

VINÍCIUS CARVALHO TELES

**INFLUÊNCIA DA SUPERPOSIÇÃO DE
MICROINDENTAÇÕES EM MATERIAL FRÁGIL
MODELO PARA ESTUDO DE FUNDAMENTOS DE
ABRASÃO**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2018

VINÍCIUS CARVALHO TELES

**INFLUÊNCIA DA SUPERPOSIÇÃO DE MICROINDENTAÇÕES EM
MATERIAL FRÁGIL MODELO PARA ESTUDO DE FUNDAMENTOS
DE ABRASÃO**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA.**

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Washington Martins da Silva Junior

Coorientadora: Prof^ª. Dra. Sonia Aparecida Goulart Oliveira

Uberlândia – MG

2018

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

T269i
2018 Teles, Vinícius Carvalho, 1988-
Influência da superposição de microindentações em material frágil
modelo para estudo de fundamentos de abrasão [recurso eletrônico] /
Vinícius Carvalho Teles. - 2018.

Orientador: Washington Martins da Silva Junior.
Coorientadora: Sonia Aparecida Goulart Oliveira.
Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa
de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2019.303>
Inclui bibliografia.
Inclui ilustrações.

1. Engenharia mecânica. 2. Tribologia. 3. Desgaste mecânico. 4.
Vidro. I. Silva Junior, Washington Martins da, 1977- (Orient.). II.
Oliveira, Sonia Aparecida Goulart, 1959- (Coorient.). III. Universidade
Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica. IV. Título.

CDU: 621

Maria Salete de Freitas Pinheiro - CRB6/1262

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA**

Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902
Telefone: (34) 3239-4282 - www.posgrad.mecanica.ufu.br - secposmec@mecanica.ufu.br

**ATA****ATA DE DEFESA DE TESE****NÚMERO DE ORDEM: 256****DATA: 22/11/2018**

Às oito horas e trinta minutos do dia vinte e dois de novembro de dois mil e dezoito, no Anfiteatro C - Bloco 50, Campus Santa Mônica, reuniu-se a Banca Examinadora composta pelos professores Dr. Washington Martins da Silva Júnior (Orientador), Dra. Sonia A. Goulart Oliveira (Coorientadora), Dr. Francisco José de Souza e Dr. José Daniel Biasoli de Mello, da Universidade Federal de Uberlândia, Dr. Cherlio Scandian, da Universidade Federal do Espírito Santo, e Dr. Roberto Martins de Souza, da Universidade de São Paulo, para, sob a presidência do primeiro, desenvolver o processo de avaliação da tese intitulada ***“Influência da Superposição de Microindentações em Material Frágil Modelo Para Estudo de Fundamentos de Abrasão”***, apresentada pelo aluno **VINÍCIUS CARVALHO TELES**, matrícula número **11423EMC002**, em complementação aos requisitos determinados pelo Regimento do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica para obtenção do título de Doutor. Após discorrer sobre seu trabalho, o candidato foi arguido pelos membros da Banca, diante das comunidades universitária e externa. Em seguida, a tese foi avaliada em seção privada pelos membros da Banca que, ao encerrar o processo, consideraram-na:

- Aprovada
 Aprovada com modificações a serem submetidas para a aprovação do orientador
 Aprovada com modificações a serem submetidas para a aprovação da banca
 Reprovada

conferindo ao aluno, em caso de aprovação, o título de Doutor em Engenharia Mecânica, Área de Concentração: **Materiais e Processos de Fabricação**; Linha de Pesquisa: **Tribologia e Materiais**. As demandas complementares observadas pelos examinadores deverão ser satisfeitas no prazo máximo de 30 dias, para dar validade a esta aprovação. Para constar, lavrou-se a presente ata, que vai assinada pelo presidente e demais membros da Banca.

Membros:

Prof. Dr. Washington Martins da Silva Júnior (orientador) - UFU

Profa. Dra. Sonia A. Goulart Oliveira (coorientadora) - UFU

Prof. Dr. Francisco José de Souza - UFU

Prof. Dr. José Daniel Biasoli de Mello - UFU

Prof. Dr. Cherlio Scandian - UFES

Prof. Dr. Roberto Martins de Souza - USP

Uberlândia, 22 de novembro de 2018



Documento assinado eletronicamente por **Washington Martins da Silva Junior, Professor(a) do Magistério Superior**, em 22/11/2018, às 11:59, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Cherlio Scandian, Usuário Externo**, em 22/11/2018, às 12:01, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Roberto Martins de Souza, Usuário Externo**, em 22/11/2018, às 12:02, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Francisco José de Souza, Professor(a) do Magistério Superior**, em 22/11/2018, às 12:05, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **José Daniel Biasoli de Mello, Professor(a) Visitante do Magistério Superior**, em 22/11/2018, às 17:03, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Sonia Aparecida Goulart de Oliveira, Professor(a) do Magistério Superior**, em 06/12/2018, às 16:16, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **0857099** e o código CRC **7C092A3C**.

“Ninguém jamais saberá ao certo quem foi que começou. Talvez algum pobre gênio tenha caído no abismo da história não escrita antes de poder anunciar à posteridade.” Anthony Gottlieb

Com amor
minha esposa Viviane Miranda,
meus pais Neiber e Marluza,
irmãos Hayane e Luís Fernando
e sobrinha Anna Laura.

AGRADECIMENTOS

Ao professor Washington Martins da Silva Junior pela excelente orientação, atenção e amizade.

A professora Sonia Aparecida Goulart de Oliveira pela coorientação e toda a dedicação ao trabalho.

Ao professor Alberto Arnaldo Raslan por todos os anos de orientação e amizade.

Aos colegas do Laboratório de Tribologia e Materiais, pelas diversas colaborações.

Aos técnicos da Faculdade de Engenharia Mecânica Ângela Maria, Luiz Quirino, Jonas Profeta e Diego Alves.

À Universidade Federal de Uberlândia e ao programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, pela oportunidade de realizar este curso.

A Sala FEMEC-CIMNE da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia pelo auxílio na confecção dos modelos numéricos.

Ao Laboratório Nanotech de Tribologia da Universidade Federal de Minas Gerais, pela realização dos testes de dureza instrumentada.

Ao Laboratório de Novos Materiais Isolantes e Semicondutores pela fabricação de corpo de prova em vidro.

Ao Laboratório Multiusuário de Microscopia da Faculdade de Engenharia Química da Universidade Federal de Uberlândia pelo auxílio na obtenção de imagens de MEV.

A CAPES, CNPq e a FAPEMIG pelo apoio financeiro.

TELES, V. C. **INFLUÊNCIA DA SUPERPOSIÇÃO DE MICROINDENTAÇÕES EM MATERIAL FRÁGIL MODELO PARA ESTUDO DE FUNDAMENTOS DE ABRASÃO**. 2018. 146 f. Tese de Doutorado. Universidade Federal de Uberlândia. Uberlândia.

Resumo

Trincas subsuperficiais, também chamadas de trincas laterais, são comumente relacionadas ao processo de desgaste abrasivo em materiais com características frágeis. Essas trincas são geralmente observadas em experimentos de indentação instrumentada com cargas acima da crítica. No entanto, resultados anteriores mostraram que a interação entre indentações, mesmo em baixas cargas, pode levar a trincas laterais. Neste trabalho, a superposição de microindentações no vidro sodo-cálcico, material tipicamente frágil, foi estudada usando simulação computacional e técnicas experimentais. Os testes consistiram em sete linhas de indentações com cinco indentações em cada linha. A distância relativa das indentações foi alterada em cada linha, controlando os valores do índice de superposição de -200% a 90%. Para avaliar o efeito da forma do indentador foram utilizados dois penetradores de base quadrada e um triangular. O módulo de Dano Plástico de Concreto (CDP) já implementado ao Abaqus foi utilizado para simular a fratura durante a indentação, levando-se em conta o dano à tração e a plasticidade sob compressão. O modelo numérico foi validado usando testes de dureza instrumentada. Para maior grau de superposição, observou-se mudança na resistência do material e, conseqüentemente, maior força foi necessária para atingir a mesma profundidade de indentação. Como esperado, o formato do penetrador afetou o campo de tensão ao redor da indentação e o dano superficial. Uma única indentação, com carga abaixo da crítica, não causa uma tensão alta o suficiente para induzir uma trinca lateral. No entanto, com o aumento do índice de superposição, a interação das tensões próximas a última indentação induziram uma trinca lateral. A posição e a profundidade da trinca mudaram de acordo com a forma do indentador e a profundidade de indentação. Os resultados da simulação foram de acordo com os testes experimentais. Foi possível observar a mecânica de formação de trinca lateral utilizando a distribuição de tensão obtida nos testes de simulação. A formação de trinca esteve diretamente relacionada ao índice de superposição e à forma do indentador. Os resultados trouxeram um novo conhecimento do mecanismo de desgaste predominante e de um novo modelo para representar a abrasão em materiais frágeis.

Palavras-chave: Superposição de indentações; vidro sodo-cálcico; indentação instrumentada; transição dúctil/frágil; MEF.

TELES, V. C. **INFLUENCE OF SUPERIMPOSITION OF MICROINDENTATIONS IN BRITTLE MATERIAL MODEL FOR STUDY OF FUNDAMENTALS OF ABRASION.**

2018, 146p. Theses. Federal University of Uberlândia. Uberlândia.

Abstract

Subsurface cracks, also called lateral cracks, are commonly related to the abrasive wear process on materials with brittle characteristics. These cracks are generally observed in instrumented indentation experiments with loads above critical. However, previous results have shown that the interaction between indentations, even at low loads, can lead to lateral cracks. In this work, the superimposition of microindentations in soda-lime glass, a typically brittle material, was studied using computational simulation and experimental techniques. The tests consisted of seven indentation lines with five indentations in each row. The relative distance of the indentations was changed on each line, controlling the values of the superimposition index from -200% to 90%. To evaluate the effect of the indenter shape, two square and one triangular indenter were used. The Concrete Damage Plasticity (CDP) module, already implemented at Abaqus, was used to simulate the fracture during indentation, taking into account the tensile damage and the plasticity under compression. The numerical model was validated using instrumented indentations tests. For a higher superimposition index, a change in the strength of the material was observed and, consequently, a greater force was required to reach the same indentation depth. As expected, the shape of the indenter affected the tensile field around the indentation and the surface damage. A single indentation with a load below the critical does not cause a stress high enough to induce a lateral crack. However, with the increase of the superimposition index, the interaction of the stresses near the last indentation induced a lateral crack, in loads under the critical value. The position and depth of the stress spot changed according to the shape of the indenter and the indentation depth. The results of the simulation were in agreement with the experimental tests. It was possible to observe the mechanics of lateral crack formation using the stress distribution obtained in the simulation tests. The crack formation was directly related to the superposition index and to the shape of the indenter. The results brought new insight into the predominant wear mechanism and a new model to represent abrasion in brittle materials.

Keywords: Superimposition of microindentations; soda lime-glass; instrumented indentation; ductile-brittle transition; FEM.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2-1: Curva de força-deslocamento do indentador para materiais com diferentes comportamentos (ZENG; CHIU, 2001).....	6
Figura 2-2: Cinco principais geometrias de trincas devido a uma indentação de uma partícula dura no vidro sodo-cálcico e em outros cerâmicos, adaptado de (COOK; PHARR, 1990).	7
Figura 2-3: Seção transversal de uma impressão de dureza Vickers com força de 100 N. Na figura dz – zona de plástica; lc - trinca lateral; e mc - trinca mediana (HAGAN, 1980). ..	8
Figura 2-1: Dinâmica da partícula abrasiva em microabrasão. Substrato de aço ferramenta revestido com CrAlSiN: (a) Deslizamento - Abrasivo: diamante (3 μm). (b) Rolamento Abrasivo: SiC (6,3 μm)......	10
Figura 2-2: Esquema da sequência de formação e crescimento de trincas durante o carregamento crescente (a, b, c) e descarregamento decrescente (d, e, f) (LAWN; SWAIN, 1975).	11
Figura 2-3: Esquema da remoção de material na abrasão de materiais frágeis: (a) deslizamento de partículas abrasivas adaptado de (FARRIS; CHANDRASEKAR, 1994); (b) modelos para rolamento de partículas abrasivas adaptado de (BUIJS; KORPEL-VAN HOUTEN, 1993).	12
Figura 2-4: Visão idealizada da superfície da peça, dividida em segmentos e células; círculos representam as partículas abrasivas.	13
Figura 2-5: Níveis críticos para esforços aplicados na abrasão, largura do sulco, L , em função da força normal, P (DE MELLO, 1983)......	15
Figura 2-6: Relação entre tenacidade a fratura e resistência ao desgaste (ZUM GAHR, 1987).	16
Figura 2-7 – Mapeamento da simulação para o vidro em valores menores de força normal e quantidade de eventos. Indentação aleatória (DA SILVA, 2008).	17
Figura 2-8: MEV dos testes de simulação com indentações aleatoriamente posicionadas no vidro sodo-cálcico: (a) 1500 indentações, 0,29 N; (b) 2000 indentações, 0,59 N; (c) 1500 indentações, 0,59 N (DA SILVA; DE MELLO, 2009).	18
Figura 2-9: Volume desgastado, mapeamento da simulação no vidro (DA SILVA, 2008).	18
Figura 3-1: Superfície de escoamento/dano. Adaptado (WAN et al., 2010).	23
Figura 3-2: Curva tensão-abertura da trinca (ABAQUS, 2010).	24

Figura 3-3: Ciclo uniaxial tração-compressão-tração para o modelo proposto (ABAQUS, 2010).	25
Figura 3-4: Modelo tensão-deformação: modelo elasto-plástico com trinca (ZHANG ;SUBHASH, 2001).	26
Figura 3-5: Dano causado ao material (a) após a fase de carregamento e (b) ao retirar a carga (ZHANG ;SUBHASH, 2001).	27
Figura 3-6: Representação de 1/8 do sistema indentador/amostra. (a) e (b) Evolução do dano causado pela tensão de tração, d_t , e (c) e (d) da perda de rigidez, d , devido a indentação com penetrador canto de cubo com carga de 0,25 N (WAN et al., 2010).	28
Figura 3-7: Tipos de trincas observados durante o ciclo de indentação Vickers. R-trinca radial; M-trinca mediana; H-trinca semicircular (WAN et al., 2010).	29
Figura 3-8: Comparação entre resultados da simulação e experimental (WAN et al., 2010)...	29
Figura 4-1: Corpo de prova de vidro sodo-cálcico.	32
Figura 4-2: Microtribômetro instrumentado (SILVA, 2008).	37
Figura 4-3: (a) Esquema do sistema de medição de posição, (b) montagem do sistema de medição de posição.	38
Figura 4-4: Esquema do método de superposição de indentações Vickers em linha.	40
Figura 4-5: Forma da ponta dos indentadores. (a) Vickers e (b) indentador triangular.....	41
Figura 4-6: Padrão para o corpo dos indentadores.....	41
Figura 4-7: Esquema que define o alinhamento dos indentadores e direção das indentações.	42
Figura 4-8: Geometria e malha da amostra e indentador utilizados na simulação. (a) Vista isométrica e (b) vista lateral.	43
Figura 4-9: Definição do ângulo entre faces α	45
Figura 4-10: Esquema do modelo de superposição de indentação em linha. (a) vista frontal e (b) vista superior. O valor do comprimento do modelo é variável e depende do valor de L , que depende do tamanho da indentação e do grau de superposição, S	46
Figura 4-11: Exemplo de modelo e malha de superposição de indentações em linha. Indentador triangular, $h_{max} = 1,39 \mu\text{m}$ e grau de superposição de 10%. Nessa condição o valor de L é $7,6 \mu\text{m}$ e comprimento total da amostra foi de $230,4 \mu\text{m}$	47
Figura 4-12: Fluxograma dos ensaios realizados.	49
Figura 5-1: Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) das amostras de vidro sodo-cálcico.	51

- Figura 5-2: Microdureza Vickers do vidro sodo-cálcico. Imagens de MEV de indentações Vickers no vidro. Forças: (a) 0,098 N, (b) 0,490 N e (c) 0,980 N. Note a diferença na ampliação. Setas indicam as trincas observadas.52
- Figura 5-3: Superfície 3D da impressão de dureza. AFM: (a) força 490 mN (b) perfil AA através do centro da marca de indentação Vickers.53
- Figura 5-4: Comprimento da trinca radial e diagonal da impressão em função da força de indentação. Indentador Vickers. As trincas foram mensuradas 48 h após a realização dos testes.....54
- Figura 5-5: Curvas experimentais de força x deslocamento, $p-h$. Testes realizados com indentador Vickers. Força: (a) 200 mN, (b) 375 mN, (c) 585 mN e (d) 825 mN.....55
- Figura 5-6: Módulo de elasticidade e dureza para diversas cargas. Dureza instrumentada com indentador Vickers.56
- Figura 5-7: Profundidade máxima de indentação Vickers em função da força de indentação.56
- Figura 5-8: Curva encontrada pelo método de ajuste de curva desenvolvido por Giannakopoulos, Larsson e Vestergaard (1994) e Zeng e Chiu (2001). (a) Fase de descarregamento. (b) Fase de carregamento. Curva de dureza instrumentada obtida com penetrador Vickers e força de 585 mN.57
- Figura 5-9: (a) Efeito do atrito no empilhamento (*pile-up*) em indentações Vickers, parte positiva da curva mostrada em (b). Profundidade $h_{max} = 2,37 \mu\text{m}$ que equivale a 585 mN.60
- Figura 5-10: Efeito do atrito nas tensões remanescentes e comprimento da trinca. $\mu = 0$ (a) tensão máxima principal e (b) dano; $\mu = 0,07$ (c) tensão máxima principal e (d) dano. Profundidade $h_{max} = 2,37 \mu\text{m}$. Unidades de tensão em GPa. As setas brancas mostram as principais alterações.....61
- Figura 5-11: Coeficiente de atrito em função da força empregada no deslizamento. Indentador padrão Rockwell-C. Distância deslizada 4 mm.62
- Figura 5-12: Curvas $p-h$ para diferentes forças (a) para 200 mN e 375 mN e (b) para 585 mN e 825 mN. Comparação MEF e experimental. Indentador Vickers.....63
- Figura 5-13: Simulação e resultados experimentais de comprimento de diagonal de indentação Vickers para diferentes forças de indentação.....64
- Figura 5-14: Perfil que passa pelo centro da marca e perpendicular à lateral da indentação Vickers obtida por MEF. O perfil foi gerado após a fase de descarregamento.65
- Figura 5-15: Impressão de dureza com força de indentação 490 mN e indentador Vickers. ...66

- Figura 5-16: Contornos para a tensão principal máxima para força de indentação de 585 mN. (a) carregamento total, (b) descarregamento total e (c) vetor da tensão principal máxima para $p/p_{max} = 0,2$ durante o descarregamento, momento anterior ao início da trinca. Unidades em GPa.....66
- Figura 5-17: Variável de dano d_t para diferentes forças de indentação (a) 245 mN, (b) 490 mN e (c) 980 mN. A linha tracejada indica a impressão de dureza.....68
- Figura 5-18: (a) vista superior e (b) seção através do plano da trinca radial. Profundidade de indentação $2,37 \mu\text{m}$ o que equivale a 585 mN de força de indentação.....69
- Figura 5-19: Simulação e resultados experimentais de comprimentos da trinca em função da força de indentação. Indentador Vickers.70
- Figura 5-20: Curva força por deslocamento para diferentes ângulos de abertura do indentador. Profundidade de indentação $1,39 \mu\text{m}$71
- Figura 5-21: Diagonal de indentação remanescente em função do ângulo de abertura da partícula. Profundidade de indentação $1,39 \mu\text{m}$73
- Figura 5-22: Força máxima de indentação vs tangente de alfa. Setas indicam os casos onde surgiu trinca radial.73
- Figura 5-23: Definição do sistema de coordenadas para medir o raio de atuação da partícula: (a) R_{MP} (μm) e (b) R_{ZP} (μm). Indentador piramidal com $\alpha = 75^\circ$ e $h_{max} = 1,89 \mu\text{m}$. O valor da tensão é em GPa e o de deformação plástica equivalente é em valor absoluto.75
- Figura 5-24: (a) R_{MP} em função da tangente do ângulo de abertura do indentador e (b) R_{MP}/a vs $\text{tg}(\alpha)$76
- Figura 5-25: Raio da deformação plástica equivalente em função da tangente de α77
- Figura 5-26: Deformação plástica equivalente em função da tangente de alfa.78
- Figura 5-27: Indentadores de diamante com diferentes ângulos entre faces α . (a) Padrão Vickers $\alpha = 68^\circ$; (b) triangular $\alpha = 68^\circ$; (c) quadrada $\alpha = 55^\circ$79
- Figura 5-28: Abrasivos para ensaios abrasivos. (a) sílica com diâmetro médio de $0,6 \text{ mm}$ (DAMIÃO, 2018); (b) carbetto de silício com tamanho médio de $6,35 \mu\text{m}$ (TELES, 2014); (c) sílica com diâmetro médio de $2,60 \mu\text{m}$ (TELES, 2014).....80
- Figura 5-29: Superposição de indentação no vidro. Indentador Vickers, força 200 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais. Indentações realizadas de cima para baixo. MO.....83

- Figura 5-30: Superfície do vidro após a superposição de indentações Vickers com índice de superposição de 60 % e força de 200 mN. As trincas radiais são indicadas pelas setas azuis. Indentações realizadas da esquerda para a direita. MEV.....84
- Figura 5-31: Superposição de indentação no vidro. Indentador Vickers, força 500 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais e setas vermelhas indicam perda de massa. Indentações realizadas de cima para baixo. MO.85
- Figura 5-32: Perda de massa devido a lascamento superficial. Superfície gerada por indentações Vickers com superposição de 10 %. Força de indentação 500 mN. Seta vermelha indica perda de massa e seta azul indica trinca radial. Indentações realizadas da esquerda para a direita. MEV.86
- Figura 5-33: Detalhe da formação da trinca radial. Superposição de -100%, força de indentação de 500 mN e indentador Vickers. (a) parte da superfície gerada MO e (b) região delimitada MEV. Setas azuis trincas indicam trincas radiais. Indentações realizadas da esquerda para a direita.....86
- Figura 5-34: Superposição de indentação no vidro. Indentador Vickers, força de 1000 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais e setas vermelhas indicam perda de massa. Indentações realizadas de cima para baixo. MO.87
- Figura 5-35: Detalhe da perda de volume na superposição de indentações Vickers com força de 1000 mN e $S = -100\%$. (a) superfície gerada e (b) região delimitada. Indentações realizadas da esquerda para a direita. MEV.....88
- Figura 5-36: Morfologia da superfície gerada na superposição de indentações Vickers com força de 1000 mN e $S = 90\%$. Indentações realizadas da esquerda para a direita. MEV. Observar que a perda de massa se concentra próximo às últimas indentações.89
- Figura 5-37: Curvas força em função do deslocamento do indentador. Indentador Vickers e força de indentação 1000 mN. (a) $S = -100\%$; (b) $S = 30\%$ e (c) $S = 90\%$90
- Figura 5-38: Constante de carregamento normalizado em função do índice de superposição. Indentador Vickers e diferentes forças de indentação.91
- Figura 5-39: Posição relativa da segunda indentação em relação a primeira para diferentes forças de indentação. Também é apresentado a esquerda o campo de tensões máxima principal (GPa) e a direita deformação plástica equivalente (valor absoluto). (a) e (b) 1000 mN; (c) e (d) 500 mN; e (e) e (f) 200 mN. A linha tracejada indica a aresta da impressão de dureza.93

- Figura 5-40: Superposição de indentação no vidro. Indentador triangular, força 200 mN. Indentações realizadas de baixo para cima. MO.....95
- Figura 5-41: Superposição de indentação no vidro. Indentador triangular, força de 500 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais e setas vermelhas indicam perda de massa. Indentações realizadas de baixo para cima. MO.96
- Figura 5-42: Superposição de indentação no vidro. Indentador triangular, força de 1000 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais e setas vermelhas indicam perda de massa. Indentações realizadas de baixo para cima. MO.97
- Figura 5-43: Parte da superposição de indentações em linha. Indentador triangular, força normal 1000 mN. Indentações realizadas da direita para a esquerda. MEV.....98
- Figura 5-44: Constante de carregamento normalizado C_n em função de S . Indentador triangular e diferentes forças de indentação.99
- Figura 5-45: Posição relativa da segunda indentação (ciclo 2) em relação a primeira (ciclo 1). 1/6 do Indentador triangular. $h_{max} = 1,39 \mu\text{m}$. (a) Campo de tensão máxima principal (GPa) e (b) deformação plástica equivalente (valor absoluto). Linha tracejada indica a aresta da impressão de dureza.100
- Figura 5-46: Superposição de indentação no vidro. Indentador piramidal de base quadrada com $\alpha = 55^\circ$, força de 500 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais e setas vermelhas indicam perda de massa. Indentações realizadas de cima para baixo. MO.101
- Figura 5-47: Curva força por deslocamento para diferentes indentadores, força de indentação 1000 mN.....102
- Figura 5-48: Constante de carregamento normalizado em função índice de superposição. Indentador piramidal de base quadrada e $\alpha = 55^\circ$. Forças de indentação de 500 mN....103
- Figura 5-49: Posição relativa da segunda indentação (ciclo 2) em relação a primeira (ciclo 1). Indentador piramidal de base quadrada e $\alpha = 55^\circ$ e força de 500 mN. (a) Campo de tensão máxima principal (GPa) e (b) deformação plástica equivalente (valor absoluto). A linha tracejada indica a aresta da impressão.104
- Figura 5-50: Constante de carregamento normalizada em função índice de superposição para diferentes formatos de indentadores. Força de indentação de 500 mN.105
- Figura 5-51: Simulação da superposição de indentação. Indentador Vickers. Índice de superposição igual a 100 %. $h_{max} = 2,19 \mu\text{m}$ que equivale a 500 mN. Tensão máxima principal (GPa). Vista superior. Indentações realizadas da esquerda para a direita.106

- Figura 5-52: Campo de tensão máxima principal após o 5^a ciclo para índice de superposição de -100 %. (a) Indentador esférico com 5 μm de diâmetro e (b) Indentador triangular. $h_{max} = 1,39 \mu\text{m}$. Vista superior. Unidade de em GPa. Indentações realizadas da esquerda para a direita.107
- Figura 5-53: Vista isométrica da superposição de indentações após o 5^a ciclo mostrando a variável de dano. Indentador Vickers. Índice de superposição igual a -100 %. $h_{max} = 2,19 \mu\text{m}$ que equivale a 500 mN. Indentações realizadas da esquerda para a direita.108
- Figura 5-54: Evolução do campo de tensão máxima principal ao longo dos 5 ciclos. $S = 30 \%$. $h_{max} = 2,19 \mu\text{m}$ o que equivale a 500 mN. Indentador Vickers. Unidades em GPa da tensão. Vista isométrica. Indentações realizadas da esquerda para a direita.109
- Figura 5-55: Campo de tensão principal na direção Y após a quinta indentação. (a) indentador triangular, (b) esférico: $h_{max} = 1,39 \mu\text{m}$ (c) Indentador esférico, $h_{max} = 0,2 \mu\text{m}$. Unidades em GPa. Setas indicam local crítico. Indentações realizadas da esquerda para a direita110
- Figura 5-56: Deformação plástica equivalente máxima em função do índice superposição. .112
- Figura 5-57: Campo de deformações após o 5^o ciclo de indentação. Indentador (a) Vickers, (b) triangular e (c) esférico. Unidades em valor absoluto. Indentações realizadas da esquerda para a direita.....113

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1: Velocidade de carregamento na dureza instrumentada.....	33
Tabela 4.2: Propriedades mecânicas do vidro sodo-cálcico.	36
Tabela 4.3: Componentes do microtribômetro (SILVA, 2008).....	39
Tabela 4.4: Forma dos indentadores.	40
Tabela 4.5: Força e dimensão das indentações para cada condição.	42
Tabela 4.6: Parâmetros da simulação de superposição de eventos.....	48
Tabela 5.1: Constantes da curva $p-h$ experimental.	55
Tabela 5.2: Dados elasto-plásticos do vidro obtidos por ajuste de curva.	58
Tabela 5.3: Dados para a seleção da malha do modelo de elementos finitos. Profundidade de indentação 1,39 μm . Indentador Vickers. Propriedades elasto-plásticas foram retiradas da Tabela 5.2.....	59
Tabela 5.4: Constantes da fase de descarregamento e carregamento para resultados de MEF com erros em relação ao experimental Tabela 5.1. Indentador Vickers.	64
Tabela 5.5: Profundidade e tensão de tração da região crítica após o 5 ^a ciclo e $S = 90\%$	111

LISTA DE SÍMBOLOS

- PVD – deposição física de vapor
CVD – deposição química de vapor
MEF – método dos elementos finitos
MEV – microscopia eletrônica de varredura
CDP – concrete damage plasticity
LTM – Laboratório de Tribologia e Materiais
AFM – microscopia de força atômica
P – força normal
P* - força na qual inicia a fratura na indentação
L – largura do sulco
L* - largura crítica
h – profundidade de indentação
h_{max} – profundidade de indentação máxima
h_c – profundidade de indentação residual
c – comprimento da trinca
a – comprimento da semi diagonal
V – volume desgastado
K – taxa de desgaste em lapidação
N – número de partículas abrasivas em contato
l – distância deslizada
H – dureza do material
K_c – tenacidade a fratura do material
 γ – constante que depende da forma da partícula
R – raio de rolamento da partícula abrasiva
E – módulo de elasticidade do material
E₀ - módulo de elasticidade inicial do material
A – área de contato
v – velocidade de deslizamento
p-h – diagrama força por deslocamento do indentador
C – constante do material da fase de carregamento
B – constante do material na fase de descarregamento

- m – constante do material da fase de descarregamento
- q – tensão de von Mises
- σ – tensão
- σ_{yc} - limite de escoamento em compressão
- σ_t - limite de ruptura em tração
- β – relação entre dano e plasticidade
- ε – deformação
- G_f - energia de Griffith
- u – abertura da trinca
- u_d – abertura máxima da trinca
- ν - coeficiente de Poisson
- d_t – variável de dano de tração
- C_f – complacência do equipamento
- θ – relação entre elástico perfeitamente plástico e perfeitamente elástico
- n – coeficiente de encruamento do material
- ρ - densidade do material
- S – índice de superposição
- D – lado da impressão de dureza
- L – distância entre uma impressão e outra
- α – ângulo de abertura do indentador
- μ - coeficiente de atrito
- R_{MP} – raio de atuação da tensão máxima principal de tração
- R_{ZP} – raio da zona plástica

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
2. ABRASÃO E INDENTAÇÃO INSTRUMENTADA	5
2.1 INDENTAÇÃO INSTRUMENTADA EM CERÂMICOS	5
2.2 ABRASÃO.....	9
2.3 TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL NA ABRASÃO	14
2.4 SUPERPOSIÇÃO DE INDENTAÇÕES NO VIDRO	17
3. SIMULAÇÃO DA INDENTAÇÃO FRÁGIL	20
3.1 MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS.....	20
3.2 ABAQUS®	21
3.2.1 <i>Abaqus - Concrete Damage Plasticity</i>	22
3.3 SIMULAÇÃO DE INDENTAÇÃO FRÁGIL	26
4. METODOLOGIA	31
4.1 MATERIAL.....	31
4.2 MÉTODOS.....	32
4.2.1 <i>Propriedades mecânicas do vidro</i>	32
4.2.2 <i>Propriedades elasto-plásticas do vidro</i>	34
4.2.3 <i>Microtribômetro instrumentado</i>	36
4.2.4 <i>Superposição experimental de indentações em linha</i>	39
4.2.5 <i>Simulação de indentação Vickers</i>	43
4.2.6 <i>Simulação de superposição de indentações em linha</i>	45
4.2.7 <i>Ensaio realizados</i>	48
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	50
5.1 CARACTERIZAÇÃO DA AMOSTRA.....	50
5.1.1 <i>Composição química da amostra</i>	50
5.1.2 <i>Testes de microdureza</i>	51
5.2 MODELO DE INDENTAÇÃO VICKERS.....	58
5.3 SIMULAÇÃO DE INDENTAÇÃO	62
5.3.1 <i>Simulação de indentação instrumentada Vickers no vidro</i>	62
5.3.2 <i>Avaliação do campo de tensão máxima principal remanescente</i>	66
5.3.3 <i>Avaliação da variável dano, d_t</i>	68

5.3.4	<i>Efeito da forma do indentador piramidal de base quadrada</i>	70
5.4	CONSIDERAÇÕES SOBRE OS PARÂMETROS QUE INFLUENCIAM A REPRESENTATIVIDADE DA SIMULAÇÃO EXPERIMENTAL E COMPUTACIONAL DA ABRASÃO	78
5.4.1	<i>Forma do indentador</i>	79
5.4.2	<i>Carga por partícula</i>	81
5.5	SUPERPOSIÇÃO DE EVENTOS EXPERIMENTAL	82
5.5.1	<i>Superposição de eventos com indentador Vickers</i>	83
5.5.2	<i>Superposição de eventos com indentador triangular</i>	94
5.5.3	<i>Superposição de eventos com indentador com ângulo de abertura de 55°</i>	101
5.6	SIMULAÇÃO DE SUPERPOSIÇÃO DE EVENTOS.....	105
5.6.1	<i>Análise das tensões</i>	106
5.6.2	<i>Evolução do campo de tensões subsuperficial</i>	108
5.6.3	<i>Avaliação da deformação plástica equivalente máxima</i>	112
6.	CONCLUSÕES	115
7.	TRABALHO FUTUTOS	118
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	119

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A tribologia é a ciência dedicada ao estudo dos fenômenos decorrentes do contato de duas superfícies em movimento relativo (JOST, 1966). Em amplo aspecto, essa ciência aborda os problemas relativos ao atrito, lubrificação e desgaste. Esse último pode ser definido como a falha progressiva que envolve a perda de matéria de uma superfície para a outra superfície ou para o meio (ZUM GAHR, 1987). Dentre os vários tipos de desgaste, o desgaste abrasivo chama a atenção, pois é responsável por 50% das falhas na indústria, sendo seguido pelo desgaste adesivo (15%) e a erosão que causa 8% (EYRE, 1978). O desgaste abrasivo, particularmente, é decorrente da ação de partículas duras ou protuberâncias da superfície do contra corpo presentes na interface de desgaste. A resistência ao desgaste abrasivo de metais, cerâmicos e polímeros vem sendo, de longa data, analisada com o intuito de melhor compreender todos os fenômenos associados à remoção de material, bem como aos diferentes mecanismos decorrentes das respostas mecânicas de cada material. Entre esses materiais, os cerâmicos têm um espaço importante devido à larga aplicação de revestimentos finos cerâmicos através de processos como (PVD, CVD, etc.) em sistemas mecânicos críticos, tais como: ferramentas de usinagem, ferramentas de conformação, mancais, juntas mecânicas, entre outras.

A abrasão de vidros, cerâmicos e outros materiais com características frágeis depende do conhecimento do mecanismo de desgaste predominante que está ligado à resposta mecânica desse tipo de material (ZUM GHAR, 1987). Frequentemente, a transição dúctil-frágil é observada alterando os parâmetros tribológicos dos processos de desgaste. A análise da fratura que ocorre durante indentações podem fornecer informações interessantes sobre a resistência à abrasão nestas circunstâncias (BUIJS; KORPEL-VAN HOUTEN, 1993). Para materiais

frágeis, existe um limite para a carga normal na partícula abrasiva, abaixo do qual o material é removido através de deformação plástica. Acima deste limiar, ocorre a trinca. A remoção de material está associada com a nucleação de trincas laterais, enquanto a diminuição da resistência mecânica está associada com as trincas radial e mediana (BUIJS; KORPEL-VAN HOUTEN, 1993; EVANS; WILSHAW, 1976). Ensaios experimentais com indentador Vickers mostraram que a carga mínima necessária para a nucleação de trincas laterais no vidro seria maior que 1.000 mN. Porém, foi avaliado em diversos trabalhos que a carga por partícula é da ordem de $4 \cdot 10^2$ mN para a macroabrasão e da ordem de $2 \cdot 10^{-2}$ mN para a microabrasão (ARDILA, 2017; BUIJS; HOUTEN, 1993; SANTANA, 1994). Apesar das simplificações dos modelos utilizados nesses cálculos, observam-se que os valores de carga por partícula não são suficientes para levar à ocorrência de trincas laterais. Mas, mesmo os riscos e/ou indentações de baixa carga causam tensões e deformações em seu entorno. Ao se interagirem, esses campos de tensões podem se amplificar e assim nuclear as trincas laterais a partir de defeitos presentes no material ou de defeitos geradas pelo risco e/ou indentações. No presente trabalho, defende-se que a nucleação de trincas laterais possam surgir da interação de indentações e ou riscos, mesmo de baixa carga, o que leva ao regime de desgaste frágil.

Existem duas abordagens para se estudar o desgaste abrasivo: a abordagem global, que utiliza técnicas abrasométricas, e a abordagem local, que utiliza técnicas esclerométricas (DA SILVA, 2008; NOGUEIRA; DE MELLO, 1988). As técnicas abrasométricas utilizam equipamentos laboratoriais que reproduzem, em determinadas condições, o mecanismo de desgaste encontrado da análise de campo, nesses equipamentos ocorre à atuação, simultânea, de diversas partículas abrasivas. As técnicas esclerométricas utilizam um penetrador instrumentado de geometria definida, que interage com a superfície deformando-a. As forças geradas nessa interação são bem conhecidas e o mecanismo de remoção de matéria bem definido.

Recentemente, foi desenvolvida a técnica de simulação do desgaste abrasivo via interações múltiplas (DA SILVA, 2008) que permite a reprodução de uma topografia obtida em amostras desgastadas em ensaios laboratoriais ou colhidas no campo. Através dessa técnica, o mecanismo de indentações múltiplas, decorrente do rolamento de partículas abrasivas, foi representado por uma sequência de indentações em posições aleatórias. O mecanismo de microcorte/microsulcamento, decorrentes do deslizamento de partículas na interface, foi representado usando a superposição de riscos paralelos (SILVA, 2008).

Ao utilizar um esclerômetro retilíneo instrumentado, Da Silva (2008) estudou o efeito da interação de sulcos/riscos e de microindentações no aço ferramenta e no vidro. Seus resultados mostraram que a quantidade de eventos e a proximidade ou índice de superposição é de grande importância na perda de massa e no mecanismo de desgaste na abrasão (SILVA; MELLO, 2009; SILVA; COSTA; MELLO, 2011). Os resultados de superposição de eventos no vidro mostraram que, para baixas cargas, o mecanismo de microindentação pode ocasionar deformação plástica da superfície. Porém, independente da carga, eventos muito próximos um do outro acarretam na falha frágil do material, ou seja, ocorre a transição dúctil-frágil. Também, foi observado que a resposta frágil do material leva a grandes volumes de material removido, que podem ser até 2.700% maiores quando comparados ao desgaste do mesmo material com mecanismos dúcteis (DA SILVA, 2008).

Existe diversas vantagens em se utilizar o método de elementos finitos para se estudar os fundamentos do desgaste de materiais: diminuição de custos, possibilidade de observar o campo de tensões e deformações, etc. O método de elementos finitos tem sido utilizado para estudar ensaios dureza em materiais dúcteis e frágeis (GIANNAKOPOULOS, 2006; WAN et al., 2010; ZENG; GIANNAKOPOULOS; ROWCLIFFE, 1995; ZHANG; SUBHASH, 2001). Os modelos numéricos que levam em conta a ocorrência de trincas devido a penetração de uma partícula podem possibilitar o estudo da abrasão de materiais que apresentam comportamento frágil.

Há a necessidade de melhor compreender as condições e parâmetros nos quais a interação entre os eventos gerados por partículas abrasivas levam a transição dúctil-frágil em materiais com comportamento frágil. Este trabalho tem por objetivo avaliar o efeito da superposição de indentações e outros parâmetros tribológicos na transição dúctil-frágil de amostras de vidro sodo-cálcico, sendo os objetivos específicos:

- Avaliar o efeito da força normal;
- Posicionamento (índice de superposição);
- Forma do indentador;
- Desenvolver um modelo de superposição de indentações.
- Com o modelo de MEF observar o campo de tensões e deformações geradas pelas indentações.

Os principais resultados obtidos nessa tese mostraram que as trincas laterais, que são as responsáveis pela perda de massa em abrasão, podem ser nucleadas devido à interação de indentações, com cargas inferiores as mencionadas na literatura. Os ensaios, também mostraram, que a resistência à penetração da partícula pode ser alterada em função do índice de superposição. Nesse caso, existe um valor de resistência mínimo influenciado pelo formato do indentador. Todos os resultados foram correlacionados com ensaios de elementos finitos.

CAPÍTULO II

ABRASÃO E INDENTAÇÃO INSTRUMENTADA

O presente capítulo apresenta o estado da arte dos assuntos relacionados à abrasão e à indentação de materiais com características frágeis.

2.1 Indentação instrumentada em cerâmicos

A curva obtida no ensaio de dureza instrumentada, denominada por curva de força-deslocamento do indentador ($p-h$), representa a relação existente entre a força aplicada e a profundidade de indentação registada durante o ensaio. A curva $p-h$ é constituída por uma fase de carregamento seguida de uma fase de descarregamento.

A Figura 2-1 apresenta uma curva $p-h$ típica de um material elasto-plástico. Na figura são indicadas as duas profundidades de indentação características: profundidade máxima, $h_{máx}$, alcançada ao final da fase de carregamento e a profundidade residual, h_c , após a fase de descarregamento. No caso dos materiais com comportamento puramente elástico, não se registra deformação plástica após o descarregamento, sendo a profundidade de indentação residual igual a zero. Nos materiais com comportamento rígido-plástico, as profundidades de indentação $h_{máx}$ e h_c são iguais devido à ausência de recuperação elástica durante o descarregamento (ZENG; CHIU, 2001).

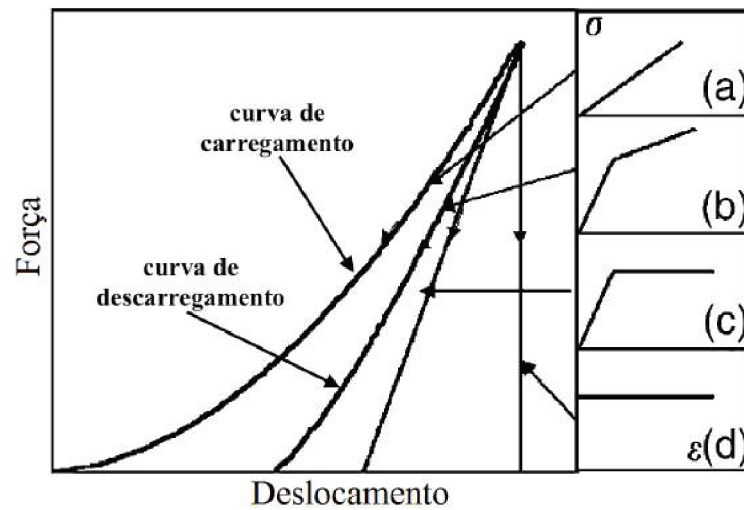


Figura 2-1: Curva de força-deslocamento do indentador para materiais com diferentes comportamentos (ZENG; CHIU, 2001).

No estudo das curvas de força-deslocamento, produzidas nos ensaios de dureza com indentadores de geometria cônica e piramidal, a curva de carregamento é aproximada pela Eq.(2.3) (OLIVER; PHARR, 1992).

$$P = C \cdot h^2 \quad (2.3)$$

Nesta equação P é a força aplicada (N); C é a constante de carregamento ($\text{N}/\mu\text{m}^2$); e h é a profundidade de indentação (μm).

A utilização da Eq. (2.4) para descrever as curvas $p-h$ experimentais mostra a existência de erros, particularmente para cargas baixas ($< 50 \text{ mN}$) (OLIVER; PHARR, 1992; ZENG; CHIU, 2001). As discrepâncias foram relacionadas com a geometria da ponta do indentador, que sempre vão ter um raio de ponta.

Segundo Oliver e Pharr (1992), a fase de descarregamento da curva $p-h$ obedece melhor a Eq. (2.5).

$$P = B(h - h_c)^m \quad (2.4)$$

Onde B ($\text{mN}/\mu\text{m}^m$) e m são constantes do material e h_c (μm) é o deslocamento final após o descarregamento.

A curva de descarregamento é empregada para estimar o módulo de elasticidade dos materiais (OLIVER; PHARR, 1992).

Diferentes tipos de trincas foram identificados usando análise de seção transversal em experimentos de indentação realizados em amostras de vidro sodo-cálcico (COOK; PHARR, 1990; EVANS; WILSHAW, 1976; HAGAN, 1979; HAGAN; SWAIN, 1978; HAGAN; VAN DER ZWAAG, 1984; LAWN; DABBS; FAIRBANKS, 1983). Cinco tipos diferentes de trincas, devido à penetração de uma partícula dura, são bem conhecidos na literatura: trincas radiais, mediana, semicircular, lateral e cone, como observado na Figura 2-2.

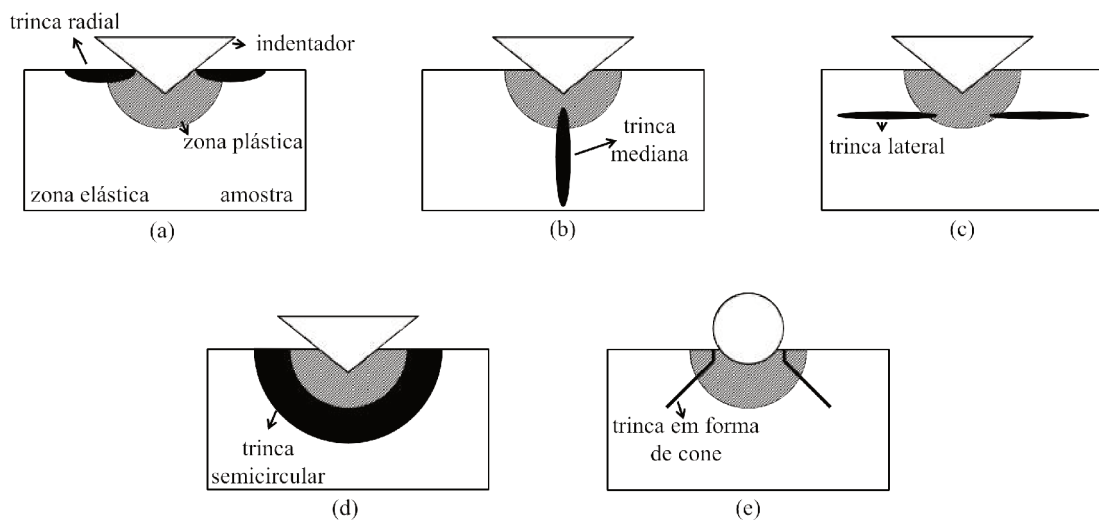


Figura 2-2: Cinco principais geometrias de trincas devido a uma indentação de uma partícula dura no vidro sodo-cálcico e em outros cerâmicos, adaptado de (COOK; PHARR, 1990).

Cook e Pharr (1990) observaram, com a ajuda de um microscópio *in situ*, que nenhuma trinca ocorreu durante a fase de carregamento de indentações no vidro sodo-cálcico, usando um indetador Vickers e força de indentação máxima de 40 N. As trincas radiais iniciam no início da fase de descarregamento (68% da carga máxima) e as trincas laterais no final do descarregamento, correspondem a 2% da carga máxima.

Segundo Chiang Marshall e Evans (1982a, 1982b), as trincas radiais são as primeiras a surgirem na superfície e são fortemente influenciadas pela densidade dos defeitos superficiais. Nesse caso, a tensão máxima principal de tração ocorre no limite elásto-plástico, o que faz as trincas radiais nuclearem de defeitos próxima à borda de indentação. As trincas radiais são nucleadas neste limite elástico-plástico e crescem em direção à zona elástica e a zona plástica,

conforme indicado na Figura 2-2a. A propagação de trinca radial na zona plástica é dificultada, impedindo rapidamente o seu crescimento. Os defeitos que dão origem às trincas medianas e lateral são os vazios formados pelo encontro de bandas de cisalhamento dentro da zona plástica. As trincas medianas e laterais começam dentro da zona plástica e se propagam para a zona elástica, Figura 2-2b-c. A trinca mediana cresce em direção ao núcleo e a trinca lateral cresce paralelamente à superfície (CHIANG; MARSHALL; EVANS, 1982a; HAGAN, 1980; HAGAN; SWAIN, 1978). A Figura 2-3 apresenta uma seção transversal de uma impressão de dureza Vickers no vidro para uma força de indentação 100 N.

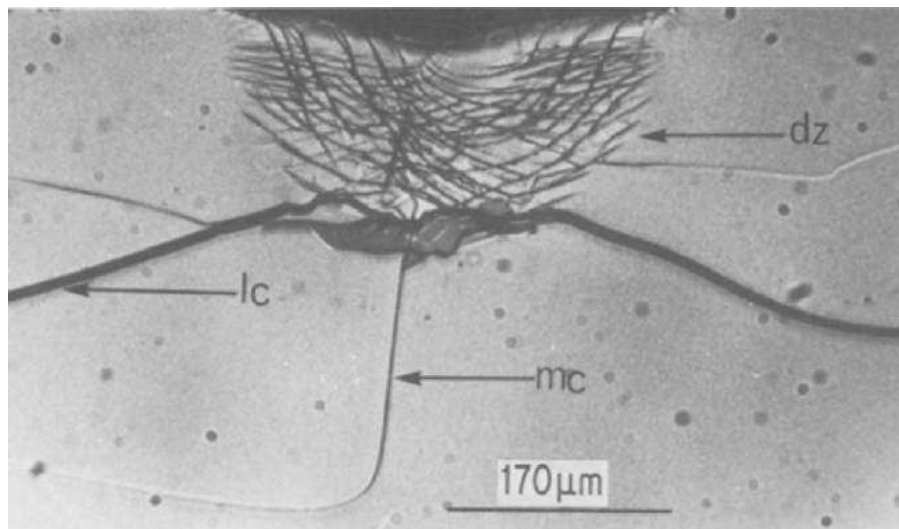


Figura 2-3: Seção transversal de uma impressão de dureza Vickers com força de 100 N. Na figura dz – zona de plástica; lc - trinca lateral; e mc - trinca mediana (HAGAN, 1980).

Seções transversais das impressões Vickers no vidro mostraram a simetria esférica da zona plástica ao redor do penetrador Vickers (ARORA et al., 1979; HAGAN, 1979, 1980; HAGAN; VAN DER ZWAAG, 1984; LAWN; DABBS; FAIRBANKS, 1983). O processo de deformação plástica no vidro foi dividido em duas partes: i- densificação ao redor do penetrador onde o volume do material não é constante, ii- fluxo de cisalhamento ou fluxo plástico no qual o volume do material permanece constante (ARORA et al., 1979; HAGAN, 1979, 1980; PETER, 1970; ROUXEL et al., 2010). Durante o processo de densificação, a contração do volume do vidro sob o penetrador ocorre devido ao empacotamento do arranjo atômico sem quebrar as ligações atômicas. Esse fenômeno não envolve deformação plástica (PETER, 1970; SAWASATO et al., 2008). O processo de deformação por fluxo de cisalhamento ocorre devido à alta resistência à compressão na zona plástica, induzindo a quebra e ligamento contínuo das

ligações atômicas entre os átomos adjacentes (HAGAN, 1980; HAGAN; VAN DER ZWAAG, 1984; LAWN; DABBS; FAIRBANKS, 1983; PETER, 1970). De acordo com Hagan, a deformação plástica no vidro é predominantemente devido ao fluxo de cisalhamento. Isso é comparável ao fluxo de material ao redor do penetrador observado em amostras metálicas (ARORA et al., 1979; BRUNS et al., 2017; HAGAN, 1980; HAGAN; VAN DER ZWAAG, 1984; PETER, 1970).

2.2 Abrasão

Zum Gahr (1987) define o desgaste abrasivo como o desgaste que ocorre entre superfícies móveis devido à penetração de partículas duras presentes na interface ou de protuberâncias duras presentes na superfície do contra corpo. O desgaste abrasivo está presente em diversos sistemas mecânicos, inclusive na lapidação, usinagem, mineração, em biosistemas e outros.

Por muito tempo o desgaste abrasivo foi classificado em “Desgaste abrasivo a dois corpos” e “Desgaste abrasivo a três corpos” (HUTCHINGS, 1992; ZUM GAHR, 1987). No primeiro caso, a partícula abrasiva está firmemente aderida ao contracorpo que desliza sobre a superfície do corpo causando riscos e sulcos. Neste caso, as partículas também podem ser as asperezas duras do contra corpo. No segundo caso, as partículas estão soltas entre os dois corpos, então podem rolar entre os corpos causando pequenas impressões semelhantes às impressões de dureza ou, devido a um equilíbrio de forças atuantes sobre a partícula, deslizar.

Porém, enquanto as partículas firmemente presas a uma superfície necessariamente deslizarão sobre a superfície do contracorpo, se elas estiverem soltas, podem deslizar ou rolar. Portanto, é mais adequado descrever a abrasão como abrasão por deslizamento de partículas abrasivas, Figura 2-4a, ou abrasão por rolamento de partículas abrasivas, Figura 2-4b, dependendo do movimento das mesmas (ADACHI; HUTCHINGS, 2003; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999).

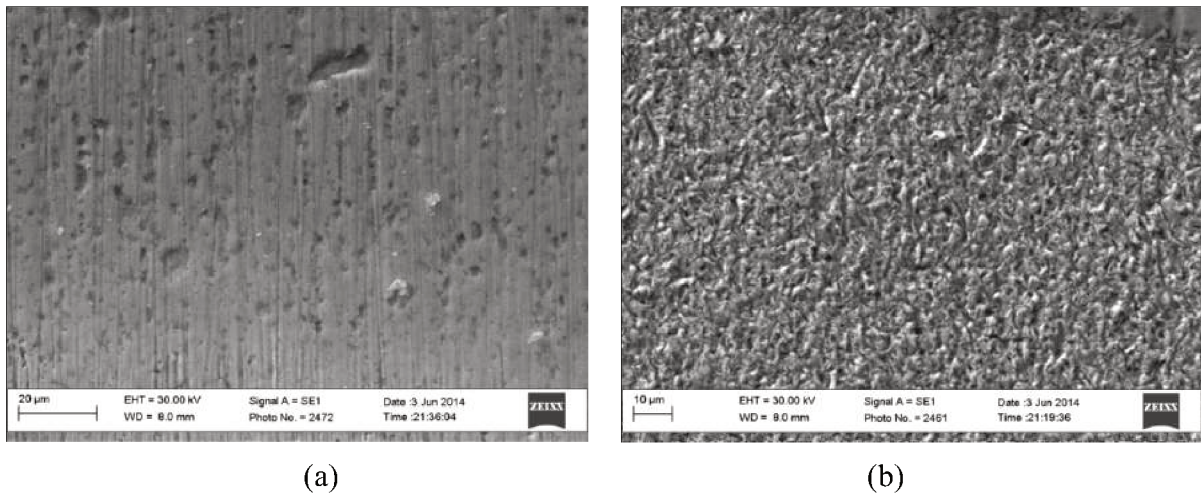


Figura 2-4: Dinâmica da partícula abrasiva em microabrasão. Substrato de aço ferramenta revestido com CrAlSiN: (a) Deslizamento - Abrasivo: diamante (3 μm). (b) Rolamento Abrasivo: SiC (6,3 μm).

Trezona, Allsopp e Hutchings (1999) destacam a possibilidade da ocorrência de mecanismo misto no qual, eventualmente, uma fração das partículas abrasivas rola entre as superfícies móveis e parte das partículas deslizam. Nesse caso, ocorre um misto de riscos/sulcos e microindentações na superfície do corpo.

Existem diversos mecanismos de desgaste na abrasão e estes definem o processo de interação entre as asperezas ou partículas abrasivas com a superfície, são eles: microcorte, microsulcamento, microtrincamento (MULHEARN; SAMUELS, 1962; ZUM GAHR, 1998) e indentações múltiplas (DA SILVA, 2008; DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011; FANG et al., 1993; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999).

No caso de materiais com características frágeis, pode estar associado aos mecanismos de desgaste o trincamento superficial. Neste caso, fragmentos são arrancados da superfície devido à interação entre as diversas trincas formadas ocorrendo a perda por lascas superficiais. A falha frágil surge quando tensões de tração, produzidas pelas partículas abrasivas, excedem o limite crítico de ruptura.

Neste trabalho foi considerado como materiais frágeis aqueles que apresenta baixo valor de tenacidade à fratura (K_c), menor que 10 – 14 ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) (MOORE; KING, 1980; ZUM GAHR, 1987). Ou seja, estes materiais apresentam fratura frágil mesmo ao aplicar baixas cargas. Exemplos destes materiais são: cerâmicas, vidros, etc.

Os materiais cerâmicos possuem considerável dureza e são estáveis quimicamente o que os tornam atrativos em diversas aplicações. A principal desvantagem dos materiais cerâmicos é a fragilidade em temperatura ambiente (MOORE; KING, 1980). Em muitas situações, apresentam maiores taxas de desgaste quando comparadas aos metais (HORNBOGEN, 1975; MOORE; KING, 1980).

A Figura 2-5 mostra a sequência de formação de trincas devido a ação de um penetrador anguloso (LAWN; SWAIN, 1975).

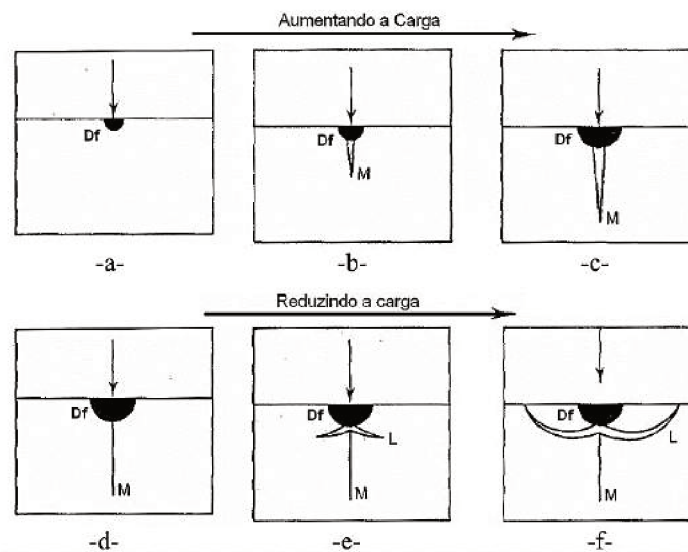


Figura 2-5: Esquema da sequência de formação e crescimento de trincas durante o carregamento crescente (a, b, c) e descarregamento decrescente (d, e, f) (LAWN; SWAIN, 1975).

No ponto inicial de contato, as tensões são muito elevadas. De fato, se o indentador é perfeitamente anguloso, este age como um forte concentrador de tensão, como mostrado no diagrama da Figura 2-5a. Essas tensões são aliviadas devido ao fluxo plástico na ponta do indentador (região Df, Figura 2-5a). Se as tensões de tração ultrapassam um valor crítico ao longo do plano mediano, inicia-se uma trinca mediana (M, Figura 2-5b). Ao aumentar a carga, a trinca mediana cresce. A redução da carga interrompe o crescimento e leva ao fechamento da trinca mediana, como mostrado na Figura 2-5d. Prosseguindo o descarregamento, trincas laterais se formam no ponto de maior concentração de tensões (L, Figura 2-5e). A formação dessas trincas laterais é causada pelas tensões elásticas residuais e pelo relaxamento do material deformado em torno da região de contato. Ao descarregar completamente (Figura 2-5f), as trincas laterais prosseguem podendo chegar a superfície livre (LAWN; SWAIN, 1975).

As trincas medianas, propagam-se em direção ao centro do material com carga crescente no indentedor e não crescem mais no descarregamento. Eles não são associados diretamente à remoção de material. Trincas laterais, em contraste, podem levar diretamente ao desgaste (HUTCHINGS, 1992; LAWN; SWAIN, 1975).

Vários modelos empíricos do desgaste abrasivo frágil foram desenvolvidos ao longo dos anos (BUIJS; KORPEL-VAN HOUTEN, 1993; EVANS; WILSHAW, 1976; HORNBOGEN, 1975; LAWN, 1975; MOORE; KING, 1980). Estes modelos se baseiam, principalmente, no volume perdido pelas trincas laterais, como o mostrado na Figura 2-6.

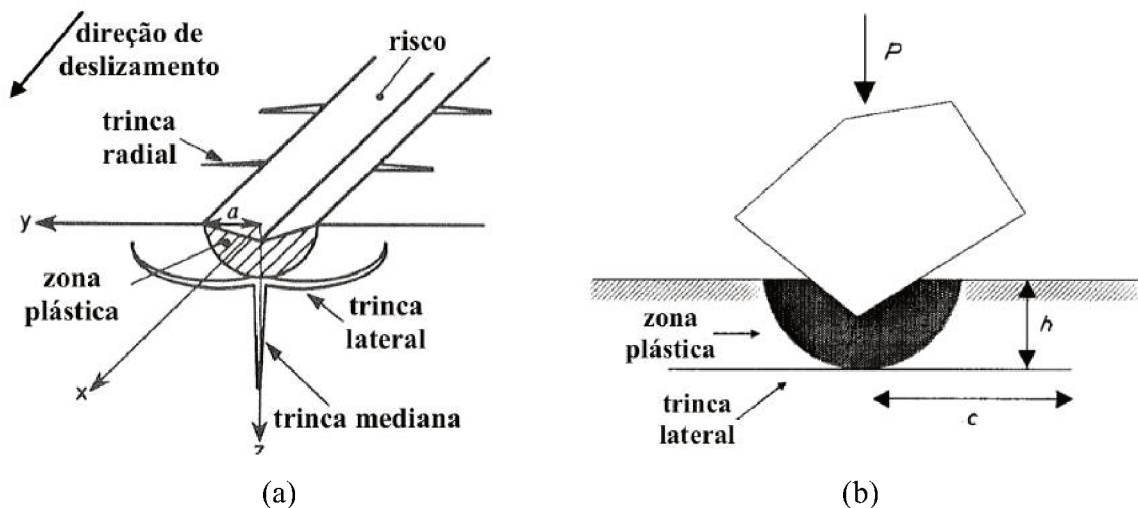


Figura 2-6: Esquema da remoção de material na abrasão de materiais frágeis: (a) deslizamento de partículas abrasivas adaptado de (FARRIS; CHANDRASEKAR, 1994); (b) modelos para rolamento de partículas abrasivas adaptado de (BUIJS; KORPEL-VAN HOUTEN, 1993).

Quando uma partícula desliza sobre a superfície formando um sulco plástico, as trincas laterais crescem e se propagam para a superfície a partir da base da zona plástica, impulsionada pelas tensões residuais associadas ao material deformado. Nestes modelos, pressupõe-se que o material perdido compreende apenas o volume sobre a trinca lateral, e a taxa de desgaste é então estimada a partir do volume dessa região. A Eq. (2.1) é um dos modelos propostos quando há uma prevalência de deslizamento de partículas abrasivas (EVANS; WILSHAW, 1976).

$$V = \frac{P^{5/4} \cdot N \cdot l}{K_c^{3/4} H^{1/2}} \quad (2.1)$$

Onde V é o volume removido (mm^3); P é a força por partícula (N); N o número de partículas no contato; l é a distância deslizada (m); K_c é a tenacidade à fratura ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$); e H é a dureza do material (GPa).

No modelo proposto pelos autores Buijs e Korpel-Van Houten (1993) para desgaste abrasivo por rolamento de partículas abrasivas, a base para determinar a equação foi, também, a trinca lateral, Figura 2-6b. Neste modelo, parte-se do pressuposto de que a remoção de material ocorre, em que (em cada instante) um número N de partículas estão em contato com o corpo e contracorpo e estão uniformemente distribuídas sobre a peça com área A . Esta área é dividida em segmentos de área, na qual cada segmento conterà, em média, uma partícula abrasiva, como apresentado na Figura 2-7. Este segmento também será subdividido em células A_c . A carga por partícula, P , é dada pela carga total, P_t , dividida por N . Quando P é maior que o limiar de fratura, uma trinca lateral será introduzida no segmento, com uma efetiva área A_c . Com o rolamento da partícula, serão formados vários pontos fraturados.

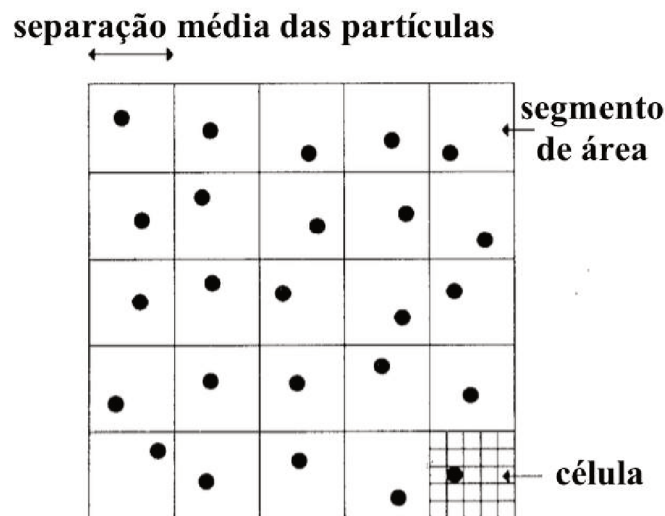


Figura 2-7: Visão idealizada da superfície da peça, dividida em segmentos e células; círculos representam as partículas abrasivas.

O modelo empírico da taxa de desgaste na lapidação, K , será dada pela Eq.(2.2) (BUIJS; KORPEL-VAN HOUTEN, 1993).

$$K = \gamma \frac{v \cdot P^{3/4} \cdot P_t \cdot E^{5/4}}{R \cdot A \cdot K_c \cdot H^2} \quad (2.2)$$

Onde γ é uma constante que depende da forma da partícula; E é o módulo de elasticidade (GPa); R é o raio médio de rolamento da partícula (m); v é velocidade do disco de lapidação (m/s).

De ambos os modelos pode-se concluir que o volume perdido é inversamente proporcional a tenacidade à fratura do material e à dureza da amostra e diretamente proporcional a força por partícula, também, com expoente maior que a unidade. Estudos recentes também mostraram que, em revestimentos duros, o volume de defeitos superficiais também pode influenciar diretamente nas taxas de desgaste em microabrasão (TELES; DE MELLO; DA SILVA, 2017).

A partir dos modelos propostos, pode-se observar que a força por partícula é um dos fatores mais influentes, pois apresenta o maior expoente. A força por partícula sempre foi um assunto de interesse na abrasão e muitos autores propuseram metodologias para estimar este valor (ADACHI; HUTCHINGS, 2003; ARDILA, 2017; BUIJS; HOUTEN, 1993; LARSEN-BADSE, 1968; SANTANA, 1994).

Segundo Larsen-Badse (1968) e Misra e Finnie (1981), as taxas de desgaste estão diretamente ligadas à força por partícula, que varia com o tamanho da partícula abrasiva. Assim, ao aumentar o tamanho médio da partícula, para uma mesma carga, diminui-se a densidade de partículas entre as superfícies. Aumenta-se, conseqüentemente, a pressão individual, responsável por uma penetração mais profunda. Porém, esta partícula abrasiva maior deve ser capaz de suportar os esforços, caso contrário irá se fragmentar aumentando o número de partículas no contato o que causa a diminuição da carga por partícula (BOZZI; DE MELLO, 1999).

2.3 Transição dúctil-frágil na abrasão

A abrasão, como mostrado anteriormente, apresenta níveis críticos para o esforço aplicado, condicionando uma abrasão dúctil ou frágil conforme ilustra a Figura 2-8 (DE MELLO, 1983; LAURENT; DE MELLO, 1991; NOGUEIRA; DE MELLO, 1988).

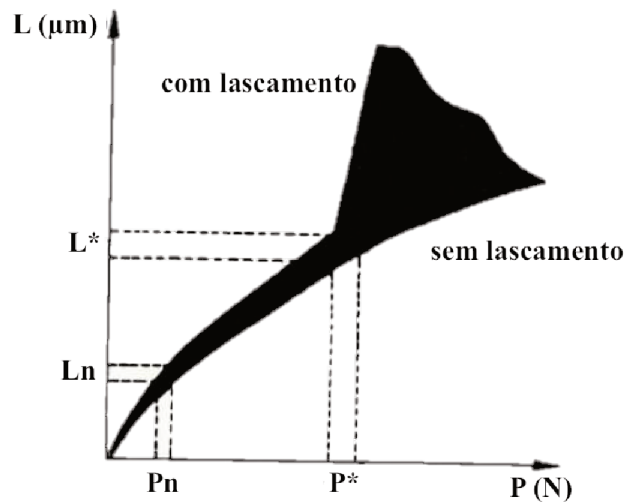


Figura 2-8: Níveis críticos para esforços aplicados na abrasão, largura do sulco, L , em função da força normal, P (DE MELLO, 1983).

Essa figura relaciona a largura de sulco com a força aplicada, apresentando os níveis críticos do fenômeno. Segundo o valor do esforço normal aplicado (P) à partícula isolada, pode-se distinguir 4 regiões no diagrama (DE MELLO, 1983; LAURENT; DE MELLO, 1991):

- a) $P > P^*$: domínio característico da abrasão frágil ou em grande escala. As trincas se apresentam bem desenvolvidas e o lascamento é importante.
- b) $P \approx P^*$: abrasão dúctil/frágil, ou abrasão em escala intermediária. Nesse modo de abrasão o controle do processo é assegurado por um compromisso entre as trincas e a deformação.
- c) $P_n < P < P^*$: a abrasão é chamada dúctil, e a escala do contato é muito pequena para que haja produção de trincas. O processo é controlado pela deformação do material.
- d) $P < P_n$: trata-se de um fenômeno em microescala, no domínio da abrasão dúctil.

Segundo De Mello; Durand-Charre e Mathia (1986), Nogueira e De Mello (1988) os principais parâmetros que afetam a transição dúctil/frágil são: a força normal exercida no contato e a velocidade de deslizamento. Nogueira e De Mello (1988) ressaltam que a força normal tem influência significativa na transição do comportamento dúctil/frágil e que a velocidade tem efeito quando varia em uma ordem de grandeza.

A tenacidade à fratura, resistência à propagação de trincas, influenciará na resistência ao desgaste abrasivo se o mecanismo de desgaste predominante levar à formação de trincas. A Figura 2-9 mostra a resistência ao desgaste abrasivo em função da tenacidade à fratura. Os testes foram realizados em equipamento pino lixa com uma pressão de 0,71 MPa, lixa de alumina com granulometria 220 mesh (ZUM GAHR, 1987).

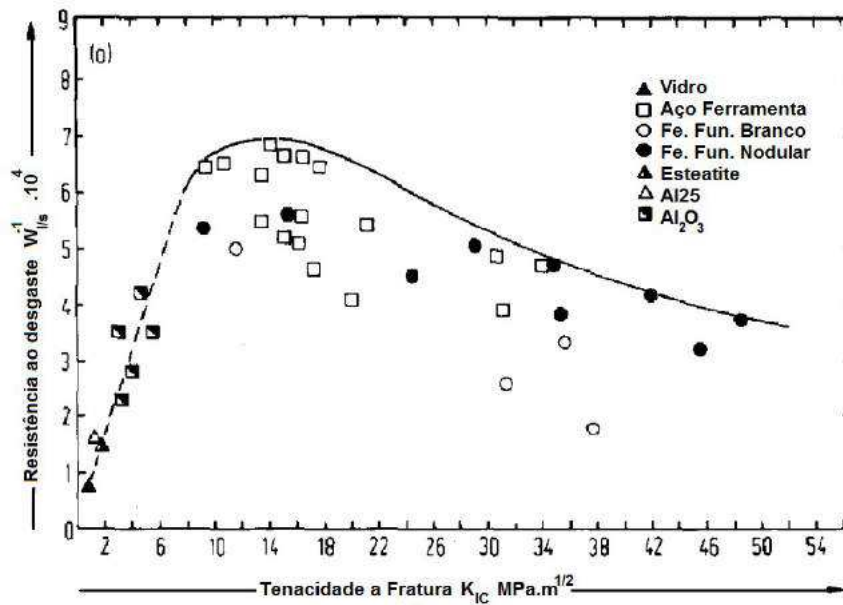


Figura 2-9: Relação entre tenacidade a fratura e resistência ao desgaste (ZUM GAHR, 1987).

Observa-se na Figura 2-9 que a resistência à abrasão apresenta um máximo para valores de K_c próximos de $14 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, para este sistema tribológico específico. Também pode ser observado que para valores de K_c maiores, a resistência ao desgaste abrasivo diminui, isto é decorrente da diminuição da dureza do material. Para os materiais do lado direito do ponto máximo, o mecanismo de desgaste predominante foi o microcorte/microsulcamento, ou seja, ocorreu a abrasão dúctil. Os materiais que estão do lado esquerdo do ponto máximo, apesar de duros, apresentaram baixa resistência à abrasão, este resultado foi em função da baixa tenacidade à fratura que resultou no microtrincamento como mecanismo de desgaste (ZUM GAHR, 1987).

2.4 Superposição de indentações no vidro

Ao estudar a superposição de indentações, Da Silva (2008) observou diferentes comportamentos no vidro. A Figura 2-10 mostra resultados de interferometria a laser de indentações distribuídas, aleatoriamente, sobre uma superfície de 0,35 x 0,35 mm no vidro sodo-cálcico. A figura também mostra o efeito do número de eventos e da carga. Observa-se, na maioria dos casos, que o mecanismo de remoção de matéria foi a propagação de trincas e o estilhaçamento da superfície, característico de comportamento frágil.

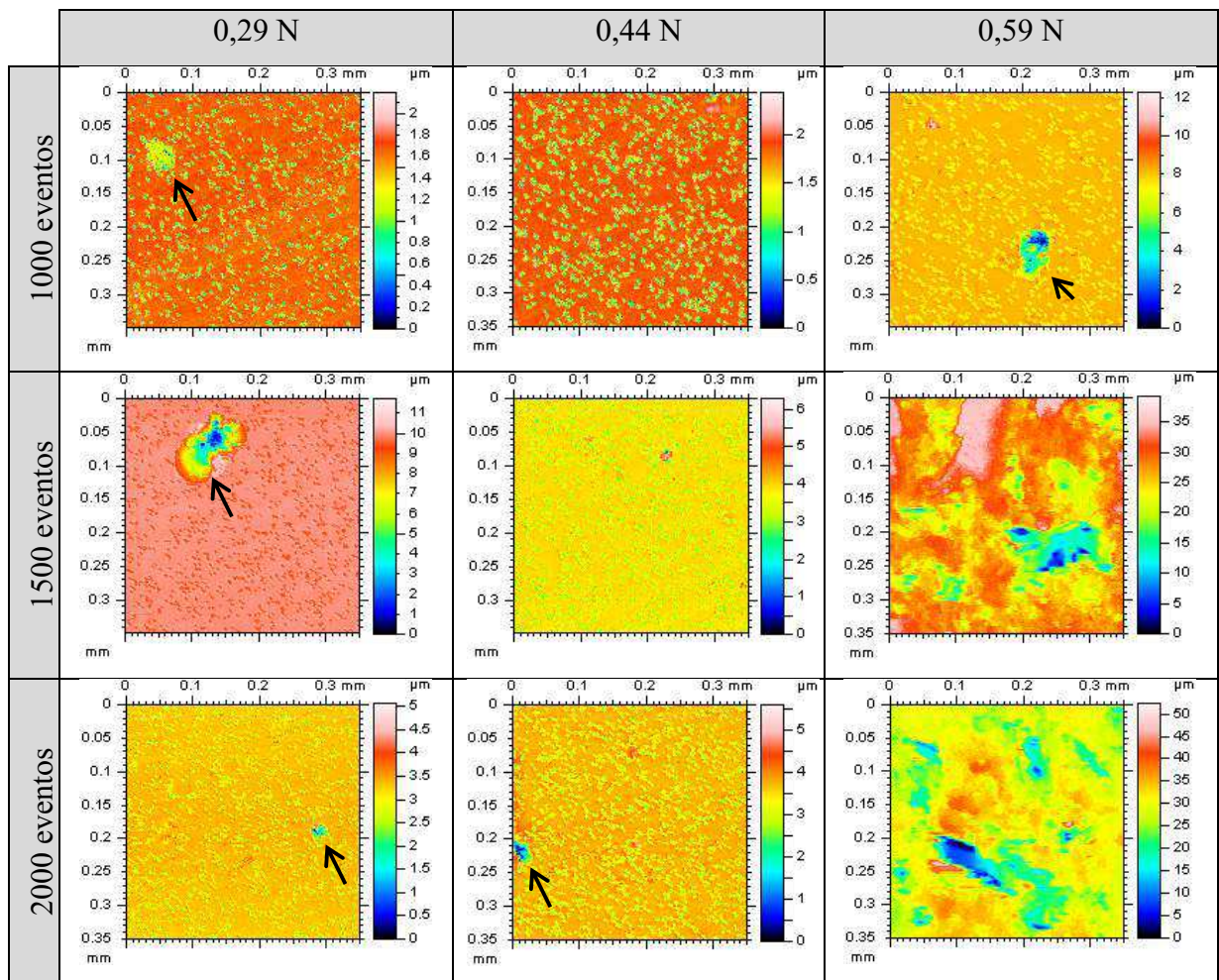


Figura 2-10 – Mapeamento da simulação para o vidro em valores menores de força normal e quantidade de eventos. Indentação aleatória (DA SILVA, 2008).

O que pode ser visto na Figura 2-10 é que, independentemente do valor da força normal, eventos muito próximos levam ao comportamento frágil do vidro, onde a propagação e interação das trincas acarretam na remoção de material (DA SILVA, 2008). As imagens de

MEV, Figura 2-11, mostram com mais clareza o mecanismo gerado no vidro pela superposição de indentações.

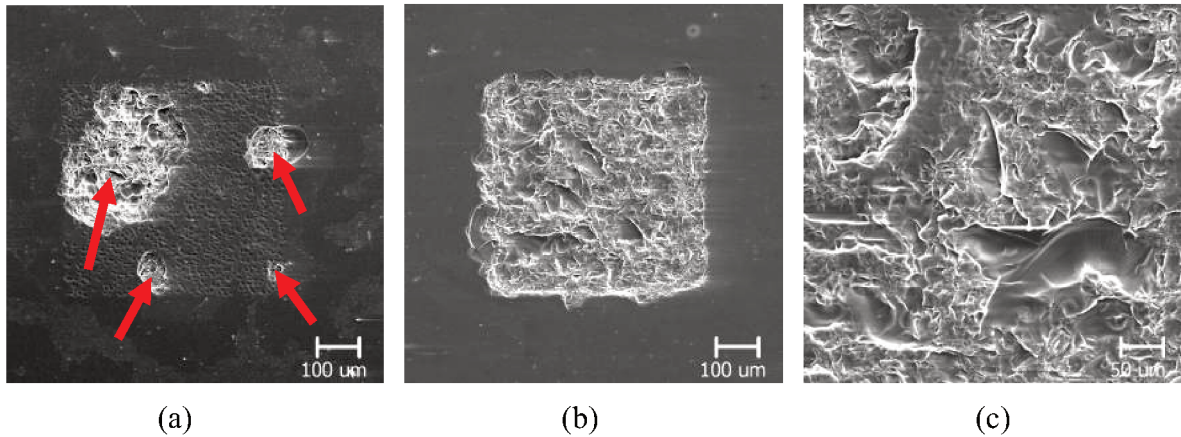


Figura 2-11: MEV dos testes de simulação com indentações aleatoriamente posicionadas no vidro sodo-cálcico: (a) 1500 indentações, 0,29 N; (b) 2000 indentações, 0,59 N; (c) 1500 indentações, 0,59 N (DA SILVA; DE MELLO, 2009).

No mapeamento do vidro, também, foi possível medir o volume desgastado na simulação usando como referência da superfície da amostra na borda da área de trabalho. O resultado do volume medido nesse mapeamento está apresentado na Figura 2-12.

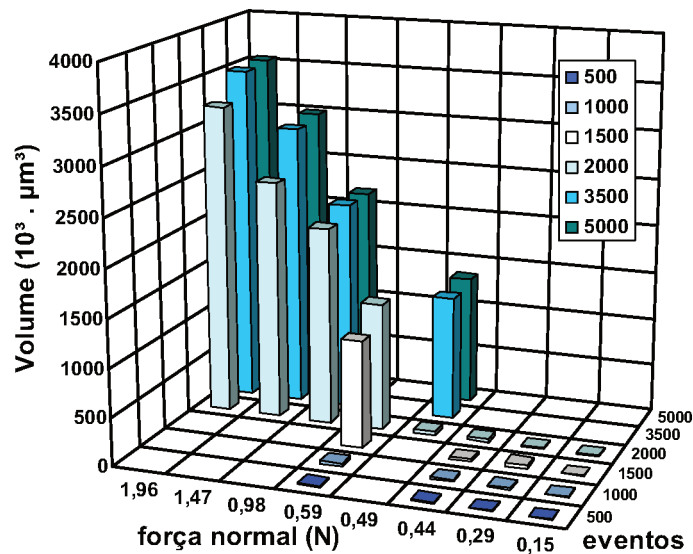


Figura 2-12: Volume desgastado, mapeamento da simulação no vidro (DA SILVA, 2008).

O gráfico da Figura 2-12 mostra claramente a diferença de comportamento do vidro quando há o predomínio do regime frágil ou o predomínio do regime dúctil. O comportamento frágil do vidro leva a um maior nível de remoção de matéria. Na transição de comportamento dúctil-frágil, o volume desgastado apresenta uma grande variação, de até 2700% no valor do volume dos vales (DA SILVA, 2008). Também pode ser visto na Figura 2-12 que, até certo nível de força, a quantidade de eventos é o fator mais relevante na transição dúctil/frágil.

CAPÍTULO III

SIMULAÇÃO DA INDENTAÇÃO FRÁGIL

Nesta seção, aborda-se uma breve revisão sobre o método de elementos finitos e da simulação de indentação em materiais com características frágeis.

3.1 MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS

O método dos elementos finitos é uma técnica de análise numérica destinada à obtenção de soluções aproximadas de problemas regidos por equações diferenciais. Embora o método tenha sido originalmente desenvolvido para a análise estática de sistemas estruturais (BATHE, 1996), ele tem sido utilizado no estudo de uma grande variedade de problemas de Engenharia, nos domínios da Mecânica dos Sólidos, Mecânica dos Fluidos, Transmissão de Calor e Eletromagnetismo. A principal motivação para o uso do MEF reside no fato que, devido à complexidade dos problemas práticos de Engenharia, soluções analíticas tornam-se inviáveis ou mesmo impossíveis.

Segundo Bathe (1996), o método de elementos finitos (MEF) é atualmente muito utilizado em análises de engenharia, e pode-se esperar que isso aumente significativamente nos próximos anos. Pois, com esse método, é possível controlar todos os parâmetros de entrada e a possibilidade de modelar problemas que envolvem geometrias complexas. Economizando tempo, recursos e podendo estabelecer de antemão os limites críticos do sistema.

A ideia central do MEF é discretizar um determinado sistema, representando-o, ainda que de forma aproximada, por um determinado número elementos com formato de hexaedros,

primas ou tetraedros, nos modelos 3D, e nos modelos 2D por linhas, quadriláteros e/ou triângulos. Cada elemento dispõe de um certo número de pontos, denominados nós ou pontos nodais. O conjunto de elementos utilizados na discretização é denominada malha. Uma vez definidos os elementos e seus respectivos nós, no interior de cada elemento são admitidas soluções aproximadas para as variáveis de campo, expressas como funções arbitrárias, que determinam as soluções aproximadas das variáveis, e garantem a continuidade da solução dos nós compartilhados pelos elementos, e a qualidade da resposta está relacionada, entre outras coisas, ao número de elementos e equações de interpolação utilizadas.

Devido à sua eficiência e flexibilidade, o MEF tem hoje uma grande difusão tanto no meio acadêmico como no industrial, estando disponível em grande número de softwares comerciais existentes no mercado (ANSYS®, NASTRAN®, ABAQUS®, COMSOL®, etc.). Neste trabalho será utilizado o software ABAQUS®.

3.2 ABAQUS®

O ABAQUS® é um pacote completo de programas de simulação baseado no método dos elementos finitos. Este software de simulação é capaz de realizar desde análises lineares simples até as simulações não-lineares mais complexas (ABAQUS, 2010).

ABAQUS-Standard e *ABAQUS-Explicit* são os dois principais módulos de análise disponíveis no ABAQUS. O *ABAQUS-Standard* não leva em consideração o tempo e pode ser utilizado para resolver uma infinidade de problemas físicos lineares e não-lineares, mantendo a precisão e a confiabilidade dos resultados. O *ABAQUS-Explicit* utiliza a formulação dinâmica de elementos finitos, que é aplicada para lidar com os problemas de natureza transitória e dinâmica. Neste módulo, também, é possível resolver problemas quase-estáticos, para isso os parâmetros de entrada devem ser definidos de modo que a inércia não tenha influência nos resultados. Neste trabalho foi utilizado o modo explícito, mesmo se tratando de um problema teoricamente quase-estático. O processo de resolução do ABAQUS, assim como todos os programas de elementos finitos, consiste em três etapas distintas: pré-processamento, simulação e pós-processamento.

O ABAQUS-CAE é a interface de trabalho do ABAQUS que inclui todas as opções para gerar os modelos e visualizar os resultados. No presente trabalho, o ABAQUS-CAE foi

utilizado para o pré-processador de diferentes estágios de criação do modelo a partir da definição e criação: das peças (geometrias), definição do comportamento mecânico do material, montagem, definir o módulo empregado e os passos da simulação, definir as condições de contato, condições de contorno e carregamento e por fim, a malha.

3.2.1 Abaqus - Concrete Damage Plasticity

O modelo de Dano Plástico em Concreto (CDP - *Concrete Damage Plasticity*) é normalmente usado para simular estruturas de concreto. Neste trabalho foi adaptado para melhor representar o comportamento do vidro (ABAQUS, 2010; WAN et al., 2010). A adaptação consiste em descarta-se algumas particularidades do concreto como: esmagamento sob compressão e efeitos da dilatação (WAN et al., 2010). O esmagamento sob compressão é quando ocorre a falha durante a compressão, neste projeto considerou-se que isso não acontece, pois ocorre o confinamento do material abaixo do indentador e, conseqüentemente, a plasticidade. Dilatação é a alteração do volume do material sob tensão cisalhantes, isso é comumente observado em materiais granulares como o concreto, portanto neste trabalho, também, foi desconsiderada (OLLER, 2014).

Ao utilizar o *Concrete Damage Plasticity*, o início da plasticidade está governado pelo critério desenvolvido por Lubliner et al. (1989) com modificações propostas por Lee e Fenves (1998). Com as simplificações adotadas nesse projeto, o critério de escoamento é dado pela Eq.(3.1).

$$F(\bar{\sigma}, \tilde{\varepsilon}^{pl}) = \bar{q}(\bar{\sigma}) + \beta \langle \hat{\sigma}_{max} \rangle - \bar{\sigma}_c(\tilde{\varepsilon}_c^{pl}) \quad (3.1)$$

Sendo, $\hat{\sigma}_{max}$ a máxima tensão principal efetiva e β é dado pela Eq. (3.2).

$$\beta = \frac{\bar{\sigma}_c(\tilde{\varepsilon}_c^{pl}) - \bar{\sigma}_t(\tilde{\varepsilon}_t^{pl})}{\bar{\sigma}_t(\tilde{\varepsilon}_t^{pl})} \quad (3.2)$$

Neste trabalho $\bar{q}(\bar{\sigma})$ é a tensão equivalente efetiva de von Mises.

$$\bar{q}(\bar{\sigma}) = \frac{\sqrt{2}}{2} [(\bar{\sigma}_1 - \bar{\sigma}_2)^2 + (\bar{\sigma}_2 - \bar{\sigma}_3)^2 + (\bar{\sigma}_3 - \bar{\sigma}_1)^2]^{1/2} \quad (3.3)$$

A Figura 3-1 mostra a superfície de escoamento adotada neste trabalho e obtida a partir da Eq. (3.1). Observa-se que, caso as tensões principais efetivas sejam todas negativas ou todas positivas, o material responde plasticamente sobre compressão ou pode ocorrer dano sob tração, respectivamente.

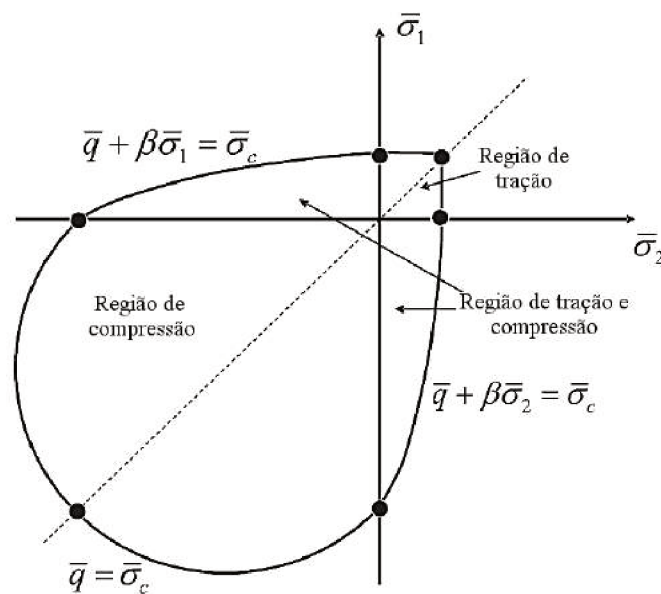


Figura 3-1: Superfície de escoamento/dano. Adaptado (WAN et al., 2010).

Em outros casos, o dano e o escoamento ocorrem simultaneamente, porém em diferentes direções, e o efeito combinado é definido pelo coeficiente β .

A curva de perda de rigidez, devido ao dano causado por tensões de tração superiores a tensão de ruptura, é dado pela Eq. (3.4) (LAWN; WILSHAW, 1975).

$$G_f = 2 \int_0^{u_d} \sigma(u) du \quad (3.4)$$

Onde G_f é a taxa de liberação de energia crítica (J/m^2); u_d é a máxima abertura da trinca (m); $\sigma(u)$ é a tensão em função da abertura da trinca (LAWN; WILSHAW, 1975). Neste trabalho, foi considerada uma relação linear entre tensão e abertura da trinca, Eq. (3.5).

$$\sigma(u) = \sigma_t - \frac{\sigma_t}{u_d} u \quad (3.5)$$

Desta forma, a curva de perda de rigidez é semelhante a apresentada na Figura 3-2. A vantagem de se utilizar a tensão em função da abertura de trinca é que diminui a influência do tamanho da malha nos resultados (ABAQUS, 2010; LUBLINER et al., 1989; OLLER, 2014; WAN et al., 2010).

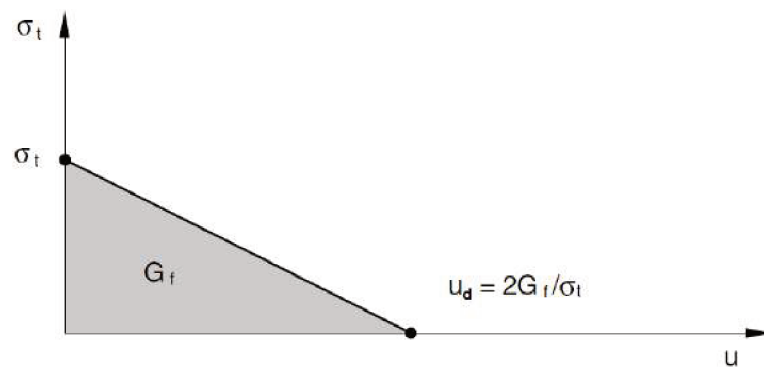


Figura 3-2: Curva tensão-abertura da trinca (ABAQUS, 2010).

A taxa de liberação de energia crítica, G_f , pode ser estimada pela Eq. (3.6). Utilizando para o vidro os valores: $\nu = 0,23$; $E = 69$ GPa; e $K_c = 0,75$ MPa.m^{1/2}, estima-se que o valor de G_f é igual a 7,72 J/m², próximo ao valor apresentado por Lawn e Wilshaw (1975) que é de 8 J/m².

$$G_f \approx \frac{1 - \nu^2}{E} (K_c)^2 \quad (3.6)$$

Onde K_c é a tenacidade a fratura (MPa.m^{1/2}), ν é o coeficiente de Poisson, E é o módulo de elasticidade (GPa).

Assim, a abertura máxima da trinca, u_d , é dada pela Eq. (3.7) (LAWN; WILSHAW, 1975)

$$u_d = \frac{2G_f}{\sigma_t} \quad (3.7)$$

Onde E_0 é o valor do módulo de elasticidade inicial (GPa).

3.3 Simulação de indentação frágil

O Método dos Elementos Finitos (MEF) tem sido utilizado para simular o ciclo de indentação de materiais frágeis, a fim de compreender e reproduzir os processos de falha (BRUNS et al., 2017; LEONARDI et al., 2010; WAN et al., 2010; ZENG; GIANNAKOPOULOS; ROWCLIFFE, 1995; ZHANG; SUBHASH, 2001). A maioria dos trabalhos usa um modelo de dano contínuo associado à redução de rigidez do material (DIAS, 2004; WAN et al., 2010; ZHANG; SUBHASH, 2001), elementos coesivos (BRUNS et al., 2017; JOHANNNS et al., 2014; MUCHTAR; LIM; LEE, 2003) ou Método Estendido de Elementos Finitos (XFEM sigla em inglês) (MARIMUTHU et al., 2017; RICKHEY; LEE; LEE, 2016).

Os autores Zhang, Subhash (2001), Dias (2004) e Wan et al. (2010) empregaram modelos semelhantes ao deste trabalho para representar o comportamento de materiais frágeis durante e após o ciclo de indentação com penetrador piramidal Vickers.

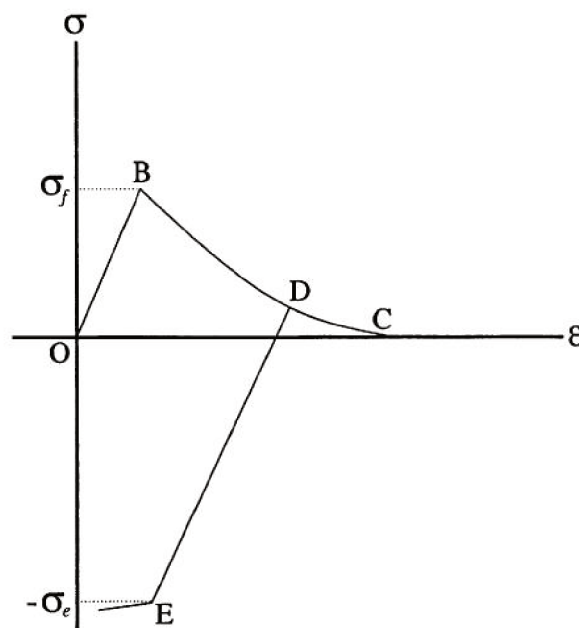


Figura 3-4: Modelo tensão-deformação: modelo elasto-plástico com trinca (ZHANG ;SUBHASH, 2001).

O modelo numérico proposto por Zhang e Subhash (2001), chamado de *elastic-plastic-cracking* (EPC), para materiais isotrópicos, foi implementado ao software comercial ABAQUS utilizando subrotina de usuário VUMAT. A principal desvantagem desse modelo é que ele utiliza uma lei de encruamento do material bilinear (lei constitutiva), mas conforme Sánchez-González et al. (2007), uma lei constitutiva de potência, semelhante à de Hollomon, representaria melhor o comportamento de materiais cerâmicos.

Esse modelo permite a nucleação das trincas, que se propagam segundo a teoria de Rankine, ou critério da tensão principal máxima. Ou seja, uma trinca se forma quando a tensão excede o limite de resistência à tração do material. Neste modelo, no máximo três trincas perpendiculares entre si podem se formar em um ponto. Desta forma, quando o valor da tensão principal máxima (σ_1) em um ponto excede um valor predefinido para a tensão de ruptura, uma trinca perpendicular à direção principal seria formada. Neste mesmo ponto, outra trinca também poderia ser formada, mas somente no caso da segunda tensão principal (σ_2) exceder o valor da resistência à ruptura. Em um caso extremo, neste mesmo ponto, uma terceira trinca, perpendicular às anteriores, se formaria caso a tensão normal a ela (σ_3) também ultrapassasse o limite de resistência à tração do material (ZHANG ;SUBHASH, 2001).

A Figura 3-5 mostra o resultado da simulação do ciclo de indentação em um material empírico com características frágeis (ZHANG ;SUBHASH, 2001). No modelo Zhang e Subhash (2001) u_d é o dano causado ao material devido às tensões de tração, semelhante à variável d_t do modelo CDP.

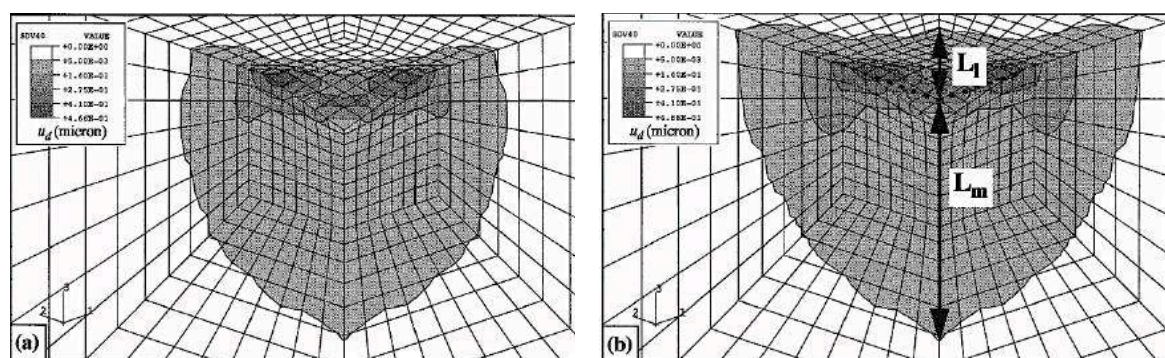


Figura 3-5: Dano causado ao material (a) após a fase de carregamento e (b) ao retirar a carga (ZHANG ;SUBHASH, 2001).

Wan et al. (2010) modelaram a indentação, com os indentadores padrão Vickers e Berkovich e com indentador do tipo canto de cubo, em silício utilizando o modelo de material

Concrete Damage Plasticity presente no software ABAQUS. Em seu modelo não foi considerado o esmagamento do material quando submetido à compressão, nesse caso ocorre apenas deformação plástica, para tensões acima do limite de escoamento. Desta forma, seu modelo foi capaz de reproduzir a formação das trincas: mediana, radial-mediana e lateral.

A Figura 3-6 mostra as trincas formadas durante e após o ciclo de indentação com indentador canto de cubo. Pode ser visto na figura a presença de trinca do tipo mediana-radial, de cor cinza escuro. Também pode ser visto que a trinca se formou, predominantemente, durante a fase de carregamento, Figura 3-6a.

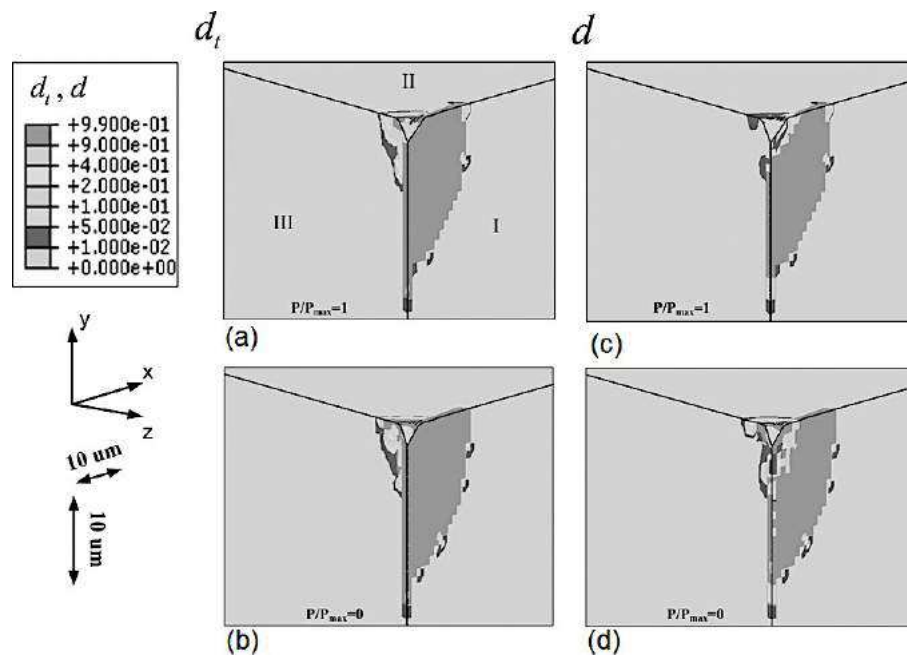


Figura 3-6: Representação de 1/8 do sistema indentador/amostra. (a) e (b) Evolução do dano causado pela tensão de tração, d_t , e (c) e (d) da perda de rigidez, d , devido a indentação com penetrador canto de cubo com carga de 0,25 N (WAN et al., 2010).

A Figura 3-7 mostra as trincas que se formaram durante o ciclo de indentação Vickers na sílica. Observa-se que em seu modelo foi possível detectar as trincas do tipo radial, mediana e semicircular. Também pode ser visto que para uma carga menor que 0,02 N o modelo não apresentou falhas. Para cargas entre 0,02 N e 0,40 N o modelo apresenta trincas do tipo radial, trincas do tipo radial e mediana surgem para cargas entre 0,40 N e 0,50 N. Cargas superiores a 0,50 N acarretam, durante a fase de descarregamento, trincas do tipo semicircular (WAN et al., 2010).

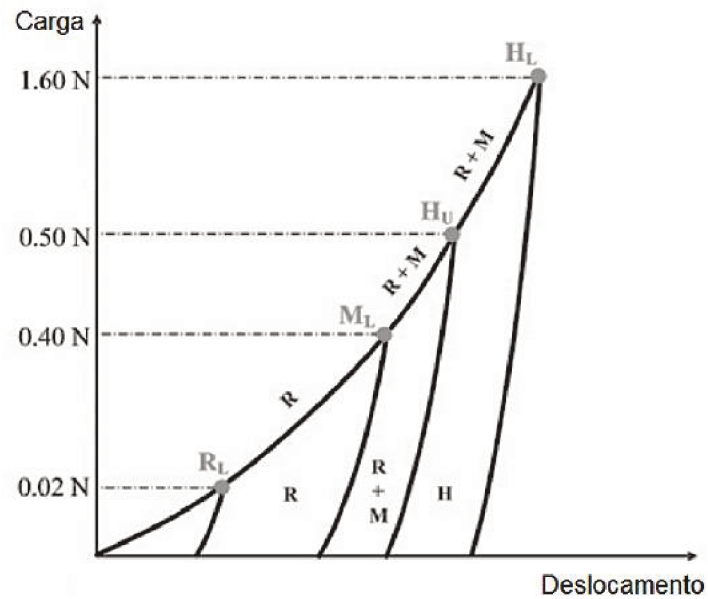


Figura 3-7: Tipos de trincas observados durante o ciclo de indentações Vickers. R-trinca radial; M-trinca mediana; H-trinca semicircular (WAN et al., 2010).

A Figura 3-8 compara os resultados experimentais com os obtidos por análise numérica.

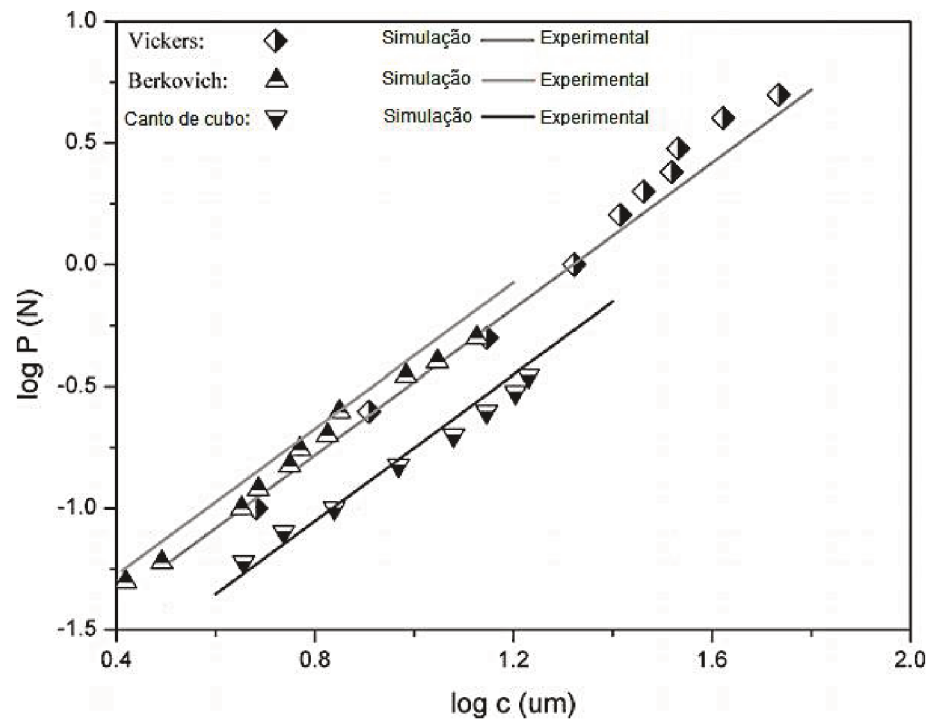


Figura 3-8: Comparação entre resultados da simulação e experimental (WAN et al., 2010).

A comparação entre os resultados de elementos finitos com o experimental se deu com a medição do comprimento da trinca que se forma para cada força, e pode ser visto que o modelo representou bem os experimentos (WAN et al., 2010). Segundo os autores, o bom resultado pode ser em decorrência do modelo CDP ser capaz de avaliar o dano tanto na fase de carregamento, onde são introduzidas as tensões, e na fase de descarregamento, na qual as tensões residuais são as responsáveis por nuclear as trincas (EVANS ;WILSHAW, 1976; WAN et al., 2010).

Como mencionado anteriormente o objetivo desse trabalho foi avaliar alguns dos fatores que levam ao mecanismo de microtrincamento na abrasão por rolamento de partículas abrasivas de materiais com características frágeis. Desta forma, foram utilizados ensaios experimentais de superposição de indentações com penetrador instrumentado e simulação numérica. Foi avaliado o efeito da força normal, índice de superposição e forma do indentador. Para se chegar nesses objetivos adotou-se a metodologia descrita a seguir.

CAPÍTULO IV

METODOLOGIA

O objetivo deste capítulo é estabelecer a metodologia de estudo da superposição de indentações em vidro. Primeiramente, foi realizada uma extensa caracterização do corpo de prova, na qual permitiu adquirir as propriedades elásto-plásticas do vidro sodo-cálcico e validar as simulações de indentação realizadas. Com os dados encontrados foi construído um modelo em elementos finitos com o intuito de observar os campos de tensões e deformações gerados durante a após cada indentação e, assim, comparar os resultados com os testes experimentais de superposição de indentações em linha.

4.1 Material

O material utilizado foi o vidro sodo-cálcico, material com comportamento tipicamente frágil em condições de contato severo. As dimensões dos corpos de prova são $50 \times 30 \times 6 \text{ mm}^3$. A Figura 4-1 mostra o corpo de prova utilizado nesse trabalho.



Figura 4-1: Corpo de prova de vidro sodo-cálcico.

Os corpos de prova são provenientes de uma única placa de vidro para garantir a mesma composição química e tratamentos térmicos.

Após a confecção dos corpos de prova, os mesmos passaram por um tratamento de recozimento em forno a 450 °C por 2 horas, com o objetivo de aliviar as tensões internas. Também foi realizado a decapagem com ácido para reduzir a concentração de trincas superficiais. Nesta decapagem, foi utilizada uma mistura aquosa com concentração de 5%, em volume, de ácido fluorídrico (HF). Os corpos de prova foram imersos na mistura, por 10 minutos. Após a decapagem química, os corpos de prova foram limpos em água corrente e acetona (HARANO et al., 1982).

Os elementos que compõem os corpos de prova foram estimados pela técnica semi-quantitativa de Sistema de Energia Dispersiva (EDS) acoplada em um equipamento de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

4.2 Métodos

4.2.1 Propriedades mecânicas do vidro

Para se realizar as simulações em elementos finitos são necessárias as propriedades elásto-plásticas do vidro, são elas: módulo de elasticidade (E), coeficiente de Poisson (ν), coeficiente de encruamento (n), limite de escoamento em compressão (σ_{yc}) e limite de tração (σ_t). O modelo de dano empregado utiliza relações da mecânica da fratura e por isso dados de tenacidade à fratura (K_c) do material também são importantes. Das propriedades necessárias, o

coeficiente de Poisson, limite de tração e tenacidade à fratura foram retirados da literatura. As outras propriedades foram estimados de métodos que envolvem testes experimentais e análise numérica.

A microdureza Vickers foi realizada em um microdurômetro Shimadzu HMV Micro Hardness Tester com as cargas de 0,098 N até 4,9 N. O tempo de permanência da carga foi de 15 segundos e foram realizados cinco testes para cada carga. Este ensaio foi realizado para avaliar a dureza, o comprimento da diagonal da impressão de dureza e o comprimento das trincas (em casos onde elas ocorrem). Os testes de microdureza Vickers, também, foram utilizados para validar o modelo de simulação numérica desenvolvido ao comparar a forma da impressão de dureza e o comprimento das trincas radiais superficiais.

A geometria da impressão de dureza também foi avaliada pela técnica de Microscopia de força atômica (AFM). Os ensaios foram realizados no Laboratório de Novos Materiais Isolantes e Semicondutores do Instituto de Física da UFU. O equipamento utilizado foi o AFM Shimadzu SPM-9600 com haste apalpadora (*cantilever*) de nitreto de silício (Si_3N_4) e raio de ponta de 20 nm. A área analisada foi de $30 \times 30 \mu\text{m}^2$ e a taxa de escaneamento foi de 0,6 Hz.

A medição do comprimento das trincas foi realizada 48 h após a realização dos testes de microdureza. Foi utilizado um microscópio óptico para realizar as medidas. O período de repouso foi necessário para que as tensões, remanescentes da indentação, se aliviem e as trincas alcancem seu comprimento máximo (BURGHARD et al., 2004).

Os ensaios de dureza instrumentada foram realizados no Laboratório Nanotech de Tribologia da UFMG. O equipamento utilizado foi o Shimadzu DUH-201S com o penetrador padrão Vickers. As forças utilizadas foram de 200 mN, 375 mN, 585 mN e 825 mN. O tempo de permanência da força foi de 5 segundos e foram realizados cinco testes para cada condição. A temperatura ambiente foi fixada em $20 \text{ }^\circ\text{C}$ e umidade relativa do ar inferior a 50%. As velocidades de carregamento são especificadas na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Velocidade de carregamento na dureza instrumentada.

Força (mN)	Velocidade (mN/s)
200	5,04
375	5,04
585	8,82
825	17,65

Foi realizada a calibração do equipamento quanto à complacência. A complacência encontrada foi de 0,000205 $\mu\text{m}/\text{mN}$. Assim, todas as curvas $p-h$ foram corrigidas com esse valor de complacência utilizando a Eq. (4.1).

$$h = h_m - C_f P \quad (4.1)$$

Onde h é o deslocamento do indentador corrigido (μm); h_m deslocamento do indentador medido (μm); C_f é a complacência ($\mu\text{m}/\text{mN}$); e P é a força (mN).

4.2.2 Propriedades elasto-plásticas do vidro

O ensaio de dureza instrumentada é comumente utilizado para estimar a dureza do material e o seu módulo de elasticidade (OLIVER; PHARR, 1992). Neste trabalho as curvas $p-h$ (força por deslocamento do indentador), obtidas para diferentes forças, também foram utilizadas para estimar as propriedades elasto-plásticas do vidro (CASALS; ALCALÁ, 2005; GIANNAKOPOULOS; LARSSON; VESTERGAARD, 1994; KANG; BECKER; SUN, 2012; PULECIO, 2010; SÁNCHEZ-GONZÁLEZ et al., 2007; WAN et al., 2010; ZENG; CHIU, 2001).

O comportamento elasto-plástico, em compressão, do vidro foi descrito segundo a Eq. (4.2), essa equação representa o comportamento tensão-deformação de cerâmicos de maneira mais realista (SÁNCHEZ-GONZÁLEZ et al., 2007).

$$\sigma(\varepsilon) = \begin{cases} E\varepsilon, & \varepsilon < \frac{\sigma_{yc}}{E} \\ \sigma_{yc} \left(\frac{E}{\sigma_{yc}} \right)^n \varepsilon^n, & \varepsilon \geq \frac{\sigma_{yc}}{E} \end{cases} \quad (4.2)$$

Sendo σ a tensão equivalente; E módulo de elasticidade; ε deformação; σ_{yc} tensão de escoamento em compressão; e n é o coeficiente de encruamento.

Neste trabalho, estimou-se o valor de E , σ_{yc} e n com o método de ajuste de curva desenvolvido por Giannakopoulos, Larsson e Vestergaard (1994) e modificado por Zeng e Chiu (2001). Esse método apresentou resultados consistentes para diversos tipos de materiais, inclusive o vidro (ZENG; CHIU, 2001).

O método consiste em encontrar o melhor valor de θ , E e h_0 que ajusta a Eq. (4.3) aos primeiros 50 % do início da fase de descarregamento do ensaio de dureza instrumentada (ZENG; CHIU, 2001).

$$P = (1 - \theta)f(v)Eh^2 + 2\theta \sqrt{\frac{24,504}{\pi}} \frac{E}{1 - v^2} h_0(h - h_0) \quad (4.3)$$

Onde h_0 (μm) é a profundidade de contato real; $f(v)$ é dado pela Eq. (4.4) (GIANNAKOPOULOS; LARSSON; VESTERGAARD, 1994).

$$f(v) = \frac{2,077(1 - 0,1655v - 0,1737v^2 - 0,1862v^3)}{1 - v^2} \quad (4.4)$$

Zeng e Chiu (ZENG; CHIU, 2001) definiram $\theta = \sigma_{yc}/\sigma_u$, onde σ_u é a tensão para uma deformação plástica de 29%. O valor da constante θ está entre zero e 1 ($0 \leq \theta \leq 1$). Quando θ é igual a um ($\theta = 1$), o material é elástico perfeitamente plástico e quando θ é igual à zero ($\theta = 0$) o material é perfeitamente elástico (ZENG; CHIU, 2001).

A Equação (4.5) descreve a fase de carregamento em ensaios de dureza instrumentada para indentador Vickers (GIANNAKOPOULOS; LARSSON; VESTERGAARD, 1994; ZENG; CHIU, 2001). Encontra-se o valor de C ajustando o termo do meio da Eq. (4.5) à curva de carregamento. Assim, o limite de escoamento, σ_{yc} pode ser estimado substituindo os valores E e θ encontrados na Eq.(4.3).

$$P = Ch^2 = \frac{1,19}{(\tan 22^\circ)^2} \left(1 + \frac{\sigma_u}{\sigma_{yc}}\right) \left(1 + \ln\left(\frac{E \tan 22^\circ}{3\sigma_{yc}}\right)\right) \sigma_{yc} h^2 \quad (4.5)$$

Ao utilizar a Eq. (4.2) para descrever o comportamento do material, o coeficiente de encruamento, n , pode ser estimado pela Eq. (4.6).

$$n = \frac{\ln\left(\frac{1}{\theta}\right)}{\ln\left(\frac{0,29}{\sigma_{yc}/E}\right)} \quad (4.6)$$

Os autores Bao et al (2002) avaliaram a tensão mínima para iniciar a trinca cônica no vidro. Seus testes foram realizados com esferas de alumina de vários diâmetros. Os autores constataram que a resistência local do vidro independe do diâmetro da esfera e pode ser considerada uma propriedade do material. Os autores encontraram, para o vidro testado, uma resistência local igual a 342 MPa (BAO et al., 2002). Ao simular a trinca cônica no vidro, Marimuthu et al (2017) utilizaram o valor de 300 MPa para tensão de ruptura do vidro e obtiveram resultados coerentes com os encontrados em testes experimentais. Desta forma, neste trabalho, também foi adotado a tensão de ruptura do vidro em tração como sendo igual a 300 MPa.

A tenacidade à fratura foi retirada do trabalho de Anstis et al (1981). Estes autores utilizaram o método, padronizado, viga dupla em balanço (*Double Cantilever Beam*). O coeficiente de Poisson, ν , foi retirado da literatura (OLIVER; PHARR, 1992; YOSHIDA; SANGLEBŒUF; ROUXEL, 2005). Segundo Yoshida, Sanglebœuf e Rouxel (2015), o coeficiente de poisson foi estimado pela medição das velocidades de propagação das ondas longitudinais e transversais utilizando transdutores piezoelétricos.

A densidade do vidro estudado foi encontrada avaliando 10 amostras. As dimensões do corpo de prova foi medido com um paquímetro com resolução de 0,05 μm e a massa por uma balança de precisão com resolução de 0,0001 g.

Tabela 4.2 apresenta os valores das propriedades elasto-plásticas do vidro utilizadas no modelo de elementos finitos desenvolvido nesse trabalho, bem como a densidade do mesmo.

Tabela 4.2: Propriedades mecânicas do vidro sodo-cálcico.

E (GPa)	ν	ρ (g/cm ³)	σ_{yc} (MPa)	n	K_c (MPa.m ^{1/2})	σ_t (MPa)
69	0,23	2,44	2150	0,5	0,75	300

4.2.3 Microtribômetro instrumentado

Os ensaios de dureza instrumentada e de superposição de indentações foram realizados em um equipamento especialmente projetado para este fim. Esse equipamento promove a movimentação controlada tanto da amostra como do indentador. A Figura 4-2 mostra o microtribômetro instrumentado (SILVA, 2008).

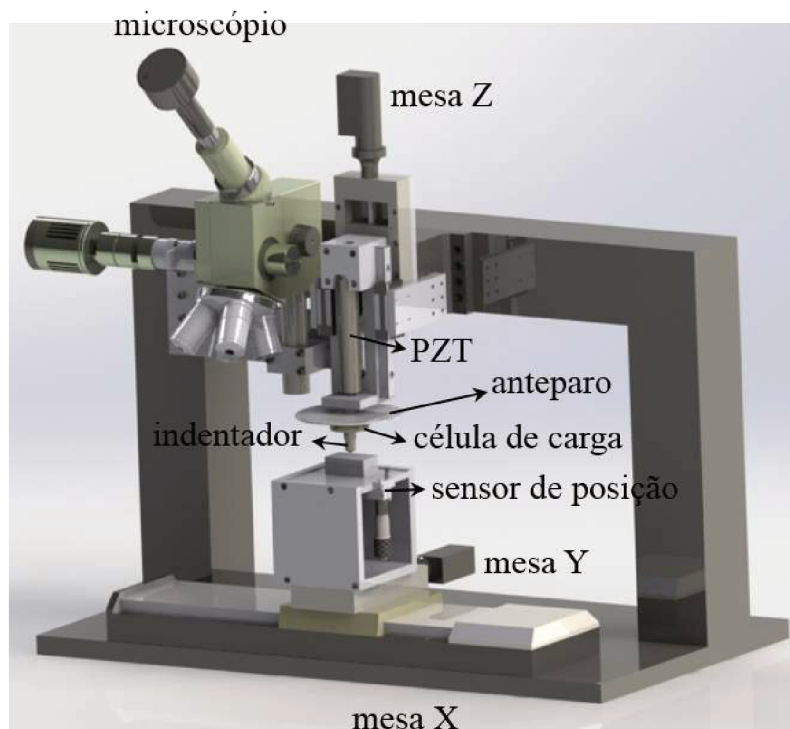


Figura 4-2: Microtribômetro instrumentado (SILVA, 2008).

O equipamento é composto de três mesas de coordenadas, que permitem a movimentação da amostra no plano horizontal e a movimentação do indentador no plano vertical. Um dispositivo controlador que gerencia as mesas de coordenadas e se comunica com o computador através de uma interface de barramento de propósito geral (GPIB padrão ANSI/IEEE 488.2). Junto com a mesa que movimenta o indentador, mesa z, está associado um sistema de translação piezométrico (PZT) modelo P-216.80, que se movimenta unidirecionalmente por um percurso de 120 μm com resolução de 2,4 nm.

O controle desse sistema piezométrico é analógico e a comunicação entre o PZT e o computador é realizada via interface analógica-digital. A célula de carga tridimensional é analógica com fundo de escala de 120 N e resolução de 0,02 N na direção Z e 40 N e resolução de 0,002 N nas direções X e Y. A célula de carga se comunica com o computador através de uma placa de comunicação analógica-digital (AD/DA). O sistema de medição de posição é composto de um sensor SKF modelo CMSS 665 e um anteparo de aço ABNT 4140. O sensor possui range de 2 mm e sensibilidade, com anteparo de aço ABNT 4140, de 7,87 mV/ μm . O sensor de posição é fixo ao suporte da amostra e mede, de forma contínua, a posição relativa do anteparo em relação à ponta do sensor, como mostra o esquema da Figura 4-3.

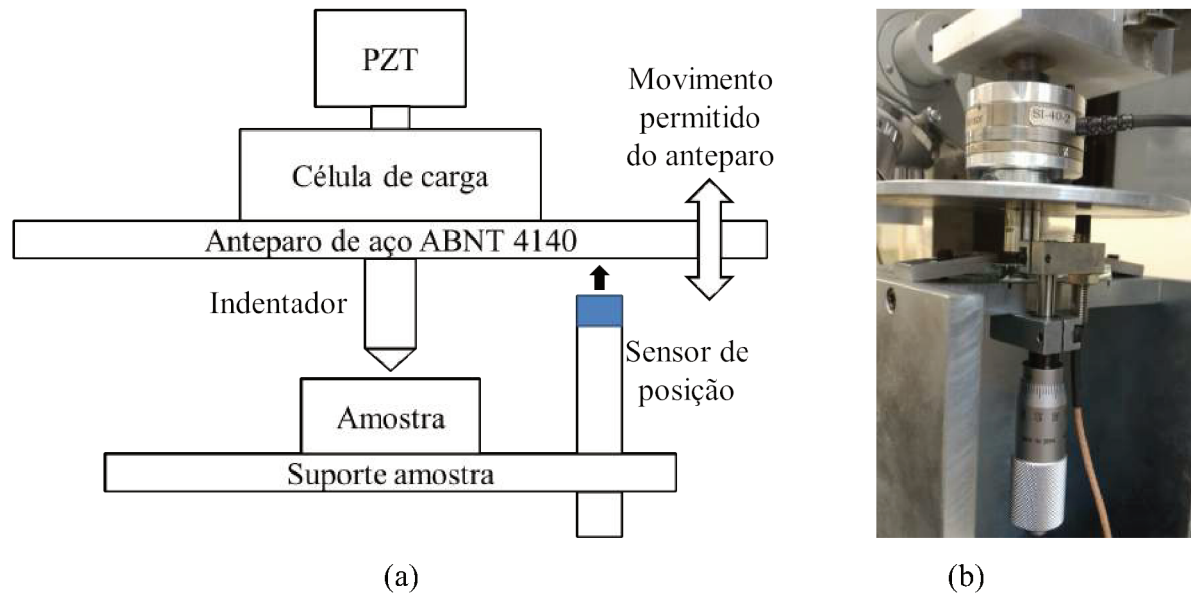


Figura 4-3: (a) Esquema do sistema de medição de posição, (b) montagem do sistema de medição de posição.

A complacência desse sistema foi avaliada utilizando a metodologia presente no manual de usuário do equipamento Shimadzu DUH-201S. O método consiste em realizar indentações com diferentes forças e construir o gráfico $1/S$ vs $1/h_{max}$. O valor da complacência do equipamento é o coeficiente linear da reta de regressão linear. Foi encontrado um valor de complacência igual a $0,000097 \mu\text{m/mN}$. Este valor foi utilizado para corrigir os resultados de indentações, também utilizando a Eq. (4.1).

O programa utilizado para controlar a movimentação da amostra e do indentedor, bem como para aquisição das informações fornecidas pela célula de carga, foi desenvolvido na plataforma LabView®.

Na Tabela 4.3 estão listados os componentes que compõem o microtribômetro.

Tabela 4.3: Componentes do microtribômetro (SILVA, 2008).

Componentes	Resolução	Fabricante	Modelo	Interface
Mesa x	0,0001 mm	Physik Intrumente	M-535.22	
Mesa y	0,0001 mm	Physik Intrumente	M-150.11	
Mesa z	0,0001 mm	Physik Intrumente	M-150.11	
Controlador das mesas	-	Physik Intrumente	C804	Digital GPIB
Transladador Piezelétrico (PZT)	2,4 nm 120 µm	Physik Intrumente	P-216.80	
Controlador do PZT	-	Physik Intrumente	E-508	Analógica AD/DA
Sensor de posição	3,30 mV/µm	SKF	CMSS 665	Analógica AD/DA
Célula de carga	0,02 N 120 N	ATI – Industrial Automation	Nano 43 F/T sensor	Analógica AD/DA

4.2.4 Superposição experimental de indentações em linha

O método de superposição de indentações consiste em produzir impressões de dureza separadas por uma distância (L). Esse método foi desenvolvido no Laboratório de Tribologia e Materiais e tem por objetivo simular a interação entre abrasivo e superfície de acordo com a dinâmica, deslizamento ou rolamento, da partícula presente na interface de desgaste (DA SILVA, 2008; DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011; DA SILVA; DE MELLO, 2009). A distância entre eventos, L , está relacionada ao tamanho da indentação, D , e ao grau de superposição, S . O valor do grau de superposição é dado pela Eq. (4.7).

$$S = \frac{D - L}{D} 100\% \quad (4.7)$$

O grau de superposição corresponde ao percentual da área do evento que está sobreposta, neste projeto foram adotados como grau de superposição os valores: -200%, -100%, 0%, 10%, 30%, 60% e 90%. Grau de superposição igual à zero indica que as indentações estão tocando umas às outras. O valor negativo de grau de superposição significa que as indentações estão distantes uma das outras de uma distância L .

A Figura 4-4 apresenta o esquema do método de superposição adotado neste projeto de doutorado.

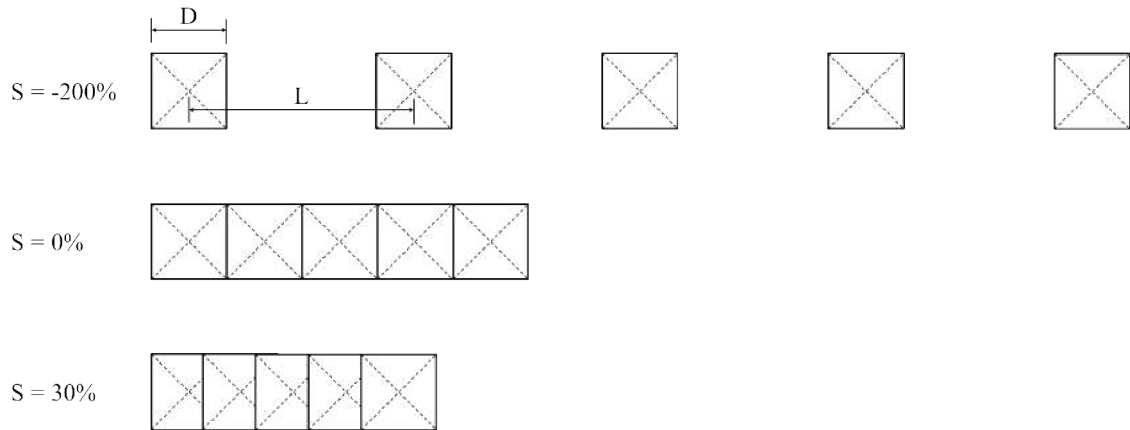


Figura 4-4: Esquema do método de superposi o de indenta es Vickers em linha.

Os indentadores utilizados são de ponta diamantada, com geometria definida. Algumas geometrias são bem conhecidas e disponíveis no mercado, os indentadores empregados são: padrão Vickers (pirâmide de base quadrada e ângulo entre faces de 136 ) e dois indentadores de geometria especial e formato piramidal, um com base triangular e o outro com base quadrada. A Tabela 4.4 lista os indentadores que foram utilizados nesse estudo.

Tabela 4.4: Forma dos indentadores.

Forma	Base	α (grau)	Padrão
piramidal	quadrada	68�	Vickers
piramidal	quadrada	55�	especial
piramidal	triangular	68�	especial

As Figura 4-5 e 4.6 detalham o projeto dos indentadores, mostrando o ângulo de ataque e o ângulo entre a face e o eixo dos indentadores, α .

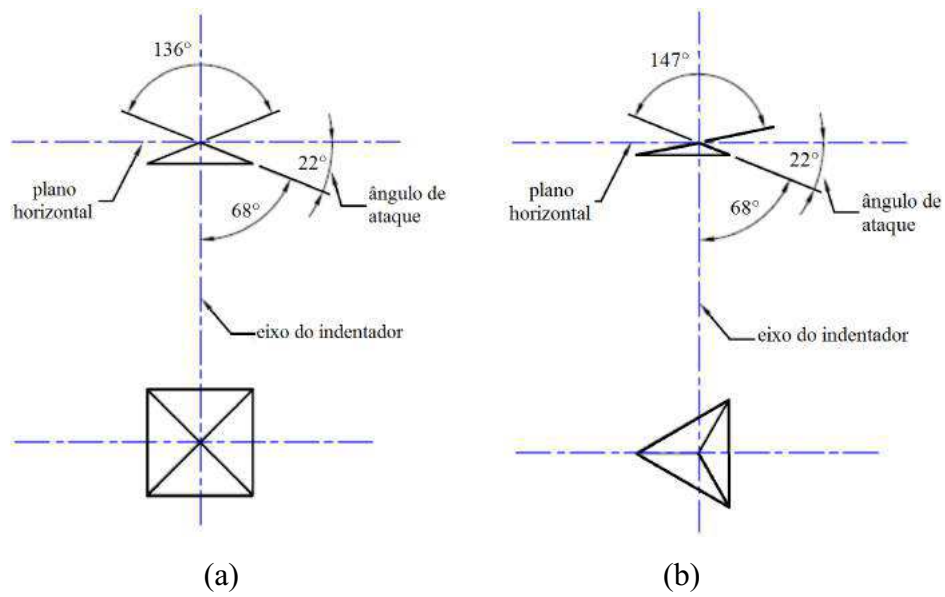


Figura 4-5: Forma da ponta dos indentadores. (a) Vickers e (b) indentador triangular.

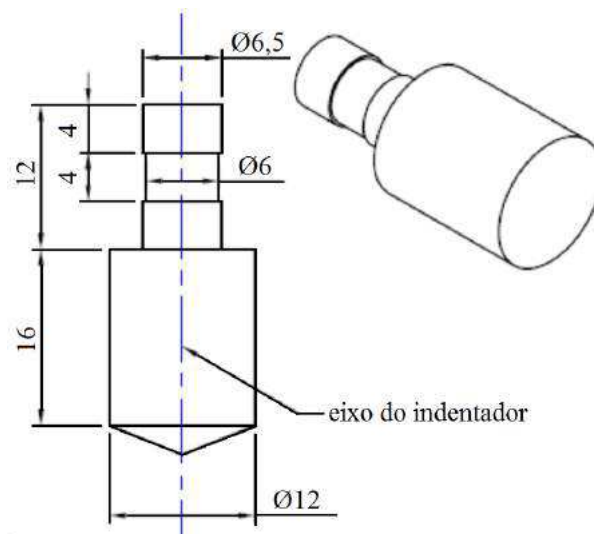


Figura 4-6: Padrão para o corpo dos indentadores.

O corpo dos indentadores, Figura 4-6 foi especialmente desenvolvido para permitir a rotação em torno do eixo do indentador com o intuito de facilitar o processo de alinhamento do indentador em relação ao equipamento. A Figura 4-7 mostra como foi definido o alinhamento para cada tipo de indentador.

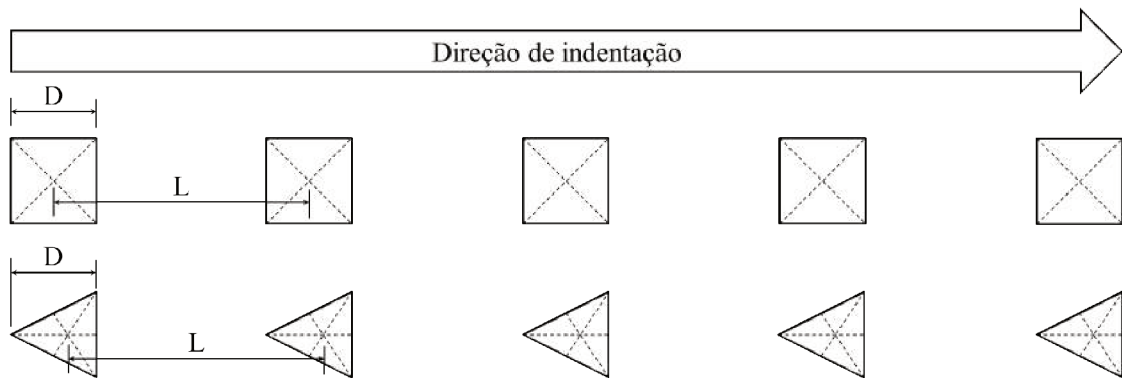


Figura 4-7: Esquema que define o alinhamento dos indentadores e direção das indentações.

As forças utilizadas nos testes de superposição, com indentadores Vickers e triangular, foram de 0,2 N, 0,5 N e 1 N. Foram realizados três testes para cada condição. Para o indentador de base quadrada e $\alpha = 55^\circ$ a força de indentação empregada foi de 0,5 N. A Tabela 4.5 apresenta o valor das dimensões da impressão de dureza para todas as condições. A velocidade do indentador foi de 0,2 $\mu\text{m/s}$ tanto no carregamento quanto no descarregamento em todas as situações.

Tabela 4.5: Força e dimensão das indentações para cada condição.

Indentador	Força (N)	D (μm)
Vickers $\alpha = 68^\circ$	0,2	5,37
	0,5	8,67
	1	12,47
Quadrada $\alpha = 55^\circ$	0,5	9,08
	0,2	7,33
Triangular	0,5	11,72
	1	16,60

As superfícies produzidas na superposição de eventos foram analisadas qualitativamente, via microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia óptica (MO). O MEV utilizado foi o IVO MA10, fabricado pela Zeiss. A análise das indentações foi realizada no Laboratório Multiusuário de Microscopia da Faculdade de Engenharia Química da Universidade Federal de Uberlândia.

4.2.5 Simulação de indentação Vickers

As simulações foram realizadas no software *Abaqus-explicit* juntamente com *Concrete Damaged Plasticity*. Foi empregado o método de contato cinemático, sendo que o indentador rígido foi a superfície mestre e a superfície da amostra a superfície escrava. O modelo 3D consiste de um indentador padrão Vickers (piramidal de base quadrada e ângulo entre as faces de 136°) e uma amostra cilíndrica nas dimensões: $100\ \mu\text{m}$ de altura por $100\ \mu\text{m}$ de raio. Com o intuito de minimizar o custo computacional e levando em consideração a simetria do sistema indentador/amostra, o modelo consiste de apenas $1/8$ de todo o sistema indentador/amostra, como apresentado na Figura 4-8 (CASALS; ALCALÁ, 2005; PULECIO, 2010; ZENG; GIANNAKOPOULOS; ROWCLIFFE, 1995).

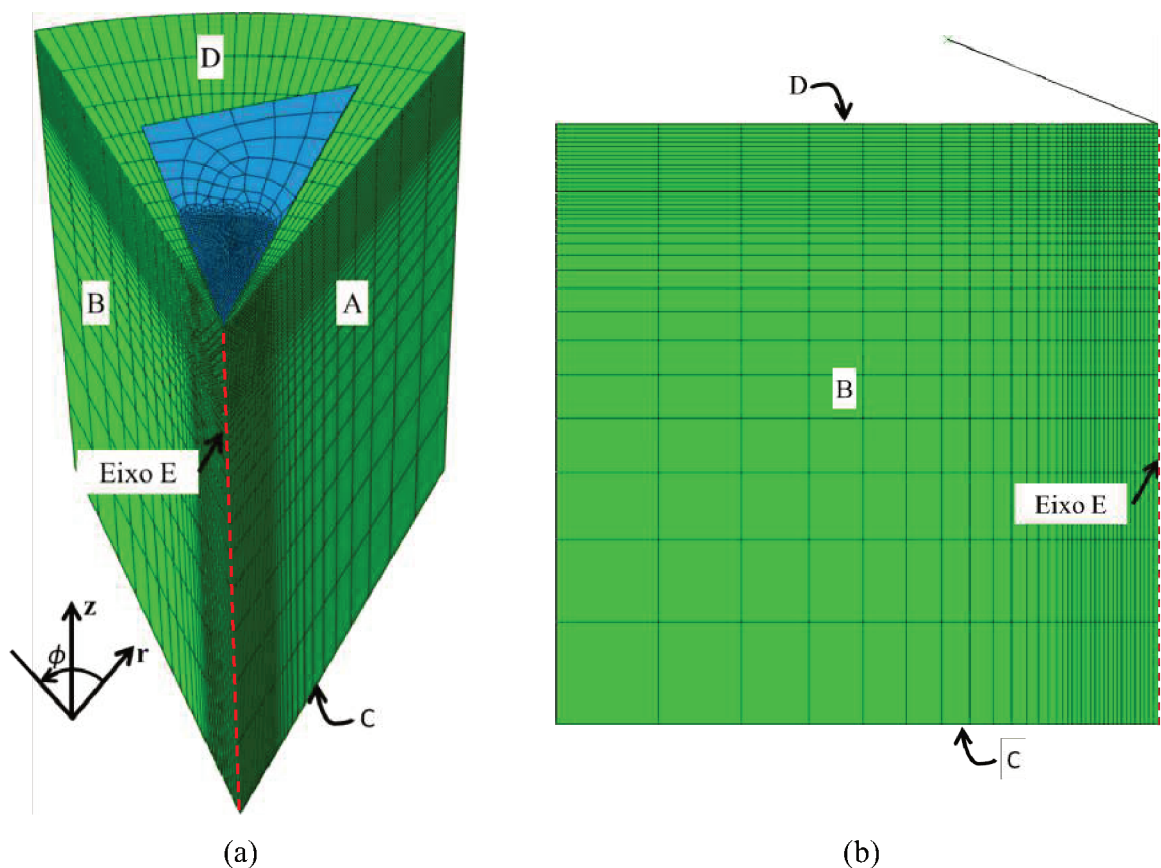


Figura 4-8: Geometria e malha da amostra e indentador utilizados na simulação. (a) Vista isométrica e (b) vista lateral.

Foi definido um sistema de coordenadas cilíndricas r , ϕ e z , como apresentado na Figura 4-8. Os nós das superfícies A e B podem se mover apenas em seus respectivos planos. Os nós

da superfície C não se movimentam em z e os nós do eixo E não podem se mover nas direções r e ϕ . A superfície D é onde ocorre o contato entre indentedor e amostra, desta forma possui os elementos de contato (PULECIO, 2010; ZENG; GIANNAKOPOULOS; ROWCLIFFE, 1995).

Com o objetivo de aumentar a exatidão do modelo, a densidade de elementos foi aumentada próximo a região de contato entre o indentedor e amostra. O raio e a altura da região mais densa é de 15 μm . Após uma análise de convergência da malha, a malha da amostra possui 72.112 elementos com 82.264 nós.

O indentedor utilizado nos ensaios experimentais era de diamante com módulo de elasticidade de 1140 GPa, 16 vezes maior que do vidro sodo cálcico. Assim, neste trabalho, o indentedor foi modelado como uma casca rígida, ou seja, não sofre deformação. O elemento utilizado para representar o indentedor foi o R3D4, composto de quatro nós, bilinear, rígido e quadrilateral (ABAQUS, 2010). A amostra foi composta de elementos do tipo C3D8R, que possuem oito nós, linear, integração reduzida e com controle de *hourglass* (ABAQUS, 2010).

A simulação foi dividida em duas partes: carregamento e descarregamento. Foi empregado um controle de deslocamento do indentedor. A velocidade de descida do indentedor foi 120 $\mu\text{m}/\text{ms}$ e de subida foi de 72 $\mu\text{m}/\text{ms}$. As velocidades utilizadas garantiram um teste quase estático, onde se pode desprezar efeitos de inércia. A profundidade de indentação foi a mesma obtida em ensaios experimentais de indentação instrumentada.

Trabalhos anteriores confirmaram que o coeficiente de atrito não afeta de forma significativa a curva $p-h$ (GIANNAKOPOULOS; LARSSON, 1997; TALJAT; ZACHARIA; KOSEL, 1998; ZHANG; SUBHASH, 2001). No entanto, o atrito influencia o campo de tensões durante o ciclo de indentação e, portanto, a formação e propagação das trincas (TALJAT; ZACHARIA; KOSEL, 1998). Neste trabalho, foi dada atenção especial a este parâmetro devido ao interesse na transição dúctil/frágil que pode ocorrer no processo de indentação. O valor do coeficiente de atrito foi estimado experimentalmente empregando testes de esclerometria com carga constante e indentedor padrão Rockwell-C. O indentedor foi deslizado sobre a superfície da amostra produzindo riscos de 4 mm de comprimento. Foi utilizado as cargas 0,5 N, 1 N, 2 N e 10 N. Três testes foram realizados para cada condição. O valor médio do coeficiente de atrito encontrado foi de 0,07 e foi utilizado nas simulações de indentação e de superposição.

Com o intuito de avaliar o efeito do ângulo α , Figura 4-9, na curva $p-h$, tensões remanescentes e na transição dúctil-frágil foram realizadas simulações para diferentes ângulos. Os ângulos adotados foram: 81°, 75°, 68° (padrão Vickers), 60° e 55°. Avaliou-se três profundidades de indentação: 1,39 μm , 1,87 μm e 2,38 μm .

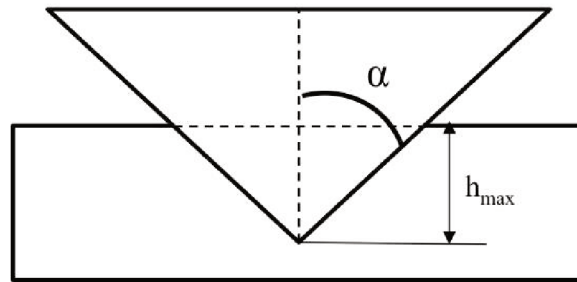


Figura 4-9: Defini o do ângulo entre faces α .

O modelo para os ângulos de 81° , 75° e 68°   semelhante ao já apresentado. Por apresentar uma área de contato menor, o modelo com ângulo 60° e 55° precisaram ser refinados. O número de elementos e nós para α igual a 60° foi 111.321 elementos e 117.856 nós. Para α igual a 55° foi de 258.704 elementos e 247.689 nós.

4.2.6 Simula o de superposi o de indenta es em linha

Neste projeto foi modelada a superposi o de indenta es em linha. Foi utilizado indentador padrão Vickers, triangular e indentador esférico de diâmetro de $5 \mu\text{m}$.

A amostra consiste de um bloco nas dimensões $100 \mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$ e comprimento variável. O valor do comprimento depende das dimensões da impressão de dureza e do grau de superposi o. A Figura 4-10 apresenta o esquema do modelo. O modelo   semelhante para todos os indentadores.

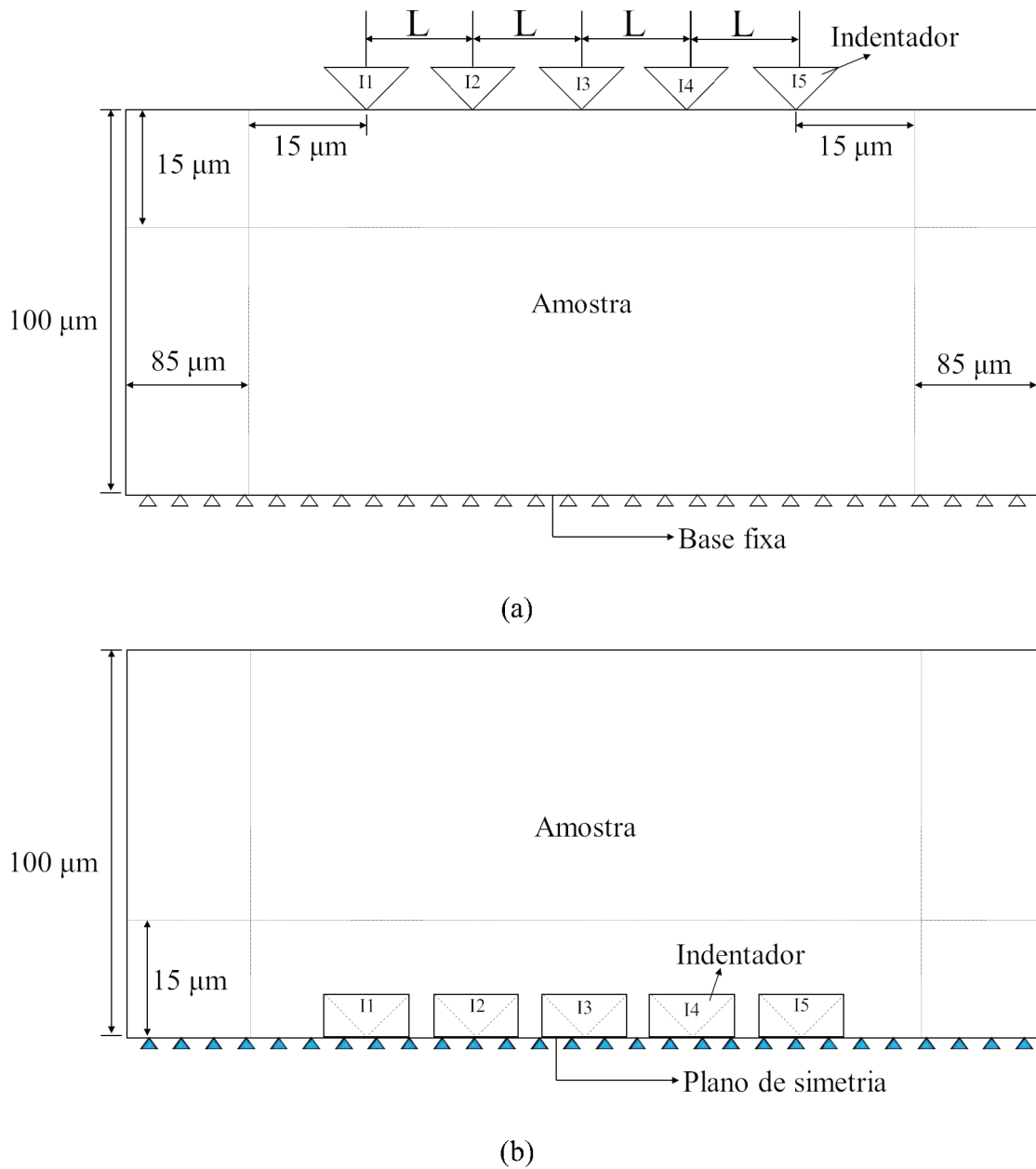
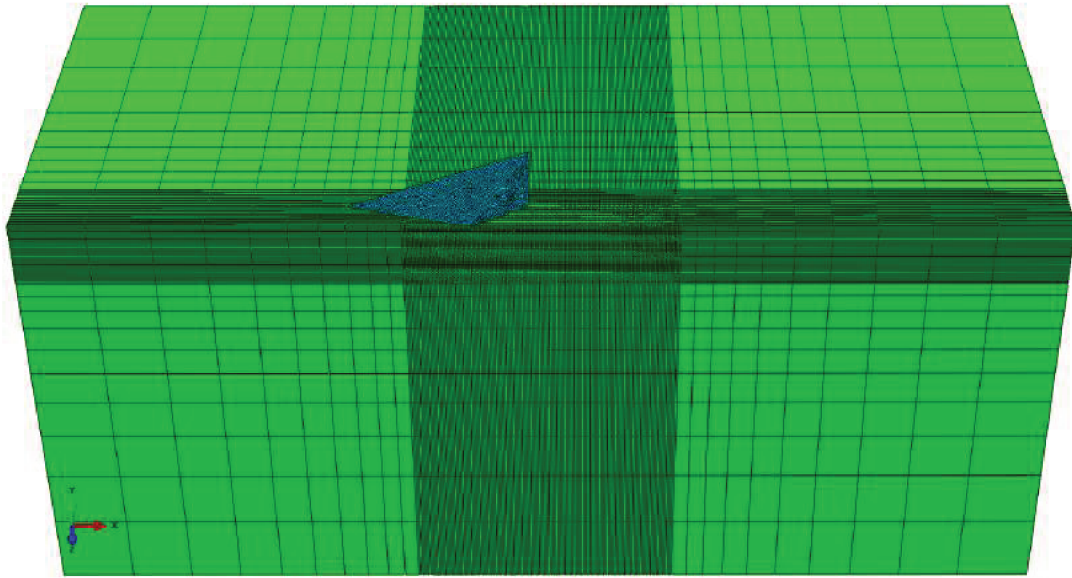
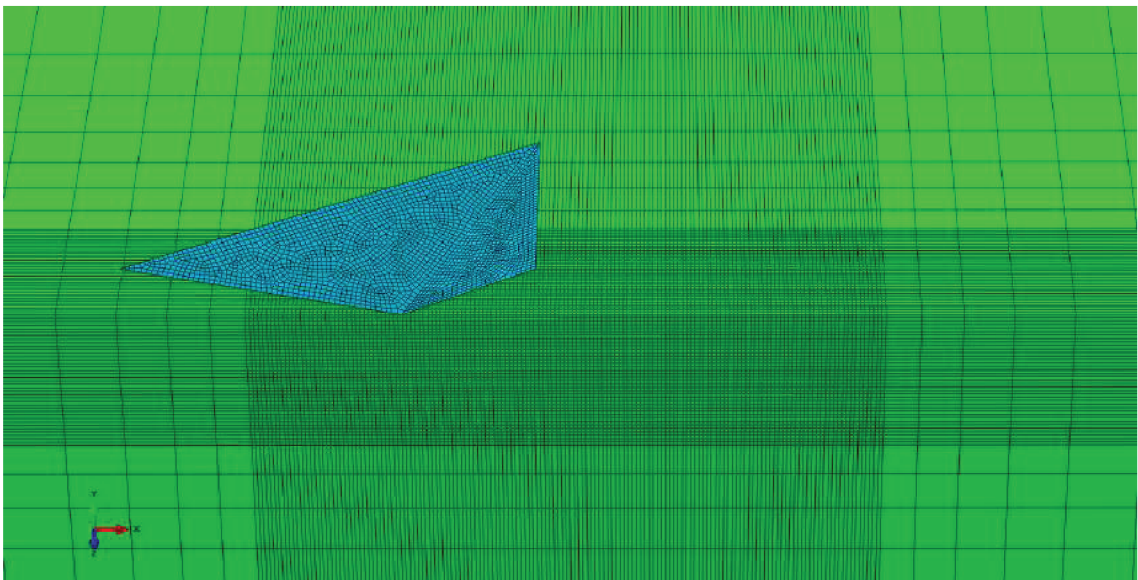


Figura 4-10: Esquema do modelo de superposição de indentações em linha. (a) vista frontal e (b) vista superior. O valor do comprimento do modelo é variável e depende do valor de L , que depende do tamanho da indentações e do grau de superposição, S .

A Figura 4-11 mostra um exemplo do modelo de superposição de indentações em linha. Nesse exemplo é mostrada a geometria e a malha para o modelo com indentador triangular e grau de superposição de 10%.



(a)



(b)

Figura 4-11: Exemplo de modelo e malha de superposição de indentações em linha. Indentador triangular, $h_{max} = 1,39 \mu\text{m}$ e grau de superposição de 10%. Nessa condição o valor de L é $7,6 \mu\text{m}$ e comprimento total da amostra foi de $230,4 \mu\text{m}$.

Foram realizadas cinco indentações separadas por uma distância L . Os graus de superposição adotados foram os mesmos do experimental: -200%, -100%, 0%, 10%, 30%, 60% e 90%.

Os indentadores penetram um seguido do outro. Quando o primeiro indentador estiver totalmente descarregado ele é deslocado para a posição da segunda indentação e inicia-se a fase

de carregamento novamente. A velocidade de carregamento e descarregamento do indentador foi constante e igual a 150 $\mu\text{m}/\text{ms}$.

Todos os nós da base foram impedidos de se movimentar em qualquer direção ($U_x = U_y = U_z = UR_x = UR_y = UR_z = 0$). Na superfície de simetria foi aplicado condições de simetria para o plano Z ($U_z = UR_x = UR_y = 0$). A região próxima dos indentadores possui uma maior densidade de elementos, como pode ser visto na Figura 4-11, o tamanho do menor elemento depende do formato do indentador. Os elementos que compõem o indentador rígido são os mesmos do modelo anterior, R3D4. A amostra possui elementos do tipo C3D8R.

O tamanho dos elementos e as dimensões da impressão de dureza foram determinados realizando simulações de 50% do sistema indentador/amostra, semelhante à Figura 4-11, porém com apenas uma indentação.

Os parâmetros das simulações de superposição de eventos assim como as dimensões das impressões são apresentados na Tabela 4.6.

Tabela 4.6: Parâmetros da simulação de superposição de eventos.

Indentador	h_{max} (μm)	Tamanho do menor elemento (μm)	D (μm)
Vickers	1,39	0,4	5,38
	2,19	0,4	8,72
Triangular	1,39	0,4	8,45
Esférico	1,39	0,5	7,22

4.2.7 Ensaio realizados

O fluxograma presente na Figura 4-12 apresenta, em síntese, todos os ensaios realizados neste projeto.

Os primeiros testes realizados foram para definir as propriedades plásticas do material e os parâmetros de entrada do modelo de simulação. Para isso, foram realizados os testes de indentação instrumentada e de esclerometria com carga constante.

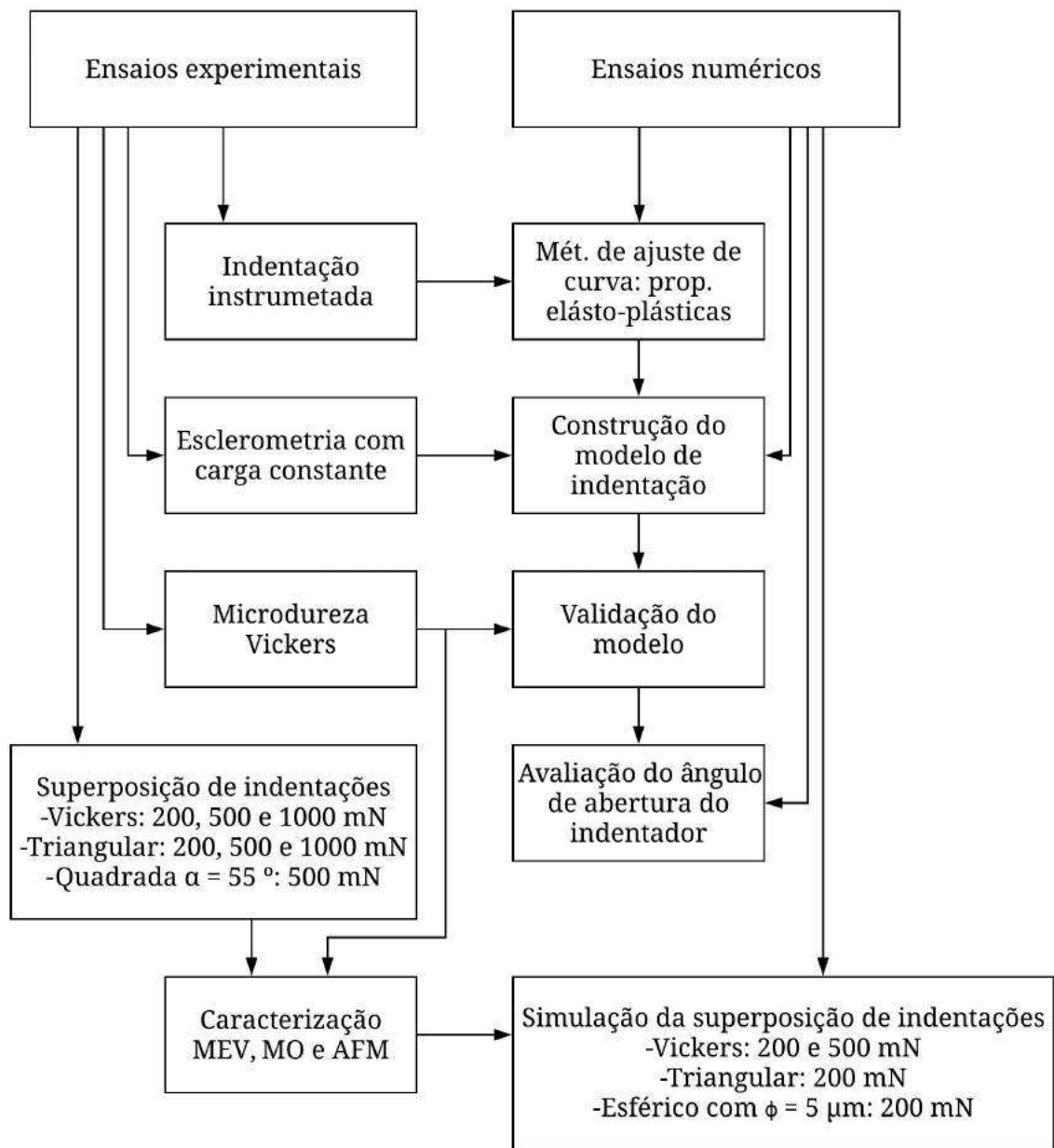


Figura 4-12: Fluxograma dos ensaios realizados.

Em seguida foram realizados os testes de caracterização mecânica por microdureza Vickers. Estes resultados foram utilizados para validar o modelo numérico.

Por último foi realizado os testes de superposição de indentações com os diferentes indentadores. Simultaneamente também foram realizadas as simulações de superposição de indentações.

CAPÍTULO V

RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização da amostra

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados referentes a cada etapa do trabalho. A composição química e resposta mecânica do material estudado foram caracterizadas. Também são apresentadas as análises das superfícies geradas por superposição de indentações e das tensões e deformações encontradas por simulação numérica.

5.1.1 Composição química da amostra

A Figura 5-1 apresenta a análise de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) do material estudado.

Primeiramente é possível observar a presença do elemento ouro. Este elemento não compõe a liga de vidro sodo-cálcico comercial, a presença dele é devido ao revestimento de ouro necessário para analisar amostras não condutoras de eletricidade no equipamento EDS-MEV. A partir dos dados, presentes na tabela, tem-se a estimativa dos componentes químicos da amostra: SiO_2 ; Na_2CO_3 ; CaO ; Al_2O_3 e MgO . Estes componentes são os comumente encontrados em vidros comerciais (HAGAN; VAN DER ZWAAG, 1984; LE HOUÉROU et al., 2003). Deve ser ressaltado que a técnica de EDS não possui resolução quantitativa para mensurar a quantidade em peso dos elementos, principalmente os elementos de baixo peso atômico (oxigênio e carbono).

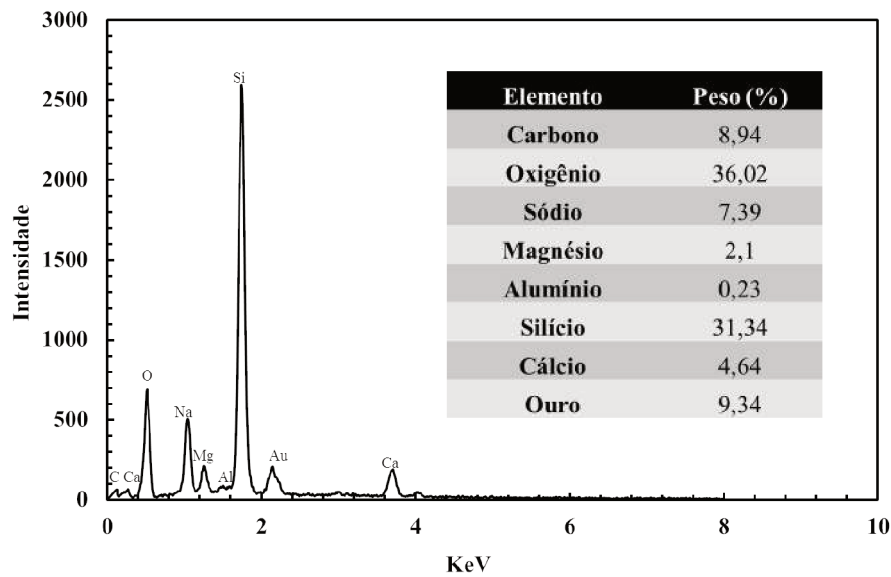


Figura 5-1: Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) das amostras de vidro sodo-cálcico.

5.1.2 Testes de microdureza

A Figura 5-2 mostra os resultados da microdureza Vickers experimental no vidro sodo-cálcico. Nestes testes, a geometria da impressão e o comprimento da trinca radial (nas situações em que ocorreu) também foram medidos. Os resultados de indentação Vickers também foram utilizados para validar o modelo de elementos finitos.

O valor da dureza do vidro foi $5,77 \pm 0,18$ GPa, similar ao reportado na literatura (EVANS; WILSHAW, 1976; LAWN; WILSHAW, 1975; OLIVER; PHARR, 1992).

Não foi observado trinca radial para força de indentação até 98 mN. Neste caso, as impressões de dureza foram formadas predominantemente por deformação plástica do vidro. Trincas radiais ocorreram para forças de indentação superiores a 245 mN. Forças de indentação superiores a 980 mN resultaram em marcas de indentação com trincas radiais bem formadas nas quatro arestas em 100% dos testes. Para forças de 245 mN, 65% das arestas apresentaram trincas radiais bem formadas, para forças de 490 mN esse valor aumentou para 90%. Segundo Chiang, Marshall e Evans (1982), as trincas radiais se desenvolvem para baixa tensão em vidro soda-cálcico, apresentando uma força de indentação crítica teórica de 400 mN. Elas são seguidas pelas trincas medianas que só aparecem para cargas superiores a 600 mN. Forças de indentação superiores a 2000 mN nucleiam trincas laterais. Os autores também dizem que esses

valores críticos podem ser afetados por possíveis defeitos na superfície e/ou no interior do material (CHIANG; MARSHALL; EVANS, 1982a, 1982b).

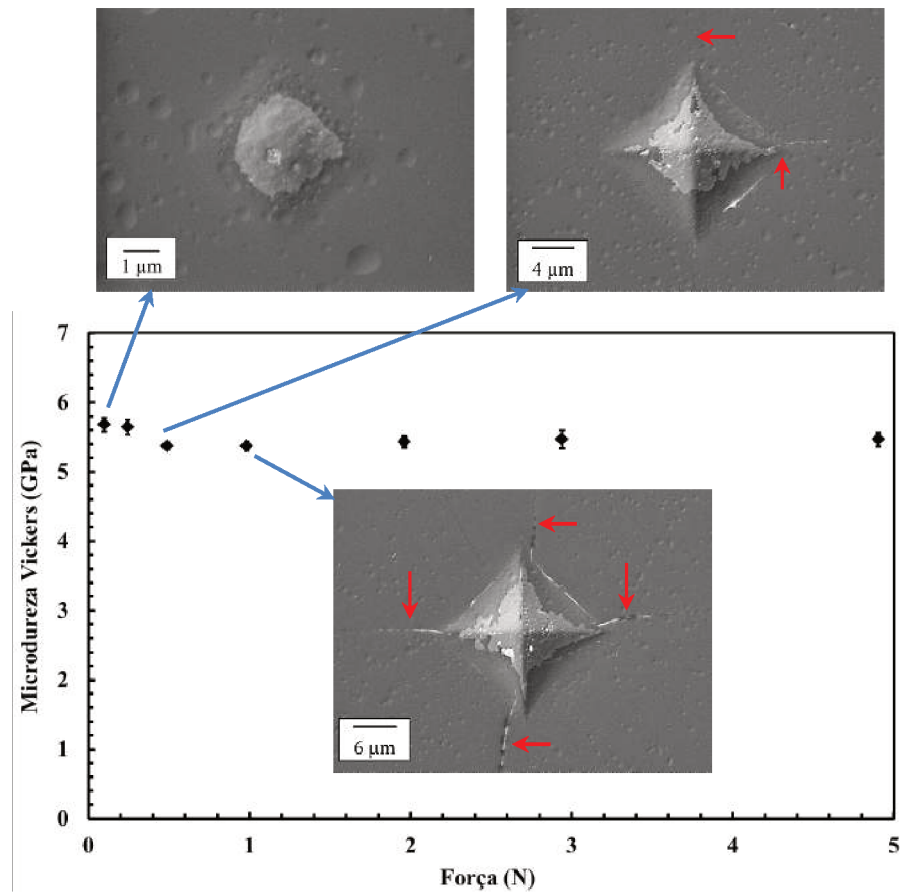


Figura 5-2: Microdureza Vickers do vidro sodo-cálcico. Imagens de MEV de indentações Vickers no vidro. Forças: (a) 0,098 N, (b) 0,490 N e (c) 0,980 N. Note a diferença na ampliação. Setas indicam as trincas observadas.

Figura 5-3 apresenta uma análise de AFM de impressões de dureza. As impressões são para forças de indentação de 490 mN e 980 mN respectivamente.

A Figura 5-3 mostra que para as forças de indentação de 490 mN e 980 mN ocorre o fenômeno de conhecido como empilhamento (*pile-up*) (PETER, 1970; ROUXEL et al., 2010). O empilhamento em torno da impressão é o resultado do fluxo de cisalhamento que está relacionado ao processo de deformação do material (ARORA et al., 1979; HAGAN, 1979, 1980; HAGAN; VAN DER ZWAAG, 1984; KURKJIAN; KAMMLOTT; CHAUDHRI, 1995; PETER, 1970).

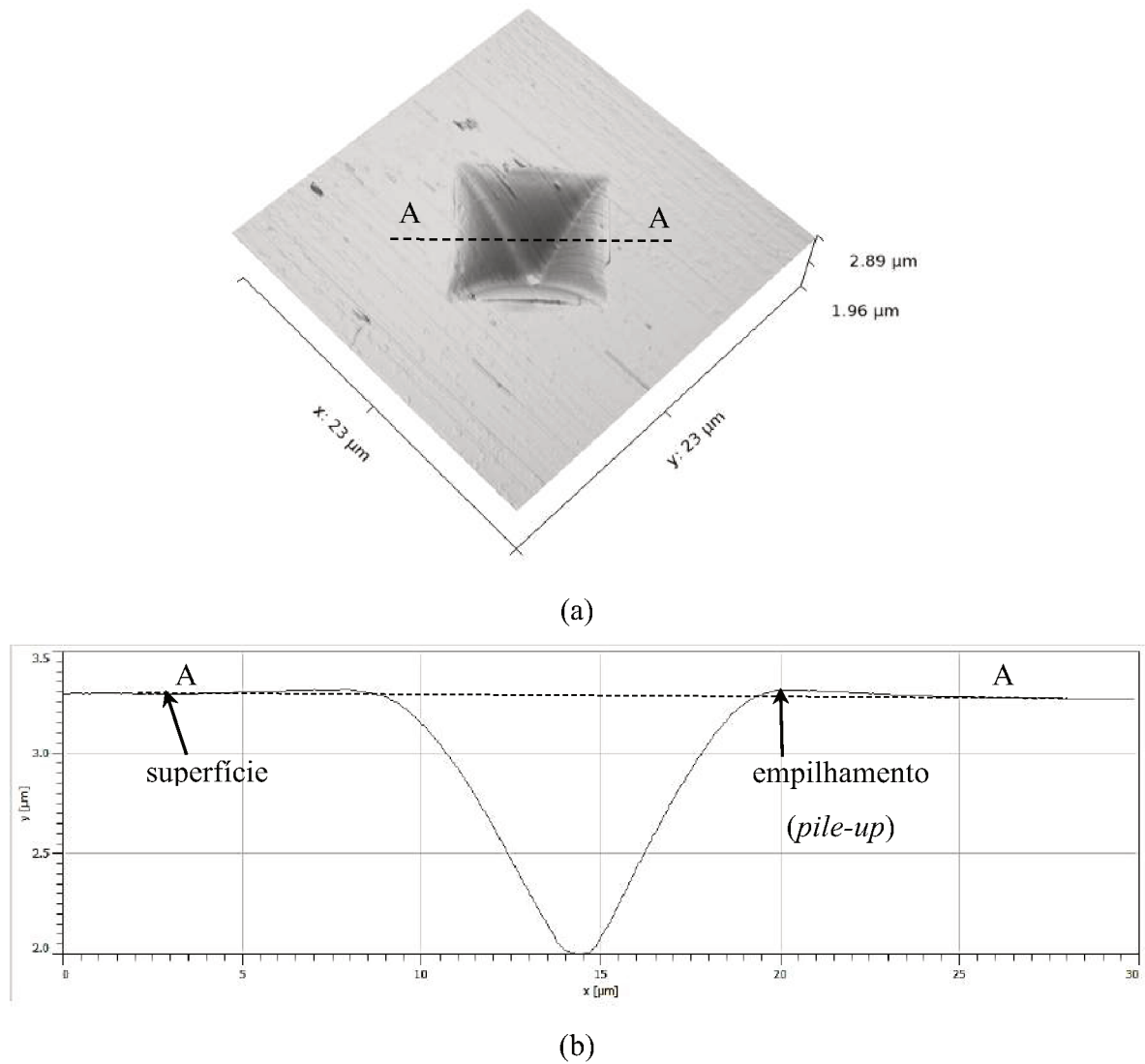


Figura 5-3: Superfície 3D da impressão de dureza. AFM: (a) força 490 mN (b) perfil AA através do centro da marca de indentação Vickers.

O valor do comprimento da diagonal, $2a$, e o comprimento da trinca radial, c , são mostrados na Figura 5-4.

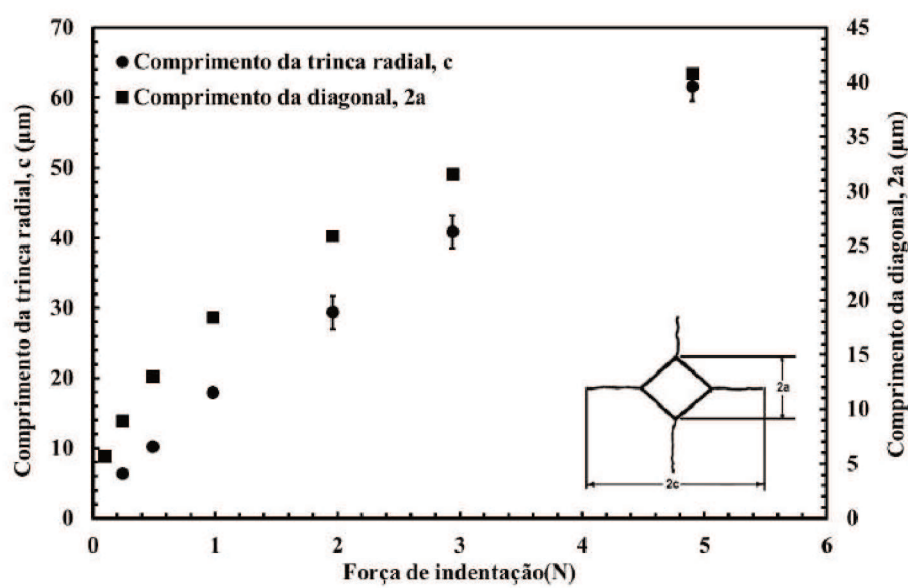
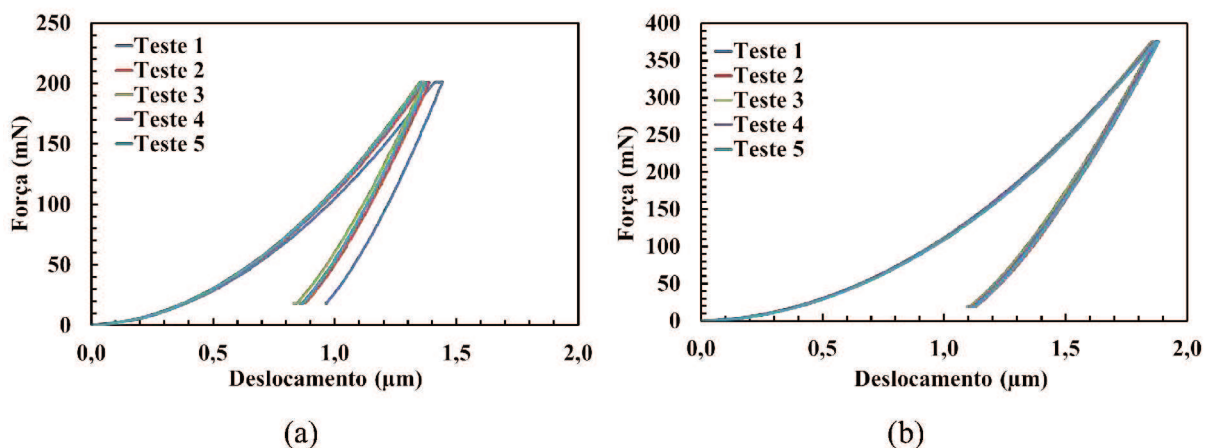


Figura 5-4: Comprimento da trinca radial e diagonal da impressão em função da força de indentação. Indentador Vickers. As trincas foram mensuradas 48 h após a realização dos testes.

A Figura 5-4 mostra que o valor do comprimento da diagonal e o valor do comprimento da trinca radial aumentam de acordo com a carga aplicada no indentador. Ambos os resultados estão de acordo com a literatura (EVANS; WILSHAW, 1976).

As curvas $p-h$ (força x deslocamento), para diferentes forças de indentação, de ensaio de dureza instrumentada Vickers são apresentadas na Figura 5-5.



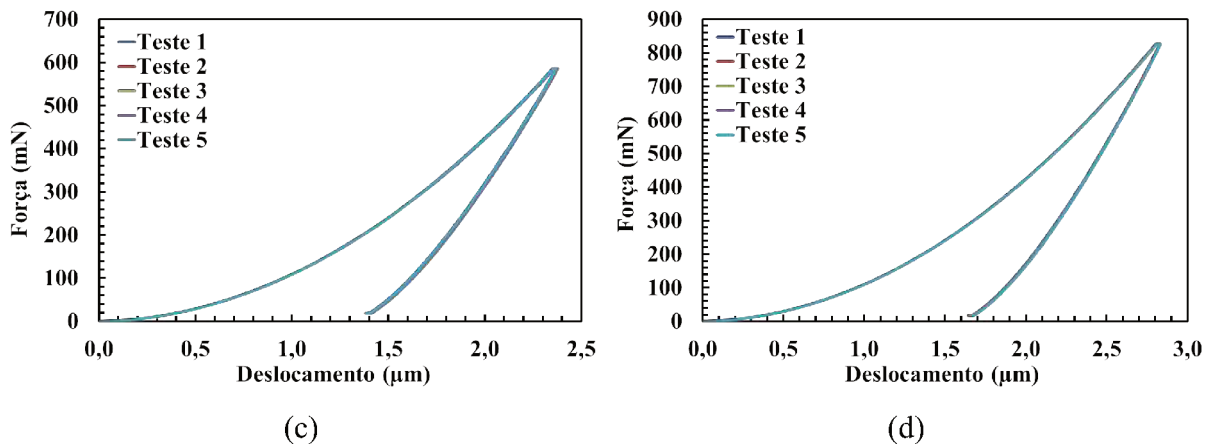


Figura 5-5: Curvas experimentais de força x deslocamento, $p-h$. Testes realizados com indentador Vickers. Força: (a) 200 mN, (b) 375 mN, (c) 585 mN e (d) 825 mN.

As curvas $p-h$ obtidas se comportam análoga ao encontrado na literatura (GONG; MIAO; PENG, 2004; OLIVER; PHARR, 1992).

Os valores da constante de carregamento C (Eq. (2.4)), B and m (Eq. (2.5)) são apresentados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1: Constantes da curva $p-h$ experimental.

Força (mN)	m	B (mN/ μm^m)	C (mN/ μm^2)
200	$1,47 \pm 0,01$	$395,14 \pm 22,31$	$107,53 \pm 3,72$
375	$1,41 \pm 0,01$	$461,71 \pm 2,41$	$108,43 \pm 0,82$
575	$1,43 \pm 0,01$	$535,66 \pm 2,04$	$105,71 \pm 0,28$
825	$1,44 \pm 0,01$	$599,78 \pm 5,58$	$105,29 \pm 0,21$

O valor das constantes C (fase de carregamento, Eq. (3.5)), B e m (fase de descarregamento, Eq. (4.1)) também foram utilizados para caracterizar e validar as curvas obtidas pelo método de elementos finitos (MEF).

A Figura 5-6 mostra os resultados de módulo de elasticidade e dureza encontrado pelo método de Oliver e Pharr (1992).

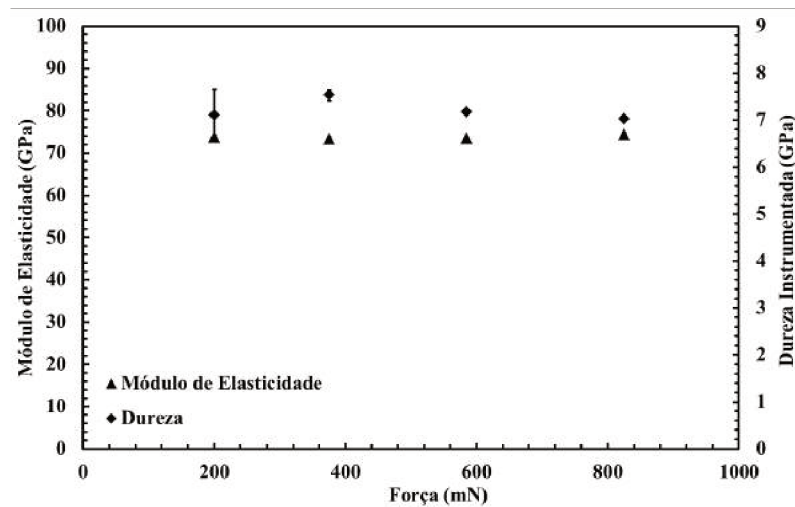


Figura 5-6: Módulo de elasticidade e dureza para diversas cargas. Dureza instrumentada com indentador Vickers.

O valor do módulo de elasticidade encontrado pela técnica de Oliver e Pharr foi de $73,67 \pm 0,479$ GPa. Esse valor é, 4,98 % maior que o valor comumente encontrado na literatura para o vidro sodo-cálcico (aproximadamente 70 GPa) medido em testes convencionais e de indentação instrumentada (CHIANG; MARSHALL; EVANS, 1982b; EVANS; WILSHAW, 1976; FRANCO JR. et al., 2004; LAWN; WILSHAW, 1975; OLIVER; PHARR, 1992). Também pode ser visto na Figura 5-6 que o valor da dureza instrumentada foi de $7,21 \pm 0,224$ GPa e que, semelhante ao módulo de elasticidade, não variou com a força de indentação.

A Figura 5-7 mostra a profundidade máxima de indentação em função da força nos testes de indentação instrumentada Vickers.

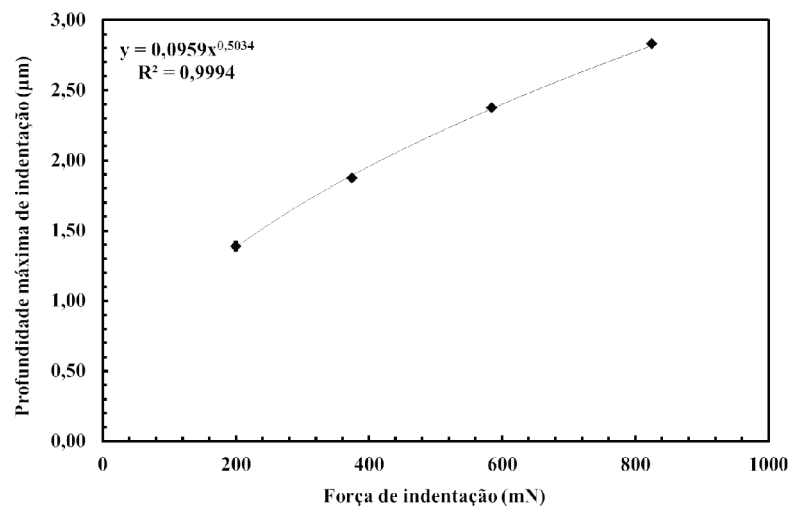


Figura 5-7: Profundidade máxima de indentação Vickers em função da força de indentação.

Os dados de profundidade máxima foram retirados das curvas $p-h$ dos testes de dureza instrumentada mostrados na Figura 5-5. O erro dos resultados apresentados acima foi de aproximadamente 2%. Nas simulações, foi controlado o deslocamento do indentador ao invés da força máxima. Desta forma, foi utilizado a equação de regressão de potência da Figura 5-7 para definir a profundidade de indentação para uma determinada força.

As propriedades plásticas do vidro foram obtidas a partir da técnica de ajuste de curva desenvolvida por Giannakopoulos, Larsson e Vestergaard (1994) e modificada por Zeng e Chiu (2001). A Figura 5-8a mostra parte da curva de descarregamento e a curva obtida pelo ajuste dos primeiros 50% da fase de descarregamento. A curva de ajuste para a fase de carregamento e a curva experimental são mostradas na Figura 5-8b.

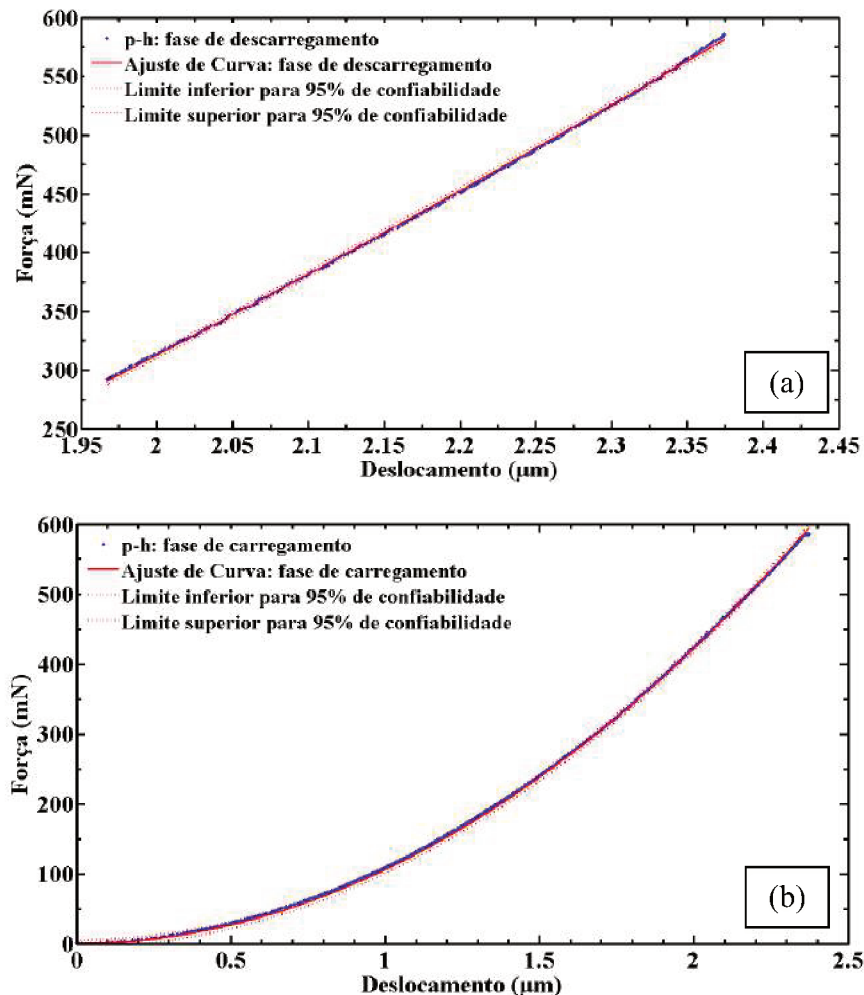


Figura 5-8: Curva encontrada pelo método de ajuste de curva desenvolvido por Giannakopoulos, Larsson e Vestergaard (1994) e Zeng e Chiu (2001). (a) Fase de descarregamento. (b) Fase de carregamento. Curva de dureza instrumentada obtida com penetrador Vickers e força de 585 mN.

O valor de módulo de elasticidade, limite de escoamento e coeficiente de encruamento encontrados da análise das curvas $p-h$ experimentais são apresentados na Tabela 5.2. Esses valores apresentam confiabilidade de 95%.

Tabela 5.2: Dados elasto-plásticos do vidro obtidos por ajuste de curva.

Propriedade	200 mN	375 mN	585 mN	825 mN
E (GPa)	$69,18 \pm 0,436$	$68,76 \pm 0,348$	$68,73 \pm 0,183$	$69,33 \pm 0,310$
σ_{yc} (GPa)	$2,14 \pm 0,021$	$2,15 \pm 0,011$	$2,13 \pm 0,006$	$2,14 \pm 0,009$
n	$0,51 \pm 0,050$	$0,54 \pm 0,010$	$0,51 \pm 0,004$	$0,49 \pm 0,004$

A Tabela 5.2 mostra que o valor do módulo de elasticidade encontrado, pela técnica de ajuste de curva apresentaram diferenças de até 1,81% ao valor da literatura de 70 GPa (OLIVER; PHARR, 1992).

O valor do limite de escoamento, encontrados na literatura, estão entre 1,9 a 3 GPa e do coeficiente de encruamento entre 0,3 a 0,4. A partir de uma análise experimental e simulação de indentação Vickers, os autores Zeng, Giannakopoulos e Rowcliffe encontraram o valor de 2,8 GPa para limite de escoamento do vidro e $n = 0,39$ (ZENG; ROWCLIFFE, 1995). Os autores Chiang, Marshall e Evans, de uma abordagem analítica e experimental, encontraram o valor próximo a 3 GPa para limite de escoamento (CHIANG; MARSHALL; EVANS, 1982a). Por ajuste de curva de ensaios de dureza instrumentada e indentador Berkovich, Zeng e Chiu encontraram o valor de limite de escoamento e coeficiente de encruamento igual a 1,9 GPa e 0,31, respectivamente (ZENG; CHIU, 2001). Portanto, os valores das propriedades plásticas encontradas neste trabalho são próximos aos encontrados na literatura.

5.2 Modelo de indentação Vickers

Para selecionar a melhor malha para o modelo foi utilizada à tensão máxima principal ao final da fase de carregamento e ao final da fase de descarregamento como parâmetro de seleção. O tamanho do elemento foi definido quando a variação deste parâmetro foi menor que 1 %. Para isso utilizou-se, na região próxima a indentação, elementos com tamanho desde 0,53 μm até 0,26 μm . A quantidade de elementos, número de elementos em contato (ao final da fase

de carregamento), tempo de processamento, tensão máxima principal e diferença na tensão (em relação ao menor elemento) são apresentados na Tabela 5.3.

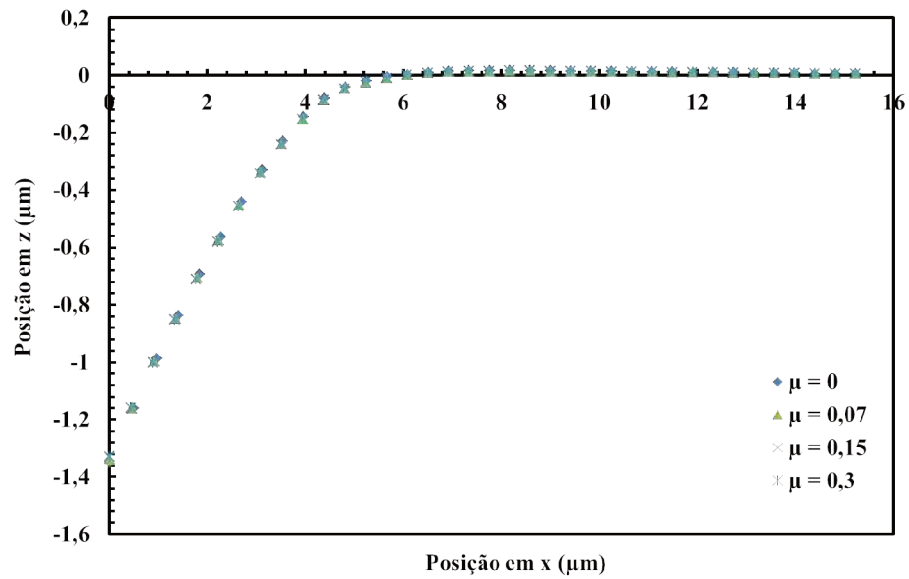
Tabela 5.3: Dados para a seleção da malha do modelo de elementos finitos. Profundidade de indentação 1,39 μm . Indentador Vickers. Propriedades elasto-plásticas foram retiradas da Tabela 5.2.

Menor Elem. (μm)	Nº de Elem.	Elem. Contato	Tempo (min)	MP Desc. (MPa)	Erro(%)	MP Car. (MPa)	Erro(%)
0,53	35640	18	51	266,1	5,64%	281,2	2,17%
0,44	50625	28	110	275,1	2,18%	282,2	1,81%
0,35	77112	36	207	278,2	1,04%	285,1	0,77%
0,26	138897	49	507	281,1	-	287,3	-

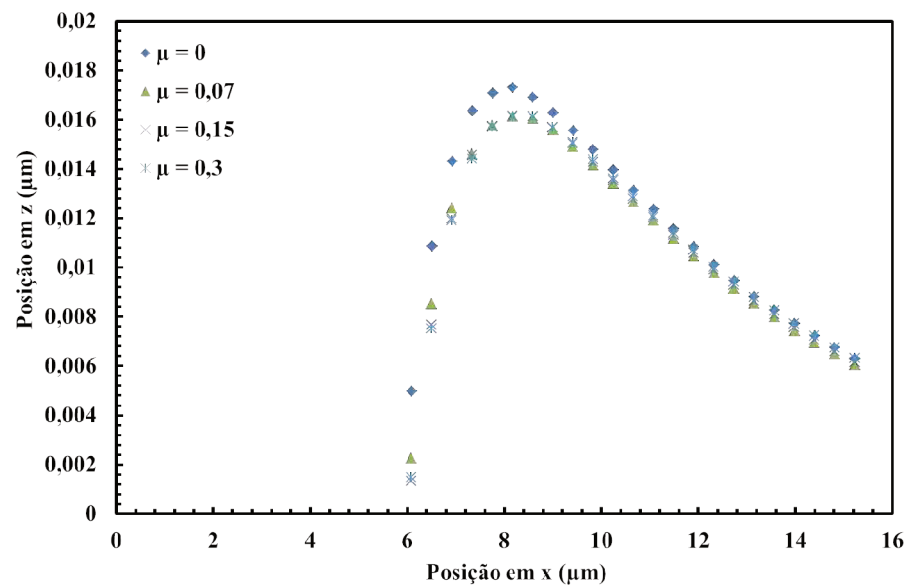
Como esperado o tempo de processamento aumenta ao diminuir o elemento. Para elementos com tamanho médio igual a 0,35 μm a tensão máxima principal apresentou diferença de 1,04% em relação ao menor elemento. Este tamanho de elemento também garantiu que o número de elementos em contato, ao final da fase de carregamento, seja maior que 20 como recomendado por Giannakopoulos, Larsson e Vertergaard (1994) e Pulecio (2010). Portanto, o modelo utilizado possui tamanho médio de elementos igual a 0,35 μm .

Durante esse projeto houve grande preocupação com o efeito do atrito na indentação e consequentemente na superposição de indentações. Desta forma as Figura 5-9 e Figura 5-10 mostram o efeito do coeficiente de atrito na geometria da impressão de dureza, na tensão máxima principal e no comprimento da trinca radial.

A Figura 5-9a mostra o perfil que passa pelo centro da impressão e perpendicular a aresta. Em ambas as figuras pode ser visto que o coeficiente de atrito influenciou pouco na formação do empilhamento para valores de μ entre 0,07 e 0,3. Apenas quando o atrito foi desprezado que o empilhamento apresentou uma altura 6,7 % maior comparado aos outros. A literatura mostra que o coeficiente de atrito altera o empilhamento para altas forças de indentação em ensaios de Brinell (acima de 50 N) (TALJAT; ZACHARIA; KOSEL, 1998). Para a faixa de carga adotada nesse trabalho, é razoável esperar uma pequena influência do aumento do atrito nos processos estudados.



(a)



(b)

Figura 5-9: (a) Efeito do atrito no empilhamento (*pile-up*) em indenta es Vickers, parte positiva da curva mostrada em (b). Profundidade $h_{max} = 2,37 \mu\text{m}$ que equivale a 585 mN.

Pode ser visto na Figura 5-10 o efeito do valor do coeficiente de atrito na tensão máxima principal. Observa-se que a distribui o de tensão máxima principal apresentou altera es mínimas com o aumento do coeficiente de atrito de zero para 0,07, este resultado foi semelhante para os valores de coeficiente de atrito 0,15 e 0,3. Também pode ser visto que o comprimento da trinca radial não  alterado pelo coeficiente de atrito, dentro da faixa estudada.

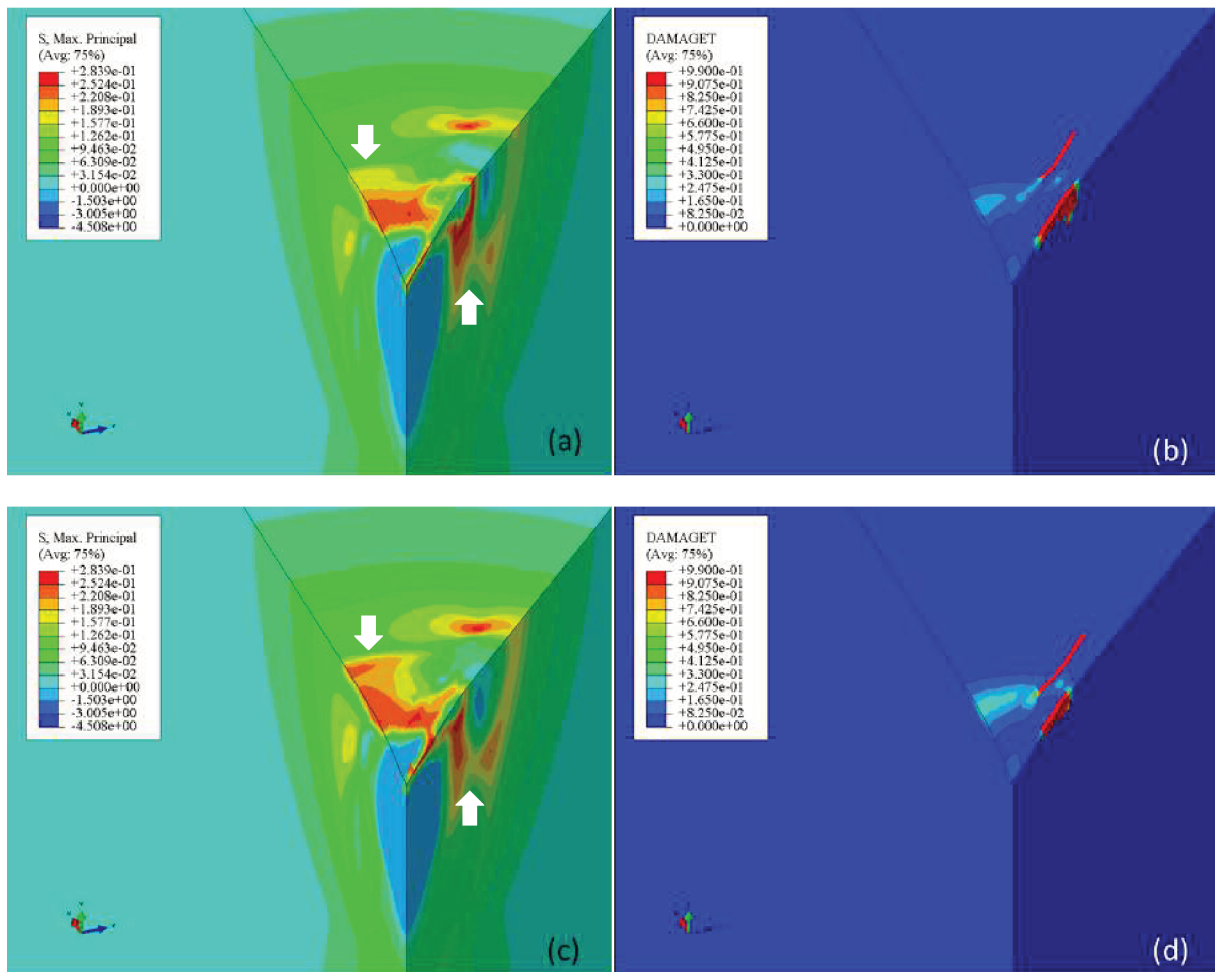


Figura 5-10: Efeito do atrito nas tensões remanescentes e comprimento da trinca. $\mu = 0$ (a) tensão máxima principal e (b) dano; $\mu = 0,07$ (c) tensão máxima principal e (d) dano. Profundidade $h_{max} = 2,37 \mu\text{m}$. Unidades de tensão em GPa. As setas brancas mostram as principais alterações.

Desta forma foi estimado o valor do coeficiente de atrito entre indentedor e amostra de vidro utilizando ensaios de esclerometria com força constante. A Figura 5-11 apresenta o valor do coeficiente de atrito médio ao deslizar por 4 mm com um indentedor diamantado de formato cônico (padrão Rockwell-C), ângulo de abertura de 120° e raio de ponta de $200 \mu\text{m}$, contra a superfície da amostra com diferentes forças.

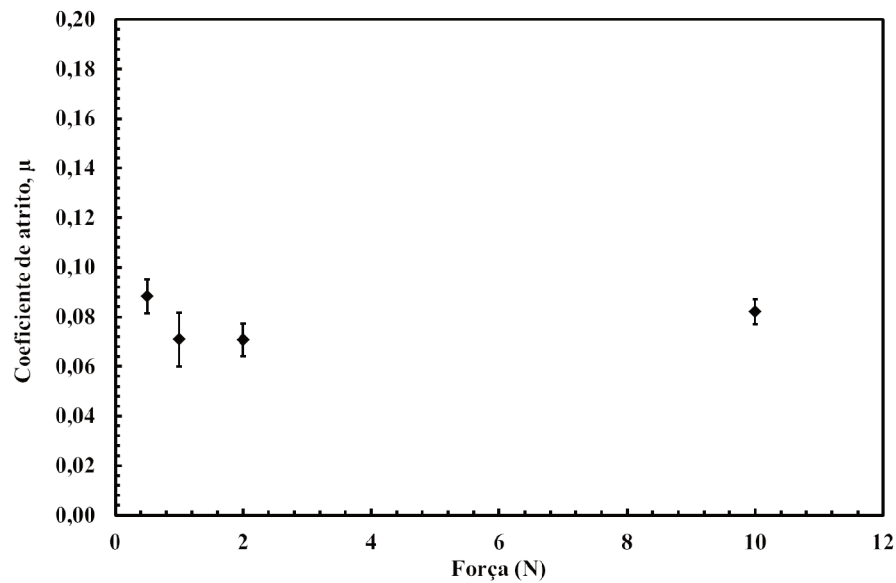


Figura 5-11: Coeficiente de atrito em função da força empregada no deslizamento. Indentador padrão Rockwell-C. Distância deslizada 4 mm.

Pode ser visto que para a menor força houve um valor de coeficiente de atrito próximo a 0,09. Porém, para forças maiores que 1 N esse valor diminuiu se mantendo estável próximo a 0,07. Esse resultado foi considerado no planejamento de experimentos apresentado na Figura 3.12 e o valor de coeficiente de atrito foi fixado em 0,07 para todas as simulações.

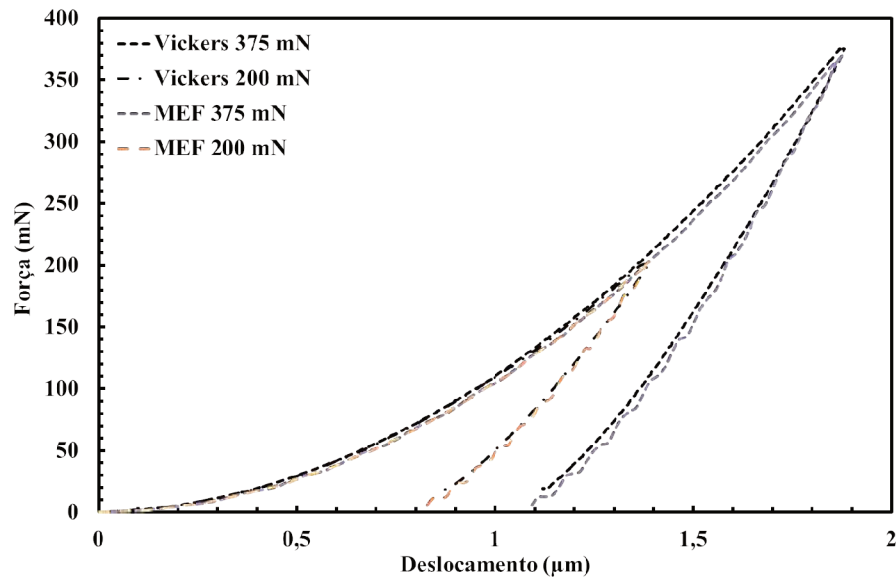
5.3 Simulação de indentação

Nesta seção será apresentada a validação do modelo de indentação simples comparando os resultados experimentais e os resultados encontrados pelo método de elementos finitos.

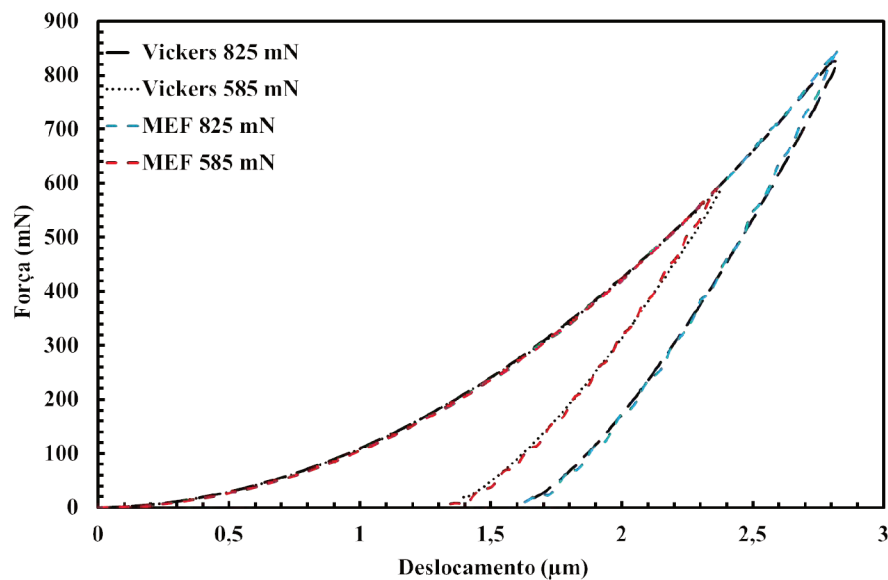
O ciclo de indentação Vickers foi simulado para sete cargas diferentes e comparado com resultados experimentais. A validação foi feita comparando as curvas $p-h$, a geometria da impressão e o comprimento da trinca radial.

5.3.1 Simulação de indentação instrumentada Vickers no vidro

A Figura 5-12 mostra as curvas de força-deslocamento ($p-h$) encontradas nas análises MEF. No mesmo gráfico estão as curvas experimentais para comparação.



(a)



(b)

Figura 5-12: Curvas $p-h$ para diferentes forças (a) para 200 mN e 375 mN e (b) para 585 mN e 825 mN. Comparação MEF e experimental. Indentador Vickers.

Pode ser visto que as simulações concordam bem com as curvas experimentais durante a fase de carregamento e descarregamento. A principal diferença observada nas curvas foi em função do relaxamento no final da fase de carregamento durante o período de manutenção da carga. Em todas as curvas experimentais, ocorreu o relaxamento durante o período de manutenção da carga máxima, na qual a profundidade de indentação aumentou sem aumentar a força. Este fenômeno não foi observado nas simulações.

Os valores das constantes C , B e m , encontrados nos resultados $p-h$ MEF são apresentados na Tabela 5.4.

Tabela 5.4: Constantes da fase de descarregamento e carregamento para resultados de MEF com erros em relação ao experimental Tabela 5.1. Indentador Vickers.

Força (mN)	m	Erro (%)	B (mN/ μm^m)	Erro (%)	C (mN/ μm^2)	Erro (%)
200	1,45	1,40 %	409,10	3,53 %	105,79	1,62 %
375	1,46	3,41 %	488,03	5,70 %	105,79	2,43 %
575	1,46	1,89 %	561,80	4,88 %	105,79	0,07 %
825	1,47	2,14 %	619,30	3,26 %	105,79	0,47 %

Os valores de erros apresentados na Tabela 5.4 confirmam as semelhanças entre o modelo e os experimentos com erro menor que 5,7%.

O comprimento da diagonal da marca de indentação encontrada nos experimentos foi comparado com o obtido na simulação e são apresentados na Figura 5-13.

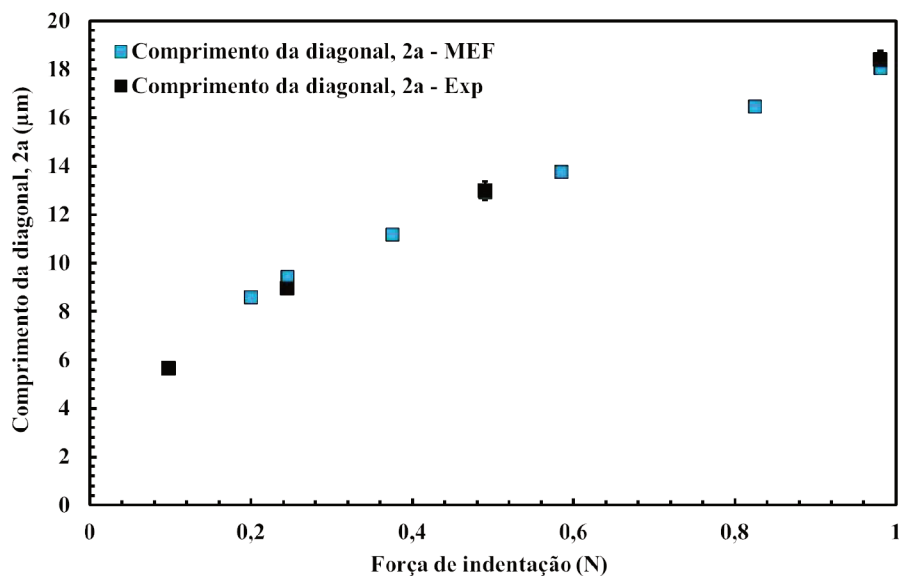


Figura 5-13: Simulação e resultados experimentais de comprimento de diagonal de indentação Vickers para diferentes forças de indentação.

A Figura 5-13 mostra que os valores do comprimento da diagonal obtidos em MEF foram semelhantes aos encontrados nos testes de microdureza Vickers. O erro entre o

experimental e simulação foi inferior a 5,3 %. Este resultado confirmou que a superfície de escoamento e a equação constitutiva utilizada no modelo estão de acordo com o comportamento real do material. Apesar do modelo adotado não levar em conta a densificação do vidro observada em testes de indentação experimental, o uso dos parâmetros listados na Tabela 4.2 possibilitaram simular o comportamento mecânico do vidro em indentações. Como verificado por Hagan (1980) e Arora et al (1979), o vidro sodo-cálcico deforma-se pelo fluxo de cisalhamento de forma semelhante aos metais dúcteis. Consequentemente, no regime de compressão-confinamento, o critério de escoamento de von Mises funcionou bem.

A Figura 5-14 mostra o perfil que passa pelo centro da impressão obtida por MEF. Nesta figura também pode ser visto o fenômeno de empilhamento ao final da fase de descarregamento.

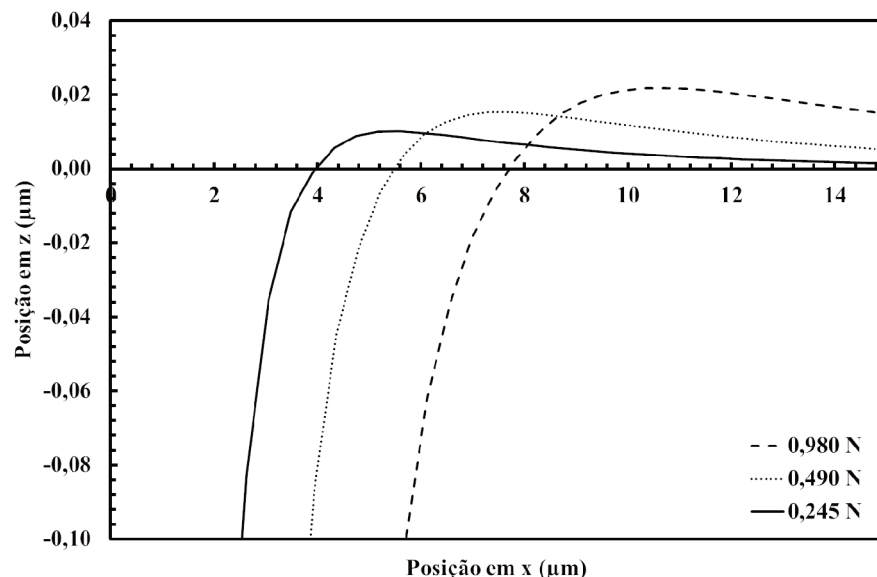


Figura 5-14: Perfil que passa pelo centro da marca e perpendicular à lateral da indentação Vickers obtida por MEF. O perfil foi gerado após a fase de descarregamento.

Pode ser visto que ao aumentar a força de indentação a altura do empilhamento aumenta. Ao comparar esses resultados com as imagens de AFM, Figura 5-3b e d, nota-se que nas simulações o empilhamento foi 40% menor que o experimental. Também existe um limite para a formação do empilhamento, a partir de certo valor, ocorre a formação de trincas ao longo da aresta da impressão. Inclusive essas trincas podem levar ao lascamento caso tenha algum defeito interna ou externa, Figura 5-15.

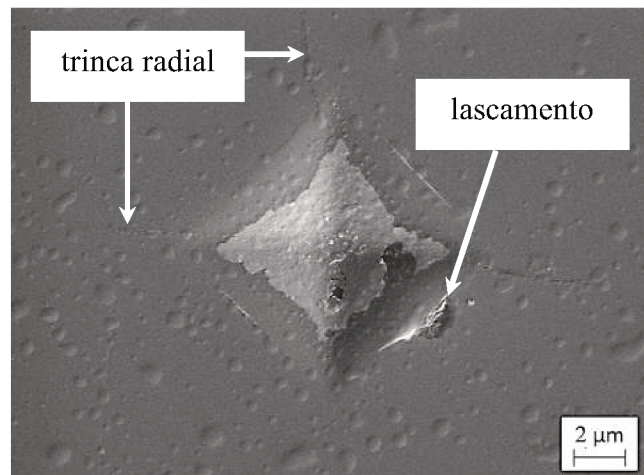


Figura 5-15: Impressão de dureza com força de indentação 490 mN e indentador Vickers.

5.3.2 Avaliação do campo de tensão máxima principal remanescente

Em materiais com características frágeis as tensões trativas são as principais responsáveis pelo início e propagação de falhas, portanto foram utilizadas como critério para ocorrer o dano. Quando ocorre uma tensão máxima principal de tração superior ao limite de ruptura do material, σ_t , surge uma trinca perpendicular a direção dos vetores de tensão.

A Figura 5-16 apresenta a tensão principal máxima em diferentes estágios do ciclo de indentação.

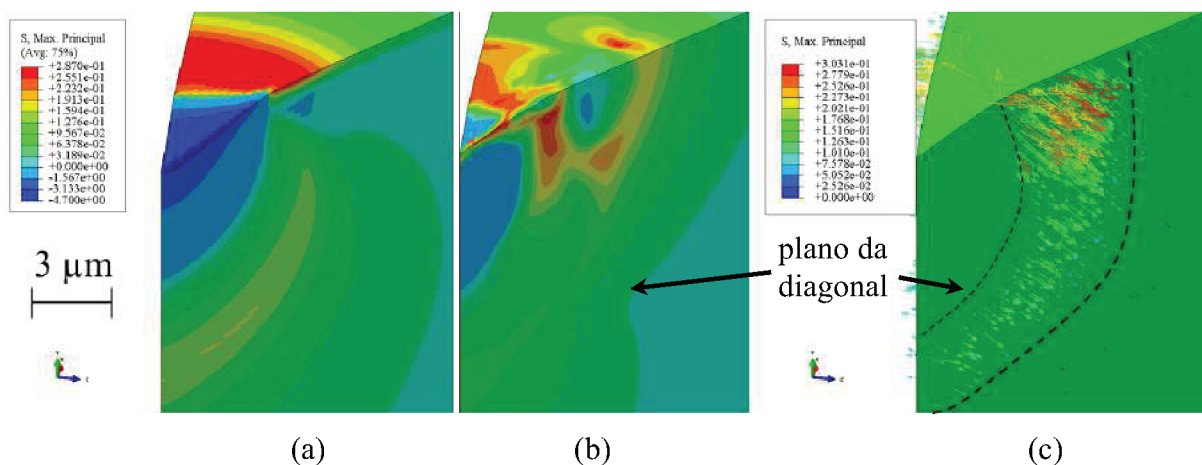


Figura 5-16: Contornos para a tensão principal máxima para força de indentação de 585 mN. (a) carregamento total, (b) descarregamento total e (c) vetor da tensão principal máxima para $p/p_{max} = 0,2$ durante o descarregamento, momento anterior ao início da trinca. Unidades em GPa.

A Figura 5-16a mostra a tensão principal máxima no final da fase de carregamento. Como pode ser visto, a zona plástica semicircular apresenta tensões perto de -4,7 GPa abaixo do indentador. Existe também uma região abaixo da zona plástica com tensão de tração entre 200 MPa e 170 MPa. Como previsto, a maior tensão de tração está na região da borda de indentação. A tensão principal máxima no final da fase de descarregamento é mostrada na Figura 5-16b. Depois de remover o indentador, uma zona plástica semicircular com uma tensão próxima a -1,6 GPa permanece no material. A Figura 5-16b também apresenta as tensões ao redor da trinca. Neste caso, o valor da tensão na região onde a trinca se formou foi zero, devido ao alívio proporcionado pela trinca. A Figura 5-16c mostra o momento anterior ao início da trinca na fase de descarregamento. A Figura 5-16c também mostra que os vetores de tensão principal máxima, que provocaram o início da trinca radial, são perpendiculares ao plano da diagonal.

Segundo Chiang Marshall e Evans (1982b), em indentações no vidro sodo-cálcico, a trinca radial é a primeira a se iniciar na fase de descarregamento. Esse tipo de trinca está relacionado à tensão de tração combinado com a presença de defeitos superficiais. Neste caso, a melhor qualidade da superfície e/ou a presença de tensão residual compressiva implicam em uma maior força de indentação para nuclear a trinca radial. As trincas medianas e laterais surgem de defeitos formadas pela interseção de duas ou mais linhas de fluxo de cisalhamento, essas linhas de fluxo são criadas pela compressão do material durante a fase de carregamento. Esses defeitos devem ter um tamanho mínimo para nuclear e propagar uma trinca (CHIANG; MARSHALL; EVANS, 1982b; HAGAN, 1979, 1980). Hagan (1980) encontrou um defeito de 0,6 μm de comprimento dentro da zona deformada, o que exige uma tensão de tração de 455 MPa para propagar uma trinca mediana ou lateral. No presente trabalho, foi encontrado uma tensão de tração máxima de 170 MPa abaixo do indentador. Considerando esse nível de tensão de tração, um defeito de 4 μm seria necessária para nuclear e propagar trincas medianas e/ou laterais.

Como esperado, as trincas se propagam perpendicularmente às direções máximas do vetor de tensão principal máxima. A Figura 5-16c mostra vetores de tensão alinhados perpendicularmente ao plano da diagonal. Nesta configuração de tensão, trincas medianas poderiam nuclear em toda a área fechada (ver Figura 5-16c) se houvesse um defeito maior que 4 μm de comprimento. De acordo com a análise de tensão apresentada por Chiang Marshall e Evans (1982), a área mais crítica para iniciar trincas está na região superficial perto da marca de indentação devido ao maior tensão de tração e à presença de defeitos superficiais.

5.3.3 Avaliação da variável dano, d_t

Os resultados da variável de dano de tração d_t , obtidos pela simulação para diferentes forças de indentação, são apresentados na Figura 5-17. As regiões onde d_t foi superior a zero foram indicadas em vermelho e representam as trincas (ABAQUS, 2010). No presente trabalho, o dano foi definido como a diminuição da rigidez do material devido a valores de tensão de tração superiores a σ_{yt} . No intervalo de força estudado no trabalho (200 mN a 980 mN) as tensões induzidas nuclearam apenas trincas radiais, não apresentando outros tipos de trinca.

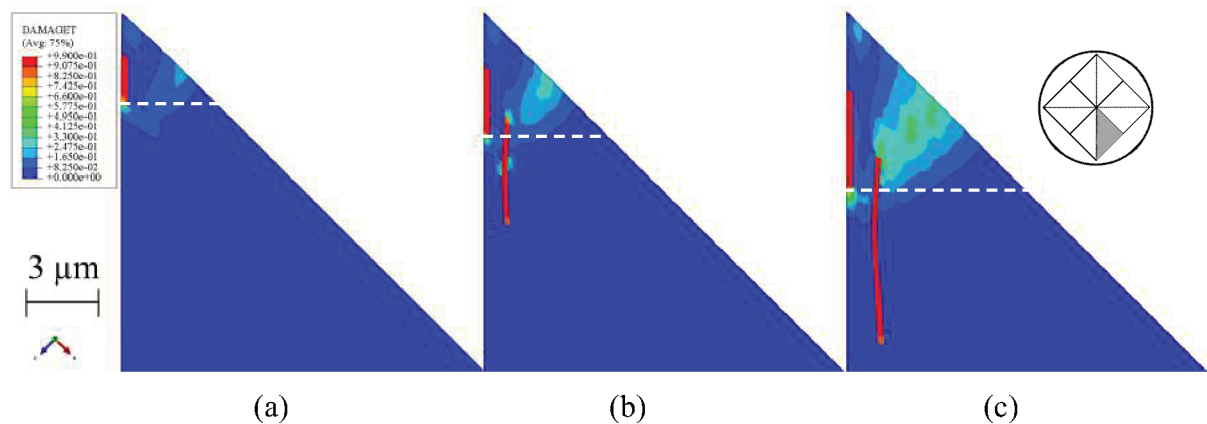


Figura 5-17: Variável de dano d_t para diferentes forças de indentação (a) 245 mN, (b) 490 mN e (c) 980 mN. A linha tracejada indica a impressão de dureza.

A simulação desenvolvida mostrou trincas radiais para forças de indentação superior a 0,490 N. Em todas as forças, foi observado trinca dentro da impressão de dureza indicado pela linha tracejada na Figura 5-17a. Para forças superiores a 490 mN, essas trincas também se propagaram para fora da marca de indentação. Como já demonstrado na literatura, as trincas radiais cresceram durante a fase de descarregamento e foram iniciadas por uma carga normalizada p/p_{max} de 0,2. Este resultado foi semelhante em todas as condições simuladas. Para uma força máxima de 585 mN, a trinca radial foi de 4,25 μm de profundidade, conforme apresentado na Figura 5-18.

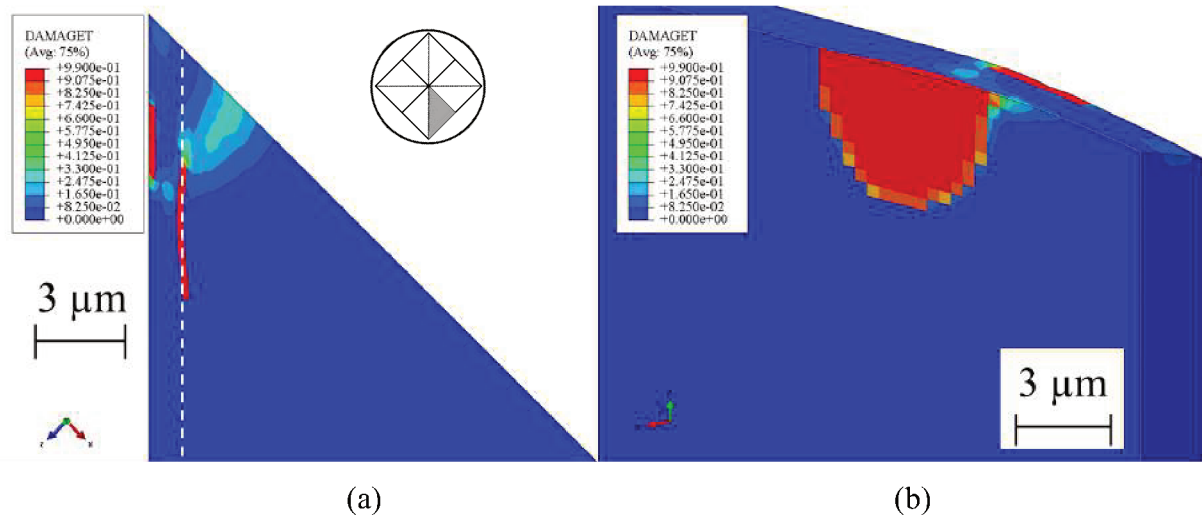


Figura 5-18: (a) vista superior e (b) seção através do plano da trinca radial. Profundidade de indentação $2,37 \mu\text{m}$ o que equivale a 585 mN de força de indentação.

Não foram observadas trincas medianas ou laterais. Isso pode ser explicado pelo fato de que as trincas medianas e laterais nucleiam dentro da zona plástica de defeitos criadas pela interseção de linhas de fluxo de cisalhamento (HAGAN, 1980). No modelo atual, o critério de dano foi baseado no valor de tensão de tração, não representa o fluxo de cisalhamento e os defeitos que poderiam ser criados por esse fenômeno. Então foi considerado que esta simulação é aplicável para representar trincas radiais que ocorrem em indentações de baixa carga, até 1000 mN. No presente estudo de superposição de indentações utilizou-se baixas cargas, máximo 1000 mN, assumindo que prevalece a formação de trincas radiais.

O comprimento da trinca radial encontrado na simulação MEF comparados com os resultados experimentais, são apresentados na Figura 5-19.

Os valores do comprimento da trinca radial foram semelhantes aos encontrados experimentalmente. O maior erro é da ordem de 10%. Esse resultado pode estar relacionado à complexidade da formação das trincas durante o processo de indentação. No modelo adotado, o dano foi restrito aos valores de tensão de tração, enquanto na realidade as trincas foram formadas por um modo misto de tração e cisalhamento. Este erro também pode estar relacionado à Eq. (3.5), que adota uma relação linear para descrever o deslocamento da abertura da trinca (CTOD) em relação à tensão de tração.

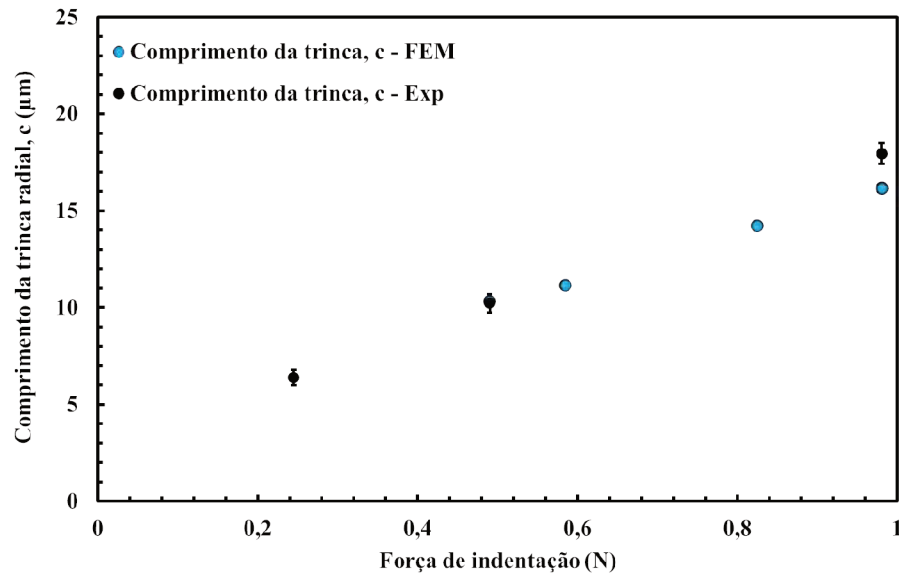


Figura 5-19: Simulação e resultados experimentais de comprimentos da trinca em função da força de indentação. Indentador Vickers.

A Figura 5-19 também mostra que, ao contrário do observado nos ensaios experimentais, para cargas entre 245 mN e 490 mN, não ocorram trincas radiais nas simulações. Isso provavelmente está relacionado à presença de defeitos (superficiais e volumétricas) que podem reduzir a carga crítica necessária para abrir trincas radiais no material. Tais defeitos não são representadas na simulação.

5.3.4 Efeito da forma do indentador piramidal de base quadrada

Também foi avaliado o efeito do ângulo entre faces do indentador (α) na indentação. O complemento do ângulo entre faces é conhecido, em abrasão, como o ângulo de ataque da partícula abrasiva (MULHEARN; SAMUELS, 1962; WILLIAMS; HYNICICA, 1992; ZUM GAHR, 1987). A Figura 5-20 mostra as curvas $p-h$ para $h_{max} = 1,39 \mu\text{m}$ e diferentes valores de α .

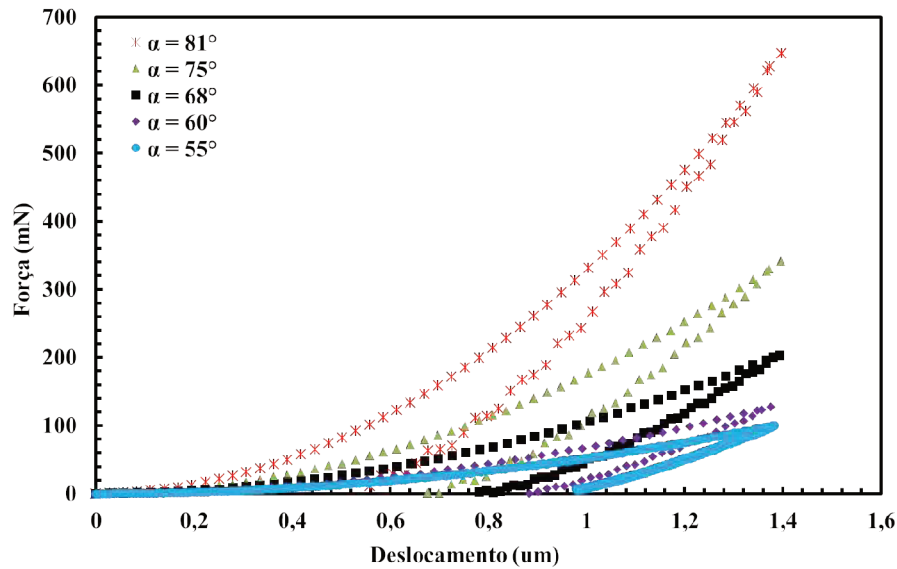


Figura 5-20: Curva força por deslocamento para diferentes ângulos de abertura do indetador. Profundidade de indentação 1,39 μm .

Ao aumentar o ângulo de abertura α aumenta-se a força máxima para a mesma profundidade de indentação, este resultado foi semelhante para as outras profundidades e está condizente com a literatura (BRISCOET; SEBASTIAN; ADAMS, 1994; JANG; PHARR, 2008). Este resultado é devido a maior área de contato entre indetador e amostra. A área de contato, A_p , em função da profundidade de indentação para indetadores piramidais de base quadrada (idealmente perfeitos) é dada pela Eq. (5.1).

$$A_p = 4h_c^2 \text{tg}^2(\alpha) \quad (5.1)$$

Como pode ser visto na Eq. (5.1), a força de indentação máxima é função do quadrado da tangente do ângulo de abertura do indetador e do quadrado da profundidade de indentação.

Fazendo uma analogia a partículas abrasivas, este resultado mostra que ao aplicar a mesma força, partículas abrasivas mais angulosas ou afiadas penetram mais profundamente que partículas abrasivas arredondadas. Este fenômeno é especialmente preocupante em se tratando de superfícies revestidas com filmes finos e duros (PVD, CVD, DLC etc.) pois mesmo em baixas cargas as partículas angulosas podem penetrar até a região próxima à interface revestimento/substrato. Se essa região possuir alto volume de defeitos é provável ocorrência de mecanismos de desgaste do tipo frágil, tais como microtrincamento ou destacamento do

revestimento (TELES; DE MELLO; DA SILVA, 2017). Os resultados da Figura 5-20 também estão de acordo com o trabalho sobre dinâmica da partícula abrasiva de Fang et al (1993) e Williams e Hyncica (1992). Fang et al (1993) mostraram que partículas com forma mais arredonda tendem a deslizar enquanto que partículas angulosas rolam entre as duas superfícies. Além disso, a maior profundidade de penetração da partícula angulosa também favorece a rotação da partícula na interface de desgaste, causando o micromecanismo de desgaste conhecido como indentações múltiplas (DA SILVA, 2008; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999)

Fang et al (1993) também mostraram que a partícula mais angulosa pode fraturar durante o processo de rolamento, caso seja de um material de baixa resistência mecânica, promovendo o arredondamento da partícula. Seus resultados mostraram que fragmentos da partícula ficam engastados na superfície do material desgastado. Em testes de abrasão a três corpos semelhante à lapidação, Bozzi e De Mello (1999) mostraram que partículas de sílica (SiO_2) diminuem seu tamanho em até 38,20% enquanto que abrasivos de carbeto de silício (SiC), nas mesmas condições, diminuíram 4,52%. Portanto, partículas angulosas, por penetrar mais profundamente, criam um maior apoio no qual facilita o cisalhamento da mesma. Caso sua resistência não seja alta o suficiente (ex. partículas de alumina) elas irão fraturar. Shetty, Kosel e Fiore (1982), ao estudarem a esclerometria de ligas de cobalto ricas em carbonetos de cromo com indentador contendo uma partícula de alumina, constataram que a alumina mostrou uma tendência a ser arredondada ou cisalhada, não penetrando (profundamente) os carbonetos. A penetração mais superficial da alumina leva a menores concentrações de tensões e, conseqüentemente, menos trincamento (SHETTY; KOSEL; FIORE, 1982).

O perfil da impressão de dureza remanescente para diferentes ângulos de abertura do indentador é mostrado na Figura 5-21. A profundidade de indentação foi igual a $1,39 \mu\text{m}$.

A Figura 5-21 mostra que as partículas angulosas, para uma mesma penetração máxima, deixam uma impressão de dureza remanescente mais profunda, porém menor em comprimento comparado as partículas com ângulo maior. A maior profundidade remanescente para indentador anguloso pode estar relacionado com a maior deformação plástica equivalente proporcionada por esses indentadores. Como será visto posteriormente a deformação plástica equivalente aumenta ao diminuir o ângulo de abertura do indentador, indo de 10 % para $\alpha = 81^\circ$ até, aproximadamente, 120 % para 55° .

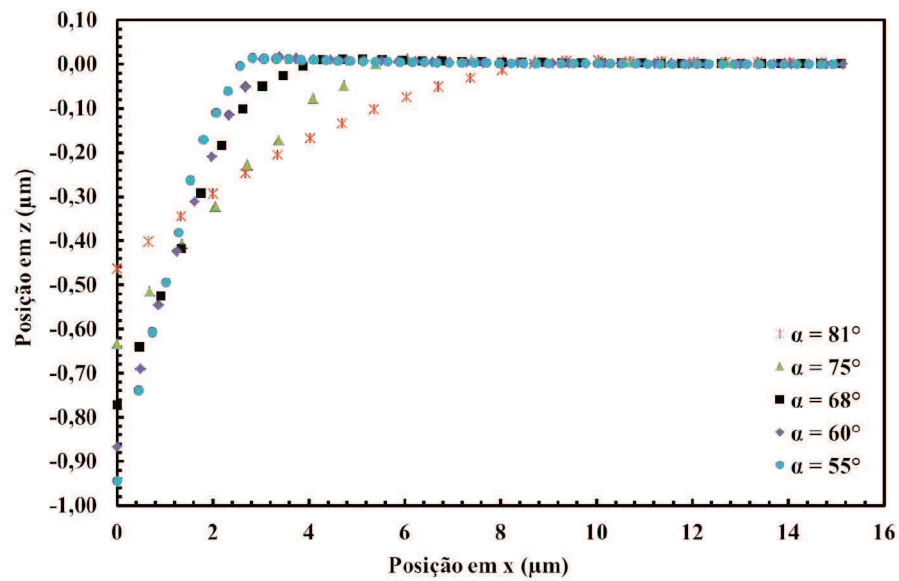


Figura 5-21: Diagonal de indentação remanescente em função do ângulo de abertura da partícula. Profundidade de indentação 1,39 μm .

A Figura 5-22 mostra a força máxima em função da tangente de alfa e diferentes profundidades.

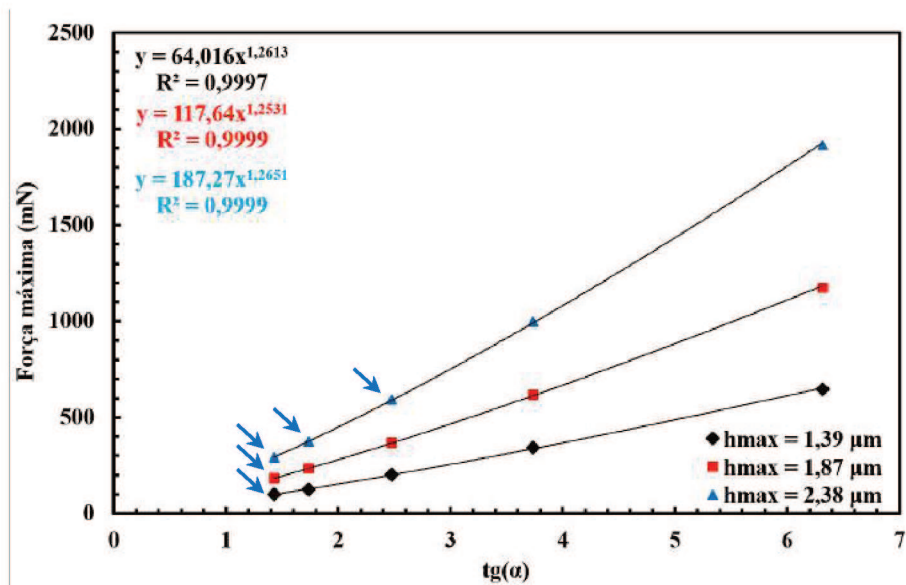
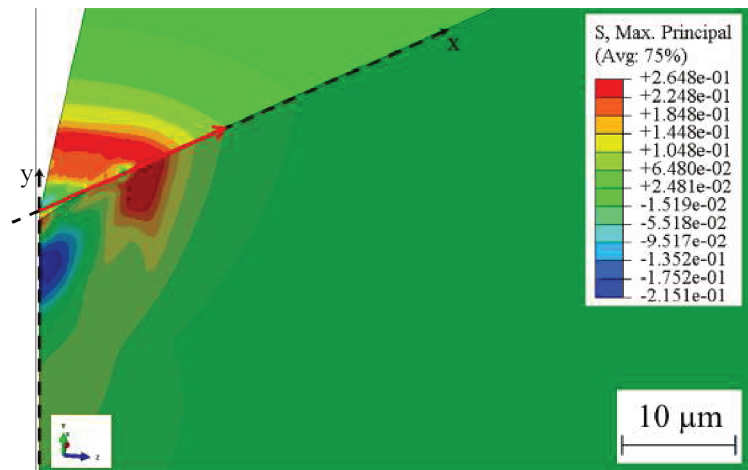


Figura 5-22: Força máxima de indentação vs tangente de alfa. Setas indicam os casos onde surgiu trinca radial.

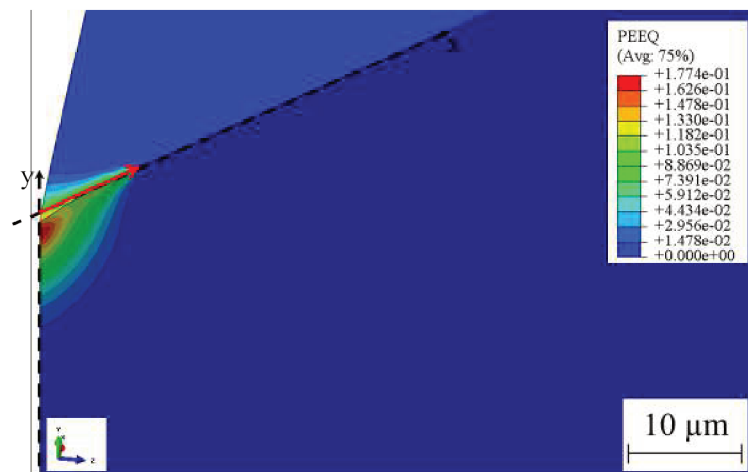
Como mostrado anteriormente na Figura 5-20, a força máxima de indentação aumenta com o ângulo entre faces do indentador e com a profundidade de indentação. A Figura 5-22 também mostra as situações onde ocorreu trinca radial superficial. Observa-se que para os ângulos de abertura grande (75° e 81°) não ocorreu nucleação de trinca em nenhuma das profundidades avaliadas. Para o menor valor de α (55°) trinca radial nucleou para as três profundidades. Desta forma, a angulosidade da partícula pode influenciar diretamente no mecanismo de desgaste e, conseqüentemente, nas taxas de desgaste em abrasão de materiais tipicamente frágeis. Zum Gahr (1998) discutiu os principais parâmetros que influenciam nas taxas de desgaste de materiais frágeis, que são: tamanho da partícula abrasiva, força por partícula, tenacidade à fratura do material, material do abrasivo e angulosidade da partícula. A alteração desses parâmetros pode induzir a resposta frágil do material que apresenta taxas de desgaste maiores comparados a mecanismos dúcteis de desgaste nas mesmas situações (DA SILVA, 2008; DA SILVA; DE MELLO, 2010; ZUM GAHR, 1998).

A Figura 5-23 mostra como foi definido o sistema de coordenadas para medir o raio de atuação da partícula em relação à tensão máxima principal, neste trabalho chamado de R_{MP} , e o raio da deformação plástica equivalente, chamado de R_{ZP} , após o ciclo de penetração do indentador.

O raio de atuação de uma indentação se mostrou importante ao estudar a superposição de indentações e conseqüentemente a interação de uma indentação sobre a outra. Desta forma, é possível identificar a distância mínima que as partículas abrasivas podem estar umas das outras para que seus efeitos se interajam.



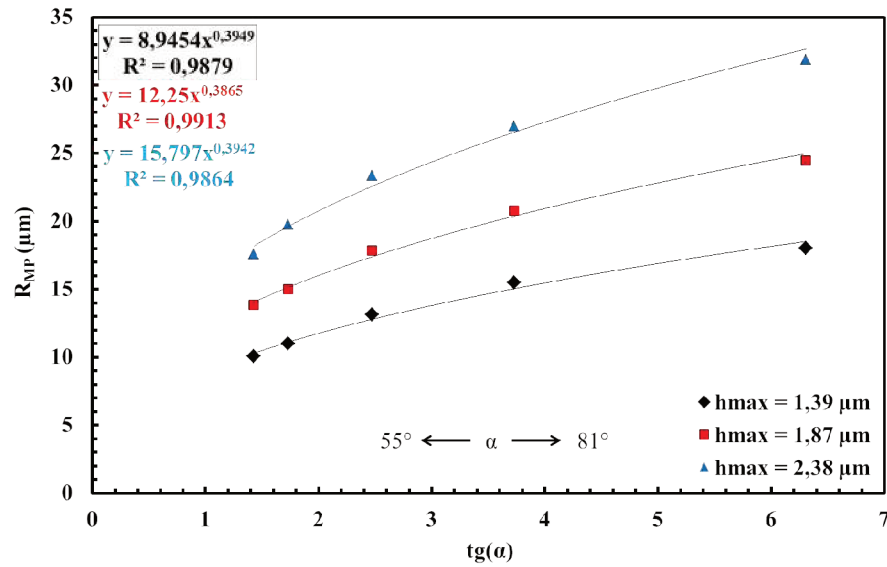
(a)



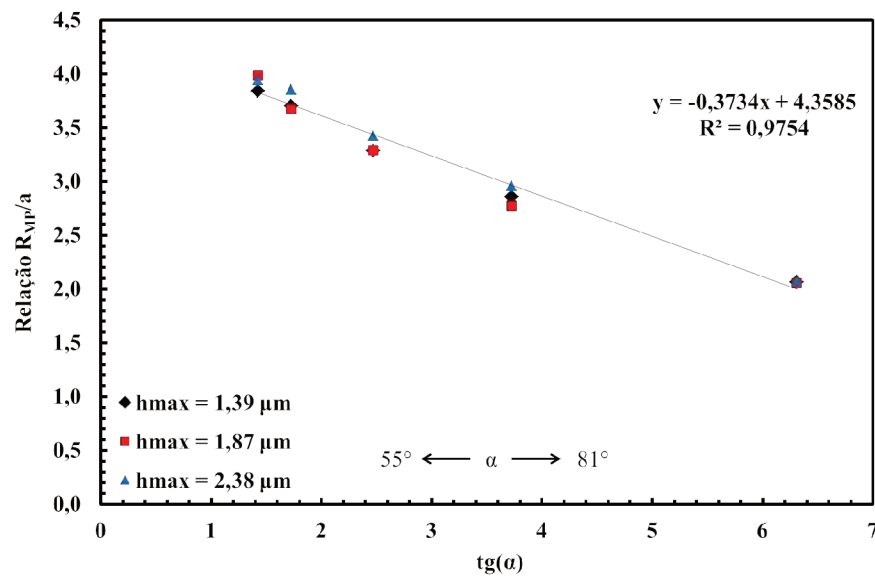
(b)

Figura 5-23: Definição do sistema de coordenadas para medir o raio de atuação da partícula: (a) R_{MP} (μm) e (b) R_{ZP} (μm). Indentador piramidal com $\alpha = 75^\circ$ e $h_{max} = 1,89 \mu\text{m}$. O valor da tensão é em GPa e o de deformação plástica equivalente é em valor absoluto.

Os gráficos da Figura 5-24 mostram o valor do raio de atuação (R_{MP}) em função da tangente do ângulo de abertura do indentador e da força. A Figura 5-24b mostra a relação R_{MP}/a (razão entre o raio de atuação e tamanho da impressão de dureza) em função da tangente de α .



(a)



(b)

Figura 5-24: (a) R_{MP} em função da tangente do ângulo de abertura do indentador e (b) R_{MP}/a vs $\text{tg}(\alpha)$.

Pode ser visto na Figura 5-24a que o comportamento do raio R_{MP} é função da profundidade de indentação e do ângulo de abertura do indentador. No qual o valor de R_{MP} aumenta com a profundidade de indentação e com a tangente de α , conseqüentemente com o ângulo de abertura do indentador. A Figura 5-24b mostra que a relação R_{MP}/a se relaciona linearmente com tangente de α e não se altera com a profundidade de indentação. Pode ser visto que o R_{MP} para α igual a 81° é, aproximadamente, duas vezes maior que o tamanho da

impressão, enquanto que para uma partícula com ângulo de 55° o raio de atuação é quatro vezes maior. Assim, as partículas angulosas podem estar mais afastadas uma das outras e mesmo assim seus campos de tensão vão interagir. Este resultado corrobora ao já apresentado e mostrado experimentalmente na literatura sobre o aumento da severidade com a angulosidade da partícula abrasiva (MULHEARN; SAMUELS, 1962; VERSPUI; DE WITH, 1999; ZUM GAHR, 1987, 1998). Nesse caso, partículas abrasivas mais angulosas penetram mais profundamente com a mesma carga por partícula pois induzem mais facilmente a nucleação de trincas e a área de atuação individual é maior em comparação a partículas arredondadas.

O raio da deformação plástica equivalente (R_{ZP}) em função da tangente de α é mostrado na Figura 5-25.

A análise da deformação plástica equivalente se mostrou necessária, pois, como será visto posteriormente, pode influenciar a constante de carregamento C , na qual uma maior força será necessária para alcançar a mesma profundidade de indentação.

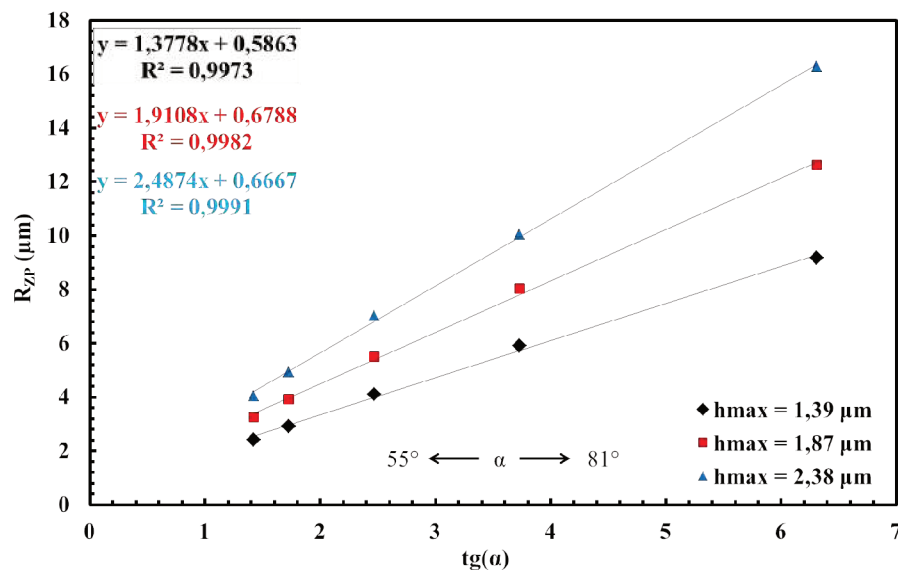


Figura 5-25: Raio da deformação plástica equivalente em função da tangente de α .

Pode ser visto na Figura 5-25 que o valor de R_{ZP} aumenta linearmente com a tangente do ângulo de abertura do indentador. Porém, como pode ser visto na Figura 5-26, quanto menor o ângulo de abertura do indentador maior é a deformação plástica equivalente. Desta forma as impressões causadas pelas partículas angulosas apresentaram uma recuperação elástica menor quando comparadas com partículas arredondadas.

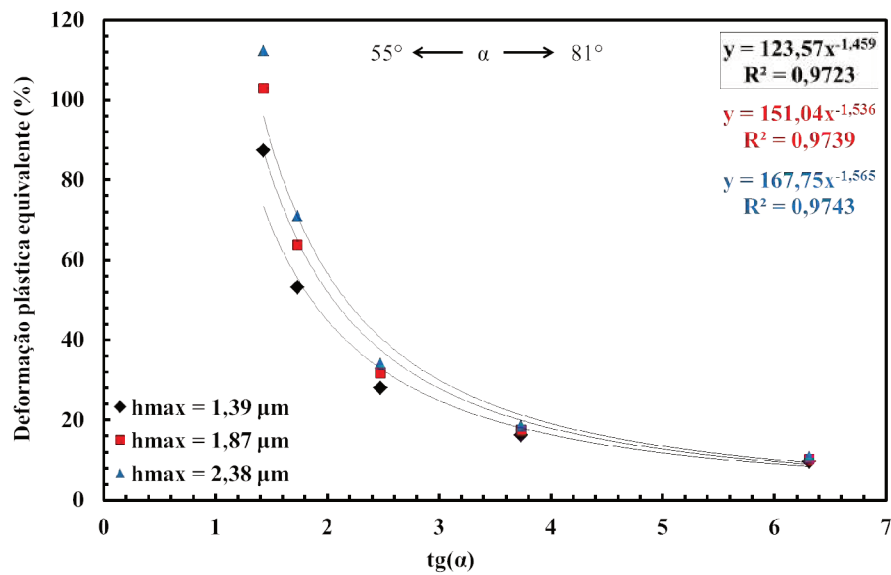


Figura 5-26: Deformação plástica equivalente em função da tangente de alfa.

Portanto, mesmo que uma partícula arredondada apresente um valor de R_{ZP} maior, a deformação causada por ela é significativamente menor que uma partícula angular que, conseqüentemente, será mais severa.

Portanto, dos resultados até aqui apresentados foi possível observar que a forma da partícula abrasiva é importante no que tange ao dano causado a superfície da amostra e, conseqüentemente, à severidade em abrasão. A forma também governa o quanto a partícula irá penetrar, o raio de atuação individual e a deformação plástica causada por ela na superfície da amostra. Pode ser visto que partículas mais arredondadas penetram menos com a mesma força por partícula, além de apresentarem uma relação R_{MP}/a menor comparado a partículas angulosas.

5.4 Considerações sobre os parâmetros que influenciam a representatividade da simulação experimental e computacional da abrasão

Esse tópico visa elucidar a representatividade da simulação da abrasão de acordo com os parâmetros adotados tanto nos experimentos quanto na simulação computacional. Trabalhos anteriores apresentam o efeito das características da partícula abrasiva (forma, dureza e tamanho) com o mecanismo de desgaste abrasivo predominante (BLACK; KOPALINSKY;

OXLEY, 1988; LARSEN-BADSE, 1968; TREZONA; ALLSOPP; HUTCHINGS, 1999; VERSPUI et al., 1996). No presente trabalho é dada uma especial atenção a esse assunto com o objetivo de conectar os fenômenos observados na simulação computacional com os parâmetros experimentais, tais como: forma do indentador e carga por partícula, superposição de eventos, entre outros.

5.4.1 Forma do indentador

Para verificar o efeito da forma do indentador na resposta mecânica do vidro foram realizados experimentos utilizando indentadores de diamante com geometria específica. A Figura 5-27 mostra imagens de MEV dos indentadores empregados.

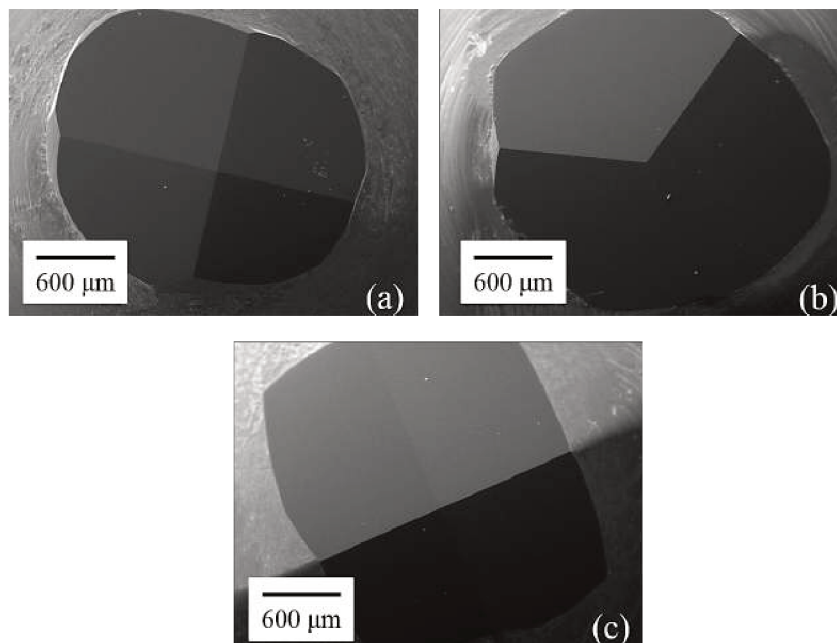


Figura 5-27: Indentadores de diamante com diferentes ângulos entre faces α . (a) Padrão Vickers $\alpha = 68^\circ$; (b) triangular $\alpha = 68^\circ$; (c) quadrada $\alpha = 55^\circ$.

Foi observado que todos os indentadores apresentam a ponta arredondada devido ao uso. Inclusive o indentador com $\alpha = 55^\circ$, Figura 5-27c apresenta uma fratura de pequena dimensão na ponta ($< 4\mu\text{m}$). Segundo Franco et al (2004), pequenos defeitos na ponta do indentador afetam, significativamente, área projetada para profundidades de indentação menores que $1\mu\text{m}$. Não foi observado o efeito dessas irregularidades na resposta das indentações estudadas, provavelmente porque as profundidades das indentações realizadas foram superiores a $2\mu\text{m}$.

Nesse caso, considerou-se que os possíveis defeitos presentes na ponta dos indentadores são relativamente pequenos e não interferiram nos resultados.

A Figura 5-28 apresenta imagens de partículas abrasivas comumente utilizadas em ensaios de abrasão ou microabrasão. Essas imagens mostram um comparativo de forma e de tamanho entre as partículas abrasivas de diferentes naturezas.

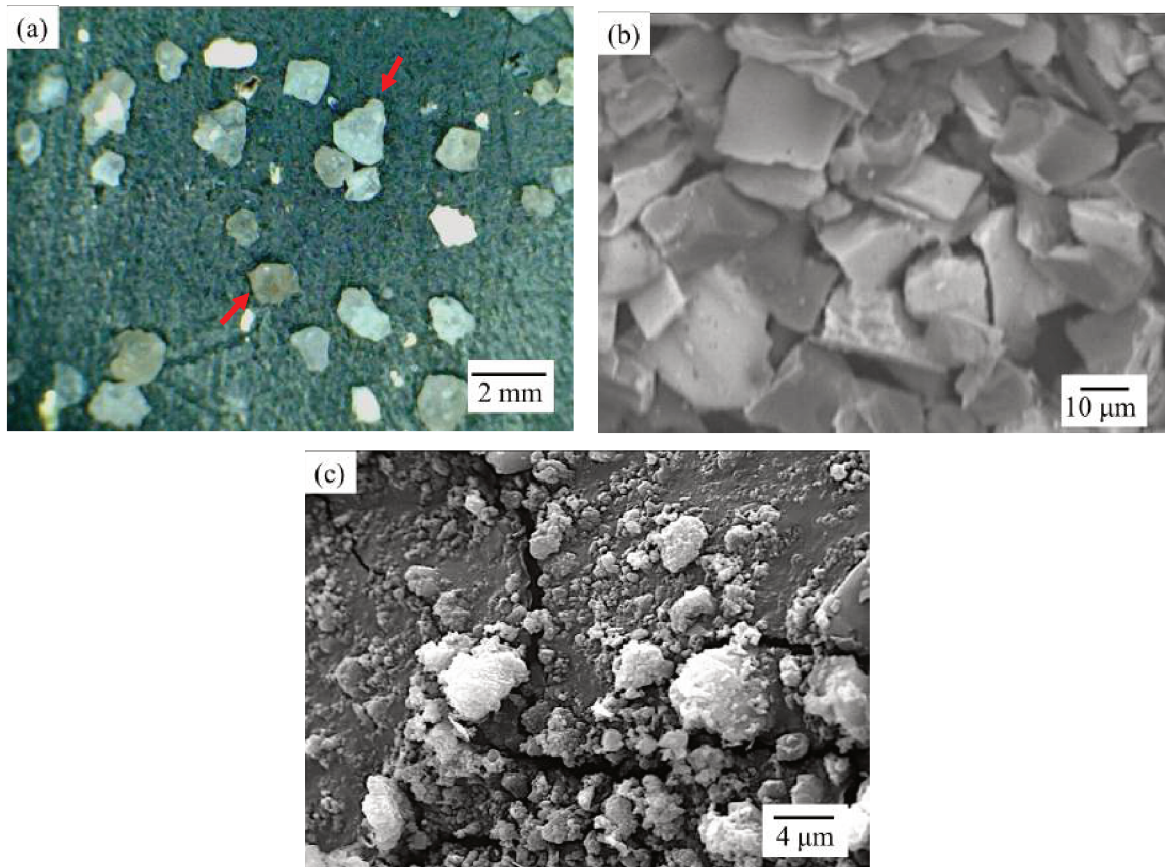


Figura 5-28: Abrasivos para ensaios abrasivos. (a) sílica com diâmetro médio de 0,6 mm (DAMIÃO, 2018); (b) carbeto de silício com tamanho médio de 6,35 μm (TELES, 2014); (c) sílica com diâmetro médio de 2,60 μm (TELES, 2014).

A Figura 5-28a mostra a imagem de partículas da areia normal brasileira (NBR 7214) comumente utilizadas em ensaios abrasométricos tipo três-corpos. Observa-se que a forma da partícula é heterogênea tendendo à forma angulosa, com indicado pelas setas. As partículas menores apresentadas na Figura 5-28b e c, que são utilizados em testes de microabrasão, são mais homogêneas apresentando forma mais angulosa, Figura 5-28b, ou esférica, Figura 5-28c.

5.4.2 Carga por partícula

O efeito da força por partículas observada em ensaios de abrasão já foi alvo de trabalhos anteriores encontrados na literatura (BUIJS; HOUTEN, 1993; DA SILVA, 2008; DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011; LARSEN-BADSE, 1968; SANTANA, 1994). Larsen-Badse (1968), ao estudar a largura dos riscos em ensaios abrasométricos, constatou que ao aumentar o tamanho médio da partícula abrasiva, para uma mesma carga, diminui-se a densidade das partículas entre as superfícies. Desta forma, aumenta-se a carga individual por partícula alterando a tensão do contato e conseqüentemente gerando sulcos mais profundos, indentações mais profundas e, eventualmente, trincamento. Santana (1994), mostrou que ao se mudar a granulometria da partícula de #80 para #1000 a pressão sobre as partículas diminui 1.751 vezes. Para essa estimativa, essa autora realizou a contagem e análise granulométrica das partículas da lixa e aproximou o posicionamento das partículas de um empacotamento hexagonal. Os autores Buijs e Houten (1993), ao estudar a lapidação de materiais frágeis, desenvolveram uma metodologia para estimar a carga por partícula baseada nos parâmetros forma da partícula, tamanho da partícula, distância entre corpo e contracorpo e dureza relativa. Eles concluíram que a força por partícula aumenta com o quadrado do tamanho da partícula. Através dessa metodologia, esses autores estimaram que ao utilizar partículas com 10 μm de diâmetro a força por partícula foi de 10 mN e para partículas de 100 μm a força foi de 400 mN sobre a amostra de vidro. Recentemente Ardila (2017) utilizou um modelo semelhante para estimar a força por partícula abrasiva em ensaios de microabrasão. Seus resultados mostraram que a força por partícula nessas condições está na ordem de $2 \cdot 10^{-2}$ mN. Esse valor de força por partícula está relacionado à baixa carga aplicada combinado com o pequeno tamanho médio das partículas (máx. 10 μm ; Figura 5-28 b e c) normalmente utilizadas em ensaios de microabrasão. Em síntese, ensaios de macroabrasão operam com força por partícula de até 5 ordens de grandeza maior quando comparado com a ensaios de microabrasão.

As forças de indentação adotadas neste trabalho, tanto na simulação computacional quanto na simulação experimental, encontram-se entre 200 mN e 1000 mN. Nesse caso fica claro que essa análise representa bem os fenômenos e os mecanismos de desgaste que ocorrem na macroabrasão.

Utilizando o resultado de indentações Vickers no vidro, Phillips, Crimes e Wilshaw (1977) encontraram a relação entre força de indentação e a área projetada da trinca lateral podendo estimar, desta forma, o volume removido por indentação. Também encontram uma

relação linear entre número de indentações por área e a pressão em ensaios abrasométricos semelhantes a lapidação. Com essas informações esses autores conseguiram estimar a taxa de desgaste para o processo de lapidação do vidro (PHILLIPS; CRIMES; WILSHAW, 1977). Porém, esses autores não consideraram os efeitos das interações entre indentações que, por exemplo, mesmo em baixa carga, podem ocasionar a nucleação de trincas laterais que levam a perda de massa.

Outra observação importante é que a forma angulosa escolhida para os indentadores utilizados nesse trabalho representam bem partículas angulosas, como as apresentadas na Figura 5-28a. De fato, trabalhos anteriores mostraram a viabilidade de representar a abrasão através de sequências de eventos realizados por indentadores padrão Vickers (DA SILVA, 2008; DA SILVA; COSTA; DE MELLO, 2011; DA SILVA; DE MELLO, 2009; WOLDMAN et al., 2013). No presente trabalho propõe-se a representação do rolamento das partículas abrasivas na interface de desgaste usando sequências de indentações em linha. Dessa forma, a utilização de indentadores angulosos combinados com os valores de força normal definidos para a simulação e para os experimentos representam bem os fenômenos associados a macroabrasão decorrente de partículas angulosas. No próximo tópico serão apresentados os resultados referentes a superposição de eventos utilizando tais indentadores em superfícies de vidro, com o objetivo de observar os fenômenos de transição de mecanismo dúctil-frágil de acordo com parâmetros da superposição de eventos.

5.5 Superposição de eventos experimental

Nesta seção serão apresentados os resultados de superposição de microindentações experimentais no vidro. Para isso foram utilizados três indentadores piramidais: dois de base quadrada e ângulo de abertura de 68° (Vickers) e 55° e um de base triangular e ângulo de abertura de 68° . O índice de superposição, S , e a força normal também foram avaliados.

5.5.1 Superposição de eventos com indentador Vickers

A superfície gerada com a superposição de indentações em linha com uma força de 200 mN é apresentada na Figura 5-29. Na mesma figura mostra a superposição para diferentes índices de superposição.

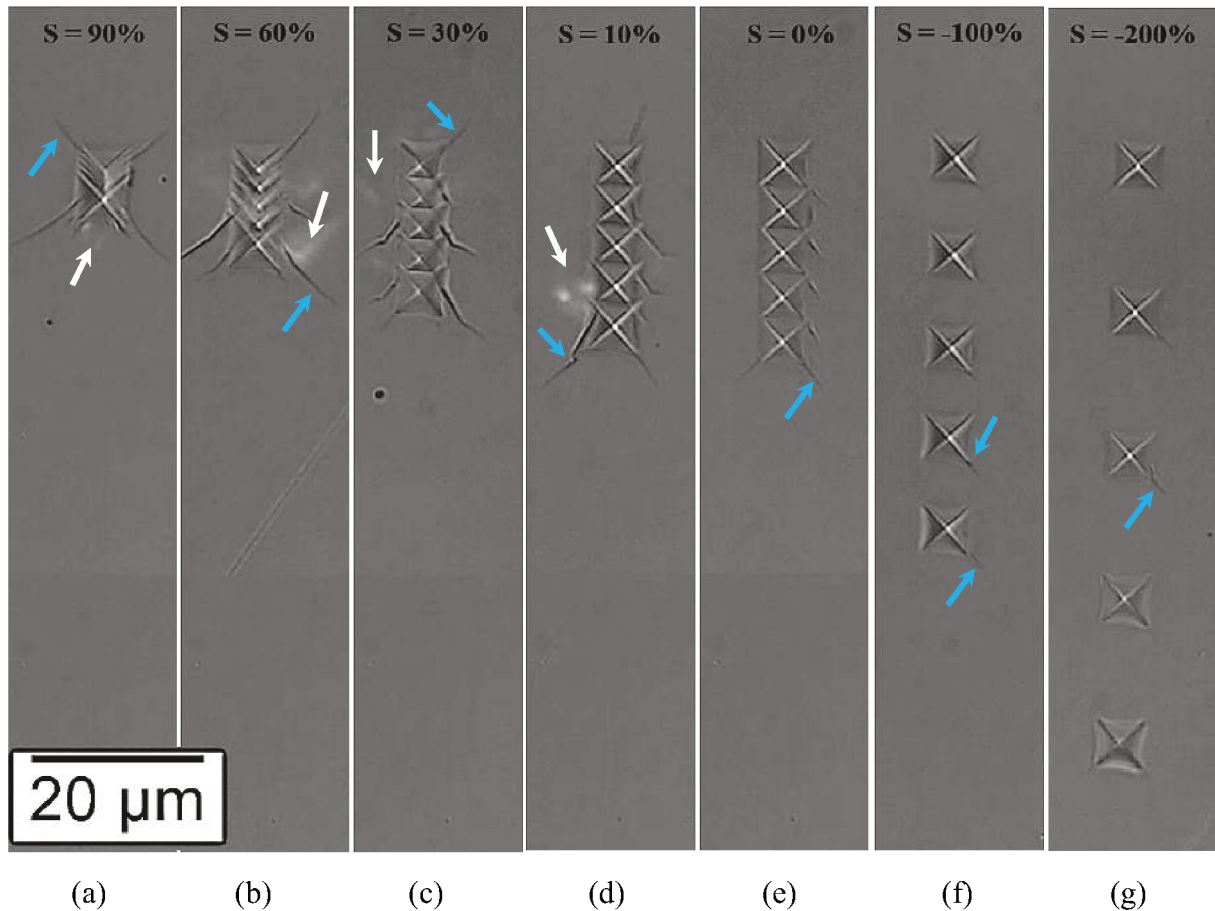


Figura 5-29: Superposição de indentação no vidro. Indentador Vickers, força 200 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais. Indentações realizadas de cima para baixo. MO.

Pode ser observado na Figura 5-29 que para uma força de indentação de 200 mN e indentador Vickers, ocorrem algumas trincas radiais em todos os casos (seta azul). Para valores de superposição de 10 % até 90 %, Figura 5-29a até d, além das trincas radiais também surgem as trincas laterais que são indicadas pelas setas brancas. Uma indentação isolada com força máxima de 200 mN não nucleia trincas laterais, porém, como pode ser observada a interação de indentações com essa força pode auxiliar na nucleação de trincas laterais.

As trincas laterais são mais preocupantes, pois elas crescem paralelamente à superfície e podem se propagar em direção à superfície causando a perda de matéria (EVANS; WILSHAW, 1976; LAWN; WILSHAW, 1975; MOORE; KING, 1980).

A Figura 5-29 também mostra que para a força de indentação de 200 mN, não ocorre perda de matéria, mesmo para índice de superposição igual a 90 %, Figura 5-29a. Pode ser observado que em todos os casos ocorre a deformação plástica devido à sobreposição das impressões de dureza. A Figura 5-30 mostra, com mais detalhes, a geometria da superfície resultante para superposição de 60 %.

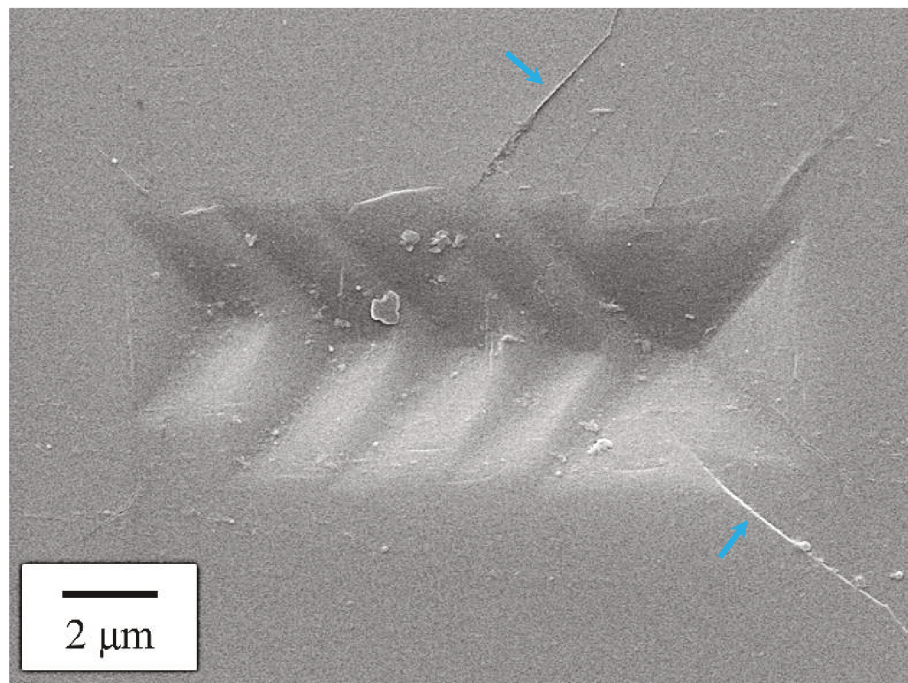


Figura 5-30: Superfície do vidro após a superposição de indentações Vickers com índice de superposição de 60 % e força de 200 mN. As trincas radiais são indicadas pelas setas azuis. Indentações realizadas da esquerda para a direita. MEV.

Observa-se que não ocorrem trincas radiais no interior das impressões resultante, isso pode ser devido às tensões compressivas remanescentes das indentações. Ensaio de simulação de indentações individuais e superpostas mostraram que uma única indentação pode gerar tensões residuais na ordem de -1,6 GPa. Essa tensão residual compressiva dificulta a nucleação de trincas.

As superfícies remanescentes da superposição de indentações com força de indentação de 500 mN e indetador Vickers são apresentadas na Figura 5-31.

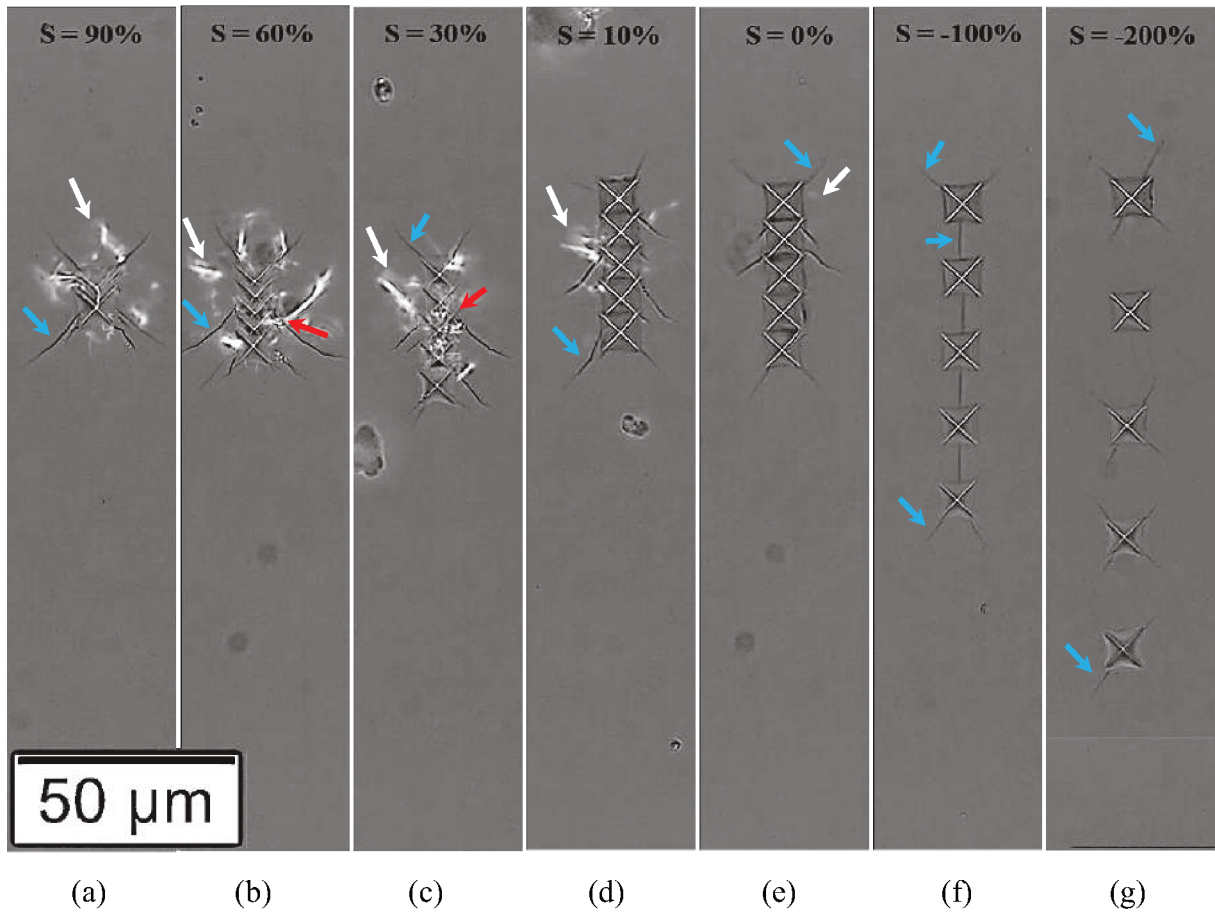


Figura 5-31: Superposição de indentação no vidro. Indentador Vickers, força 500 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais e setas vermelhas indicam perda de massa. Indentações realizadas de cima para baixo. MO.

Pode ser visto que para a força de indentação de 500 mN as superfícies se mostraram semelhante as geradas com força de 200 mN, com presença de trincas radiais e trincas laterais. A principal diferença é que para 500 mN houve perda de massa por lascamento superficial, como pode ser visto na Figura 5-32. Porém, a deformação plástica devido à sobreposição de indentações prevaleceu.

Para uma força de indentação de 500 mN e S igual a -200 % e -100 %, Figura 5-31g e f, ocorrem apenas trincas radiais. Note que para $S = -100$ %, Figura 5-31f, a trinca radial ao invés de se propagar da aresta da impressão de dureza, como observado em indentações isoladas com alta carga, se propagou do centro da borda em direção ao centro da borda de impressão seguinte, Figura 5-33.

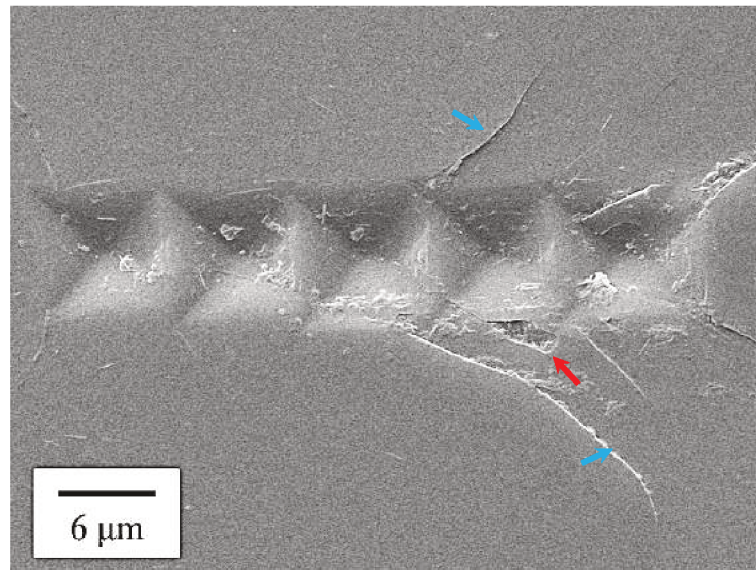


Figura 5-32: Perda de massa devido a lascamento superficial. Superfície gerada por indentações Vickers com superposição de 10 %. Força de indentação 500 mN. Seta vermelha indica perda de massa e seta azul indica trinca radial. Indentações realizadas da esquerda para a direita. MEV.

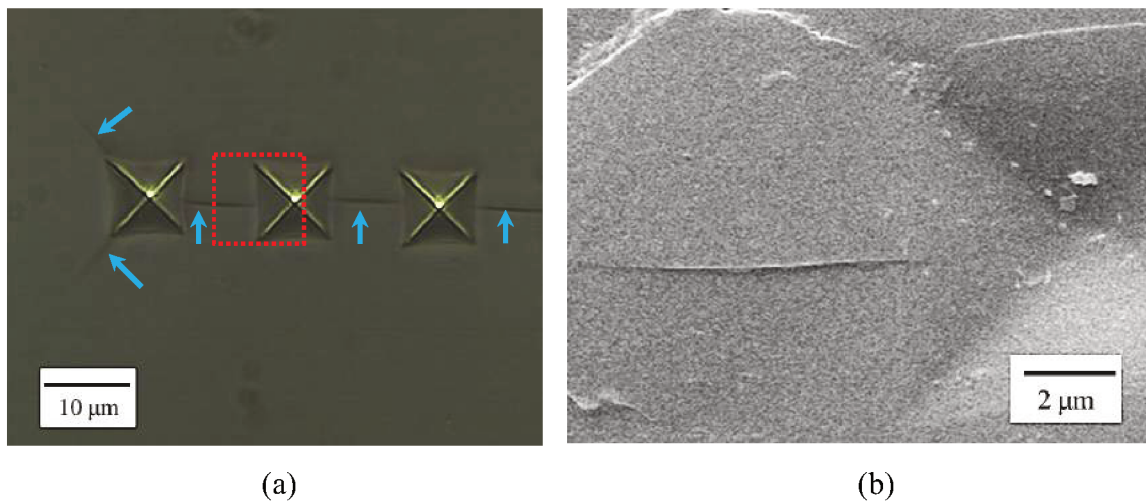


Figura 5-33: Detalhe da formação da trinca radial. Superposição de -100%, força de indentação de 500 mN e indentador Vickers. (a) parte da superfície gerada MO e (b) região delimitada MEV. Setas azuis trincas indicam trincas radiais. Indentações realizadas da esquerda para a direita.

A Figura 5-33 mostra que a trinca inicia na borda da impressão, sem adentrar ao interior, e propaga até a borda da próxima impressão, novamente sem invadir a região de compressão.

Também foi observado na Figura 5-31 que o índice de superposição para iniciar a nucleação das trincas laterais foi de 0 %, indicado pela seta branca. Semelhante ao que ocorre para uma força de indentação de 200 mN, uma indentação isolada com força de 500 mN não causa trinca lateral, Figura 5-31g. Portanto, novamente, a interação de indentações pode causar a nucleação de trincas laterais que podem levar a perda de matéria.

A Figura 5-34 mostra a superposição de indentações para força normal de 1000 mN e indentador Vickers.

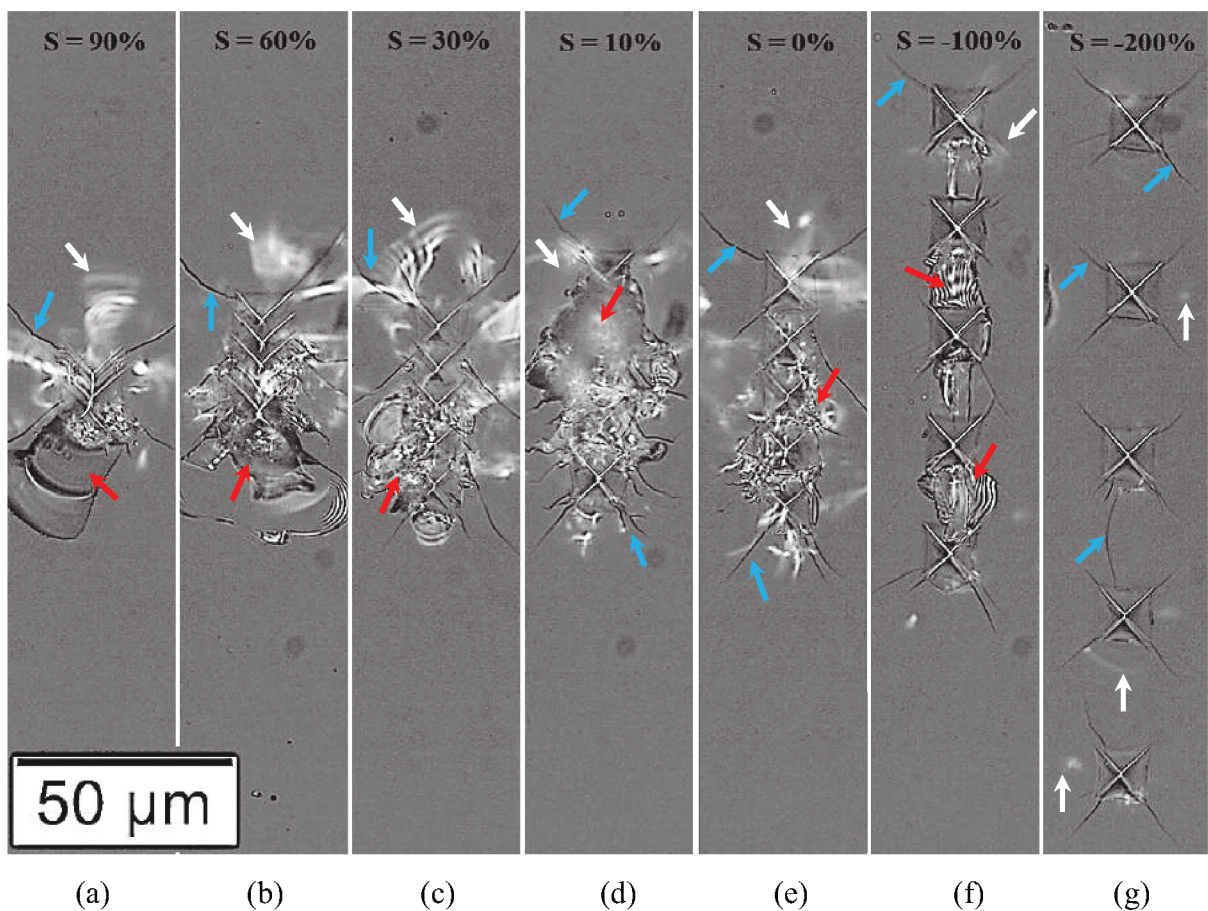


Figura 5-34: Superposição de indentação no vidro. Indentador Vickers, força de 1000 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais e setas vermelhas indicam perda de massa. Indentações realizadas de cima para baixo. MO.

A Figura 5-34 mostra que ao aumentar a força de indentação para 1000 mN os danos causados pela superposição são mais severos comparados a superposição com força de 500 mN e 200 mN. Para todos os índices de superposição avaliados ocorrem a nucleação de trincas laterais, inclusive para valores de S maior que -100 % houve perda de massa como pode ser

visto na Figura 5-35. Assim, pode-se concluir que ao aumentar a força de indentação aumenta a distância mínima entre indentações para nuclear a trinca lateral.

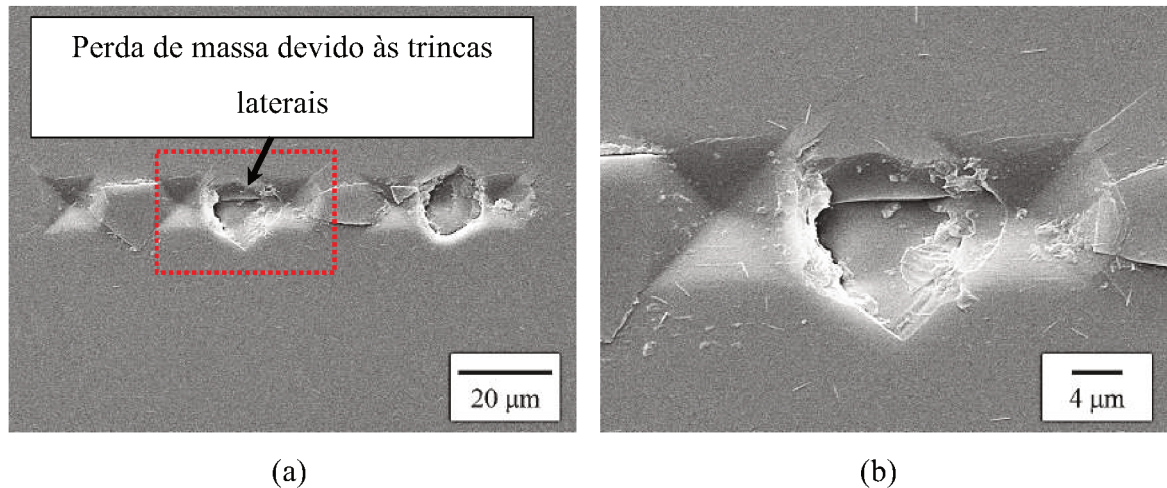


Figura 5-35: Detalhe da perda de volume na superposição de indentações Vickers com força de 1000 mN e $S = -100\%$. (a) superfície gerada e (b) região delimitada. Indentações realizadas da esquerda para a direita. MEV.

Para $S = -100\%$, Figura 5-35, trincas laterais se propagaram entre uma impressão e outra causando a perda de massa. Para valores de S maiores, as trincas laterais se propagaram em todas as direções causando uma perda de massa maior proporcionalmente à área de interação. Porém, mesmo com superposição de 90% apresentou uma região com deformação plástica e outra com perda de massa, como pode ser visto na Figura 5-36.

Na Figura 5-36 pode ser visto que, qualitativamente, o volume de material perdido pelas trincas laterais são maiores e mais profundos comparado ao volume perdido pelo lascamento superficial. Porém, deve-se ressaltar que o processo de lascamento ocorre com mais frequência e com menor força de indentação. A causa desses pequenos lascamentos em volta das indentações precisa ser melhor investigado, pois, essas trincas não são comumente observadas em uma única indentação (EVANS; WILSHAW, 1976; SWAIN; HAGAN, 1976). A perda de massa por lascamento superficial ocorre predominantemente nas bordas das indentações, como pode ser visto nas Figura 5-36 e Figura 5-32. Assim, estas trincas podem ser resultado da combinação de intensa deformação plástica e microtrincas geradas nas bordas das indentações.

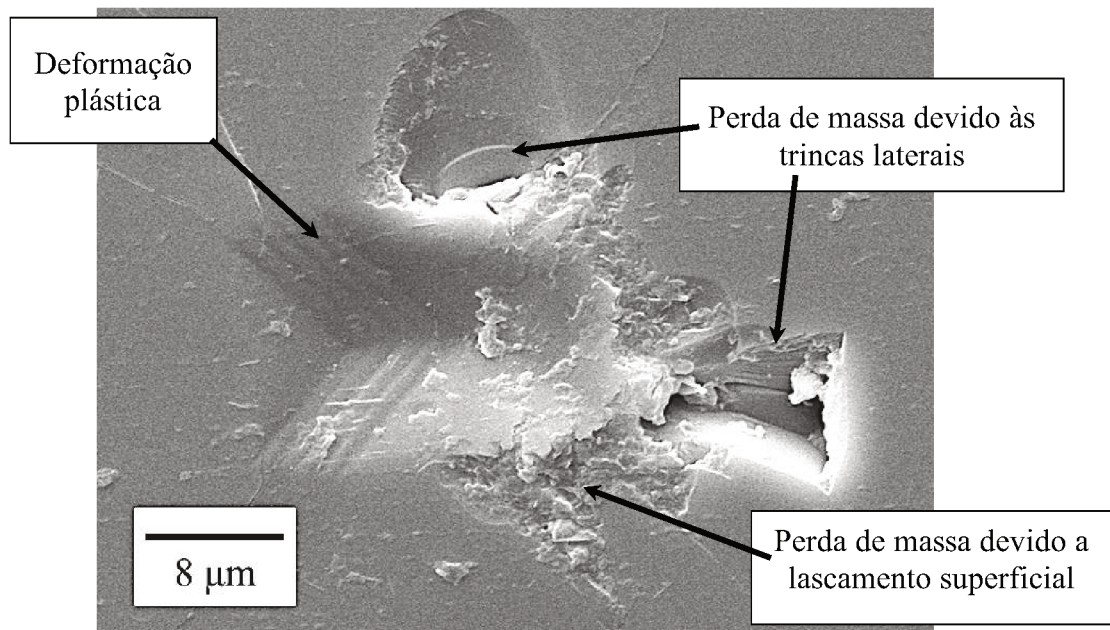
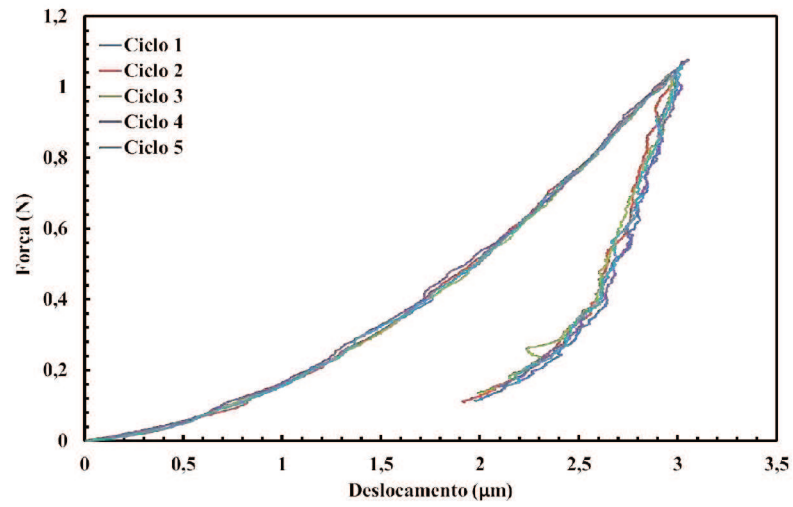


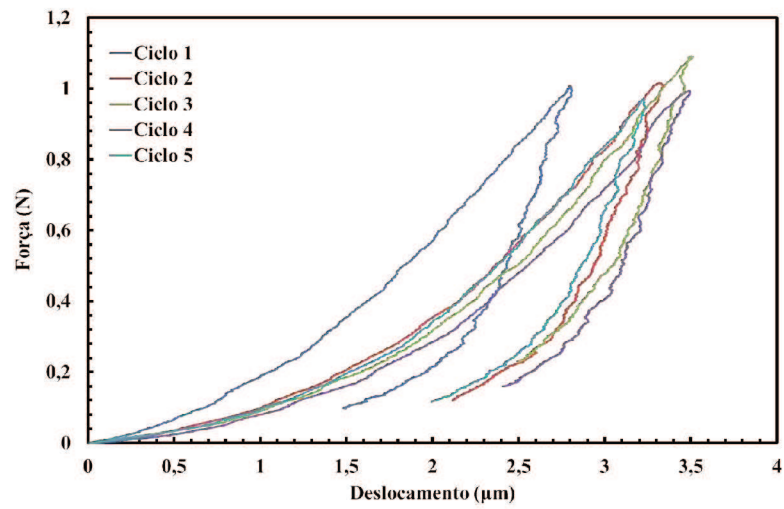
Figura 5-36: Morfologia da superfície gerada na superposição de indentações Vickers com força de 1000 mN e $S = 90\%$. Indentações realizadas da esquerda para a direita. MEV. Observar que a perda de massa se concentra próximo às últimas indentações.

Considerando ensaios que utilizam partículas pequenas, com é o caso da microabrasão a perda de massa por lascamento superficial deve ser mais relevante, pois, como já discutido, a força por partícula abrasiva é da ordem de 10^{-2} mN. Nesse caso, as baixas cargas dificultam a nucleação de trincas laterais. O trabalho de Shipway e Hogg (2007) mostra que, mesmo em situações onde ocorre a formação de trincas laterais, o volume desgastado total é semelhante ao volume desgastado devido ao lascamento superficial.

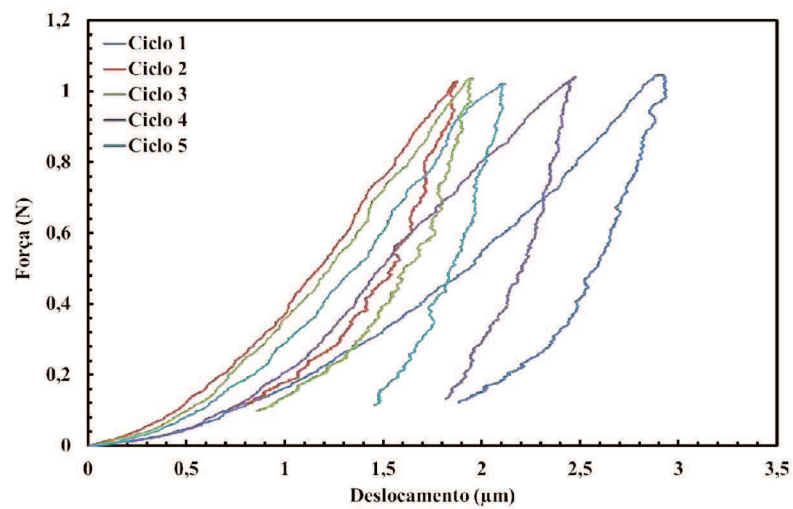
A Figura 5-37 mostra as curvas $p-h$ da superposição de indentações com indentador Vickers e força de indentações de 1000 mN. São mostrados o comportamento da curva $p-h$ para os 5 ciclos e para os índices de superposição de -100%, 30% e 90%.



(a)



(b)



(c)

Figura 5-37: Curvas força em função do deslocamento do indentedor. Indentador Vickers e força de indentação 1000 mN. (a) $S = -100\%$; (b) $S = 30\%$ e (c) $S = 90\%$.

Como pode ser visto na Figura 5-37a, para $S = -100\%$, as curvas $p-h$ são similares, pois as indentações estavam distantes o suficiente para não interferir umas nas outras. Para índice de superposição de 30%, Figura 5-37b, as curvas $p-h$ dos ciclos 2 ao 5 estão deslocadas para a direita da curva do primeiro ciclo. O que significa que para atingir a mesma força de indentação, o indentador precisou penetrar mais. Isso significa que o material perdeu resistência à penetração do indentador. O contrário ocorre para $S = 90\%$, Figura 5-37c, na qual as curvas $p-h$ para os ciclos 2 ao 5 estão a esquerda da curva do primeiro ciclo. O que caracteriza que para alcançar a mesma força de indentação foi necessário penetrar menos com o indentador, indicando um possível aumento da resistência.

A partir das curvas apresentadas na Figura 5-37, a constante de carregamento C foi calculada de acordo com a equação $P = C.h^2$. O valor da constante de carregamento é uma indicação da resistência da superfície à penetração do indentador, análogo ao conceito de dureza. A Figura 5-38 mostra o valor da constante de carregamento normalizado, C_n , em função do índice de superposição S . O valor de C_n é dado pela Eq. (5.2).

$$C_n = \frac{C_2 + C_3 + C_4 + C_5}{4 * C_1} \quad (5.2)$$

Onde C_1, C_2, C_3, C_4 e C_5 são as constantes de carregamento para cada ciclo.

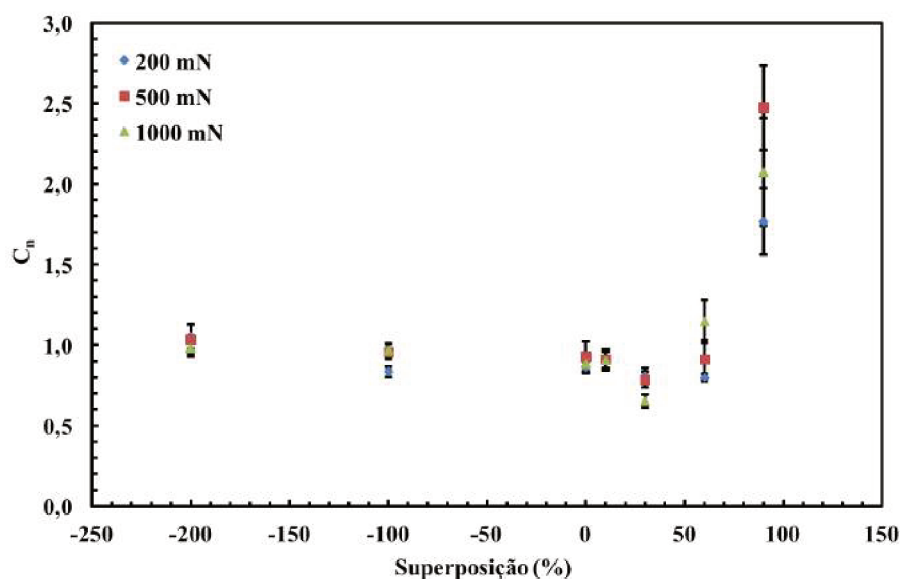


Figura 5-38: Constante de carregamento normalizado em função do índice de superposição. Indentador Vickers e diferentes forças de indentação.

Primeiramente, o resultado na Figura 5-38 mostrou ser independente de carga. Para a faixa de carga estudada, o comportamento dos valores de C_n foram semelhantes. Para S entre -200% e 10%, o valor de C_n foi semelhante ao valor encontrado para uma indentação isolada. Assim, até 10% de superposição, as tensões remanescentes e/ou o endurecimento superficial não afetam a constante de carregamento, mesmo com o dano ocorrido para indentação de 1000 mN. No entanto, para o índice de superposição de 30%, o valor de C_n foi 25% menor que o valor do primeiro ciclo. Isso indica que em $S = 30\%$ houve uma diminuição na resistência à penetração do penetrador, conforme mostrado na Figura 5-37b. O valor de C_n aumenta para sobreposições entre 60% e 90%. Para superposição de 90% houve aumento da resistência à penetração em até 154% em relação ao primeiro ciclo. Este aumento no valor de C_n indica um possível aumento da resistência ao cisalhamento dentro da impressão de dureza, como mencionado anteriormente.

Sugere-se que o comportamento da constante C_n mostrada na Figura 5-38 pode ser resultado da interação da indentação subsequente com o campo de tensão residual e deformação plástica produzida pela indentação anterior. A Figura 5-39 mostra o campo de tensão principal máximo (S) e a deformação plástica equivalente (PEEQ) remanescente do primeiro ciclo de indentação para as cargas de 1000 mN, 500 mN e 200 mN. Este resultado foi encontrado nos ensaios de simulação de uma indentação isolada com profundidade que corresponde à respectiva carga de indentação. A Figura 5-39 também mostra a posição em que a segunda indentação penetrará para cada índice de sobreposição.

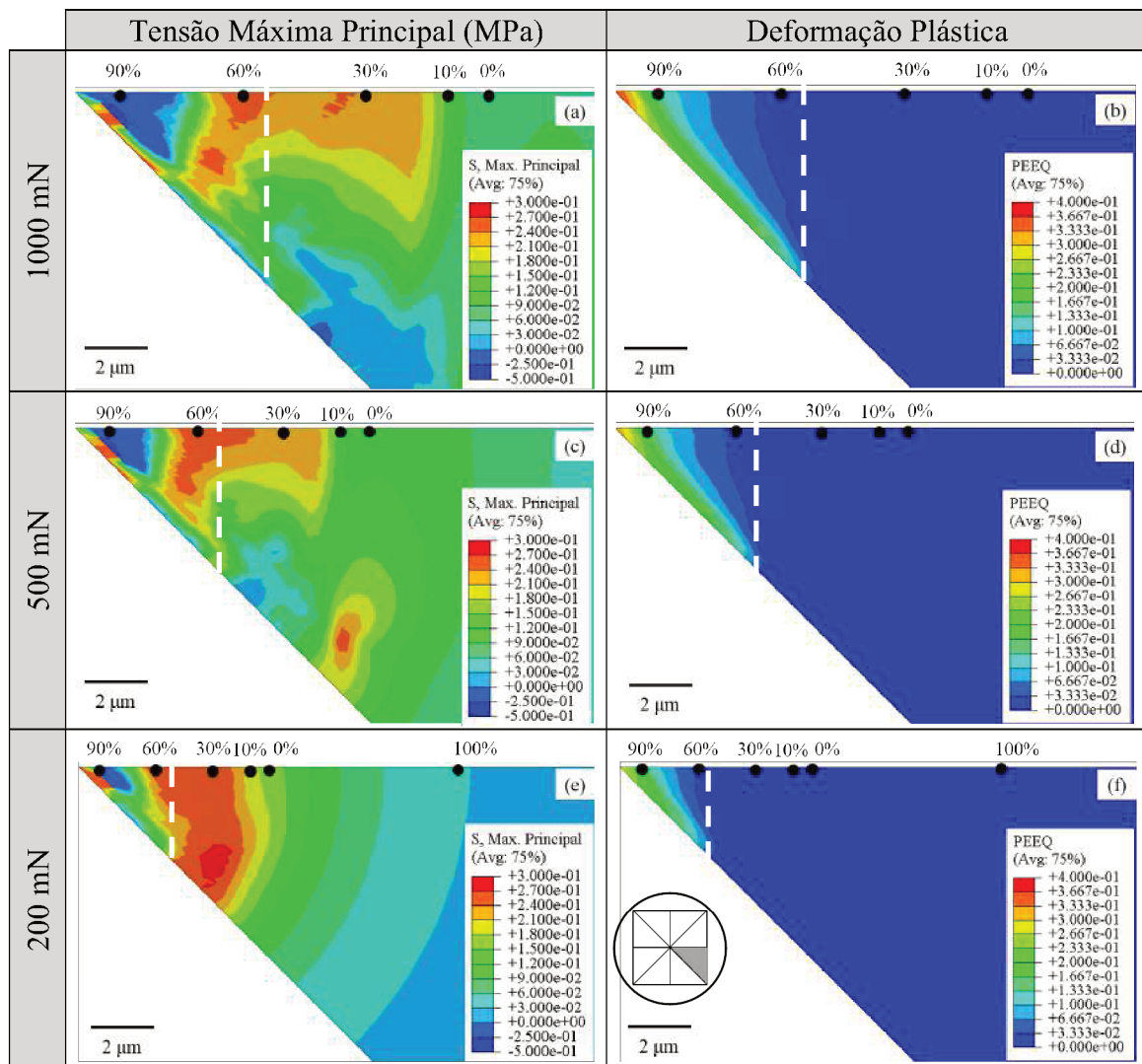


Figura 5-39: Posição relativa da segunda indentação em relação a primeira para diferentes forças de indentação. Também é apresentado a esquerda o campo de tensões máxima principal (GPa) e a direita deformação plástica equivalente (valor absoluto). (a) e (b) 1000 mN; (c) e (d) 500 mN; e (e) e (f) 200 mN. A linha tracejada indica a aresta da impressão de dureza.

A partir da análise das Figura 5-39 foram identificados três comportamentos diferentes:

- 1- Para índices de superposição inferiores a 10 %, a segunda indentação (2º ciclo) ocorre em uma região onde não há tensão de tração ou o valor da tensão trativa é inferior a 100 MPa (Figura 5-39a, c e e). Da mesma forma, para valores de superposição abaixo de 10 % não ocorre nenhuma deformação plástica (Figura 5-39b, d e f). Nesse caso, o valor da constante de carregamento C não foi alterado pela indentação anterior.

- 2- Para os índices de superposição entre 10 % e 30 %, a segunda indentação ocorrerá em uma região com tensão de tração entre 210 MPa e 240 MPa (deve-se enfatizar que o limite de resistência a tração do vidro sodo-cálcico é que $\sigma_t = 300$ MPa) sem indicação de deformação plástica equivalente. Portanto, este conjunto de fatores resulta na perda de resistência da penetração do penetrador.
- 3- Para índices de superposição maiores que 60 %, a indentação ocorre em uma região com alta tensão trativa remanescente (240 - 270 MPa) e em uma região de transição onde parte da indentação ocorre em uma região livre de deformação plástica e parte em uma região com deformação plástica (aproximadamente 3% a 6%), o que pode ter provocado o aumento do valor de C_n em relação ao índice de superposição de 30%. Ressalta-se que para o índice de superposição igual a 90% a segunda indentação ocorre em um local onde há tensão de compressão entre -225 e -460 MPa e deformação plástica equivalente na ordem de 16% a 37 %. Esta combinação de tensão de compressão e alta deformação plástica equivalente remanescente resultou em um ganho de até 54 % no valor da constante de carregamento em relação a uma indentação isolada. Nesse caso, a deformação plástica equivalente foi relacionada com o aumento da resistência ao cisalhamento.

5.5.2 Superposição de eventos com indentador triangular

A Figura 5-40 mostra a superposição de indentações com indentador triangular para índice de superposição de -200% até 90%. Nesses ensaios a força de indentação foi de 200 mN.

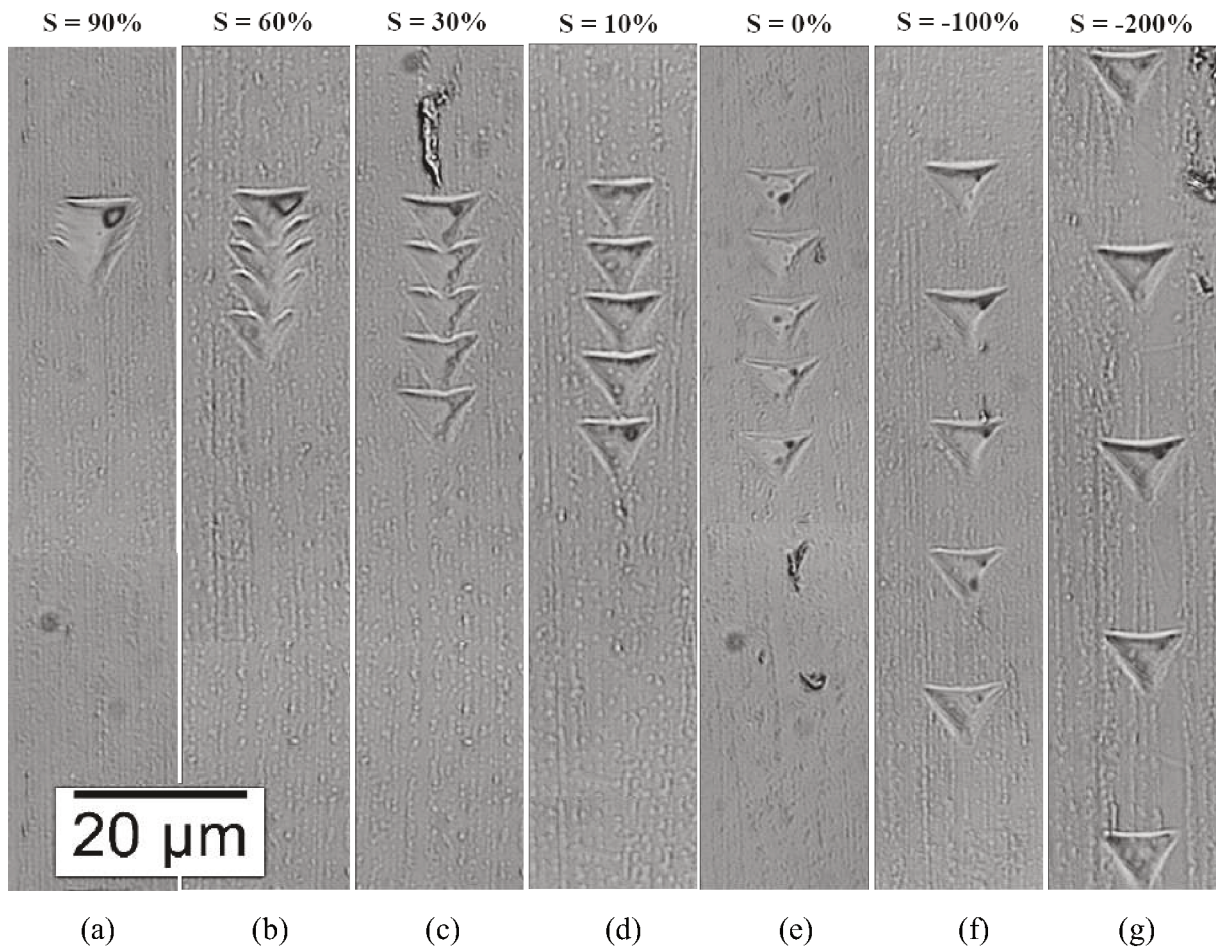


Figura 5-40: Superposição de indentação no vidro. Indentador triangular, força 200 mN. Indentações realizadas de baixo para cima. MO.

Diferente do ocorrido para indentador Vickers, não houve a nucleação de trincas radiais ou trincas laterais nas superposições com indentador triangular mesmo para índice de superposição alto. Foi observado apenas as impressões de dureza e a deformação plástica resultante. Nesse caso a área de contato entre penetrador e amostra referente ao penetrador triangular é 29,9% maior que a área referente ao penetrador Vickers, para uma mesma profundidade (Figura 5-29). Essa área de contato está relacionada ao ângulo entre as faces do penetrador para uma determinada profundidade penetrada. Assim, a forma do indentador e, conseqüentemente, a forma da partícula abrasiva altera o campo de tensões e deformações o que pode levar a um regime predominantemente plástico ou a combinação de plástico e frágil.

A superfície obtida por superposição de indentações com indentador triangular e força de 500 mN é mostrada na Figura 5-41.

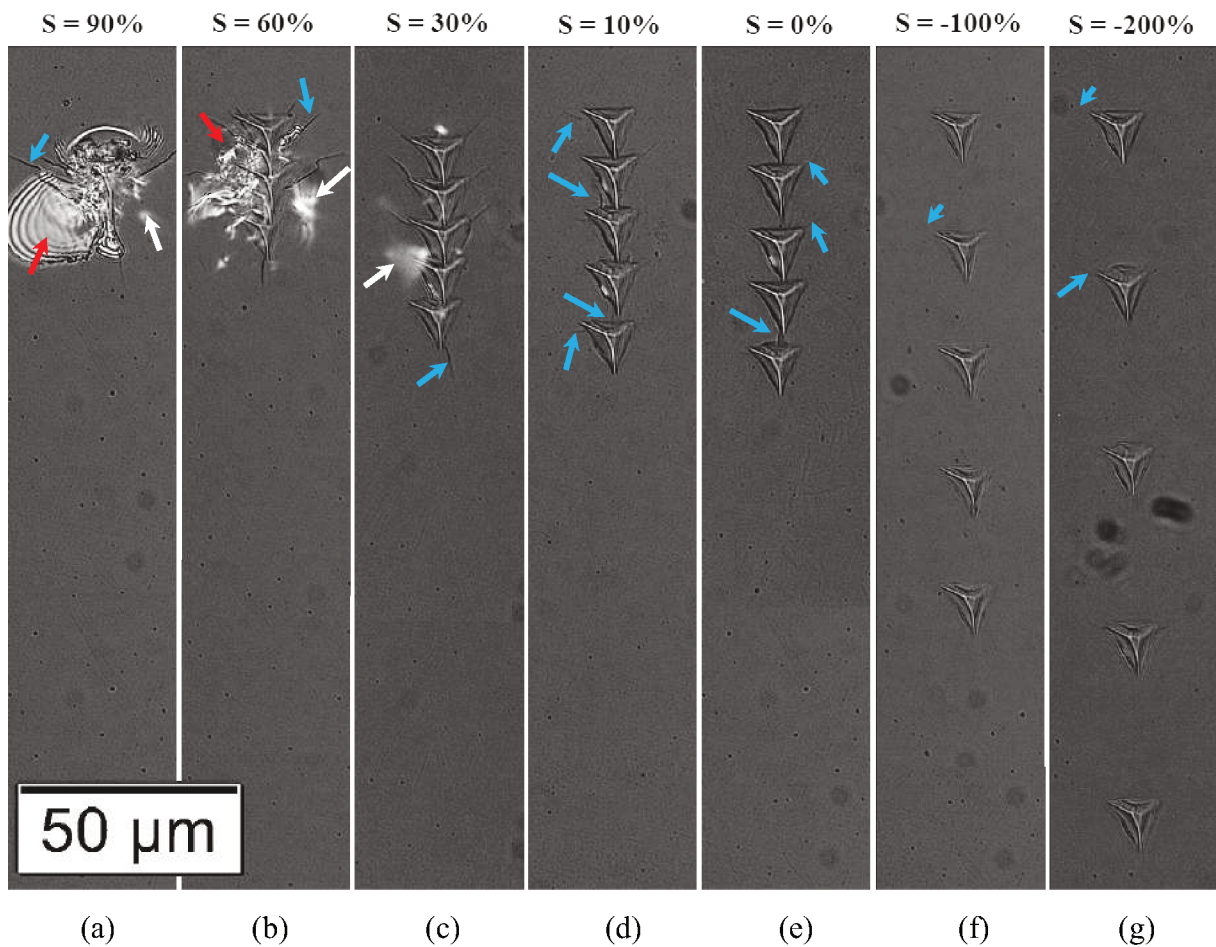


Figura 5-41: Superposição de indentação no vidro. Indentador triangular, força de 500 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais e setas vermelhas indicam perda de massa. Indentações realizadas de baixo para cima. MO.

A Figura 5-41 mostra que indentações com força de 500 mN causam poucas trincas radiais e que as trincas laterais foram observadas apenas para superposições acima de 30 %. Porém, para superposição de 60 % e 90 % ocorreu à perda de massa aparentemente maior comparado ao Vickers e força de indentação de 500 mN. Também pode ser visto na Figura 5-41e que para superposição igual a 0 % as trincas radiais nuclearam da ponta de uma impressão e propagaram até a aresta da impressão seguinte, semelhante ao ocorrido com o indentador Vickers.

A Figura 5-42 apresenta a superfície resultante para superposição de indentações com indentador triangular e força normal de 1000 mN.

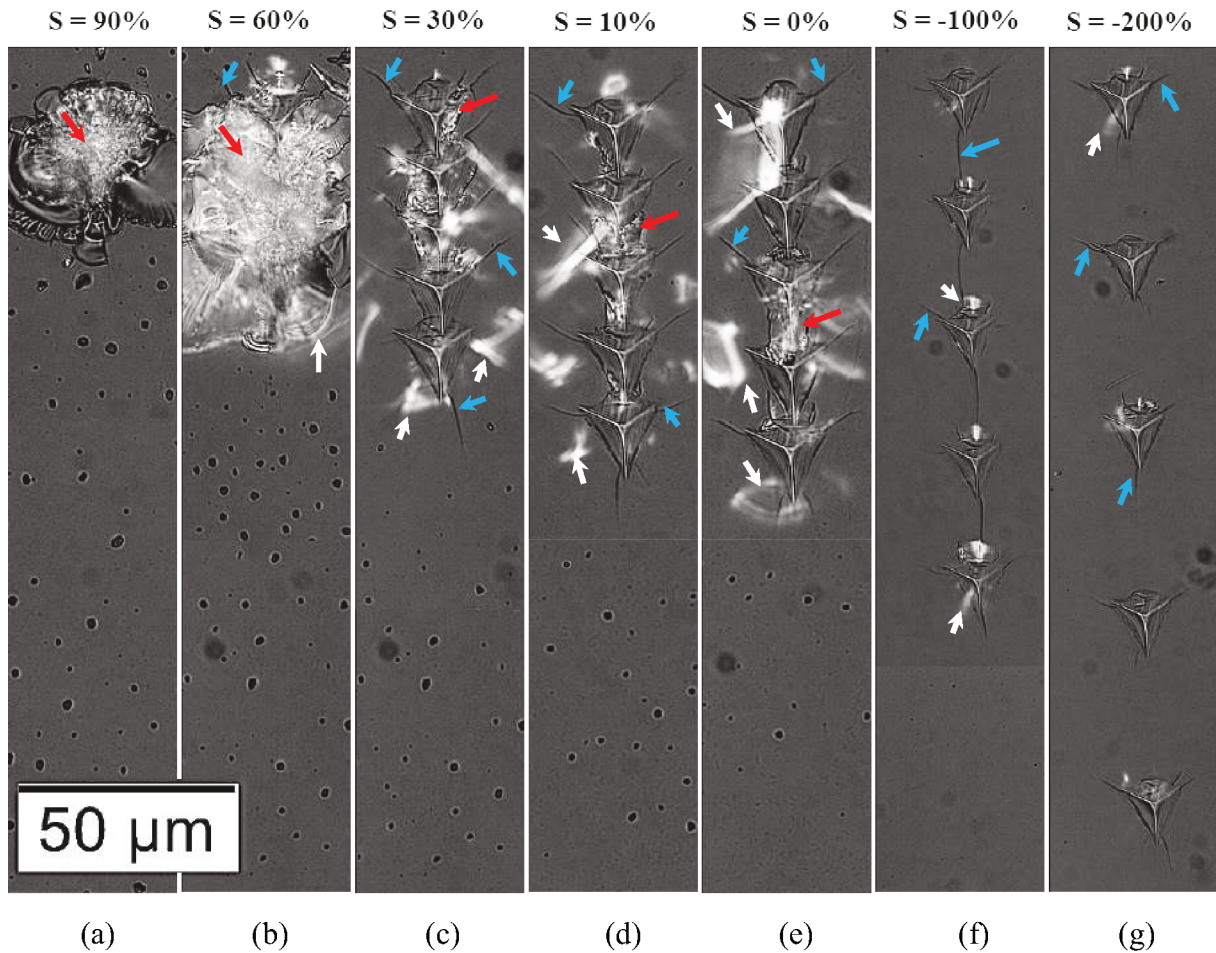


Figura 5-42: Superposição de indentação no vidro. Indentador triangular, força de 1000 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais e setas vermelhas indicam perda de massa. Indentações realizadas de baixo para cima. MO.

Como pode ser visto na Figura 5-42 a superfície resultante com força de 1000 mN para indentador triangular e Vickers são semelhantes, principalmente para os menores índices de superposição. Em ambos os casos a indentação isolada causa trincas radiais e pode levar a formação de trincas laterais. Para superposição de -100% trincas radiais se propagam da aresta de uma indentação em direção a face da indentação seguinte. Nos testes com índices de superposição maior que 0% foram observadas trincas laterais entre uma impressão e outra, o que pode induzir a perda de massa, Figura 5-43.

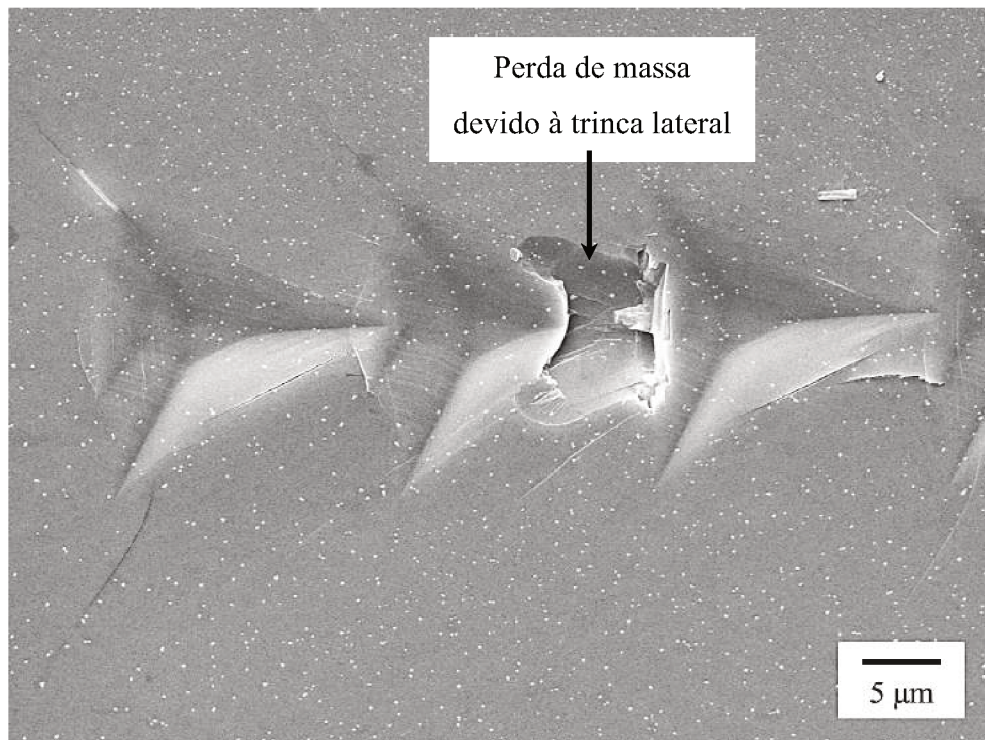


Figura 5-43: Parte da superposição de indentações em linha. Indentador triangular, força normal 1000 mN. Indentações realizadas da direita para a esquerda. MEV.

Entende-se que a presença de defeitos pré-existent pode levar à nucleação e propagação de trincas em alguns pontos e em outros não. Estes defeitos são pontos de concentração de tensão que podem induzir a nucleação e propagação de trincas com menor energia ou força como já observado em outros trabalhos (KRSTIC, 2006; TALLON et al., 2016; TELES; DE MELLO; DA SILVA, 2017). Inclusive Teles, Mello e Silva (2017) mostraram que existe uma relação direta entre as taxas de desgaste e o volume de defeitos superficiais em microabrasão de revestimentos duros.

O valor normalizado da constante de carregamento, C_n , em função do índice de superposição é apresentado na Figura 5-44.

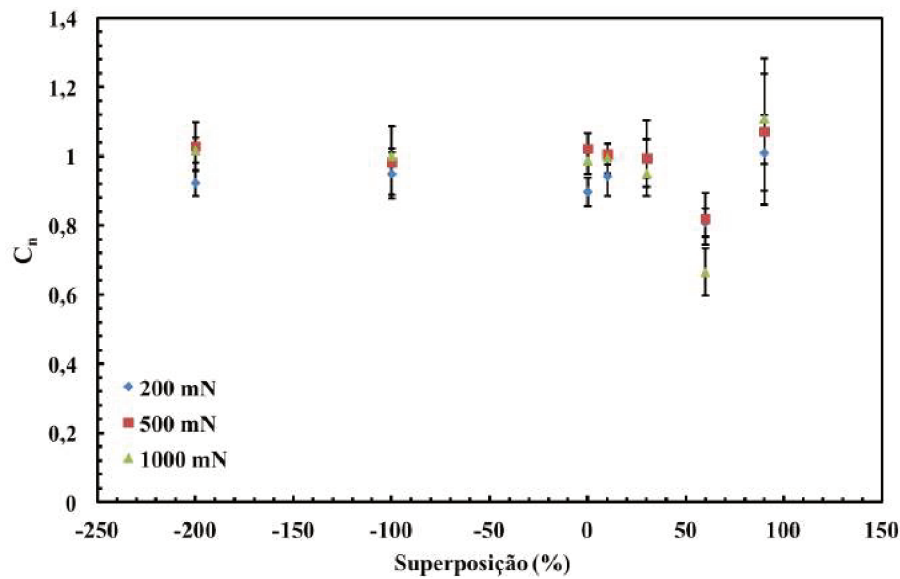


Figura 5-44: Constante de carregamento normalizado C_n em função de S . Indentador triangular e diferentes forças de indentação.

Pode ser visto na Figura 5-44 que o comportamento do valor de C_n é semelhante ao encontrado para indentador Vickers. A principal diferença é que para indentador Vickers, a resistência do material apresentou um valor mínimo para superposição de 30%, e para o indentador triangular foi para $S = 60\%$. Também pode ser visto na Figura 5-44, que para $S = 60\%$ ocorreu uma diminuição de aproximadamente 20% na resistência à penetração do indentador em relação ao valor encontrado no primeiro ciclo e para $S = 90\%$ houve um aumento de 10% em relação ao ciclo 1. Este resultado está diretamente ligado à distribuição do campo de tensões e da deformação plástica como pode ser visto na Figura 5-45.

O campo de tensões máxima principal e de deformação plástica equivalente gerada após o ciclo de indentação com indentador triangular é apresentada na Figura 5-45. Também é mostrada a posição relativa da segunda indentação (2ª ciclo).

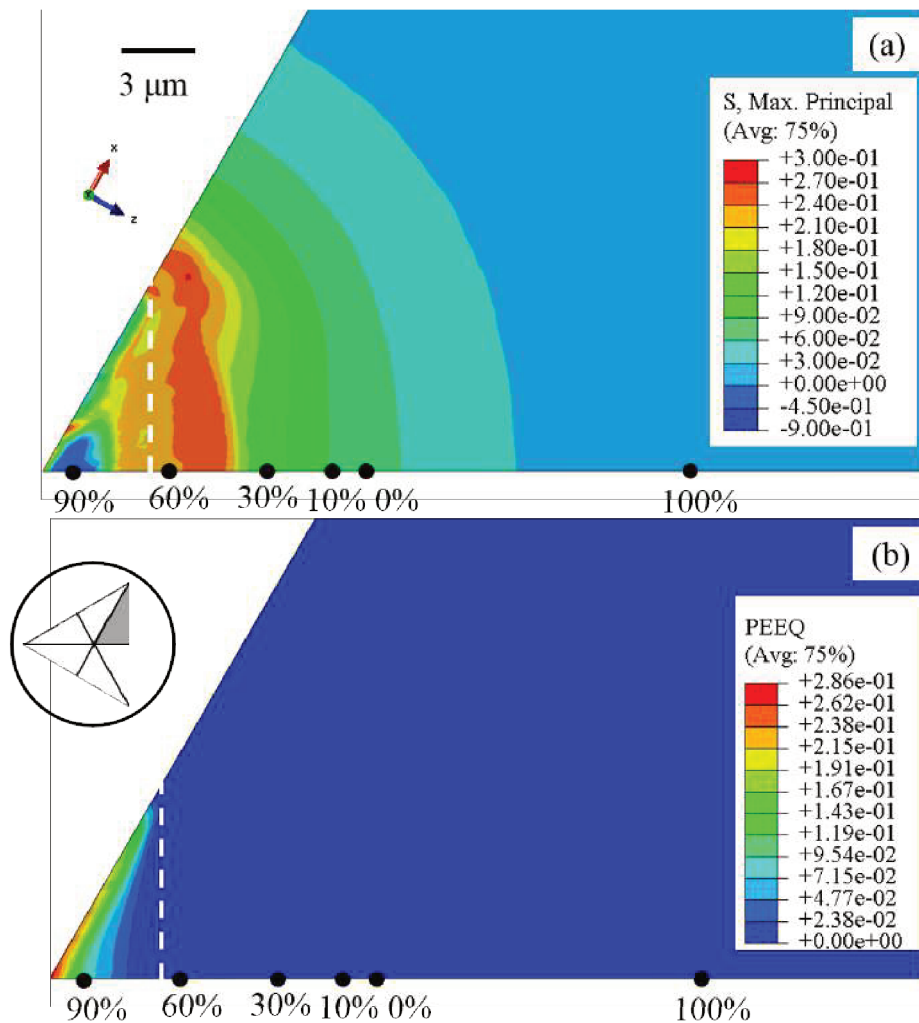


Figura 5-45: Posição relativa da segunda indentação (ciclo 2) em relação a primeira (ciclo 1). $1/6$ do Indentador triangular. $h_{max} = 1,39 \mu\text{m}$. (a) Campo de tensão máxima principal (GPa) e (b) deformação plástica equivalente (valor absoluto). Linha tracejada indica a aresta da impressão de dureza.

A Figura 5-45 mostra que o menor valor de C_n ocorre com a combinação de alta tensão de tração e nenhuma deformação plástica. Devido à geometria da impressão remanescente e do indentador, para S de -200% até 30% , a segunda indentação (2ª ciclo) ocorre em uma região onde a tensão de tração é da ordem de 90 a 150 MPa e a deformação plástica é nula o que resulta na indiferença nos valores de C_n . Para $S = 90\%$ a indentação ocorre dentro da impressão, onde há tensão de compressão (-900 MPa) e deformação plástica (até $28,6\%$). Para $S = 60\%$, a segunda indentação ocorre em uma região onde não possui deformação plástica e apresenta os maiores valores de tensão de tração 240 e 270 MPa.

5.5.3 Superposição de eventos com indentador com ângulo de abertura de 55°

As Figura 5-24 e Figura 5-25 mostraram que o ângulo de abertura do indentador influencia significativamente na severidade na indentação. Portanto, foram realizados testes de superposição de indentações em linha com o indentador piramidal de base quadrada e ângulo de abertura de 55°. A superfície resultante é mostrada na Figura 5-46, para que possa comparar com o indentador Vickers ($\alpha = 68^\circ$) e com o indentador triangular a força de indentação foi de 500 mN.

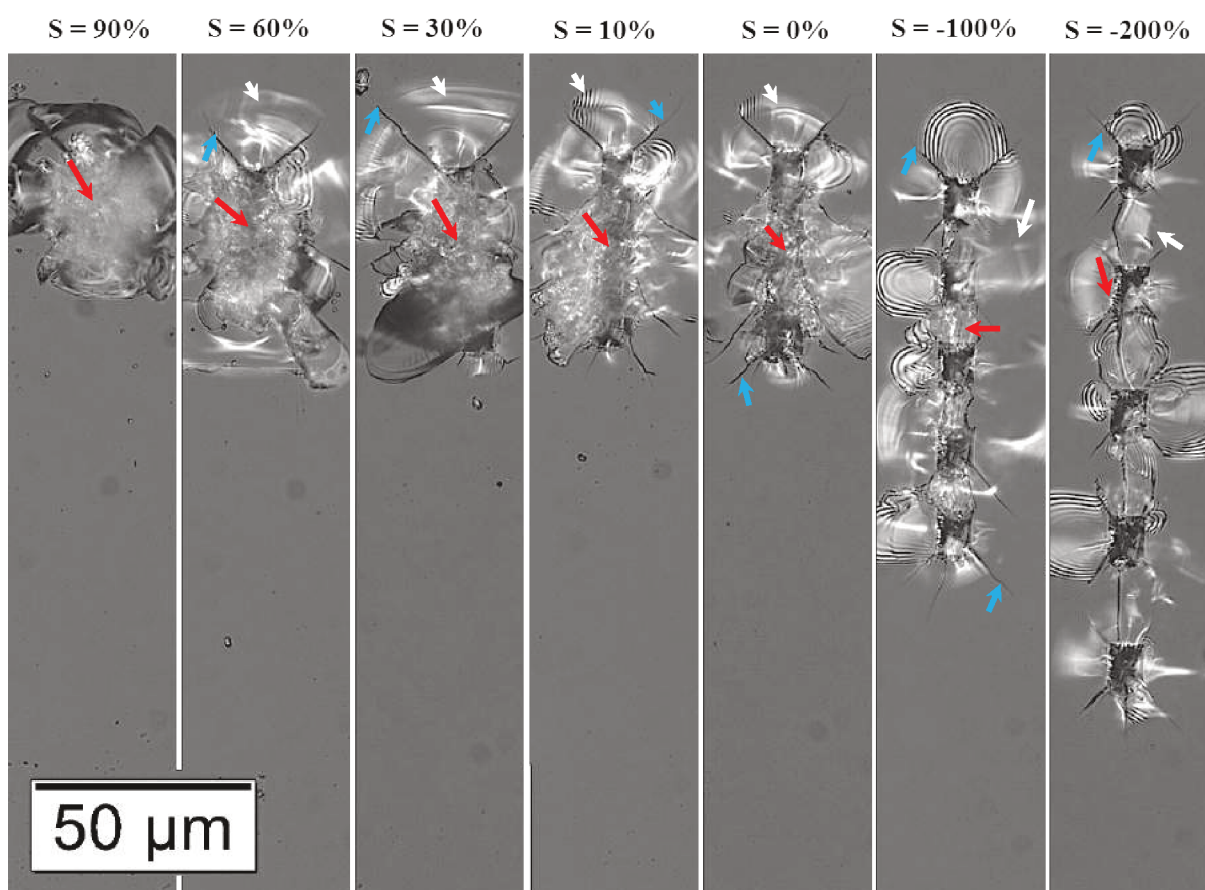


Figura 5-46: Superposição de indentação no vidro. Indentador piramidal de base quadrada com $\alpha = 55^\circ$, força de 500 mN. Setas brancas indicam trincas laterais, setas azuis indicam trincas radiais e setas vermelhas indicam perda de massa. Indentações realizadas de cima para baixo. MO.

Como pode ser visto na Figura 5-46, para a força de indentação de 500 mN, as superfícies apresentaram perda de massa em todos os casos. Este fenômeno não ocorreu com

indentador Vickers que, para essa mesma carga, houve apenas perda de massa pontual e significativamente menor. Porém, ao empregar o indentador triangular houve perda de massa (com força de indentação de 500 mN) para superposições superiores a 60 %. Este resultado pode estar relacionado à maior profundidade que o indentador anguloso atinge com a mesma força e com a maior deformação plástica, isto pode ser visto na Figura 5-47, que mostra uma comparação da curva $p-h$ para os três indentadores avaliados. A profundidade de indentação é 44 % maior comparado ao indentador Vickers e a deformação plástica é aproximadamente 68% maior (para uma mesma profundidade de indentação, Figura 5-26).

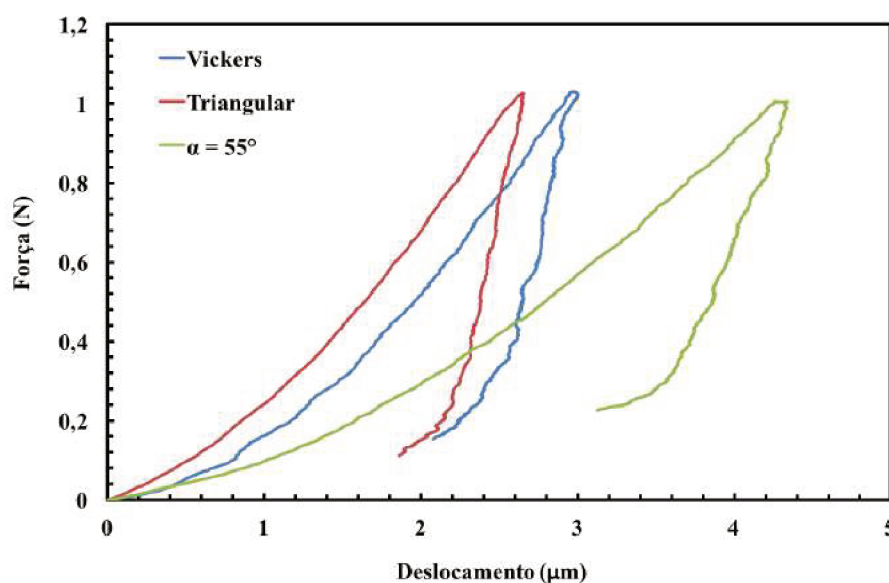


Figura 5-47: Curva força por deslocamento para diferentes indentadores, força de indentação 1000 mN.

A perda de massa foi observada, para índice de superposição de -200%, apenas para o indentador mais anguloso. Este resultado pode ser em função do raio de atuação da partícula, R_{MP} , Figura 5-24b, combinada com a alta deformação plástica localizada, Figura 5-26b. Um indentador anguloso, $\alpha = 55^\circ$, possui uma área de atuação de tensões de tração quatro vezes maior que a impressão remanescente, não muito maior que o raio de atuação para indentador Vickers ($\alpha = 68^\circ$) que é de 3,5 vezes maior que a impressão de dureza. Porém, o indentador com $\alpha = 55^\circ$ apresenta uma deformação plástica localizada 68% maior que o indentador com $\alpha = 68^\circ$. Essa combinação pode estar causando a maior severidade do processo de desgaste.

A Figura 5-48 mostra o valor normalizado da constante de carregamento, C_n , em função do índice de superposição para indentador piramidal de base quadrada com $\alpha = 55^\circ$.

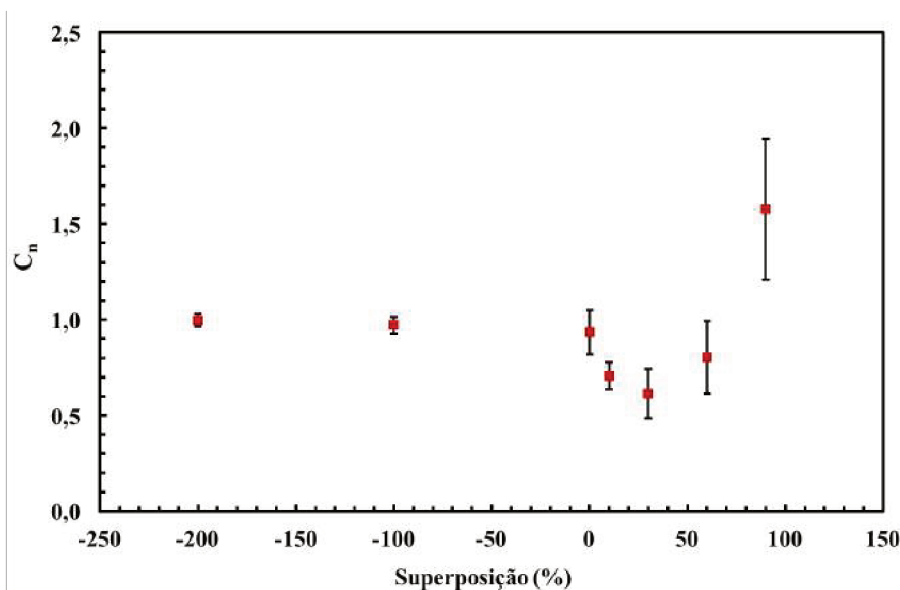


Figura 5-48: Constante de carregamento normalizado em função índice de superposição. Indentador piramidal de base quadrada e $\alpha = 55^\circ$. Forças de indentação de 500 mN.

O comportamento da constante de carregamento para indentador com $\alpha = 55^\circ$ foi semelhante ao do indentador Vickers ($\alpha = 68^\circ$). Em ambos os casos o valor mínimo de C_n foi para índice de superposição de 30%. Porém, para o indentador Vickers não ocorreu perda de resistência para $S = 10\%$. Para o indentador mais anguloso houve uma diminuição de 29% para $S = 10\%$ e de 39% para $S = 30\%$ em relação ao primeiro ciclo. Novamente, os resultados apresentados na Figura 5-48 podem ser explicados pelo campo de tensões de tração e de deformação plástica presentes na Figura 5-49.

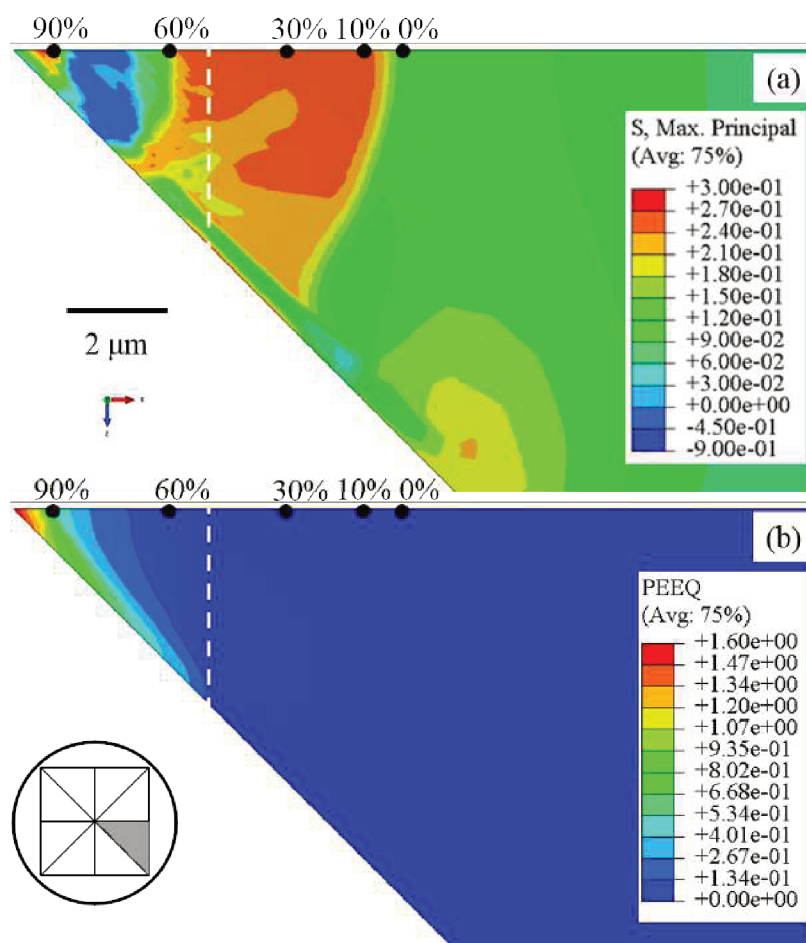


Figura 5-49: Posição relativa da segunda indentação (ciclo 2) em relação a primeira (ciclo 1). Indentador piramidal de base quadrada e $\alpha = 55^\circ$ e força de 500 mN. (a) Campo de tensão máxima principal (GPa) e (b) deformação plástica equivalente (valor absoluto). A linha tracejada indica a aresta da impressão.

Para índice de superposição de 90%, no segundo ciclo de indentação, o indentador penetra em uma região com alta deformação plástica equivalente (aproximadamente 65%) e dentro de uma região com tensões de compressão, o que resultou em um aumento no valor de C_n de 57% em relação ao primeiro ciclo. Para $S = 60\%$, o indentador penetra em uma região de transição onde parte da impressão está em tensões de compressão e parte em tensões trativas, e o mesmo ocorre em relação à deformação plástica. O mesmo não ocorre para $S = 30\%$ e 10% , onde houve apenas tensões de tração (240 e 270 MPa) e nenhuma deformação plástica, resultando nos menores níveis de resistência à penetração. Para os índices de superposição de -200% até 0%, a penetração ocorreu em regiões onde não houve tensões de tração ou deformação plástica, assim, não houve variação de resistência a penetração do indentador.

A Figura 5-50 mostra uma comparação do C_n para os três indentadores empregados nesse projeto. A comparação foi realizada para uma força de indentação de 500 mN.

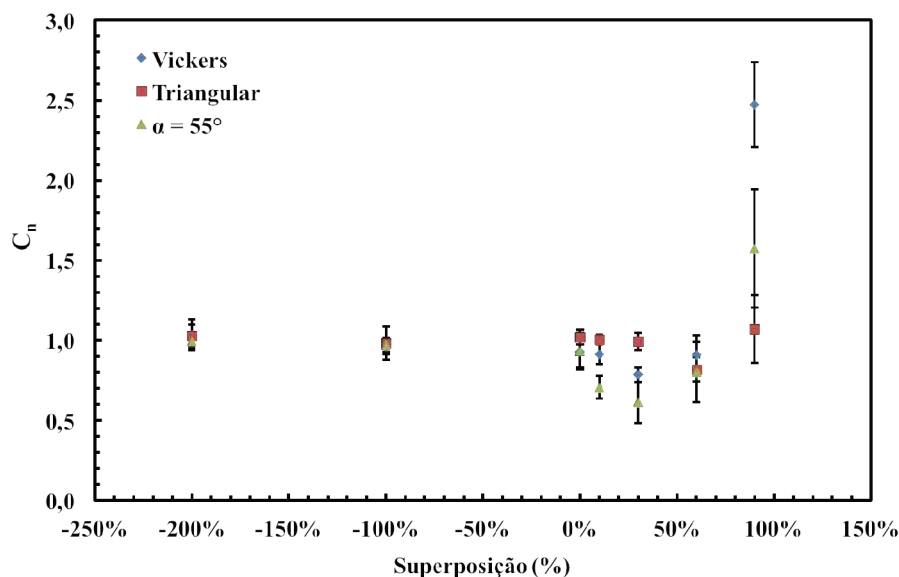


Figura 5-50: Constante de carregamento normalizada em função índice de superposição para diferentes formatos de indentadores. Força de indentação de 500 mN.

Pode ser visto na Figura 5-50 uma diferença clara entre o indentador piramidal de base triangular para os indentadores de base quadrada. Ambos os indentadores de base quadrada apresentaram o menor valor de C_n para um índice de superposição de 30%, enquanto que para indentador de base triangular apresentou o mínimo para 60%. Também pode ser visto que houve uma maior perda de resistência à penetração para $\alpha = 55^\circ$ comparado ao indentador com ângulo $\alpha = 68^\circ$ (Vickers).

5.6 Simulação de superposição de eventos

Como pôde ser observado na seção anterior, o campo de tensões e de deformações pode influenciar diretamente o comportamento do material na superposição de eventos. Desta forma, foram realizadas simulações numéricas com os indentadores Vickers, triangular e esférico (com diâmetro igual a 5 μm) e assim, observar a evolução do campo de tensões e deformações ao longo do teste.

5.6.1 Análise das tensões

A evolução do campo de tensão máxima principal encontrado por simulação numérica da superposição de eventos para uma força de indentação de 500 mN ($h_{max} = 2,19 \mu\text{m}$), indentador Vickers e índice de superposição igual a -100% pode ser visto na Figura 5-51.

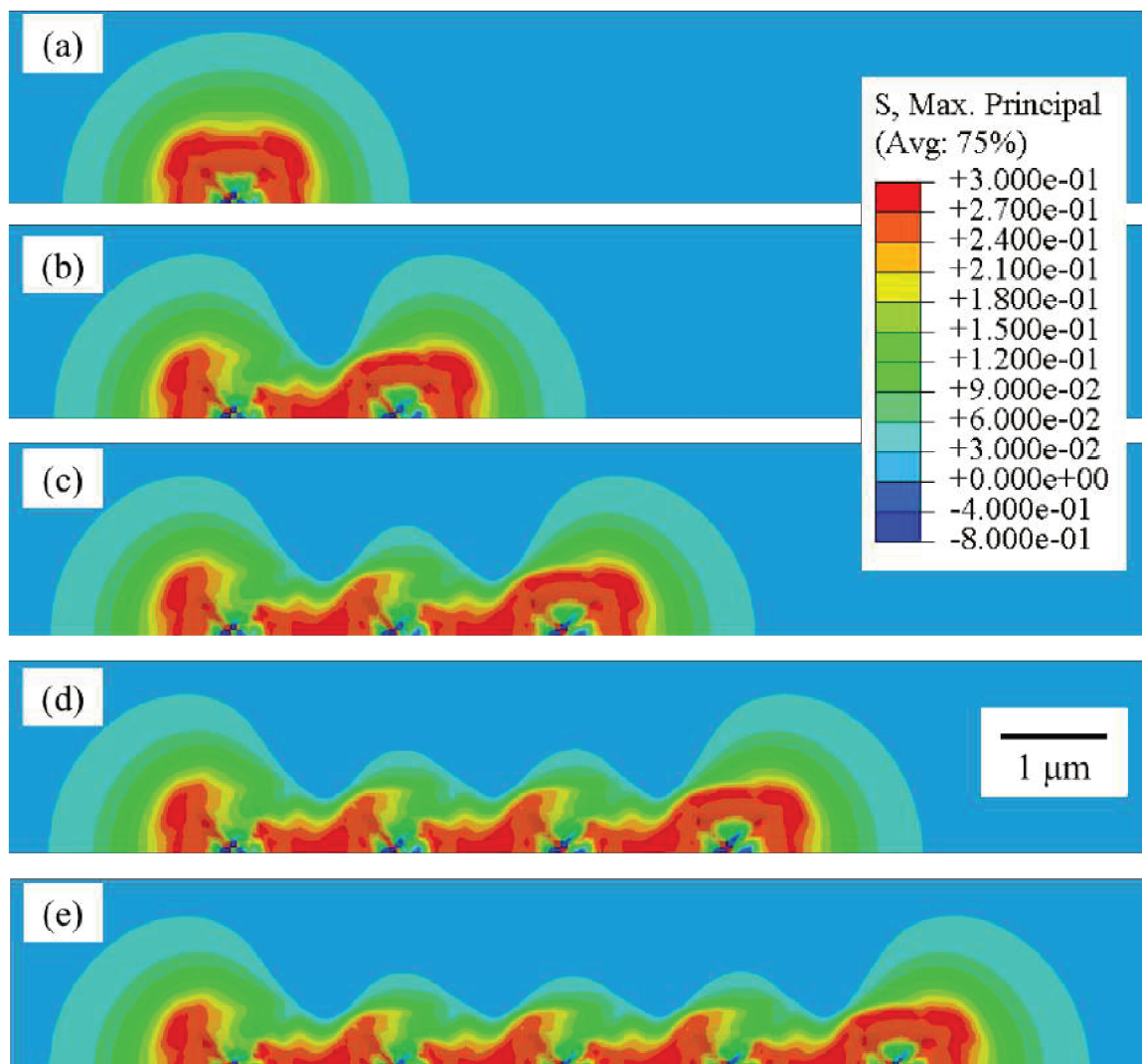


Figura 5-51: Simulação da superposição de indentação. Indentador Vickers. Índice de superposição igual a 100 %. $h_{max} = 2,19 \mu\text{m}$ que equivale a 500 mN. Tensão máxima principal (GPa). Vista superior. Indentações realizadas da esquerda para a direita.

Como pode ser visto na Figura 5-51, inicialmente o campo de tensão máxima principal possui forma circular ao redor da impressão de dureza. Com as impressões subsequentes o campo de tensão é partido e gera-se um campo concentrado apenas entre uma impressão e outra.

Esse comportamento pode explicar porque ocorrem, com frequência, trincas e até mesmo perda de massa entre uma impressão e outra semelhante às apresentadas nas Figura 5-33, Figura 5-35, e Figura 5-43.

O comportamento apresentado na Figura 5-51 independe do indentador, como pode ser observado na Figura 5-52. A Figura 5-52a mostra o campo de tensão máxima principal para indentador esférico e a Figura 5-52b para indentador triangular. Em ambos os casos a profundidade de indentação foi de $1,39 \mu\text{m}$ e $S = -100\%$.

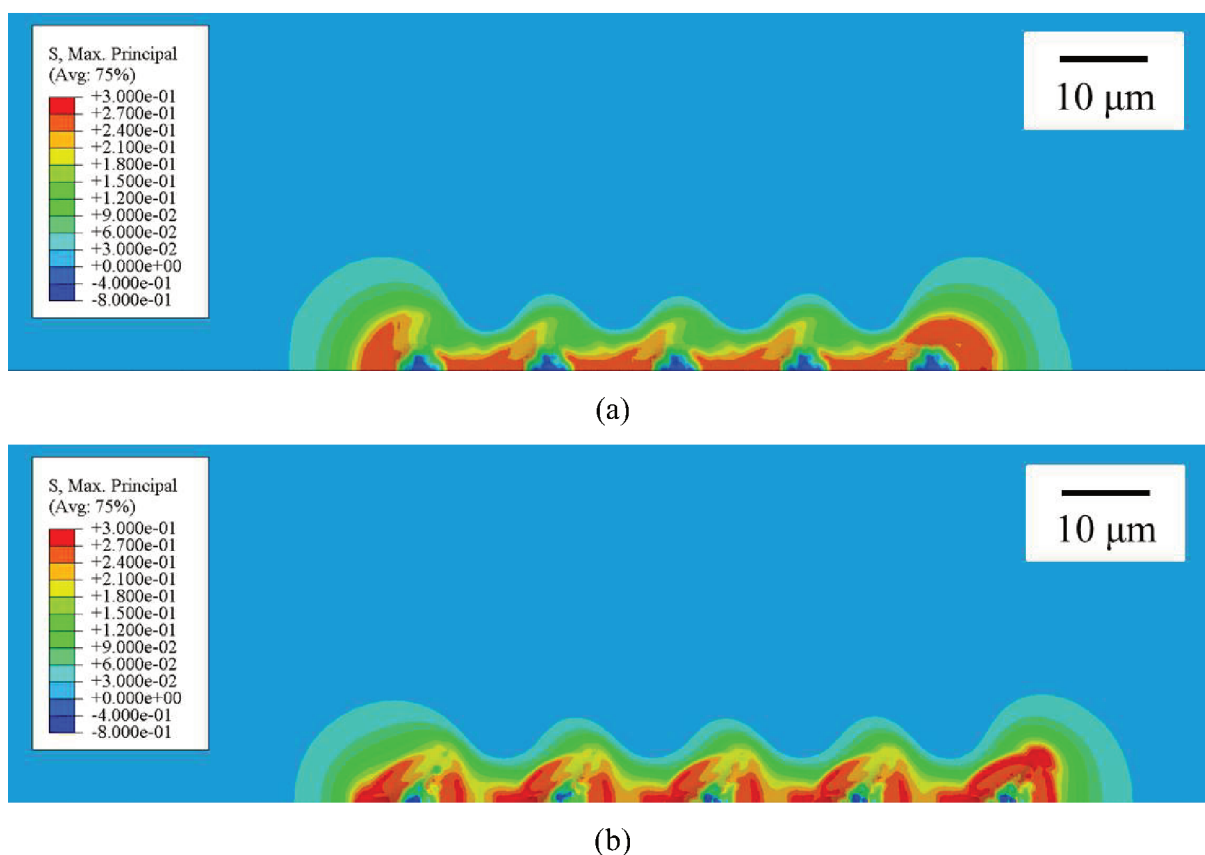


Figura 5-52: Campo de tensão máxima principal após o 5^a ciclo para índice de superposição de -100% . (a) Indentador esférico com $5 \mu\text{m}$ de diâmetro e (b) Indentador triangular. $h_{max} = 1,39 \mu\text{m}$. Vista superior. Unidade de em GPa. Indentações realizadas da esquerda para a direita.

A Figura 5-52 mostra que, de forma genérica, o formato do campo de tensão é semelhante para os três indentadores empregados. Em todos os casos há, nas extremidades, uma região mais abrangente onde o raio da área de tensão máxima principal, R_{MP} , é 3 a 4 vezes o tamanho da impressão (como mostrado na Figura 5-24). E nas indentações intermediárias o valor do R_{MP} é de 2 vezes o tamanho da impressão de dureza. Também pode ser visto que nas

regiões intermediárias também se concentra os maiores valores de tensão de tração. Este fenômeno, como mencionado anteriormente, pode causar o surgimento de defeitos e até mesmo de perda de massa entre as indentações, como mostrado na Figura 5-53.

A Figura 5-53 mostra que é possível prever, com os modelos desenvolvidos, a nucleação de trincas radiais entre uma impressão de dureza e outra. O resultado de dano, d_t , para índice de superposição de -100% e força 500 mN é apresentado na Figura 5-53. Este resultado é semelhante ao experimental Figura 5-33.

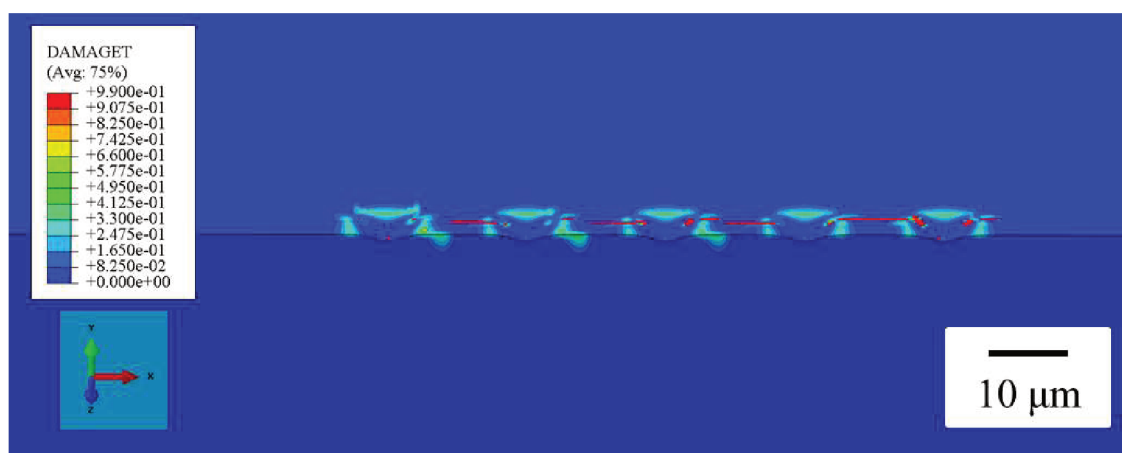


Figura 5-53: Vista isométrica da superposição de indentações após o 5^a ciclo mostrando a variável de dano. Indentador Vickers. Índice de superposição igual a -100 %. $h_{max} = 2,19 \mu\text{m}$ que equivale a 500 mN. Indentações realizadas da esquerda para a direita.

5.6.2 Evolução do campo de tensões subsuperficial

A evolução do campo de tensão abaixo da superfície pode ser visto na Figura 5-54. A figura mostra o resultado da superposição de indentações Vickers com força de 500 mN e índice de superposição igual a 30%.

Pode ser visto após o primeiro ciclo, na região imediatamente abaixo da impressão, apresenta tensões de tração com valores próximos 150 MPa. Com os ciclos subsequentes a tensão de tração se mantém constante, porém a área aumenta. Desta forma, há uma maior probabilidade de um defeito nuclear uma trinca lateral. Após o quarto ciclo, Figura 5-54d, tensões entre 180 a 210 MPa começam a surgir e após o quinto ciclo, Figura 5-54e, tensões

entre 270 e 300 MPa surgem próximo a última indentação, estes valores são próximos ao limite de ruptura do material.

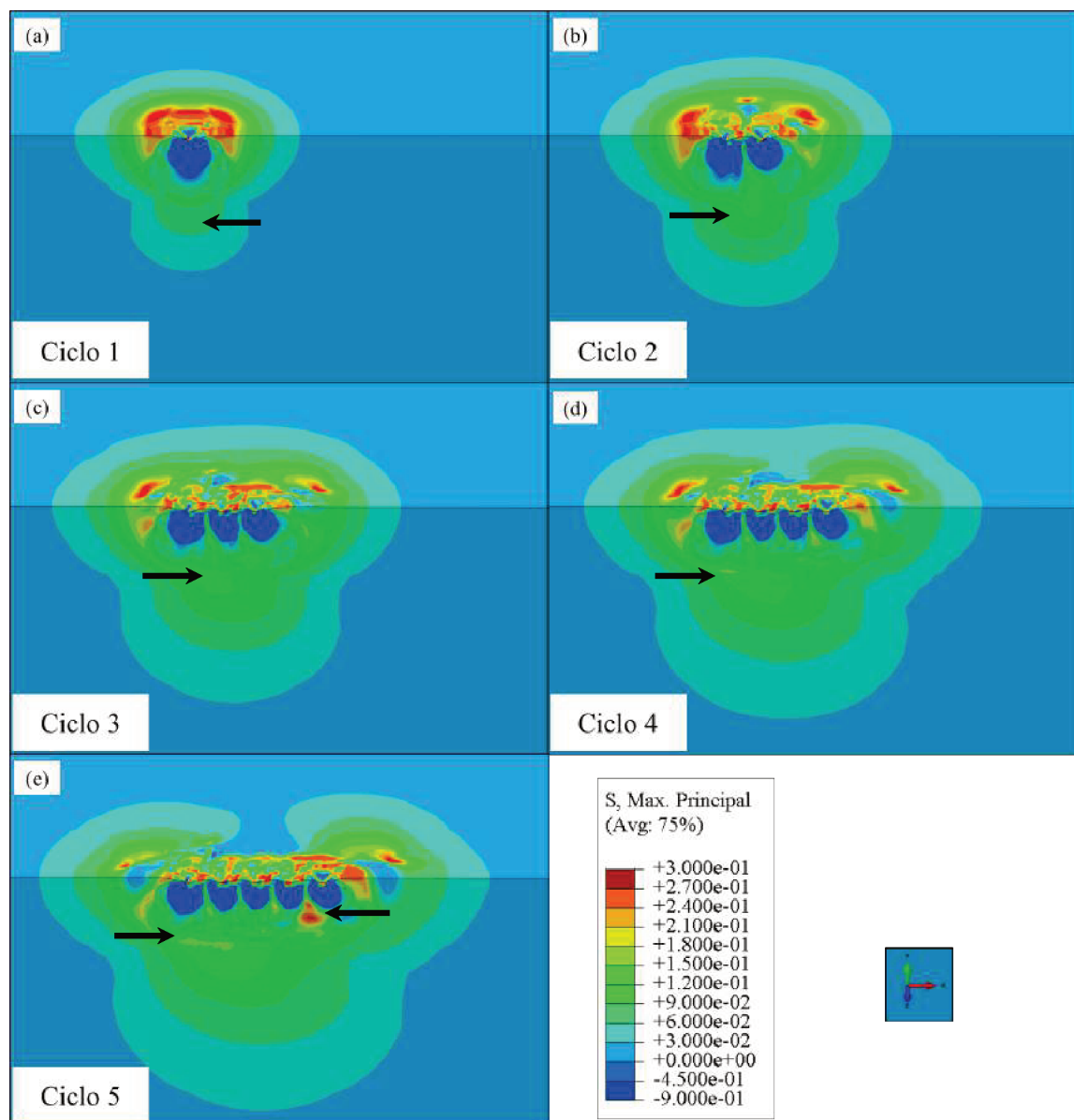


Figura 5-54: Evolução do campo de tensão máxima principal ao longo dos 5 ciclos. $S = 30\%$. $h_{max} = 2,19 \mu\text{m}$ o que equivale a 500 mN. Indentador Vickers. Unidades em GPa da tensão. Vista isométrica. Indentações realizadas da esquerda para a direita.

O acúmulo de tensão ao final da quinta indentação ocorre independente do indentador e da profundidade de indentação, como pode ser visto na Figura 5-55. Esta figura mostra o campo de tensões principais na direção Y, ou seja as tensões que causam a abertura de trincas laterais, resultado da simulação de superposição de indentações com indentador triangular, Figura

5-55a, e esférico, Figura 5-55b, ambos para uma profundidade máxima de $1,39 \mu\text{m}$ e índice de superposição de 90%. Com o intuito de observar se o acúmulo de tensão de tração na direção Y também ocorre para baixas cargas, foi simulado, exclusivamente com indentador esférico, a superposição de indentações com profundidade de $0,2 \mu\text{m}$ (o que equivale a uma força máxima de 20 mN), o resultado é apresentado na Figura 5-55c.

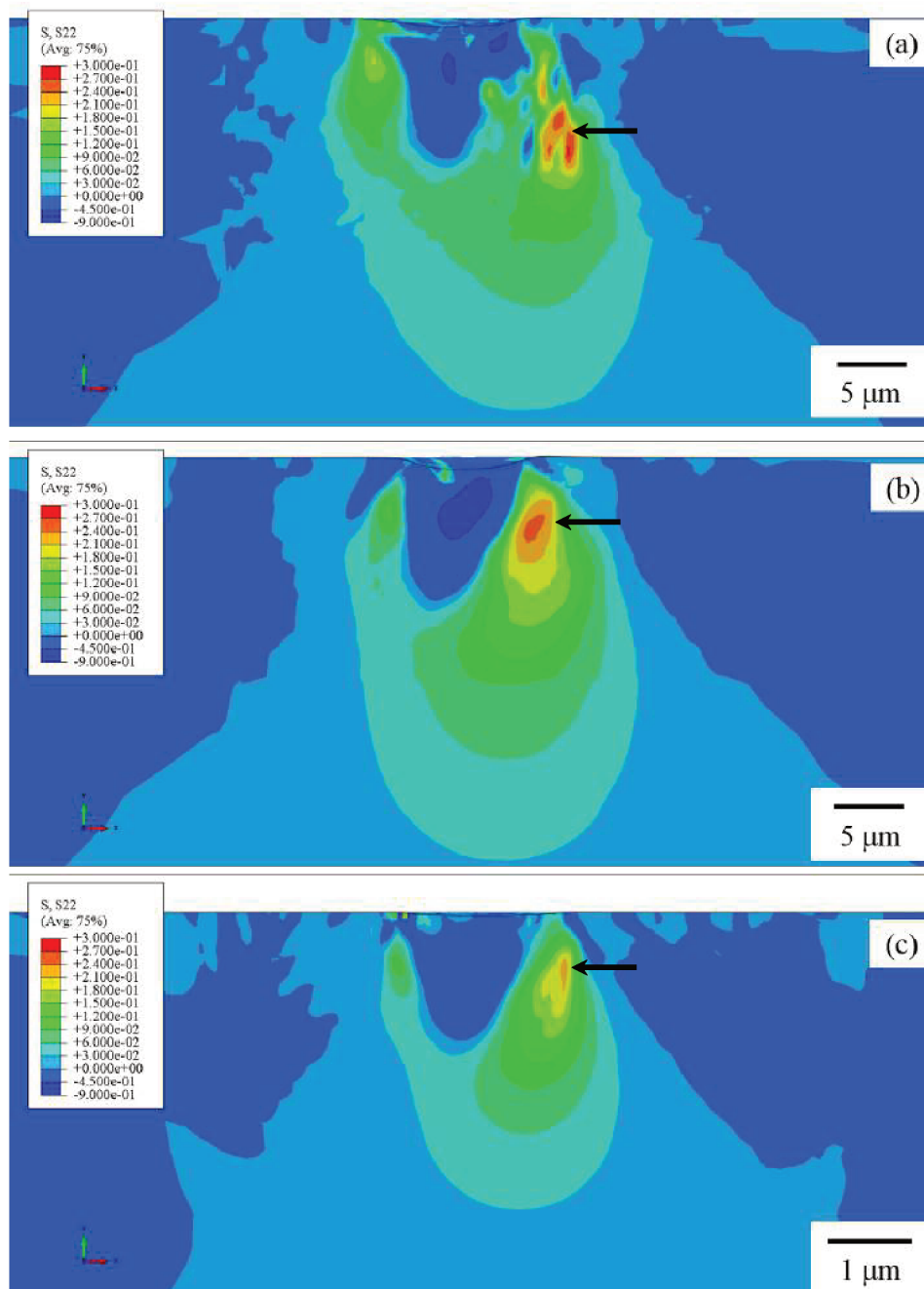


Figura 5-55: Campo de tensão principal na direção Y após a quinta indentação. (a) indentador triangular, (b) esférico: $h_{max} = 1,39 \mu\text{m}$ (c) Indentador esférico, $h_{max} = 0,2 \mu\text{m}$. Unidades em GPa. Setas indicam local crítico. Indentações realizadas da esquerda para a direita

Como pode ser visto na Figura 5-55, o acúmulo de tensão ocorre em todos os casos e o local crítico foi sempre próximo ao último ciclo de indentação, o local é indicado pelas setas. Este acúmulo de tensão ocorre abaixo da superfície com uma intensidade de tensão que varia de um indentador para o outro e também varia com a profundidade de indentação. O valor da tensão de tração e a profundidade são apresentados na Tabela 5.5.

Tabela 5.5: Profundidade e tensão de tração da região crítica após o 5^a ciclo e S = 90%.

Profundidade de indentação	Parâmetro	Vickers	Triangular	Esférico
0,20 μm	h (μm)	-	-	0,90
	σ (MPa)	-	-	250
1,39 μm	h (μm)	4,50	6,71	4,50
	σ (MPa)	275	300	260
2,37 μm	h (μm)	5,52	-	-
	σ (MPa)	290	-	-

Como pode ser visto na Tabela 5.5, para uma mesma profundidade de indentação, o indentador triangular apresenta o maior valor de tensão a uma maior profundidade, 49% mais profundo comparado aos outros indentadores. Também pode ser visto que ao aumentar a profundidade de indentação (ou aplicar uma força de indentação maior), nas situações avaliadas, a região crítica fica mais profunda.

O resultado apresentado anteriormente permite chegar à conclusão que o indentador triangular foi mais severo que o indentador Vickers e o indentador esférico. Pois, para uma mesma profundidade de indentação, o indentador triangular causou uma tensão de tração sub-superficial maior e mais profunda que os outros indentadores o que pode permitir remover um volume de material maior.

Este acúmulo de tensão devido a interação de indentações pode explicar a perda de matéria próximo à última indentação apresentada nas Figuras 4.36 e 4.45. E também pode explicar porque ocorre desgaste em materiais cerâmicos em microabrasão onde as forças por partículas são baixas em relação a macro abrasão. Os autores Jing, Maiti e Subhash (2007) também observaram um acúmulo de tensão de tração a frente do indentador ao simular o riscamento de materiais com características frágeis. Portanto, os modelos analíticos (EVANS; WILSHAW, 1976; LAWN, 1975; MOORE; KING, 1980), devem considerar a formação de trincas laterais pela ação sucessiva das partículas abrasivas. Pois, como pode ser visto neste

trabalho, as trincas laterais, que são as que levam a perda de massa, podem ser nucleadas por forças bem inferiores as requeridas em ensaios de indentação convencional.

5.6.3 Avaliação da deformação plástica equivalente máxima

A Figura 5-56 mostra a deformação plástica equivalente máxima no centro da indentação, encontrada pelas simulações, em função do índice de superposição para os três indentadores estudados.

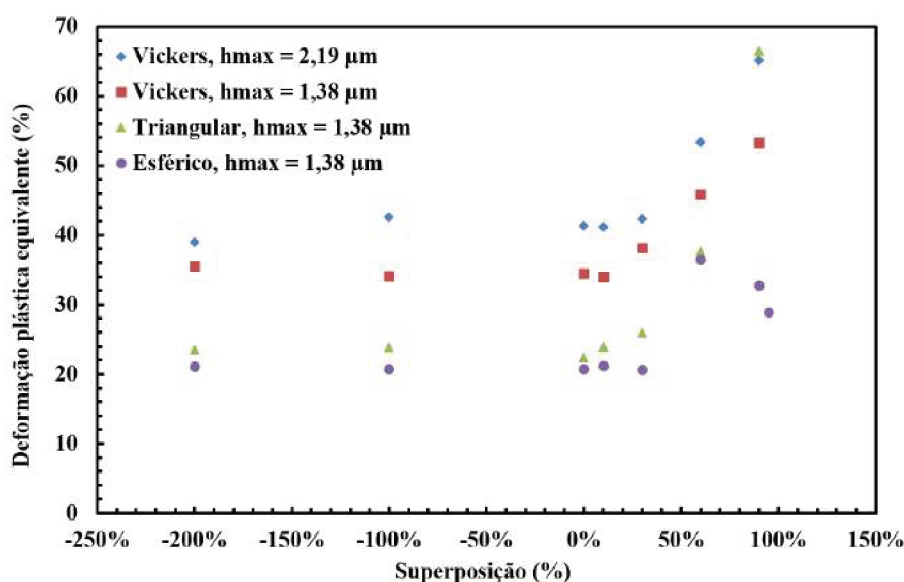


Figura 5-56: Deformação plástica equivalente máxima em função do índice superposição.

Como pode ser visto na Figura 5-56 para o indentador Vickers a deformação plástica equivalente se mantém constante até superposição de 10 %. Para o indentador esférico a deformação plástica é constante até 30 % e para o triangular até 0 %. Este resultado mostra que a forma do indentador influencia diretamente na interação do campo de deformação plástica. Também pode ser visto que, para uma mesma profundidade de indentação, a deformação plástica proporcionada pelo indentador Vickers, até $S = 10\%$, é 51 % maior que a deformação causada pelo indentador triangular e 69 % maior que o indentador esférico. O indentador triangular apresenta valores de deformação plástica menores que os do Vickers, porém, para índices de superposição maiores que 10 %, aumenta rapidamente, alcançando valores superiores aos do Vickers para $S = 90\%$. Esse comportamento pode explicar porque que com

o indentador triangular e em baixos valores de superposição predomina apenas a deformação plástica e para altos valores de superposição ocorre uma maior proporção de trincas e perda de massa, como pode ser visto nas Figura 5-31 e Figura 5-41.

O comportamento da deformação plástica equivalente do indentador esférico é semelhante ao dos outros indentadores até $S = 60\%$. Para valores de S superiores a 60% o valor da deformação diminui. Ao observar esse comportamento foi realizado mais uma simulação, exclusivamente com o indentador esférico, para $S = 95\%$, como pode ser visto na Figura 5-56. O valor de deformação equivalente continuou a diminuir. Em geral, a geometria esférica proporciona deformações plásticas menores comparado aos outros indentadores.

Os resultados anteriores sugerem que as indentações subsequentes aumentam a deformação plástica já existente, porém resultados experimentais mostraram o contrário (BUIJS; MARTENS, 1992). Os autores Buijs e Martens (1992) observaram, ao realizar ensaios de interação de indentações, que mesmo para indentações próximas umas das outras não ocasionou em aumento do comprimento da trinca radial e o comprimento total da trinca radial está diretamente relacionado deformação plástica e a tensão ao redor da impressão (LAWN; EVANS; MARSHALL, 1980).

A Figura 5-57 apresenta a forma final, após o quinto ciclo de indentação, do campo de deformação no vidro para diferentes indentadores.

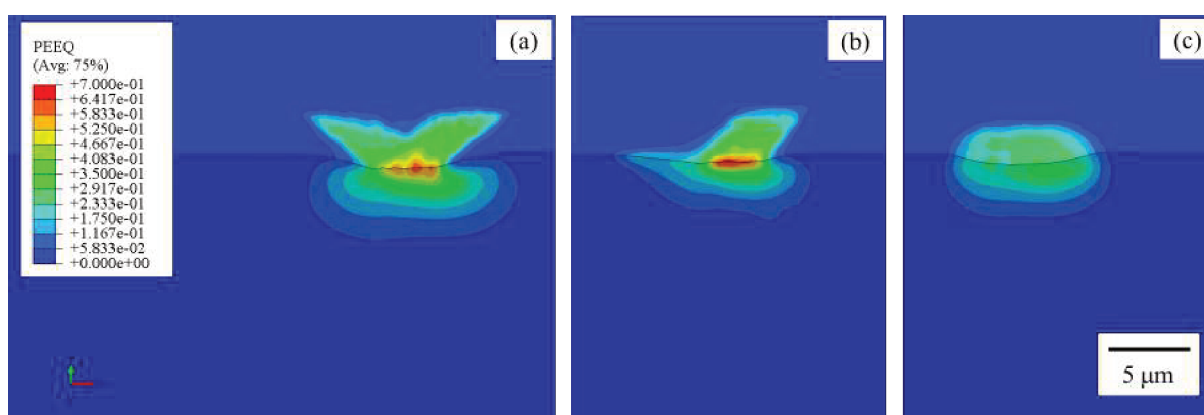


Figura 5-57: Campo de deformações após o 5º ciclo de indentação. Indentador (a) Vickers, (b) triangular e (c) esférico. Unidades em valor absoluto. Indentações realizadas da esquerda para a direita.

Como pode ser visto, para cada formato de indentador a forma final do campo de deformações muda. E como pode ser visto, independente da forma, os indentadores angulosos apresentam a maior deformação no ponto de contato.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÕES

As principais conclusões, obtidas com a metodologia e o modelo de elementos finitos desenvolvidos, são descritas a seguir:

- 1) Neste trabalho, o *Concrete Damaged Plasticity* (CDP) foi escolhido para modelar uma indentação em vidro sodo-cálcico. Esta abordagem foi bem-sucedida em representar a fratura em indentações de baixa carga.
- 2) A simulação desenvolvida apresentou a curva força-deslocamento ($p-h$) para o vidro. Este resultado foi validado com experimentos para diferentes cargas de indentação. A principal diferença foi relacionada à forma da curva $p-h$ que representou um erro de 5,3% quando comparada com a fase de descarregamento. A constante de carregamento C apresentou erros de até 2,4% quando comparada com os resultados experimentais.
- 3) O comprimento da trinca observado na simulação foi semelhante ao comprimento da trinca medido nas marcas de microindentações experimentais. O erro relacionado a essa comparação foi de até 10%. Além disso, a evolução das trincas radiais foi semelhante à descrita na literatura, na qual a nucleação e o crescimento da trinca ocorrem apenas na fase de descarregamento do ciclo de indentação. A geometria da impressão de dureza foi semelhante à encontrada em experimentos de microindentação. A o tamanho da impressão apresentou erros de até 5,3%.

- 4) Ao variar o ângulo de abertura do indentador piramidal de base quadrada pôde-se concluir que ao aumentar a área de contato (aumentar o ângulo de abertura) aumenta-se a força requerida para se chegar à mesma profundidade de indentação. O raio da tensão máxima principal, R_{MP} , aumenta de duas vezes o tamanho da impressão para $\alpha = 81^\circ$ para quadro vezes o tamanho da impressão quando se utilizando $\alpha = 55^\circ$. O valor da deformação plástica remanescente aumenta com a diminuição do ângulo entre faces.
- 5) Com os ensaios de superposição de indentações pôde-se constatar que para os indentadores Vickers e triangular predomina-se a deformação plástica na interação de indentações com força de até 200 mN em todos casos de superposição estudados. Ao aumentar a força de indentação para 500 mN, quanto se utilizam baixos valores de superposição, até 30%, predomina-se a deformação plástica e para valores de superposição maiores predomina-se a fratura podendo haver perda de massa. Para força de indentação de 1000 mN apenas nas superposições de -200% e -100% predominou a deformação plástica, nas outras predominou a fratura com perda de massa. Ao se utilizar o indentador piramidal com ângulo entre faces de 55° e força de indentação de 500 mN apresentou fratura e perda de massa em todas as superposições.
- 6) Trincas laterais foram o principal mecanismo de perda de massa. Na maioria dos casos elas surgem entre uma indentação e outra podendo haver perda de massa. Outro mecanismo que ocorreu frequentemente foi o lascamento superficial, na qual pequenas lâminas são removidas da superfície ao redor das indentações.
- 7) A curva de carregamento é alterada pela superposição de indentações. Os indentadores de base quadrada apresentaram o menor valor de C_n para superposição de 30 % enquanto que o indentador triangular foi para $S = 60\%$. Em todos os casos para superposições além do valor mínimo de C_n a resistência a penetração aumenta. Também foi observado que o comportamento da curva de carregamento não é influenciado pela força de indentação, dentro da faixa analisada.
- 8) O comportamento da curva de carregamento em função da superposição foi explicado pelo campo de tensão máxima principal e pelo campo de deformação plástica observados por simulação computacional. A menor resistência à penetração se dá

quando a segunda indentação ocorre em regiões onde existe alta tensão de tração, maior que 240 MPa, e nenhuma deformação plástica. O ganho de resistência à penetração ocorre quando a indentação é dentro da impressão de dureza onde há tensões de compressão e deformação plástica. Quando a segunda indentação acontece em regiões onde apresentam baixo valor de tensão de tração, menor que 150 MPa, e sem deformação plástica a inclinação da curva de carregamento não é afetada pela superposição de indentações.

- 9) Independente da força de indentação, com as impressões subsequentes ocorre um acúmulo de tensão de tração abaixo da superfície que pode levar a nucleação de trincas laterais, caso haja uma defeito suficientemente grande. O indentador triangular foi considerado o mais severo por apresentar maiores tensões trativas há uma profundidade maior quando comparado aos outros indentações.
- 10) Para todos os indentadores o nível de deformação plástica é constante até determinado ponto, em seguida aumenta. O indentador esférico foi o único que para superposição acima de 60% apresenta uma diminuição na deformação plástica máxima.

CAPÍTULO VII

TRABALHO FUTUTOS

Para a continuidade deste trabalho, sugere-se:

- Análise com cargas da ordem das encontradas em ensaios de microabrasão;
- Estudo da transição dúctil-frágil de revestimentos tribológicos;
- Desenvolvimento de uma metodologia para estender a análise de superposição de indentações em uma área;
- Desenvolvimento de um modelo empírico de desgaste abrasivo utilizando a metodologia proposta neste trabalho;
- Estudo de outros modelos de dano incluindo dano por cisalhamento na zona de compressão.

CAPÍTULO VIII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABAQUS. **ABAQUS Documentation**. Providence: Dassault Systèmes, 2010.
- ADACHI, K.; HUTCHINGS, I. M. Wear-mode mapping for th micro-scale abrasion test. **Wear**, v. 255, n. 1–6, p. 23–29, 2003. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00073-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00073-5)
- ANSTIS, G. R. et al. A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 64, n. 9, p. 533–538, set. 1981.
- ARDILA, M. A. N. **INFLUÊNCIA DA NATUREZA E TOPOGRAFIA DA SUPERFÍCIE NA MICRO-ABRASÃO E MICRO- ABRASÃO-CORROSÃO**. [s.l.] Universidade Federal de Uberlândia, 2017.
- ARORA, A. et al. Indentation deformation/fracture of normal and anomalous glasses. **Journal of Non-Crystalline Solids**, v. 31, n. 3, p. 415–428, 1979. [https://doi.org/10.1016/0022-3093\(79\)90154-6](https://doi.org/10.1016/0022-3093(79)90154-6)
- BAO, Y. W. et al. Nondestructively determining local strength and residual stress of glass by Hertzian indentation. **Acta Materialia**, v. 50, n. 18, p. 4659–4666, 2002. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00316-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00316-6)
- BATHE, K.-J. **Finite Element Procedures**. Prentice H ed. New Jersey: [s.n.].
- BLACK, A. J.; KOPALINSKY, E. M.; OXLEY, P. L. B. An investigation of the different regimes of deformation which can occur when a hard wedge slides over a soft surface: The influence of wedge angle, lubrication and prior plastic working of the surface. **Wear**, v. 123, n. 1, p. 97–114, abr. 1988. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(88\)90089-0](https://doi.org/10.1016/0043-1648(88)90089-0)
- BOZZI, A. C.; DE MELLO, J. D. B. Wear resistance and wear mechanisms of WC-12%Co

thermal sprayed coatings in three-body abrasion. **Wear**, v. 233–235, p. 575–587, 1999.

[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(99\)00206-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(99)00206-9)

BRISCOET, B. J.; SEBASTIAN, K. S.; ADAMS, M. J. The effect of indenter geometry on the elastic response to indentation. **Journal Physics D: Applied Physics**, v. 27, p. 1156–1162,

1994. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/27/6/013>

BRUNS, S. et al. Constitutive modeling of indentation cracking in fused silica. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 100, n. 5, p. 1928–1940, 2017.

<https://doi.org/10.1111/jace.14734>

BUIJS, M.; HOUTEN, K. K. VAN. Three-body abrasion of brittle materials as studied by lapping. **Wear**, v. 166, n. 2, p. 237–245, 1993. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(93\)90267-P](https://doi.org/10.1016/0043-1648(93)90267-P)

BUIJS, M.; KORPEL-VAN HOUTEN, K. A model for lapping of glass. **Journal of Materials Science**, v. 28, n. 11, p. 3014–3020, jan. 1993. <https://doi.org/10.1007/BF00354706>

BUIJS, M.; MARTENS, L. A. A. G. Effect of Indentation Interaction on Cracking. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 75, n. 10, p. 2809–2814, 1992.

<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1992.tb05509.x>

BURGHARD, Z. et al. Crack opening profiles of indentation cracks in normal and anomalous glasses. **Acta Materialia**, v. 52, n. 2, p. 293–297, 2004.

<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.09.014>

CASALS, O.; ALCALÁ, J. The duality in mechanical property extractions from Vickers and Berkovich instrumented indentation experiments. **Acta Materialia**, v. 53, n. 13, p. 3545–3561,

2005. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.03.051>

CHIANG, S. S.; MARSHALL, D. B.; EVANS, A. G. The response of solids to elastic/plastic indentation. I. Stresses and residual stresses. **Journal of Applied Physics**, v. 53, n. 1, p. 298–

311, 1982a. <https://doi.org/10.1063/1.329930>

CHIANG, S. S.; MARSHALL, D. B.; EVANS, A. G. The response of solids to elastic/plastic indentation. II. Fracture initiation. **Journal of Applied Physics**, v. 53, n. 1, p. 312–317, jan.

1982b. <https://doi.org/10.1063/1.329932>

COOK, R. F.; PHARR, G. M. Direct Observation of Indentation Cracking in Glass and Ceramics. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 73, p. 787, 1990.

<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1990.tb05119.x>

DA SILVA, W. M. **SIMULAÇÃO DO DESGASTE ABRASIVO VIA INTERAÇÕES MÚLTIPLAS**. [s.l.] Universidade Federal de Uberlândia, 2008.

DA SILVA, W. M.; COSTA, H. L.; DE MELLO, J. D. B. Transitions in abrasive wear

mechanisms: Effect of the superimposition of interactions. **Wear**, v. 271, n. 5–6, p. 977–986, jun. 2011. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.04.010>

DA SILVA, W. M.; DE MELLO, J. D. B. **Método de Simulação do Desgaste Abrasivo Usando Interações Múltiplas**. 64^o Congresso Anual da ABM – Associação Brasileira de Metalurgia. **Anais...**Belo Horizonte, MG.: 2009a <https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.06.005>

DA SILVA, W. M.; DE MELLO, J. D. B. Using parallel scratches to simulate abrasive wear. **Wear**, v. 267, n. 11, p. 1987–1997, out. 2009b.

DA SILVA, W. M.; DE MELLO, J. D. B. **Superimposition of Indentations: Experimental Approach**. First International Brazilian Conference on Tribology. **Anais...**Rio de Janeiro: 2010

DAMIÃO, C. A. **EFEITO DA TEXTURA METALÚRGICA NA RESISTÊNCIA À ABRASÃO DE AÇOS AO MANGANÊS**. [s.l.] Universidade Federal de Uberlândia, 2018.

DE MELLO, J. D. B. **Structures Metallurgiques et Caracterization de L'abrasion des Fontes Blanches au Chrome**. [s.l: s.n.].

DE MELLO, J. D. B.; DURAND-CHARRE, M.; MATHIA, T. A sclerometric study of unidirectionally solidified Cr-Mo white cast irons. **Wear**, v. 111, n. 2, p. 203–215, set. 1986. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(86\)90220-6](https://doi.org/10.1016/0043-1648(86)90220-6)

DIAS, A. M. DA S. **Análise Numérica do Processo de Fratura no Ensaio de Indentação Vickers em uma Liga de Carboneto de Tungstênio com Cobalto**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS Curso, 2004.

EVANS, A. G.; WILSHAW, T. R. Quasi-static solid particle damage in brittle solids—I. Observations analysis and implications. **Acta Metallurgica**, v. 24, n. 10, p. 939–956, out. 1976. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(76\)90042-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(76)90042-0)

EYRE, T. S. The mechanisms of wear. **Tribology International**, v. 11, n. 2, p. 91–96, 1978. [https://doi.org/10.1016/0301-679X\(78\)90135-4](https://doi.org/10.1016/0301-679X(78)90135-4)

FANG, L. et al. Movement patterns of abrasive particles in three-body abrasion. **Wear**, v. 162–164, p. 782–789, abr. 1993. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(93\)90079-2](https://doi.org/10.1016/0043-1648(93)90079-2)

FARRIS, T. N.; CHANDRASEKAR, S. Wear mechanisms in ceramic machining. **ASME. Appl. Mech. Rev.**, v. 47, n. 6, p. 204–208, 1994. <https://doi.org/10.1115/1.3124408>

FRANCO JR., A. R. et al. The use of a vickers indenter in depth sensing indentation for measuring elastic modulus and vickers hardness. **Materials Research**, v. 7, n. 3, p. 483–491, 2004. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392004000300018>

GIANNAKOPOULOS, A. E. Elastic and viscoelastic indentation of flat surfaces by pyramid indentors. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 54, n. 7, p. 1305–1332, 2006.

<https://doi.org/10.1016/j.jmps.2006.01.011>

GIANNAKOPOULOS, A. E.; LARSSON, P. L. Analysis of pyramid indentation of pressure-sensitive hard metals and ceramics. **Mechanics of Materials**, v. 25, n. 1, p. 1–35, 1997.

[https://doi.org/10.1016/S0167-6636\(96\)00051-8](https://doi.org/10.1016/S0167-6636(96)00051-8)

GIANNAKOPOULOS, A. E.; LARSSON, P. L.; VESTERGAARD, R. **Analysis of Vickers indentation** *International Journal of Solids and Structures*, 1994.

GONG, J.; MIAO, H.; PENG, Z. On the contact area for nanoindentation tests with Berkovich indenter: Case study on soda-lime glass. **Materials Letters**, v. 58, n. 7–8, p. 1349–1353, 2004.

<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2003.09.026>

HAGAN, J. T. Micromechanics of crack nucleation during indentations. **Journal of Materials Science**, v. 14, n. 12, p. 2975–2980, 1979. <https://doi.org/10.1007/BF00611482>

HAGAN, J. T. Shear deformation under pyramidal indentations in soda-lime glass. **Journal of Materials Science**, v. 15, n. 6, p. 1417–1424, 1980. <https://doi.org/10.1007/BF00752121>

HAGAN, J. T.; SWAIN, M. V. The origin of median and lateral cracks around plastic indents in brittle materials. **Journal Physics D: Applied Physics**, v. 11, n. 15, p. 2091–2102, 1978.

<https://doi.org/10.1088/0022-3727/11/15/007>

HAGAN, J. T.; VAN DER ZWAAG, S. Plastic processes in a range of soda-lime-silica glasses. **Journal of Non-Crystalline Solids**, v. 64, n. 1–2, p. 249–268, 1984.

[https://doi.org/10.1016/0022-3093\(84\)90221-7](https://doi.org/10.1016/0022-3093(84)90221-7)

HARANO, T. et al. Crack evolution in Vickers indentation for soda-lime-silica glass. **Journal of Materials Science**, v. 17, n. 5, p. 1493–1500, 1982. <https://doi.org/10.1007/BF00752265>

HORNBOGEN, E. The role of fracture toughness in the wear of metals. **Wear**, v. 33, n. 2, p. 251–259, 1975. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(75\)90280-X](https://doi.org/10.1016/0043-1648(75)90280-X)

HUTCHINGS, I. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. [s.l.] Butterworth-Heinemann, 1992.

JANG, J. IL; PHARR, G. M. Influence of indenter angle on cracking in Si and Ge during nanoindentation. **Acta Materialia**, v. 56, n. 16, p. 4458–4469, 2008.

<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.05.005>

JING, X.; MAITI, S.; SUBHASH, G. A new analytical model for estimation of scratch-induced damage in brittle solids. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 90, n. 3, p. 885–892, 2007.

<https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2006.01471.x>

JOHANNIS, K. E. et al. An evaluation of the advantages and limitations in simulating indentation cracking with cohesive zone finite elements. **Modelling and Simulation in**

Materials Science and Engineering, v. 22, n. 1, 2014. <https://doi.org/10.1088/0965-0393/22/1/015011>

JOST, H. P. **Lubrication (Tribology) Education and Research, ('Jost Report') UK Department of Education and Science**. [s.l: s.n.].

KANG, J. J.; BECKER, A. A.; SUN, W. Determining elastic-plastic properties from indentation data obtained from finite element simulations and experimental results. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 62, n. 1, p. 34–46, 2012. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2012.05.011>

KRSTIC, V. D. Effect of microstructure on fracture of brittle materials: Unified approach. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, v. 45, n. 3, p. 212–226, jun. 2006. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2006.03.005>

KURKJIAN, C. R.; KAMMLOTT, G. W.; CHAUDHRI, M. M. **Indentation Behavior of Soda-Lime Silica Glass, Fused Silica, and Single-Crystal Quartz at Liquid Nitrogen Temperature** **Journal of the American Ceramic Society**, 1995.

LARSEN-BADSE, J. Influence of grit size on the groove formation during sliding abrasion. **Wear**, v. 11, n. 3, p. 213–222, mar. 1968. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(68\)90559-0](https://doi.org/10.1016/0043-1648(68)90559-0)

LAURENT, P.; DE MELLO, J. D. B. **Transição Abrasão Dúctil / Abrasão Frágil em Vidros Sodo-cálcicos**. II Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste. **Anais...**Uberlândia: 1991

LAWN, B. R. A model for the wear of brittle solids under fixed abrasive conditions. **Wear**, v. 33, n. 2, p. 369–372, 1975. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(75\)90290-2](https://doi.org/10.1016/0043-1648(75)90290-2)

LAWN, B. R.; DABBS, T. P.; FAIRBANKS, C. J. Kinetics of shear-activated indentation crack initiation in soda-lime glass. **Journal of Materials Science**, v. 18, n. 9, p. 2785–2797, 1983. <https://doi.org/10.1007/BF00547596>

LAWN, B. R.; EVANS, A. G.; MARSHALL, D. B. Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Median/Radial Crack System. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 63, n. 9–10, p. 574–581, set. 1980. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1980.tb10768.x>

LAWN, B. R.; SWAIN, M. V. Microfracture beneath point indentations in brittle solids. **Journal of Materials Science**, v. 10, n. 1, p. 113–122, jan. 1975. <https://doi.org/10.1007/BF00541038>

LAWN, B.; WILSHAW, T. R. **Fracture of brittle solids**. First ed. Cambridge: Cambridge University Press 1975, 1975.

LE HOUÉROU, V. et al. Surface damage of soda–lime–silica glasses: indentation scratch behavior. **Journal of Non-Crystalline Solids**, v. 316, n. 1, p. 54–63, fev. 2003.

[https://doi.org/10.1016/S0022-3093\(02\)01937-3](https://doi.org/10.1016/S0022-3093(02)01937-3)

LEE, J.; FENVES, G. L. Plastic-Damage Model for Cyclic Loading of Concrete Structures. **Journal of Engineering Mechanics**, v. 124, n. 8, p. 892–900, 1998.

[https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)0733-9399\(1998\)124:8\(892\)](https://doi.org/10.1061/(ASCE)0733-9399(1998)124:8(892))

LEONARDI, A. et al. Numerical analysis of brittle materials fractured by sharp indenters. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 77, n. 2, p. 264–276, 2010.

<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2009.08.003>

LUBLINER, J. et al. A plastic-damage model for concrete. **International Journal of Solids and Structures**, v. 25, n. 3, p. 299–326, 1989. [https://doi.org/10.1016/0020-7683\(89\)90050-4](https://doi.org/10.1016/0020-7683(89)90050-4)

MARIMUTHU, K. P. et al. Spherical indentation for brittle fracture toughness evaluation by considering kinked-cone-crack. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 37, n. 1, p. 381–391, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2016.08.014>

MISRA, A.; FINNIE, I. On the size effect in abrasive and erosive wear. **Wear**, v. 65, n. 3, p. 359–373, jan. 1981. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(81\)90062-4](https://doi.org/10.1016/0043-1648(81)90062-4)

MOORE, M. A.; KING, F. S. Abrasive wear of brittle solids. **Wear**, v. 60, n. 1, p. 123–140, abr. 1980. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(80\)90253-7](https://doi.org/10.1016/0043-1648(80)90253-7)

MUCHTAR, A.; LIM, L. C.; LEE, K. H. Finite element analysis of vickers indentation cracking processes in brittle solids using elements exhibiting cohesive post-failure behaviour. **Journal of Materials Science**, v. 38, n. 2, p. 235–243, 2003. <https://doi.org/10.1023/A:1021192911257>

MULHEARN, T. O.; SAMUELS, L. E. The abrasion of metals: A model of the process. **Wear**, v. 5, n. 6, p. 478–498, 1962. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(62\)90064-9](https://doi.org/10.1016/0043-1648(62)90064-9)

NOGUEIRA, R. E. F. Q.; DE MELLO, J. D. B. **Esclerometria aplicada ao estudo do desgaste abrasivo: Potencialidades da técnica, construção e avaliação de esclerômetro retilíneo**. 43^o Congresso anual da ABM - Associação Brasileira de Metalurgia. **Anais...**Belo Horizonte: 1988

OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. **Journal of Materials Research**, v. 7, n. 6, p. 1564–1583, 1992. <https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564>

OLLER, S. **Nonlinear Dynamics of Structures**. First ed. Barcelona: Artes Gráficas Torres S.L., 2014.

PETER, K. W. Densification and flow phenomena of glass in indentation experiments. **Journal of Non-Crystalline Solids**, v. 5, n. 2, p. 103–115, 1970. [https://doi.org/10.1016/0022-3093\(70\)90188-2](https://doi.org/10.1016/0022-3093(70)90188-2)

PHILLIPS, K.; CRIMES, G. M.; WILSHAW, T. R. On the mechanism of material removal by

free abrasive grinding of glass and fused silica. **Wear**, v. 41, n. 2, p. 327–350, 1977.

[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(77\)90012-6](https://doi.org/10.1016/0043-1648(77)90012-6)

PULECIO, S. A. R. **Modelamento Do Ensaio De Indentação Instrumentada Usando Elementos Finitos E Análise Dimensional – Análise De Unicidade, Variações Experimentais , Atrito e Geometria e Deformações do Indentador**. [s.l.] Universidade de São Paulo, 2010.

RICKHEY, F.; LEE, J. H.; LEE, H. XFEM investigation on Knoop indentation cracking: Fracture toughness and aspect-ratio of radial-median cracks. **Materials and Design**, v. 107, p. 393–405, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.06.074>

ROUXEL, T. et al. Indentation deformation mechanism in glass: Densification versus shear flow. **Journal of Applied Physics**, v. 107, n. 9, p. 9–14, 2010. <https://doi.org/10.1063/1.3407559>

SÁNCHEZ-GONZÁLEZ, E. et al. Application of Hertzian Tests to Measure Stress?Strain Characteristics of Ceramics at Elevated Temperatures. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 90, n. 1, p. 149–153, jan. 2007. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2006.01339.x>

SANTANA, S. A. **Influência da morfologia de carbonetos do tipo m7C3 no comportamento em abrasão de ferros fundidos brancos eutéticos de alto cromo**. [s.l.] Universidade Federal de Uberlândia, 1994.

SAWASATO, H. et al. Relaxation behaviors of Vickers indentations in soda-lime glass. **Journal of the Ceramic Society of Japan**, v. 116, n. 1356, p. 864–868, 2008. <https://doi.org/10.2109/jcersj2.116.864>

SHETTY, H. R.; KOSEL, T. H.; FIORE, N. F. A study of abrasive wear mechanisms using diamond and alumina scratch test. **Wear**, v. 80, n. 3, p. 347–376, 1982. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(82\)90262-9](https://doi.org/10.1016/0043-1648(82)90262-9)

SHIPWAY, P. H.; HOGG, J. J. Wear of bulk ceramics in micro-scale abrasion-The role of abrasive shape and hardness and its relevance to testing of ceramic coatings. **Wear**, v. 263, n. 7–12 SPEC. ISS., p. 887–895, 2007.

SWAIN, M. V.; HAGAN, J. T. Indentation plasticity and the ensuing fracture of glass. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 9, n. 15, p. 2201–2214, 1976. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/9/15/011>

TALJAT, B.; ZACHARIA, T.; KOSEL, F. New analytical procedure to determine stress-strain curve from spherical indentation data. **International Journal of Solids and Structures**, v. 35, n. 33, p. 4411–4426, 1998. [https://doi.org/10.1016/S0020-7683\(97\)00249-7](https://doi.org/10.1016/S0020-7683(97)00249-7)

- TALLON, C. et al. Mechanical strength and damage tolerance of highly porous alumina ceramics produced from sintered particle stabilized foams. **Ceramics International**, v. 42, n. 7, p. 8478–8487, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.02.069>
- TELES, V. C. **Desgaste abrasivo de revestimento CrAlSiN multicamada/gradiente**. [s.l.] Universidade Federal de Uberlândia, 2014.
- TELES, V. C.; DE MELLO, J. D. B.; DA SILVA, W. M. Abrasive wear of multilayered/gradient CrAlSiN PVD coatings: Effect of interface roughness and of superficial flaws. **Wear**, v. 376–377, p. 1691–1701, 15 abr. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.01.116>
- TREZONA, R. I.; ALLSOPP, D. N.; HUTCHINGS, I. M. Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. **Wear**, v. 225–229, p. 205–214, abr. 1999. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(98\)00358-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00358-5)
- VERSPUI, M. A. et al. Angularity determination of abrasive powders. **Wear**, v. 199, n. 1, p. 122–126, 1996. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(96\)07224-9](https://doi.org/10.1016/0043-1648(96)07224-9)
- VERSPUI, M. A.; DE WITH, G. Correction: Bed thickness and particle size distribution in three-body abrasion. **Wear**, v. 224, n. 2, p. 282, 1999. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(98\)00310-X](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00310-X)
- WAN, H. et al. A plastic damage model for finite element analysis of cracking of silicon under indentation. **Journal of Materials Research**, v. 25, n. 11, p. 2224–2237, 2010. <https://doi.org/10.1557/jmr.2010.0270>
- WILLIAMS, J. A.; HYNICICA. Mechanisms of abrasive wear in lubricated contacts. **Wear**, v. 152, n. 1992, p. 57–74, 1992.
- WOLDMAN, M. et al. The influence of abrasive body dimensions on single asperity wear. **Wear**, v. 301, n. 1–2, p. 76–81, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.009>
- YOSHIDA, S. et al. Direct observation of indentation deformation and cracking of silicate glasses. **Journal of Materials Research**, v. 30, n. 15, p. 2291–2299, 2015. <https://doi.org/10.1557/jmr.2015.214>
- YOSHIDA, S.; SANGLEBŒUF, J. C.; ROUXEL, T. Quantitative evaluation of indentation-induced densification in glass. **Journal of Materials Research**, v. 20, n. 12, p. 3404–3412, 2005. <https://doi.org/10.1557/jmr.2005.0418>
- ZENG, K.; CHIU, C. H. An analysis of load-penetration curves from instrumented indentation. **Acta Materialia**, v. 49, n. 17, p. 3539–3551, 2001. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(01\)00245-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00245-2)

ZENG, K.; GIANNAKOPOULOS, A. E.; ROWCLIFFE, D. J. Vickers Indentations in Glass II. Comparison of Finite Element Analysis and Experiments. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 43, n. 5, p. 1945–1954, 1995. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)00393-V](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)00393-V)

ZENG, K.; ROWCLIFFE, D. J. Vickers indentations in glass-I. Residual stress fields and iso-stress contour maps. **Acta Metallurgica Et Materialia**, v. 43, n. 5, p. 1935–1943, 1995. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)00392-U](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)00392-U)

ZHANG, W.; SUBHASH, G. An elastic-plastic-cracking model for finite element analysis of indentation cracking in brittle materials. **International Journal of Solids and Structures**, v. 38, n. 34–35, p. 5893–5913, 2001. [https://doi.org/10.1016/S0020-7683\(00\)00406-6](https://doi.org/10.1016/S0020-7683(00)00406-6)

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

ZUM GAHR, K. H. Wear by hard particles. **Tribology International**, v. 31, n. 10, p. 587–596, 1998. [https://doi.org/10.1016/S0301-679X\(98\)00079-6](https://doi.org/10.1016/S0301-679X(98)00079-6)