



Universidade do Estado do Rio de Janeiro

Centro de Tecnologia e Ciências

Faculdade de Engenharia

Maria Augusta Minguta de Oliveira

**Erosão por impacto de partículas – Caracterização e simulação da
ocorrência de Bandas de Cisalhamento Adiabático (ASB) em aço inoxidável
duplex UNS S32205**

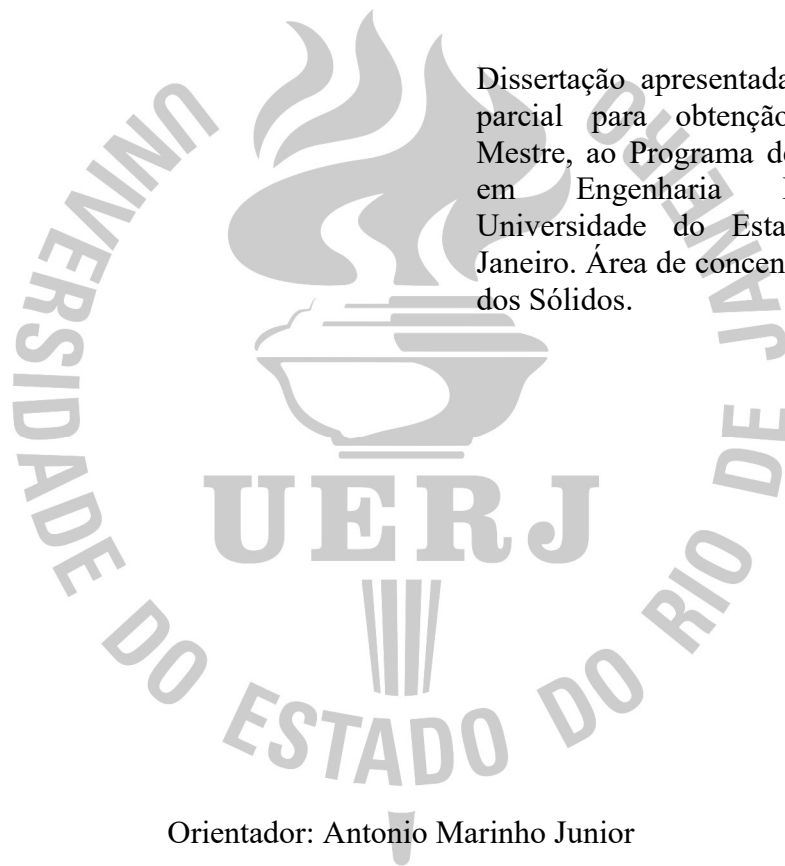
Rio de Janeiro

2017

Maria Augusta Minguta de Oliveira

Erosão por impacto de partículas – Caracterização e simulação da ocorrência de Bandas de Cisalhamento Adiabático (ASB) em aço inoxidável duplex UNS S32205

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: Antonio Marinho Junior

Rio de Janeiro

2017

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

O48 Oliveira, Maria Augusta Minguta de.
Erosão por impacto de partículas – Caracterização e simulação da
ocorrência de Cisalhamento Adiabático (ASB) em aço inoxidável
duplex UNS S32205 / Maria Augusta Minguta da Oliveira. – 2017.
111f.

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

1. Engenharia Mecânica - Teses. 2. Metais - Erosão - Teses. 3. Aço
inoxidável - Teses. 4. Cisalhamento - Teses. I. Marinho Junior, Antonio.
II. Universidade do Estado do Rio de Janeiro. III. Título.

CDU 620.17

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

Assinatura

Data

Maria Augusta Minguta de Oliveira

Erosão por impacto de partículas – Caracterização e simulação da ocorrência de Bandas de Cisalhamento Adiabático (ASB) em aço inoxidável duplex UNS S32205

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.

Aprovada em 31 de julho de 2017.

Banca Examinadora:

Prof. DSc. Antonio Marinho Junior
Faculdade de Engenharia – PPG-EM/UERJ

Prof. PhD. Francisco José da Cunha Pires Soeiro
Faculdade de Engenharia – PPG-EM/UERJ

Prof. DSc. José Brant de Campos
Faculdade de Engenharia – PPG-EM/UERJ

Prof. DSc. Enrique Mariano Castrodeza
Faculdade de Engenharia – COPPE/UFRJ

Prof. DSc. Deniol Katsuki Tanaka
Escola Politécnica – USP

Rio de Janeiro

2017

DEDICATÓRIA

Dedico esta dissertação à minha família pelo apoio, compreensão e incentivo.

AGRADECIMENTOS

À Deus pela minha família e saúde.

Ao meu orientador, professor Antonio Marinho Junior, pelos conhecimentos transmitidos e orientação.

Aos professores da Faculdade de Engenharia e do curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade do Estado do Rio de Janeiro pela formação. Em especial, ao professor DSc. José Brant Campos pela disponibilização do uso de laboratório no exterior. E ao professor DSc. Luciano Rodrigues Ornelas De Lima pela disponibilização do software de simulação.

A TESCAN pelo uso de microscopia eletrônica de varredura com recursos de FIB.

Ao Instituto Nacional de Tecnologia (INT) pelo uso de microscopia óptica.

Aos amigos Jorge Arturo Hinostroza Medina e Alejandro Andueza pela ajuda ao longo da execução dessa pesquisa.

À FAPERJ pela bolsa de pesquisa de mestrado.

RESUMO

MINGUTA, Maria Augusta. *Erosão por impacto de partículas* – Caracterização e simulação da ocorrência de Bandas de Cisalhamento Adiabático (ASB) em aço inoxidável duplex UNS S32205. 2017. 111f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2017.

O presente trabalho descreve simulações numéricas de erosão de superfícies de um aço inoxidável duplex UNS S32205 por impacto de partículas. Em experimentos buscou-se, pelo uso de imagens de MEV, identificar e caracterizar, nas subsuperfícies das crateras formadas no material-alvo, Bandas de Cisalhamento Adiabático (ASB), decorrentes dos processos de compressão dinâmica envolvidos nos impactos. As bandas podem contribuir na nucleação de trincas e à consequente fratura do material ao longo da mesma, levando a separação do material nas bordas de deformação plástica das crateras, o que significaria perda de massa, ou seja, erosão. Nas simulações numéricas buscou-se, por meio da análise das distribuições de tensões, deformações plásticas e temperaturas registradas, determinar as condições sob as quais essas bandas se formam. Num primeiro momento, foram simulados, no *software* de elementos finitos, os desgastes erosivos com partículas esféricas, cúbicas e poliédricas, para estudo da morfologia da superfície erodida e, em seguida, foram simuladas as condições de ocorrência da ASB em geometrias específicas. Estas foram desenvolvidas em condições as mais próximas possíveis das dos experimentos. As simulações mostraram que o *software* utilizado foi eficaz na reprodução da morfologia das superfícies erodidas e na identificação das condições de aparecimento das ASBs.

Palavras-chave: ASB; Aço duplex UNS S32205; Erosão; Simulação numérica.

ABSTRACT

MINGUTA, Maria Augusta. *Erosion by solid particle impact* - Characterisation and simulation of the occurrence of Adiabatic Shear Bands (ASB) in duplex stainless steel UNS S32205. 2017. 111f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2017.

The present work describes numerical simulations of surface erosion of a UNS S32205 duplex stainless steel by impact particles. In experiments, the SEM images were used to identify and characterize, in the sub-surfaces of craters formed in the target material, Adiabatic Shear Bands (ASB), resulting from the dynamic compression processes involved in the impacts. The bands may contribute to crack nucleation and consequent fracture of the material along the band, leading to the separation of the material at the plastic deformation edges of the craters, which would mean mass loss (erosion). In the numerical simulations, the conditions under which these bands were formed were determined by means of the analysis of the stress distributions, plastic deformations and recorded temperatures. Firstly, erosive erosion with spherical, cubic and polyhedral particles was simulated in the finite element software to study the morphology of the eroded surface, and then the conditions of ASB occurrence in specific geometries were simulated. These were developed in conditions as close as possible to those of the experiments. The simulations showed that the software used was effective in reproducing the morphology of the eroded surfaces and in the identification of the conditions of appearance of the ASBs.

Keywords: ASB; UNS S32205 duplex steel; Erosion; Numerical simulation.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Desgaste por erosão por impacto de partículas.....	19
Figura 2 – Imagens por MEV de partículas erodentes.	20
Figura 3 – Diagrama ilustrando contato de uma partícula esférica com a superfície de um material dúctil.....	24
Figura 4 – Modelo de corte.....	29
Figura 5 – Desenho esquemático de uma seção transversal que apresenta cratera gerada por impacto oblíquo de	29
Figura 6 – Bandas de cisalhamento em cilindros submetidos a compressão dinâmica.....	31
Figura 7 – Exemplos de ASB.	32
Figura 8 – ASB numa liga Al 2014-T6, formado na quina de uma cratera de impacto balístico.	33
Figura 9 – Gráfico taxa de deformação x temperatura homóloga (T/T_m).	35
Figura 10 – Modelo microestrutural de iniciação e propagação de trinca dentro de uma banda de cisalhamento	36
Figura 11 – Vazios em ABSs.	36
Figura 12 – Micrografia da banda de cisalhamento adiabático induzida num aço IF (“ <i>intersticial free</i> ”).	36
Figura 13 – Vista em corte de uma lasca na saída de uma cratera na superfície de um aço (0,6% C), atingido por.....	37
Figura 14 – Evidências de ASB.....	37
Figura 15 – Discretização.	39
Figura 16 – Elementos com integração reduzida e elementos com integração completa.	39
Figura 17 – Elementos de 1ª ordem e elementos de 2ª ordem.....	40
Figura 18 – Exemplos de famílias de elementos.	40
Figura 19 – Placa trapezoidal.	42
Figura 20 – Retângulo 2D.	43
Figura 21 – Cilindro sujeito a impacto a 90°.	44
Figura 22 – Placa sujeita a cisalhamento puro. Distribuição de deformação.....	44
Figura 23 – Gráfico $\ln \sigma_v$ x $\ln \epsilon_v$	47
Figura 24 – Curva tensão-deformação.....	48
Figura 25 – Micrografia óptica de uma das amostras, obtida no INT.	53

Figura 26 – Aspecto geral das partículas de alumina utilizadas, mostrando o caráter angular e a variação de.....	54
Figura 27 – Corpos de prova embutidas em resina acrílica.....	55
Figura 28 – Equipamento e montagem.....	55
Figura 29 – Preparo das regiões subsuperficiais de uma cratera para exame por MEV.	57
Figura 30 – Amostra erodida por 5 s.	57
Figura 31 – Montagem usada na simulação da morfologia da cratera de erosão com partículas esféricas a 30°.....	61
Figura 32 – Montagem usada na simulação da morfologia da cratera de erosão com partículas cúbicas a 30°.....	61
Figura 33 – Dimensões da partícula poliédrica (~ 150 µm).....	62
Figura 34 – Desenho esquemático da montagem usada na simulação da morfologia da erosão com partículas	62
Figura 35 – Tamanho dos elementos da malha na simulação da morfologia da erosão com partículas esféricas.	64
Figura 36 – Tamanho dos elementos da malha na simulação da morfologia da erosão com partículas cúbicas.	64
Figura 37 – Desenhos em cortes transversais, da montagem e do corpo de prova tubular de ensaio de.....	66
Figura 38 – Malha na simulação da ocorrência da ASB - Caso A.	67
Figura 39 – Dimensões do cilindro utilizado na simulação.	67
Figura 40 – Malha na simulação da ocorrência da ASB - Caso B.	68
Figura 41 - Amostra polida.....	69
Figura 42 – Micrografia de MEV de uma amostra erodida por 3 s.....	70
Figura 43 – Cratera com trinca.....	71
Figura 44 – Amostra erodida por 5 s.	71
Figura 45 – Amostra erodida por 5 s. Corte transversal da cratera mostrada na Figura 44.	73
Figura 46 – Imagem de MEV de uma amostra erodida por 20 s.....	73
Figura 47 – Tensões equivalentes (S - von Mises) [MPa].....	75
Figura 48 – Identificação dos elementos.....	76
Figura 49 – Gráficos de (tensão) x (tempo) e gráfico de (redução da rigidez) x (tempo).....	76
Figura 50 – Gráficos dos índices de critérios de dano de Johnson e Cook (JCCRT) e de cisalhamento (SHRCRT).....	77
Figura 51 – Gráficos da variação de temperatura.....	78

Figura 52 – Deformações plásticas equivalentes (PEEQ).....	78
Figura 53 – Tensões equivalentes (S - von Mises) [MPa].....	79
Figura 54 – Localização dos elementos em discussão em relação aos impactos.	80
Figura 55 – Gráficos (tensão) x (tempo) e (tensão) x (deformação).	80
Figura 56 – Gráficos índice de critérios de dano de Johnson e Cook (JCCRT) e de cisalhamento (SHRCRT).....	81
Figura 57 – Deformações plásticas equivalentes (PEEQ).....	82
Figura 58 – Gráficos (variação de temperatura) x (tempo) e (índice de redução da rigidez) x (tempo).	83
Figura 59 – Tensões equivalentes (S - von Mises) [MPa].....	84
Figura 60 – Localização dos elementos.....	85
Figura 61 – Gráficos da (tensão de von Mises) x (tempo) e (tensão de von Mises) x (deformação).	85
Figura 62 – Critérios de dano de Johnson e Cook (JCCRT) e de cisalhamento (SHRCRT). ..	86
Figura 63 – Gráficos da variação de temperatura e redução da rigidez (SDEG).	87
Figura 64 – Deformações plásticas equivalentes (PEEQ).....	88
Figura 65 – Caso A: Imagens de simulação e experimental de ensaio de compressão dinâmico.	90
Figura 66 – Caso A: Gráficos de 3 elementos da geometria do material-alvo.....	91
Figura 67 – Detalhe da distribuição de tensões de cisalhamento ao longo da cratera.....	92
Figura 68 – Caso B: (a) Distribuição das tensões de von Mises [MPa] (b) Distribuição das tensões de	93
Figura 69 – Gráficos (tensão de von Mises) x (deformação) e (variação de temperatura) x (deformação).	94
Figura 70 – Gráficos (tensão de von Mises) x (deformação) e (variação de temperatura) x (deformação).	95
Figura 71 – Comparação morfológica: simulação x experimento.....	96
Figura 72 – Comparação morfológica: simulação x experimento.....	97
Figura 73 – Corpos de prova de tração aço AISI 4340.	109
Figura 74 – (Deformação na fratura) x (Estado triaxial de tensões).	109
Figura 75 – Deformação cisalhante na fratura x taxa de deformação.	110
Figura 76 – Deformação na fratura x temperatura homóloga.	111

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades físicas de partículas erodentes.....	21
Tabela 2 – Composições químicas (% em massa) de aços inoxidável duplex	26
Tabela 3 – Composição química da amostra de aço inox duplex UNS S32205.	52
Tabela 4 – Propriedades mecânicas da amostra de aço inox duplex UNS S32205.....	53
Tabela 5 – Propriedades do material-alvo.	59
Tabela 6 – Parâmetros do modelo de plasticidade de Johnson e Cook.	59
Tabela 7 - Parâmetros do critério de dano de Johnson e Cook.....	59
Tabela 8 - Parâmetros de entrada para o critério de cisalhamento.	59
Tabela 9 -Tabela resumo das análises de simulação da morfologia da superfície erodida.	64
Tabela 10 – Cratera resultante após 3 impactos.	88
Tabela 11 – Variação de temperatura (ΔT) após 3 impactos.....	89

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ALCOA	Aluminum Company of America
ASB	(“Adiabatic Shear Band”) – Banda de cisalhamento adiabático
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
BSE	(“ <i>Backscattering Electrons</i> ”) - Elétrons retroespalhados
BSSA	British Stainless Steel Association
FAPERJ	Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio de Janeiro
FEN	Faculdade de Engenharia
HV	Dureza Vickers
INT	Instituto Nacional de Tecnologia
JCCRT	Índice de dano de Johnson e Cook
MEF	Método dos Elementos Finitos
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MFA	(“ <i>Atomic Force Microscopy</i> ”) - Microscopia de Força Atômica
MIT	Massachusetts Institute of Technology
NAS	North American Stainless
PPG-EM	Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica
PREN	(“ <i>Pitting Resistance Equivalent Number</i> ”)
SDEG	Índice de redução da rigidez
SHRCRT	Índice de dano por cisalhamento
UERJ	Universidade do Estado do Rio de Janeiro
UNS	Unified Numbering System for Metals and Alloys

LISTA DE SÍMBOLOS

kg	Quilograma
m	Metro
A	Área [pixel ²], cálculo do fator de forma
p	Perímetro projetado da partícula erodente
mm	Milímetro
μ	Micro – 10 ⁻⁶
E_r	Taxa de Erosão
V_d	Volume removido
N_c	Número de impactos
ρ_t	Densidade do material-alvo
R	Raio da partícula incidente
ρ_p	Densidade da partícula
S	Fator de forma da partícula
n	Expoente da velocidade da partícula
α	Ângulo de impacto
s	Segundos
MPa	Mega Pascal
K	Coefficiente de resistência à deformação
K	Temperatura Kelvin
n	Coefficiente de encruamento
σ	Tensão normal
σ	Tensão equivalente de Johnson de Cook
A	Tensão de escoamento inicial
B	Constante plástica de resistência
ε	Deformação plástica
C	Coefficiente de sensibilidade à taxa de deformação
$\dot{\varepsilon}_{eq}$	Taxa de deformação plástica equivalente
$\dot{\varepsilon}_0$	Taxa de deformação plástica de referência
T	Temperatura do corpo
T_r	Temperatura de referência

T_m	Temperatura de fusão do material
m	Coeficiente de amolecimento
d_1, d_2, d_3, d_4 e d_5	Constantes de dano do material
σ_v	Tensão verdadeira
ε_v	Deformação verdadeira
σ_{amb}	Tensão para uma determinada taxa de deformação plástica à temperatura ambiente
T	Temperatura
$\bar{\varepsilon}_f^{pl}$	Deformação plástica na falha
$\dot{\varepsilon}_{pl}$	Taxa de deformação
η	Triaxialidade
p	Pressão hidrostática
q	Tensão equivalente de von Mises
D_{JC}	Índice interno de dano de Johnson e Cook
K_s	Propriedade do material (0,3 para aços)
θ_s	Razão de tensão de cisalhamento
PEEQ	Deformação plástica equivalente
$\bar{\varepsilon}_S^{pl}$	Deformação plástica equivalente no critério de cisalhamento
\bar{u}^{pl}	Lei de evolução do dano em termos de deslocamento
$\bar{\sigma}$	Tensão no material na ausência de dano
σ_{y0}	Tensão de escoamento
$\bar{\varepsilon}_0^{pl}$	Deformação plástica equivalente no início do dano
D_{Abq}	Dano global do <i>software</i>
E	Módulo de elasticidade
C_p	Calor específico
ρ	Densidade
β	Fração de deformação plástica convertida em calor
ΔT	Variação de temperatura
HRC	Dureza Rockwell
HP	Potência (cavalo vapor)

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO.....	16
1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
1.1 Erosão	18
1.1.1 Erosão de materiais metálicos por impactos de partículas sólidas	19
1.1.2 Partículas erosivas.....	20
1.1.3 Taxas de erosão.....	21
1.1.4 Parâmetros que influenciam o processo de erosão	22
1.1.5 Erosão de materiais metálicos dúcteis	24
1.1.6 Modelos de erosão por partículas sólidas	28
1.2 Bandas de cisalhamento	30
1.2.1 Comportamento dinâmico dos materiais	30
1.2.2 Bandas de cisalhamento adiabático	31
1.2.3 Aspectos metalúrgicos	34
1.2.4 Formação de trincas na ASB	35
1.3 Análise numérica	38
1.3.1 Método dos elementos finitos e o <i>software</i> Abaqus	38
1.3.2 Modelagem de erosão por impacto de partículas.....	41
1.3.3 Modelagem computacional das ASBs	42
1.3.4 Modelo constitutivo do material - Formulação de Johnson e Cook	44
1.3.5 Critérios de iniciação e lei de evolução de dano para fratura de materiais dúcteis ...	47
1.3.5.1 <i>Critério de Johnson e Cook</i>	49
1.3.5.2 <i>Critério de cisalhamento</i>	50
1.3.6 Análise adiabática	50
2 MATERIAIS E MÉTODOS	52
2.1 Planejamento da pesquisa	52
2.2 Experimental	52
2.2.1 Material-alvo.....	52
2.2.2 Partículas erodentes	53
2.2.3 Obtenção da erosão superficial	54
2.2.4 Obtenção das seções transversais	56
2.3 Simulações numéricas	57

2.3.1.1	<i>Propriedades do material-alvo</i>	58
2.3.1.2	<i>Contato</i>	59
2.3.1.3	<i>Malha</i>	60
2.3.2	Simulação da erosão superficial.....	60
2.3.2.1	<i>Geometrias</i>	60
2.3.2.2	<i>Material</i>	62
2.3.2.3	<i>Condições de contorno</i>	63
2.3.2.4	<i>Velocidade</i>	63
2.3.2.5	<i>Malha</i>	63
2.3.3	Simulação da ocorrência de ASB - Condições gerais.....	65
2.3.3.1	<i>Simulação da ocorrência de ASB – Validação da metodologia (Caso A)</i>	65
2.3.3.2	<i>Simulação da ocorrência de ASB – Caso B</i>	67
3	RESULTADOS E DISCUSSÃO	69
3.1	Caracterizações superficial e subsuperficial	69
3.1.1	Aspectos superficiais	69
3.1.2	Aspectos subsuperficiais	72
3.1.3	Comentários adicionais.....	74
3.2	Simulações numéricas	74
3.2.1	Simulação da morfologia superficial	74
3.2.1.1	<i>Impactos de partículas esféricas</i>	74
3.2.1.2	<i>Impactos de partículas cúbicas</i>	79
3.2.1.3	<i>Impactos de partículas poliédricas</i>	83
3.2.2	Simulação da ocorrência da ASB	89
3.2.2.1	<i>Simulação da ocorrência da ASB – Validação da metodologia (Caso A)</i>	89
3.2.2.2	<i>Simulação da ocorrência da ASB – Caso B</i>	92
3.2.3	Comentários adicionais.....	95
4.	CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	98
4.1	Conclusões	98
4.2	Sugestões para trabalhos futuros	99
	REFERÊNCIAS	100
	ANEXO - Roteiro para determinação das constantes de dano na formulação de Johnson & Cook	108

INTRODUÇÃO

Devido às perdas econômicas decorrentes da deterioração de materiais de engenharia em serviço, os estudos no campo da tribologia, que envolvem atrito, desgaste e lubrificação, vêm merecendo cada vez mais atenção dos pesquisadores das áreas de mecânica e de materiais. O desgaste de superfícies metálicas erodidas pelo impacto de partículas duras, por exemplo, é um tema que ainda oferece oportunidades de pesquisas. Isto se observa especialmente no caso do desgaste de materiais dúcteis, não só no que se refere à morfologia superficial quanto aos mecanismos que podem explicar os fenômenos relacionados as perdas de massa que caracterizam a erosão.

Vários modelos já foram formulados para retratar o comportamento de superfícies de materiais metálicos, impactados por partículas duras conduzidas por fluidos. Para materiais dúcteis, um dos primeiros modelos considerava o efeito de corte produzido pela partícula, semelhante ao de processos de usinagem. Mas isto seria particularmente verdadeiro apenas para impactos com baixos ângulos de incidência. Por outro lado, há modelos que se aplicam especialmente a materiais dúcteis e que consideram que a remoção de massa que caracteriza a erosão se inicia com uma deformação plástica, seguida de encruamento e remoção do material por cisalhamento localizado em impactos sucessivos [SHEWMON, 1983].

Um mecanismo sugerido para o destacamento final desses fragmentos baseia-se em estudos de compressão dinâmica localizada, situação encontrada em eventos balísticos e em processos de fabricação de alta energia. Na subsuperfície das áreas de impacto ocorrem transformações estruturais, com a possibilidade de formação das chamadas Bandas de Cisalhamento Adiabático (“*Adiabatic Shear Band*” - ASB), que são regiões alongadas e estreitas, com propriedades mecânicas diferentes das do corpo do material [WRIGHT, 2002]. A presença e a coalescência de vazios nessas bandas dariam origem a trincas, ao longo das mesmas, e, conseqüentemente, a fraturas. Esse é um dos mecanismos mais aceitos para explicar a perda de massa.

O comportamento de um material quanto ao desgaste erosivo depende de muitas variáveis, ligadas não só às condições a que ele está submetido, mas também às características dos materiais erodentes e do alvo. Assim, materiais de engenharia, tanto os tradicionais quanto os novos, usados em máquinas, equipamentos e estruturas, têm sido estudados quanto à sua resistência à erosão.

No entanto, embora bastante examinados no que se refere a suas propriedades mecânicas e, principalmente, à sua resistência à corrosão, superior à dos aços inoxidáveis comuns, os aços inoxidáveis bifásicos, ou duplex, têm sido pouco estudados quanto ao seu comportamento à erosão. Tendo em vista o seu crescente uso industrial em estruturas ao ar livre, ou submersas, aços duplex como o UNS S32205 têm sido amplamente comercializados.

Numa tentativa de contribuir para o estudo do comportamento desse tipo de aço, experimentos preliminares de erosão por impacto de partículas foram realizados em várias condições pelo grupo de pesquisa em tribologia no PPG-EM/UERJ [LUCENA e MOLTER, 2014] [SANTOS, 2014], e permitiram detectar, por meio de microscopia eletrônica de varredura, entre diversos aspectos morfológicos, indícios de ocorrência de bandas de cisalhamento adiabático em crateras de erosão. Entretanto, tais experimentos podem ser custosos e demorados. O uso do método de elementos finitos permite modelar a erosão, levando a uma economia de tempo e dinheiro.

Assim, em prosseguimento a esse trabalho, a presente pesquisa teve como objetivo principal a caracterização dessas bandas tanto experimentalmente quanto numa modelagem numérica das condições de sua ocorrência, visando um melhor conhecimento do material neste particular. Nos experimentos, a erosão superficial do material em estudo foi obtida por meio de impactos de partículas de alumina imersas em fluxo de ar. Na modelagem, foram utilizados parâmetros similares aos estabelecidos nos experimentos. Assim, numa superfície plana de um material com características próximas às do aço inoxidável duplex UNS S32205, simulou-se uma erosão obtida por impactos individuais e sucessivos de partículas rígidas, utilizando-se software comercial de elementos finitos. Os resultados da simulação foram então confrontados com resultados experimentais para validação.

O conteúdo desta dissertação é apresentado da seguinte maneira: o Capítulo 1 contém uma Revisão Bibliográfica; no Capítulo 2 descrevem-se os Materiais e Métodos; no Capítulo 3 estão os Resultados e a Discussão; no Capítulo 4 são resumidas as Conclusões desta pesquisa com sugestões para trabalhos futuros; e por fim são listadas as Referências.

1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

1.1 Erosão

A erosão é um fenômeno de desgaste mecânico caracterizado pela perda progressiva de massa que ocorre, em geral, em material sólido, devido à ação de um sólido ou líquido e que se manifesta de várias maneiras. Para cada condição específica, a erosão pode ser classificada em um tipo particular, como por exemplo: erosão por impacto de partículas sólidas em meios gasoso ou líquido; erosão devido à ação de líquidos; erosão-corrosão na presença de meios quimicamente agressivos; erosão-cavitação [ZUM GAHR, 1987].

Sendo um dos modos de deterioração de materiais, a erosão tem consequências econômicas importantes. No geral, a deterioração dos materiais, além de perdas financeiras que vão de 5 a 6 % do PIB nos países desenvolvidos, frequentemente resulta também em danos a pessoas e ao meio ambiente [STACHOVIK, 1993] [NACE, 2002] [JARJOURA, 2010] [BATCHELOR, 2011] [MIT, 2017]. Observa-se, portanto, nos últimos anos, uma significativa motivação econômica para se estudar os processos de erosão.

Diversos trabalhos já foram publicados, e em muito contribuíram para um melhor entendimento do fenômeno, tanto para materiais dúcteis quanto para frágeis [BITTER, 1963] [FINNIE, 1972] [WINTER, 1974] [SUNDARARAJAN, 1997]. Uma importante contribuição para o estudo da erosão foi o desenvolvimento de várias técnicas de microscopia, entre elas a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), a Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) e a Microscopia de Força Atômica (MFA). Isto levou a um melhor estudo das superfícies e subsuperfícies dos materiais sujeitos à erosão, permitindo novas propostas de mecanismos de perda de massa e de modelos que buscam relacionar a taxa de erosão às condições específicas e às propriedades físicas e mecânicas dos materiais [SHEWMON, 1983].

Compreender este fenômeno é importante não apenas para os estudos visando a redução do desgaste em máquinas, equipamentos e estruturas, mas também para aprimorar aplicações construtivas do processo erosivo, a exemplo de processos de fabricação, corte de rochas e limpeza e preparação de superfícies metálicas [HUTCHINGS, 1974].

1.1.1 Erosão de materiais metálicos por impactos de partículas sólidas

A erosão por partículas sólidas é definida como a deterioração do material devido ao impacto de partículas a uma velocidade significativa [ROY, 2006]. Este tipo de erosão é frequentemente observado em uma grande variedade de condições, principalmente nas que envolvem transporte de fluidos com a presença de particulados, como por exemplo, tubulações, bombas e turbinas. A Figura 1 mostra estruturas sujeitas a erosão por impacto de partículas imersas em fluxo de água e em fluxo de ar. Em muitos casos, a erosão é a maior responsável pela falha de um equipamento [HUTCHINGS, 1974].

Figura 1 – Desgaste por erosão por impacto de partículas.



Fonte: [FAUCONNIER, 2017].

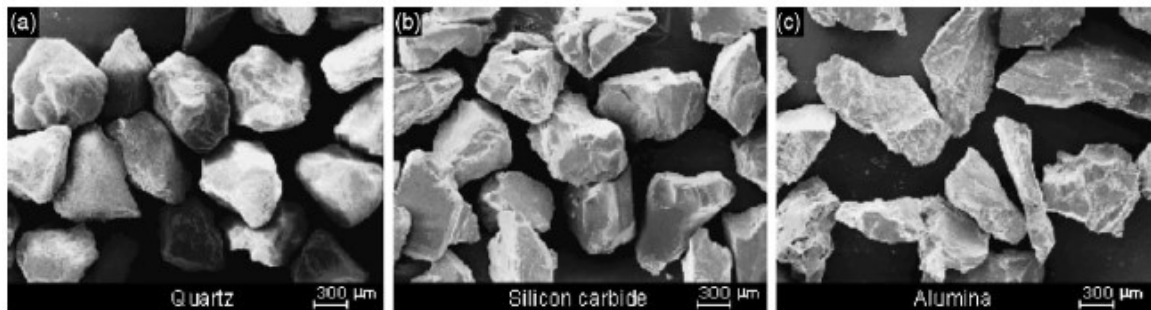
A erosão por impacto de partículas é diferente de outros processos de desgaste, como abrasão ou desgaste por atrito. A diferença está principalmente no fato de que, em condições de erosão, as partículas impactantes são livres para girar e assumir uma configuração condizente com a sua geometria. Em geral, estas partículas são mais duras do que o material-alvo e se chocam com este a velocidades que podem ser de dezenas a centenas de metros por segundo. Em velocidades menores que 20 m/s a erosão se torna insignificante. De um ponto de vista de engenharia, o valor dessa velocidade limite e como aumentá-lo podem ser importantes, embora este aspecto seja pouco estudado [SHEWMON, 1983].

1.1.2 Partículas erosivas

Diversas partículas responsáveis pelo desgaste erosivo foram estudadas até o momento. Estas variam em composição, são pelo menos 1,5 vezes mais duras do que o material erodido, medem entre 5 e 500 μm de diâmetro e sua velocidade de impacto pode atingir até 600 m/s, como em uma turbina a gás [HUTCHINGS, 1974]. Em trabalhos específicos de experimentos de erosão, como o de [OKA, 2005] [DESALE, 2006], [PARSI, 2014], foram comparadas diferentes partículas erodentes, por exemplo, a sílica (SiO_2), carboneto de silício (SiC) e alumina (Al_2O_3), como ilustrado na Figura 2.

As propriedades físicas destas partículas são apresentadas na Tabela 1, onde foram realizadas 15 medidas para o fator de forma. Este foi calculado como $(4\pi A/p^2)$, onde A é a área projetada [pixel²] e p é o perímetro projetado [em pixel]. Como os valores das medidas foram muito variados, o autor considerou um fator de forma modificado dado por: $\sqrt[3]{S_{\min}S_{\max}S_{\text{méd}}}$, onde S_{\min} é a medida de valor mínimo, S_{\max} a medida de valor máximo e $S_{\text{méd}}$ é a média das medidas [DESALE, 2006].

Figura 2 – Imagens por MEV de partículas erodentes.



Legenda: (a) sílica (quartzo), (b) carboneto de silício e (c) alumina.

Fonte: [DESALE, 2006].

Comparando o desgaste promovido por cada uma das partículas consideradas no estudo de [DESALE, 2006], sob as mesmas condições de ensaio, o maior é o provocado pela alumina, o que foi atribuído à sua maior densidade e dureza, e menor fator de forma.

Tabela 1 – Propriedades físicas de partículas erodentes.

Tipo	Dureza [HV]	Densidade [kg/m³]	Fator de forma modificado	Formato
Quartzo	1.100	2.650	0,7007	Bloco
Alumina	1.800	3.940	0,3425	Angular
Carbeto de silício	2.500	3.220	0,4425	Angular

Fonte: [DESALE, 2006].

1.1.3 Taxas de erosão

A taxa de erosão (E_r), geralmente expressa de forma adimensional, é a razão entre a perda de massa do material-alvo, e a massa total de partículas erodentes que atingem a superfície, para o mesmo período de tempo [HUTCHINGS, 1974]. Ela é medida por meio de ensaios padronizados de erosão ou calculada utilizando-se modelos matemáticos. Por simplicidade, a taxa de erosão pode ser expressa numa forma geral como se segue [SHEWMON, 1983]:

$$E_r = \frac{V_d \rho_t}{SR^3 N_c \rho_p} \quad (1)$$

Onde: V_d é o volume removido, N_c é número de impactos; ρ_t é a densidade do material-alvo; R é o raio da partícula incidente; ρ_p é a densidade da partícula; S é um fator de forma da partícula.

Geralmente, o fator de forma é a razão entre a área superficial ou o volume de uma partícula e uma dimensão linear medida de modo padronizado (exemplo, distância média entre pares de retas paralelas tangentes ao contorno projetado da partícula) [CIMM, 2017].

O objetivo dos tratamentos teóricos da erosão é prever a taxa de erosão quando as variáveis envolvidas são conhecidas. Idealmente, a teoria deveria ser capaz também de prever a resistência à erosão de diferentes metais [HUTCHINGS, 1974].

A erosão é um fenômeno complexo, mesmo a temperatura ambiente, que leva a diferentes interpretações, uma vez que é influenciado por um grande número de variáveis, como apresentado a seguir.

1.1.4 Parâmetros que influenciam o processo de erosão

As diversas variáveis que podem influenciar na energia de impacto e, conseqüentemente, na taxa de erosão, foram classificadas em grupos [FINNIE, 1995] [SHEWMON, 1983], a saber:

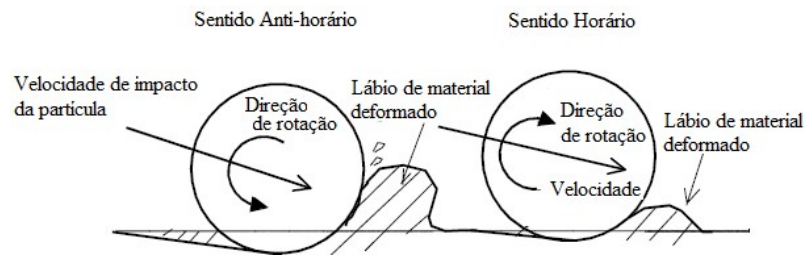
- **Variáveis relativas ao impacto:** velocidade da partícula, ângulo de incidência [α] e fluxo (concentração de partículas e escoamento do fluido).
- **Variáveis relativas à partícula erosiva:** forma, tamanho, dureza, densidade, friabilidade e rotação.
- **Variáveis relativas ao material:** dureza, microestrutura, módulo de tenacidade, temperatura.

Um modelo de erosão deveria explicar as seguintes observações gerais, feitas por diversos pesquisadores, e que são expressas em termos da taxa de erosão, E_r :

- (a) E_r varia com a (velocidade da partícula)ⁿ onde o valor médio de n é 2,4 [SHEWMON, 1983].
- (b) A taxa máxima de erosão se dá com um ângulo de impacto de 15° a 30° para metais dúcteis e de 60° a 90° para aços endurecidos. Este ângulo de impacto é definido pelo ângulo formado entre o vetor velocidade e a superfície plana do material-alvo [SHEWMON, 1983].
- (c) Partículas conduzidas em fluidos, em altas velocidades, interferem entre si (choque entre as partículas) e a taxa de erosão decresce. Esse período de interferência é de curta duração, e depois a erosão segue uma relação linear [WOOD, 1964] [KLEIS, 1969].
- (d) Partículas sólidas mais anguladas, por possuírem mais arestas de corte, favorecem maiores penetrações e maior capacidade de remover material [HUTCHINGS, 1992] [HAMBLIN E STACHOWIAK, 1995] [DESALE, 2006], sendo o ângulo de impacto, no qual ocorre a taxa máxima de erosão, relativamente menor [FINNIE, 1960] [RAASK, 1969].

- (e) Em geral, quanto maior o tamanho da partícula, maior a taxa de erosão, mas existe um valor limite a partir do qual a taxa de erosão se torna independente do tamanho da partícula [GOODWIN, 1969].
- (f) Para uma dada liga metálica, E_r não varia com aumentos significativos de dureza obtidos por tratamentos térmicos ou trabalho a frio (encruamento). Isto se deve, em parte, ao decréscimo da ductilidade simultaneamente com o aumento da resistência, com a liga mostrando, eventualmente, um comportamento frágil [SUNDARARAJAN, 1995].
- (g) Em qualquer processo de erosão, se a dureza da partícula for pelo menos 1,5 vezes maior do que a do material-alvo, E_r se torna independente da dureza da partícula. Por outro lado, E_r decai notavelmente quando a dureza da partícula se torna comparável à dureza do material-alvo [ROY & SUNDARARAJAN, 1993] [LEVY, 1995].
- (h) No que se refere a densidade, mantidas constantes todas as outras variáveis, em geral, quanto maior seu valor, maior a taxa de erosão [HUTCHINGS, 1979].
- (i) No caso de aços, os mais tenazes (microestrutura esferoidizada, por exemplo) são mais resistentes à erosão do que aços menos tenazes (microestrutura perlítica, por exemplo) ou com alguma fragilidade, como os de estrutura martensítica [McCABE, 1985].
- (j) [DENG, 2004] relatou a influência do sentido de rotação da partícula erodente no volume do lábio formado. Um impacto com rotação no sentido anti-horário teria um efeito de arrancamento, um menor efeito de compressão e seria mais eficiente na remoção do material. Já um impacto com a partícula girando no sentido horário sugere um efeito de escavação no material-alvo, com maior efeito de compressão e menor efeito erosivo, conforme Figura 3.

Figura 3 – Diagrama ilustrando contato de uma partícula esférica com a superfície de um material dúctil.



Fonte: [DENG, 2004].

1.1.5 Erosão de materiais metálicos dúcteis

Como visto acima, algumas das variáveis que influem no processo erosivo são relativas às características do material que sofre o desgaste. Deve-se levar em conta sua estrutura cristalina, propriedades mecânicas como a dureza e o módulo de tenacidade, e a temperatura. De um modo geral, a combinação desses fatores pode levar o material a se comportar de modo dúctil ou frágil quando submetido às condições de serviço. Desde os primeiros estudos sobre erosão esta questão foi colocada e os modelos propostos para explicar o fenômeno da erosão diferenciaram-se desde logo em cada caso.

Devido à sua importância para a engenharia, os materiais metálicos dúcteis têm merecido especial atenção dos pesquisadores quanto à sua resistência ao desgaste por erosão em geral e especialmente por erosão por impacto de partículas. Entre esses materiais estão os aços, tanto os aços carbono quanto os diversos aços-liga [McCABE, 1985] [CLARK, 1991] [LINS, 2005] [SILVA, 2008] [OWOLABI, 2013].

Os aços inoxidáveis, pela própria natureza dos seus objetivos, têm sido amplamente estudados quanto à sua resistência à corrosão. No caso de outros tipos de deterioração, como a erosão, a atenção tem sido mais voltada para erosão-corrosão, tendo em vista a sinergia entre os dois fenômenos. Assim, são relativamente poucas as pesquisas sobre desgaste puramente erosivo neste material, sem a presença de corrosão, embora em muitas aplicações ela ocorra ou possa vir a ocorrer [DIVAKAR, 2005] [LO, 2009]. O mesmo se aplica aos novos tipos de aços inoxidáveis, os aços bifásicos ou duplex, que vêm tendo grande aceitação para aplicações em vários tipos de equipamentos e estruturas de engenharia [CHARLES, 2007] [GIRÃO, 2008] [TAVARES, 2012] [YOGANANDH, 2015].

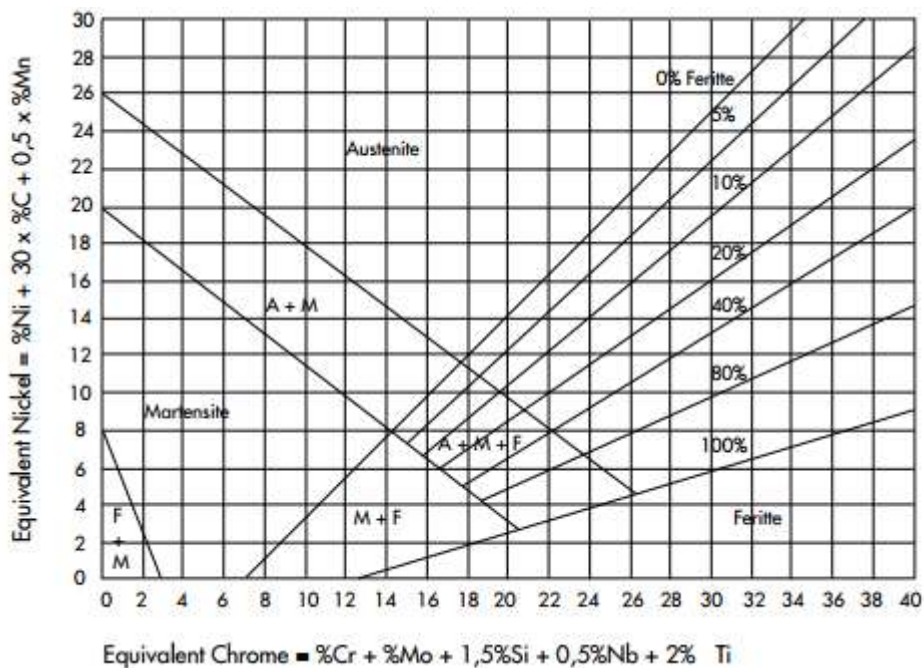
Os aços inoxidáveis tradicionais caracterizam-se, fundamentalmente, por resistirem à corrosão atmosférica, embora possam igualmente resistir à corrosão em outros meios mais

agressivos. São ligas de Ferro-Cromo ($\text{Cr} > 10,5\%$) com quantidades significativas de outros elementos de liga. Dependendo da fase dominante na sua microestrutura, eles são classificados como martensíticos, ferríticos e austeníticos. A resistência à corrosão desses materiais é atribuída à formação de um filme fino, transparente, estável e aderente (filme passivo) na sua superfície; propriedade conferida pelo Cromo, e que protege o material de subsequentes ataques corrosivos [CHIAVERINI, 1998] [ABINOX, 2017].

No caso dos aços inoxidáveis em geral, os elementos mais importantes podem ser classificados como “ferritizadores” ou “alfagênicos” (cromo, silício, molibdênio, tungstênio, titânio e nióbio), que favorecem a formação de ferrita e “austenitizadores” ou gamagênicos” (carbono, níquel, manganês, nitrogênio e cobre), no caso da austenita.

O diagrama de Schaeffler (Gráfico 1) permite visualizar a região correspondente a cada microestrutura dos aços inoxidáveis a partir da composição química expressa em termos de cromo equivalente e de níquel equivalente [DECAPO, 2017]. Para se chegar a uma estrutura com cerca de 50% de cada uma dessas fases, deve-se promover um balanço específico entre os elementos e a taxas de resfriamento apropriadas. Como exemplo, o conteúdo de níquel dos aços duplex é geralmente mais baixo do que o dos austeníticos. Na Tabela 2 são apresentadas algumas composições típicas de aços duplex.

Gráfico 1 – Diagrama de Schaeffler.



Fonte: [DECAPO, 2017].

Tabela 2 – Composições químicas (% em massa) de aços inoxidável duplex

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

Fonte: [BSSA, 2014].

Em alguns tipos mais recentes, Nitrogênio e Manganês são usados simultaneamente para reduzir as adições de Níquel, o que colabora para estabilizar o preço deste aço.

Os aços duplex foram desenvolvidos nos anos 1930, mas somente a partir dos anos 60 passaram a ter uma produção significativa, substituindo outros aços inoxidáveis, principalmente os austeníticos, em diversas aplicações. São muito utilizados nas seguintes aplicações: tubulações, bombas, tanques de produtos químicos, trocadores de calor, estruturas externas e submersas [INTERCORR, 2016], e estão, portanto, sujeitos à erosão por impacto de partículas. Apresentam uma microestrutura bifásica constituída de ferrita e austenita, em frações volumétricas aproximadamente iguais, combinando as características daquelas duas fases. Desse modo, apresentam maior resistência à corrosão sob tensão, boa soldabilidade, especialmente em seções mais espessas, mantendo, ou mesmo melhorando, as características de resistência mecânica, do módulo de tenacidade, ductilidade [INTERCORR, 2016] [UniFEI, 2016]. Na prática, os aços duplex comerciais apresentam frações de ferrita variando entre 35% e 60%. As tensões de escoamento dos aços duplex situam-se em torno de 550 MPa e o limite de resistência em torno de 750 MPa.

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*”), número equivalente de resistência à pites, para se estabelecer uma classificação entre os diversos tipos de aços inoxidáveis. A expressão desse índice, baseado nos teores de Cr, Mo e N, é:

$$\text{PREN} = (\%Cr) + 3,3(\%Mo) + 16(\%N) \quad (2)$$

O valor médio do PREN dos aços duplex (≈ 35) é superior ao dos aços inoxidáveis comuns (≈ 22) [BSSA, 2014].

Os aços inoxidáveis duplex apresentam também algumas limitações, que por vezes dificultam sua aplicação. A vantagem de terem uma boa resistência mecânica torna-se automaticamente uma desvantagem quando se consideram a formabilidade e a usinabilidade. A metalurgia dos aços duplex é mais complexa que a dos aços inoxidáveis tradicionais, entretanto eles apresentam custos de produção menores, pois os teores de níquel são relativamente mais baixos em relação aos dos aços austeníticos [INFOMET, 2016]. Apresentam, ainda, em suas estruturas algumas fases deletérias (prejudiciais), especialmente se não forem tratados termicamente de maneira adequada. As duas fases mais importantes são a sigma e a alfa linha. A fase sigma tem maior probabilidade de ocorrer quando o resfriamento durante a fabricação, em tratamentos térmicos, ou na soldagem, não é suficientemente rápido. A fase alfa linha provoca uma fragilização, em geral a 475°C, o que limita a temperatura máxima de serviço do material. Os aços duplex apresentam restrições para trabalhar em baixas temperaturas, quando comparados aos austeníticos, mas uma nova família de aços, os superduplex, são menos sensíveis a este problema. Em geral, os aços duplex têm uma temperatura de transição dúctil-frágil na faixa de - 50 a - 80°C, sendo que as normas para aplicações *offshore* em petróleo e gás especificam pelo menos 46°C negativos [BSSA, 2014] [PENN, 2014] [SIERUIN, 2006].

Entre os tipos de aço inoxidável duplex mais utilizados atualmente está o UNS S32205, cujo desenvolvimento, fabricação e comercialização já atingiram níveis suficientes para que seu uso esteja disseminado, especialmente em forma de chapas estruturais. Mesmo assim, a exemplo dos outros tipos já citados, este material tem sido pouco estudado quanto ao seu comportamento à erosão, embora esteja sujeito ao fenômeno em muitas de suas variadas aplicações em diversos setores industriais [AJITH, 2014] [SANTOS, 2014][YOGANANDH, 2015] [JEBARAJ, 2017][ASSDA, 2017].

Como parte dos esforços para se conhecer o comportamento ao ataque erosivo, deste e de outros tipos de aços duplex, simulações computacionais vêm sendo feitas, a exemplo de outros materiais. Isto proporciona uma economia em relação a trabalhos exclusivamente experimentais, sem perda da capacidade de se prever o comportamento do material.

Para isto, é importante se conhecer os modelos e os mecanismos básicos da erosão por partículas sólidas. Estes mecanismos buscam explicar de que forma ocorre a perda de massa que caracteriza a erosão.

1.1.6 Modelos de erosão por partículas sólidas

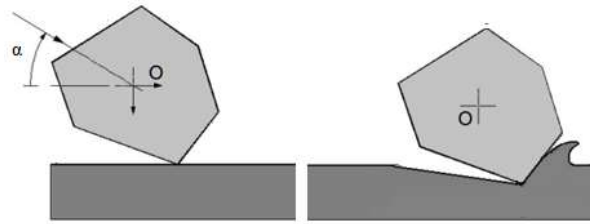
A erosão depende de condições específicas e, para cada condição, se manifesta um possível mecanismo que dita o modo como o material é removido. O primeiro estágio na formulação de qualquer teoria de erosão é identificar claramente o processo físico importante envolvido [HUTCHINGS, 1974]. A seguir são apresentados alguns modelos que foram propostos para explicar o fenômeno [SHEWMON, 1983] [MENG, 1995].

(a) Mecanismo de erosão por fadiga: foi proposto utilizando teorias de fadiga de baixo ciclo. Para um ângulo de impacto de 90° , [HUTCHINGS, 1981] desenvolveu modelos assumindo que um elemento de volume seria perdido quando ele acumulasse uma deformação crítica, por impactos sucessivos. Este modelo, entretanto, não trata do modo pelo qual o material é perdido e ignora o cisalhamento intenso transmitido para a região abaixo da superfície pela componente horizontal, em impactos oblíquos.

(b) Modelo de delaminação: neste modelo considera-se um mecanismo de formação de vazios logo abaixo da superfície de impacto, preferencialmente junto a inclusões. Estes vazios originariam microtrincas na subsuperfície do material, em profundidades que aumentam com a velocidade de impacto. Entretanto, este modelo busca explicar apenas as observações sobre a influência do ângulo de impacto na taxa de erosão [SUH, 1977] [JAHANMIR, 1980].

(c) Mecanismo de erosão por corte: este modelo foi proposto por [BITTER, 1963] e [FINNIE, 1972], assumindo uma analogia entre o impacto de uma partícula e a ação de corte em um processo de usinagem, como mostrado na Figura 4. O modelo considera uma partícula angular, sólida e rígida, colidindo com uma superfície dúctil e causando deformação plástica. Adicionalmente, é considerado que a largura do corte na superfície possui dimensões maiores do que a profundidade. Experimentos com uma única partícula realizados por [HUTCHINGS, 1979], revelaram que, mesmo com partículas angulares, o mecanismo de usinagem clássico (removendo material da superfície do alvo sob a forma de cavaco) aplica-se apenas raramente, em casos de ângulos de incidência muito rasos. O modelo previa, também, que não haveria perda de material no caso de ângulos de impacto elevados, mas resultados experimentais mostraram que a erosão continuava, embora as taxas de erosão fossem 4 vezes menores que a taxa máxima, quando a 90° . Portanto, a analogia proposta por este modelo não se mostrou inteiramente válida.

Figura 4 – Modelo de corte.

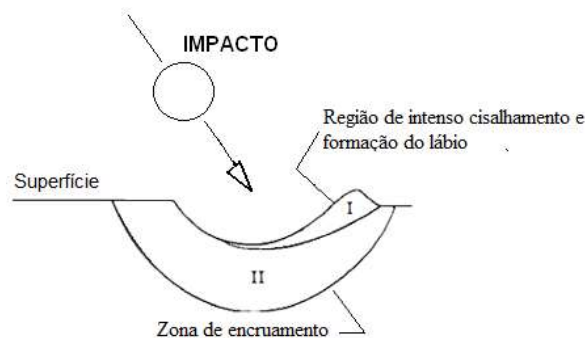


Fonte: Adaptado por [COSEGLIO, 2013].

(d) **Mecanismo de erosão por 'localização'**: para materiais dúcteis, este é um modelo bem aceito atualmente, uma vez que explica as observações feitas em 1.1.4. Este modelo prevê que impactos sucessivos, no mesmo local, por partículas duras, podem produzir um encruamento do material no fundo de crateras formadas, levando também à formação de bordas, ou “lábios” nas laterais das crateras ou na direção do movimento da partícula. Forças de atrito entre a superfície e uma partícula deslizando sobre ela provavelmente possuem um papel importante na formação desses lábios [HUTCHINGS, 1974].

A Figura 5 mostra uma representação esquemática das zonas de deformação, para o caso de impactos oblíquos. Ao final, a remoção desses lábios caracterizaria a perda de massa e se dá por transformações estruturais que ocorrem com a formação de bandas de cisalhamento adiabático (“*Adiabatic Shear Band*” – ASB), provavelmente entre as regiões I e II da Figura 5. A presença e a coalescência de vazios nessas bandas dariam origem a trincas ao longo das mesmas, reduzindo a área resistente e favorecendo o cisalhamento localizado [SUNDARARAJAN, 1983]. Este mecanismo é também denominado de “*deformação por cisalhamento localizado*” [SHEWMON, 1983].

Figura 5 – Desenho esquemático de uma seção transversal que apresenta cratera gerada por impacto oblíquo de partículas.



Fonte: [SHEWMON, 1983].

A interface I/II corresponde à região de intenso cisalhamento e experimenta um aumento significativo de temperatura durante a deformação. O volume do lábio corresponde a uma fração do volume total cisalhado. A deformação plástica da região II é pequena e comparável à experimentada em ensaios de dureza, além da deformação ocorrer com poucos graus de liberdade. A maior parte do volume da cratera é gerada na região II ao invés de próximo a superfície da região cisalhada [SHEWMON, 1983].

Experimentos de impacto com uma única partícula mostraram-se eficientes na caracterização do formato das crateras, assim como no uso de partículas maiores (3 a 10 mm) ao invés de menores como 90 μm , por exemplo. O uso dessas partículas maiores permitiu que exames metalográficos da região do dano fossem realizados em crateras de impactos individuais. A similaridade dos danos reforçou a reprodutibilidade do efeito. Apesar de, no detalhe, duas crateras não serem idênticas quanto a profundidade da cratera e lábio formado, qualitativamente suas imagens podem ser similares [HUTCHINGS, 1974].

O estudo de mecanismos de perda de massa não tem merecido tanta atenção, especialmente no caso do papel das ASBs, consideradas precursoras de trincas de materiais sujeitos a compressão dinâmica, na erosão de metais dúcteis por impacto de partículas duras.

Um melhor entendimento sobre as bandas de cisalhamento pode ser obtido recorrendo-se ao estudo do comportamento dinâmico dos materiais.

1.2 Bandas de cisalhamento

1.2.1 Comportamento dinâmico dos materiais

Os processos que ocorrem quando corpos são submetidos a variações bruscas de cargas podem diferir significativamente daqueles que ocorrem em condições estáticas ou quase estáticas (taxa de deformação da ordem de 10^{-4} s^{-1}). Isto porque, para materiais sensíveis à taxa de deformação, há modificações nos valores medidos das propriedades mecânicas de acordo com o aumento da taxa de deformação ($> 10^3 \text{ s}^{-1}$, por exemplo, sendo as deformações plásticas significativas). Portanto, seu comportamento não pode ser avaliado somente pela curva tensão-deformação convencional do material.

De modo a analisar a influência da taxa de deformação no comportamento do material, e descrever de forma satisfatória o comportamento macro e microscópico da fratura em

materiais metálicos, várias equações constitutivas foram propostas, utilizando observações experimentais. Estes modelos levam em consideração a degradação progressiva do material e são baseados no pressuposto de que o dano interno se inicia a partir de micro trincas e pode ser representado de forma satisfatória por uma ou mais variáveis internas associadas [LUCIVAL, 2011].

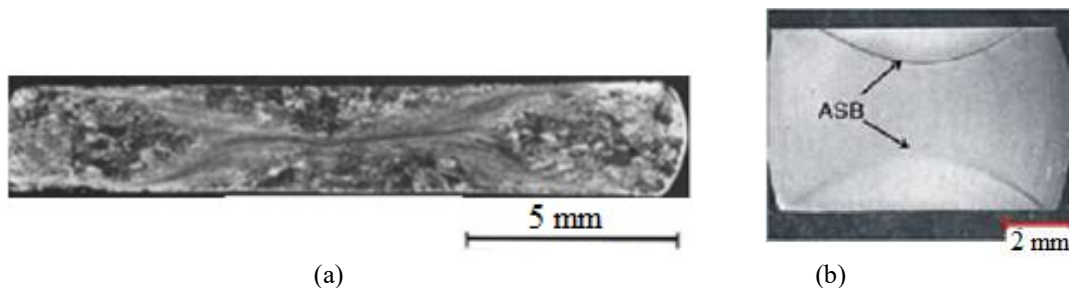
Tanto em aplicações civis (processos de fabricação, como forjamento por impacto, prensagem angular e usinagem de alta velocidade, por exemplo) quanto militares (balística e blindagens), a compreensão da resposta dinâmica dos materiais é importante, pois auxilia na prevenção de falhas de materiais em serviço [MEYERS, 1994] [ALVES e MEGGIOLARO, 2009].

Para aplicações em que um componente mecânico será usado repetitivamente e pode experimentar carregamentos cíclicos, é importante que falhas localizadas não sejam introduzidas nem durante o seu uso em serviço nem tampouco durante sua fabricação. Todavia, alguns materiais quando submetidos à compressão a elevadas taxas estão sujeitos a formação de zonas estreitas e alongadas na sua estrutura cristalina, que são tidas como precursoras de trincas. Para esses casos, seria desejável entender as condições que produzem as bandas de cisalhamento, pois desta forma elas poderiam ser evitadas quando não desejadas.

1.2.2 Bandas de cisalhamento adiabático

Bandas de Cisalhamento Adiabático (ASB) são zonas estreitas e alongadas e são mostradas na Figura 6. Apresentam uma estrutura diferenciada daquela existente previamente, ver Figura 7, e são tidas como precursoras de trincas.

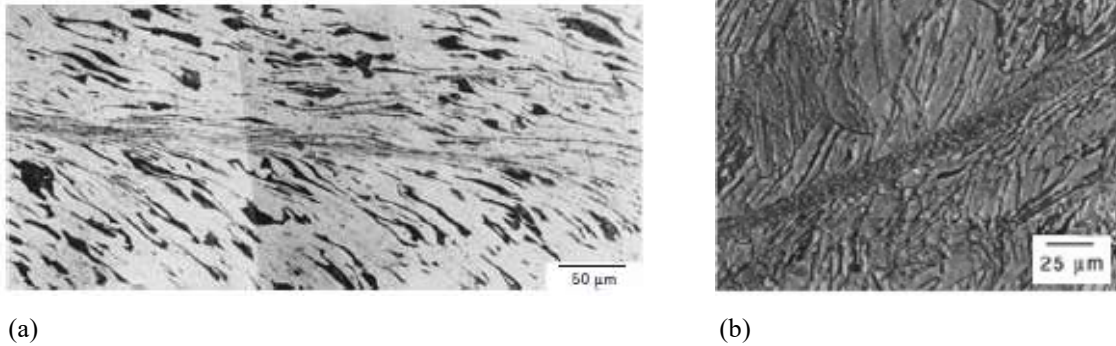
Figura 6 – Bandas de cisalhamento em cilindros submetidos a compressão dinâmica.



Legenda: (a) Seção transversal de um cilindro de Ti-624Si, a 843°C, submetido a compressão dinâmica.

Fonte: [MEYERS, 1994]; (b) Seção transversal de uma amostra de aço sujeita a impacto por uma placa [ODESHI, 2005].

Figura 7 – Exemplos de ASB.



Legenda: (a) ASB mostrando a transição de um cisalhamento mais intenso para uma deformação mais difusa em um aço AISI 1020. (b) ASB numa liga de Ti. Após a formação da banda, o material parece recristalizado.

Fonte: [WRIGHT, 2002].

A formação de uma ASB é um fenômeno complexo, que ainda merece estudo, e depende de vários parâmetros do material, incluindo características microestruturais, como tamanho, forma, orientação dos grãos, sensibilidade à taxa de deformação, condutividade térmica e fração de partículas de segunda fase, por exemplo [LINS, 2005]. Ao longo de estudos subsequentes, foram consideradas a taxa de encruamento e a condução de calor da banda para o material adjacente [MEYERS, 1994].

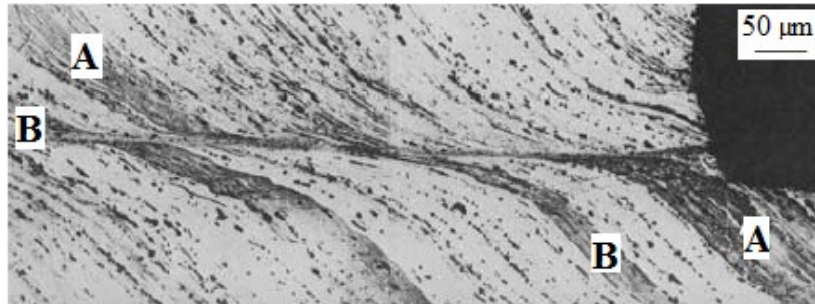
Durante uma deformação plástica a elevadas taxas de deformação há um aquecimento. Neste processo, considerado adiabático devido à rapidez envolvida, não há tempo suficiente para a dissipação do calor para as vizinhanças da região deformada. À medida que a deformação plástica prossegue, ocorre um encruamento do material e, simultaneamente, ocorre um amolecimento que depende da temperatura local. Os dois efeitos competem entre si e o amolecimento pode prevalecer sobre o mecanismo de endurecimento por deformação plástica. Então, se a deformação prosseguir por um tempo, ao final o material vai ficando mais macio, deformando-se facilmente por cisalhamento [WRIGHT, 2002].

No estágio final, grande parte do cisalhamento ficaria confinado essencialmente na própria banda, e os materiais em ambos os lados da banda simplesmente transladariam um em relação ao outro como corpos rígidos. À medida que estas condições de instabilidade se desenvolvem, uma estrutura pós-deformação se desenvolveria, e uma banda de cisalhamento tomaria forma [MEYERS, 2014].

Embora a presença da banda de cisalhamento separe a estrutura do material em lados opostos, o mesmo retém a continuidade física, conforme sugere a Figura 8. Nela, observa-se a deformação plástica intensa, em uma liga de alumínio, provocada por compressão dinâmica, evidenciada pelo deslocamento relativo de grãos do material, que aparecem com colorações

claras e escuras. Uma comparação entre as posições relativas das zonas escuras em ambos os lados da banda, indicadas pelas letras A e B, sugerem que o deslocamento relativo é de cerca de 20 a 30 vezes a espessura aparente da banda.

Figura 8 – ASB numa liga Al 2014-T6, formado na quina de uma cratera de impacto balístico.



Fonte: [WRIGHT, 2002].

A descrição qualitativa acima leva em consideração os padrões gerais dominantes, observados em bandas de cisalhamento. De uma forma geral, essas bandas seriam geradas, principalmente, pelo deslizamento de planos em regiões de máxima tensão macroscópica de cisalhamento e em planos em que a deformação ocorre mais facilmente [LINS & VECCHIO, 2009]. O comportamento dinâmico dos materiais pode ser estudado por meio da realização de teste de compressão dinâmica de Hopkinson [ASM, 1985].

Vários metais e ligas, além de cerâmicas e polímeros, exibem bandas de cisalhamento. Mas as condições sob as quais elas ocorrem para cada material, sua microestrutura e sua aparência, variam muito [WRIGHT, 2002]. Estudos experimentais, assim como estudos metalúrgicos, comprovam que sua presença altera significativamente o comportamento subsequente e o desempenho do material em questão [WRIGHT, 2002]. Entretanto, poucos se basearam em observações durante a deformação; praticamente todos se deram após o processo de formação da banda de cisalhamento estar finalizado [MARCHAND & DUFFY, 1988].

O processo de fratura ao longo da ASB seria governado pelo acúmulo e propagação de danos [LINS & VECCHIO, 2009]. O fato das fraturas se darem ao longo das ASBs poderia explicar tanto a quebra de cavacos em usinagens, quanto a remoção de material que caracteriza processos erosivos por impacto de partículas, após deformação plástica e encruamento [THIMOTHY e HUTCHINGS, 1985] [ZHANG, 1998].

1.2.3 Aspectos metalúrgicos

Como visto anteriormente, ao longo das bandas de cisalhamento são observadas grandes deformações por cisalhamento e um aumento da temperatura local. Uma vez que, para a grande maioria dos metais e ligas, existe um limite de estabilidade de fase, o material poderia, eventualmente, apresentar mudança de fase na banda, e essa fase poderia ser retida em temperatura ambiente, uma vez que o material no interior da banda é rapidamente resfriado pelo material adjacente, assim que a deformação plástica cessa [MEYERS, 1994].

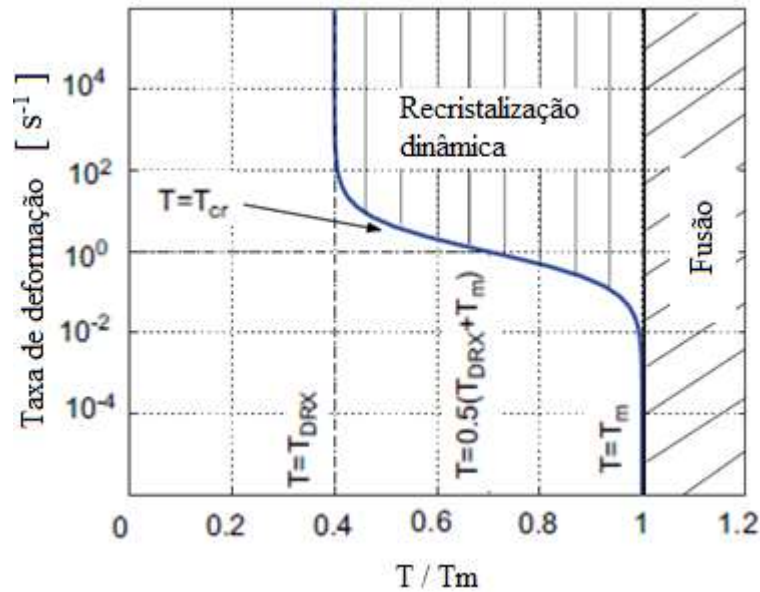
A elevação local da temperatura poderia disparar processos de recristalização e transformação de fases, por exemplo, no interior da banda [LINS & VECCHIO, 2009]. Se as forças motrizes que levaram a formação da banda cessarem, o cisalhamento e a geração de calor na banda também devem cessar, e a condução de calor causa uma queda abrupta na temperatura de pico na banda [WRIGHT, 2002]. Tais deformações resultantes, em geral severas, ficam localizadas nas ASBs, cujos grãos são menores que os do material adjacente, como se tivessem sofrido uma recristalização dinâmica [OWOLABI, 2013].

O mecanismo que promoveria recristalização em ASBs ainda não está claro. Desta forma, se fazem necessários mais estudos experimentais, envolvendo diferentes condições de carregamento, aliados a uma investigação microestrutural detalhada [LINS, 2005] [PEIRS & TERRY, 2013].

A recristalização dinâmica ocorre em elevadas temperaturas e depende da taxa de deformação. A curva característica (tensão) x (deformação) de um material que se recristaliza dinamicamente, apresenta um pico de tensão, a qual com o aumento da deformação, diminui para um valor intermediário entre a de início de escoamento plástico e a de pico [SOUZA, 2010]. Neste trabalho, esse comportamento foi referido como instabilidade no gráfico (tensão) x (deformação).

A Figura 9 mostra a relação entre a taxa de deformação (variação da deformação com o tempo) e a temperatura homóloga (razão entre a temperatura local e a de fusão do material), definindo uma região para ocorrência da recristalização dinâmica do material, que é entendida como uma das condições necessárias para ocorrência da banda [MEDYANIK, 2007]. A menor temperatura de recristalização dinâmica (T_{DRX}) para taxas maiores que 10^2 corresponde a $0,4 T_m$ do material.

Figura 9 – Gráfico taxa de deformação x temperatura homóloga (T/T_m).



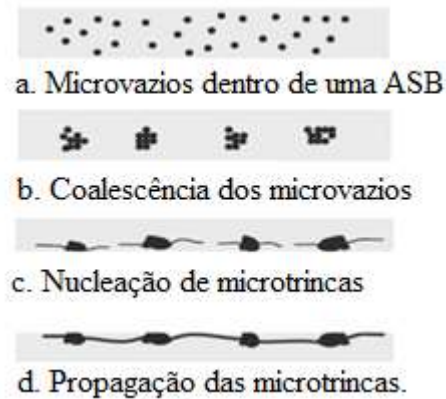
Fonte: [MEDYANIK, 2007].

A dureza no interior da banda de cisalhamento, em relação às áreas adjacentes, depende de cada material. A importância da dureza vem do fato de que essas bandas, quando apresentam estruturas com maior dureza, podem ser agentes de fragilização na microestrutura, promovendo caminhos favoráveis para a propagação de trincas até a fratura.

1.2.4 Formação de trincas na ASB

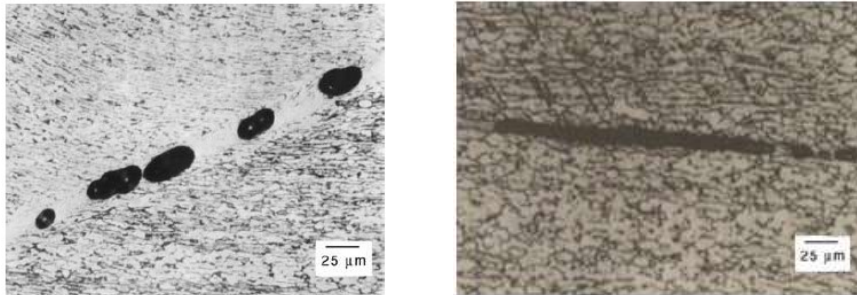
Os materiais metálicos contêm várias heterogeneidades estruturais, tais como discordâncias, segundas fases, partículas dispersas, lacunas, etc. Portanto, defeitos pré-existent na região da banda e tensões de tração, eventualmente geradas dentro dela, poderiam produzir micro vazios que coalesceriam para formar vazios elípticos alongados. Esses vazios, com diâmetros próximos da espessura da banda, se conectariam, formando trincas, o que reduziria a capacidade do material de resistir às tensões impostas e facilitaria o mecanismo de cisalhamento localizado, levando à fratura, conforme o modelo da Figura 10 [OWOLABI, 2013] e resultados experimentais ilustrados na Figura 11 [WRIGHT, 2002] e na Figura 12 [LINS&VECCHIO, 2009].

Figura 10 – Modelo microestrutural de iniciação e propagação de trinca dentro de uma banda de cisalhamento num aço AISI 4340.



Fonte: [OWOLABI, 2013].

Figura 11 – Vazios em ABSs.



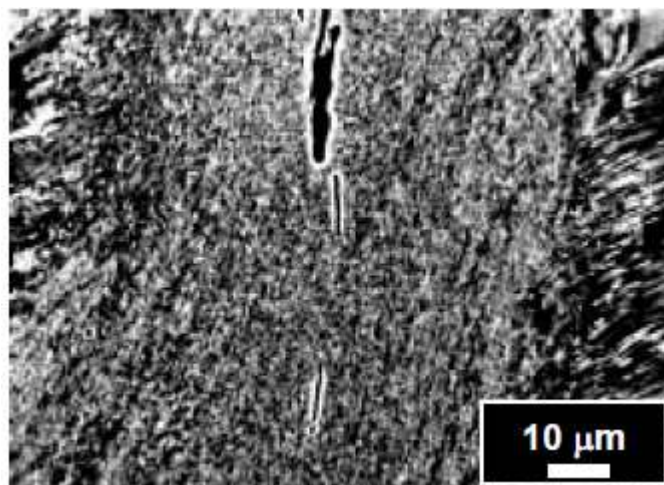
(a)

(b)

Legenda: (a) vazios formados na banda de cisalhamento; (b) trincas se formando ao longo da banda de cisalhamento devido à tensão de tração, numa liga Ti-6Al-4V.

Fonte: [MEYERS, 1994].

Figura 12 – Micrografia da banda de cisalhamento adiabático induzida num aço IF (“interstitial free”).



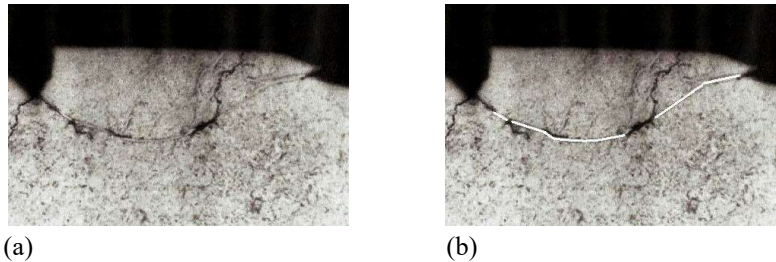
Legenda: Micrografia por MEV, no modo de elétrons retroespalhados, 20 kV.

Fonte: [LINS & VECCHIO, 2009].

Nesse contexto, tais bandas seriam locais preferenciais para a nucleação, crescimento e coalescimento de danos, que, por consequência, poderiam causar a falha catastrófica de um metal dúctil [LINS & VECCHIO, 2009].

A ocorrência de ASB na erosão por impacto de partículas, de um modo geral, pode ser observada em imagens de aspectos subsuperficiais, em seções transversais de corpos de prova. Como em imagens de microscopia óptica da Figura 13 (a) e (b).

Figura 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.

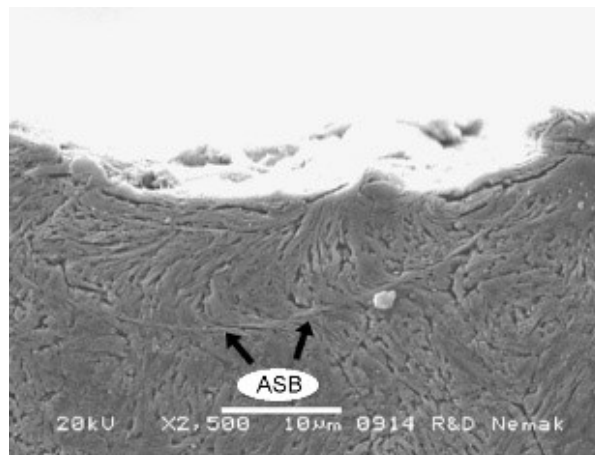


Legenda: Em (a) o fragmento está prestes a se destacar da superfície, por fratura ao longo de uma ASB, ressaltada em cor branca em (b).

Fonte: [SHEWMON, 1983].

Do mesmo modo que na microscopia óptica, imagens de MEV também evidenciaram as ASBs, como se observa no exemplo da Figura 14.

Figura 14 – Evidências de ASB.



Legenda: Micrografia por MEV, seção transversal de uma amostra de aço erodida por impactos a 90° por partículas.

Fonte: [RODRIGUEZ, 2007].

Além dos experimentos e estudos nas áreas de mecânica e metalurgia, temas como as condições de ocorrência de ASBs têm sido objetos de simulações computacionais.

1.3 Análise numérica

Muitos fenômenos físicos em engenharia são descritos em termos de equações diferenciais. Em geral, é praticamente impossível resolver estas equações, por métodos analíticos clássicos, para objetos de formas arbitrárias [JACOB, 2007]. Uma saída para o problema é a realização de simulações numéricas, que consistem de expressões matemáticas num modelo computacional que buscam reproduzir os parâmetros físicos do fenômeno.

De um modo geral, simulações computacionais são amplamente utilizadas nas empresas e universidades, para executar análises estruturais e investigar fenômenos ainda não bem compreendidos. E ainda porque, para muitos fenômenos investigados, o estudo experimental seria mais custoso em termos de recursos e tempo. Outra vantagem é a possibilidade de alterar parâmetros da análise, como geometria e/ou espessura, sem a utilização de ensaios dispendiosos [ADAMS, 2003].

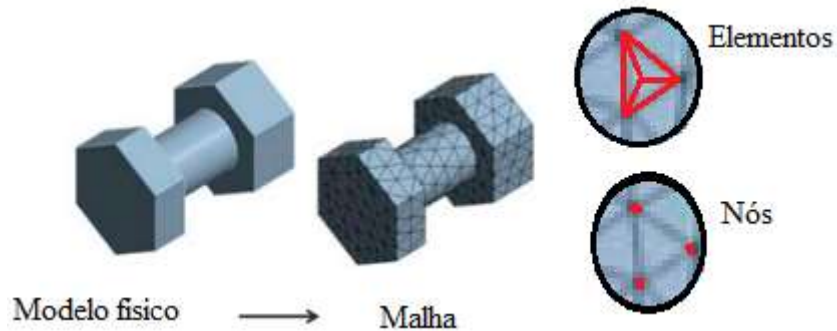
1.3.1 Método dos elementos finitos e o *software* Abaqus

O método dos elementos finitos (“*Finite Element Method*” - MEF) propõe que um número indefinido de variáveis desconhecidas seja substituído por um número limitado de elementos de comportamento bem definido [ESSS, 2016]. O MEF teve seu desenvolvimento facilitado pela disseminação do uso de computadores nos centros de pesquisa, já que envolve uma grande quantidade de cálculos [WIDAS, 1987].

O MEF baseado no método dos deslocamentos consiste em subdividir a geometria do corpo em estudo em um número finito de pequenas partes, denominadas de “elementos”. O comportamento dos elementos é definido por um número também finito de parâmetros, que são associados a cada tipo. Estes passam a representar um domínio contínuo, permitindo que se resolva um problema complexo, subdividindo-o em problemas mais simples. Os elementos são definidos no espaço por meio de seus nós, que são pontos de união entre dois ou mais elementos adjacentes. Ao conjunto de elementos e nós dá-se o nome de “malha”, ver Figura 15 [ESSS, 2016]. A precisão do MEF depende da quantidade de nós, do tipo dos elementos, do tamanho da malha e de sua localização. À medida que a densidade de malha aumenta, os resultados da análise convergem para uma solução exata, mas o tempo de processamento aumenta [ABAQUS USER, 2014]. Recomenda-se realizar uma análise de

sensibilidade da malha, a fim de se obter uma boa relação entre o tamanho dos elementos e o tempo de processamento.

Figura 15 – Discretização.



Durante a solução do modelo matemático, os graus de liberdade do sistema são calculados nos nós, a partir da rigidez global do conjunto, das condições de contorno e carregamentos aplicados. Em uma análise estrutural, estes graus de liberdade correspondem aos deslocamentos. A quantidade de pontos de integração e suas respectivas posições variam de acordo com a geometria e ordem do elemento. Além disso, alguns elementos permitem a configuração do tipo de integração, completa ou reduzida, alterando assim a quantidade de pontos. A Figura 16 apresenta a quantidade de pontos de integração para elementos planos quadrangulares [ESSS, 2017].

Figura 16 – Elementos com integração reduzida e elementos com integração completa.

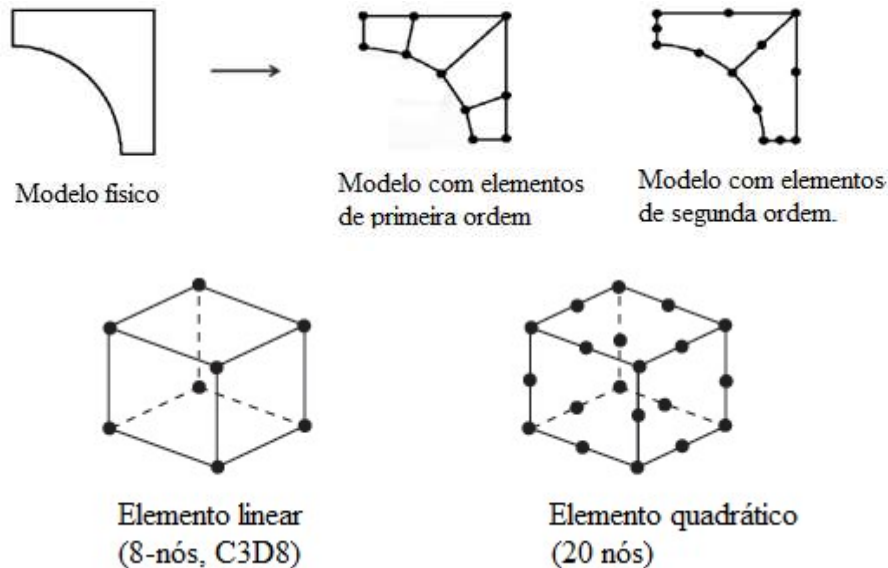
	Integração completa	Integração reduzida
1ª ordem		
2ª ordem		

Fonte: [ESSS, 2017].

Os elementos de primeira ordem, no Abaqus, possuem nós apenas nos vértices, ver Figura 17. Já os elementos de segunda ordem apresentam nós extras e é mais adequado para problemas de análise de fissuras e com concentração de tensões, pois consegue capturar características geométricas, como bordas curvas, com menos elementos do que os elementos

de primeira ordem. São, no entanto, mais sensíveis às distorções da malha e o custo computacional é maior, ver Figura 17.

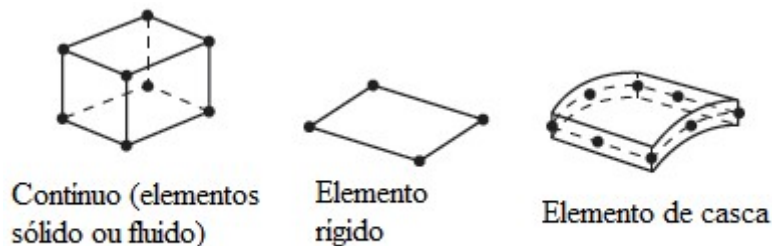
Figura 17 – Elementos de 1ª ordem e elementos de 2ª ordem.



Fonte: [ABAQUS USER, 2014].

Existem ainda, no Abaqus, diferentes tipos de elementos e sua caracterização, geralmente, envolve 5 aspectos: família (ver Figura 18), graus de liberdade, número de nós, formulação e integração. Cada elemento pode ser identificado por um único nome.

Figura 18 – Exemplos de famílias de elementos.



Fonte: [ABAQUS USER, 2014].

O comando *step* utilizado no Abaqus diz respeito ao tipo de análise a ser realizada. Se a escolha for, por exemplo, uma análise não-linear (= *Explicit*), o passo seguinte é definir o período de tempo, por exemplo 2 s. Esse tempo não corresponde, necessariamente, ao tempo de processamento total da análise, que dependendo da malha, contatos e outros parâmetros, podendo ser superior de várias horas, por exemplo.

1.3.2 Modelagem de erosão por impacto de partículas

A erosão é um processo complexo afetado por diversos fatores, e, portanto, necessita de um número muito elevado de experimentos laboratoriais e o uso de técnicas e equipamentos relativamente caros, para observação da superfície. A modelagem computacional do fenômeno permite prever o comportamento do material à erosão, em diferentes condições, o que contribui para o entendimento do assunto e reduzir a necessidade da realização de um número elevado de experimentos, além de identificar algumas das constantes requeridas para modelos analíticos existentes [ELTOBGY, 2005].

Diversas tentativas foram feitas para modelar a erosão por impacto de partículas, pelo método dos elementos finitos, sendo que um dos primeiros modelos [ELALEM, 2000] de simulação dinâmica considerava o encruamento e a falha do material, mas limitava-se a uma análise em duas dimensões (2D). Este trabalho foi aperfeiçoado [CHEN, 2003], estudando-se os efeitos do ângulo de impacto, da velocidade e da 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 os resultados experimentais e os de simulação computacional, indicando uma possível 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 e FONTANI, 2001] permitiu prever as constantes de equações de modelos analíticos. No estudo, 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, em proporções que dependem das propriedades do material e dos estados de tensões no impacto. Atualmente, modelos baseados nas duas formulações têm predominado nas simulações de erosão por impacto de partículas [ELTOBGY, 2005] [AQUARO, 2006].

Quando as partículas impactam a superfície de materiais dúcteis 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. Durante diversas tentativas para simular o desgaste por erosão usando software de elementos finitos, foi observado que o impacto de uma única partícula não seria, em princípio, suficiente para representar este fenômeno, conforme [ELTOBGY, 2005] [AQUARO (AITC), 2006].

Desse modo, na simulação MEF da morfologia superficial da erosão por impacto de partículas, bem como no estabelecimento de condições de tensão e deformação que levem à formação de ASBs na subsuperfície deve-se considerar impactos sucessivos de partículas. Vale ressaltar que esta área de estudos envolvendo grandes deformações e deterioração de parte do material é ainda pouco explorado em análises por elementos finitos, exceto para estudos de balística.

1.3.3 Modelagem computacional das ASBs

Uma vez que a formação da ASB ocorre em um período de tempo muito curto (poucos microssegundos), é muito difícil rastrear experimentalmente a avaliação de variáveis relevantes. Assim, simulações numéricas e modelagem têm sido preferidas por muitos pesquisadores na comunidade de mecânica [WRIGHT, 2002] [GUO & LI, 2010]. Devido à morfologia que uma ASB exibe, com uma seção transversal relativamente fina (tipicamente 20 μm) é necessária uma resolução, de no mínimo, 2 μm numa região onde se espera a formação da banda, o que é custoso computacionalmente [WRIGHT, 2002].

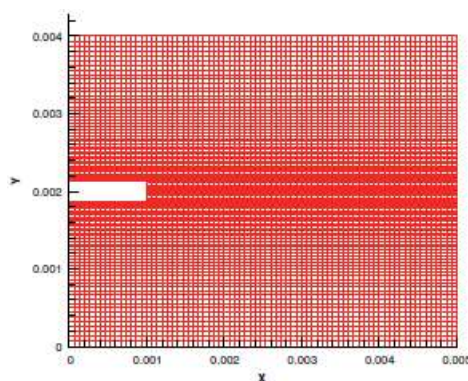
Alguns poucos trabalhos dedicados à modelagem computacional das ASBs foram publicados. [LI, 2003] procurou estudar a influência da geometria para a ocorrência das ASBs em ligas de Tungstênio. Para tal realizou simulações 2D por elementos finitos em placas trapezoidais, ver Figura 19, sujeitas a impactos a 90° de um punção, usando a formulação de [Johnson e Cook, 1985], detalhada a seguir. A formação da ASB foi evidenciada por uma instabilidade no gráfico (tensão de cisalhamento) x (deformação), a uma tensão próxima a 1.130 MPa. O caminho da banda formada deu-se sobre a orientação próxima a 45° na parte superior da placa, orientação esta que coincide com a da tensão de cisalhamento máxima. Concluiu que, para este material, a banda de cisalhamento geralmente não se formaria quando simulada em corpos cilíndricos, mas poderia ser evidenciada quando simulada em um tronco de cone. Deve ser destacado que neste trabalho as simulações foram feitas em 2D com as conclusões se referindo a volumes.

Figura 19 – Placa trapezoidal.



[MEDYANIK, 2007] procurou simular a formação e propagação da ASB num aço AISI 4340 e numa liga de Cobre OFHC (livre de oxigênio) usando um modelo adaptado de Johnson e Cook. Propôs um critério físico de iniciação e propagação do dano baseado na hipótese de que o material dentro da região da banda de cisalhamento é submetido a um processo de recristalização dinâmica. O novo critério para propagação da ASB é modelado pelo estabelecimento de condições de recristalização em termos da temperatura crítica de recristalização dinâmica. O autor propõe que, quando a temperatura num determinado ponto do material alcança a temperatura de recristalização, que é uma função da taxa de deformação, um amolecimento instantâneo do material ocorre naquele ponto, levando imediatamente a uma queda de tensão. O modelo de elementos finitos consistiu num retângulo 2D com a presença de uma microtrinca (comprimento de 260 μm) que seria necessária para criar uma imperfeição concentradora de tensões, de forma a facilitar a iniciação da banda de cisalhamento, ver Figura 20.

Figura 20 – Retângulo 2D.



[OWOLABI, 2013] simulou a formação da banda de cisalhamento e a influência da velocidade no crescimento da mesma, usando a formulação de [Johnson e Cook, 1985] (a ser apresentado na seção 1.3.4). Modelou um cilindro (3D) com as propriedades de um aço AISI 4340 submetido a um de impacto a 90° na superfície de topo do cilindro, ver Figura 21. Na região onde era esperada a formação da banda, faixas próximas à extremidade (Figura 21), caracterizou um material com propriedades mecânicas inferiores em 40 % do material adjacente. A formação da banda de cisalhamento foi identificada pela observação de uma instabilidade no gráfico tensão x deformação, associada a variações de temperatura, embora o autor não registre as temperaturas nem mencione ter sido feita uma análise adiabática.

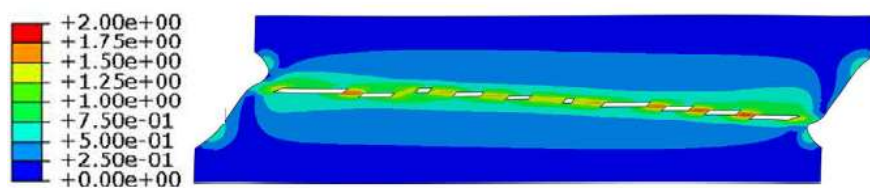
Concluiu que a região de menor resistência mecânica experimentou uma maior deformação localizada, sendo mais propícia a falhas.

Figura 21 – Cilindro sujeito a impacto a 90°.



[LANDAU, 2017] propôs recentemente que as ASBs são frutos de uma transição progressiva relacionada à energia de encruamento, envolvendo recristalização dinâmica. Sua formação não se daria de forma abrupta como alguns pesquisadores reportaram [WRIGHT, 2002] [GUO & LI, 2010]. O material, Titânio- α recozido, foi modelado em 2D (ver Figura 22), no Abaqus/ *Explicit*, como um retângulo submetido a um esforço de cisalhamento. Foi adotado um modelo de falha dúctil. Ao final, concluiu que a propagação de trincas no interior da banda de cisalhamento se dá de maneira descontínua a partir de “ilhas” onde ocorreram recristalizações dinâmicas.

Figura 22 – Placa sujeita a cisalhamento puro. Distribuição de deformação.



1.3.4 Modelo constitutivo do material - Formulação de Johnson e Cook

O comportamento elástico de um material metálico é linear e obedece à Lei de Hooke, onde a tensão e a deformação são diretamente proporcionais. A constante de proporcionalidade é dada pelo módulo de elasticidade (E). Portanto, o campo elástico pode ser definido por apenas duas propriedades: módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson.

Quanto ao comportamento plástico, o modelo constitutivo pode ser um pouco mais desafiador. Um modelo simples seria o da equação de Hollomon, que expressa com uma boa

aproximação a curva representativa da região plástica de um gráfico (tensão) x (deformação) (ε), de um ensaio de tração [DIETER, 1961]:

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (3)$$

Onde K é o coeficiente de resistência à deformação plástica e n é o coeficiente de encruamento. A equação considera apenas o campo plástico e, portanto, as tensões vão do limite de escoamento ao limite de resistência do material. Porém, como dito anteriormente, o comportamento do material quando sujeito a elevadas taxas de deformação pode diferenciar daquele obtido num ensaio de tração convencional. Assim, no caso de compressão dinâmica, por exemplo, se faz necessário o uso de um modelo constitutivo mais elaborado.

Quando ocorrem grandes deformações plásticas em um curto espaço de tempo, como acontece no impacto de partículas a altas velocidades sobre a superfície de um metal, é necessário considerar a energia dissipada por deformação plástica, energia essa que se transforma em calor, ocasionando aumento de temperatura. Este aumento, além de provocar tensões térmicas, leva a alteração de propriedades mecânicas, como a tensão de escoamento [CUNDA, 2006].

Um dos modelos frequentemente empregado nos estudos de balística e compressão dinâmica em geral [BUGELLI, 2010] [BRZOSTEK, 2012] [COGOLLO, 2011], para descrever o comportamento do material quando submetido a elevadas taxas de deformação é a formulação de Johnson e Cook [JOHNSON e COOK, 1985]. Nela, considera-se, para cálculo da tensão de von Mises, conforme equação (4) a seguir, os efeitos da deformação plástica e encruamento (primeiro termo), modificada pela taxa de deformação (segundo termo) e pela temperatura (terceiro termo) como efeitos independentes que podem ser isolados.

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (4)$$

Sendo:

A, B, n, m e C são constantes do material.

σ – Tensão equivalente

A – Tensão de escoamento inicial

B – Constante plástica de resistência

ε – Deformação plástica

n – Índice de deformação plástica (índice de encruamento)

C – Coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação

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

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

T – Temperatura do corpo

T_r – Temperatura de referência (ambiente)

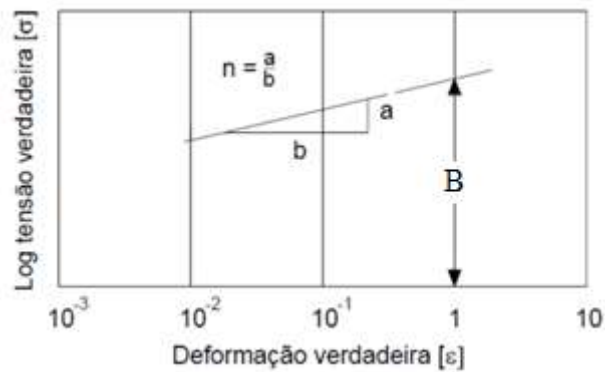
T_m – Temperatura de fusão do material

m – Coeficiente de amolecimento

As constantes do modelo constitutivo de Johnson e Cook podem apresentar valores diferentes para um mesmo material com diferentes tratamentos térmicos. Isto porque a curva plástica do material é alterada já que os tratamentos térmicos alteram a estrutura cristalina.

Idealmente, deveria ser considerado o efeito cruzado entre a deformação plástica, a taxa de deformação e temperatura, mas as medições desses valores seriam de difícil execução. Portanto, consideram-se os efeitos isolados (estático, dinâmico e térmico) por meio da realização de ensaios em condições específicas [JOHNSON e COOK, 1985]. O trabalho [JOHNSON e COOK, 1983] descreve como são obtidos os parâmetros do material por meio da realização de ensaios de torção em uma ampla gama de taxas de deformação, testes estáticos de tração, ensaios de tração e de compressão de Hopkinson em elevadas temperaturas.

Particularmente, as constantes A , B e n podem ser obtidos de um ensaio de tração, assumindo-se que não há influências da taxa de deformação e temperatura. O coeficiente A é a tensão de escoamento verdadeira inicial. O parâmetro n é a inclinação da reta no gráfico log-log da tensão verdadeira (σ_v) x deformação verdadeira (ε_v), visto na Figura 23.

Figura 23 – Gráfico $\ln \sigma_v$ x $\ln \varepsilon_v$.

Fonte: [DAGNESE, 2012].

$$n = \frac{\ln(\sigma_{v2}) - \ln(\sigma_{v1})}{\ln(\varepsilon_{v2}) - \ln(\varepsilon_{v1})} \quad (5)$$

O logaritmo neperiano do parâmetro B ($\ln B$) é obtido de uma regressão linear no gráfico ($\ln \sigma_v$) x ($\ln \varepsilon_v$), como na Figura 23 e corresponde ao valor de tensão para $\ln \varepsilon = 1$. O valor de B é então determinado pela exponencial do valor encontrado para $\ln B$ [TAVARES, 2012].

1.3.5 Critérios de iniciação e lei de evolução de dano para fratura de materiais dúcteis

Quando se deseja simular no Abaqus a fratura de um material dúctil, é necessário definir o início do dano e o comportamento do material nos instantes seguintes até a fratura (por *default* os elementos que falharam são eliminados da análise). O início do dano está relacionado a um critério de iniciação do dano, que pode ser, por exemplo, um valor de deformação plástica, onde o Abaqus considera o dano global $D_{Abq} = 0$. A lei de evolução do dano define o comportamento do material nos instantes seguintes, computa a velocidade com que o elemento vai perder a capacidade de suportar a carga até ser eliminado da análise (por *default* quando o dano global $D_{Abq} = 1$, que implica tensão nula).

A lei de evolução do dano pode ser definida em termos de um deslocamento, $\bar{u}^{pl}(*damage\ evolution, type=displacement)$, por exemplo. Uma matemática interna do Abaqus computa então a queda da tensão no elemento segundo essa lei. A redução da rigidez

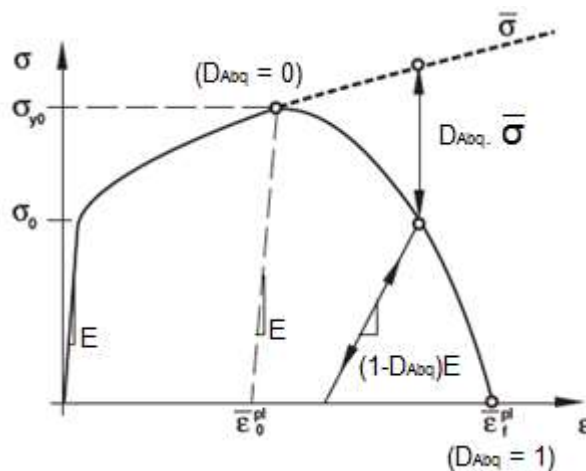
do elemento pode se dar de forma progressiva para valores de $\bar{u}^{pl} \neq 0$ ou de forma instantânea para $\bar{u}^{pl} = 0$) [ABAQUS USER, 2014].

A Figura 24 ilustra numa curva (tensão) x (deformação) o comportamento de um material dúctil que experimenta dano (linha cheia) e o comportamento do material se não houvesse o dano (linha tracejada) (*tensão dada por $\bar{\sigma}$*). No gráfico, σ_0 é a tensão de escoamento, $\bar{\epsilon}_0^{pl}$ é a deformação plástica equivalente no início do dano (σ_{y0} é a tensão correspondente), $\bar{\epsilon}_f^{pl}$ é a deformação plástica na fratura (tensão nula).

O Abaqus refere-se à redução de rigidez como degradação da rigidez (*degradation of the material stiffness*). É expressa como um índice SDEG (*Scalar stiffness degradation variable*), que vai de 0 a 1. O valor 0 significa que o elemento não atingiu nenhum critério de dano ativo na análise. Quando o elemento atinge um critério e prosseguindo com o carregamento, esse índice pode assumir valor máximo na análise, 1, e a tensão no elemento para a ser nula e este deixa de ser considerado nos cálculos do *software*.

A redução da elasticidade do material é calculada como $(1 - D_{Abq})E$ e a queda de tensão no material como $\sigma = (1 - D_{Abq})\bar{\sigma}$.

Figura 24 – Curva tensão-deformação.



Fonte: [ABAQUS USER, 2014].

Considerando um ensaio de tração, por exemplo, o início do dano pode ser representado pelo início da estrição. E a lei de evolução do dano deve ter o valor calibrado a fim de representar o comportamento do material nos instantes finais do ensaio. A lei de

evolução do dano, associada ao critério de iniciação do dano correspondente, vai determinar o comportamento da curva entre os pontos $\bar{\varepsilon}_0^{pl}$ e $\bar{\varepsilon}_f^{pl}$.

Com a possível eliminação de elementos ao longo da análise faces de elementos internos podem vir a ser expostos, como no caso de simulações de erosão. É indicado, portanto, definir uma superfície de contato baseada em nós.

Numa simulação numérica no *software* Abaqus existem diferentes critérios de iniciação de dano, como os apresentados a seguir:

1.3.5.1 Critério de Johnson e Cook

Um critério muito empregado em análises de usinagem, balística e compressões dinâmicas em geral, é o modelo de falha de Johnson e Cook. Este considera que a deformação plástica no surgimento do dano, $\bar{\varepsilon}_0^{pl}$, é uma função do estado triaxial de tensão (η), da taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}^{pl}$), da temperatura (T) e dos parâmetros de falha do material. O primeiro termo da equação abaixo refere-se à deformação plástica no início do dano, e sofre influência da taxa de deformação (segundo termo) e da temperatura (terceiro termo).

$$\bar{\varepsilon}_0^{pl} = [d_1 + d_2 \exp(d_3 \eta)] \left[1 + d_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}^{pl}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 + d_5 \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right] \quad (6)$$

Onde η é computado como a razão entre p (tensão hidrostática) e q (tensão equivalente de von Mises). d_1, d_2, d_3, d_4 e d_5 são constantes de dano e $\dot{\varepsilon}_0$ é a taxa de deformação de referência, e devem ser informados [JOHNSON e COOK, 1985].

O modelo assume que o dano interno é acumulado linearmente. Este dano interno se inicia com a fase plástica, o *software* computa a razão entre a deformação plástica atual e a deformação plástica escolhida para o início do dano. Este dano interno pode ser expresso por um índice (D_{JC}) que vai de 0 a 1, referido na análise como índice do critério de iniciação de dano de Johnson e Cook (“*Johnson Cook damage initiation criterion*” - JCCRT).

$$D_{JC} = \sum \frac{\varepsilon_i^{pl}}{\bar{\varepsilon}_f^{pl}} \quad (7)$$

Os parâmetros d_1 , d_2 , d_3 , d_4 e d_5 do material podem ser obtidos por meio da realização de ensaios conforme descritos em [JOHNSON e COOK, 1983] [RICE E TRACEY, 1969] [BRZOSTEK, 2012] e resumidos no Anexo deste trabalho.

O início do dano poderia ser interpretado como o início da estrição num ensaio de tração, ou qualquer outra deformação plástica que inutilizasse o componente de acordo com um critério de projeto. A lei de evolução do dano está mais relacionada a eliminação do elemento da análise. Assim, se apenas se deseja saber se um elemento atingiu a um critério ou não de falha, isso pode ser verificado pelo D_{JC} , por exemplo, para Johnson e Cook, sem a necessidade de se definir uma lei de evolução.

1.3.5.2 Critério de cisalhamento

O critério de iniciação do dano por cisalhamento, no Abaqus, requer que sejam informados a deformação plástica equivalente ($\bar{\epsilon}_S^{pl}$) no início do dano, a taxa de tensão de cisalhamento (θ_S), a taxa de deformação correspondente ($\dot{\bar{\epsilon}}^{pl}$) para um parâmetro específico do material, k_s (por exemplo, 0,3 para aço, segundo [ABAQUS USER, 2014]). Este parâmetro não é esclarecido pelo manual do *software*. De forma análoga ao critério de Johnson e Cook, o Abaqus, computa, a cada incremento, a razão entre a deformação plástica acumulada com a deformação plástica definida para início do dano ($\bar{\epsilon}_S^{pl}$). Esta razão é expressa como um índice que representa o critério de iniciação do dano por cisalhamento, referido na análise como SHRCRT (“*Shear damage initiation criterion*”), e varia de 0 a 1. A partir desse momento, prosseguido com o carregamento, o elemento tem sua rigidez reduzida e falha quando a tensão for nula e a degradação é máxima.

Numa análise com mais de um critério de falha, o elemento só falha por um critério. Será o critério que evoluir mais rápido de acordo com as escolhas de parâmetros e tipo de carregamento.

1.3.6 Análise adiabática

O aumento de temperatura, devido à deformação plástica, pode ser calculado em função do calor específico do material (C_p), da densidade (ρ), da fração de deformação

plástica que é convertida em calor (β). A expressão do aumento de temperatura consta de [MEYERS, 1994]:

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho C_p} \cdot \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon \quad (8)$$

Introduzindo na equação acima a tensão equivalente de Johnson e Cook (σ), tem-se:

$$\int_{T_0^*}^{T_f^*} \frac{dT^*}{1 - (T^*)^m} T = \frac{\beta \left(1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right)}{\rho C_p (T_m - T_r)} \int_0^\varepsilon (\sigma + B\varepsilon^n) d\varepsilon \quad (9)$$

Para $m \cong 1$, uma solução simples para a temperatura é dada por:

$$T = [T_m - T_r] \left[1 - \exp \left\{ \frac{-\beta \left(1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right)}{\rho C_p (T_m - T_r)} \cdot \left[A\varepsilon + \frac{B\varepsilon^{n+1}}{n+1} \right] \right\} \right] + T_r \quad (10)$$

Uma análise do tipo adiabática pode ser escolhida no *software* nos casos em que o aquecimento devido à deformação plástica (ε) ocorre de forma tão rápida que não há tempo para o calor se dissipar no material.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Planejamento da pesquisa

Esta pesquisa consistiu em duas etapas: abordagem experimental com a caracterização de ASB e abordagem de simulação numérica com simulação da morfologia da superfície erodida e das condições de ocorrência de ASB.

2.2 Experimental

Esta pesquisa faz parte de um projeto em andamento, no programa PPG-EM/UERJ, que visa estudar o comportamento do aço inoxidável duplex à erosão por impacto de partículas. Amostras erodidas em estudos preliminares [SANTOS, 2014] foram trabalhadas nesta etapa do projeto a fim de se obter seções transversais para caracterização das ASBs, além de um estudo da morfologia superficial.

Os materiais utilizados, bem como os procedimentos descritos nos itens 2.2.1 a 2.2.3 já fizeram parte de estudos preliminares [SANTOS, 2014] e são aqui reproduzidos, em parte, para tentar facilitar o entendimento.

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 uma empresa comercial [EXPANDER, 2014]. A partir delas, foram produzidos corpos de prova (CP) conforme detalhado em 2.2.3. A composição química e as propriedades mecânicas constam nas Tabelas 3 e 4, conforme certificado [NAS, 2012]. A microestrutura, obtida no INT, é mostrada na Figura 25. O teor de ferrita é de 58 %, segundo quantificação de fases fornecida por [LABMAT, 2013], conforme ASTM E 562-02.

Tabela 3 – Composição química da amostra de aço inox duplex UNS S32205.

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

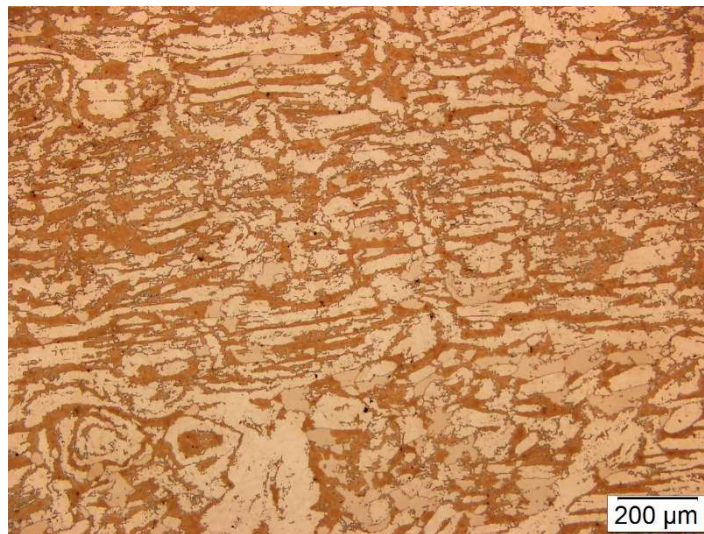
Fonte: [NAS, 2012].

Tabela 4 – Propriedades mecânicas da amostra de aço inox duplex UNS S32205.

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

Fonte: [NAS, 2012].

Figura 25 – Micrografia óptica de uma das amostras, obtida no INT.

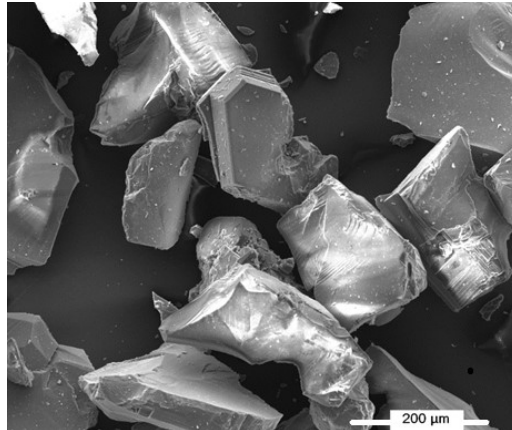


A tensão de escoamento e o limite de resistência verdadeiros são, respectivamente, 587,2 MPa e 1.053 MPa.

2.2.2 Partículas erodentes

Foram utilizadas partículas de alumina produzidas pela ALCOA e fornecidas pela firma ESSENCE, com granulometria média de 100 mesh (150 µm), e morfologia poliédrica variável. A Figura 26 obtida no Laboratório de Eletrônica Quântica do Instituto de Física da UERJ, mostra a morfologia das partículas de alumina.

Figura 26 – Aspecto geral das partículas de alumina utilizadas, mostrando o caráter angular e a variação de tamanho e morfologia.

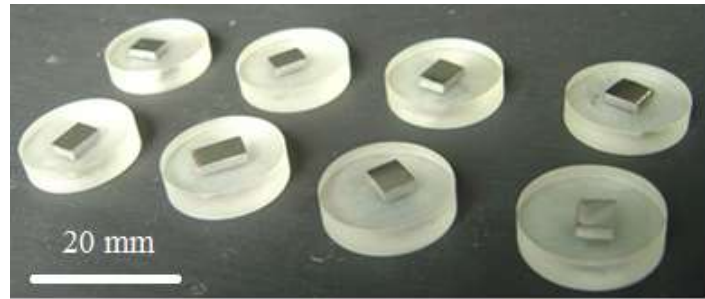


2.2.3 Obtenção da erosão superficial

A erosão das superfícies examinadas foi obtida em etapas. Primeiro, uma peça de 150 mm x 200 mm x 12,7 mm foi extraída da chapa original, por meio de serragem. Desta peça, 16 pedaços de 10 mm x 5 mm x 3 mm foram usinados por uma plaina linear, no Laboratório de Tecnologia Mecânica da UERJ. Desses pedaços, 20 corpos de prova de 5 mm x 5 mm x 3 mm foram cortados com disco abrasivo sob refrigeração por água, no Laboratório de Caracterização de Materiais da UERJ [SANTOS,2014].

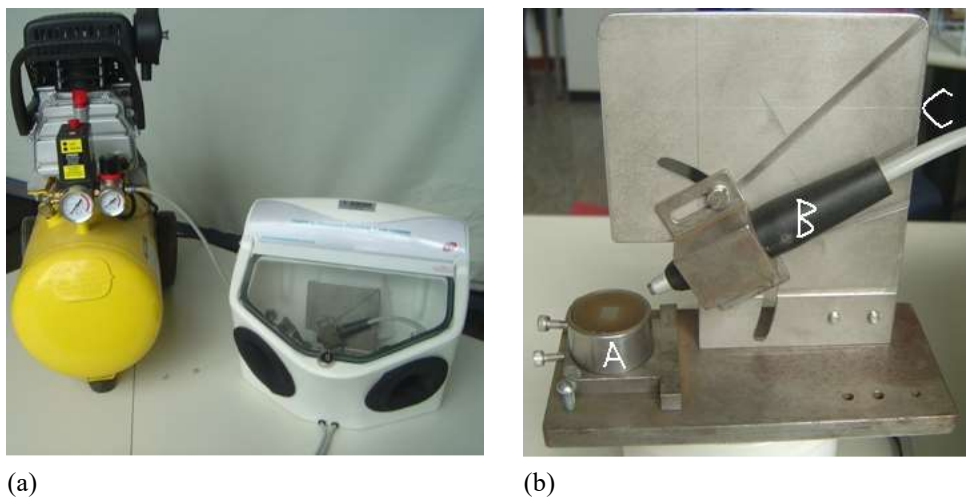
Os corpos de prova foram então embutidos em resina acrílica, como nos procedimentos metalográficos, com as superfícies expostas correspondentes àquelas da chapa original. Tais superfícies expostas foram então lixadas com lixas de SiC N° 400 a 1.500. Depois foram polidas com pasta de diamante de 3,0 µm, 1,0 µm e 0,5 µm [SANTOS, 2014]. Ambos os procedimentos foram feitos com equipamentos automáticos, até que as superfícies fossem consideradas satisfatórias, por meio de inspeção por microscopia óptica no Laboratório de Eletrônica Quântica do Instituto de Física da UERJ, pela pequena quantidade de riscos remanescentes do lixamento. A Figura 27 mostra os corpos de prova.

Figura 27 – Corpos de prova embutidas em resina acrílica.



Para executar os ataques erosivos foi montada uma instalação consistindo de uma câmara de jateamento compacta, acoplada a um compressor, como se observa na Figura 28 (a). A câmara opera pressão de ar na faixa de 0,5 MPa a 0,7 MPa e o compressor de ar de 2 HP fornece uma pressão de até 0,8 MPa. A distância entre o bico de jateamento e o centro do alvo pode ser ajustada, assim como o ângulo de incidência do fluxo de partículas. As duas condições foram garantidas por um dispositivo projetado e construído para este estudo, como mostrado na Figura 28 (b) [SANTOS, 2014].

Figura 28 – Equipamento e montagem.



Legenda: (a) Câmara e compressor (b) dispositivo para desgaste erosivo.

A velocidade das partículas conduzidas pelo fluxo de ar foi medida pelo método do disco duplo [RUFF, 1975]. Como a velocidade das partículas depende da pressão na linha de ar comprimido, uma curva de calibração foi construída, para estabelecer o ponto de trabalho dos experimentos. Desse modo, a pressão na linha foi estabelecida para a velocidade desejada

(50 m/s). Tendo em vista os objetivos do estudo, não se considerou necessário medir o fluxo de massa das partículas [SANTOS,2014].

Em cada experimento, um corpo de prova foi colocado no receptáculo “A” do dispositivo mostrado na Figura 28 (b). O bico “B”, na mesma figura foi posicionado para se obter um ângulo de incidência de 30°. A distância entre o bico e o centro do alvo, foi fixada em 20 mm, considerando-se a área exposta disponível na superfície do corpo de prova e a divergência cônica do fluxo. Na sequência, o dispositivo foi colocado dentro da câmara e uma pressão de ar adequada foi estabelecida, para se atingir a velocidade média de 50 m/s para as partículas [SANTOS, 2014]. Então, os corpos de prova foram submetidos aos impactos das partículas em diferentes tempos de exposição. As superfícies erodidas foram então observadas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV) um microscópio FEI Quanta 250, acoplado a um processador de imagens, localizado no Laboratório de Eletrônica Quântica do Instituto de Física da UERJ.

2.2.4 Obtenção das seções transversais

Nesta etapa da pesquisa, para uma visualização do perfil da superfície erodida, foi necessária a obtenção de imagens por MEV de seções transversais das amostras. Devido à indisponibilidade do equipamento na instituição, duas das amostras erodidas anteriormente foram enviadas para o laboratório do fabricante de equipamentos de microscopia eletrônica e nanofabricação TESCAN, na República Tcheca, que cedeu as imagens de MEV para esta pesquisa. No laboratório Demo Lab da Tescan foi utilizado um microscópio FIB-SEM Lyra 3.

A obtenção das seções transversais obedeceu à seguinte sequência: (a) seleção de uma cratera de deformação plástica (b) depósito de platina e execução de cortes, por meio de feixes iônicos (FIB), em sucessivas camadas paralelas ao corte A-A na Figura 29. Os depósitos de camadas Platina foram feitos para preservar as superfícies erodidas.

As áreas assim preparadas foram então examinadas por MEV. A Figura 30 mostra uma das crateras selecionadas e suas dimensões principais.

As condições dos corpos de prova nas câmaras de vácuo dos microscópios e demais detalhes são apresentados nas próprias imagens obtidas e estas são apresentadas no Capítulo 3.

Figura 29 – Preparo das regiões subsuperficiais de uma cratera para exame por MEV.

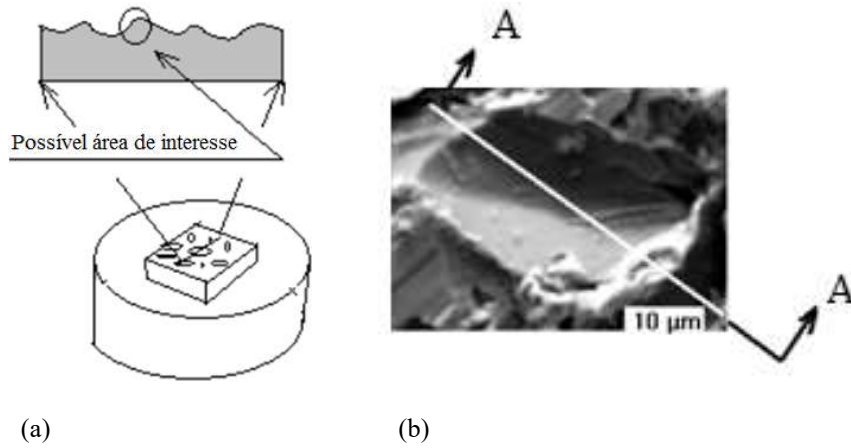
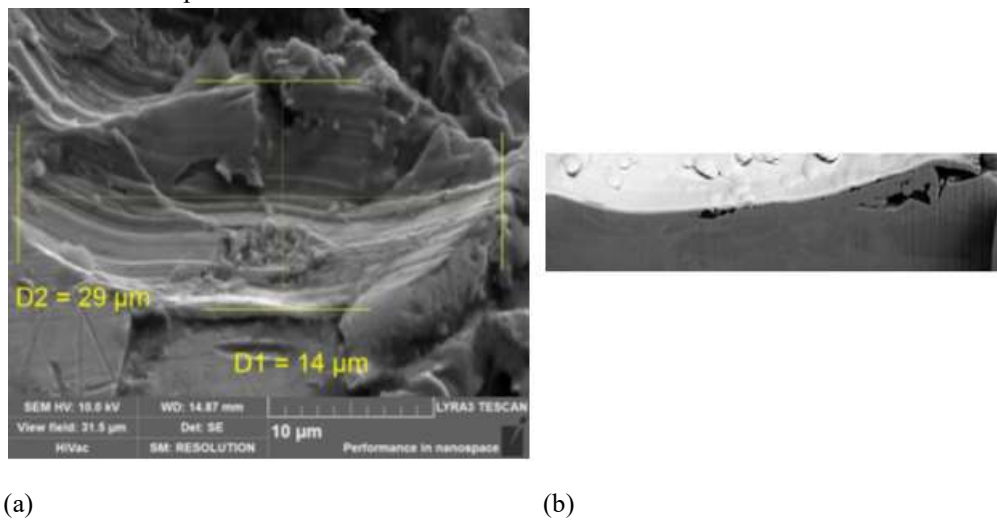


Figura 30 – Amostra erodida por 5 s.



Legenda: (a) Vista de topo de cratera selecionada e (b) Uma das seções transversais obtidas por corte com FIB.

2.3 Simulações numéricas

Análises dinâmicas, no software comercial Abaqus/Explicit, versão 6.13, com efeitos do calor gerado por deformação plástica, foram consideradas nesta pesquisa.

2.3.1.1 Propriedades do material-alvo

A fim de se obter uma modelagem adequada do comportamento do material foi empregada a formulação de Johnson e Cook (descrita na seção 1.3.4). As propriedades do material, utilizadas nas análises, estão discriminadas nas Tabelas 5 e 6 a seguir e reproduzem as características do material utilizado nos experimentos, o aço duplex UNS S32205. Os valores dos parâmetros A , B e n da formulação de Johnson e Cook foram calculados com base nas tensões e deformações de escoamento e no limite de resistência e sua respectiva deformação, conforme Tabela 4 e procedimento descrito na seção 1.3.4.

Além disso, foram considerados dois critérios de dano com suas respectivas leis de evolução (apresentados na seção 1.3.5). O critério de dano de Johnson e Cook, por considerar a influência da taxa de deformação e da temperatura, e o critério de dano por cisalhamento tendo em vista o mecanismo de perda de massa estudado (item d da seção 1.1.6). Os parâmetros de dano estão nas Tabelas 7 e 8. Os critérios são considerados individualmente pelo *software* e o critério que for atingido primeiro durante a análise inicia a redução da rigidez do elemento.

Devido à carência de dados específicos para o material em estudo e a necessidade de testes especializados, não disponíveis, os parâmetros C , $\dot{\epsilon}_0$ e m da formulação de Johnson e Cook e os parâmetros de dano do critério foram adotados de [JOHNSON e COOK, 1985] [KOYEE, 2015]. Foi considerado o valor de 0,6 para razão de cisalhamento (θ_s), do critério de iniciação do dano por cisalhamento. Esse é o valor médio que os aços apresentam, a resistência ao cisalhamento é em média 0,6 da tensão de resistência à tração. A deformação plástica no início do dano foi considerada igual à deformação plástica do limite de resistência do ensaio de tração e, portanto, igual a 0,34, conforme certificado do material. A taxa de taxa de deformação num ensaio de tração é, em geral, de 1×10^{-4} s. Esta foi a taxa considerada para $\dot{\epsilon}_{pl}$, do mesmo critério de iniciação do dano.

O valor da fração de deformação plástica que é transformada em calor (β) foi considerado por *default* do *software* igual a 0,9, valor também adotado em outros trabalhos [MEYERS, 1994] [MEDYANIK, 2007].

Tabela 5 – Propriedades do material-alvo.

Material	Densidade [kg/m ³]	Módulo de elasticidade [GPa]	Coefficiente de Poisson	β	Calor específico [J/kg.K]
Aço	7.830	200	0,3	0,9	477

Fonte: [MEDYANIK 2007].

Tabela 6 – Parâmetros do modelo de plasticidade de Johnson e Cook.

Material	A [MPa]	B [MPa]	n	T_m [K]	T_r [K]	m	C	$\dot{\epsilon}_0$ [s ⁻¹]
Aço	587,2	754	0,471	1793	298	1,03	0,014	1,0

Fonte: [JOHNSON e COOK, 1985] [MEYERS, 1994].

Tabela 7 - Parâmetros do critério de dano de Johnson e Cook.

Material	d_1	d_2	d_3	d_4	d_5	T_m [K]	T_r [K]	$\dot{\epsilon}_0$ [s ⁻¹]
Aço	0,05	3,44	2,12	0,002	0,61	1.793	298	1,0

Fonte: [JOHNSON e COOK, 1985].

Tabela 8 - Parâmetros de entrada para o critério de cisalhamento.

Material	ϵ_{pl}	θ_s	$\dot{\epsilon}_{pl}$ [s ⁻¹]
Aço	0,34	0,6	1,0 x 10 ⁻⁴

2.3.1.2 Contato

Foram considerados o atrito, com coeficiente igual a 0,2 [ELTOGBY, 2005], e a resistência à compressão entre superfícies que vão entrar em contato durante a análise. O contato é do tipo “*surface-to-surface*” (*Explicit*) onde as superfícies externas das geometrias rígidas são as superfícies *master* e os nós da geometria relacionada ao material alvo são as superfícies *slave*.

2.3.1.3 Malha

Foi feita uma análise de sensibilidade da malha quanto ao tamanho dos elementos e tipo de integração. Considerando o custo computacional e distribuições de tensões obtidos, elementos sólidos de primeira e integração reduzida foram adotados para geometria do material-alvo. Os elementos da geometria relacionada ao material-alvo são do tipo C3D8R: família 3D *stress*, de ordem linear, hexaedro com 8 nós, com integração reduzida, de primeira ordem e com degradação máxima (o elemento é eliminado da análise quando o dano global é máximo, igual a 1). Os elementos das geometrias rígidas são do tipo R3D4: família de elementos discretamente rígidos, de ordem linear, quadrilátero, de 4 nós. O tamanho dos elementos é discriminado em cada análise.

2.3.2 Simulação da erosão superficial

A fim de se modelar a morfologia da superfície erodida pelos impactos de partículas foram considerados três modelos. No primeiro modelo, a partícula erodente é de forma esférica, no segundo modelo é cúbica e no terceiro é de uma forma poliédrica definida arbitrariamente.

As simulações foram baseadas em uma montagem contendo uma placa retangular deformável 0,2 mm x 0,4 mm x 0,3 mm para o material alvo e 3 partículas rígidas de mesma geometria, em cada análise, como partículas erodentes orientadas a 30° com a superfície da placa, alinhadas e espaçadas entre si. Ao final foram feitas comparações com resultados experimentais, buscando-se validar os resultados obtidos nas análises.

2.3.2.1 Geometrias

Na simulação com partículas esféricas (\varnothing 0,15 mm), ver Figura 31, apenas metade das geometrias foi modelada a fim de reduzir-se o tempo de processamento. A análise não-linear do tipo *explicit* (Abaqus) foi de duração de $5,8 \times 10^{-5}$ s.

Na simulação com partículas cúbicas rígidas como partículas erodentes, os cubos foram posicionados de forma que o primeiro contato com a placa fosse com um vértice, ver Figura 32. O volume do cubo é igual ao volume da esfera e a aresta mede 0,121 mm. A análise não-linear do tipo *explicit* (Abaqus) foi de duração de $2,8 \times 10^{-5}$ s.

Figura 31 – Montagem usada na simulação da morfologia da cratera de erosão com partículas esféricas a 30°.

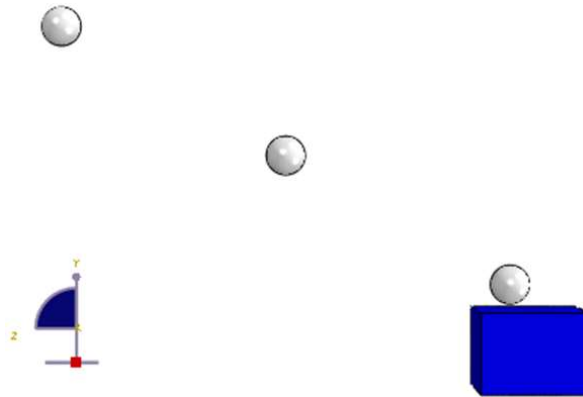
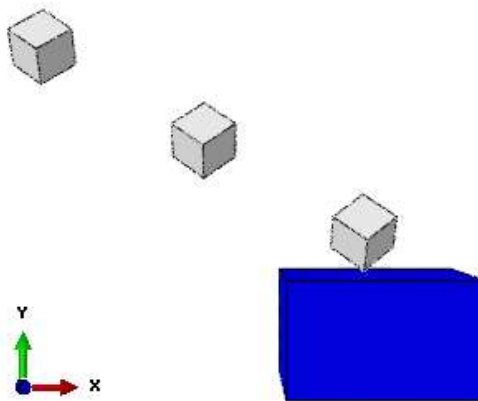


Figura 32 – Montagem usada na simulação da morfologia da cratera de erosão com partículas cúbicas a 30°.



Na simulação com partículas poliédricas rígidas, a forma das partículas foi definida arbitrariamente de forma que o contato com a superfície fosse por meio de uma pequena aresta, respeitando-se a dimensão média de 0,15 mm, ver Figura 33. A análise não-linear do tipo *explicit* (Abaqus) foi de duração total $1,04 \times 10^{-4}$ s. A montagem é mostrada na Figura 33

Figura 33 – Dimensões da partícula poliédrica (~ 150 μm).

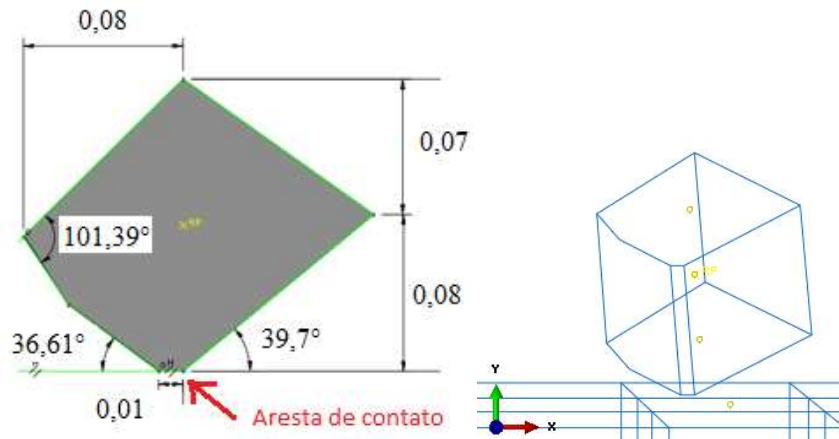
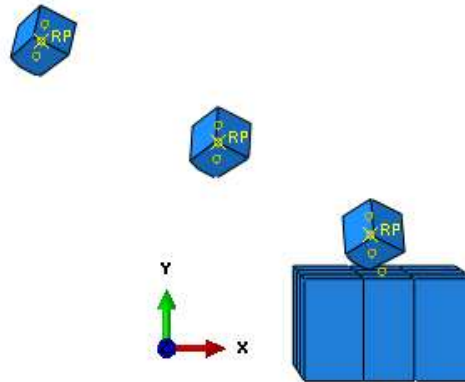


Figura 34 – Desenho esquemático da montagem usada na simulação da morfologia da erosão com partículas poliédricas a 30°.



2.3.2.2 Material

O material da placa é definido na seção 2.3.1.1. Para corpos rígidos (indeformáveis) não é necessário definir um material na simulação, mas a sua massa, isto porque não são computadas tensões nem deformações, por exemplo, para este tipo de corpo. Considerando-se o volume da partícula esférica rígida como referência e a densidade da partícula de alumina igual a 3.940 kg/m^3 , a massa associada a cada partícula erodente rígida é de $6,963 \times 10^{-6}$ gramas. Esta propriedade é aplicada no ponto de referência (RP) criado no centroide de cada partícula. Para as partículas esféricas foi associado metade do valor da massa total devido à condição de contorno de simetria.

O parâmetro de evolução do dano \bar{u}^{pl} nos critérios de cisalhamento e de Johnson e Cook foi definido como igual a 0,003. Este parâmetro foi definido de forma que houvesse perda de massa a partir do terceiro impacto na análise da esfera, conforme observações experimentais [AQUARO, 2006].

2.3.2.3 Condições de contorno

Nas partículas erodentes (esférica, cúbica e poliédrica) foram restringidos o deslocamento lateral das mesmas e a rotação nas três direções. Na simulação da morfologia da superfície erodida por partículas esféricas, apenas metade das geometrias foi modelada, aplicando-se a condição de contorno de simetria. A base da placa em todas as simulações está fixa.

2.3.2.4 Velocidade

No comando “campo pré-definido” do software, foi associada a cada partícula erodente, em sua respectiva análise, uma velocidade de 50 m/s, com ângulo de impacto de 30° (entre o vetor velocidade e a superfície plana na placa), compatível com experimental. Essas escolhas visaram facilitar comparações com dados experimentais obtidos para o mesmo material, sob condições parecidas.

2.3.2.5 Malha

Os tipos de elementos foram descritos na seção 2.3.1.3.

O tamanho global dos elementos da placa é de 0,02 mm. Foi criada uma partição na placa no local de impacto das partículas. Para as análises com partículas esféricas e poliédricas, o tamanho dos elementos na partição da placa, nas partículas esféricas e nas poliédricas é de 0,004 mm, ver Figura 35.

Na análise com partículas cúbicas, o tamanho global dos elementos da placa é de 0,02 mm. Na região de impacto, área de interesse, e no cubo como um todo foi definida uma malha de tamanho 0,002 mm, conforme Figura 36. Foi escolhida uma malha menor a fim de se obter uma melhor distribuição de tensões uma vez que, pelas próprias condições de contato e geometria da partícula, haveria uma concentração maior de tensões.

Figura 35 – Tamanho dos elementos da malha na simulação da morfologia da erosão com partículas esféricas.

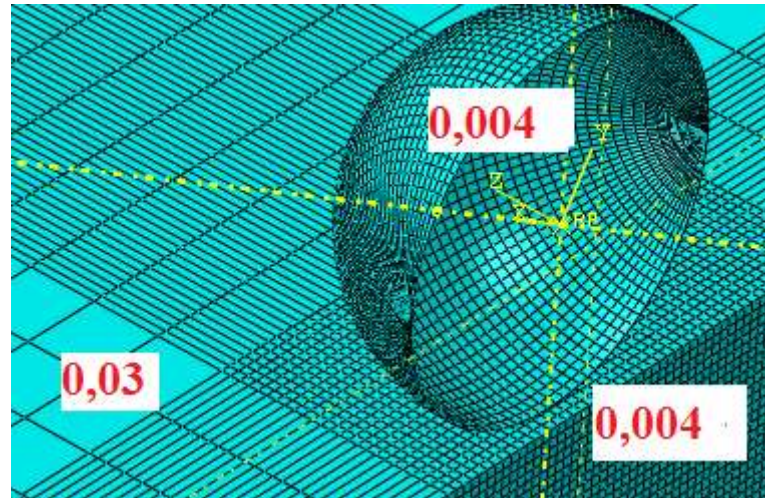
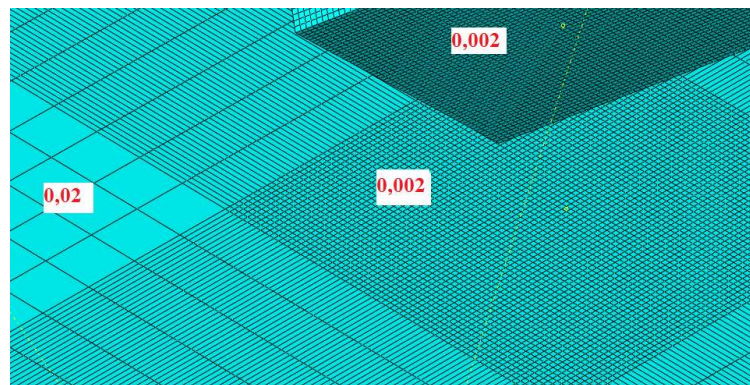


Figura 36 – Tamanho dos elementos da malha na simulação da morfologia da erosão com partículas cúbicas.



A Tabela 9 apresenta um resumo geral das características de cada análise, com o espaçamento entre as partículas alinhadas e orientadas a 30° e o tamanho dos elementos das partículas rígidas e da área de interesse do material-alvo.

Tabela 9 -Tabela resumo das análises de simulação da morfologia da superfície erodida.

Placa [mm ³]	Partícula [mm]	Espaçamento [mm]	\bar{u}^{pl}	Step [s]	Tamanho do elemento [mm]
	Esfera Ø 0,15	2		$5,8 \times 10^{-5}$	0,004
0,2x0,4x0,3	Cubo aresta 0,121	0,4	0,003	$2,8 \times 10^{-5}$	0,002
	Poliédrica 0,15	2		$1,04 \times 10^{-4}$	0,004

2.3.3 Simulação da ocorrência de ASB - Condições gerais

A fim de modelar as condições sob as quais haveria a ocorrência da ASB devido ao impacto de partículas foram realizadas simulações 3D.

Embora alguns trabalhos já tivessem sido publicados sobre a ocorrência de bandas de cisalhamento utilizando este mesmo *software* [MEDYANIK, 2006] [OWOLABI, 2013] [LANDAU, 2017] em geometrias 2D sob cisalhamento puro, por exemplo, optou-se por, num primeiro momento desta pesquisa, adquirir-se um maior conhecimento da operacionalidade do *software*, no sentido de se ganhar mais experiência quanto a esse tipo de análise. Foi considerada então, a geometria de um corpo de prova utilizado em ensaios de compressão dinâmica de Hopkinson (Caso A). Na segunda, o topo de um corpo cilíndrico sob impacto de uma esfera rígida, com dimensões compatíveis com as dos experimentos (Caso B). Ao final foram feitas comparações com resultados experimentais.

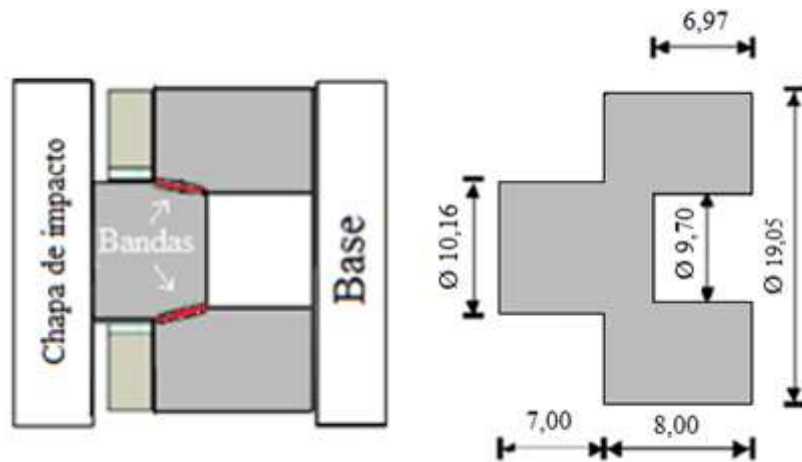
Neste tipo de simulação há uma dependência do tamanho dos elementos da malha devido a espessura das ASBs, que normalmente não passam de 100 μm [MEDYANIK, 2006] [OWOLABI, 2013] [WRIGHT, 2002] [OSOVSKI, 2012] e também visando um melhor resultado de distribuição de tensões. Os elementos devem ser de tamanho inferior a espessura da banda. Foi realizada uma análise de sensibilidade da malha, e os resultados foram satisfatórios, no sentido de capturar os efeitos de tensão, deformação e temperatura com certa precisão e aceitável custo computacional. Para a análise do corpo de prova tubular (Caso A) foi considerado um tamanho de malha, no local de interesse, de 50 μm , o que resultou em 20 elementos ao longo da região de interesse. Na análise do cilindro submetido a impactos de esferas (Caso B) considerou-se uma malha de 1 μm , resultando num número de 50 elementos na área de impacto.

2.3.3.1 Simulação da ocorrência de ASB – Validação da metodologia (Caso A)

Foi considerada a geometria de um corpo de prova utilizado em ensaios de compressão dinâmica de Hopkinson [LINS, 2006], a fim de simular as condições para formação de bandas de cisalhamento. Neste caso, a localização das bandas é induzida pela geometria, como em ensaios convencionais de cisalhamento. A geometria e dimensões são conforme Figura 37, em que foram modelados o material alvo, a barra incidente com velocidade de impacto de 50 m/s e o anel limitador. A modelagem da barra transmissora foi substituída por um engaste na base

do material alvo. Foi modelada apenas $\frac{1}{4}$ da geometria devido à simetria da estrutura, obtendo-se ganho de tempo computacional.

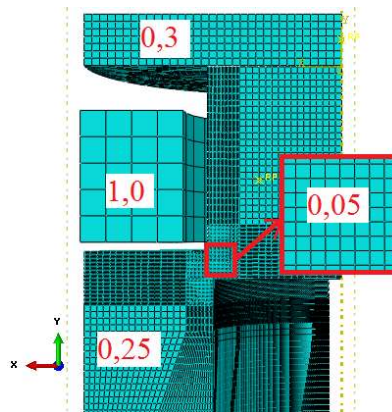
Figura 37 – Desenhos em cortes transversais, da montagem e do corpo de prova tubular de ensaio de compressão dinâmico. Fonte: Adaptado [LINS, 2006].



As propriedades do material alvo são as mesmas apresentadas na seção 2.3.1.1. Como a barra incidente e o anel limitador são rígidos, não há a necessidade de se definir um material na análise. As massas associadas às partes rígidas são de 5 kg para a barra incidente e 1 kg para o anel limitador. Na análise foi inserido o correspondente a $\frac{1}{4}$ da massa total. Estas foram associadas aos respectivos RP de cada geometria. O *step* do tipo dinâmico *explicit* foi de duração 0,02 s.

O tamanho dos elementos na barra incidente é 0,3 mm, no anel limitador é de 1,0 mm. O tamanho global da malha no corpo de prova é de 0,25 mm e na região de interesse 0,05 mm (área onde seria esperada a ocorrência da banda), ver Figura 38.

Figura 38 – Malha na simulação da ocorrência da ASB - Caso A.

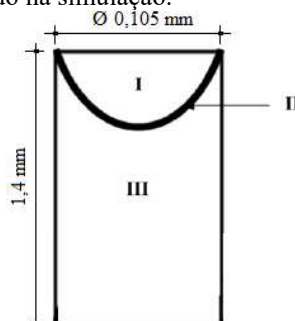


O material-alvo e o anel limitador estão fixos na superfície inferior. A montagem como um todo apresenta simetria com os eixos X e Z. Foram restringidos deslocamentos em X e Z e rotações nos três eixos para os pontos de referência dos corpos rígido da análise.

2.3.3.2 Simulação da ocorrência de ASB – Caso B

Nesta simulação utilizou-se o topo de um cilindro deformável ($\varnothing 0,105$ mm x 1,4 mm), Figura 39, como material-alvo sujeito ao o impacto de uma partícula esférica rígida ($\varnothing 0,15$ mm e massa $6,963 \times 10^{-6}$ gramas), orientada inicialmente a 90° e a 50 m/s. Num segundo momento, foi considerada a mesma partícula esférica a 30° com a superfície do cilindro e a 50 m/s. As propriedades do material-alvo estão especificadas na seção 2.3.1.1. Esta montagem, até onde foi possível verificar, não foi ainda utilizada em outros estudos.

Figura 39 – Dimensões do cilindro utilizado na simulação.

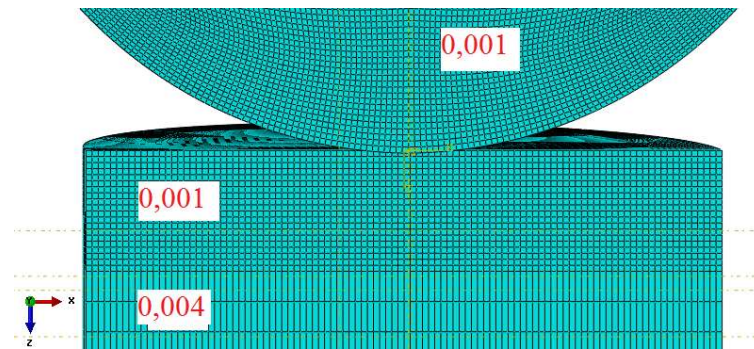


Legenda: (I) região encruada pelo impacto; (II) região esperada de formação da ASB e (III) material original.

O tamanho de malha na região de interesse do cilindro e na esfera é de 0,001 mm e a malha global é de 0,004 mm, conforme Figura 40.

Foi modelada apenas metade da geometria devido à simetria da estrutura, obtendo-se ganho computacional. O *step* do tipo dinâmico *explicit* para a análise a 90° foi de duração de $2,3 \times 10^{-7}$ s, e para 30° de $3,6 \times 10^{-6}$ s. As propriedades e superfícies que entrarão em contato são as mesmas definidas para a simulação da morfologia da erosão por partícula esférica, bem como as condições de contorno.

Figura 40 – Malha na simulação da ocorrência da ASB - Caso B.

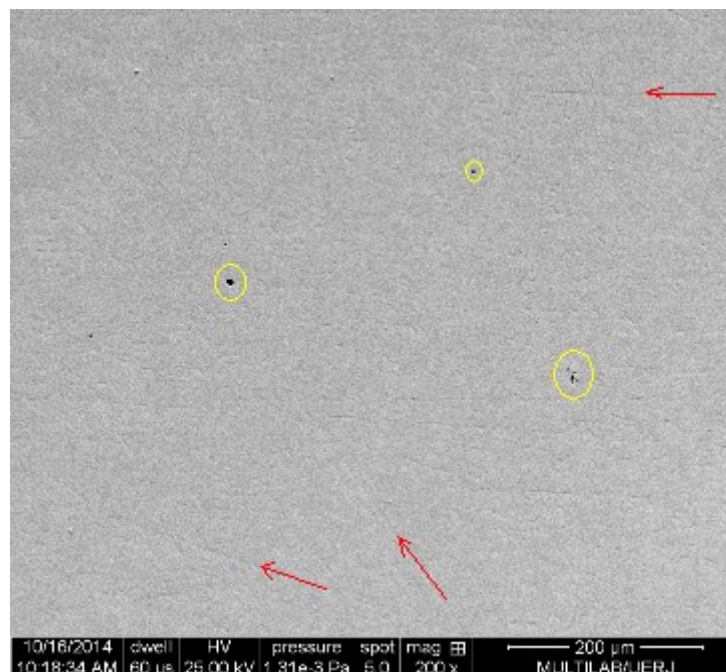


3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterizações superficial e subsuperficial

A seguir são apresentadas as micrografias de MEV obtidas experimentalmente para amostras de aço inoxidável duplex UNS S322205 submetidas à erosão por impactos de partículas de alumina em fluxo de ar. Na Figura 41 observa-se uma imagem de MEV da amostra com a superfície polida conforme descrito na metodologia, obtida no Laboratório de Eletrônica Quântica do Instituto de Física. O polimento foi considerado satisfatório e mostrou alguns poros (assinalados por círculos) e poucos riscos remanescentes do lixamento (assinalados por setas).

Figura 41 - Amostra polida.



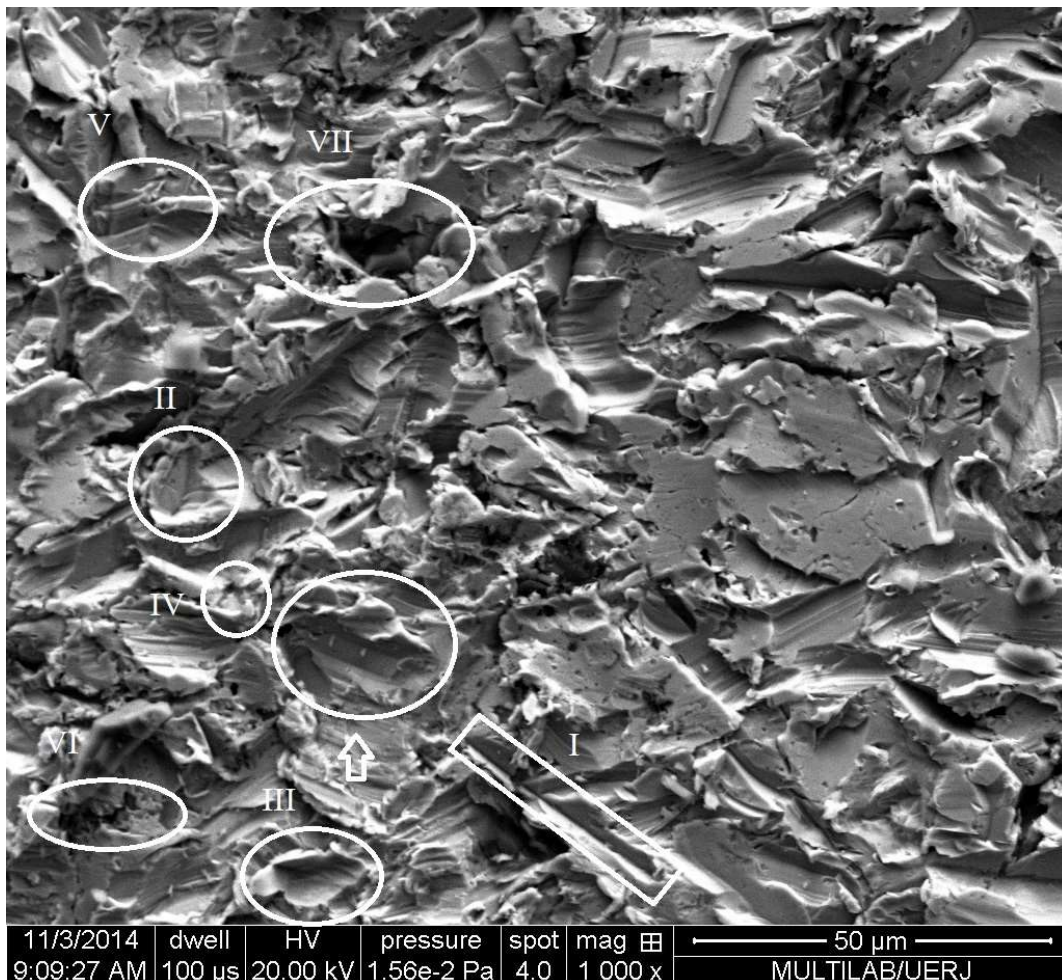
3.1.1 Aspectos superficiais

Na Figura 42 tem-se a micrografia de MEV da superfície erodida por 3 s. Nela pode-se ver, ainda que tenha havido um tempo relativamente pequeno de exposição ao ataque, a diversidade morfológica dos efeitos da erosão. Por exemplo, sulcos como o mostrado em (I), poderiam ser atribuídos a efeitos de corte, e crateras de vários tipos: as que foram geradas

apenas por deformação plástica (II), as que apresentam deformação plástica localizada com formação de bordas ou lábios (III) e as que apresentam sinais de arrancamento dessas bordas (IV). Além disso, pode-se observar em (V) a presença de partículas esféricas (não foi verificado a composição), vazios coalescendo em microtrincas (VI), e vazios aglomerados em forma de pites (VII).

Deve ser ressaltado também que a imagem da Figura 42 evidencia a influência do regime de escoamento do fluxo de ar no direcionamento dos sulcos e das crateras produzidos pelas partículas. Por ser um regime turbulento, há indicações de impactos que se deram em ângulos diferentes do ângulo médio do fluxo e que atingiram a superfície com energias diferentes. Além disso, deve-se considerar que as partículas têm massas e formas variadas.

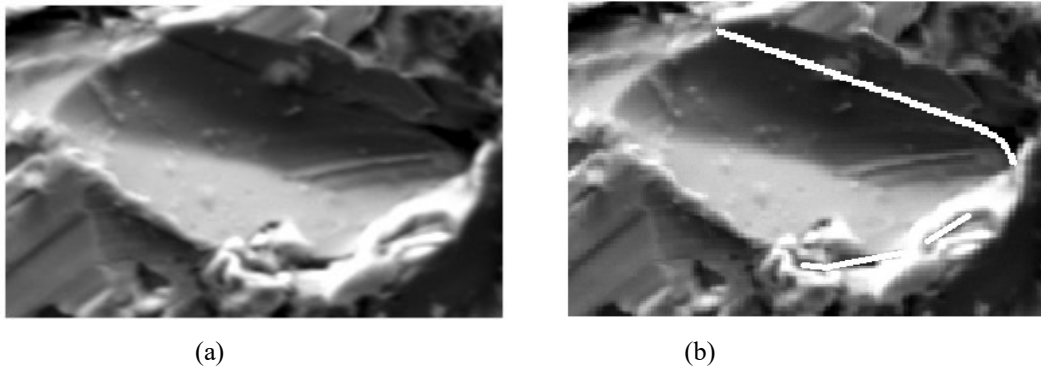
Figura 42 – Micrografia de MEV de uma amostra erodida por 3 s.



As imagens de MEV da Figura 43 mostram detalhes de uma cratera. Nela, observa-se que as bordas laterais deformadas plasticamente estão delimitadas por uma trinca que se

estende ao longo delas. Embora captada na imagem de MEV por uma vista de topo, esta trinca mostra evidências de ter sido formada em uma banda de cisalhamento, localizada abaixo do nível da cratera, como detalhado na Figura 43 [SANTOS, 2014].

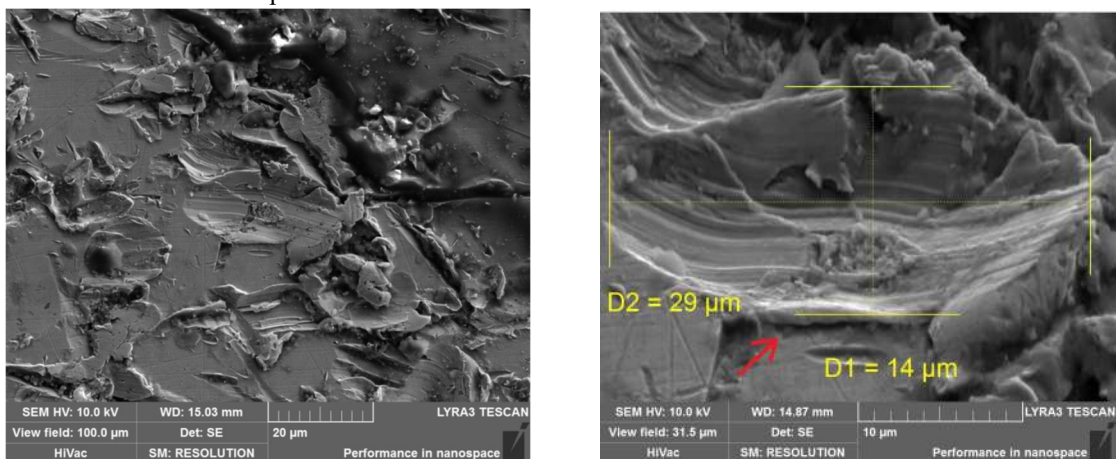
Figura 43 – Cratera com trinca.



Legenda: (a) Cratera indicada por seta na Figura 27; (b) Trinca ressaltada pela linha branca.

Mesmo não sendo comum a observação de ABS e trincas em imagens de topo, imagens como a da Figura 44, se verifica uma descontinuidade no material que poderia ser originada pela propagação de uma trinca, como está indicado pela seta de cor vermelha.

Figura 44 – Amostra erodida por 5 s.



Legenda: (a) Vista de topo de cratera com indícios de presença de trincas subsuperficiais indicadoras de ASB e
(b) Detalhe da cratera com vista inclinada.

Os resultados das análises das superfícies por MEV evidenciaram diversos aspectos morfológicos decorrentes da erosão por impactos de partículas, conforme já registrado por diversos pesquisadores [HUTCHINGS, 1974] [AQUARO, 2001] [OKA, 2005] [CAMACHO, 2013]. No entanto, na maioria desses estudos foram utilizadas partículas

individuais. No âmbito do que já foi aqui mencionado sobre evidências de efeitos de corte, presença de vazios, pites, trincas e precipitados, as evidências de efeitos de deformação plástica se destacam.

A utilização de um fluxo de partículas ao invés de experimentos com uma única partícula mostrou-se particularmente interessante no sentido de que, nas imagens por MEV, diversos tipos de efeitos erosivos puderam ser observados simultaneamente, ver Figura 42.

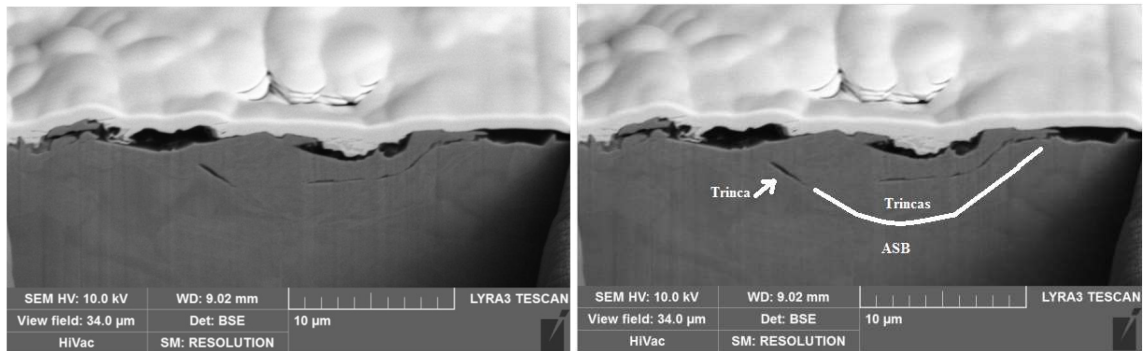
Por exemplo, a evolução da deformação plástica na formação de crateras está de acordo com o previsto no modelo de localização de [SHEWMON E SUNDARARAJAN, 1983]. Se decorrente de múltiplos experimentos com partículas individuais incidindo na mesma cratera, uma associação desta evolução com o modelo de localização implicaria maior gasto de tempo e de recursos laboratoriais.

Como foi visto nas Figuras 43 e 44 algumas crateras mostraram trincas ao longo das bordas que poderiam ser indicações da presença de ASBs. Para que se pudesse investigar melhor a presença dessas bandas em crateras de deformação plástica, algumas crateras foram selecionadas para estudo das seções transversais em corpos de prova erodidos, e então examinadas por MEV, visando uma possível caracterização da formação de ASB.

3.1.2 Aspectos subsuperficiais

A Figura 45 (a) mostra uma seção transversal de uma cratera, após corte por feixe de íons, detalhado na metodologia. Na figura, observam-se trincas que teriam sido geradas pelos impactos das partículas de alumina, após exposição da amostra ao ataque erosivo por 5s. A exemplo de outros trabalhos consultados, como os de [SHEWMON, 1983] [ODESHI, 2005] [RODRÍGUEZ, 2007] [OWOLABI, 2013], o posicionamento dessas trincas indica que elas se situam ao longo de ASBs.

Figura 45 – Amostra erodida por 5 s. Corte transversal da cratera mostrada na Figura 44.



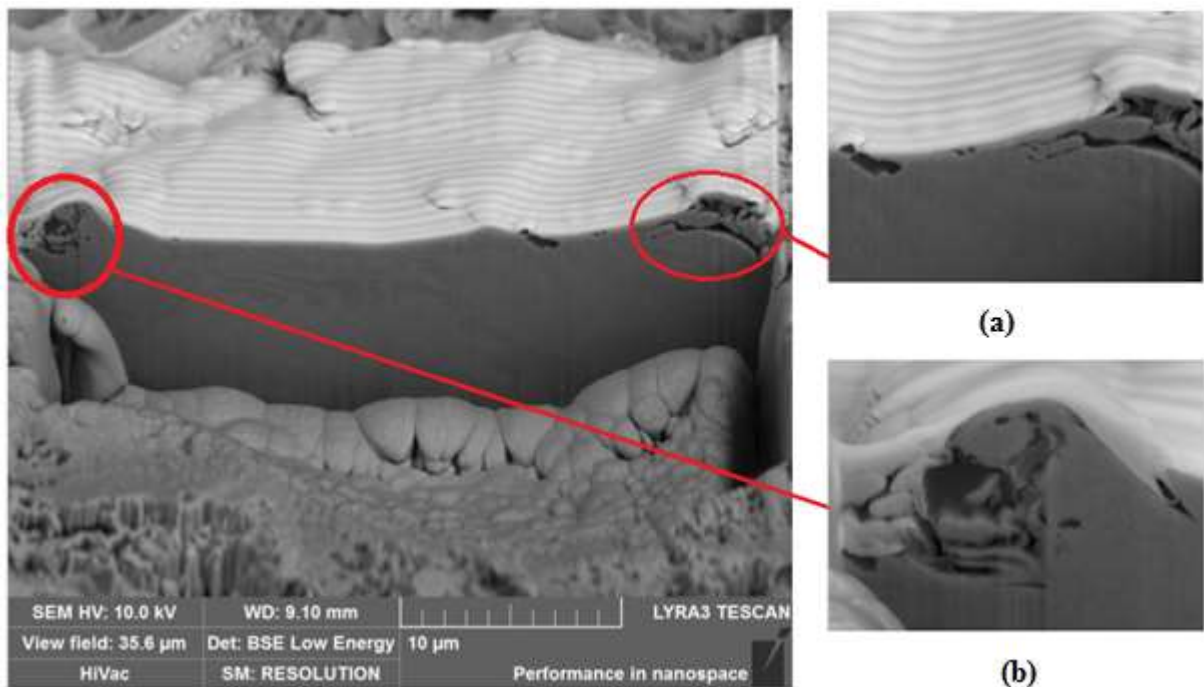
(a)

(b)

Legenda: (a) Evidências de ASB e trincas ao longo de ASB, ressaltadas em (b).

A Figura 46 mostra a imagem de uma seção transversal de uma cratera erodida por 20 s, após corte por feixe de íons. Nas subsuperfícies das extremidades da cratera, podem ser vistas trincas que mereceriam um estudo mais aprofundado no sentido de se confirmar uma associação com bandas de cisalhamento ou com os efeitos de possíveis interferências entre deformações e fraturas de crateras adjacente.

Figura 46 – Imagem de MEV de uma amostra erodida por 20 s.



(a)

(b)

Legenda: Seção transversal de cratera mostrando detalhes de trincas nas extremidades, detalhadas em (a) e (b).

3.1.3 Comentários adicionais

Os resultados experimentais representados aqui por imagens de MEV tanto de topo quanto transversais mostraram-se adequados na caracterização de superfícies e subsuperfícies. Isto inclui não só as evidências morfológicas dos efeitos erosivos na superfície como também da identificação de ASBs nas subsuperfícies de algumas crateras.

Além disso, os resultados mostraram-se, em geral, comparáveis aos da literatura consultada.

3.2 Simulações numéricas

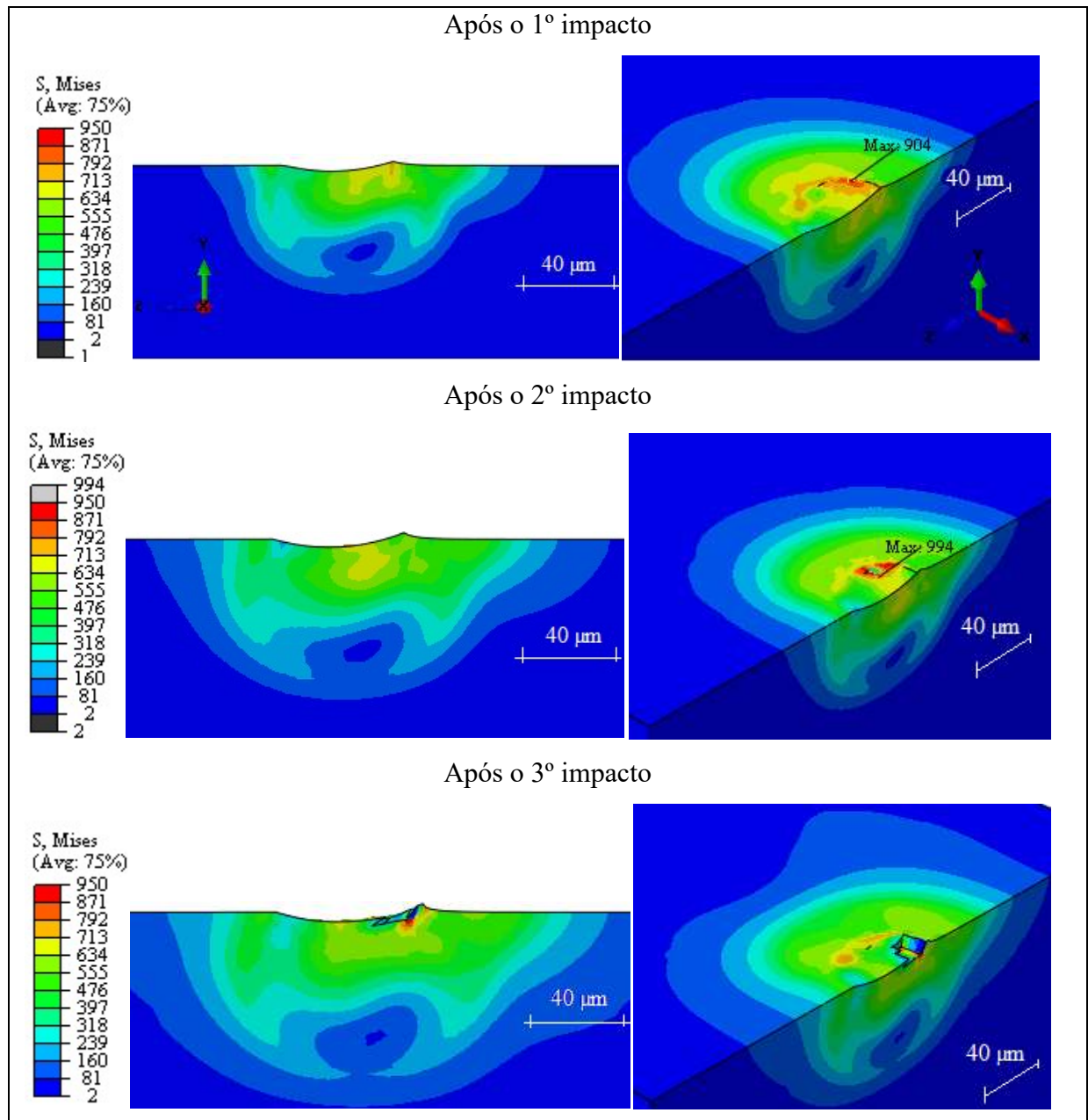
3.2.1 Simulação da morfologia superficial

3.2.1.1 *Impactos de partículas esféricas*

A Figura 47 mostra, na sequência vertical imagens da cratera produzida em corte transversal e numa vista isométrica, numa distribuição de tensões, após cada impacto. Nota-se que impactos sucessivos de partículas esféricas conduziram a um aumento progressivo das tensões, com evidências de formação de crateras e indicações da eliminação de elementos, que se deu no 3º impacto.

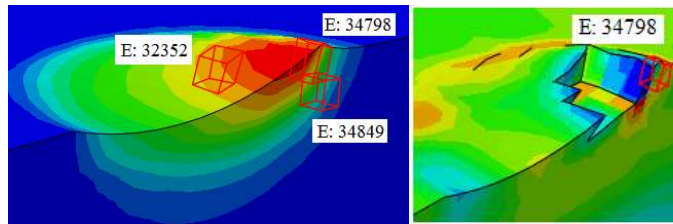
O material removido se encontra próximo ao volume de material mais cisalhado (lábio). Deve ser destacado que, nas imagens das simulações, a perda de massa é representada pela retirada, na malha, dos elementos que atingiram o critério de dano estabelecido. Na prática, como se trata de compressão, as partes do material que se degradaram mecanicamente, podem permanecer nas crateras.

Figura 47 – Tensões equivalentes (S - von Mises) [MPa].



Foram, então, selecionados três elementos da placa (material-alvo), conforme identificados na Figura 48, para se gerar gráficos de resultados. Procurou-se escolher elementos contidos na região de impacto (cratera) que vieram ou não a falhar ao longo da análise.

Figura 48 – Identificação dos elementos.

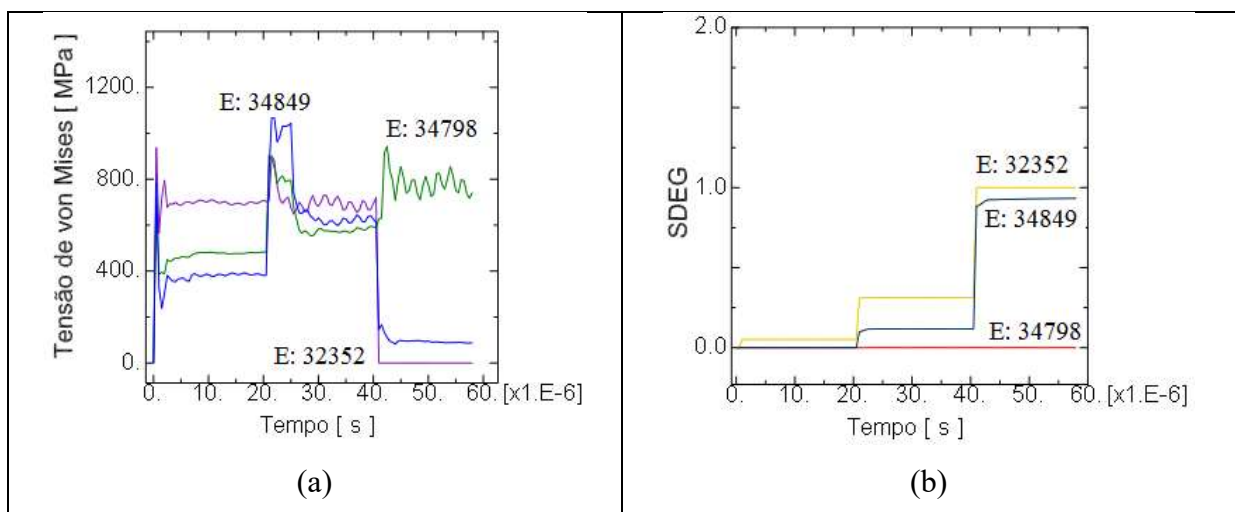


Legenda: À direita, cratera após o 2º impacto. À esquerda cratera após 3º impacto.

As curvas do gráfico (tensão de von Mises) x (tempo), na Figura 49 (a), mostram que cada impacto gerou um aumento significativo de tensão. Considerando o espaçamento físico entre as partículas e o tempo de processamento, o primeiro impacto foi estabelecido no tempo de $0,5 \times 10^{-6}$ s, o segundo no tempo de $20,5 \times 10^{-6}$ s e o terceiro impacto no tempo de $41,0 \times 10^{-6}$ s, o que pode ser observado no gráfico. O elemento E:32352 falhou no 3º impacto e os outros dois elementos apresentaram tensões residuais.

A simulação da redução de rigidez do material passa a ser computada no *software* uma vez atingido um dos critérios de dano ativos. Os valores deste índice para os elementos selecionados são apresentados no gráfico (redução da rigidez - SDEG) x (tempo), na Figura 49 (b). O elemento E: 34798 não teve sua rigidez reduzida (SDEG=0), o que já permite concluir que não atingiu o início do dano. A redução da rigidez é calculada conforme apresentado na seção 1.3.5.

Figura 49 – Gráficos de (tensão) x (tempo) e gráfico de (redução da rigidez) x (tempo).



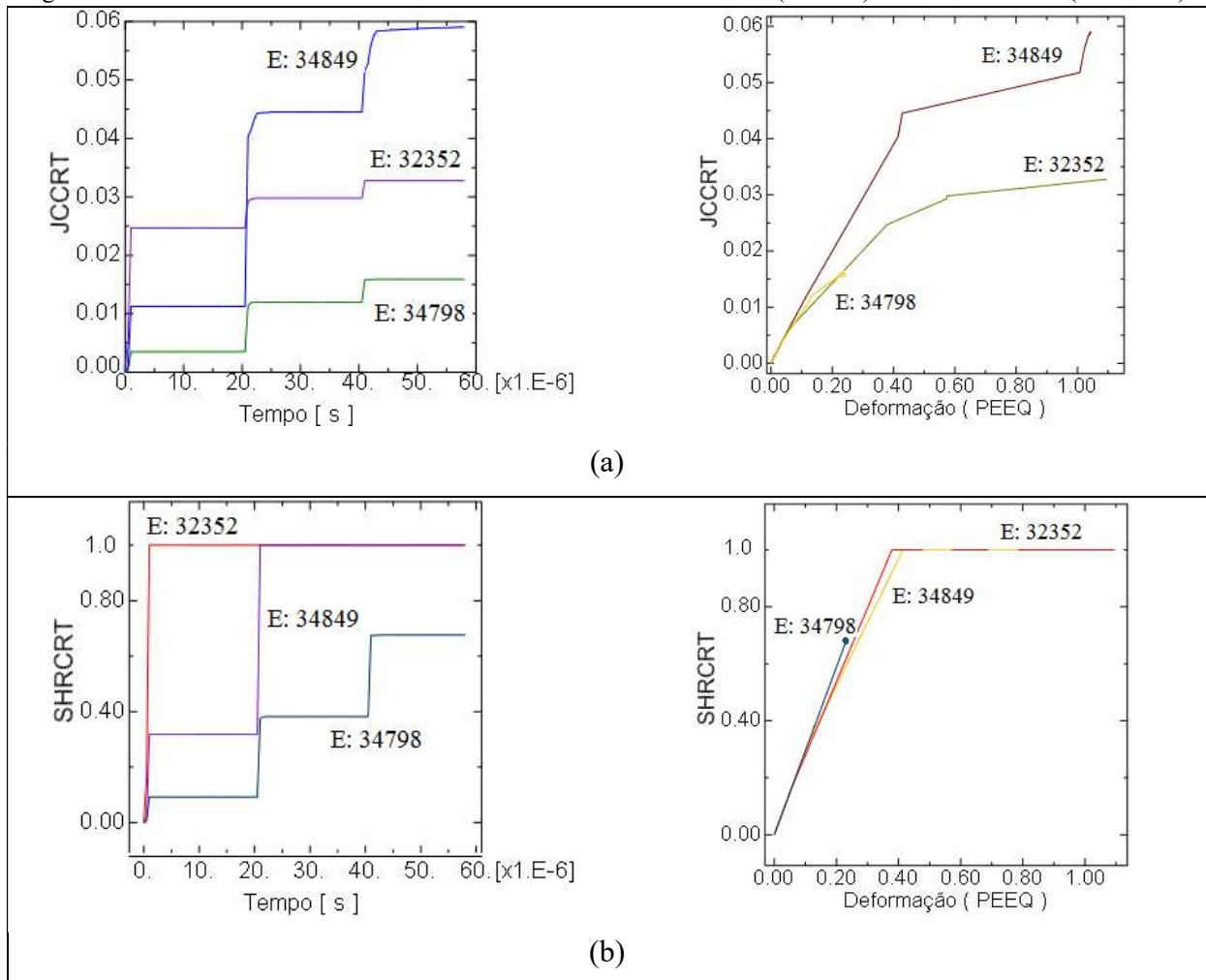
Os critérios de dano ativos na análise são baseados em deformações. Como se observa nos gráficos da Figura 50, o índice do critério de cisalhamento (SHRCRT), comparado ao índice do critério de Johnson e Cook (JCCRT), foi mais expressivo em mostrar a falha no

material, pois dois dos três elementos selecionados atingiram índice máximo de dano (SHRCRT=1) durante análise.

O índice para o critério de Johnson e Cook (JCCRT) ficou abaixo dos 10% (0,06), sendo mais expressivo para o elemento da subsuperfície (E: 34849). Este índice foi o dobro do outro elemento mais interno à cratera (E:32352). Isto poderia ser uma indicação de que o critério de Johnson e Cook seria mais sensível para compressão. No caso do critério de cisalhamento, como se espera, isto ocorreria para os efeitos de corte.

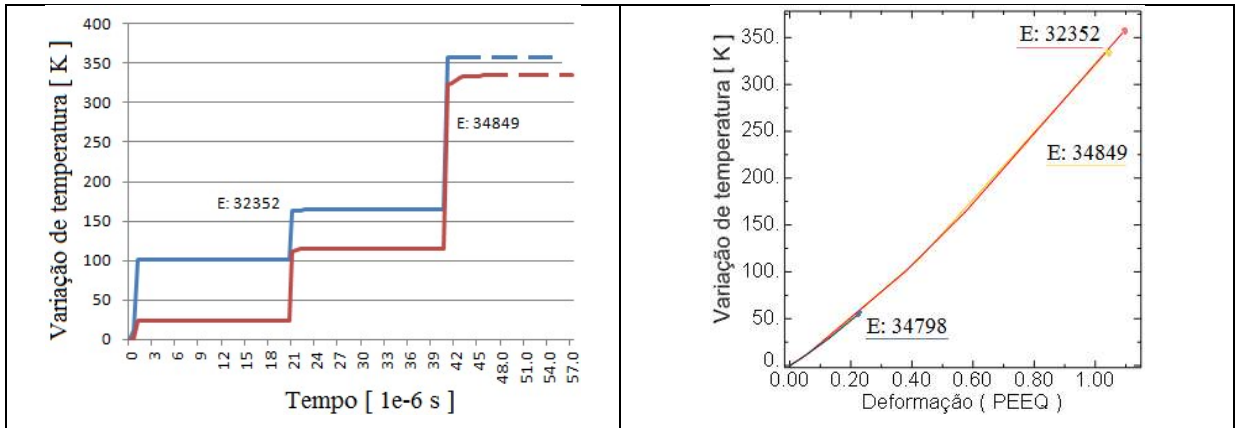
O gráfico da (JCCRT) x (deformação) mostra que a deformação para o elemento E:34798 é relativamente pequena (inferior a 0,40), este se encontra à frente da cratera, no lábio; e mostra também que o elemento E: 34849 experimentou uma deformação plástica significativo (PEEQ \approx 1,0).

Figura 50 – Gráficos dos índices de critérios de dano de Johnson e Cook (JCCRT) e de cisalhamento (SHRCRT).



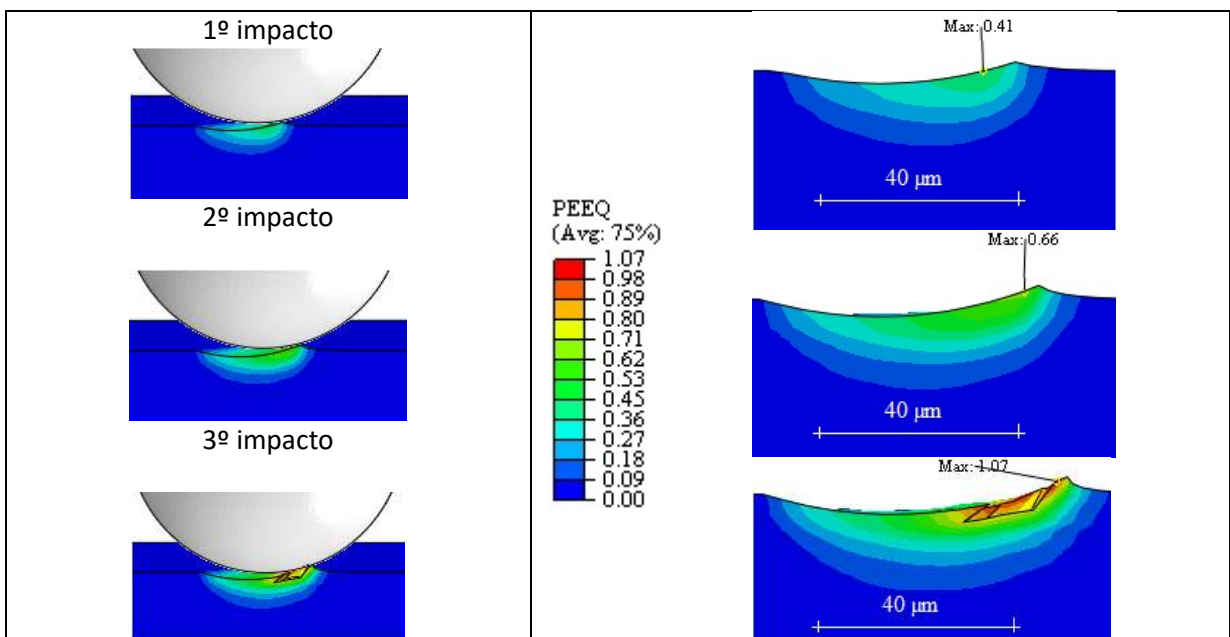
As temperaturas registradas, gráficos da Figura 51, nos elementos selecionados da cratera estão compatíveis com a deformação plástica atingida, não só pela sua localização quanto pelo nível de deformação correspondente. A máxima variação de temperatura registrada foi de $\Delta T = 350$ K (E: 34849 e E:32352), e se deu no 3º impacto. A temperatura de referência é a temperatura ambiente de 298 K.

Figura 51 – Gráficos da variação de temperatura.



A Figura 52 mostra a distribuição de deformação plástica equivalente (escalar que expressa as deformações plásticas resultantes nas 3 direções) após cada impacto e que esta aumentou progressivamente. Os valores máximos registrados após cada impacto foram 0,41 no primeiro impacto; 0,66 no 2º impacto e 1,07 no 3º impacto.

Figura 52 – Deformações plásticas equivalentes (PEEQ).

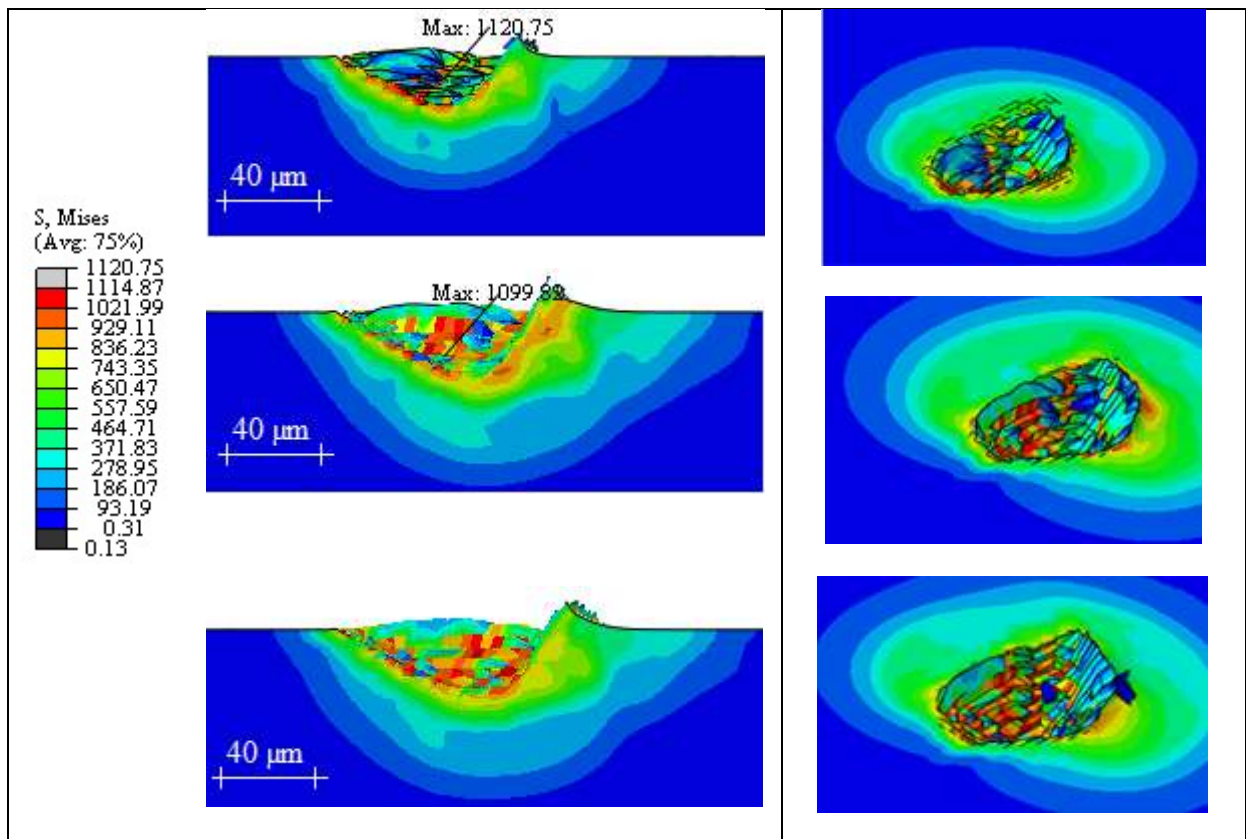


Em resumo, a simulação com partículas esféricas apresentou resultados em termos de imagens e gráficos que representam satisfatoriamente os aspectos morfológicos (evidências de formação de crateras e de deformação plástica) e também estruturais (tensões e deformações compatíveis com propriedades mecânicas) esperados para um material com características similares ao material em estudo.

3.2.1.2 *Impactos de partículas cúbicas*

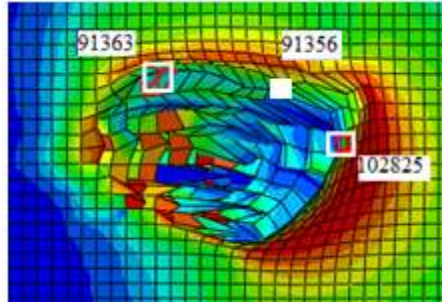
A Figura 53 mostra, na sequência vertical, imagens da cratera produzida em corte transversal e numa vista isométrica, numa distribuição de tensões, após cada impacto. Conforme mostrado nas imagens, a simulação da morfologia da superfície erodida por partículas cúbicas já evidencia eliminação de elementos desde o 1º impacto.

Figura 53 – Tensões equivalentes (S - von Mises) [MPa].



Foram, então, selecionados três elementos da placa, conforme identificados a seguir, para se gerar gráficos de resultados. Procurou-se escolher elementos contidos na região de impacto (cratera) que vieram a falhar ao longo da análise (simulando erosão).

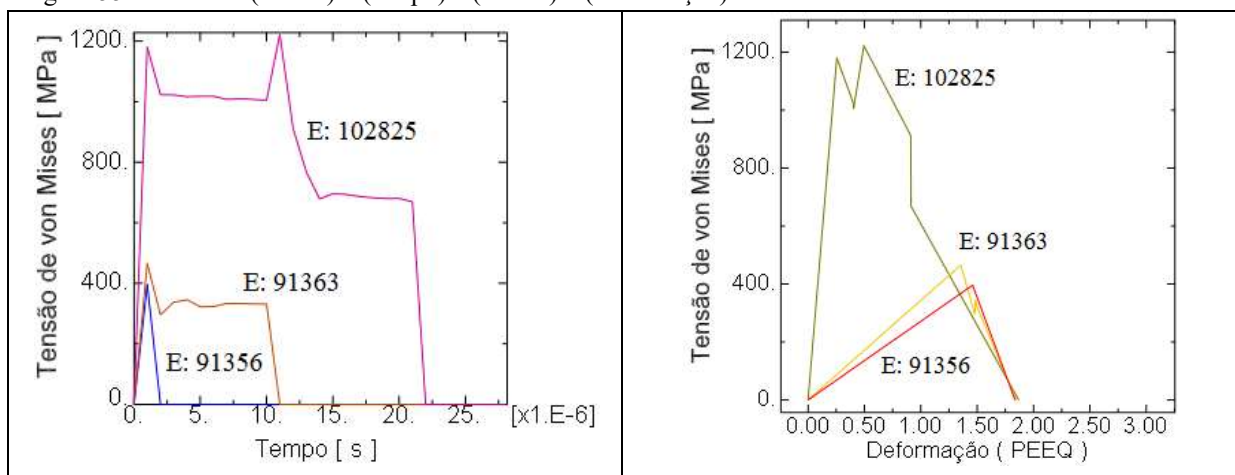
Figura 54 – Localização dos elementos em discussão em relação aos impactos.



Legenda: O quadrado branco indica que o elemento (E: 91356) foi eliminado.

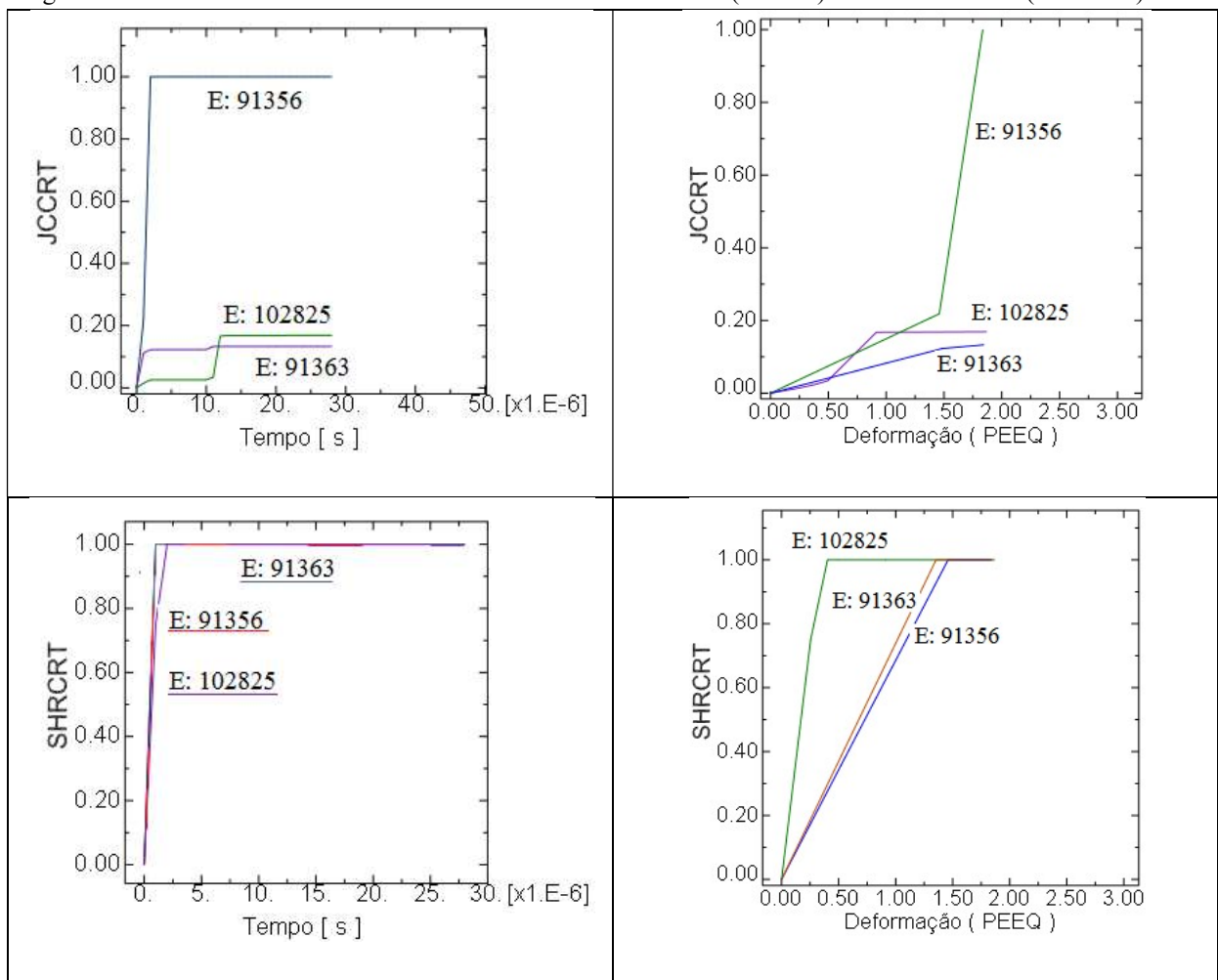
As tensões alcançadas foram mais elevadas do que as registradas na simulação por partículas esféricas (ver Figura 55). Isto poderia ser explicado pela concentração de tensões provocadas pela penetração do vértice da partícula cúbica (como estabelecido), situação típica de aplicação de esforços por ferramentas de usinagem por corte, por exemplo. Considerando o espaçamento físico entre as partículas e o tempo de processamento, o primeiro impacto foi estabelecido no tempo de $1,0 \times 10^{-6}$ s, o segundo impacto no tempo de $1,1 \times 10^{-5}$ s e o terceiro impacto no tempo de $2,1 \times 10^{-5}$ s.

Figura 55 – Gráficos (tensão) x (tempo) e (tensão) x (deformação).



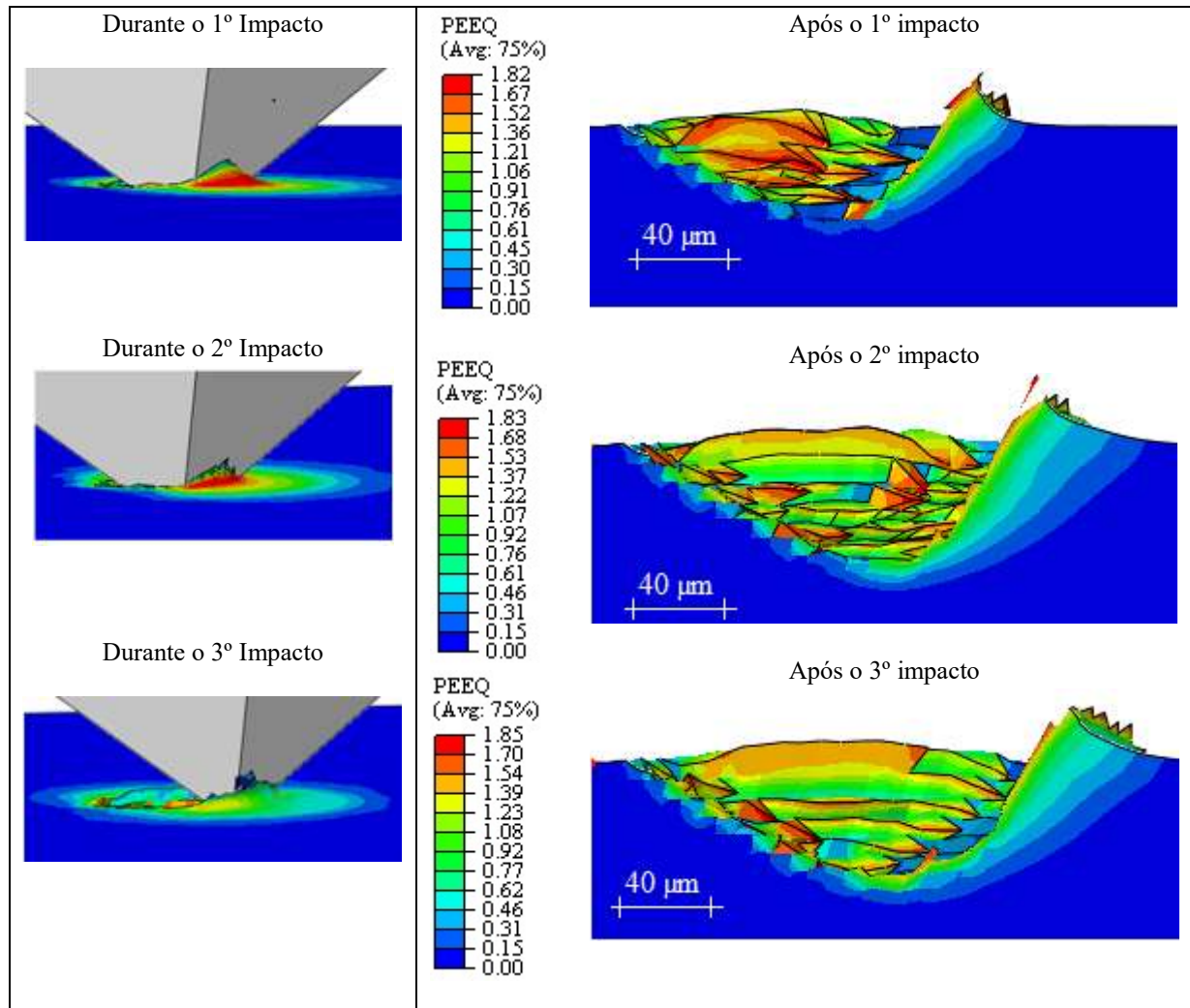
Os elementos, em geral, falharam pelos dois critérios de falha, Johnson e Cook e Cisalhamento (Figura 56). Nota-se visualmente (Figura 55) e por meio da análise do gráfico dos índices de dano (JCCRT e SHRCRT na Figura 56) que a simulação da erosão de materiais dúcteis só reproduziria o previsto nos experimentos considerando-se uma combinação dos modelos de localização [SHEWMON, 1983] e de corte [BITTER, 1963] [FINNIE, 1972]. Isto é reforçado pelo fato de haver falhas localizadas de material, simulando remoção de material, desde o primeiro impacto.

Figura 56 – Gráficos índice de critérios de dano de Johnson e Cook (JCCRT) e de cisalhamento (SHRCRT).



A simulação com partículas cúbicas apresentou resultados que, quando comparados com os resultados obtidos com partícula esférica, significaram uma melhor representação dos efeitos de erosão por impactos de partículas. Isto fica evidente nas imagens de deformação (ver Figura 57) onde, além da profundidade aparente das crateras, é possível notar-se uma representação da formação do lábio mais efetiva e ocorrência de micro corte (usinagem), para a mesma energia.

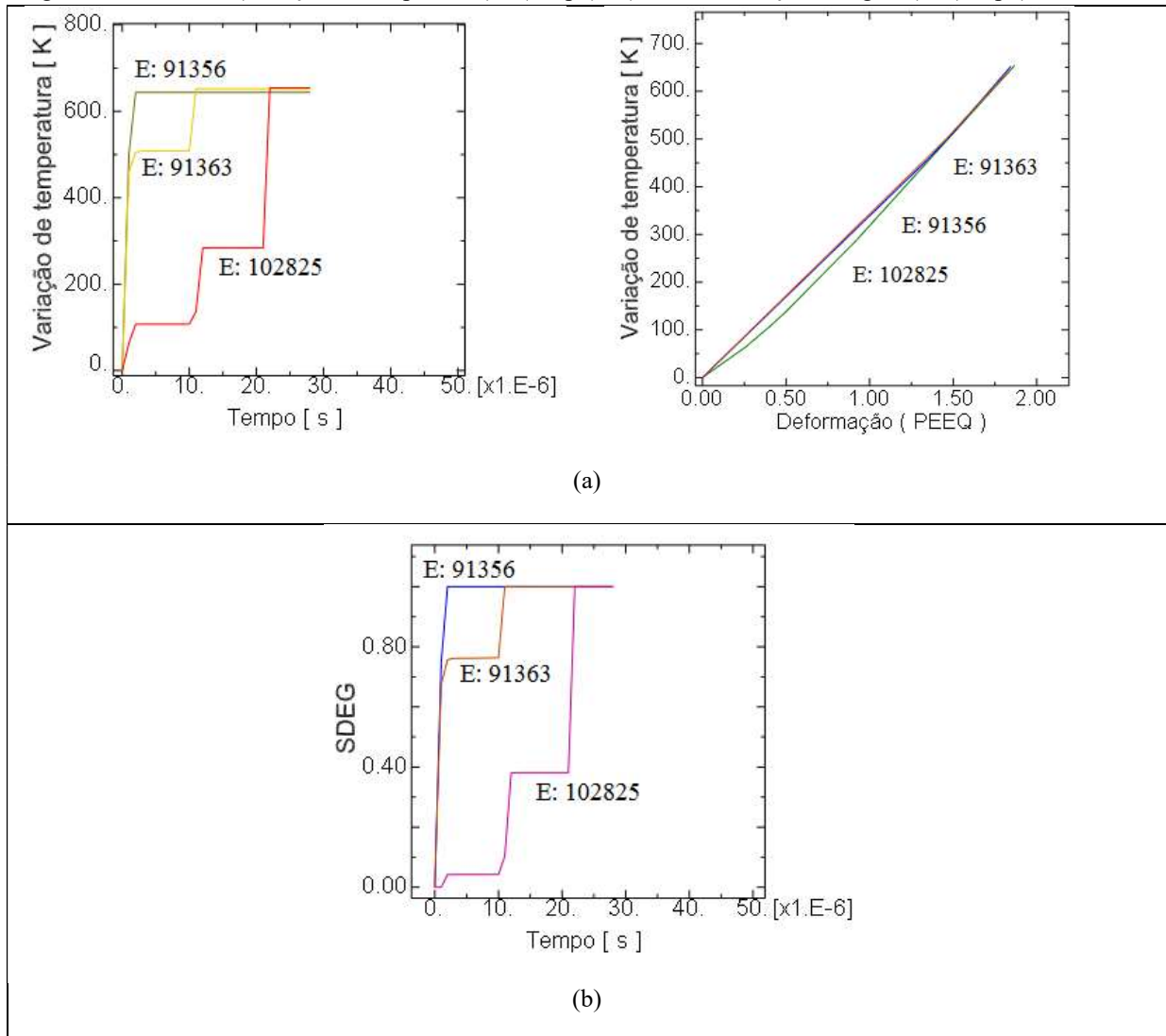
Figura 57 – Deformações plásticas equivalentes (PEEQ).



As temperaturas registradas em determinados pontos da cratera são significativamente mais elevadas do que as da simulação com partículas esféricas e estão compatíveis com as deformações plásticas atingidas. A máxima variação de temperatura registrada na análise foi de $\Delta T = 650$ K, conforme gráfico na Figura 58 (a).

No que se refere a rigidez do material a simulação mostra uma redução acentuada em dois dos elementos considerados desde o primeiro impacto. A rigidez do outro elemento (E:102825) foi reduzida de modo mais progressivo até o terceiro impacto. A curva do gráfico de redução da rigidez dos elementos pode ser vista na Figura 58 (b).

Figura 58 – Gráficos (variação de temperatura) x (tempo) e (índice de redução da rigidez) x (tempo).



Tendo em vista que, já no primeiro impacto, foi observada na simulação a remoção de material, embora em pequena proporção em relação ao volume deformado da cratera, foi considerada a possibilidade de se fazer nova simulação com partículas poliédricas visando uma menor profundidade de penetração da partícula erodente e possivelmente uma maior aproximação com resultados experimentais.

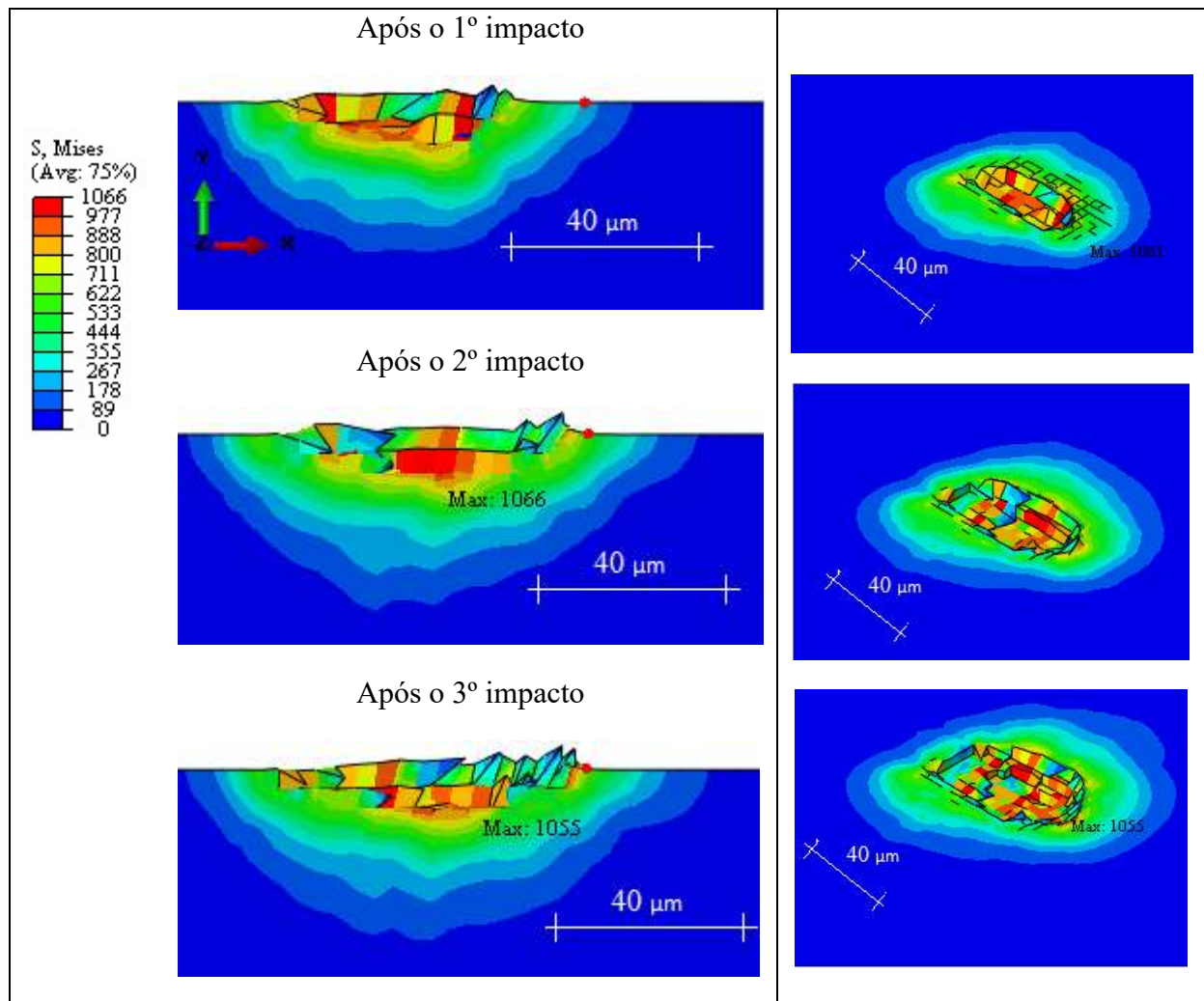
3.2.1.3 *Impactos de partículas poliédricas*

Para fins dessa análise o que está referido como partícula "poliédrica" é a retratada no desenho esquemático da Figura 33. Ao contrário do impacto da partícula cúbica, que foi obtido por meio de um vértice, no caso da partícula poliédrica foi considerado um contato

inicial numa pequena aresta. Com isto reduziu-se o volume de elementos removidos já no primeiro impacto, o que pode ser visto na Figura 59.

A Figura 59 mostra o momento após o impacto de cada partícula (primeiro contato se deu por uma pequena aresta, rotação não foi considerada) e em seguida imagens da cratera produzida numa vista isométrica e outra em corte transversal.

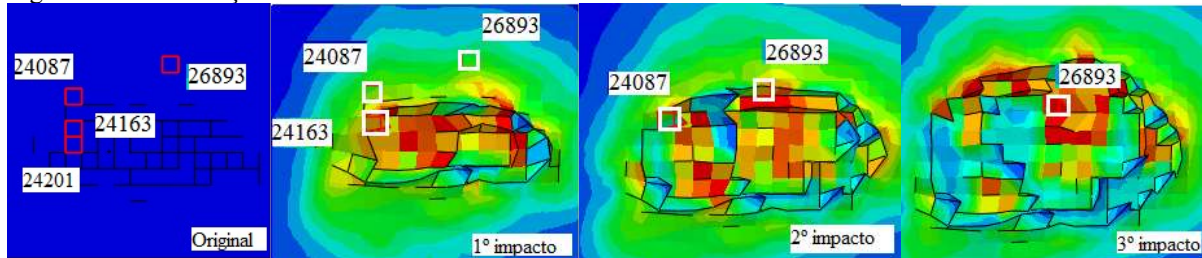
Figura 59 – Tensões equivalentes (S - von Mises) [MPa].



Pelas imagens nota-se o desgaste progressivo do material por erosão por impacto de partículas. Neste caso, a partícula seguinte a um impacto encontra um material diferente daquele original. Devido a deformação plástica há um aumento da temperatura local e uma redução da rigidez do material, após atingido o critério de iniciação do dano no *software*. Observa-se também que os elementos próximos as bordas são os mais distorcidos, permitindo uma associação com formação do lábio.

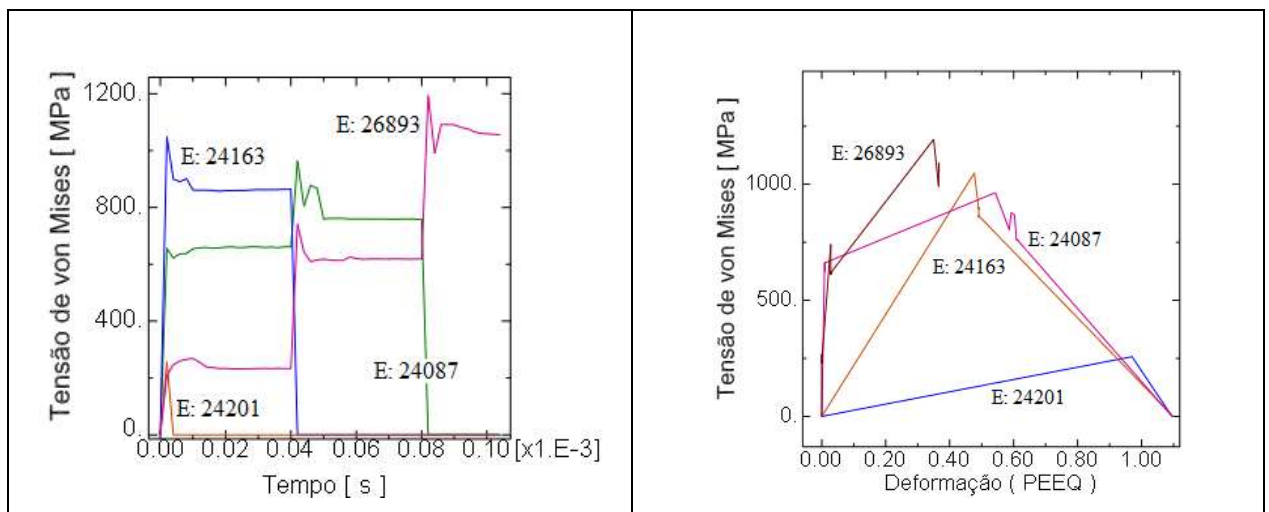
Foram selecionados quatro elementos da placa, para se gerar gráficos e discussão, conforme identificados e discutidos a seguir. Procurou-se escolher, num primeiro momento, 3 elementos contidos na região de impacto (cratera) que foram eliminados ao longo da análise (erosão). Um quarto elemento com tensão residual foi selecionado, identificado pelo número E: 26893.

Figura 60 – Localização dos elementos.



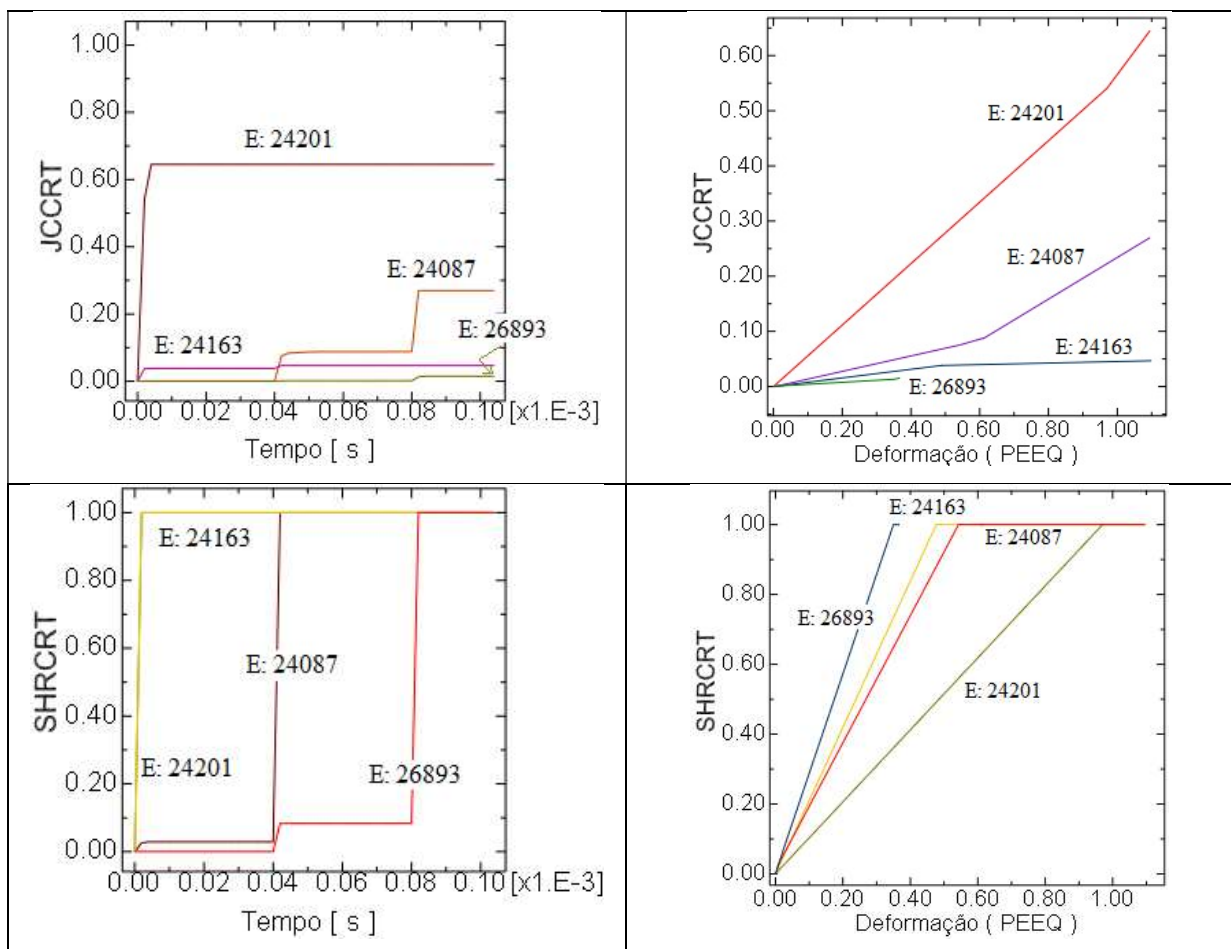
Pela leitura do gráfico (tensão) x (tempo), na Figura 61, o primeiro impacto foi estabelecido no tempo de 2×10^{-6} s, o segundo impacto no tempo de 40×10^{-6} s e o terceiro impacto no tempo de 80×10^{-6} s. Observa-se, também, que o elemento E: 24201 falhou no primeiro impacto; o E: 24163 no segundo; e o E: 24087 no terceiro impacto. Com a remoção a cada impacto, novos elementos ficaram expostos. A interação de contato com a partícula erodente foi definida em termos dos nós da placa, garantindo, portanto, o atrito e a resistência à compressão dos elementos relativos ao impacto da partícula.

Figura 61 – Gráficos da (tensão de von Mises) x (tempo) e (tensão de von Mises) x (deformação).



Os três elementos que vieram a falhar durante a análise, falharam pelo critério de cisalhamento (SHRCRT) (Figura 62). O índice do critério de Johnson e Cook (JCCRT) para (E:24201) foi maior que os outros elementos plotados, em quase o dobro (JCCRT = 0,64, Figura 62), mas ainda inferior ao máximo (=1). Isto mostra que no primeiro impacto ambos os critérios foram expressivos em termos de dano. Isso se deve ao posicionamento do elemento em relação à partícula erodente no momento do impacto, tendo maior influência quanto mais alinhada a aresta de contato está com o elemento, para partículas angulares. Os elementos mais afastados ou adjacentes ao ponto de contato inicial ficam sujeitos as influências de tensão e temperatura resultantes da deformação impressa. Se fosse simulado considerando se a rotação da partícula, o impacto poderia ocorrer em qualquer ponto e o resultado poderia ser outro.

Figura 62 – Critérios de dano de Johnson e Cook (JCCRT) e de cisalhamento (SHRCRT).

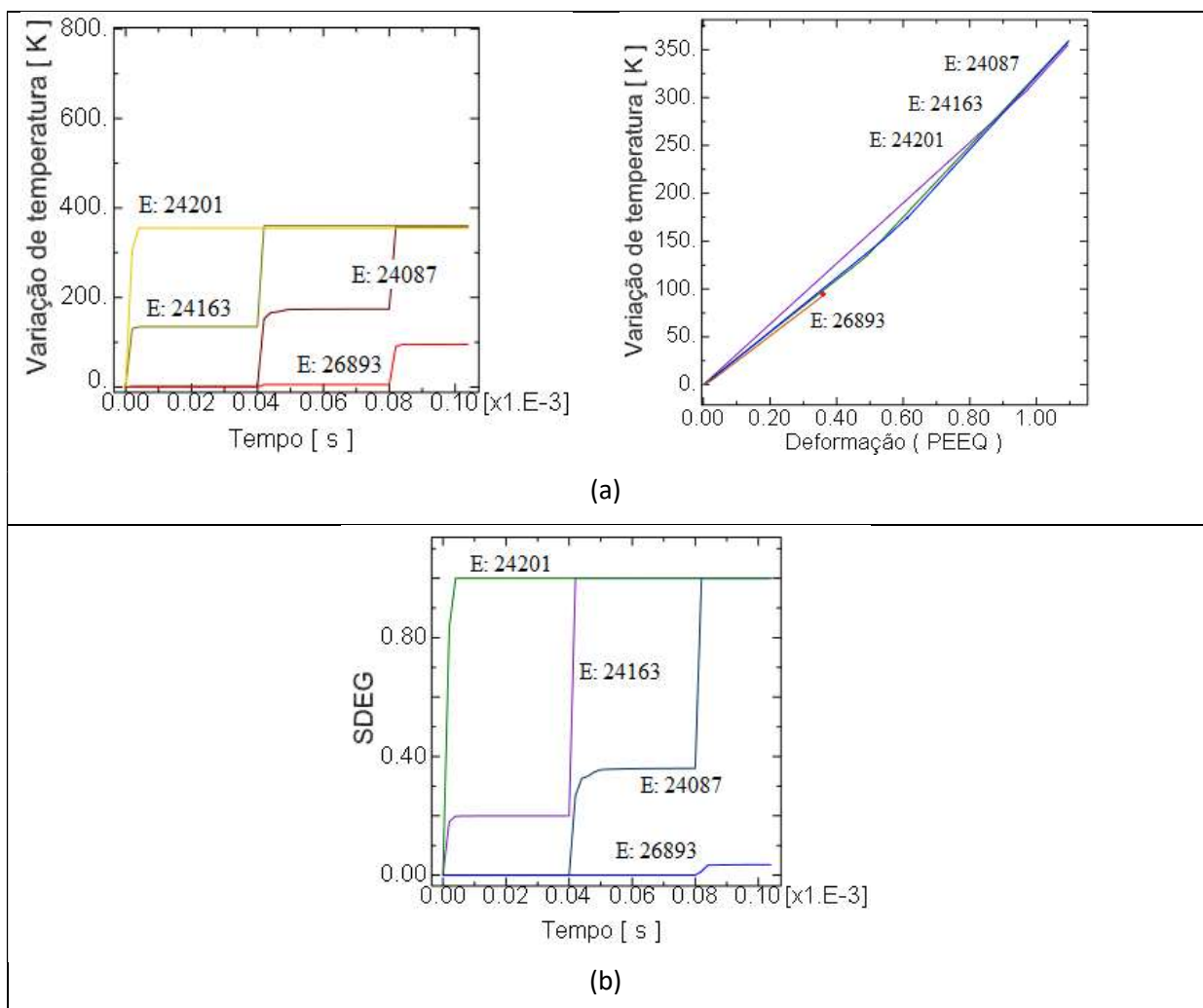


O elemento mais afastado do impacto inicial (E: 26893) não falhou durante esta análise, pois atingiu um dos critérios ativos de iniciação do dano apenas no 3º impacto.

Conseqüentemente, a redução da rigidez ainda é relativamente pequena (Figura 63 (b)), comparável a simulação com partícula esférica que mostra uma redução entre 0,2 e 0,4 no segundo impacto.

Em termos de variação da temperatura, três dos quatro elementos selecionados apresentaram a mesma ordem de grandeza durante a análise, $\Delta T \sim 350$ K. Exceto para o elemento E: 26893 que está mais afastado, e menos deformado plasticamente, conforme Figura 63 (a).

Figura 63 – Gráficos da variação de temperatura e redução da rigidez (SDEG).



Em resumo, a simulação com partículas poliédricas apresentou resultados que, quando comparados com os resultados obtidos com as partículas esférica e cúbica, significaram uma representação ainda melhor dos efeitos de erosão por impactos de partículas. Isto fica evidente nas imagens, onde se pode observar que o formato das crateras simuladas se aproxima das

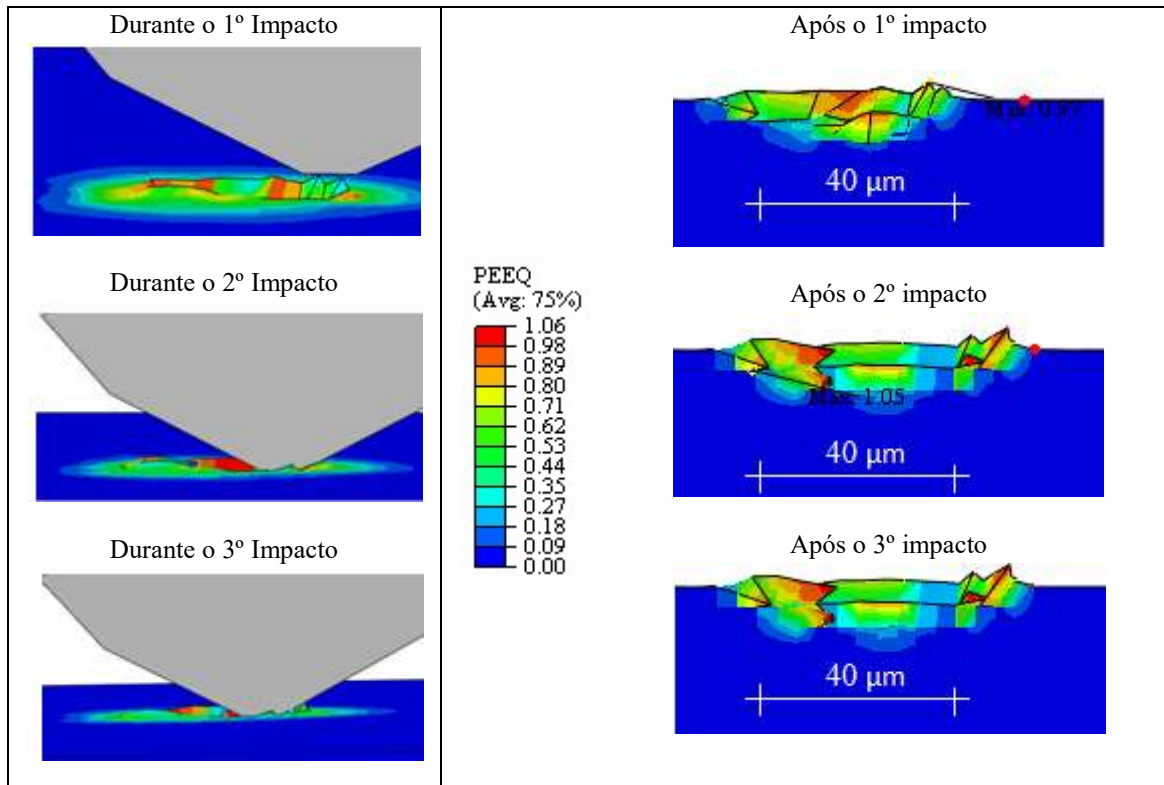
experimentais tendo em vista seu formato elíptico. A profundidade aparente das crateras também indica uma proporção, em relação a suas dimensões, mais coerente com a realidade, ver Figura 64. Isto poderia ser atribuído ao fato de a partícula simulada aproximar-se mais das partículas usadas nos experimentos, em termos geométricos. Também é possível notar-se, na cratera, a formação de lábios no lado oposto ao impacto numa proporção volumétrica menor do que no caso da simulação das partículas cúbicas, porém registrada com mais frequência nos experimentos.

Os efeitos que podem ser atribuídos ao mecanismo de corte também estão presentes, embora haja a predominância da conformação da cratera por deformação plástica de modo compatível com o ocorrido com a simulação com partículas esféricas. As dimensões da cratera final produzida após 3 impactos são apresentadas na Tabela 10.

Tabela 10 – Cratera resultante após 3 impactos.

Tipo de partícula	Esférica [μm]	Cúbica [μm]	Poliédrica [μm]
Comprimento	56	55	60
Largura	28	36	35
Profundidade	4	14	8

Figura 64 – Deformações plásticas equivalentes (PEEQ).



Nas análises da morfologia da superfície erodida por partículas, as máximas variações de temperatura são registradas na Tabela 11. Sendo a temperatura de recristalização dinâmica do material 712 K [TAVARES, 2005] em todas as análises, quanto a temperatura, houve condições para a ocorrência de ASB, uma vez que o método numérico é aproximado. O material real apresenta defeitos e não são contínuos como considerado no método numérico.

Tabela 11 – Variação de temperatura (ΔT) após 3 impactos.

	Esférica	Cúbica	Poliédrica
Variação de temperatura (ΔT [K])	350	650	350
Temperatura de referência [K]	298	298	298
Temperatura final [K]	648	948	648

3.2.2 Simulação da ocorrência da ASB

A seguir são apresentados os resultados das simulações de ocorrência de ASB para os dois casos descritos na metodologia.

3.2.2.1 Simulação da ocorrência da ASB – Validação da metodologia (Caso A)

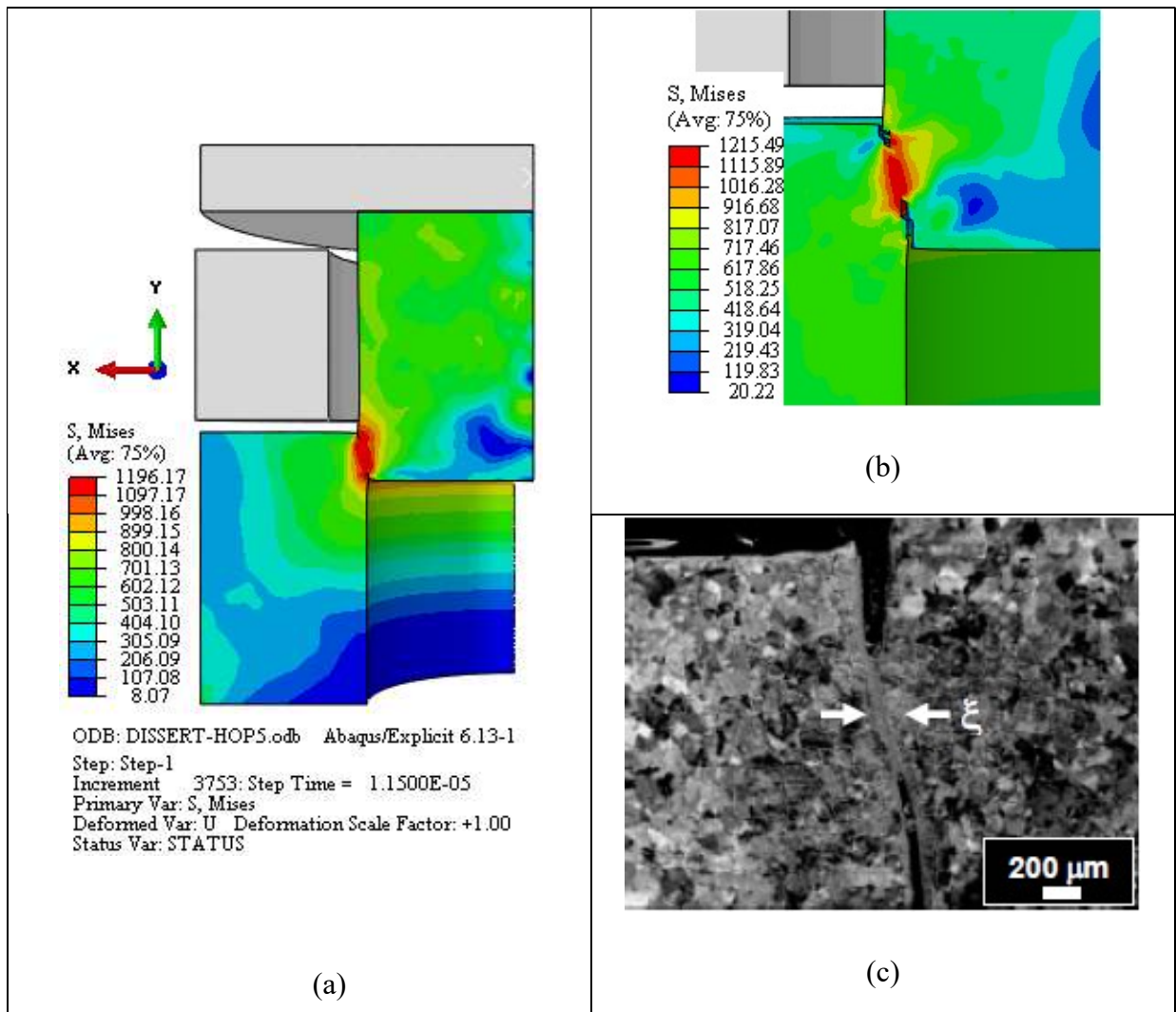
A imagem (a) da Figura 65 mostra a distribuição das tensões de von Mises para o instante $1,15 \times 10^{-5}$ s. Numa análise com lei de evolução do dano ativo, considerando o material desta pesquisa (UNS S32205), o local de ocorrência da falha na modelagem coincide com o experimental o que pode ser visto comparando-se a imagem da simulação mostrada em (b) com a micrografia de MEV, em (c) na Figura 65, que retrata um resultado experimental em aço IF estabilizado ao titânio. Deve-se notar que, embora o material simulado e o experimental sejam diferentes, a similaridade do comportamento ficou evidenciada. A falha se inicia nas quinas e se propaga uma em direção a outra, ao longo da banda.

Foram, então, selecionados três elementos ao longo do caminho das maiores tensões, identificados na Figura 66 (a), para se gerar gráficos de (tensão) x (deformação em cisalhamento) e de (temperatura) x (tempo). Analisando o gráfico (b) na mesma figura, o elemento próximo à quina superior (E: 462310) apresentou maior tensão de cisalhamento ao longo da análise, cujo valor é suficiente para provocar a fratura do material. Após atingido a tensão máxima, os três elementos selecionados apresentaram uma queda de tensão para um

valor residual, o que poderia caracterizar uma recristalização dinâmica, conforme apresentado na seção 1.2.3.

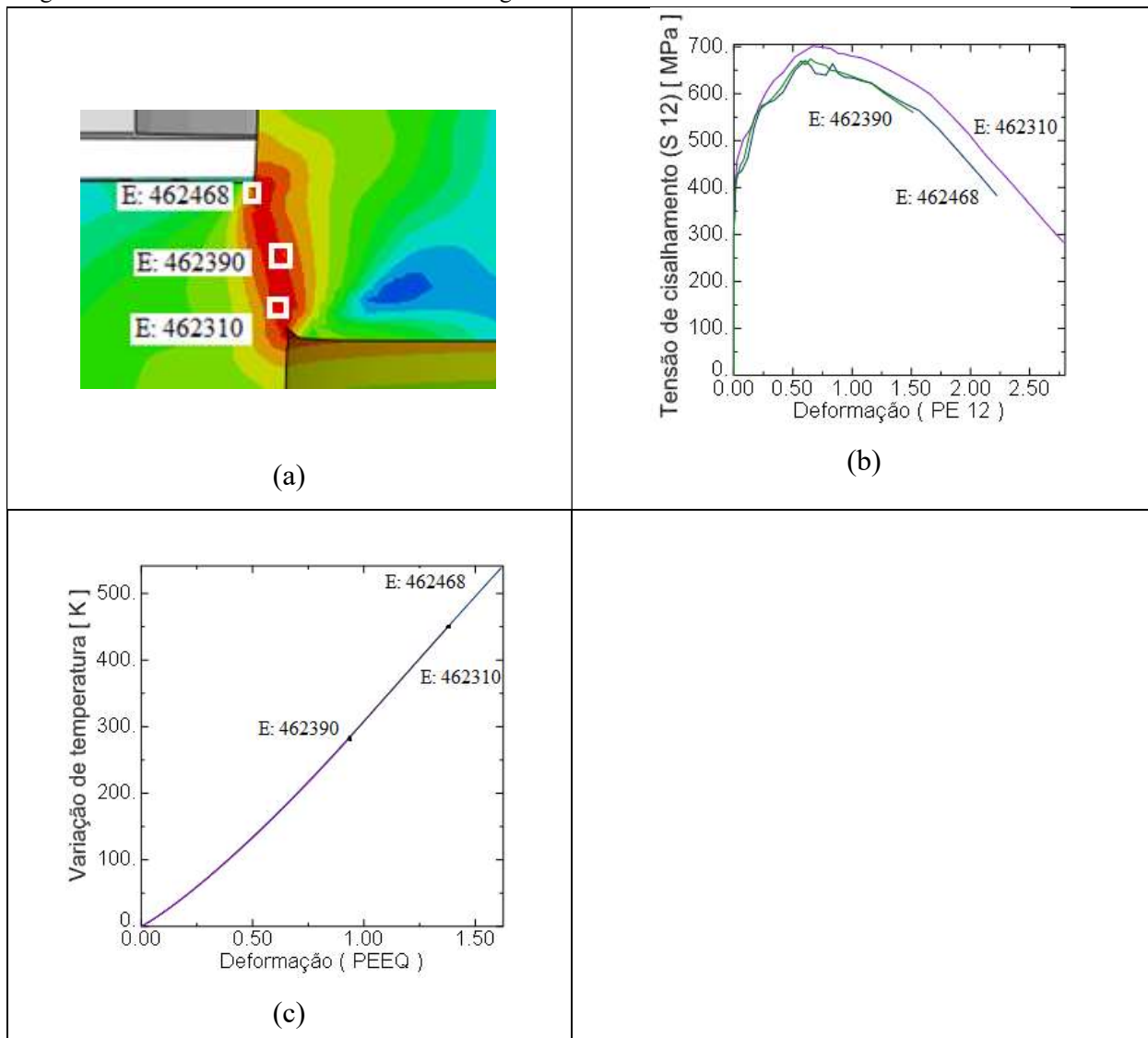
Analisando o gráfico da Figura 66 (c), o elemento E:462468 atingiu a maior variação de temperatura registrada na análise ($\Delta T \sim 500$ K), que é compatível ao nível de deformação plástica equivalente experimentalada quando calculada via equação 10. Considerando a temperatura ambiente como a de referência a temperatura final seria de 798 K. Como a ocorrência da banda de cisalhamento estaria relacionada a uma recristalização dinâmica no material, que ocorre para uma faixa $0,4 T_m (= 717,2 K)$ a T_m (Figura 9) , se tem têm as condições para a ocorrência da banda.

Figura 65 – Caso A: Imagens de simulação e experimental de ensaio de compressão dinâmico.



Legenda: (a) Distribuição das tensões de von Mises [MPa], instante $1.15e-5$ s; (b) Distribuição das tensões de von Mises [MPa] com a falha já iniciada; (c) Para fins de comparação, imagem de MEV mostrando ocorrência de ASB em aço IF (*Interstitial free*) estabilizado ao Titânio. Fonte (c): [LINS, 2005].

Figura 66 – Caso A: Gráficos de 3 elementos da geometria do material-alvo.



Legenda: (a) Distribuição de tensões de cisalhamento com identificação de elementos, no instante 5.5e-6 s; (b) Gráfico tensão x deformação em cisalhamento (direção 12); (c) Gráfico da variação de temperatura.

Esta simulação (Caso A) foi considerada satisfatória na reprodução das condições de tensão e deformação necessárias ao estabelecimento da banda de cisalhamento por compressão dinâmica no material. No que se refere ao papel da temperatura neste processo, a simulação se mostrou eficiente em relacionar o aparecimento da banda e a variação de temperatura ao longo do seu caminho.

Desse modo, o programa de simulação mostrou-se suficientemente confiável para permitir que outras simulações em condições mais próximas das experimentais deste trabalho pudessem ser realizadas.

3.2.2.2 Simulação da ocorrência da ASB – Caso B

As imagens da Figura 68 referem-se ao instante de $1,2 \times 10^{-7}$ s para a análise de 90° e $3,6 \times 10^{-6}$ s para a de 30° . Para a análise a 90° , notam-se simetrias de distribuições de tensões de von Mises (a.1) e deformações (c.1). Quanto a distribuição de tensões de cisalhamento, a Figura (b.1) mostra a distribuição esperada. Quanto as condições para a ocorrência de ASB, a distribuição de tensões está compatível com a localização, tanto da iniciação quanto do caminho previsto. Conforme já observado por outros pesquisadores [ODESHI, 2005] [MEDYANIK, 2006] [OWOLABI, 2013], o confronto das imagens (a.1) e (a.2) mostra evidências dos locais de aparecimento da banda, que são muito mais definidas com a malha mais refinada.

Quanto às tensões de cisalhamento, pode ser observado na Figura 67 e Figura 68 (b.2) que a sua distribuição está orientada de modo correspondente à direção de impacto de 30° . As faixas de distribuição se apresentavam praticamente verticais no impacto a 90° (b.1).

Figura 67 – Detalhe da distribuição de tensões de cisalhamento ao longo da cratera.

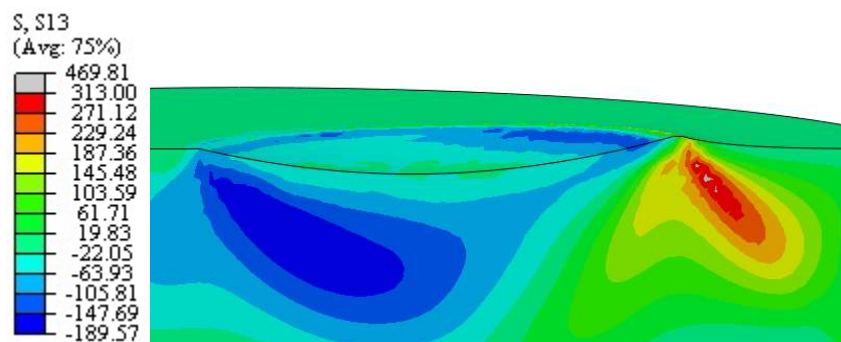
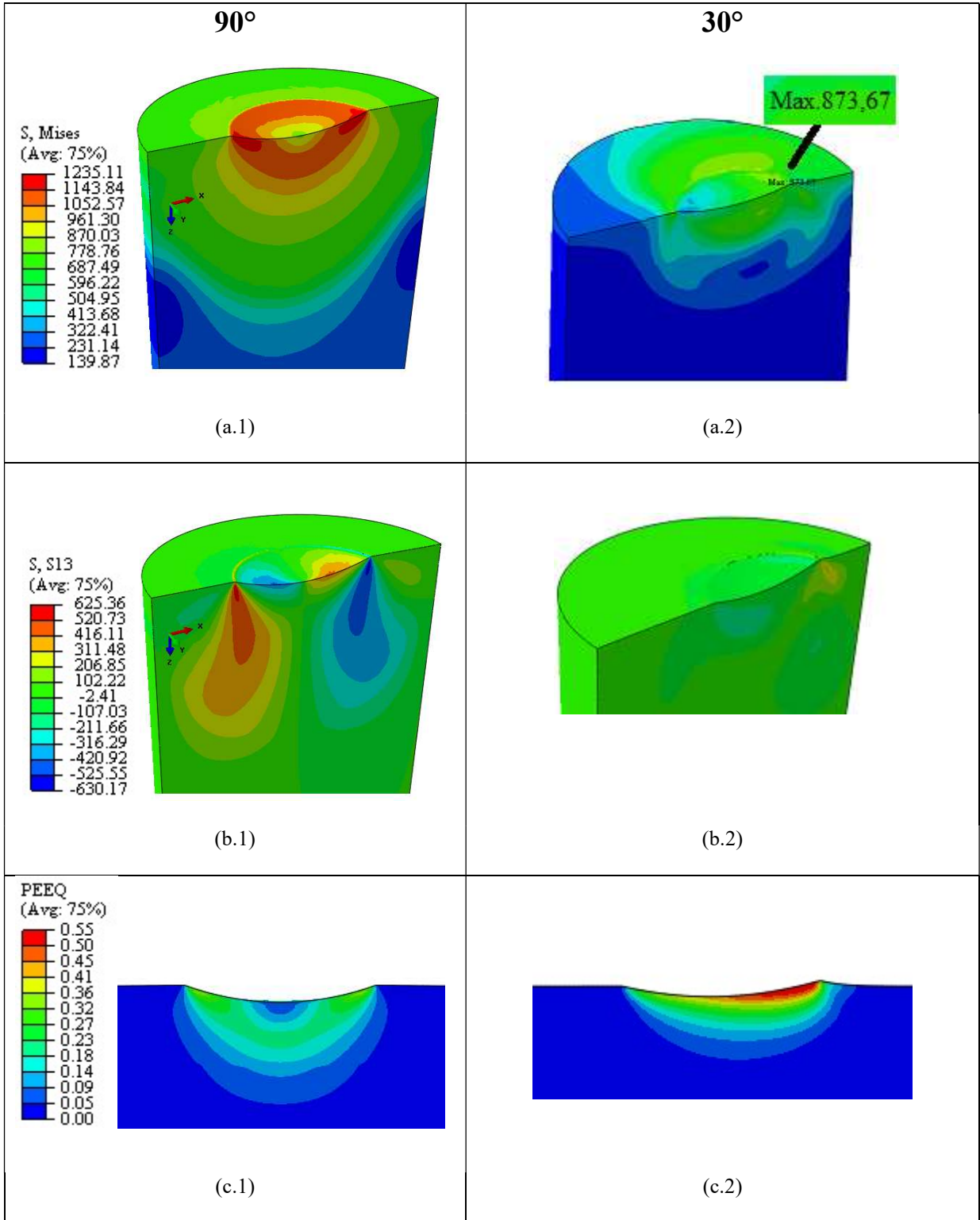
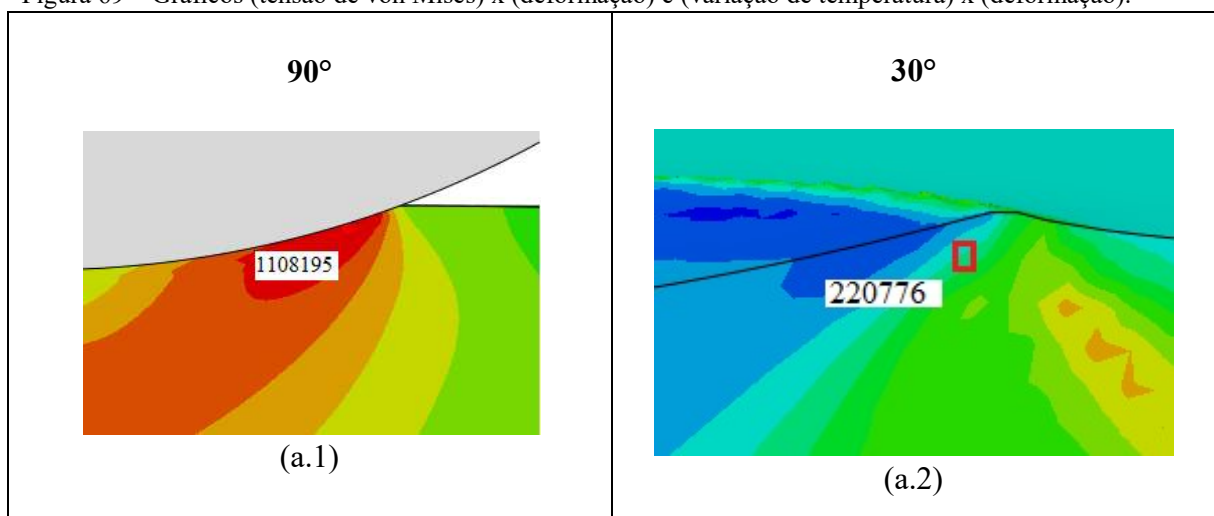


Figura 68 – Caso B: (a) Distribuição das tensões de von Mises [MPa] (b) Distribuição das tensões de cisalhamento [MPa] (direção 13) (c) Distribuição das deformações plásticas equivalentes, para 90° (coluna da esquerda) e 30° (coluna da direita).



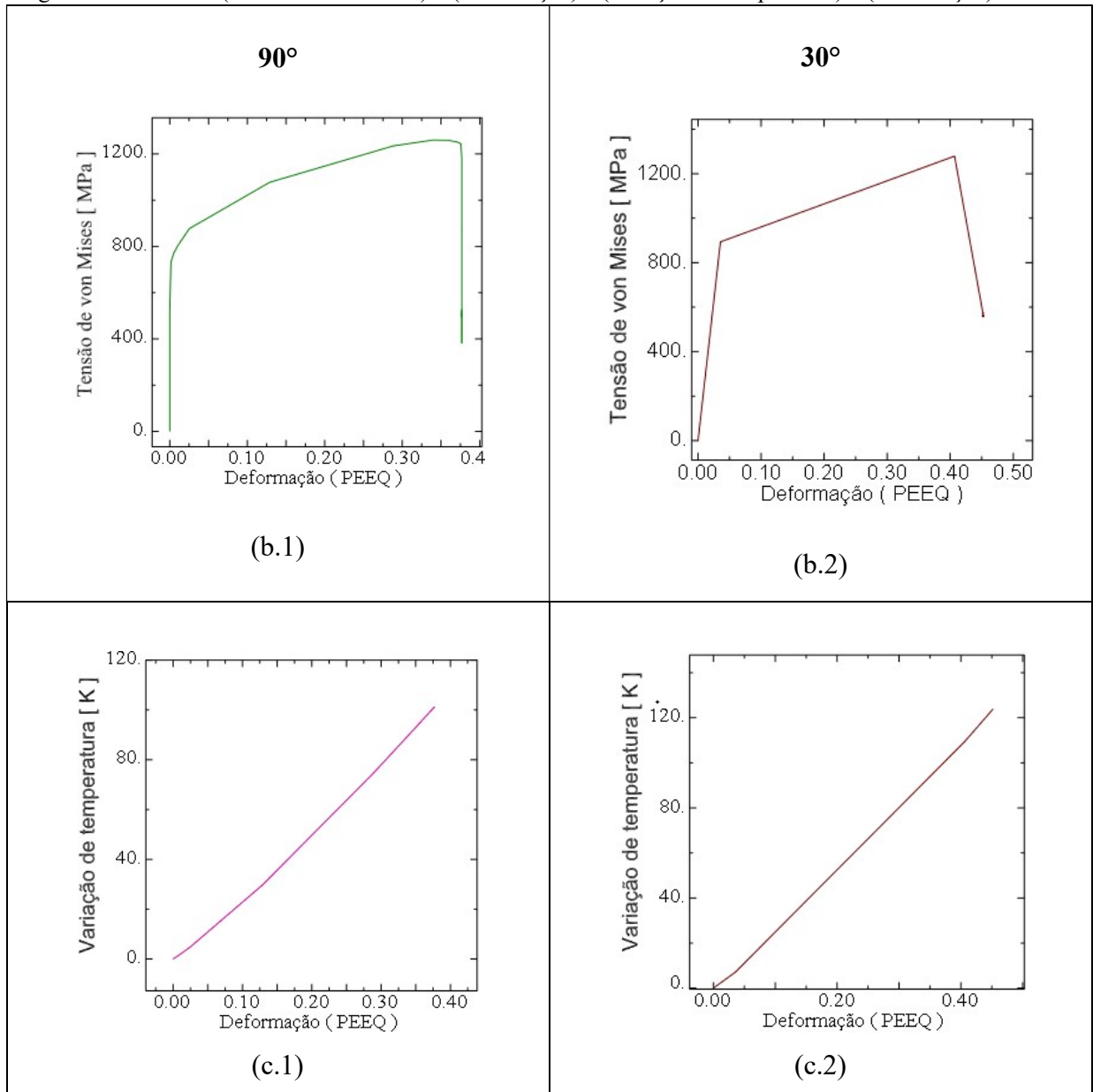
Foi, então, selecionado um elemento no interior de cada cilindro para se gerar gráficos (tensão) x (deformação) e de (temperatura) x (deformação), nos casos de 90° e 30°, conforme indicado nas figuras (a.1) e (a.2) na Figura 69. Analisando as curvas dos gráficos (tensões de von Mises) x (deformação), nos elementos selecionados, gráficos (b.1) e (b.2) na Figura 70, os valores de tensão máxima e de deformação alcançados são comparáveis. Além disso, ambos gráficos mostram a instabilidade que caracteriza as condições de estabelecimento das bandas.

Figura 69 – Gráficos (tensão de von Mises) x (deformação) e (variação de temperatura) x (deformação).



A máxima variação de temperatura na análise a 90° foi $\Delta T = 101$ K, para uma deformação plástica equivalente de 0,34. Na análise a 30°, esta foi de $\Delta T = 120$ K, para uma deformação plástica equivalente de 0,55. As temperaturas finais, considerando a ambiente como referência, seriam de 399 K e 418 K. Estes valores são inferiores a $0,3T_m$, a exemplo do valor registrado por [LANDAU, 2017]. O que permite inferir que para as condições de simulação, geometria da partícula erodente, ângulo de impacto e velocidade, seriam necessários pelo menos 3 impactos para obter uma variação de temperatura favorável à ocorrência da banda no *software* de simulação.

Figura 70 – Gráficos (tensão de von Mises) x (deformação) e (variação de temperatura) x (deformação).



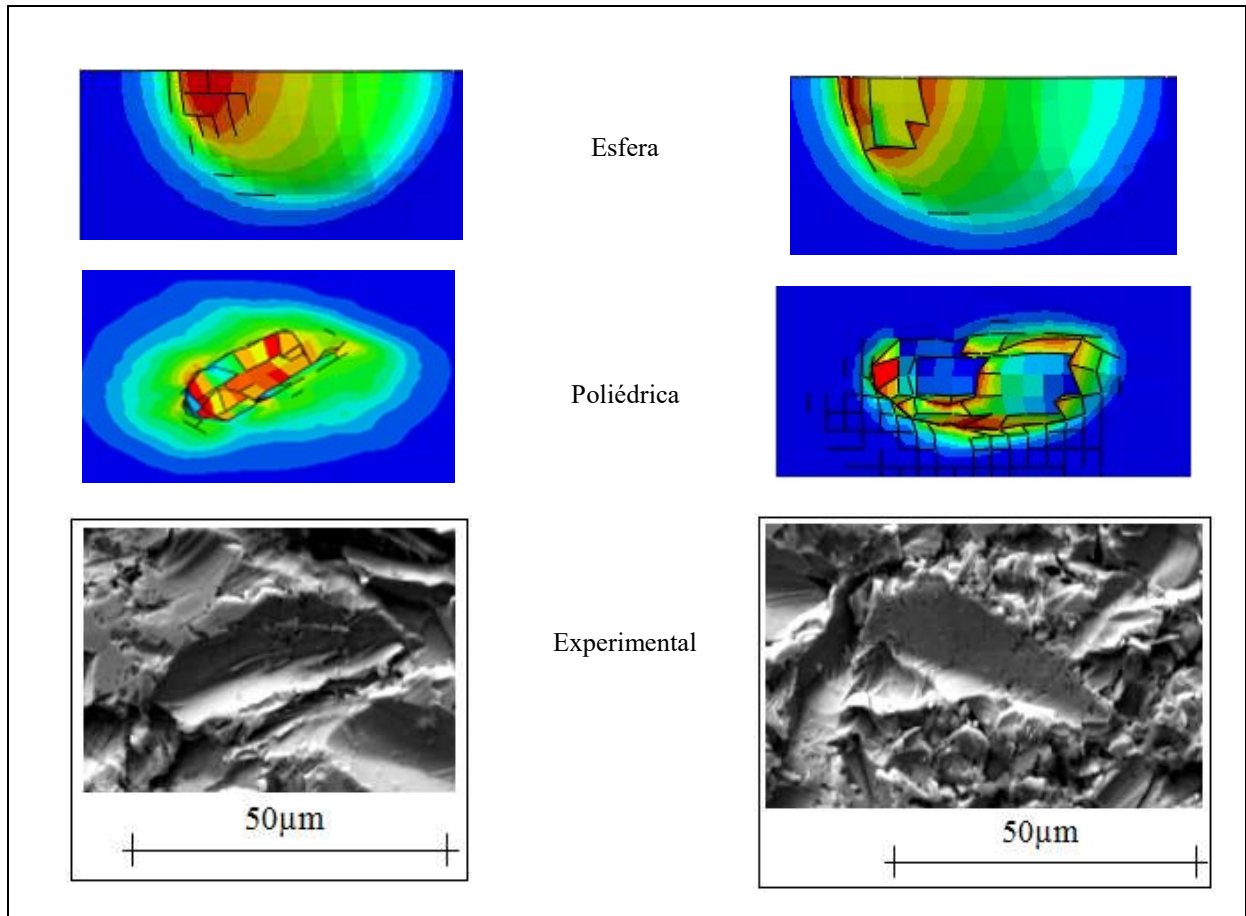
3.2.3 Comentários adicionais

Nas simulações, da morfologia de superfícies erodidas por impactos de partículas e de ocorrência de ASBs, foi confirmada a utilidade do uso de partículas esféricas, embora sabendo-se que, na prática laboratorial, é predominante o uso de partículas anguladas.

Nas Figura 71 e 72 são feitas comparações entre imagens das simulações e imagens de MEV dos experimentos. No conjunto de imagens da Figura 71 nota-se que tanto nas simulações com esfera quanto nas com partículas poliédricas o formato das crateras com

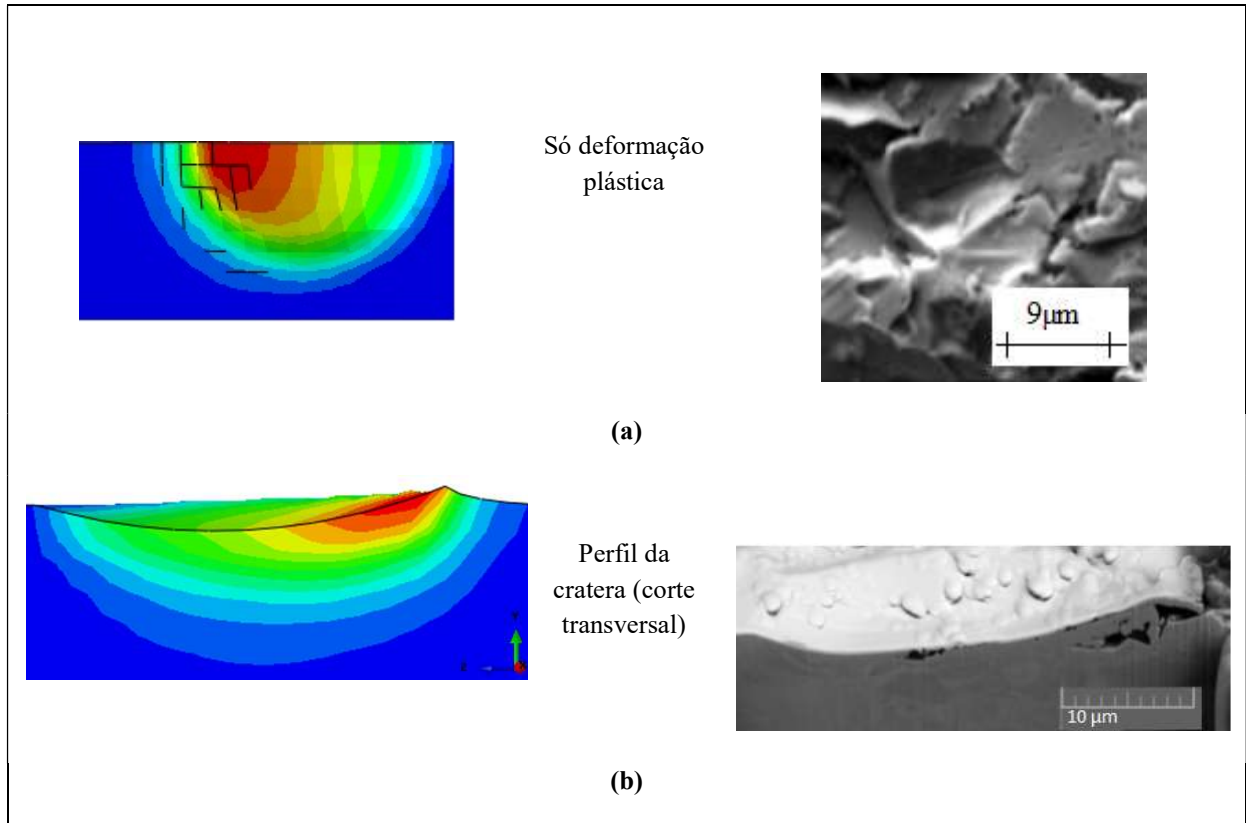
eventual perda de massa foi reproduzido satisfatoriamente, quando comparadas com as de MEV [SANTOS, 2014].

Figura 71 – Comparação morfológica: simulação x experimento.



Nas imagens em (a) da Figura 72 observa-se que, no caso de crateras formadas apenas por deformação plástica, a simulação com esfera reproduz o formato da cratera. Nas imagens em (b), observa-se que o perfil em corte de uma cratera também é reproduzido na simulação.

Figura 72 – Comparação morfológica: simulação x experimento.



Legenda: (a) Vistas de topo; (b) Idem, apenas deformação plástica. Imagem por MEV [SANTOS, 2014]; (c) Vista em corte de outra cratera.

4. CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

4.1 Conclusões

Os experimentos e simulações de erosão por impactos de partículas de alumina em superfícies de aço inoxidável UNS S32205, nas condições descritas, levaram às seguintes conclusões:

- Nos experimentos, a caracterização de ASBs na subsuperfície de crateras de erosão no material foi obtida, em imagens por MEV. Para tal, houve uma contribuição relevante do método de obtenção das seções transversais das amostras utilizando um equipamento com FIB. Além disso, foi confirmada a possibilidade de visualização de indícios de ASBs, por imagens de topo, em crateras das superfícies examinadas.
- Nas simulações, o *software* utilizado mostrou-se eficaz para evidenciar as condições de ocorrência de ASB no que diz respeito a instabilidades indicadas nos diagramas tensão x deformação e registro de variação de temperatura. Uma evidência da presença das ASBs viria do registro de temperaturas e da comparação entre as temperaturas máximas nas bandas e as temperaturas de recristalização dinâmica do material estudado. O uso de uma geometria tubular (Caso A - corpo de prova do ensaio dinâmico de Hopkinson) mostrou boa aproximação entre as duas temperaturas, confirmando os indícios da presença das ASBs. Isto não aplicou ao caso de corpos de prova cilíndricos, onde a deformação plástica imposta pelo impacto de uma única partícula esférica, na superfície do topo, não foi suficiente para que se atingissem temperaturas compatíveis com as de recristalização dinâmica. Adicionalmente, nos casos de simulações de impactos sucessivos de partículas, os gráficos relacionando tensão, deformação e tempo, permitiram identificar o instante de cada impacto e mostrar os aumentos de tensão correspondentes.
- A utilização de partículas poliédricas, quando comparada com as de partículas esféricas e cúbicas, reproduziu melhor as condições experimentais, no que se refere a geometria das crateras e a localização de pontos de falha do material. No entanto, as simulações com partículas esféricas ainda se mostram interessantes, de um modo geral. As crateras produzidas pelas partículas erodentes foram da mesma ordem de

grandeza, sendo a maior diferença em termos de profundidade, que foi quase o dobro com a cúbica comparada a outras duas.

- As fases de evolução de crateras de erosão superficial, por impacto de partículas, visualizadas em uma única imagem por MEV, conforme já constatado em trabalhos prévios, evidenciaram as vantagens do uso de um fluxo de partículas nos experimentos. Esse fato, e os resultados das simulações, indicaram que o modelo de localização para erosão de metais dúcteis deve ser combinado com o modelo de corte.

4.2 Sugestões para trabalhos futuros

- Investigação sobre a natureza da transformação microestrutural que dá origem às bandas, no material estudado ou em outros materiais, utilizando técnicas analíticas mais precisas, como MEV, MET e difração e simulações específicas.
- Estudar o papel da fase ferrítica na propagação da trinca em ASB nos aços inoxidáveis duplex. Investigar a presença de fase martensítica induzida pela deformação.
- Modelar o comportamento do material a erosão considerando feixes de partículas poliédricas, e a rotação das mesmas. Nas análises considerar também o comportamento do fluido.

REFERÊNCIAS

- ABAQUS. *Analysis User's Guide*. Vol. 1, 2, 3, 4 e 5. 4979 páginas. Dassault Systèmes. 2014.
- ABINOX – Associação Brasileira do Aço Inoxidável. Disponível em: <http://www.abinox.org.br/site/aco-inox-abc-do-aco-inox.php>. Acesso em: 11 jul 2017.
- ADAMS, B. *Simulation of ballistic impacts on armored civil vehicles*. Eindhoven University of Technology. MT 06.2003.
- AJITH, P. M., SATHIYA, P. and ARAVINDAN, S. *Characterization of microstructure, toughness, and chemical composition of friction-welded joints of UNS S32205 duplex stainless steel*, *Friction* 2(1): 82–91 (2014)
- ALVES, G. T.; MEGGIOLARO, M. A. *Avaliação de Absorção de Energia de Impacto*. Uma Abordagem baseada em Testes Com Estruturas Similares. 2009. 153 páginas. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.
- AQUARO, D; FONTANI, E. *Erosion of ductile and Brittle Materials*. *Meccanica* 36 (2001), 651-661.
- AQUARO, D. *Erosion due to the impact of solid particles of materials resistant at high temperature*. *Meccanica* (2006) 41:539-551.
- AQUARO, D. *Erosion rate of stainless steel due to the impact of solid particles*. AITC-AIT International Conference on Tribology, 2006, Parma, Italy.
- ASM, Many authors, *High Strain Rate Testing*, in ASM Metal Handbook, Vol. 8, 1985, Mechanical Testing, pp.185-231.
- ASSDA - Australian Stainless Steel Development Association Grade 2205 for High Corrosion Resistance and Strength. Apresentada informações sobre corrosão em aços inoxidáveis. Disponível em: <https://www.assda.asn.au/technical-info/grade-selection/grade-2205-for-high-corrosion-resistance-and-strength>. Acesso em: 06 fev. 2017.
- BANERJEE, S. *Modeling and simulation of solid particle erosion of protective films*. 2010. 93 páginas. Dissertation (Master of Science) - Texas A&M University, Texas.
- BATCHELOR, A. W and Chandrasekaran, M. Introduction. In: *Materials degradation and its control by surface engineering*, 3rd Ed, Imperial College Press London, Chap 1, 2011, p 1-9.
- BITTER, J. G. A. *A study of erosion phenomena*, Part I and II. *Wear*, 6 (1963), 5-169.
- BRZOSTEK, R. C. *Estudo da fratura em solda ponto por fricção em alumínio ALCLAD 2024-T351 e Alumínio 2014-T351*: Uma abordagem numérica e experimental. 2012. 204 páginas. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

- BUGELLI, E.B. *Modelos de falha em análise numérica de estrutura veicular submetida a impacto de baixa velocidade*. 2010. 129 páginas. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.
- 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.
- CHARLES, J. , *Duplex Stainless Steels*, a review – International Conference on Duplex Stainless Steel, Grado, Italia, 2007.
- CHEN, Q.; LI, D.Y. *Computer Simulation of Solid Particle Erosion wear*. Wear 254(2003) 203-210.
- CHIAVERINI, V. 1998. 576 páginas. Livro: *Aços e ferros fundidos*. 7.ed. São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais.
- CLARK, H. M. *A comparison of the erosion rate of casing steels by sand-oil suspensions*. Wear, vol.151 (1991) 217-230.
- CIMM. Disponível em: <http://www.cimm.com.br/portal/verbetes/exibir/305-fator-de-forma>. Acesso em: 07 ago 2017.
- COGOLLO A., Carlos Fernando. *Utilização do Método dos Elementos Finitos no Desenvolvimento de Modelos de Corte de Material*. 2011. 84 páginas. Dissertação (Mestrado em Engenharia Civil - PUC-Rio, Rio de Janeiro).
- COSEGLIO, M. S. D. R.. *Análise da eficiência do processo de usinagem por hidroerosão sem renovação de partículas abrasivas*. 2013. 162 páginas. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 24 de outubro de 2013.
- CUNDA, L. A. B. *O modelo de Gurson para dano dúctil: estratégia computacional e aplicações*. 2006. 308 páginas. Tese (Doutorado em Engenharia Civil) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 8 de março de 2006.
- DA SILVA, L. C. *Comportamento balístico de compósitos epóxi – fibra natural em blindagem multicamada*. 2014. 137 páginas. Tese (Doutorado) – Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 16 de Julho de 2014.
- DASSAULT. Disponível em: <https://www.3ds.com/products-services/simulia/products/abaqus/>. Acessado em 26-05-2017.
- DENG, T, BINGLEY, M.S. and BRADLEY, M.S.A., *The influence of particle rotation on the solid particle erosion rate of metals*. WEAR, 256 (2004) 1037–1049.
- DECAPO. Disponível em: <http://www.dacapo.com/uploads/documents/40-document.pdf>. Acesso em : 07 ago 2017.
- DESALE, G. R., GHANDI, B. K., JAIN, S. C. *Effect of erodent properties on erosion wear of ductile type materials*. Wear 261 (2006) 914-921.

DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. International Student Edition. Japan: McGraw-Hill Book, 1961.

DIVAKAR, M., AGARWAL, V. K. e SINGH, S. N. 2005. *Effect of the material surface hardness on the erosion of AISI 316*. Wear, vol. 259, pp. 110-117.

DODD, B., WALLEY, S.M., YANG, R. and NESTERENKO, V.F. Major steps in the discovery of adiabatic shear bands, *Metallurgical and Materials Transactions, A* 46 (10) 2015, p 4454-4458.

ELTOBGY, M. S., E. Ng, ELBESTAWI, M. A. *Finite element modeling of erosive wear*. International Journal of Machine Tools & Manufacture 45 (2005) 1337-1346.

ESSS. Disponível em: <<http://www.esss.com.br/blog/2016/01/metodo-dos-elementos-finitos-o-que-e/>>. Publicado 22 de janeiro de 2016. Acesso em: 31 Ago 2016.

ESTRIN, Y. and Vinogradof, A. *Extreme grain refinement by severe plastic deformation: a wealth of challenging science*, Acta Materialia, 61 (2013)782-817.

EXPANDER Manutenção Ltda – Acesso em: 5 ago 2016. Disponível em: <http://www.expandermanutencao.com.br>.

FAUCONNIER, D., Pesquisa Dissertação de Mestrado. Disponível em: <<http://plato.fea.ugent.be/mijnscripties/export.jsp?uid=dfauconn&view=ntpbrPD>>. Acesso em: 15 mar. 2017

FINNIE, I.. *Erosion of surface by solid particles*. Wear, vol. 3, pp. 87-103. 1960.

FINNIE, I. *Some observations on the erosion of ductile materials*. Wear, 21 (1972), 81.

FINNIE, I. *Some reflections of the past and future of erosion*. 1995. pp. 1-10. Wear, vol. 186-187.

GIRÃO, I. F. *Caracterização da resistência à corrosão por pite do aço UNS S31803 após soldagem*. 2008. 50 páginas. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Departamento de Engenharia Mecânica Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo.

GOODWIN, J. E., SAGE, W., TILLY, G. P. *Study of erosion by solid particles*. Proc. Inst. Mech. Eng, 184 (15), part 1 (1969-1970), 279.

GOLDSMITH, W. *The theory and physical behaviour of colling solids*. 1960. 396 páginas. Courier Dover Publications.

GUO, Y. Z., LI, Y. L., PAN, Z., ZHOU, F. H., WEI, O. *A numerical study of microstructure effect on adiabatic shear instability: Application to nanostructured / ultrafine grained materials*. Mechanics of Materials 42 (2010) 1020-1029.

HAMBLIN, M. G. e STACHOWIAK, G. W., 1995. *A multi-scale measure of particle abrasivity and its relation to two body abrasive wear*. Wear, vol. 185, pp. 225-233.

HIBBELER, R.C. *Resistência dos materiais*, 5ª Ed., Editora LTC, 2010.

HUTCHINGS, I. M. *The erosion of ductile materials by solid particles*. 1974. 185 páginas. Tese (Doctor of Philosophy) – Trinity College, Cambridge.

HUTCHINGS, I. M. 1979. *Proc. Conf. on corrosion/Erosion of Coal Conversion System Materials*. Ed. Levy A. V. NACE, Houston (1979), 393.

HUTCHINGS, I. M. *A model for erosion of metals by spherical particles at normal incidence*. 1981. *Wear*, vol. 70, pp. 269-281.

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

INTERCORR. Disponível em:

<<http://www.abraco.org.br/intercorr2016/arquivos/Cynthia%20Andrade%20e%20Fl%C3%A1via%20Guedes.pdf>>. Acesso em: 11 out. 2016.

INFOMET. Disponível em: <<http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=207>>. Acesso em: 12 nov. 2016.

IVES, L. K. RUFF, A. W. *ASTM STP 664*, (Ed. Adler W.A.). ASTM, Philadelphia, PA, 1979, 5.

JACOB, F.; BELYTSCHKO, T. *A first Course in Finite Elements*. Wiley. 2007.

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

JAHANMIR, S. *On the Wear Mechanisms and the Wear Equations - Fundamentals of Tribology*, Eds. Suh, N.P. and Saka, N., MIT Press, Cambridge, Mass., 1980 pp. 455-467.

JEBARAJ, A. V., AJAYKUMAR, L., DEEPAK, C.R. and ADITYA, K.V.V. *Weldability. Machinability and surfacing of commercial duplex stainless steel AISI2205 for marine applications – A recent review*, *Journal of Advanced Research* (2017) 8, 183–199

JOHNSON, G. R., COOK, W. H. *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures*. *Proc. 7th Int. Symp. on BuNistics*, pp. 541-547. The Hague, The Netherlands. April, 1983.

JOHNSON, G. R., COOK, W.H. – *Fracture characteristics of three metals subjected to various strain rates, temperatures and pressures – Engineering Fracture Mechanics*, vol 21, No. 1, 1985, pages 31-48.

JUTRAS, M. *Improvement of the characterisation method of the Johnson-cook model*. 73 pág. 2008. Dissertação (Mestrado – Engenharia Mecânica) - Faculté des Sciences et de Genie Université Laval, Quebec.

KLEIS, I. *Problems in assay of radiation attrition in metals*. *Wear*, 13 (1969), 199.

KOYEE, R. D., SCHNAUDER, S., HEISEL, U. and EISSLER, R. *Numerical modeling and optimization of machining duplex stainless steels*. Production & Manufacturing Research, 2015, (3:1), 36-83.

LANDAU, P., OSOVSKI, S., VENKERT, A., GÄRTNEROVA, V., RITTEL, D. *The genesis of adiabatic shear bands*. 2017. Sci. Rep. 6, 37226.

LI, J. R.; YU, J. L.; WEI, Z. G. *Influence of specimen geometry on adiabatic shear instability of tungsten heavy alloys*. International Journal of Impact Engineering 28 (2003) 303-314.

LINS, J. F. C. *Caracterização microestrutural de bandas de cisalhamento adiabáticas num aço IF estabilizado ao Titânio*. 2005. 151 páginas. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Lorena-SP, 31 de março de 2005.

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

LEVY, A. V. *Solid particle erosion and erosion-corrosion of materials*. ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1995.

LINS, J. F. C., H. R. Z. SANDIM, H. J. KESTENBACH, K. S. VECCHIO, D. RAABE. *Caracterização microestrutural de grãos ultrafinos formados no interior de bandas de cisalhamento adiabáticas num aço IF*. 17º CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 15 a 19 de Nov. de 2006, Foz do Iguaçu – PR.

LINS, J. F. C., K. S. VECCHIO, H. R. Z. SANDIM. *Aspectos microestruturais da falha de um aço IF deformado via compressão dinâmica a -196°C*. REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto, 62 (2): 167-173, abr. jun.2009.

LUCENA, C., MOLTER, D. *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*. TCC (Graduação) – Engenharia Mecânica. Universidade do Estado do Rio de Janeiro, RJ, 2014.

LUCIVAL, M. *Da Mecânica do Dano Contínuo: uma evolução do modelo de Lemaitre para redução da dependência do ponto de calibração*. 2011. 142 páginas. Tese (Doutorado) – Universidade de Brasília, Brasília, novembro de 2011.

LO, K.H., SHEK, C.H. and LAI, J.K.L. *Recent developments in stainless steels*, Materials Science and Engineering R 65 (2009) 39–104

MARCHAND, A., DUFFY, J. *An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel*. J. Mech. Phys. Solids. Vol. 36, No 36, pp. 251 283, 1988.

McCABE, L. P., SARGENT, G. A., CONRAD, H. *Effect of microstructure on the erosion of steel by solid particles*. Wear, 105 (1985), 257.

MEDYANIK, S. N.; LIU, W. K.; LI, S. *On criteria for dynamic adiabatic shear band propagation*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 55 (2007) 1439-1461.

MENG, H. C.; LUDEMA, K. C. *Wear models and predictive equations: their form and content*. *Wear*, 181-193 (1995), 443.

MEYERS, M. A. *Dynamic Behavior of Materials*. University of California, San Diego. Ed. Wiley. 1994.

MIT. Disponível em: <<http://professional.mit.edu/programs/short-programs/tribology>>. Acesso em: 23 mar. 2017.

NACE International Corrosion Cost and Preventive Strategies in the United States, NTIS, 2002. Disponível em: <<https://www.nace.org/uploadedFiles/Publications/ccsupp.pdf>>. Acesso em: 14 mai. 2017.

NAIMARK, O. *Structural and Mechanical Aspects of the Formation of Adiabatic Shear Bands under Dynamic Loading and during Target Perforation*. *Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures* (2016) AIP Conf. Proc. 1785, 040073.

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

ODESHI, A.G.; AL-AMEERI, S.; BASSIM, M. N. *Effect of high strain rate on plastic deformation of a low alloy steel subjected to ballistic impact*. *Journal of Materials Processing Technology* 162–163 (2005) 385–391.

OKA, Y.I., OKAMURA, K., and YOSHIDA, T. *Practical estimation of erosion damage caused by solid particle impact*, *WEAR* 259 (2005) 95–101

OSOVSKI, S., RITTEL, D., LANDAU, P., VENKERT, P. *Microstructural effects on adiabatic shear band formation*. *Scr. Mater.* 66, 9-12 (2012).

OWOLABI, G. ODOH, D., ODESHI, A., WITHWORTH, H. *Occurrence of Dynamic Shear Bands in AISI 4340 Steel under Impact Loads*. *World Journal of Mechanics*, 2013, 3, 139-145.

PARSI, M., NAJMI, K., NAJAFIFARD, F., HASSANI, S. *A comprehensive review of solid particle erosion modeling for oil and gas wells and pipelines applications*. *Journal of Natural Gas Science and Engineering* 21 (2014) 850 e 873.

PEIRS, J. TIRRY, W., AMIN-AHMADI, B., Schryversb, D., Degriecka, J. *Microstructure of adiabatic shear bands in Ti6Al4V*. *SciVerse ScienceDirect. Material Characterization* 75 (2013) 79-92.

RAASK, E. *Tube erosion by ash impaction*. *Wear*, 13 (1969), 301.

RICE, J. R., TRACEY, D. M. *On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solid*, vol. 17. 1969: 201-217.

RODRÍGUEZ, J.; MARTINEZ, D.; PEREZ, A.; GONZÁLEZ, R.; RODRÍGUEZ, E.; VALTIERRA, S. *Erosion wear in heat treated tool steels used in core boxes at automotive*

foundries. Wear 263 (2007) 301-308.

ROY, M. *Elevated temperature erosive wear of metallic materials*. Journal of physics D: Applied Physics, 2006: p. 101-124.

ROY, M., TIRUPATAIAH, Y., SUNDARARAJAN, G. *Effect of particle-shape on erosion of Cu and its alloys*. Mater. Sci. Eng. – Struct. 165 (1993), 51.

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

SANTOS, A. C *Morfologia e Topografia de Superfícies de Aço Inoxidável Duplex UNS S32205, submetidos à Erosão por Impactos de Partículas de Alumina em Fluxo de Ar*. 2014. 103 páginas. Dissertação (Mestrado – Engenharia) - Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

SEGAL, V. M. *Materials Science and Engineering A*, v. 271, p. 322-333, 1999.

SHEWMON, P.; SOKOVIKOV, M.; BILALOV, D.; CHUDINOV, V.; OBORIN, V.; UVAROV, S.; 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*. 2001. Wear (250) 779-784.

SILVA, F. J. 2008, 170 f. *Erosão, corrosão, erosão-corrosão e cavitação do aço ABNT 8550 nitretado a plasma*. 2008. 272 páginas. Tese (Doutorado em Engenharia) – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

SOUZA, A. L. 2010. 55 f. *Estudo da tensão média de escoamento de aços laminados em tiras a quente*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

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

SUH, N. *Delamination wear and ferrography*. 1977. Wear 44 (1), 1-162.

SUNDARARAJAN, G. *The solid particle erosion of metals and alloys*. Trans, Indian, Inst. Met. 36-6 (1983), 474.

SUNDARARAJAN, G. *The solid particle erosion of metallic materials: the rationalization of the influence of material variables*. Wear, 186-187 (1995), 129.

SUNDARARAJAN, G. e ROY, M. *Solid particle erosion behavior of metallic materials at room and elevated temperatures*. Tribology International, 30 (1997), 339-359.

TAVARES, S. S. M., PARDALA, J. M., ABREU, H. F. G., NUNES, C..S. and SILVA, M. *Tensile Properties of Duplex UNS S32205 and Lean Duplex UNS S32304 Steels and the Influence of Short Duration 475 °C Aging*. Materials Research. 2012; 15(6): 859-864.

TIMOTHY, S.P., HUTCHINGS, I. M. *The Structure of adiabatic shear bands in metals: a critical review*. Acta Metallurgica, v. 35, p. 301-306, 1987.

THIMOTHY, S.P. and HUTCHINGS, I.M. *The structure of adiabatic shear bands in titanium alloy*, Acta Metall, Vol 33, No. 4, pp 667-676, 1985.

UniFEI. Disponível em: <http://fei.edu.br/~rodrMagn/PROJETOS_IC/relat2002/GHD 2.pdf>. Acesso dia 06/10/16.

WIDAS, P. *Introduction to Finite Element Analysis*. Disponível em: <http://www.sv.edu> Acesso em: 02 jul. 2014.

WINTER, R. E. and Hutchings, I. M. *Solid particle erosion studies using single angular particles*. Wear, 1974, (29) 181-194.

WRIGHT, T. W. *The physics and mathematics of adiabatic shear bands*. Chap 1, p 1-34. Army Research Laboratory. Cambridge University Press. 2002.

WOOD, C. and ESPENSCHADE, P. *Mechanisms of Dust Erosion*. SAE Technical Paper 640819. 1964

YOGANANDH, J., NATARAJAN, S. and KUMARESH. P. *Erosive Wear Behavior of High-Alloy Cast Iron and Duplex Stainless Steel under Mining Conditions*, Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 24(9) 2015, 3588-3598

ZENER, C. and HOLLOWAY, *Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel*. Journal of Applied Physics, Vol 15 (1944) 22-32.

ZHANG, B., SHEN, W., LIU, Y. and ZHANG, R. *Some factors influencing adiabatic shear banding in impact wear*. Wear 214 (1998) 259-263.

ZUM GAHR, K. H. 1987. 599 páginas. *Microstructure and wear of materials*. Elsevier.

ZUREC, A. K., *The study of Adiabatic Shear Band instability in a pearlitic 4340 steel using a dynamic punch test*. 1994. Metallurgical and Materials Transaction A, Vol 25A, p 2483-2489.

ANEXO - Roteiro para determinação das constantes de dano na formulação de Johnson & Cook.

Como visto em 1.3.5 da presente dissertação, a deformação plástica no início do dano, $\bar{\epsilon}_f^{pl}$, é expressa como função do estado triaxial de tensão (η), da taxa de deformação ($\dot{\epsilon}^{pl}$) e da temperatura (T), conforme equação 7 (repetida) a seguir:

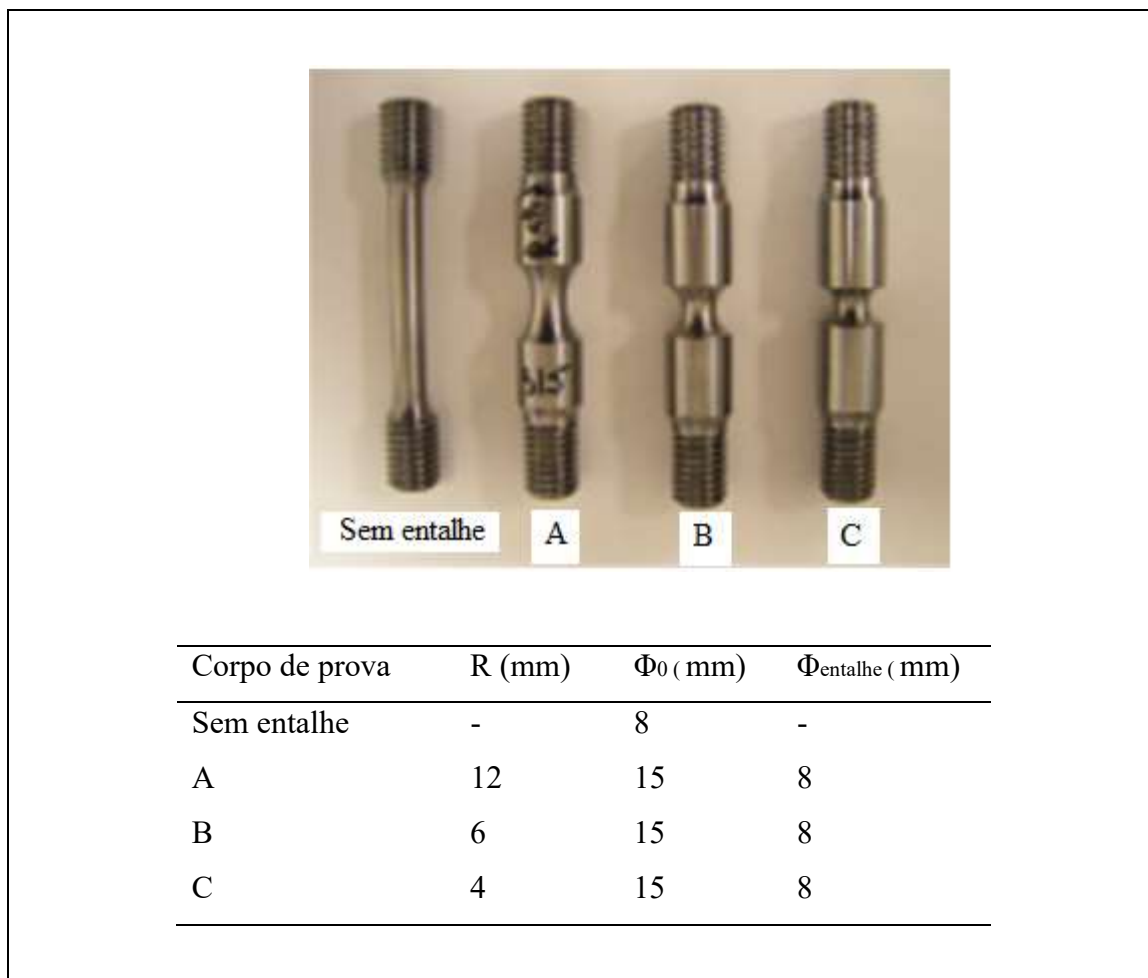
$$\bar{\epsilon}_f^{pl} = [d_1 + d_2 \exp(d_3 \eta)] \left[1 + d_4 \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}^{pl}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[1 + d_5 \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right] \quad (7)$$

Onde η é computado como a razão entre p (tensão hidrostática) e q (tensão equivalente de von Mises). d_1, d_2, d_3, d_4 e d_5 são constantes de dano e $\dot{\epsilon}_0$ é a taxa de deformação de referência [JOHNSON e COOK, 1985].

As constantes d_1, d_2 e d_3 , referidas na equação acima, dependem do estado triaxial de tensão e são obtidas por meio da realização até a fratura de ensaios de tração axisimétricos, quase-estáticos, a temperatura ambiente, em corpos de prova de geometrias diferentes. Os ensaios fornecem resultados de deformação plástica na fratura e dados para cálculo da triaxialidade. Embora os corpos de prova tenham formatos diferentes, eles devem ter o mesmo diâmetro na região do entalhe, como por exemplo, os corpos de prova de aço AISI 4340 utilizados por [JUTRAS, 2008] na Figura 73. O primeiro, sem entalhe e os outros com entalhes de raios diferentes.

Por meio dos ensaios, devem ser obtidos pelo menos 3 pontos do gráfico (deformação plástica na fratura) x (estado triaxial de tensão). Com esses pontos ajusta-se uma curva exponencial e encontra-se a equação correspondente, que é o primeiro termo da equação 7 [JOHNSON e COOK, 1985] [JUTRAS, 2008] [BRZOSTEK, 2012], como mostrado na Figura 74, onde $d_1 = 0,208$, $d_2 = -7,202$ e $d_3 = -5,443$ [JUTRAS, 2008].

Figura 73 – Corpos de prova de tração aço AISI 4340.

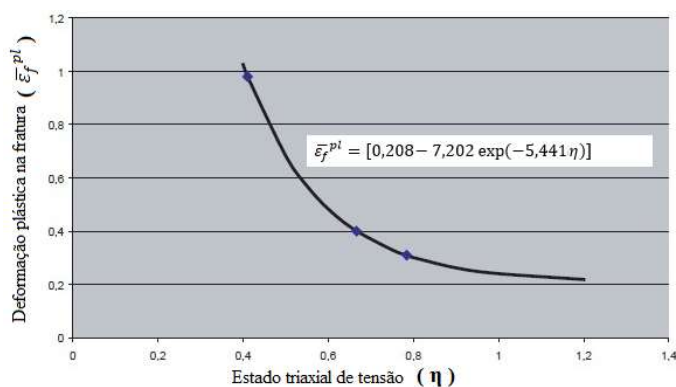


Legenda: Aspecto dos corpos de prova ensaiados a tração. Na tabela, dimensões dos corpos de prova.

R = raio do entalhe. Φ_0 = diâmetro externo Φ_{entalhe} = diâmetro no entalhe.

Fonte: [JUTRAS, 2008].

Figura 74 – (Deformação na fratura) x (Estado triaxial de tensões).



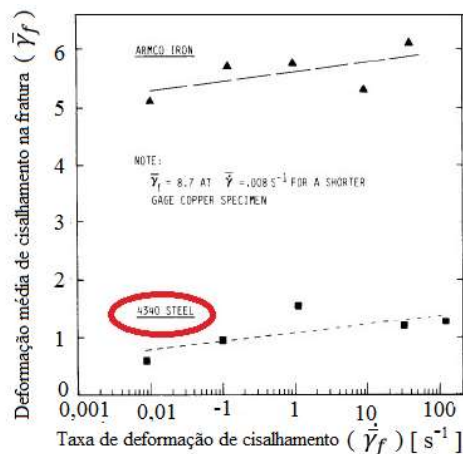
Legenda: Curva ajustada aos pontos experimentais em ensaios de tração no aço AISI 4340.

Fonte: Adaptado de [JUTRAS, 2008].

A constante d_4 está relacionada ao segundo termo da equação 7, que leva em consideração os efeitos da taxa de deformação. Esta constante pode ser determinada em ensaios de tração dinâmica, com o de Hopkinson, ou em ensaios de torção, como o de Kolsky, com diferentes taxas de deformação a temperatura ambiente.

Num ensaio de torção, por exemplo, resultados da (deformação média por cisalhamento) x log (taxa de deformação por cisalhamento) são lançados num gráfico e uma reta é ajustada a estes pontos. A constante d_4 é a inclinação desta reta [JOHNSON E COOK, 1985]. Com dados retirados do gráfico da Figura 75 [JOHNSON E COOK, 1985] obtiveram $d_4 = 0,002$.

Figura 75 – Deformação cisalhante na fratura x taxa de deformação.

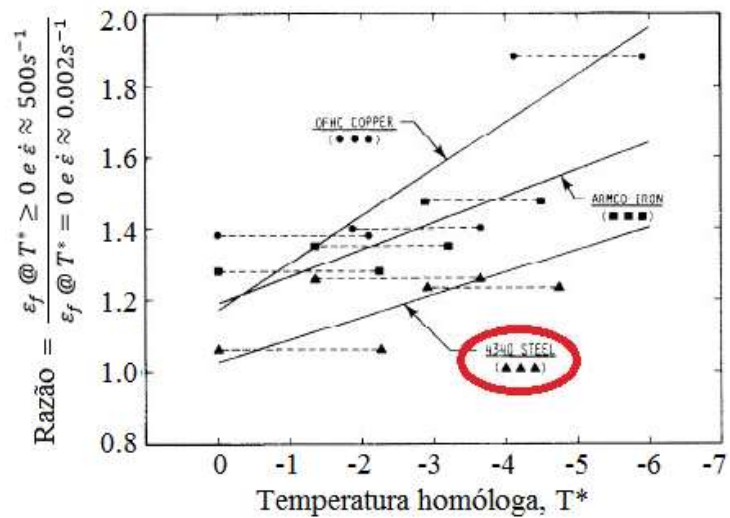


Legenda: Curvas ajustadas aos pontos experimentais resultantes do ensaio de torção em três materiais, com destaque em vermelho para os do aço AISI 4340.

Fonte: [JOHNSON E COOK, 1985].

A constante d_5 pode ser obtida por ensaios de torção em diferentes temperaturas e com taxas de deformação elevadas. Um gráfico (razão de deformações a taxas de deformações e temperaturas diferentes - vide gráfico, Figura 4) x (temperatura homóloga) é gerado. A temperatura homóloga (T^*) é dada por $(T - T_r)/(T_m - T_r)$. A constante d_5 é a inclinação da reta ajustada aos pontos lançados no gráfico. Com dados do gráfico da Figura 76, [JOHNSON E COOK, 1985] obtém-se $d_5 = 0,620$ para aço 4340.

Figura 76 – Deformação na fratura x temperatura homóloga.



Legenda: Curvas ajustadas aos pontos experimentais resultantes de ensaio de tração em três materiais, em diferentes temperaturas, com destaque em vermelho para o caso do aço AISI 4340.

Fonte: [JOHNSON E COOK, 1985].