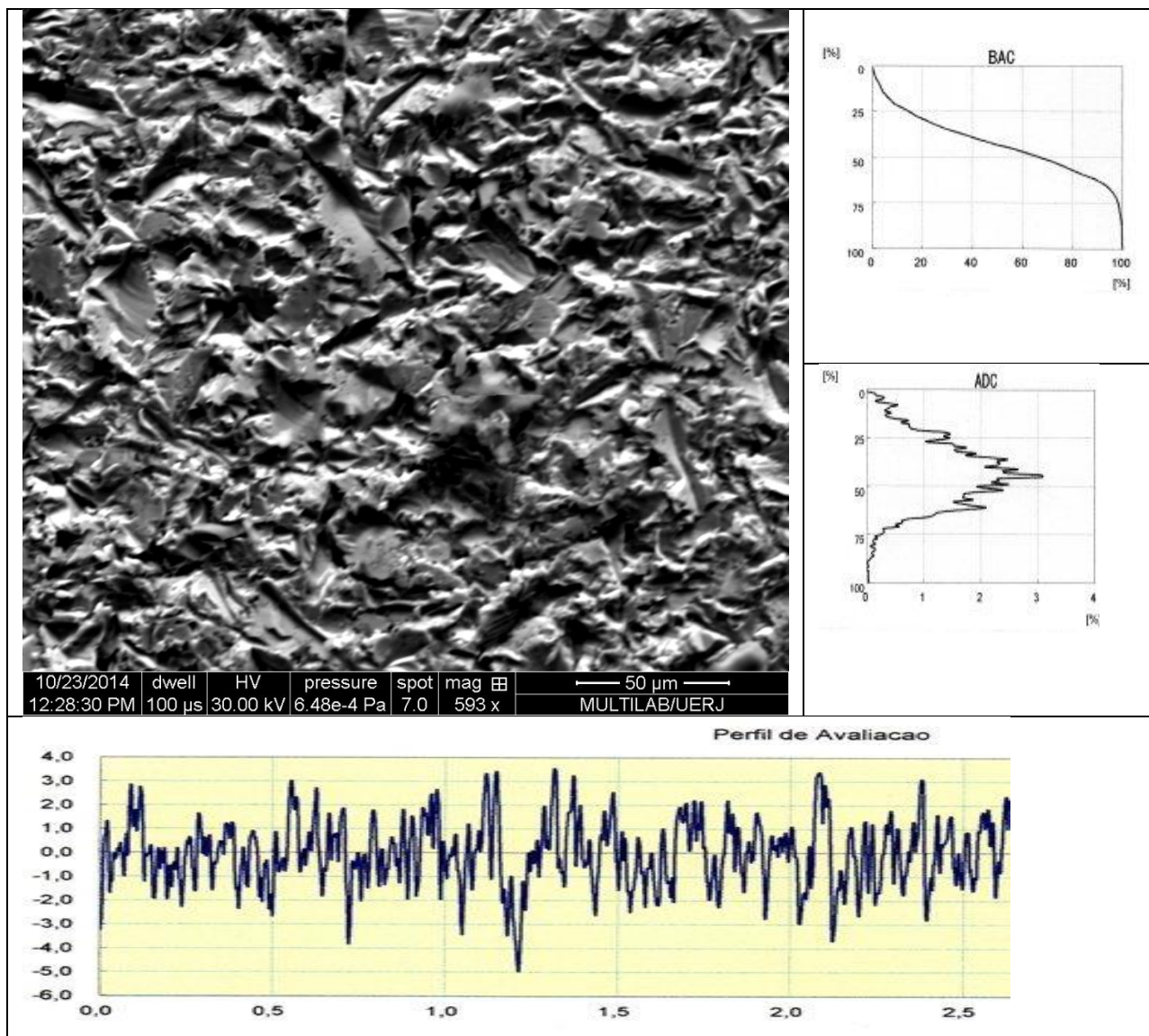
Quadro 3.4 – Amostra 3 polida e submetida a 8s de ataque erosivo. Micrografia por MEV.

Análise morfológica

Erosão mais intensa, denotada pela diversidade das formas e tamanhos das crateras. Restos de material removido e partículas esféricas de cor escura, como as destacadas em: [A] dentro de cavidade; [B] sobre superfície deformada interna de cratera; [C] múltiplas partículas esféricas dentro de uma mesma cavidade; [D] sobre estrias e [E] em *dimples* de deformação plástica.

Análise topográfica (Quadro 3.4)

Vales com profundidade máxima de $4,1\mu\text{m}$ e picos com rugosidade até $4,2\mu\text{m}$. O sinal de Rsk agora torna-se positivo, uma condição de grandes picos (curva ADC). Observa-se que a área de formação de picos na curva BAC é mais expressiva (valores estimados de M_{r1} e R_{pk}) que a área de formação de vales (valores estimados para M_{r2} e R_{vk}).



Quadro 3.5 – Amostra 4 polida e submetida a 10s de ataque erosivo. Micrografia por MEV.

Análise morfológica

Crateras mais profundas com menor número de rebarbas em relação à amostra anterior. Maior incidência de pites e trincas. Alguns detalhes observados com maior aumento (1000X), na mesma amostra, porém em região diferente da mostrada estão na página seguinte.

Análise topográfica

Observa-se uma redução na altura dos picos (R_{pk}) em relação ao perfil rugosimétrico anterior, com aumento na profundidade dos vales (R_{vk}). O sinal de R_{sk} volta a ser negativo (condição de grandes vales).

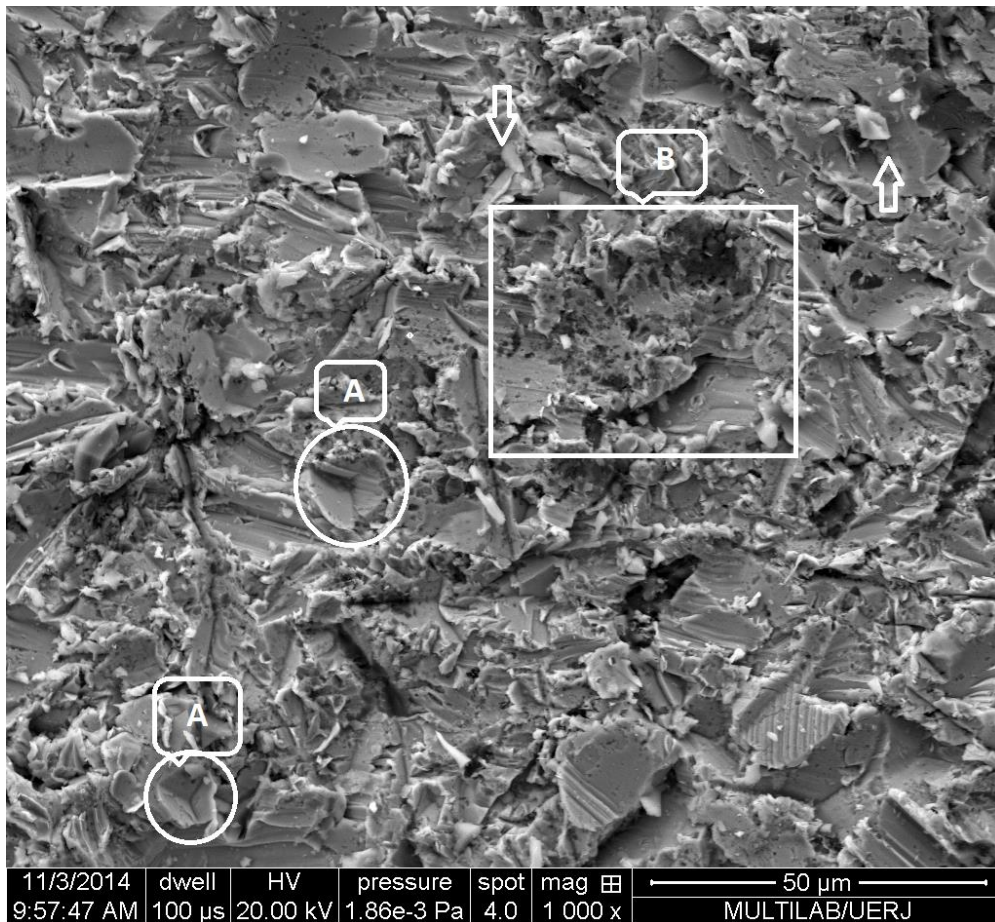
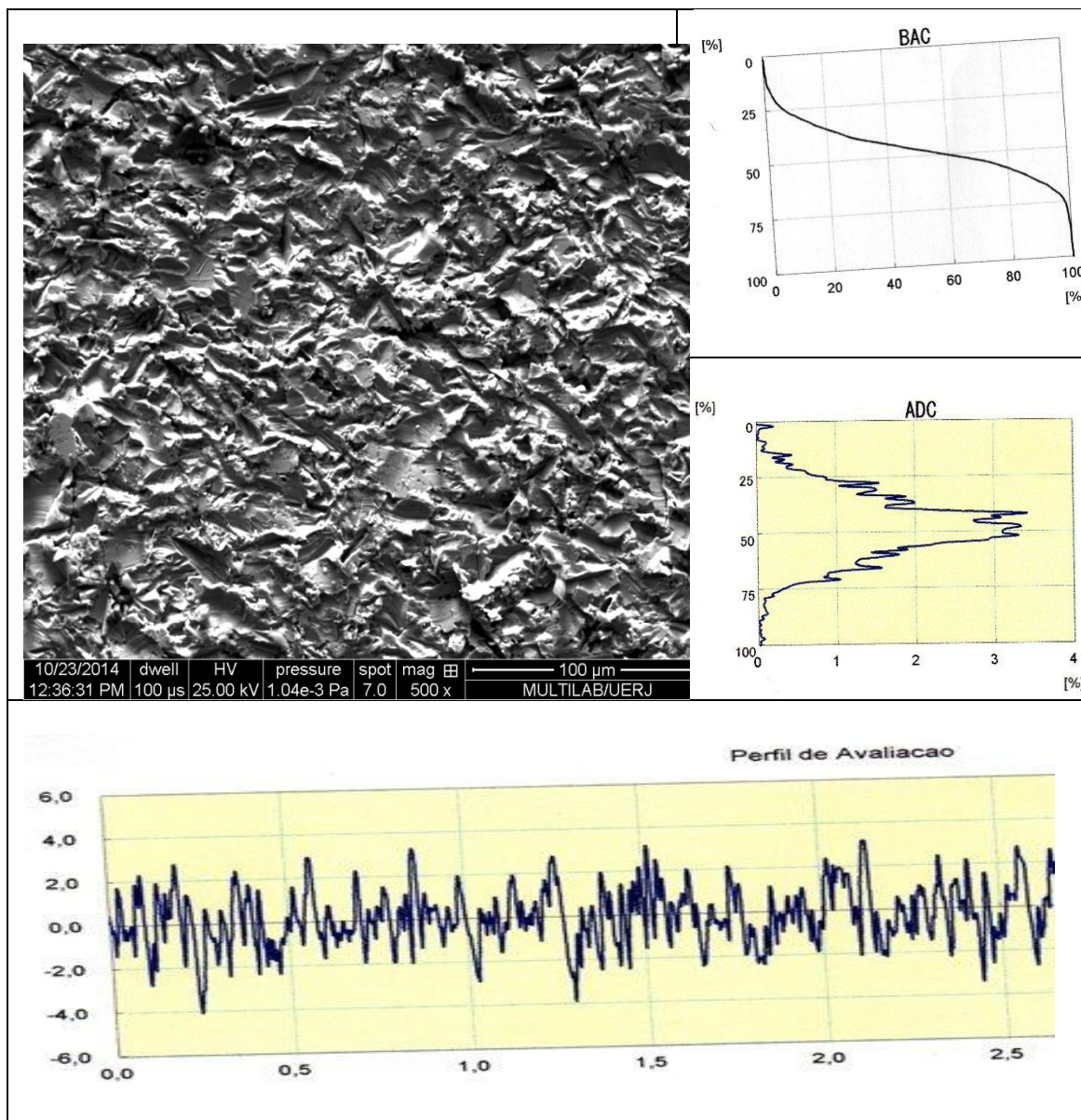


Figura 3.3 – Amostra 4 polida e submetida a 10s de ataque erosivo. Micrografia por MEV.

Análise morfológica (complemento)

Na Figura 3.3 têm-se a mesma amostra 4, mas em região diferente da retratada no Quadro 3.3. Nas duas regiões marcadas em A, indentações provocadas por partículas incidentes com angulação elevada. Em B, região evidenciando existência massiva de cavidades ao lado de pite. As setas indicam partículas de alumina dispersas na superfície (seta ascendente à direita) ou incrustadas (seta descendente à esquerda).



Quadro 3.6 – Amostra 5 polida e submetida a 20s de ataque erosivo. Micrografia por MEV.

Análise morfológica

Distribuição mais uniforme de crateras com características de deformação plástica e de corte. Poucas regiões remanescentes da superfície original.

Análise topográfica

No perfil, nota-se tendência de manutenção na altura dos picos (R_{pk} nas curvas BAC) e na profundidade dos vales (R_{vk} nas curvas BAC) em relação à amostra anterior. Observa-se que o sinal de R_{sk} mantém-se ligeiramente negativo (curva ADC).

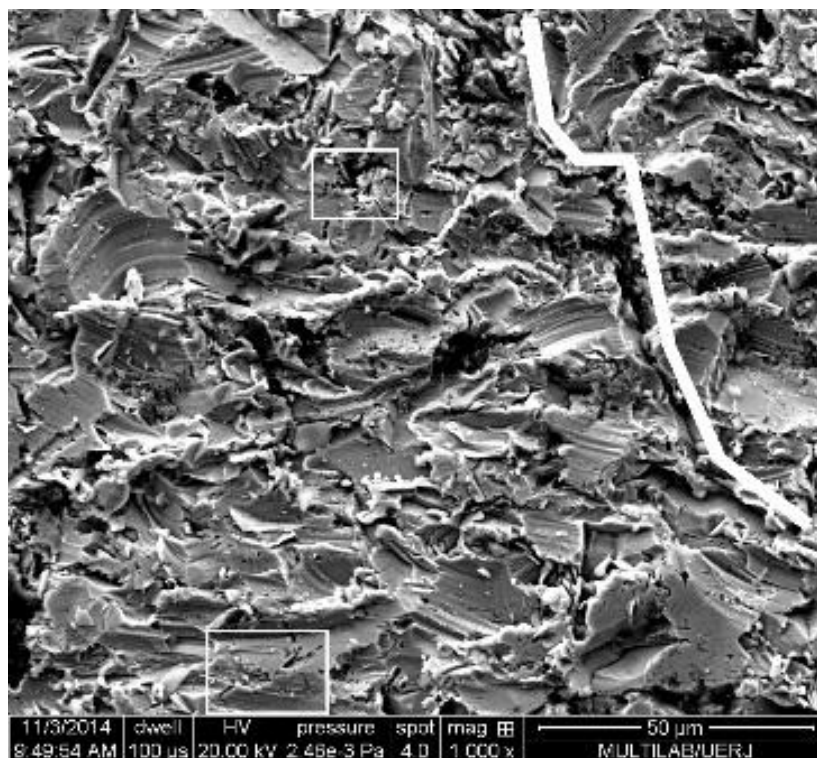
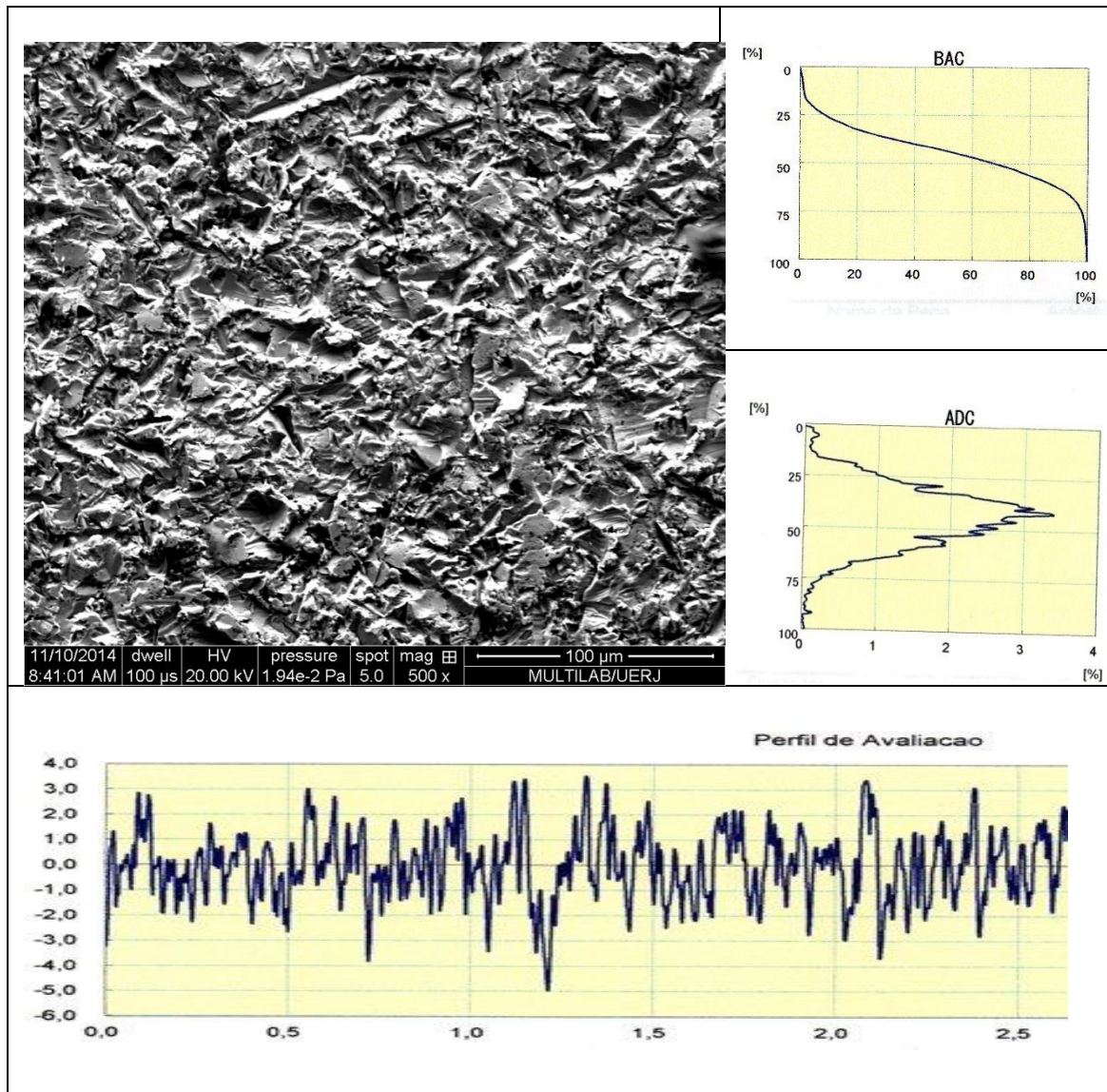


Figura 3.4 – Amostra 5 polida e submetida a 20s de ataque erosivo. Micrografia por MEV.

Análise morfológica (complemento)

Grande quantidade de cavidades cuja aglomeração dá origem a trincas, como se vê nos retângulos destacados. Trincas relativamente grandes, como se vê naquela acompanhada pela linha branca.



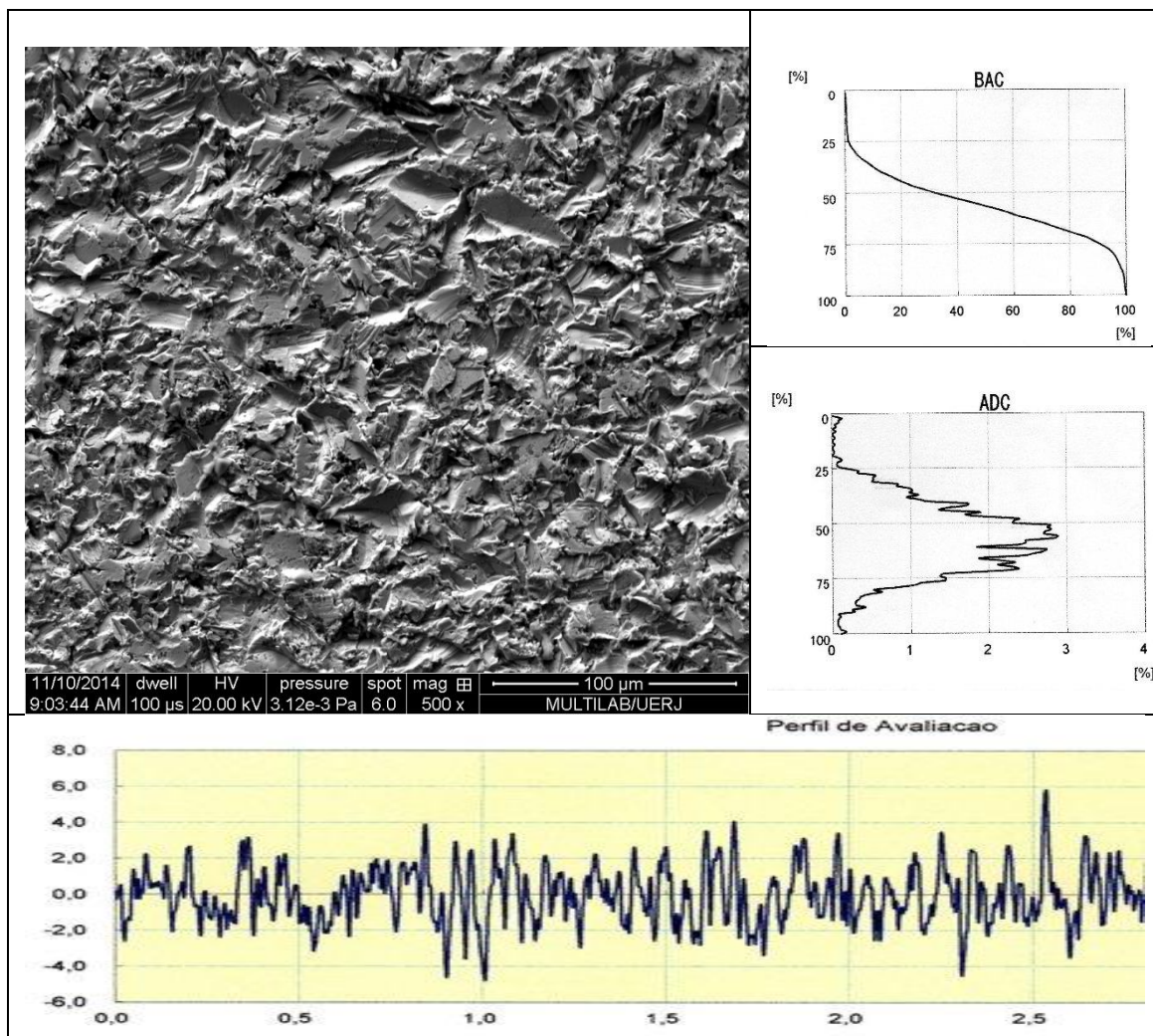
Quadro 3.7 – Amostra 6 polida e submetida a 60s de ataque erosivo. Micrografia por MEV.

Análise morfológica

Poucas diferenças morfológicas em relação à amostra anterior.

Análise topográfica

Da mesma forma que a amostra anterior, as alturas dos picos e as profundidades dos vales permaneceram aproximadamente constante (R_{pk} e R_{vk} máximos $4,0 \mu\text{m}$).



Quadro 3.8 – Amostra 7 polida e submetida a 120s de ataque erosivo. Micrografia por MEV.

Análise morfológica

Sem mudanças significativas na morfologia. Ver complemento a seguir, com considerações sobre outra região da amostra, com aumento de 1000X.

Análise topográfica

Observa-se que o Rsk voltou a ser positivo em relação ao anterior, o que significa um aumento do número de vales em relação aos picos.

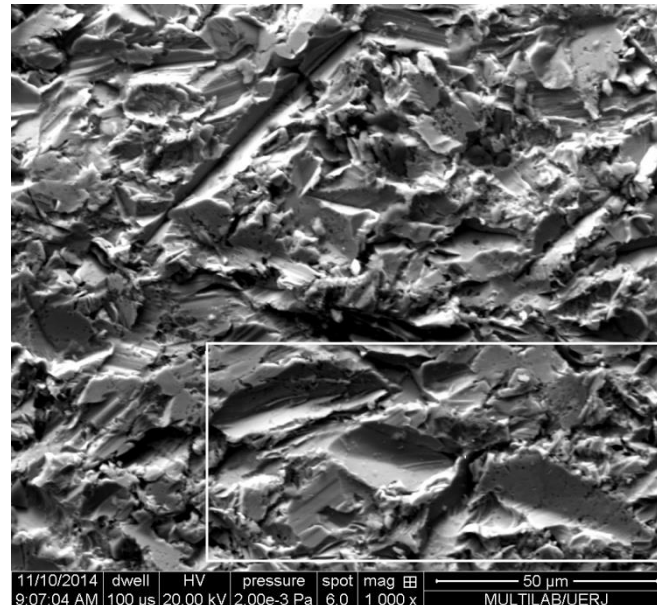


Figura 3.5 - Amostra 7 polida e submetida a 120s de ataque erosivo. Micrografia por MEV. Destaque em detalhe da micrografia do Quadro 3.8.

Análise morfológica (complemento)

O destaque da Figura 3.5 mostra um conjunto de crateras aparentemente em diferentes estágios de desenvolvimento e com mecanismos diferentes para perda de massa da amostra. Esta situação é detalhada na Figura 3.6 a seguir.

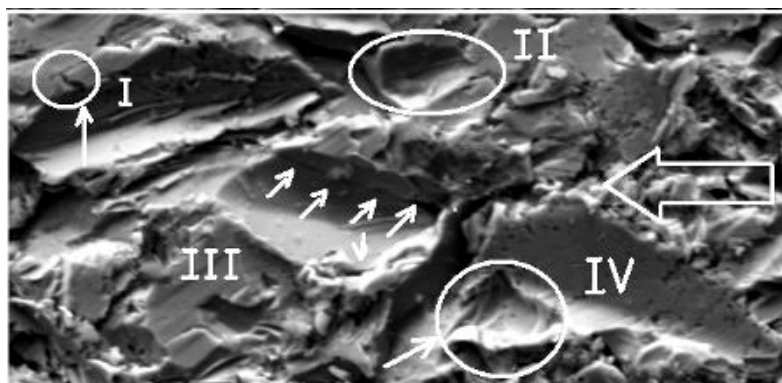
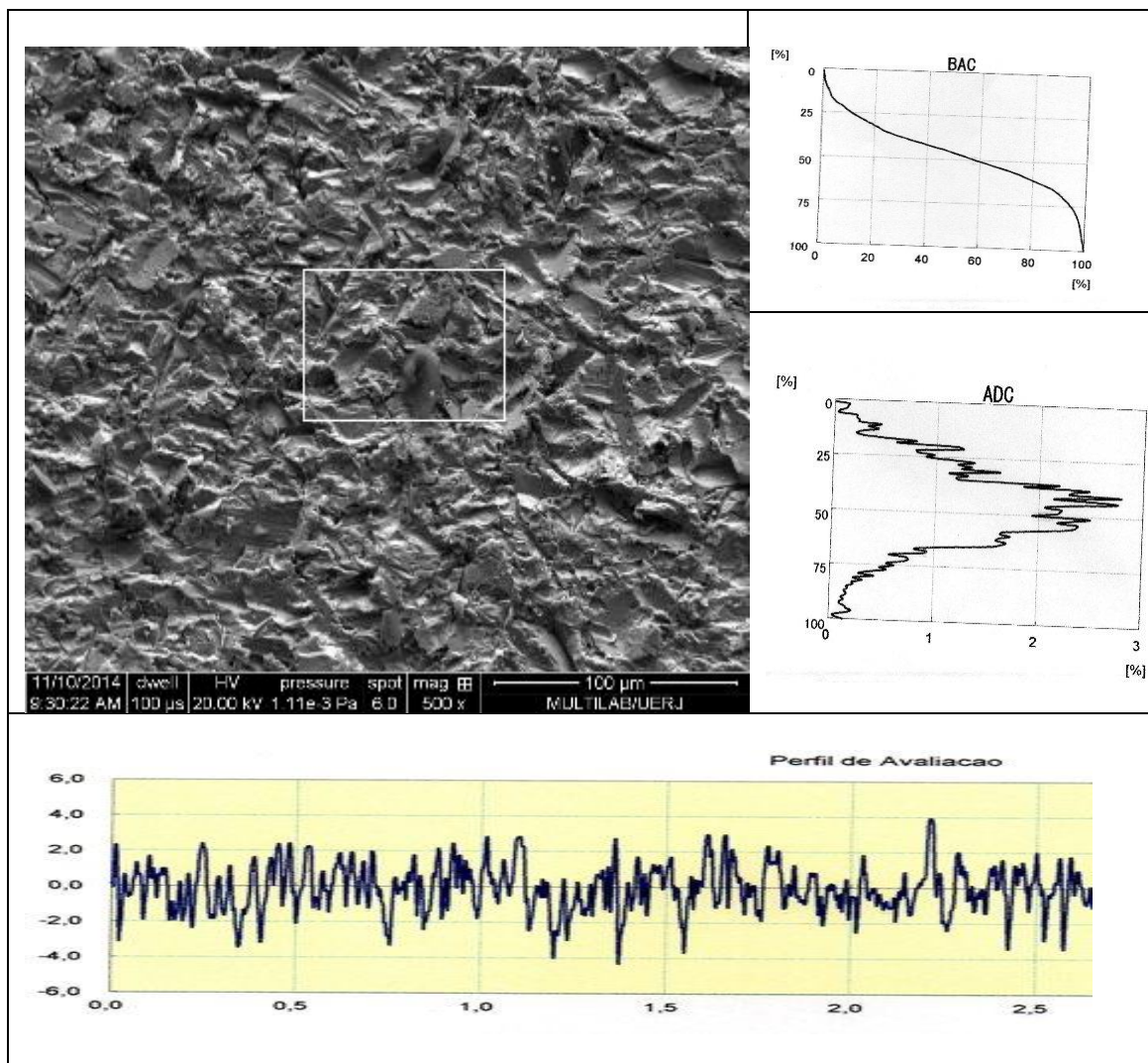


Figura 3.6 – Amostra 7 polida e submetida a 120s de ataque erosivo. Micrografia por MEV com aumento de 1000X. Detalhes do destaque da Figura 3.5.

A seta grande à direita mostra a direção do ataque erosivo. Na cratera I vê-se início de fratura na borda superior, ainda ligada ao material. A cratera II, com bordas incipientes, sugere impacto inicial de apenas uma partícula, com deformação plástica do substrato, sem perda aparente de massa. Na cratera III vê-se que uma trinca circunda toda ela, aparentando um “afundamento” do piso da cratera em relação às bordas, sugerindo um efeito de impactos sucessivos. Na cratera IV vê-se a concavidade na borda inferior esquerda, sugerindo um destacamento de borda prévia.



Quadro 3.9 – Amostra 8 polida e submetida a 180s de ataque erosivo. Micrografia por MEV.

Análise morfológica

Observa-se um aparente nivelamento da superfície em relação ao desgaste erosivo.

Análise topográfica

Distribuição mais uniforme de picos e vales, denotado pelas equivalências das áreas A_1 e A_2 na curva BAC e pela relativa igualdade das amplitudes no perfil rugosimétrico.

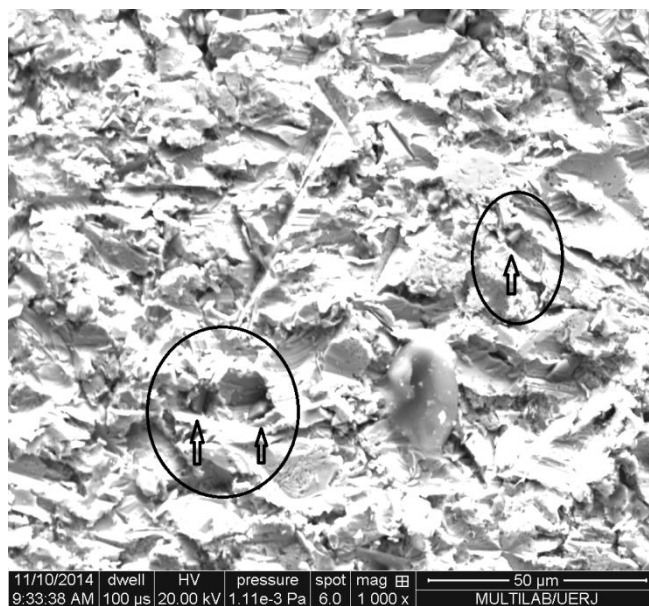


Figura 3.7 – Região assinalada na micrografia da Amostra 8 polida e submetida a 180s de ataque erosivo. Micrografia por MEV, com contraste diferente.

Análise morfológica (complemento)

Observam-se incrustações nas crateras assinaladas, em princípio de partículas incidentes.

4. DISCUSSÃO

4.1 ASPECTOS MORFOLÓGICOS

Os resultados obtidos neste trabalho mostram variadas formas na superfície submetida a erosão, o que retrata o fato de que os experimentos foram feitos a partir do impacto de múltiplas partículas em fluxo de ar. Além disso, o fluxo entre o bico de jateamento e a superfície atacada é divergente e turbulento, provocando variações nos ângulos de impacto individuais e rebotes de partículas e de fragmentos das mesmas, decorrentes dos choques com a superfície.

Além das múltiplas formas apresentadas pelo desgaste erosivo, este último caracterizado essencialmente pelas crateras provocadas pelos impactos das partículas e que resultaram em perdas de massa, observam-se, nas imagens obtidas das superfícies, algumas particularidades que podem ser atribuídas ao material e ao seu processo de fabricação, não considerados os defeitos decorrentes do preparo das amostras, que foram julgados irrelevantes.

A grande quantidade de cavidades e micro cavidades, observadas em todas as micrografias e que foram expostas pelo desgaste, ou mesmo antes dele, poderia ser, pelo menos em parte, resultante da adição de Nitrogênio inerente ao processo de fabricação de aços inoxidáveis duplex, adição esta que pode introduzir bolhas no corpo do material. Para destacar este fato, uma imagem correspondente à amostra 1, com 3s de exposição ao ataque, porém com aumento de 1000X e que foi processada digitalmente, é mostrada na Figura 4.1, a seguir. Os pontos amarelos registram as contagens de cavidades com afloramento em formato aproximadamente circular (circularidade de 0,6 a 1,0), tamanhos entre 5 e 20 (Pixel)² e não estão necessariamente localizados sobre cada cavidade contada. A imagem assim processada destaca a presença massiva de cavidades no material, como já observado.

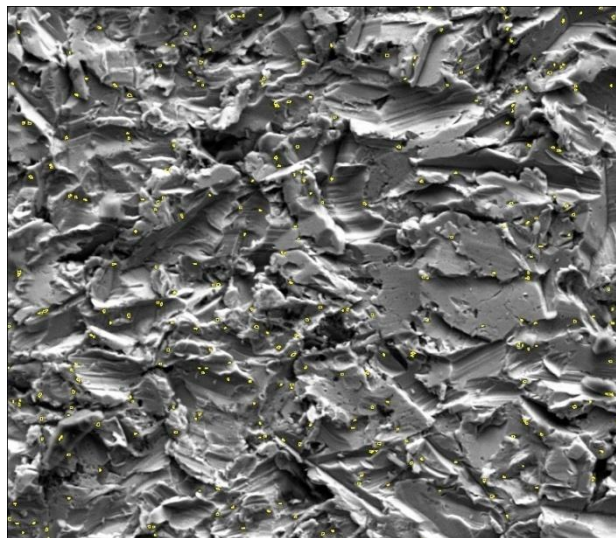


Figura 4.1 – Micrografia por MEV da Amostra 1, 3s de ataque erosivo e aumento de 1000x. Imagem processada para destaque de cavidades (pontos em cor amarela).

Na Figura 3.4 da amostra 4, o destaque B, a seguir reproduzido na Figura 4.2 vê-se não só a presença massiva de cavidades como também indicações de aglomerações delas, dando origem a trincas, com possível formação eventual de pites. No caso dos pites, é possível também a sua formação por impactos diretos, como mencionado por [CAMACHO, 2013].

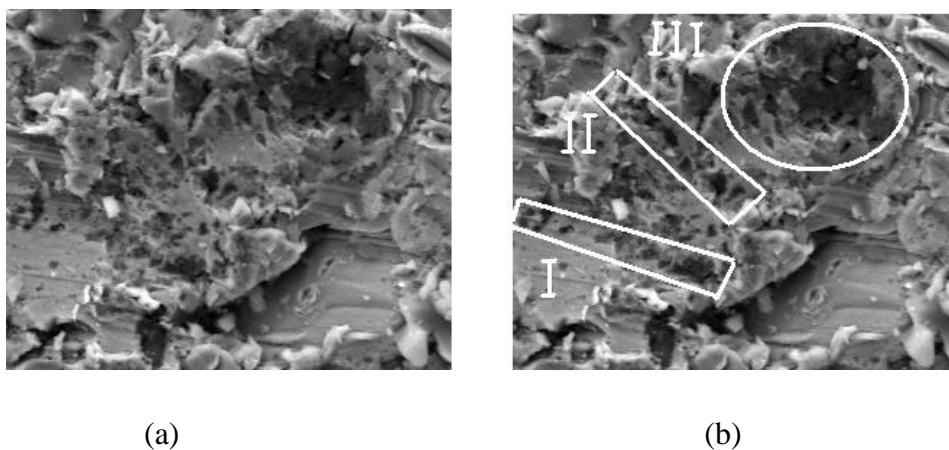


Figura 4.2 – Detalhe B da Figura 3.3 – (a) Numerosas cavidades, trincas e pites. (b) trincas em formação pela aglomeração de cavidades (I e II); pite relativamente grande formado pela aglomeração de cavidades e trincas.

Observam-se também, nas micrografias apresentadas, como assinaladas pelas setas nas Figuras 3.3 e 3.7, partículas de alumina remanescentes e/ou incrustadas, bem como detritos provenientes do preparo das amostras, ou de contaminações eventuais. Muitas das partículas de Alumina remanescentes nas superfícies das amostras podem ser decorrentes de fragmentações, nos choques. Destaca-se também a presença freqüente de partículas esféricas de cor escura, em situações diversas: no fundo de crateras, ao longo de estrias, em *dimples* e em grupos dentro de cavidades, como visto na micrografia do Quadro 3.4 de (A) a (E). Aparentemente, segregação de sulfetos [ASM, 1992] [DYJA, 2006], como mostrado na Figura 4.3.

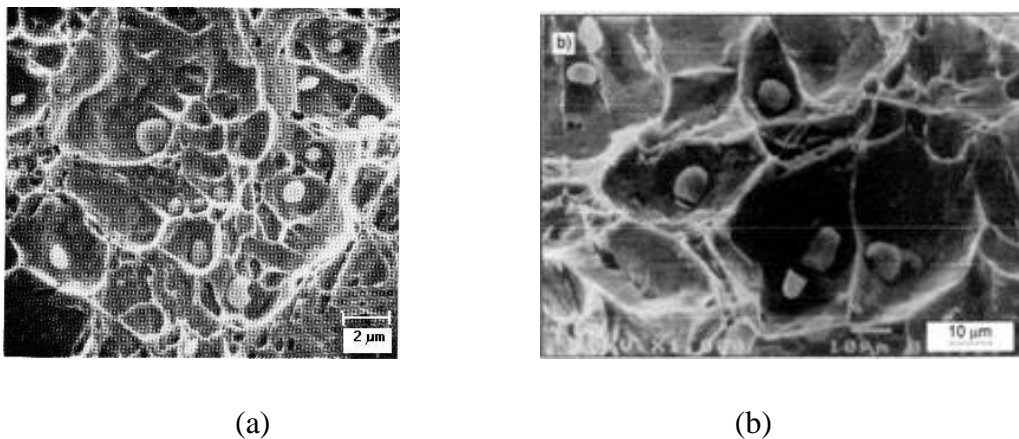


Figura 4.3 – Fractografias mostrando segregação de sulfetos: (a) aço ferramenta tipo 234 [ASM, 1992]; (b) aço duplex GX2CrNiMoCu25-6-3-3 [DYJA, 2006].

Além das evidências já mencionadas, de deformação plástica da superfície, observam-se também manifestações típicas de deslizamento planar, como observado no detalhe (e) da Figura 3.2, aqui repetido na Figura 4.4 (a). Na mesma Figura 4.4, em (b) temos uma fractografia de um material dúctil, um Cobre Eletrolítico OF, onde se vê uma situação semelhante, caracterizada por “*serpentine gliding*” [ASM, 1992]. Em (c) a ocorrência em liga de Alumínio 6061 atingida por partículas de Sílica é referida pelo autor [CAMACHO, 2013] simplesmente como “estrias”.

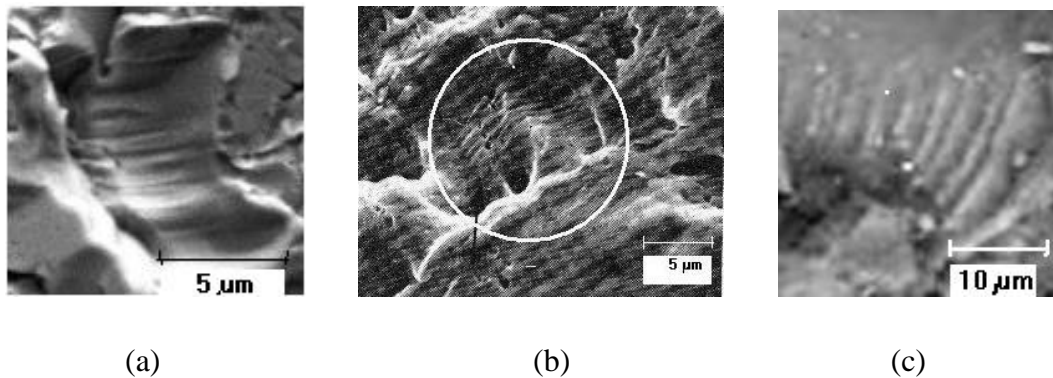


Figura 4.4- Indícios de deslizamento planar: em (a) Detalhe da Figura 3.1 (e) (repetida); (b) fractografia de Cobre OF, mostrando “*serpentine gliding*” [ASM, 1992] e (c) estrias em liga de Alumínio 6061 atingida por partículas de sílica.

O papel da deformação plástica na superfície das amostras examinadas será abordado mais adiante. Embora algumas das observações acima descritas possam motivar investigações mais aprofundadas e certamente determinações quantitativas, para os objetivos deste trabalho pareceu interessante focar nas crateras formadas pelos impactos das partículas incidentes, suas formas originais e a evolução de tais formas ao longo do tempo de exposição ao ataque erosivo.

Como já mencionado, as variações nas orientações, apresentadas por crateras produzidas por um fluxo direcionado, poderiam ser atribuídas à dispersão do fluxo de ar a partir do bico de jateamento até a superfície, e ao caráter turbulento, não laminar, deste fluxo. Os diferentes tamanhos de crateras produzidas podem ser atribuídos às variações de granulometria das partículas incidentes, às suas formas e às variações nos ângulos de ataque individuais, atribuídas ao turbilhonamento no fluxo de ar. Os fatores acima mencionados, entretanto, não interferem na observação dos mecanismos de formação das crateras, evidenciados essencialmente pela forma das mesmas, e não pelo seu tamanho ou orientação específica. Assim, crateras formadas pelo mecanismo de corte, como no exemplo da micrografia do Quadro 3.3, no detalhe reproduzido a seguir na Figura 4.5(a), mostram claramente que o material da superfície foi erodido de forma direta, com remoção imediata de massa, por partículas incidentes com ângulos provavelmente abaixo do ângulo médio de

incidência do fluxo, ou seja, abaixo de 30° . Este mecanismo de corte, também referido como aragem (“*plowing*”) é mencionado por diversos pesquisadores, como por exemplo, [FINNIE, 1958] e [BITTER, 1963]. Inversamente, aquelas partículas que incidem eventualmente com ângulos muito acima da média do fluxo produzem deformação sem perda de massa, como exemplificado na Figura 4.5(b) a seguir:

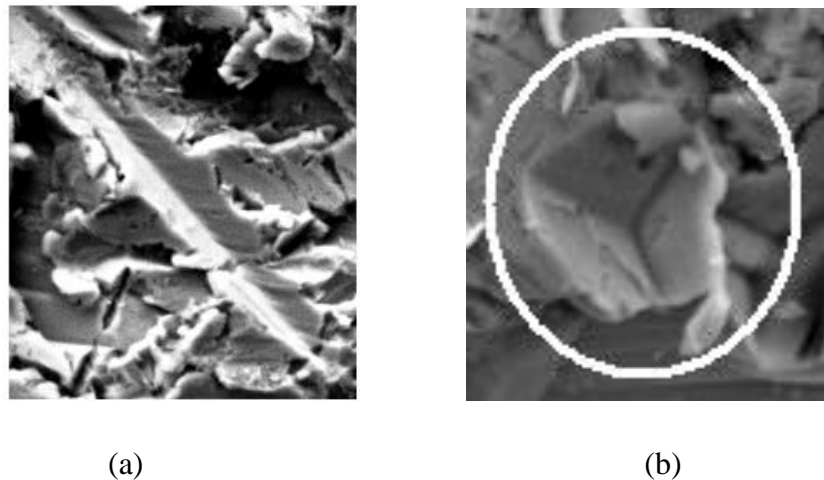


Figura 4.5 – No detalhe da micrografia do Quadro 3.3, em (a), vê-se uma cratera formada por corte, em impacto com ângulo provavelmente raso, com remoção imediata de massa do material alvo. Um dos detalhes “A” da Figura 3.3, em (b) vê-se o efeito de um impacto com ângulo agudo, sem remoção de massa.

Outras crateras, também formadas por deformação plástica, podem ser reconhecidas acompanhando-se sua evolução ao longo de sucessivos impactos das partículas incidentes. Isto pode ser exemplificado com as figuras a seguir:

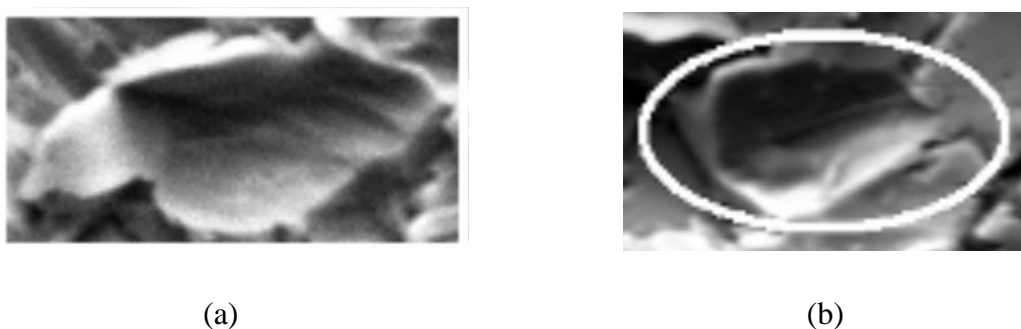


Figura 4.6 – Crateras formadas por deformação plástica, provavelmente por um único impacto de partícula incidente, com ângulo de ataque próximo de 30° .

Na Figura 4.6 vêem-se efeitos semelhantes a indentações, obtidas, por exemplo, em ensaios de dureza tradicionais, ressaltando-se o fato de que aqui a deformação da superfície é conseqüência de um processo dinâmico. Experimentos com uma única partícula de material duro, incidindo sobre uma superfície de material dúctil, apresentam resultados como o da imagem do exemplo (a) na Figura 4.7 a seguir:



(a)

(b)

Figura 4.7 – Crateras experimentais: (a) Impacto de uma partícula esférica de Tungstênio [AQUARO, 2001]. (b) Impacto de uma partícula de alumina, poliédrica, [Presente trabalho]. Em (a) e (b), notar formatos aproximadamente elipsoidais, efeito da angulação do ataque erosivo, e o delineamento de bordas.

Na figura, em (a) trata-se de uma esfera de Tungstênio com diâmetro de 95 μm sobre superfície de aço de médio carbono. A velocidade de impacto foi $V = 99 \text{ m/s}$ e ângulo de impacto $\alpha = 25^\circ$ [AQUARO, 2001]. Em (b) partícula de alumina poliédrica, dimensões estimadas de $30 \times 30 \times 30 \mu\text{m}^3$. $V = 50 \text{ m/s}$ e $\alpha = 30^\circ$ [Presente trabalho]

Apesar da diferença de forma das partículas incidentes, vê-se na Figura 4.7 que os aspectos das crateras deformadas plasticamente são semelhantes, o que remete a questão da morfologia de crateras para as propriedades do material alvo, no caso dúctil.

No entanto, os impactos sucessivos de partículas, seja por repetições de experimentos com partículas individuais, como no caso dos autores já citados, seja em conseqüência do uso de múltiplas partículas conduzidas por um fluxo de ar, como no presente caso, há uma mudança progressiva na forma das crateras, como se vê nos modelos propostos por [SHEWMON e SUNDARARAJAN,1983] como ilustrado nas Figuras 4.8 e 4.9.

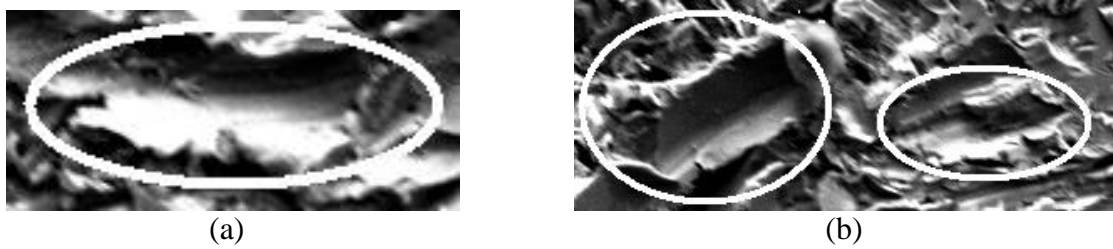


Figura 4.8 – Amostra 1 com 3s de ataque erosivo. (a) Cratera por deformação plástica apresentando extensas bordas laterais. (b) Outra região da mesma amostra anterior, mostrando duas crateras onde uma borda na extremidade oposta ao sentido do impacto (à esquerda) e borda lateral (à direita), já foram destacadas por impacto(s) posterior(es) a(os) que originaram as crateras.

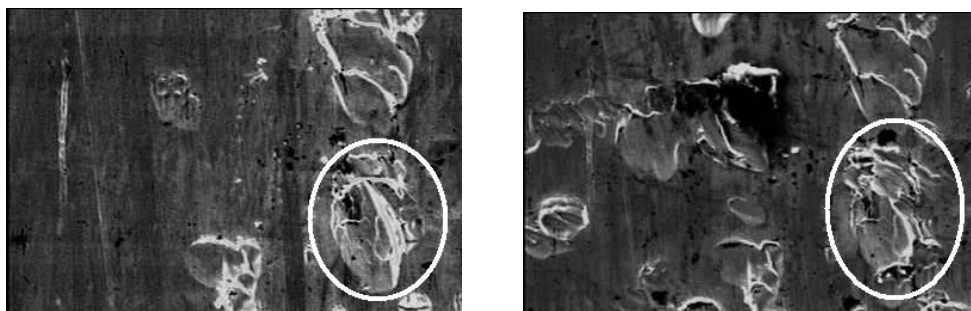


Figura 4.9 – Superfície de aço liga AISI 5117 submetido a ataque erosivo por partículas de sílica, mostrando à esquerda cratera inicial com bordas na lateral que, após impactos posteriores, foram destacadas [ABD-ELRHMAN, 2012].

Assim, observa-se que o mecanismo de erosão por deformação plástica segue a sequência formulada por [SHEWMON e SUNDARARAJAN, 1983], representada na Figura 4.10, onde se vê: (a), superfície original; (b) efeito do impacto da primeira partícula, provocando apenas deformação plástica; (c) a(s) partícula(s) seguinte(s), no mesmo local, provoca(m) encruamento do material em camada sub-superficial no fundo da cratera e forma(m) rebarbas na borda oposta; (d) atingido o limite de resistência do material, impacto(s) seguinte(s) provoca(m) a ejeção da rebarba, efetivando a erosão (perda de massa).

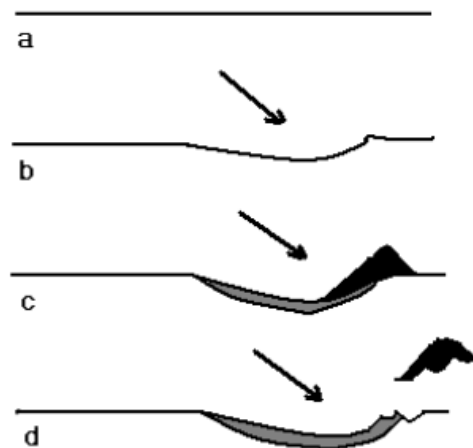


Figura 4.10 - Representação esquemática de mecanismo de erosão por impacto de partícula, mostrando seções retas de crateras em material ductil.

Comportamentos, como o visto no detalhe III da Figura 3.7, reproduzida na Figura 4.11 sugerem também a existência, na camada sob o piso da cratera, encruada por múltiplos impactos, de uma banda de cisalhamento adiabático (“*Adiabatic Shear Band*” – ASB), típica de compressão dinâmica, quando há elevada taxa de deformação e geração de calor localizado e que está presente em erosão por impacto de partículas, conforme vários autores [SHEWMON, 1983] [OWOLABI, 2013][OZSAHIN, 2011].

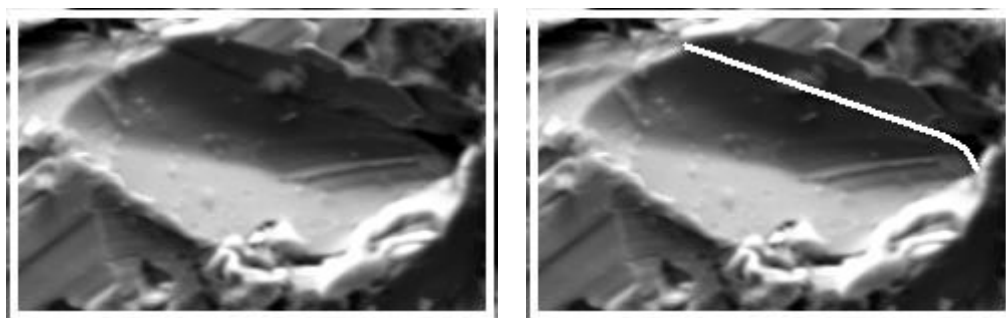


Figura 4.11– Detalhe III da Figura 3.7, em vista de topo, mostrando fratura possivelmente formada a partir de uma banda de cisalhamento adiabático (ASB), em parte destacada pela linha branca.

Nessa banda podem se originar trincas que levam à fratura local do material. O mecanismo de formação dessas trincas, que em linhas gerais pode explicar o fenômeno da aglomeração de cavidades já descrito anteriormente, está mostrado na Figura 4.12.

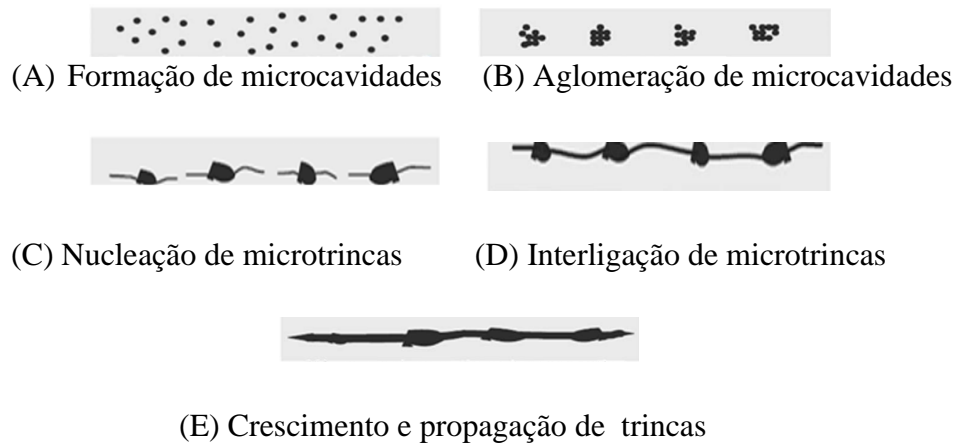


Figura 4.12 – Mecanismo de formação e propagação de trincas em bandas de cisalhamento adiabático (ASB), adaptado de [OWOLABI, 2013]

As imagens da Figura 4.13 exemplificam possíveis fraturas ao longo da ASB e que levam ao destacamento de material e, portanto a perda de massa pela erosão.

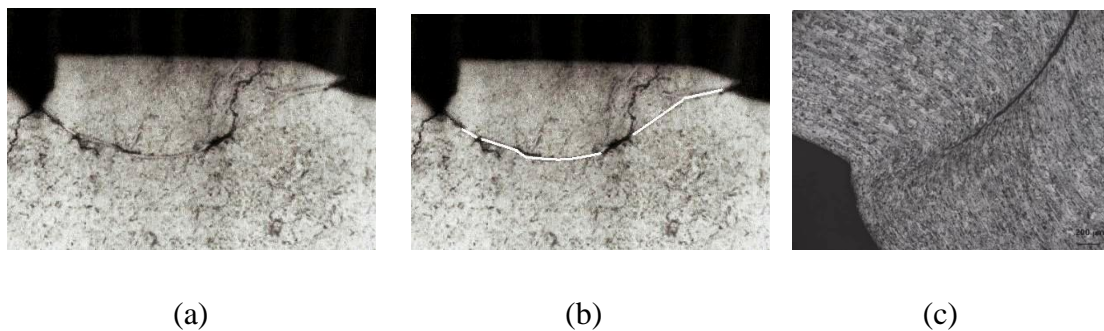


Figura 4.13 – Vista em corte de uma lasca na saída de uma cratera na superfície de um aço (0,6% C), atingido por uma esfera de WC, $\alpha = 15^\circ$ e $V = 200$ m/s. Em (a) o fragmento está prestes a se destacar da superfície, por fratura ao longo de uma banda de cisalhamento adiabático (ASB), ressaltada em cor branca em (b) [SHEWMON, 1983]. Em (c) fratura ao longo de ASB em liga de alumínio 6061 T651 deformada por compressão dinâmica em teste balístico [OZSHAHIN, 2011].

O mecanismo de erosão envolvendo deformação plástica, formação de rebarbas e finalmente a expulsão dessas rebarbas, por impactos sucessivos de partículas, foi testado por [LUCENA e MOLTER, 2014] através de simulações com um *software* de elementos finitos. Como já foi comentado, quando partículas duras impactam na superfície de materiais dúcteis, como no caso dos aços, pode haver ou não a remoção de material, após este ser deformado plasticamente. A cada impacto, e a cada nova deformação no mesmo ponto, há um encruamento do material, tornando-o cada vez mais resistente no local. Foi observado que apenas o impacto de uma partícula não é suficiente para representar este fenômeno, confirmando simulações em estudos anteriores [EL TOBGY, 2005].

Foram simulados quatro impactos sucessivos da partícula, a fim de tentar capturar o desgaste por erosão, que só pode ser caracterizado com perda de massa. Somente as imagens de três impactos sucessivos serão apresentadas a seguir, que mostram basicamente as tensões e deformações decorrentes. Foi verificado que, a partir do terceiro impacto sucessivo da partícula, o encruamento se reflete num progresso cada vez menor da deformação. Este ponto foi considerado como sendo aquele em que o material atingiu seu limite de resistência, ficando na iminência da fratura e, portanto, da erosão. Alguns resultados estão destacados a seguir, nas Figuras 4.14 a 4.20. As tensões apresentadas são de Von Mises (escoamento) e as deformações são plásticas equivalentes (PEEQ – ‘*Equivalent Plastic Strain*’):

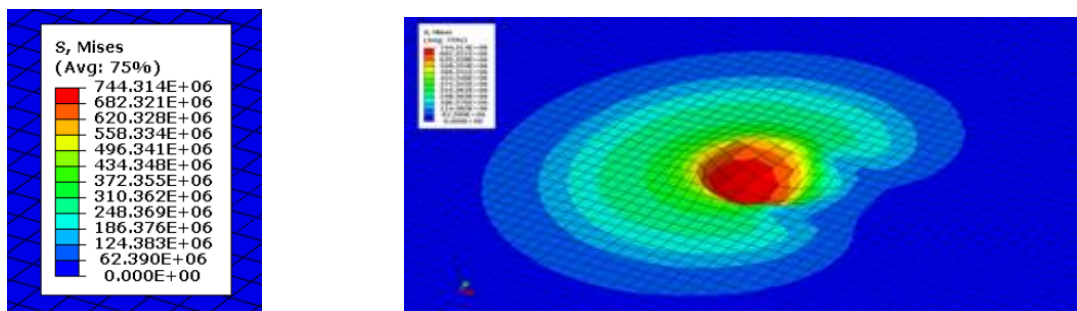


Figura 4.14 – Tensões na simulação do impacto da 1ª partícula [LUCENA, 2014]

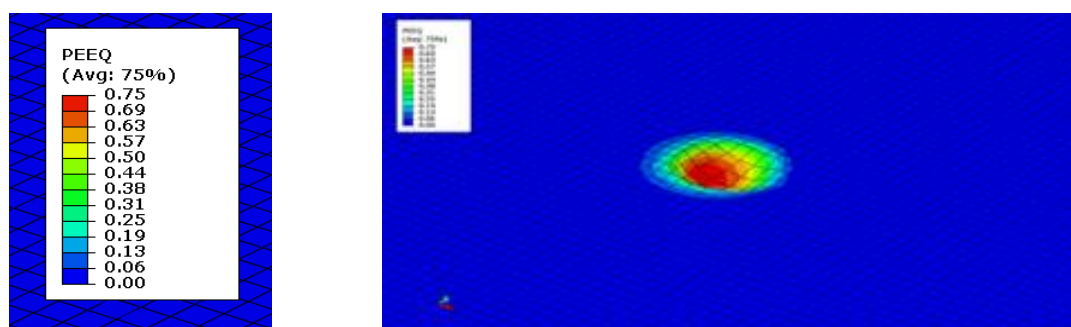


Figura 4.15 – Deformações na simulação do impacto da 1ª partícula [LUCENA, 2014]

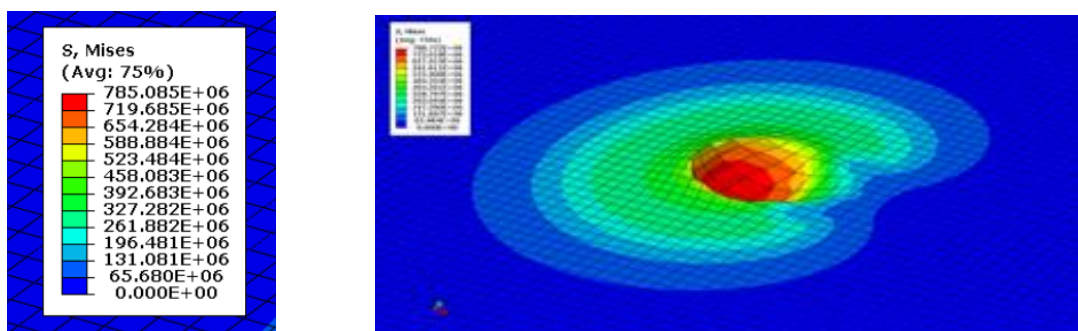


Figura 4.16 – Tensões na simulação do impacto da 2ª partícula [LUCENA, 2014]

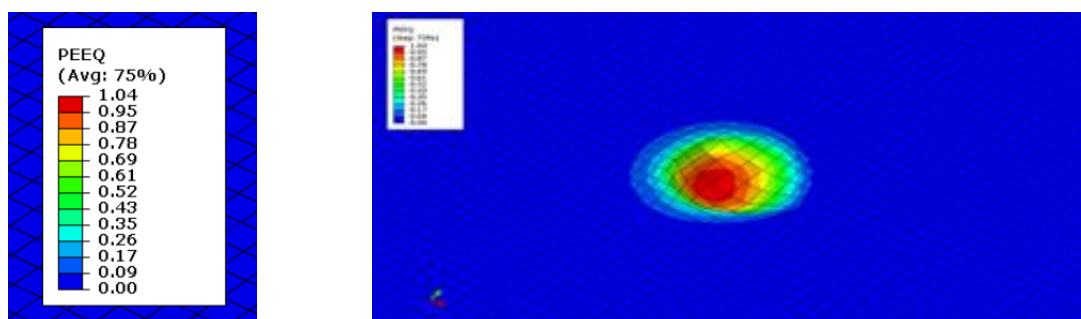


Figura 4.17 – Deformações na simulação do impacto da 2ª partícula [LUCENA, 2014]

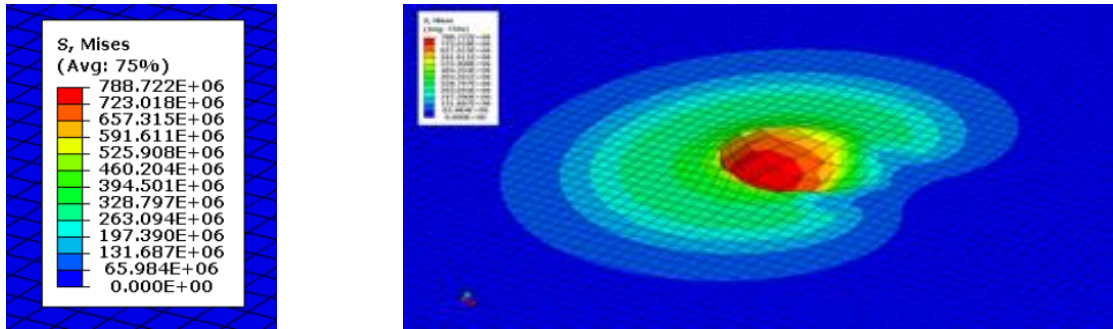


Figura 4.18 - Tensões na simulação do impacto da 3ª partícula [LUCENA, 2014]

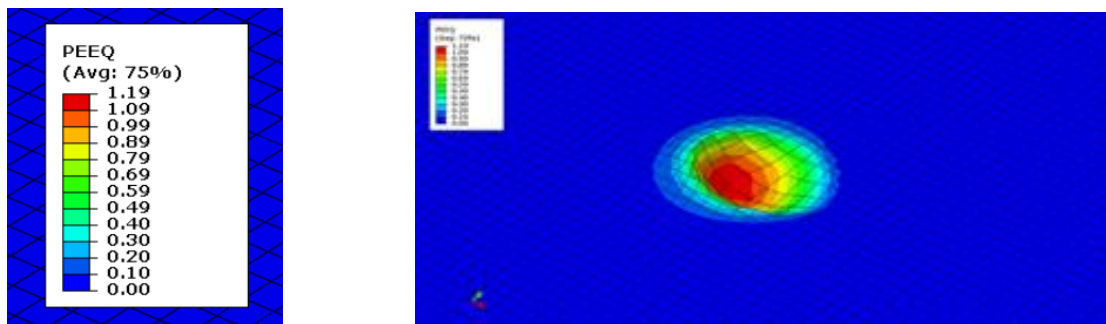


Figura 4.19 - Deformações na simulação do impacto da 3ª partícula [LUCENA, 2014]

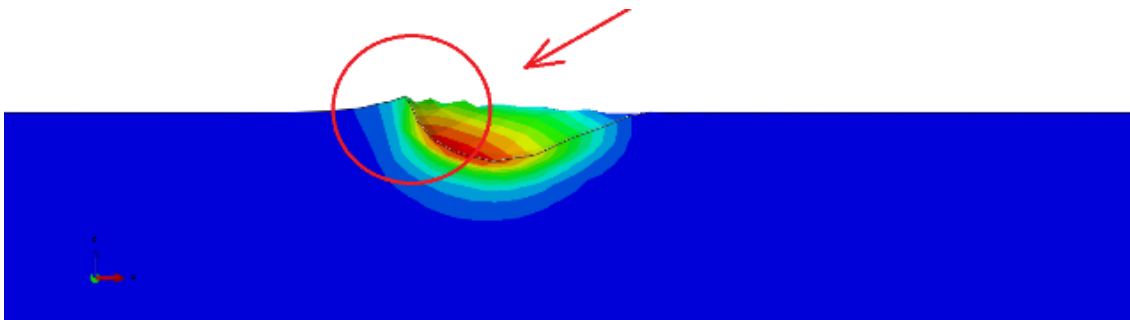


Figura 4.20 – Vista em corte mesma situação da Figura 4.19. Notar borda ou “lábio” [LUCENA e MOLTER, 2014].

A sequência das simulações feitas, nas Figuras 4.14 a 4.19 pode ser comparada com o esquema apresentado na Figura 4.9. Nota-se uma boa aproximação não só com os resultados experimentais, quanto à morfologia de crateras formadas por deformação plástica, quanto em outras simulações citadas.

Deve ser notado que, na simulação, o momento em que há perda de massa é determinado pela presença de condições de tensão e deformação no material, que indicam seu limite de resistência e a iminência de fratura, o que ocorre na borda formada. O programa de simulação, no entanto, não fornece imagem do destacamento do material.

4.2 ASPECTOS TOPOGRÁFICOS

Os resultados obtidos neste trabalho evidenciaram, em primeiro lugar, a utilidade das medidas rugosimétricas no estudo de desgastes superficiais não intencionais, como os abordados neste trabalho. Há muito se conhece sua utilidade nos desgastes intencionais, como aqueles provenientes de ferramentas de usinagem, que promovem variados acabamentos superficiais para atendimento a diversas finalidades na produção mecânica, e nos não intencionais, como o do caso deste trabalho.

Os ensaios de rugosidade superficial vêm sendo aperfeiçoados e, após décadas utilizando aparelhos mecânicos, evoluiu para o uso de equipamentos eletrônicos digitais, o que, além de incorporar velocidade e mobilidade, sem prejuízo da precisão, permitiu a conversão de dados analógicos em digitais, facilitando assim o tratamento estatístico dos mesmos.

No presente trabalho, a conjugação de imagens de superfícies erodidas com os respectivos perfis rugosimétricos permitiu uma análise mais aprofundada dos fenômenos superficiais que conduzem à perda de massa do material, a qual efetivamente traduz o efeito de erosão.

Particularmente, a observação da evolução da distribuição de amplitudes do perfil rugosimétrico de cada amostra examinada (curvas ADC), ao longo dos vários tempos de exposição ao ataque erosivo, permitiu uma visão mais clara das transformações superficiais. Além disso, a utilização das curvas de Abbott-Firestone (curvas BAC), até aqui presentes em trabalhos sobre acabamentos superficiais em processos de fabricação mecânica, permitiu acompanhar a evolução de crateras formadas pela erosão e principal mecanismo de deformações plásticas e perdas de material.

A figura 4.21 é baseada nas observações feitas nas amostras 0, 1, 2 e 5, retratadas nos Quadros 3.1, 3.2, 3.3 e 3.6, mostra esquematicamente a evolução das condições das superfícies das amostras examinadas. As amostras intermediárias 3 e 4 foram excluídas de esquema apresentado na Figura 4.21 por apresentarem comportamento similar às que as antecederam e sucederam, respectivamente. O comportamento das amostras 6, 7 e 8 com tempos de ataque relativamente elevados, de 60, 120 e 180 segundos, foi mais significativo para a análise morfológica do que para a topográfica. Desse modo, na demonstração da evolução do estado superficial, a não consideração das amostras citadas não interferiu no que se pretendeu ressaltar.

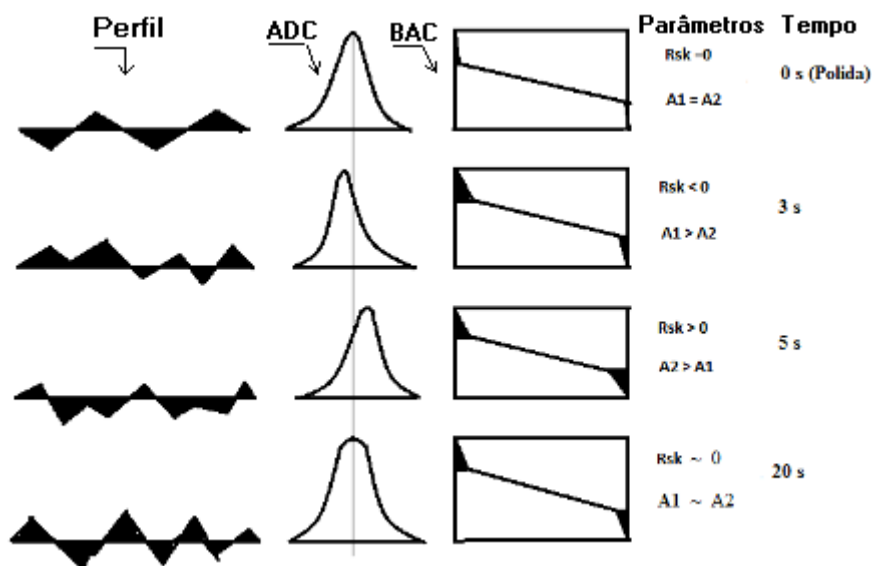


Figura 4.21 – Desenho esquemático mostrando a evolução do estado da superfície das amostras examinadas 0, 1, 2 e 5 e acompanhamento pelas curvas ADC e BAC.

Com auxílio da Figura 4.21 pode-se ver que a superfície polida da Amostra 0, antes do ataque erosivo, tem um perfil equilibrado entre picos e vales, o que é retratado pela curva de distribuição das amplitudes (ADC), tipicamente Gaussiana ($Rsk = 0$), além do aspecto peculiar da curva de Abbott-Firestone (BAC), onde as áreas que representam picos (A_1) e vales (A_2) são pequenas, de mesma grandeza e praticamente se confundem com os dois eixos verticais.

Este equilíbrio é rompido no caso da Amostra 1, com 3 segundos de ataque erosivo, onde o desgaste inicial produzido pelos impactos promove não só a abertura de crateras, mas a formação de bordas (rebarbas) decorrentes de deformação plástica, responsáveis aqui pela formação de novos picos na superfície. Isto é explicitado pelo deslocamento à esquerda da média da curva ADC ($R_{sk} < 0$) e confirmado pela curva BAC, que mostra $A_1 > A_2$ e, portanto a predominância de picos (os existentes + rebarbas) sobre os vales (crateras formadas + defeitos superficiais).

Na Amostra 2, com 5 segundos de ataque erosivo, nota-se uma inversão da situação anterior, refletindo o início da remoção das rebarbas das crateras, por impactos posteriores, nos mesmos locais originais. Tal situação é refletida pela curva ADC, deslocada agora para a direita da média ($R_{sk} > 0$) e pela predominância da A_2 sobre a A_1 , como se vê na curva BAC.

Esta seqüência tenderia a se repetir, com tempos de exposição cada vez maiores e, em determinados momentos, voltando-se ao equilíbrio entre picos e vales, como se vê no caso da Amostra 5, que foi submetida a 20 segundos de ataque erosivo.

No caso de processos industriais, o momento de interromper o desgaste seria aquele em que se encontrou equilíbrio e se obteve os valores de rugosidade adequados aos objetivos do produto fabricado.

Em termos de pesquisas científicas e aplicadas, não há limites visíveis, uma vez que pode haver interesse em monitorar desgaste erosivo por longos períodos, como por exemplo, em tubulações com variados fluidos de trabalho, ou em estruturas sujeitas a ventos ou correntes marinhas que conduzam partículas.

No presente trabalho, a possibilidade de se detectar o início da formação de crateras por deformação plástica, provocado pelo impacto de partícula, a posterior formação de rebarbas e sua remoção, por impactos subseqüentes nos locais originais, permitiria antever a utilidade dessa ferramenta no estudo do desgaste erosivo por impacto de partículas.

5. CONCLUSÕES

Com base nos resultados dos experimentos realizados em amostras de aço inoxidável duplex UNS S32205, nas condições estabelecidas, e ainda nas comparações com simulações realizadas, pode-se concluir que:

- O estudo morfológico, através de imagens por MEV, das superfícies das amostras do material, impactadas por partículas de alumina conduzidas em fluxo de ar turbulento, pode ser feito deste modo e não só pela utilização de testes balísticos com uma única partícula. Este método possibilita a obtenção, de uma só vez, de diferentes formas, tamanhos e orientações de crateras superficiais, reduzindo-se o tempo e o custo de experimentos.
- A morfologia das crateras formadas na superfície do material em estudo é compatível com a dos modelos teóricos de erosão por corte e por deformação plástica, bem como com resultados experimentais disponíveis na literatura.
- No modelo de deformação plástica, simulações com um *software* de elementos finitos reproduzem a morfologia das crateras experimentais no material em estudo, do primeiro impacto até a efetiva perda de massa, desde que pelo menos três impactos sucessivos de partículas tenham ocorrido em um mesmo local.
- A topografia de áreas abrangidas pela erosão ficou bem caracterizada pelos perfis de rugosidade obtidos. A evolução do estado das superfícies erodidas, com os tempos de exposição ao ataque, pôde ser acompanhada por esse método.
- O tratamento estatístico dos dados obtidos nos ensaios de rugosidade, expressos nas curvas de distribuição de amplitudes (ADC) e nas curvas de Abbott-Firestone (BAC), permitiu um acompanhamento consistente das alterações nas rugosidades em função dos tempos de ataque erosivo, em especial na avaliação das situações de perda de massa que caracterizam o desgaste.

6. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Ampliar a utilização das medições de rugosidade em superfícies de aços inoxidáveis duplex, fazendo estudos quantitativos tanto da perfilometria quanto das estatísticas derivadas.
- Verificar se o acompanhamento da evolução do processo erosivo através das curvas de Abbott-Firestone pode ser estendido a outros tipos de materiais.
- Tendo em vista o caráter bifásico dos aços Duplex, verificar a possibilidade de estudar o desgaste erosivo em cada fase separadamente.
- Aprofundar o estudo sobre o papel das bandas de cisalhamento adiabático no mecanismo de desgaste erosivo de materiais dúcteis.

REFERÊNCIAS

ABD-ELRHMAN, Y.M., ABUEL-KASEM, A., AHMED, S.M. and EMARA, K.M. – *Stepwise Erosion as a Method for Investigating thwe wear Mechanism at Different Impact Angles in Slurry Erosion* – Journal of Engineering Sciences, Assiut University, Vol 40, N° 4, pp 1055-1074, 2012

ABNT – Norma NBR ISO 4288:2008 – “*Especificações Geométricas do Produto (GPS) - Rugosidade: Método do Perfil – Regras e Procedimentos para Avaliações de Rugosidade*” 2008.

ABNT – Norma NBR 8404/1984 - “*Indicação do Estado de Superfícies em Desenhos Técnicos*”, 1984.

ASM – American Society for Metals – ASM Handbook - *Fractography* – Vol 12, 9th Ed., pp 14-17, USA, 1992.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. ASME B46.1-1995 *Surface texture (Surface roughness, waves and lay)*. ASME, New York, NY. p. 111. 1995

AQUARO, D and FONTANI, E – *Erosion of ductile and brittle materials, Mecanica*, 36 (2001), 651-661.

ARCHARD, J. F. – *Surface topography and Tribology* – TRIBOLOGY International (October 1974) 213

BITTER, J. – *A study of erosion phenomena, part 1&2, Wear* 6 (1963), 161-190.

BSSA – *British Stainless Steel Association* – <http://www.bssa.org/> acessado em 09-06-2014

CAMACHO, L. J.R., TORRES, V.M., GALLARDO, H. E.A. CARDENAS, V.E.E. – *Solid particles erosion on different metallic materials* – InTech, Chapter 5, 2013
<http://dx.doi.org/10.5772/51176> acessado em 27-12-2014.

CARVALHO, M. V. Análise do brunimento de cilindro de blocos de motores em ferro fundido de grafita compacta (CGI). Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos – SP, p. 152. 2007.

CHEN, Q. and LI, D.Y. – *Computer simulation of solid particle erosion, Wear* 254 (2003) 203-210.

CNOMO – “*Normes pour La Construction des machines et Installations Industrielles des Grupes Peugeot-Citroen*”, 2003

DASSAULT Systèmes -<http://www.3ds.com/products-services/simulia/portfolio/abaqus>, acessado em 05-08-2014 54

DESALE, G.R., GHANDI, B.K. and JAIN, S.C. *Effect of erodent properties on erosion wear of ductile type materials*, *Wear* 261 (2006) 914–921

DIN 4776:2014 – “*Determination of Surface Roughness*”, 2014

DJUROVIC, B. – *Coating removal from fiber composites using wheat starch blast cleaning* – MAS thesis, Department of Mechanical and Industrial Engineering, University of Toronto, 1997

DYJA, D.Z., STRADOWSKY, Z. and PIREK, A. – *Microstructural and Fracture Analysis of Aged Cast GX2CrNiMoCu25-6-3-3 duplex Stainless Steel* – *Proceedings of METAL 2006*

EL TOBGY, M.S. and EL BESTAWI, M.A. – *Finite element modeling of erosive wear*, *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 45 (2005), 1337-1346.

ELALEM, K. – *Dynamical simulation of an abrasive wear process*, *Journal of Computer-Aided Material Design* 6 (1999) 185-193.

EXPANDER Manutenção Ltda - <http://www.expandermanutencao.com.br>, acessado em 05-08-2014.

FINNIE, I. – *The mechanism of erosion of ductile metals, proceedings of the Third National Congress on Applied Mechanics, N.Y., 1958 pp 527-532*

FINNIE, I. – *Some Observations on the Erosion of Ductile Metals*, *Wear* 19: 81-90, 1972.

HASHISHI, 1987- *Torning with Abrasive Waterjets- A First Investigation*”, *ASME Journal of Engineering for Industry*, 109(4):281-290, 1987.

HIBBELER, R.C. – *Resistência dos materiais*, 5ª Ed., Editora Pearson, 2006.

HIEN, L.K. – *Effects of hardness on solid particle erosion mechanisms of AISI 1060 steel*- *Wear* 89 (3) 291-302, 1983.

HUTCHINGS, I. M. *Tribology: friction and wear of engineering materials*, Ed. Butterworth - Heinemann. Oxford, p. 273. 1992.

HUTCHINGS, I. M., WINTERS, R E. and FIELD, J. E. – *Solid Particle Erosion of Metals: the Removal of Surface Material by Projectiles*. *Proc. R. Soc. London* 348A: 379-92, 1976

ISO 13565-2- *Surface Texture: Profile Method*, 1972

INSTEMAQ – Certificado de Calibração nº 7464/14C, emitido em 27-02-2014, São Paulo, SP, 2014.

JAHANMIR, S. – *Microscopic Observations of the wear sheet formation by delamination* – WEAR (28) 235-249, 1974

JARJOURA, G. and KIPOUROS, G. J. - *Conference on Materials degradation and control, (in) Dalhousie University, Canada.* (2010)

JOHNSON, R.G. and COOK, W.H. – *Fracture characteristics of three metals subjected to various strain rates, temperatures and pressures* – Engineering Fracture Mechanics, vol 21, Issue 1, 1985, pages 31-48.

KMT Waterjet – *High press waterjet cleaning over sandblasting paint* - <http://blog.kmtwaterjet.com/tag/jet-cleaning/> acessado em 13-03-2015.

LABMAT – *Análises e Ensaios de Materiais Ltda – Relatório de Ensaio 14051-04001-13M-I, de 25-02-2013.*

LUCENA, C.A. e MOLTER, D.L. – *Morfologia de Superfícies Metálicas Erodidas por Impacto de Partículas Sólidas, Utilizando Simulação pelo Método dos Elementos Finitos – Estudo de Caso de um Aço Inoxidável Duplex UNS S32205 – Projeto de Graduação MECAN/FEN/UERJ, Rio de Janeiro, 2014*

MATOS Jr, R. F. – *Análise Topográfica da Superfície de Cilindro de Motores de Combustão Interna* – Dissertação de Mestrado, UTFPR, Curitiba, 2009.

MAYER, D.S- *Avaliação da Corrosão-Erosão em Materiais Utilizados na Indústria Petrolífera em meios contendo H₂S*, UFES, Vitória, 2009

NAS – *North American Stainless – Metallurgical Test Report, Certificate 719640, 08/01/2012.*

NEILSON, J. and GILCHRIST, A. – *Erosion by stream of solid particles, Wear (1980, 111-122)*

OKA, Y.I., OLMOGI, H., HOSOKAWA, T. and MATSUMURA, M. - *The impact angle dependence of erosion damage caused by solid, Wear 203-204 573-579, 1997*

OZSAHIN, E., DILTEMIZ, F. and TOLUN, S. – *Characterization of 6061 T 651 Aluminum Plates Subject to High-Velocity Impact loads* – Anadolu University Journal of Science and Technology, Vol. 12, Nr. 1, 65-74, 2011

OWOLABI, G., ODOH, D., OSESHI, A. and WHITWORTH, H. – *Occurrence of dynamic shear bands in AISI 4340 steel under impact loads* – World Journal of Mechanics, 2013, 3, 139-145.

PANG, K., CENNA, A., TAN, S. and JONES, M. - *Experimental determination of cutting and deformation energy factors for wear prediction of pneumatic conveying pipeline* – Engineering Assets Lifecycle Management,, 877-885, 2010

PAWLUS, Pawel, “Change of cylinder surface topography in initial stage of engine life”, *Wear*, Vol. 209, p. 69-83. 1997

PENN – *Pennstainless* – <http://www.pennstainless.com>, *acessado em 09-06-2014*.

RATNER, S. B. and STYLLER, E. E.- *Characteristics of impact friction and wear of polymeric materials*, *Wear*, 1981, vol. 73, pp. 213-34.

RUFF, A.W. and IVES, I.K. - *Measurement of solid particle velocity in erosive wear*, *Wear*, 35, 195-199, (1975)

SHEWMON, P. and SUNDARARAJAN, G. *The Erosion of Metals*, *Ann. Rev. Mater. Sci.* (13) 301-18. (1983),

SHIMIZU, K. NOGUCHI, T. SEITOH, H. OKADAB, M. MATSUBARA, Y.- *FEM analysis of erosive wear*, *Wear* 250 (2001) 779–784.

SCHMÄHLING, J. and HAMPRECHT, F. A. – “*Generating the Abbott-Firestone Curve by Two New Surface Descriptors*”, *WEAR*, 262(11-12) 1360-1371, 2007

SIERUIN, H. – *Fracture Toughness of Duplex Stainless Steels* – Doctoral Thesis, Royal Institute of Technology, Stockholm, Sweden, 2006.

STACHOVIK, G. H. and BATCHELOR, A. W., 1993, “*Engineering Tribology*”, *Elsevier, Amsterdam, 2d Ed, Chap. 1, pp 1-9*.

VTMSE - *Virginia Tech Material Science and Engineering* – http://www.sv.vt.edu/classes/MSE2094_NoteBook/97ClassProj/num/widas/history.html, *acessado em 02-07-2014*

WIDAS, P. (1987) - *Introduction to Finite Element Analysis* - <http://www.sv.vt.edu>, *acessado em 02-07-2014*. 55

WHITEHOUSE, D. J. – *The techniques of surface topography* - *TRIBOLOGY International* (December 1974), cited by ARCHARD, J. F.