

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Maj QEM ALAELSON VIEIRA GOMES

**COMPORTAMENTO BALÍSTICO DA ALUMINA COM ADIÇÃO DE
NIÓBIA E VARIAÇÃO DA GEOMETRIA DO ALVO**

Tese de doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Luis Henrique Leme Louro - Ph.D.

Rio de Janeiro

2004

C 2004

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro - RJ CEP: 22290-270

Este exemplar é de propriedade do Instituto Militar de Engenharia, que poderá incluí-lo em base de dados, armazenar em computador, microfilmar ou adotar qualquer forma de arquivamento.

É permitida a menção, reprodução parcial ou integral e a transmissão entre bibliotecas deste trabalho, sem modificação de seu texto, em qualquer meio que esteja ou venha a ser fixado, para pesquisa acadêmica, comentários e citações, desde que sem finalidade comercial e que seja feita a referência bibliográfica completa.

Os conceitos expressos neste trabalho são de responsabilidade do(s) autor(es) e do(s) orientador(es).

G633c Gomes, Alaelson Vieira

Comportamento Balístico da Alumina com Adição de Nióbia e Variação da Geometria do Alvo / Alaelson Vieira Gomes - Rio de Janeiro : Instituto Militar de Engenharia, 2004.

183 f. : il., graf., tab.

Tese (doutorado) - Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 2004.

1. Alumina 2. Nióbia 3. Óxidos 4. Comportamento balístico. I. Título II. Instituto Militar de Engenharia

CDD 553.67

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Maj ALAELSON VIEIRA GOMES

**COMPORTAMENTO BALÍSTICO DA ALUMINA COM ADIÇÃO DE
NIÓBIA E VARIAÇÃO DA GEOMETRIA DO ALVO**

Tese de doutorado apresentada ao Curso de Doutorado em Ciência dos Materiais do Instituto Militar de Engenharia, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Ciências em Ciência dos Materiais.

Orientador: Prof. Luis Henrique Leme Louro - Ph.D.

Aprovada em 15 de dezembro de 2004 pela seguinte Banca Examinadora:

Prof. Luis Henrique Leme Louro – Ph.D. do IME - Presidente

Prof Arnaldo Ferreira – Ph.D. do IME

Pesq José Carlos da Rocha – D. C. do INT

Pesq Maria Aparecida Pinheiro dos Santos – D. C. do IPqM

Pesq Vivian Reis Correa – D. C. do INMETRO

Rio de Janeiro

2004

A Deus em primeiro lugar,
aos meus pais, minha esposa e
minhas filhas.

AGRADECIMENTOS

A Deus, origem de toda Vida, Ciência e Sabedoria, por ter me garantido toda a força, saúde e discernimento necessários à realização deste trabalho.

Ao Instituto Militar de Engenharia (IME) por proporcionar o apoio técnico e financeiro que tornou possível a realização desta pesquisa.

Ao professor Cel Luis Henrique Leme Louro pela orientação, amizade e acompanhamento atencioso. Sempre pronto a apoiar-me, o que foi de vital importância para a realização deste trabalho.

Ao professor Cel Arnaldo Ferreira pelo apoio e sugestões para este trabalho, com sua prestimosa colaboração no embasamento conceitual dos fenômenos envolvidos em impacto balístico e avaliação de resultados a altas taxas de deformação.

Aos membros da banca examinadora, pela leitura deste trabalho e valiosas sugestões.

Ao professor Rex Nazaré pelo apoio e incentivo para que fosse iniciado o presente trabalho.

Ao Maj Robson Pinheiro Lins da Seção de Engenharia Nuclear pela prestimosa sugestão luminar que deu início ao trabalho de avaliação da influência da geometria do alvo sobre a proteção balística.

Ao Engenheiro Carlos Roberto Correia da Costa, pela amizade e apoio prestado em todas as atividades experimentais no transcurso deste trabalho.

Ao Pesquisador José Carlos da Rocha do Instituto Nacional de Tecnologia (INT), pela colaboração com suas sugestões e apoio material para produção dos CP's utilizados na avaliação balística deste trabalho.

Ao Cap R1 Antônio Veltri pelo apoio concedido quando da necessidade de utilização dos recursos da Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais (SE/4).

Aos professores e funcionários da SE/4, em especial, Cel Júlio, Leonardo, Anderson, Joel e Felipe, sem os quais parte da elaboração física deste trabalho não seria possível.

A todos os amigos de Pós-Graduação, pela amizade, companherismo e excelente convívio durante o curso, em especial, ao Ten Cardoso, através de quem foi possível realizar experimentos não disponíveis no IME, como ensaio de queda de peso, difração de Raio-X e outros, e estando sempre pronto para colaborar e sugerir novas idéias para o sucesso deste trabalho, muitas vezes, em detrimento do tempo de trabalho em sua própria tese de doutorado.

Ao Cap Mariz da SMA, à Sra. Sônia da SD/1 e todos os professores, engenheiros,

técnicos e demais funcionários do IME, que não foram citados nominalmente, mas que direta ou indiretamente, colaboraram para a execução deste trabalho.

Aos companheiros do Campo de Provas da Marambaia (CPrM), em especial Cap Gati, Cap Malizia e os integrantes da Linha 4, pelo apoio na realização dos ensaios balísticos.

Aos companheiros do Instituto de Pesquisa e Desenvolvimento (IPD), em especial, aos integrantes do Grupo de Materiais (GM) do IPD, pelo apoio material, fornecendo a munição para os ensaios balísticos e sugestões nas questões surgidas ao longo do trabalho, demonstrando além de elevado valor técnico, grande amizade e espírito de cooperação.

A meu pai, Alaelson Gomes, que partiu para o plano espiritual, e minha mãe, Maria Amélia Vieira Gomes, pelo amor e a dedicação de todo o tempo aos seus filhos, proporcionando todos os meios para a melhor educação, sem a qual não haveria possibilidade de realização deste trabalho.

A minha esposa Josy e minhas filhas Thais e Camilla, por toda a compreensão, carinho, dedicação e incentivo, abrindo mão de inúmeros momentos de lazer em prol deste trabalho de tese.

RESUMO

Amostras de alumina nacional APC-2011 SG com adições de nióbia foram sinterizadas a 1400 °C e 1450°C por 3h, a fim de serem avaliadas quanto ao comportamento balístico. Para fins de comparação, esta alumina também foi sinterizada sem adições, nas condições convencionais de 1600 °C / 1h e 1400 °C / 3h e 1450°C / 3h. Foi adicionada nióbia em concentração 4 e 6% em peso. As amostras sinterizadas foram caracterizadas quanto a dureza, densificação, velocidade das ondas elásticas, susceptibilidade ao corte e propriedades correlacionadas.

Os ensaios balísticos foram efetuados confinando-se amostras cerâmicas em blocos de alumínio Al 6061-T6. As amostras cerâmicas foram preparadas nas formas planas e convexas com a finalidade de investigar o efeito geométrico do cerâmico na absorção da energia de impacto. O conjunto foi submetido a impacto por projétil 7,62 AP (perfurante) com uma distância de tiro de 10m. A energia absorvida pela fragmentação do cerâmico foi estimada a fim de avaliar seu comportamento balístico. As superfícies de fratura das amostras ensaiadas dinamicamente foram comparadas. Os resultados mostraram a importância da adição de nióbia, das condições de sinterização e das características geométricas da superfície de impacto do cerâmico.

ABSTRACT

Alumina samples using APC-2011 SG produced in Brazil, with niobia additions were sintered in the temperatures of 1400°C and 1450°C for 3 hours, in order to evaluate their ballistic behaviour. For comparison purposes this alumina was also sintered without niobia additions using the conventional sintering condition of 1600°C / 1h, as well as 1400°C /3h and 1450°C/3h. The addition of niobia was done using two concentrations: 4 wt% and 6wt%. The sintered samples were characterized measuring hardness, density, elastic wave velocity, wear resistance and correlated properties.

The ballistic tests were carried out gluing the ceramic samples into cavities made inside of Al 6061-T6 aluminum blocks with frontal confinement for each alumina plate, and the whole set was submitted to impact using a 7.62 AP projectile within a distance of 10m from the rifle to the target. The ceramic samples were prepared in the plane and convex shapes in order to investigate its geometric effect on the absorbed energy upon impact. This energy which produced the ceramic fragmentation was evaluated in order to estimate the ceramic ballistic behavior.

The fracture surfaces of the dynamically tested samples were compared with the produced damages. The results showed that ballistic behavior was dependent on the niobia addition, the sintering conditions, the geometric features and the impact ceramic surface shape.

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES	13
LISTA DE TABELAS	19
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	23
1 INTRODUÇÃO	25
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	27
2.1 Sinterização de Materiais Cerâmicos.....	27
2.1.1 Estágios de Sinterização	27
2.1.1.1 Estágio inicial.....	28
2.1.1.2 Estágio intermediário	28
2.1.1.3 Estágio final	28
2.2 Dissipação de energia por ondas de choque	29
2.3 Modelo de Fragmentação Dinâmica de Materiais Cerâmicos	29
2.4 Ondas de Tensão em Processos de Penetração	31
2.5 Avaliações da Alumina em Blindagens Conjugadas.....	32
2.6 Ação dos Cerâmicos sobre as Pontas das Trincas	33
2.7 Fratura em Cerâmicos	33
2.8 Nucleação de Defeitos por Ondas Compressivas em Cerâmico	34
2.9 Relação entre Modos de Fraturas e Presença de Adições	34
2.10 Origem das fraturas em cerâmicos avançados	35
2.11 Tenacidade à fratura dinâmica da alumina com adições de nióbia e sílica	35
2.12 Efeito do impacto oblíquo sobre a espessura da camada cerâmica na blindagem	37
2.13 Modelagem da penetração	38
2.14 Interação de ondas sobre a propagação de trincas	40
2.15 Efeito da espessura sobre o desempenho balístico e fratura de sistemas de blindagem cerâmicas	42
2.16 Bandas de cisalhamento	43

2.17	Estudos experimentais e numéricos da propagação de ondas de choque transientes em rochas	47
2.18	Impacto balístico normal e oblíquo sobre alvo cerâmico-metal	47
2.19	Simulação computacional da resposta de materiais heterogêneos a carregamento de impacto	48
2.20	Confinamento e propagação de ondas em cerâmico fraturado	49
2.21	Resultados experimentais do impacto de projetis sobre alvos de alumina oblíqua à direção de impacto	49
2.22	Mapeamento de ondas e ricochete no impacto oblíquo	51
2.23	Transição entre destruição de interface e penetração em impacto de projetis metálicos sobre alvos cerâmicos	51
2.24	Efeito da adição de nióbia sobre a condutividade térmica da alumina	52
2.25	Efeito da fase vítrea nos contornos de grãos da alumina sobre resistência, tenacidade e modo de fratura	54
2.26	Caracterização de alvos alumina/alumínio e alumina/aço sob impacto oblíquo	55
2.27	Penetração de carga-ôca em alvos de alumina	56
2.28	Ensaio DOP de alumina confinada	57
2.29	Penetração de projetis 7.62mm AP em blindagens de alumina espaçadas	58
2.30	Modelo de destruição de interface para materiais frágeis	59
2.31	Avaliação da penetração oblíqua de alvos cerâmicos na linha de tiro	60
2.32	Avaliação da eficiência da alumina por dop com projétil 7.62 AP	62
2.33	Análise da penetração de blindagem cerâmica com material compósito posterior	62
2.34	Modelamento dos mecanismos de penetração de alvo com cerâmico confinado sob altas velocidades de impacto	63
2.35	Simulação numérica da eficiência balística de blindagens adicionais	64
2.36	Metodologia para avaliação pré-balística de cerâmicos	64
2.37	Simulação numérica da falha de um cerâmico sob impacto a partir de suas propriedades físicas básicas	65
2.38	Determinação das propriedades elásticas de materiais porosos a partir das velocidades das ondas longitudinais e cisalhantes	66
3	MATERIAIS E MÉTODOS	67
3.1	Especificações técnicas da alumina APC – 2011 SG	67
3.2	Obtenção das composições	68

3.3	Características do adesivo utilizado	71
3.4	Medidas de densidade e porosidade	72
3.5	Determinação das velocidades das ondas elásticas e cisalhantes	72
3.6	Propriedades elásticas das composições	73
3.7	Medidas de dureza	73
3.8	Medidas de susceptibilidade ao corte	74
3.9	Medidas de resistência dinâmica sob compressão	75
3.10	Comparação estatística dos resultados não balísticos	75
3.11	Difração de Raio-X (DRX)	76
3.12	EDS das composições analisadas	76
3.13	MEV das superfícies de fratura dos materiais	76
3.14	Avaliação do tamanho médio de grão	77
3.14.1	Avaliação qualitativa do tamanho de grão por fractografia no MEV	78
3.15	Simulação do ensaio balístico	78
3.16	Realização dos ensaios balísticos	83
3.16.1	Determinação do alvo.....	84
3.16.1.1	Primeira tentativa	84
3.16.1.2	Segunda tentativa	85
3.16.1.3	Terceira tentativa	85
3.16.2	Preparação dos alvos	86
3.16.3	Comparação entre as eficiências dos alvos	87
3.16.4	Classificação dos fragmentos cerâmicos gerados pelo impacto	87
3.16.5	Verificação da influência da espessura do poliuretano sobre a blindagem	87
3.16.6	Imagens fotográficas dos resultados com tiro real	88
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	89
4.1	Medidas de densidade e porosidade	89
4.2	Medidas de velocidades das ondas	92
4.3	Propriedades elásticas das composições	95
4.4	Medidas de dureza das composições	96
4.5	Medidas de susceptibilidade ao corte	96
4.6	Medidas de resistência dinâmica sob compressão	97
4.7	Valores médios dos resultados numéricos não balísticos	98
4.8	Comparação estatística dos resultados não balísticos	99

4.9	Difração de Raio-X (DRX)	100
4.10	EDS das composições analisadas	103
4.11	MEV das superfícies de fratura dos materiais	106
4.12	Simulação do ensaio balístico	113
4.12.1	Resultados das variáveis de resposta para simulação em 2D do ensaio balístico	115
4.12.2	Resultados das variáveis de resposta para simulação em 3D do ensaio balístico	120
4.12.3	Resultados gráficos do Autodyne 2D	122
4.12.4	Resultados gráficos do Autodyne 3D	130
4.12.5	Discussão dos resultados obtidos com o Autodyne 2D e 3D	133
4.12.6	Conclusão dos resultados obtidos com o Autodyne 2D e 3D	140
4.13	Ensaio balístico com tiro real	140
4.13.1	Definição do dispositivo de avaliação	140
4.13.2	Impacto no bloco de alumínio	143
4.13.3	Ensaio de avaliação da geometria na configuração otimizada	143
4.13.4	Distribuição de tamanho dos fragmentos	144
4.13.5	Imagens fotográficas dos resultados com tiro real	145
4.14	Configuração da blindagem de viaturas militares usando geometria convexa de cerâmicos	154
4.15	Discussão final dos resultados	154
5	CONCLUSÕES	158
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	160
7	APÊNDICES	164
7.1	APÊNDICE 1 : Propriedades dos materiais utilizados na simulação.....	165
7.2	APÊNDICE 2: Comandos para simulação em 2D e 3D do ensaio balístico no Autodyne	168
7.3	APÊNDICE 3: Resultados das variáveis de resposta para simulação em 2D do ensaio balístico	175

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG 2.1 Estágios de sinterização	27
FIG 2.2 Fragmentação de material cerâmico	30
FIG 2.3 Configuração do alvo	36
FIG 2.4 Dispositivo para avaliação de impacto oblíquo de alvo composto de cerâmico e metal	37
FIG 2.5 Zona pulverizada e cone de Hertz do cerâmico sob impacto	39
FIG 2.6 Esquema ilustrativo da destruição de interface	39
FIG 2.7 Reflexão de ondas nos contornos pelo impacto do projétil haste longa	42
FIG 2.8 Ilustração de sistemas de proteção balística com parte frontal de cerâmico	42
FIG 2.9 Efeitos das bandas de cisalhamento a)Perfuração em batoque; b) Estilhaçamento com quebra do projétil; c)Fragmentação por detonação	44
FIG 2.10 Formação das bandas de cisalhamento. a)Tensão cisalhante (τ) homogênea sobre o material produzindo $\gamma < \gamma_c$; b)Para $\gamma > \gamma_c$ formam-se as bandas; c)Distribuição da deformação em função de γ ; d) Em γ_c ocorre τ máximo	44
FIG 2.11 Fragmentação da ponta do projétil causado pelas bandas de cisalhamento	45
FIG 2.12 Impacto de material compósito	47
FIG 2.13 Diagrama de equilíbrio $Al_2O_3 - Nb_2O_5$	54

FIG 2.14	Configuração com alvo único e alvos espaçados	59
FIG 2.15	Configuração dos impactos normal e oblíquo	61
FIG 2.16	Fotos do impacto de um material cerâmico com tempo de exposição de 1 μ s nos instantes 24, 34, 44 e 64 μ s, respectivamente correspondendo às letras A, B, C e D	65
FIG 3.1	Forno de sinterização NETZSCH	69
FIG 3.2	Misturador de pós a úmido	70
FIG 3.3	Matrizes metálicas para confecção de CP's	70
FIG 3.4	Matriz para obtenção da superfície convexa	70
FIG 3.5	CP's cerâmicos para os alvos planos e convexos e para realização dos ensaios não-balísticos	71
FIG 3.6	Equipamento Balzers para deposição de filmes finos	74
FIG 3.7	Microdurômetro BUEHLER modelo 2003	74
FIG 3.8	Microscópio Eletrônico de Varredura do IME	77
FIG 3.9	Disposição do projétil e dos alvos planos e convexos	79
FIG 3.10	Condições de contorno de todos os ensaios: Velocidade nula na superfície posterior do alvo nas direções x , y e z	79
FIG 3.11	Máxima pressão no alvo convexo de material B	80
FIG 3.12	Posição posterior do projétil obtida por ampliação de malha do material B no alvo convexo	81

FIG 3.13	Posição da frente do projétil obtida por ampliação de malha do material B no alvo convexo	81
FIG 3.14	Posição do alvo por ampliação de malha do material B no alvo convexo	82
FIG 3.15	Dispositivo do CPrM para fixação de alvos	83
FIG 3.16	Montagem do confinamento em recipiente metálico	85
FIG 3.17	Ilustração do confinamento dos alvos cerâmicos no bloco de alumínio	86
FIG 3.18	Condição de validade dos ensaios	86
FIG 4.1	DRX da alumina APC-2011 SG	101
FIG 4.2	DRX da nióbia utilizada (Nb_2O_5 Standard, CBMM)	102
FIG 4.3	DRX das amostras sinterizadas A, B, D e E	102
FIG 4.4	MEV com aumento de 1000x das composições: (a) A; (b) B; (c) D; (d) E; (e) F; (f) G	107
FIG 4.5	MEV com aumento de 2000x das composições: (a) A; (b) B; (c) D; (d) E; (e) F; (f) G	108
FIG 4.6	MEV com aumento de 4000x das composições: (a) A; (b) B; (c) D; (d) E; (e) F; (f) G	109
FIG 4.7	MEV com aumento de 1000x para fratura por queda de peso das composições: (a) A; (b) B; (c) C; (d) D; (e) E	110
FIG 4.8	MEV com aumento de 2000x para fratura por queda de peso das composições: (a) A; (b) B; (c) C; (d) D; (e) E	111

FIG 4.9 MEV com aumento de 4000x para fratura por queda de peso das composições: (a) A; (b) B; (c) C; (d) D; (e) E	112
FIG 4.10 Pressão no cerâmico B em 2D. (a) Ciclo 2 no alvo plano; (b) Ciclo 2 no alvo convexo; (c) (d) Ciclo 100 no alvo plano; (e) (f) Ciclo 100 no alvo convexo .	123
FIG 4.11 Pressão no cerâmico A em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo	124
FIG 4.12 Pressão no cerâmico C em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo	125
FIG 4.13 Pressão no cerâmico D em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo	126
FIG 4.14 Pressão no cerâmico E em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo	127
FIG 4.15 Pressão no cerâmico F em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo	128
FIG 4.16 Pressão no cerâmico G em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo	129
FIG 4.17 Pressão no alvo plano de Al 6061-T6, sem componente cerâmico, no Ciclo 100, e com impacto central	130
FIG 4.18 Pressão no alvo plano com material B, impacto central e ciclo 100 em 3D	130
FIG 4.19 Pressão no alvo convexo com material B e ciclo 100 em 3D. (a) (b) Impacto central; (c) (d) Impacto à meia distância entre o centro e a borda	131
FIG 4.20 Alvo plano 3D. (a) Geometria do ensaio; (b) Condições de contorno: Velocidade nula na superfície posterior do alvo	132

FIG 4.21	Alvo convexo 3D com impacto central. (a)Geometria do ensaio; (b) Condições de contorno: Velocidade nula na superfície posterior do alvo	132
FIG 4.22	Alvo convexo 3D com material B e impacto à meia distância entre o centro e a borda. (a)Geometria do ensaio; (b) Condições de contorno: Velocidade nula na superfície posterior do alvo	133
FIG 4.23	Impacto do projétil no recipiente metálico preenchido com cimento	141
FIG 4.24	Fratura da braçadeira e na solda para o confinamento em recipiente metálico	142
FIG 4.25	Blocos de alumínio onde foram aderidos os materiais cerâmicos (a) Alvo plano de 100g; (b) Alvo convexo de 100g; (c) Alvo plano de 60g; (d) Alvo convexo de 60g	142
FIG 4.26	Eficiência do confinamento em alumínio no interior do recipiente metálico ..	142
FIG 4.27	Efeito do projétil sobre um alvo de alumínio (a) Superfície de impacto do projétil diretamente sobre o bloco de alumínio de 40mm de espessura; (b) Projétil saindo na superfície oposta do alvo de alumínio e cratera do impacto do projétil com alvo plano	143
FIG 4.28	Superfícies do confinamento frontal dos alvos utilizados. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24	147
FIG 4.29	Fragmentação do material cerâmico confinado. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24	148
FIG 4.30	Superfícies de fratura do material cerâmico que permaneceu aderido ao bloco posterior de alumínio. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24	149

FIG 4.31 Superfícies de fratura do material cerâmico que permaneceu aderido à placa de alumínio do confinamento frontal do alvo. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24	150
FIG 4.32 Perfuração no bloco de alumínio do alvo no qual foi aderido o material cerâmico. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24	151
FIG 4.33 Fragmentos de material cerâmico produzidos pelo impacto balístico do projétil. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24	152
FIG 4.34 Efeito do segundo impacto.(a) (b) Segundo impacto de alvo convexo; (c) Segundo impacto de alvo plano; (d) Superfície posterior do alvo de alumínio sem cerâmico	153
FIG 4.35 Erosão do projétil pelo cerâmico. (a) Projétil do alvo convexo 5; (b) Projétil do alvo convexo 6; (c) Projétil recolhidos fora do encapsulamento	153
FIG 4.36 Painel de blindagem. (a) Vista frontal (b) Vista lateral	154

LISTA DE TABELAS

TAB 2.1	Materiais utilizados por Hohler e colaboradores	37
TAB 2.2	Razões de espessuras para blindagens alumina / alumínio	38
TAB 2.3	Espessura das bandas de alguns materiais	46
TAB 2.4	Alguns valores tomados como padrões para cerâmicos	49
TAB 2.5	Alumina oblíqua à direção de impacto	50
TAB 2.6	Densidade em kg/m ³ para composições de nióbia de 0 a 6% para as temperaturas de sinterização de 1400 e 1450°C	54
TAB 2.7	Resultados do trabalho de Yaziv	61
TAB 3.1	Análise química da alumina calcinada APC – 2011 SG	67
TAB 3.2	Análise física da alumina calcinada APC – 2011 SG	67
TAB 3.3	Composição da nióbia Standard AD/112	68
TAB 3.4	Composições investigadas	69
TAB 3.5	Dados técnicos do adesivo utilizado	71
TAB 4.1	Massas específicas absolutas das matérias-primas e composições	89
TAB 4.2	Densidades dos CP's verdes	90
TAB 4.3	Densidades das amostras sinterizadas para as composições investigadas	90

TAB 4.4	Densidade, porosidade e densificação para as composições investigadas	92
TAB 4.5	Velocidades das ondas longitudinais	93
TAB 4.6	Velocidades das ondas cisalhantes	93
TAB 4.7	Velocidades das ondas nas composições na forma μ , $(\mu + \sigma)$ e $(\mu - \sigma)$	94
TAB 4.8	Resultados para todas as composições na forma μ , $(\mu + \sigma)$ e $(\mu - \sigma)$	95
TAB 4.9	Microdurezas Vickers com peso de 500g e penetrador piramidal de diamante	96
TAB 4.10	Ensaio de susceptibilidade ao corte com área de corte em mm^2 para intervalo de tempo de 10 min	97
TAB 4.11	Resistência Dinâmica sob compressão (MPa)	98
TAB 4.12	Valores médios das propriedades não balísticas	98
TAB 4.13	P-valores e maiores valores por LSD com 95% de confiança para as propriedades das composições	100
TAB 4.14	Composição de Nb_2O_5 nos CP's verdes e sinterizados	104
TAB 4.15	Valores médios da TAB 4.14	105
TAB 4.16	Razão entre a nióbia equivalente nos CP's sinterizados e a adição de nióbia nos CP's verdes, independente da composição	106
TAB 4.17	Variáveis da simulação dos ensaios balísticos no Autodyne	113
TAB 4.18	Análise estatística das variáveis relevantes para alvos planos e convexos no ensaio em 2D	117

TAB 4.19	Valores médios por variáveis, com valor máximo em azul e mínimo em vermelho para condição ideal de proteção balística	118
TAB 4.20	Resultado do ensaio balístico no Autodyne 3D para o material B da variável Pos alvo até Comp alvo	120
TAB 4.21	Resultado do ensaio balístico no Autodyne 3D para o material B da variável Poscomp alvo até Press alvo	121
TAB 4.22	Resultado do ensaio balístico no Autodyne 3D para o material B da variável Pospress alvo até Presxcomp proj	121
TAB 4.23	Resultado do ensaio balístico no Autodyne 3D para o material B da variável Presxcomp Dist proj até Presxcomp Proj / alvo	122
TAB 4.24	Ensaio com confinamento em alumínio	144
TAB 4.25	Distribuição de tamanhos dos fragmentos retidos pelas peneiras	145
TAB 7.1	Comandos de entrada de propriedades comuns aos materiais de A a G	165
TAB 7.2	Comandos de entrada de propriedades específicas dos materiais de A a G	166
TAB 7.3	Comandos de entrada de propriedades do alumínio Al 6061-T6	166
TAB 7.4	Comandos de entrada de propriedades do aço 4340	167
TAB 7.5	Resultado no Autodyne 2D para alvos cerâmicos de A a G e variáveis de Pos alvo até Comp alvo	175
TAB 7.6	Resultado no Autodyne 2D para alvos cerâmicos de A a G e variáveis de Pos comp alvo até compxdist proj/alvo	177

TAB 7.7	Resultado no Autodyne 2D para alvos cerâmicos de A a G e variáveis de Pres alvo até Distpress proj	178
TAB 7.8	Resultado no Autodyne 2D para alvos cerâmicos de A a G e variáveis de Pressxdist proj até Presxcomp proj/alvo	180
TAB 7.9	Resultado no Autodyne 2D para alvo sem cerâmico e para ausência de alvo com variáveis de Pos alvo até Comp alvo	182
TAB 7.10	Resultado no Autodyne 2D para alvo sem cerâmico e para ausência de alvo com variáveis de Pos comp alvo até compxdist proj/alvo	183
TAB 7.11	Resultado no Autodyne 2D para alvo sem cerâmico e para ausência de alvo com variáveis de Pres alvo até Pressxdist proj	183
TAB 7.12	Resultado no Autodyne 2D para alvo sem cerâmico e para ausência de alvo com variáveis de Presxcomp proj até Presxcomp proj/alvo	183

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABREVIATURAS

CG – Contorno de grão

CET – Coeficiente de expansão térmica

CP – Corpo de prova

DA – Densidade de área

DOP – “Depth of penetration”, profundidade de penetração

DRX – Difração de Raio-X

EDS – Espectroscopia por dispersão de energia

EN – Energia da onda de choque

HEL – Limite elástico de Hugoniot

Int. Grão – Interior do grão

MEV – Microscópio eletrônico de varredura

SÍMBOLOS

C_L – Velocidade das ondas elásticas longitudinais

C_p – Calor específico a pressão constante

C_o – Velocidade do som no material

C_R – Velocidade das ondas superficiais de Rayleigh

C_S – Velocidade das ondas elásticas cisalhantes

δ - Metade da largura da banda de cisalhamento

E – Módulo de elasticidade

G - Módulo de cisalhamento

γ - Deformação cisalhante

γ_c – Deformação cisalhante crítica

K - Módulo de volume

θ - Ângulo de obliquidade entre a direção do projétil e a normal à superfície do alvo

λ - Constante de Lamé
 ρ_{verde} - Densidade a verde
 σ - Desvio-padrão
 ρ_o - Densidade padrão dos pós
 ρ_{sint} - Densidade do corpo de prova sinterizado
 Δ - Espessura de pastilhas cerâmicas
 ρ - Massa específica
 P_{sint} - Porosidade do corpo de prova sinterizado
 P_{verde} - Porosidade do corpo de prova verde
 P_b - Penetração residual
 S - Lado da seção reta
 σ_{din} - Resistência dinâmica sob compressão
 $\sigma_{\text{escoamento}}$ - Tensão de escoamento
 T - Temperatura
 T_f - Temperatura de fusão
 t_{LT} - Espessura na linha de tiro
 T_{cer} - Espessura do cerâmico
 T_{met} - Espessura do metal
 μ - Valor médio
 u_s - Velocidade das ondas de choque
 u_p - Velocidade de partículas
 ν - Coeficiente de Poisson
 V - Velocidade do projétil
 V_{50} - Velocidade do projétil em que a probabilidade de penetração total é de 50%.

1 INTRODUÇÃO

O objetivo do presente trabalho foi fabricar e caracterizar CP's de alumina em baixas temperaturas de sinterização com adição de nióbia, variando a superfície de impacto de plana para convexa, a fim de avaliar o comportamento balístico do cerâmico.

Materiais cerâmicos como a *alumina*, o *carbeto de silício* e o *carbeto de boro* são pesquisados há várias décadas com o objetivo de obtenção de materiais resistentes a altas temperaturas e outras aplicações, tais como blindagem de viaturas militares.

A associação da alumina, dura e leve, com materiais dúcteis, em substituição a blindagens unicamente metálicas, reduz o peso de viaturas e aeronaves. Por isso, os cerâmicos são de grande importância na solução do dilema entre mobilidade e proteção balística.

Muitos projetos de blindagem combinam a utilização de diferentes materiais, dispostos normalmente em camadas, a fim de se otimizar a proteção balística com uma mínima densidade superficial. Normalmente o cerâmico posiciona-se na parte frontal do alvo e recebe o impacto do projétil. Atrás desta placa dura e frágil, encontra-se uma placa metálica dúctil, cuja função é absorver plasticamente parte da energia de impacto do projétil.

A presença de nióbia na alumina sinterizada aumenta o tamanho de grão e gera uma 2ª fase nos contornos de grãos, aumentando sua densificação em condições mais econômicas. Esta microestrutura cerâmica revela tendência de destruição da ponta do projétil, dificultando sua penetração. Tal resultado não é obtido eficientemente para blindagem metálica.

A adição de nióbia à alumina é interessante para o país, já que o Brasil possui as maiores reservas mundiais de nióbio. Portanto, o conhecimento da influência de sua adição para melhoria do desempenho balístico da alumina é de grande importância estratégica para o desenvolvimento de materiais de emprego militar.

O impacto de um projétil de alta velocidade contra uma superfície cerâmica cria ondas compressivas com altíssimas pressões. A onda atravessa o projétil e o material cerâmico nas suas respectivas velocidades sônicas. A grande diferença entre essas velocidades promove uma interação no interior do projétil, ocasionando sua fragmentação.

O desempenho da blindagem normalmente é avaliado por ensaios balísticos,

medindo-se a profundidade de penetração em um bloco metálico. Estes resultados são correlacionados com propriedades do material do alvo, tais como: densidade, dureza e velocidade das ondas elástica, plástica e de choque no material.

Modificações geométricas das superfícies anterior e posterior do alvo tendem a alterar o percurso das ondas no alvo, podendo aumentar ainda mais o poder de defesa do cerâmico, em face das interações entre as ondas incidentes, refletidas e transmitidas.

O presente trabalho apresenta o caráter inédito de avaliar blindagens cerâmicas convexas, não estando disponível em publicações no Brasil e no exterior, estudos para esta forma de geometria da superfície de impacto, com avaliação por simulação do impacto de um projétil 7.62mm neste tipo de alvo, bem como por tiro real realizado no Campo de Provas da Marambaia.

Outro caráter inédito desta tese é a proposta de uma variável para quantização do efeito de defesa de interface, comparando-se o dano resultante do impacto no projétil em relação ao dano resultante no alvo, permitindo a comparação de diferentes alvos com suas respectivas geometrias e materiais, submetidos a diferentes tipos de projetis.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 SINTERIZAÇÃO DE MATERIAIS CERÂMICOS

A sinterização (SCHNEIDER, 1991, ICHINOSE, 1987) pode ser definida como sendo a remoção de poros entre partículas, acompanhado por contração do componente, combinada ou não com o crescimento de grão e formação de ligações fortes entre partículas adjacentes.

A força motriz para sinterização (SCHNEIDER, 1991, ICHINOSE, 1987) é a redução da área de superfície obtida pela substituição das altas energias das interfaces sólido-vapor pelas energias menores das interfaces sólido-sólido provocadas pela ativação térmica do cerâmico.

2.1.1 ESTÁGIOS DE SINTERIZAÇÃO (SCHNEIDER, 1991)

A sinterização é dividida em 3 (três) estágios, mostrados na FIG 2.1: Estágio inicial; estágio intermediário e estágio final.

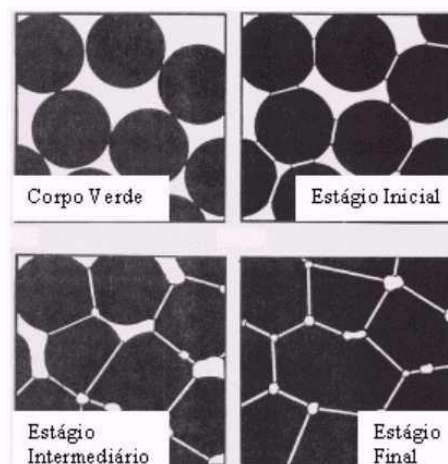


FIG 2.1 Estágios de sinterização (SCHNEIDER, 1991).

2.1.1.1 ESTÁGIO INICIAL

Neste estágio ocorre o rearranjo de partículas do pó e formação de “pescoço” nos pontos de contato entre partículas. A densificação do compacto aumenta de 50 a 60%, devido principalmente ao melhor empacotamento das partículas. Materiais com fraca sinterização podem atingir este estágio, como ocorre em aluminas sem adições em baixas temperaturas de sinterização.

2.1.1.2 ESTÁGIO INTERMEDIÁRIO

Caracterizado pelo crescimento do tamanho dos pescoços. A quantidade de poros é consideravelmente reduzida, havendo uma aproximação entre os centros das partículas (contração). Formam-se os contornos de grãos, que então se movimentam fazendo com que grãos maiores cresçam às custas de grãos menores.

Este estágio perdura enquanto os canais de poros estiverem conectados, e é considerado encerrado quando os poros se tornam isolados. A densidade relativa pode chegar a atingir 90% da densidade teórica.

2.1.1.3 ESTÁGIO FINAL

Os poros tornam-se isolados (sem canais) e são lentamente eliminados por difusão de vacâncias (lacunas) dos poros situados nos contornos de grãos, havendo assim uma pequena densificação do componente.

Os contornos de grãos são regiões de estrutura cristalina mais aberta do que a estrutura do interior dos grãos e cheios de defeitos. Com isso, o processo de difusão é mais rápido ao longo dos contornos de grãos.

Neste estágio geralmente ocorre um aumento considerável do tamanho dos grãos. O crescimento dos grãos, quando não controlado, costuma deixar poros isolados dentro destes grãos, que são difíceis de serem removidos, já que a difusão pela rede é mais lenta

que pelos contornos de grãos.

Os poros atrelados aos contornos de grãos são mais facilmente removidos pela rápida difusão pelos contornos de grãos e inibem o crescimento de grão pelo travamento destes contornos. Esta inibição também ocorre pela presença de inclusões de 2ª fase nestes contornos, como é de se esperar que ocorra na alumina com adições de nióbia, sílica e magnésia, por exemplo, quando as dopagens situam-se acima do limite de solubilidade na temperatura de sinterização.

2.2 DISSIPACÃO DE ENERGIA POR ONDAS DE CHOQUE (MEYERS, 1994, 140 P.)

Em estudos realizados por Meyers (MEYERS, 1994), foi verificado que a energia necessária para propagação de uma onda de choque em um material poroso é superior àquela num material denso, isto porque a porosidade do material vai fazer com que ocorra aquecimento localizado no impacto, consumindo energia da onda de choque.

$$EN = \frac{1}{2} P (V_{00} - V) \quad \text{EQ. 2.1}$$

Onde na EQ. 2.1, EN é a energia consumida pela onda de choque compressiva aplicando uma pressão P durante sua passagem pelo material, causando uma redução do volume do material poroso de V_{00} para V.

Isso explicaria um bom desempenho balístico de um material homogeneamente poroso, o qual tende a fraturar dinamicamente a partir de trincas nucleadas em vazios durante a passagem da onda de choque compressiva, desde que a quantidade de poros não seja tão elevada que comprometa a seção resistente do material cerâmico.

2.3 MODELO DE FRAGMENTAÇÃO DINÂMICA DE MATERIAIS CERÂMICOS

Louro e Meyers (MEYERS, 1994, JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE, 1989, LOURO et al., 1988) desenvolveram um modelo que quantitativamente prevê o tamanho dos fragmentos quando um cerâmico é submetido a uma onda de tensão uniaxial. Este modelo considera que a fragmentação dinâmica acontece devido à nucleação, crescimento e coalescimento de microtrincas no material frágil.

Inicialmente uma onda compressiva é gerada no ponto de impacto com uma frente esférica, gerando tensões tangenciais trativas. Isso cria trincas radiais a partir do ponto de impacto. Quando esta onda alcança a superfície livre ela reflete como trativa provocando trincas adicionais.

A nucleação de microtrincas na passagem da onda compressiva ocorre preferencialmente nos defeitos pré-existentes no cerâmico, criando condições para ocorrência de estados trativos localizados nestas regiões.

No caso de poros esféricos, as microtrincas nucleiam paralelas à carga aplicada. Para poros elípticos, as microtrincas são geradas nas superfícies de menor raio de curvatura, por concentrarem tensões.

A anisotropia elástica nos contornos de grãos da alumina policristalina faz com que os mesmos sejam regiões preferenciais para nucleação de microtrincas.

Louro e Meyers (MEYERS, 1994, 558 p., JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE, 1989, LOURO et al., 1988), por experimento de impacto com placas voadoras, verificaram que o pulso compressivo promove iniciação de microtrincas. Desta forma a onda trativa gerada por reflexão na superfície livre provoca mais danos que um pulso trativo atravessando um material virgem, isto é, um material que não tenha sido atravessado por um pulso compressivo.

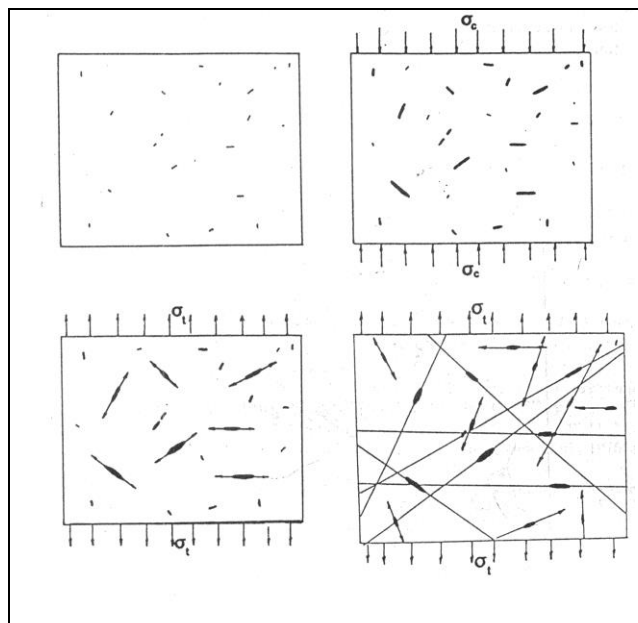


FIG 2.2 Fragmentação de material cerâmico (MEYERS, 1994).

Neste modelo (MEYERS, 1994) considera-se que o material possui defeitos pré-

existentes. Estes defeitos, ativados por um pulso compressivo, tornam-se maiores. Sob tensão, microtrincas geradas nos defeitos começam a crescer a uma velocidade dada pela fratura dinâmica, cujo valor máximo é o das ondas de superfície de Rayleigh.

À medida que as trincas crescem, ocorrem interseções entre elas que geram fragmentos devido ao coalescimento das trincas que se propagam, visto na FIG 2.2.

2.4 ONDAS DE TENSÃO EM PROCESSOS DE PENETRAÇÃO (KOLSKY , 1963)

O processo de penetração de um projétil em uma blindagem depende das propriedades dos materiais do projétil e do alvo.

A perda de energia cinética do projétil resulta em deformação elástica e plástica do alvo, e para alvos frágeis como é o caso dos cerâmicos, parte da energia é dissipada em produção de superfícies de fratura.

O fenômeno do estilhaçamento (“spalling”) ocorre quando um projétil de alta velocidade impacta uma placa frágil, como um material cerâmico. Neste caso o núcleo do dano não ocorre na superfície do impacto, porém em um plano onde se encontram as ondas trativas refletidas no projétil e na face oposta ao impacto do componente cerâmico.

Kolsky (KOLSKY , 1963) concluiu para este fenômeno que o choque do projétil forma alta compressão na região do impacto, gerando uma onda compressiva no ponto de impacto que viaja a partir deste ponto.

Sólidos mais frágeis são mais resistentes a compressão. Desta forma, esta onda compressiva deve causar menor dano ao alvo que uma onda trativa. Contudo, quando esta onda compressiva alcança uma superfície livre ou uma região de baixa impedância ($\rho.C_0$), onde ρ é a massa específica e C_0 a velocidade do som no material, esta é refletida como uma onda trativa. Como a resistência à tração de materiais frágeis, como a alumina, é inferior à resistência à compressão, a placa cerâmica começa a fraturar a partir da superfície livre. Esta frente de onda trativa viaja anulando os estados de compressão, até que todo o material está sob tração. Isso explica a observação de Xavier (XAVIER et al., 1984) de que a eficiência do material cerâmico com 10 mm de espessura é maior que com 5 mm, uma vez que com 5mm de espessura a onda compressiva que viaja pelo material cerâmico ao atingir a superfície livre reflete como trativa alcançando o ponto de impacto e viajando pelo projétil até alcançar a frente de onda compressiva que ainda não chegou à

extremidade livre do projétil. Já para o cerâmico com 10 mm de espessura há tempo suficiente para que o encontro de frentes de ondas no projétil seja entre ondas trativas, fragmentando o projétil (XAVIER et al., 1984).

2.5 AVALIAÇÕES DA ALUMINA EM BLINDAGENS CONJUGADAS

Ajdelsztajn (AJDELSZTAJN, 1998) avaliou placas de alumina pura com 87% de densificação colada a uma placa de 3,8 mm de resina com 20 camadas de tecidos de fibra de vidro ensaiada a 5 m obtendo penetração total com projétil 7,62mm não perfurante. Ele observou que para a alumina pura, dureza e abrasividade elevadas aumentavam a eficiência do cerâmico, cuja função era de fragmentar o projétil, absorver a energia do impacto convertendo energia cinética do projétil em energia de fratura, bem como dissipar o impacto por uma área maior (cone de fraturas).

A norma (U.S. DEPARTMENT OF JUSTICE, 1981) na qual foi baseada sua avaliação balística, a qual também é a adotada neste trabalho, estabelece a distância de 15 m como padrão para avaliação da V_{50} , velocidade do projétil em que a probabilidade de penetração total é de 50%.

A fim de garantir total penetração do material cerâmico nesta tese, definiu-se a distância de 10m nas avaliações balísticas, para que o ensaio fosse realizado em uma condição mais rigorosa do que a prevista pela norma (U.S. DEPARTMENT OF JUSTICE, 1981).

Chaves e colaboradores (CHAVES et al., 1996) avaliaram dois tipos de cerâmicos: I – alumina com 96,6% de pureza, produzida no IME; e II – alumina comercial da NGK, com quantidade elevada, porém não definida, de SiO_2 . Como placa suporte colocada na parte posterior da blindagem usaram 48 camadas de fibra de vidro com resina epoxi constituindo-se em uma placa de 12 mm de espessura. As blindagens com as aluminas I e II foram ensaiadas balisticamente efetuando-se disparos a 5 m do alvo com projétil 7,62 mm.

Estes pesquisadores (CHAVES et al., 1996) verificaram que o desempenho balístico da amostra II foi compatível com a I, apesar da II apresentar menor dureza e densificação que a I.

Desta forma pode-se observar que a presença de fase vítrea aumentou a absorção de

ondas, melhorando o desempenho do material.

2.6 AÇÃO DOS CERÂMICOS SOBRE AS PONTAS DAS TRINCAS

Wilkins (WILKINS, 1980) analisou, por cálculos computacionais e experimentos balísticos, o impacto de um projétil com ponta de aço sobre a face frontal de alumina colada em uma placa de alumínio. Ele verificou que:

A) A trinca inicia na superfície do impacto;

B) A fratura nas vizinhanças da ponta da trinca é governada pela velocidade da trinca, e que estas fraturas relaxam as tensões do material a zero;

C) A ponta do projétil é destruída nos primeiros 10 μ s, provocando uma maior área de superfície entre o projétil e a placa de alumina. Com isso, a energia do projétil pode ser mais rapidamente dispersada. Devido à grande resistência ao escoamento em compressão da alumina, é possível destruir a ponta do projétil, o que não aconteceria se a parte frontal da blindagem fosse, por exemplo, de alumínio ou aço.

Desta forma, a simulação do impacto balístico nos instantes iniciais proporcionará uma boa noção do que ocorre com o projétil ao atingir o material cerâmico.

2.7 FRATURA EM CERÂMICOS (ASKELAND, 1992)

Em materiais cerâmicos, as ligações são iônicas e/ou covalentes, as quais permitem pouca ou nenhuma deformação antes da fratura, tornando o material frágil.

Os cerâmicos cristalinos, como a alumina, tendem a falhar ao longo de seus planos de clivagem. Desta forma, é de se esperar que a superfície de fratura da alumina sem adições, observada no MEV, seja de grãos facetados, onde a superfície de fratura de cada grão corresponda a seu respectivo plano de clivagem. Para adições presentes na alumina, poderá haver formação de 2ª fase nos contornos de grãos com menor dureza, direcionando a fratura para estas regiões, dando à fratura um aspecto intergranular.

2.8 NUCLEAÇÃO DE DEFEITOS POR ONDAS COMPRESSIVAS EM CERÂMICO

Em impactos balísticos (TRACY et al., 1986), quanto mais uniforme a distribuição da população de defeitos em um material cerâmico, melhor o desempenho balístico, pois os danos ficam mais dispersos no material.

Tracy (TRACY et al., 1986) realizando trabalho de impacto balístico em alumina, mostrou que trincas iniciam em defeitos na passagem da onda compressiva, coalescendo após a passagem da onda.

Análise fractográfica (TRACY et al., 1986) de CP's após impacto, revelaram partículas muito finas, na faixa de poucos milímetros a microns na fratura da alumina primária devido a passagem da onda compressiva, causada pela geração localizada de tração sobre os defeitos. A presença de grandes partículas ocorreu, segundo Tracy (TRACY et al., 1986) por fratura secundária quando a onda compressiva sofreu reflexão na superfície livre, passando à condição de onda trativa.

2.9 RELAÇÃO ENTRE MODOS DE FRATURAS E PRESENÇA DE ADIÇÕES

Tracy (TRACY et al., 1986) verificou que na propagação das trincas por impacto balístico, a fratura ocorre nos contornos de grãos quando estas regiões são mais fracas. Com isso, o tortuoso caminho da fratura intergranular requer uma energia adicional à propagação em relação a fratura transgranular, por influência da adição de impurezas químicas que tendam a segregar nos contornos de grãos, provocando fratura intergranular.

Baseado nas observações de Tracy, é de se esperar que uma alumina com adições de nióbia, que foi verificado por Acchar (ACCHAR, 1985) formar 2ª fase intergranular, fracture predominantemente nos contornos de grãos e apresente um melhor desempenho balístico que a alumina sem adições.

2.10 ORIGEM DAS FRATURAS EM CERÂMICOS AVANÇADOS (DEPARTMENT OF DEFENSE USA, 1992)

Em cerâmicos avançados, as fraturas começam em pontos isolados. A origem das fraturas em cerâmicos frágeis consistem de irregularidades no material que agem como concentradores de tensões, tais como os poros e as microtrincas.

As irregularidades ou vazios que agem na origem da fratura em um cerâmico estrutural avançado podem ser desenvolvidas durante e após a fabricação do material.

Grandes defeitos tais como poros e inclusões são tipicamente introduzidos durante o processamento e podem ser considerados intrínsecos à fabricação. Outros defeitos podem ser introduzidos após o processamento como resultado, por exemplo, do impacto mecânico.

O que foi acima exposto está de acordo com o Modelo de Fragmentação Cerâmica de Louro e Meyers (MEYERS, 1994, 558 p.), onde defeitos produzidos na fabricação são ativados pelo pulso compressivo.

2.11 TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA DA ALUMINA COM ADIÇÕES DE NIÓBIA E SÍLICA

Louro e outros (LOURO et al., 2001, il.) investigaram composições de cerâmicos à base de alumina com adições de nióbia, sílica e magnésia na condição de sinterização 1400°C/3h, comparando-as com uma amostra de referência, de alumina sem adição sinterizada a 1600°C/1h. As composições de nióbia variaram de 2% a 8%, as de sílica de 0% a 0,8% e as de magnésia de 0% a 1,15%.

Os melhores resultados de proteção balística, avaliada dinamicamente com base na energia absorvida no impacto por projétil, foram obtidos para as amostras contendo 4% de nióbia. Coincidentemente, Acchar (ACCHAR, 1985) obteve propriedades mecânicas otimizadas, para aplicações quase-estáticas, para amostras contendo 4% de nióbia, 0,8% de sílica e 1,15% de magnésia. Contudo deve-se salientar que a alumina utilizada por Louro e outros (LOURO et al., 2001, il.) foi aquela de procedência nacional, mais barata, enquanto que Acchar (ACCHAR, 1985) usou uma alumina importada, de custo superior.

A FIG 2.3 apresenta a configuração do alvo submetido a impacto de projétil 7.62mm a 5m da boca da arma utilizada por Louro e outros (LOURO et al., 2001, il.).

Dos resultados obtidos, baseados na avaliação da microdureza, densificação e absorção de energia, verificou-se que a composição com 4% de nióbia na condição de sinterização também utilizada neste trabalho (1400°C/3h) apresentou as melhores propriedades, servindo assim como um referencial para as amostras a serem estudadas nesta tese.

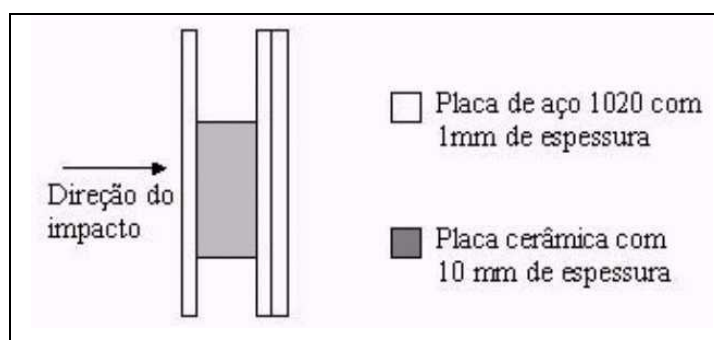


FIG 2.3 Configuração do alvo (LOURO et al., 2001, il.).

Louro e outros (LOURO et al., 2001, il.) observaram uma predominância de fratura transgranular nas amostras de alumina sem adições sinterizadas a 1600°C/1h, o que é característico de alumina sinterizada sem adições. Na mesma alumina observou-se predominância de fratura intergranular nas amostras sem adições sinterizadas a 1400°C/3h, devido à sinterização incipiente. Para amostras de alumina com adições de nióbia, sinterizadas a 1400°C/3h, observou-se predominância de fratura intergranular, pela formação de uma segunda fase nos contornos de grãos da alumina.

A presença da nióbia também contribuiu para o aumento do tamanho de grão da alumina, o que é uma característica desejável para um bom desempenho balístico, conforme demonstrado por Louro e Meyers (JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE, 1989). A maior absorção de energia entre as amostras com adições, e especialmente a amostra com somente adição de 4% de nióbia, está associada à predominância de fratura intergranular nos contornos de grãos.

2.12 EFEITO DO IMPACTO OBLÍQUO SOBRE A ESPESSURA DA CAMADA CERÂMICA NA BLINDAGEM

Hohler e colaboradores (HOHLER et al., 1995) investigaram a espessura mínima de uma placa cerâmica em um blindagem formada pelo cerâmico na parte anterior e metal na região posterior do alvo sob um definido ângulo de inclinação em relação ao eixo de impacto. Foi verificado (HOHLER et al., 1995) que o aumento do ângulo de impacto reduz a espessura mínima do cerâmico para uma dada proteção balística. O dispositivo utilizado encontra-se na FIG 2.4 e as propriedades dos materiais de partida na TAB 2.1.

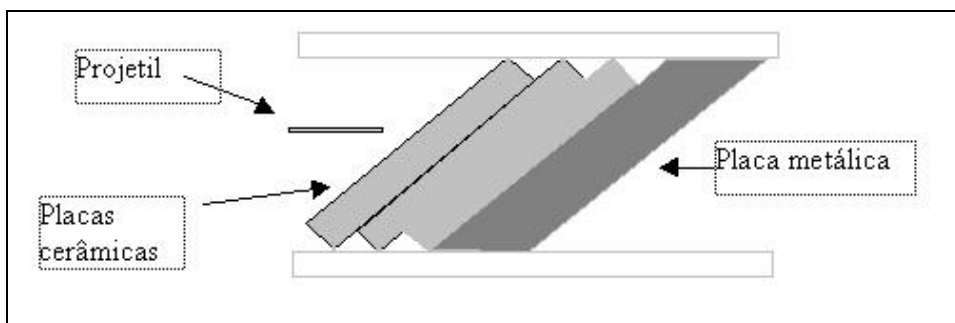


FIG 2.4 Dispositivo para avaliação de impacto oblíquo de alvo composto de cerâmico e metal (HOHLER et al., 1995).

TAB 2.1 Materiais utilizados por Hohler e colaboradores

Material	ρ (g / cm ³)	E (GPa)	G (GPa)	Coef. de Poisson	$\sigma_{escoamento}$ (MPa)	HEL (GPa)
Alumina	3,694	308	122	0,24	-	6,5
Al 7017	2,780	71	27	0,34	460	-

(HOHLER et al., 1995)

A TAB 2.2 mostra as razões de espessuras ótimas para sistemas de blindagem alumina / alumínio. Hohler (HOHLER et al., 1995) mostrou que se o projétil colidisse com uma superfície inclinada em relação à direção de impacto, o poder de proteção da blindagem aumentaria, o que coincide com os objetivos desta tese.

TAB 2.2 Razões de espessuras para blindagens alumina / alumínio.

Velocidade (m/s)	Ângulo de impacto	T_{cer} / T_{met} experimental ótima	T_{cer} / T_{met} pela referência	Referência
850	0	1,5	1,28	24
850	30	1,0	0,85	24
1450	60	0,71	0,73	25
1500	0	2,0	2,26	25
1500	45	1,25	1,13	25
1500	60	0,82	0,75	25

(HOHLER et al., 1995)

2.13 MODELAGEM DA PENETRAÇÃO

A deformação plástica do penetrador e do alvo é o mecanismo primário de deformação na penetração de alvos metálicos. Devido a natureza frágil da fratura cerâmica, e do tempo de atraso para o início da fratura cerâmica, pode-se afirmar que uma importante regra na resposta destes materiais a carregamentos a altas taxas de deformação, é que os cerâmicos sofrem cominuição em eventos de impacto balístico, onde a resistência à cominuição do cerâmico controla o comportamento de proteção balística. Simha (SIMHA, 2002) mostrou que a resistência à penetração no cerâmico é fundamentalmente dependente das propriedades de resistência do material cominuído. Vários modelos têm sido desenvolvidos para descrever a resposta dos cerâmicos a altas taxas de carregamento e aplicados para simular problemas de penetração.

Simha (SIMHA, 2002) modelou computacionalmente a penetração de um projétil em uma placa cerâmica semi-infinita, observando a formação de uma região de primeiro contato com o projétil, onde forma-se uma pulverização de material cerâmico seguido de outra região cônica com trincas macroscópicas, denominada Cone de Hertz. A região de pulverização cerâmica está associada ao fenômeno de destruição de interface (interface defeat), em que o projétil permanece durante os primeiros microsegundos de contato com o cerâmico sendo deformado sem penetrar no alvo. O cerâmico utilizado foi uma alumina de alta pureza AD 99.5 de uso generalizado em função da moderada proteção balística

associada a baixo custo.

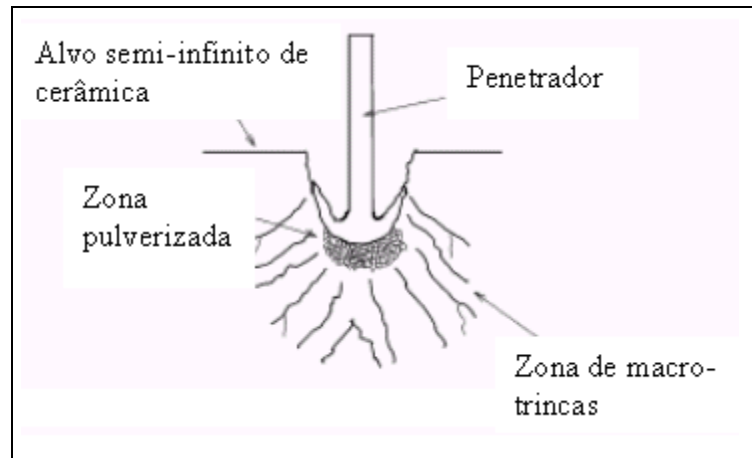


FIG 2.5 Zona pulverizada e cone de Hertz do cerâmico sob impacto (SIMHA, 2002).

A FIG 2.5 mostra uma ilustração da destruição da interface e da formação do cone de Hertz durante a penetração do cerâmico pelo projétil, que sofre deformação e fragmentação de sua ponta, com conseqüente redução do poder de penetração. Este efeito está diretamente associado à dureza do cerâmico.

Simha (SIMHA, 2002) obteve por simulação que o Cone de Hertz forma um ângulo de 15° a 65° bem como a disposição das zonas de tensões, as quais foram coerentes com os resultados experimentais de seu trabalho.

Uma das contribuições relevantes deste trabalho, ilustrada na FIG 2.6, é que uma alteração da superfície de impacto pela adição de uma camada extra de material pode aumentar o cone de Hertz, com conseqüente aumento do volume do cerâmico que participa da proteção, aumentando assim a eficiência da blindagem. É de se prever que, uma alteração geométrica da superfície do alvo, possa ter efeito similar, o que será investigado nesta tese.

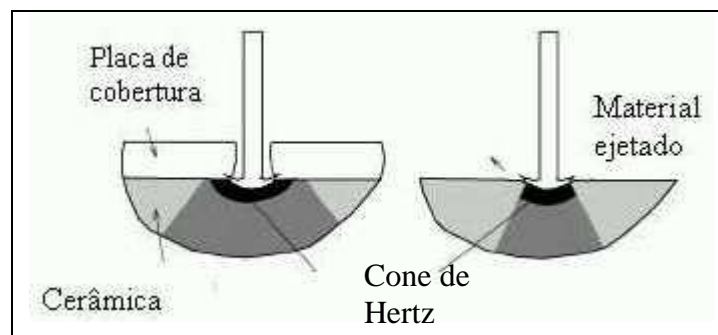


FIG 2.6 Esquema ilustrativo da destruição de interface (SIMHA, 2002).

2.14 INTERAÇÃO DE ONDAS SOBRE A PROPAGAÇÃO DE TRINCAS (CHOI et al., 1995)

Choi (CHOI et al., 1995) realizou experimentos de impacto com projétil do tipo haste longa (longo e cilíndrico) acelerado a altas velocidades (da ordem de 1500m/s) contra um alvo transparente de vidro. O fenômeno de propagação de ondas e das trincas nos instantes iniciais após o impacto foram observados com uma câmera de alta velocidade, verificando-se que:

A) Microtrincas normalmente ocorrem atrás da frente de onda ;

B) A onda de relaxamento refletida na parede de contorno do alvo pode resultar em fraturas secundárias na frente de fratura principal;

C) A interação de ondas devido às diferentes impedâncias nos contornos do alvo afetam a propagação de trincas. Isto faz com que o tamanho do alvo e seu confinamento tornem-se importantes para a capacidade de proteção contra o penetrador.

A onda longitudinal compressiva incidente pode gerar três tipos de ondas: trativa, cisalhante e de Rayleigh. Se essas ondas forem suficientes para produzir uma tensão maior que a resistência a fratura do material, a fratura irá ocorrer (CHOI et al., 1995).

A formação da região de cominuição (pulverização por fraturas generalizadas por trincas que se interceptam) cerâmica em torno da erosão do penetrador foi experimentalmente observada, e a característica caudal dos grânulos de pó pulverizados, isto é, movimento destes grânulos de pós no sentido oposto ao do movimento do projétil formando uma cauda, constitui uma importante regra para a resistência à penetração.

Choi (CHOI et al., 1995) analisou a reflexão de ondas nas superfícies de um alvo de vidro, que foi impactado à velocidade de 1480 m/s. Uma onda esférica expande-se a partir do ponto de impacto com velocidade de 6270 m/s, que é mais alta que a velocidade longitudinal da onda sonora, de 5680 m/s neste material. No início do impacto, num tempo de até 1,5 μ s, observa-se a formação de uma onda esférica e o início do processo de trincamento do cerâmico sem que ocorra ainda a nuvem dos fragmentos ejetados, constituindo uma fase de defesa da interface por parte do cerâmico. As microtrincas propagam-se na direção longitudinal com uma velocidade média de 2130 m/s. Inicialmente, a zona de fratura tem a forma hemisférica, e a velocidade de propagação de trincas na face de impacto torna-se muito mais rápida do que no interior.

A nucleação de trincas secundárias, na frente da superfície principal de fratura não

acontece até um instante da ordem de 11,5 μ s após o impacto. Este é o tempo para que as ondas trativas refletidas nas paredes laterais da amostra de vidro retornem e venham a interagir sobre o eixo de impacto na frente da fratura principal.

Choi (CHOI et al., 1995) verificou que o tamanho da seção reta e a espessura do bloco de material frágil são fatores importantes a serem considerados para proteção contra penetradores de alta velocidade.

A FIG 2.7 mostra um diagrama esquemático de penetração de um projétil longo sobre um alvo, mostrando as ondas trativas refletidas nos contornos laterais do alvo cujo tamanho é: $S \times S$ (lado da seção reta) $\times T$ (espessura).

O penetrador impacta o centro da seção reta quadrada e penetra um profundidade L através da amostra em um dado intervalo de tempo. Pode-se considerar que a zona fraca ao longo do eixo de impacto será produzida pelas ondas refletidas superpostas oriundas das faces laterais e posterior. A fim de reduzir a capacidade de penetração, a cabeça do penetrador deve encontrar-se primeiro com as ondas refletidas oriundas da superfície posterior na zona ao longo do eixo de impacto antes de encontrar as ondas refletidas pelas paredes laterais.

Choi (CHOI et al., 1995) concluiu que:

A) A velocidade de propagação das trincas sobre a superfície de impacto do vidro está em um faixa acima da velocidade das ondas de cisalhamento. Isto ocorre porque as ondas trativas refletidas nas superfícies livres ajudam a trinca a se propagar mais facilmente;

B) As trincas secundárias na frente de fratura principal ocorrem por interseção das ondas trativas longitudinais refletidas ao longo do eixo de impacto;

C) O tamanho (S) da seção transversal e a espessura (T) do material frágil afetam a eficiência balística. A eficiência da blindagem (CHOI et al., 1995) aumenta com a diminuição do valor T/S , que para o vidro deve ser menor que 0,6.

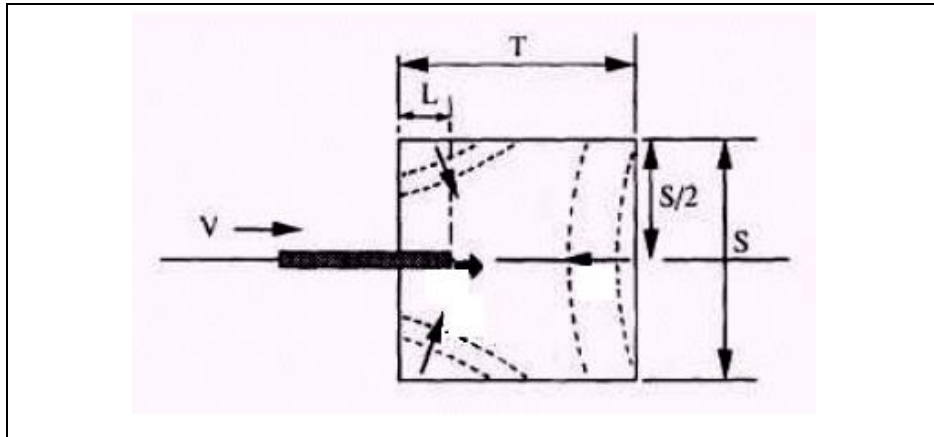


FIG 2.7 Reflexão de ondas nos contornos pelo impacto do projétil haste longa (CHOI et al., 1995).

2.15 EFEITO DA ESPESSURA SOBRE O DESEMPENHO BALÍSTICO E FRATURA DE SISTEMAS DE BLINDAGEM CERÂMICAS

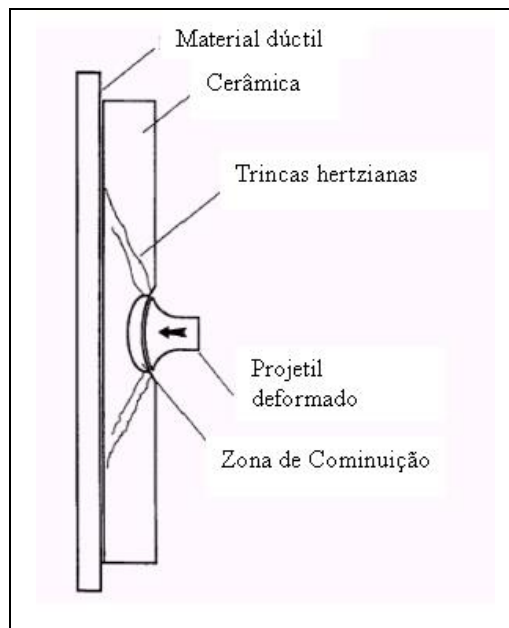


FIG 2.8 Ilustração de sistemas de proteção balística com parte frontal de cerâmica (HORSFALL et al., 1996).

A FIG 2.8 (HORSFALL et al., 1996) ilustra a previsão de falha do material cerâmico nos sistemas de blindagem, o que está coerente com o trabalho de Simha (HORSFALL et al., 1996).

Horsfall (HORSFALL et al., 1996) considerou em seu trabalho, que a parte

posterior da blindagem, de material dúctil, que pode ser um polímero compósito, normalmente com impedância sônica menor que o do cerâmico, nas blindagens usuais, é responsável pela absorção da energia do projétil, deixando a erosão do mesmo para o cerâmico.

2.16 BANDAS DE CISALHAMENTO

Bandas de cisalhamento (MEYERS, 1994) são instabilidades termoplásticas no cisalhamento. São regiões onde a deformação plástica é altamente concentrada.

A FIG 2.9 apresenta os efeitos das bandas de cisalhamento em deformações dinâmicas: A) Perfuração em batoque; B) Estilhaçamento com quebra do projétil; C) Fragmentação por detonação.

Na fragmentação por detonação as ondas de tensão cisalhante geram as bandas de cisalhamento, as quais determinam tamanho e distribuição dos fragmentos.

A ocorrência de bandas de cisalhamento e seus efeitos dependem da microestrutura do material e das características termomecânicas durante a deformação.

A FIG 2.10 ilustra a formação das bandas de cisalhamento. A deformação (γ) dentro da banda cresce rapidamente até a fratura do CP.

Em 1943, Zener e Hollomon (JOURNAL OF APPLIED MECHANICS AND TECHNICAL PHYSICS, 1974) apresentaram a seguinte explicação para a ocorrência de bandas de cisalhamento: “ Quando o material sofre uma deformação de , adiabaticamente, a tensão é elevada devido ao endurecimento por deformação, e é diminuída pela associada elevação da temperatura “.

A formação de bandas no projétil pode ser descrita pela seguinte sequência:

1º) O projétil inicialmente cilíndrico, sofre elevada tensão cisalhante superposta às tensões hidrostáticas no impacto.

2º) Formam-se instabilidades cisalhantes que são produzidas principalmente por tração quando a reflexão de ondas atinge a ponta do projétil, quebrando-o em pequenos fragmentos. A razão disso é que o fluxo de tensões no material dentro das bandas é menor que nas vizinhanças, o que forma vazios com diâmetros iguais à espessura das bandas de cisalhamento.

3º) Estes vazios coalescem gerando trincas, mostrado na FIG 2.11.

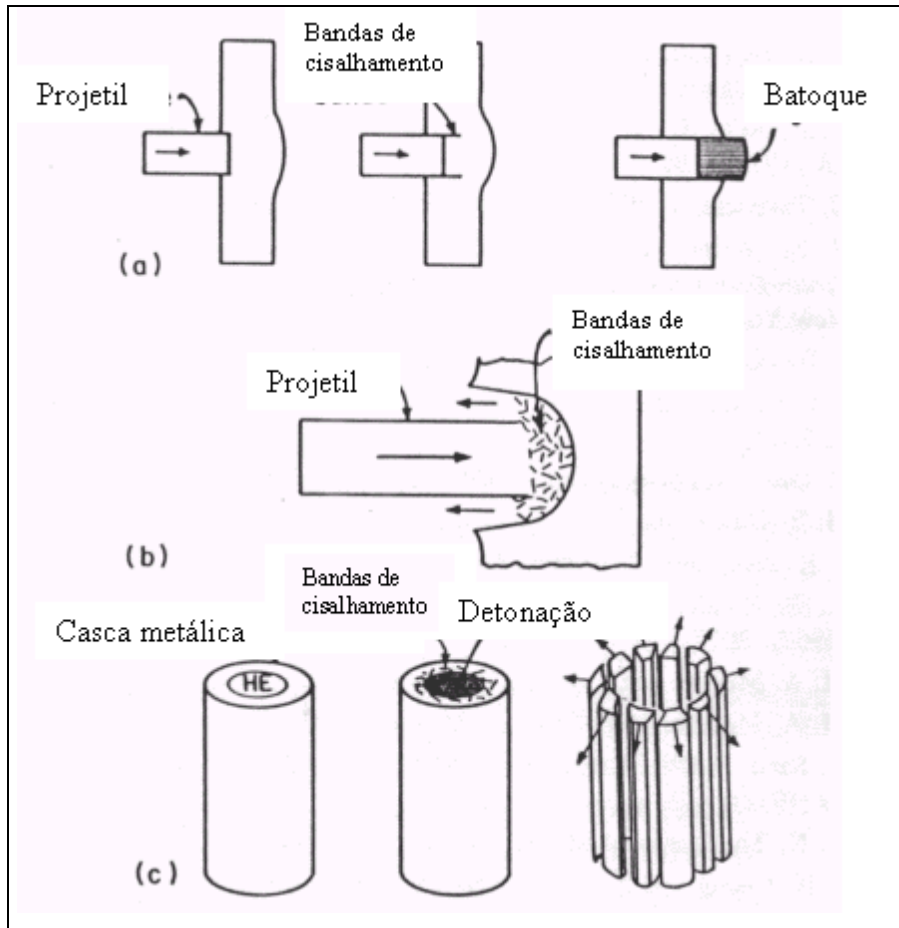


FIG 2.9 Efeitos das bandas de cisalhamento: a) Perfuração em batoque; b) Estilhaçamento com quebra do projétil; c) Fragmentação por detonação (MEYERS, 1994).

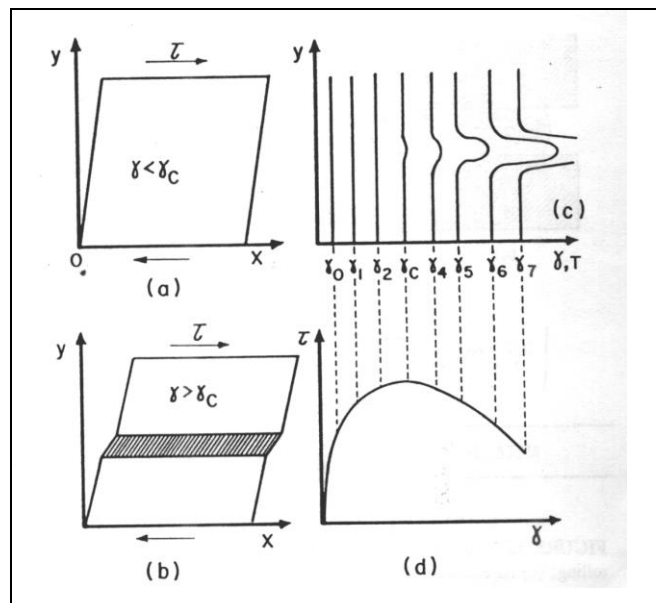


FIG 2.10 Formação das bandas de cisalhamento. a) Tensão cisalhante (τ) homogênea sobre o material produzindo $\gamma < \gamma_c$; b) Para $\gamma > \gamma_c$ formam-se as bandas; c) Distribuição da deformação em função de γ ; d) Em γ_c ocorre τ máximo (MEYERS, 1994).

Outros modelos constitutivos para as bandas de cisalhamento foram desenvolvidos. Rech (JOURNAL OF APPLIED PHYSICAL, 1944) quantificou o modelo de Zener (JOURNAL OF APPLIED MECHANICS AND TECHNICAL PHYSICS, 1974), onde um incremento $d\gamma$ gera um aumento dT , pela conversão entre energia de deformação por unidade de volume em temperatura, através do calor específico e da densidade.

Wright (JOURNAL OF APPLIED MECHANICS AND TECHNICAL PHYSICS, 1989) previu uma redução de γ de 0,8 para 0,2 para um aumento de 10^0 para 10^4 em $d\gamma/dt$ nas bandas. Quando $d\gamma/dt > 10^4$ fatores inerciais dominam e um aumento da taxa de deformação ($d\gamma/dt$) implica no aumento da deformação (γ). Isto porque o tempo para condução de calor diminui com o aumento da $d\gamma/dt$. Com isso, aumenta a temperatura para uma mesma deformação se a taxa de deformação aumenta.

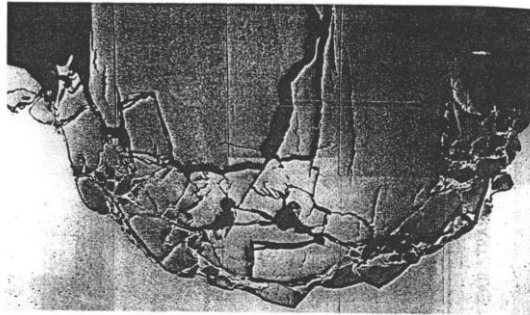


FIG 2.11 Fragmentação da ponta do projétil causado pelas bandas de cisalhamento (JOURNAL OF APPLIED MECHANICS AND TECHNICAL PHYSICS, 1974).

Bai (ACTA MECHANICA SOLIDA SINICA, 1986) obteve uma expressão aproximada para δ (metade da largura da banda), vista na EQ. 2.2. Outros modelos estão sendo desenvolvidos.

$$\delta \approx ((\lambda T) / (\tau \cdot d\gamma/dt))^{1/2} \quad \text{EQ. 2.2}$$

Onde λ é a condutividade térmica, T é a temperatura, τ é a tensão cisalhante e $d\gamma/dt$ é a taxa de deformação.

Aspectos metalúrgicos de alguns materiais:

A) Aço 1080 sofre transformação de fase de ferrita para austenita em 723°C. Se a temperatura dentro da banda alcançar este valor, a transformação irá ocorrer, e a fase retida à temperatura ambiente, pois o material dentro da banda é rapidamente temperado pela vizinhança quando a deformação plástica termina. O tempo de resfriamento é da ordem de 1 a 10 ms, o que é centena de vezes superior ao fenômeno de impacto, logo efeitos como o

aquecimento localizado de cerâmicos porosos têm poder suficiente para atuar sobre o projétil durante sua penetração, favorecendo a fragmentação deste projétil pelo efeito das bandas de cisalhamento;

B) As semelhanças entre microestruturas de materiais com redes cristalinas diversas é um forte indicativo de que um mecanismo de recristalização dinâmica ocorre correntemente com a deformação plástica. A recristalização dos grãos ocorre quando uma deformação crítica é alcançada. Isto é possível pelo aquecimento adiabático gerando temperatura dentro das bandas igual ou superior a $0,4 T_f$ (temperatura de fusão), suficiente para ocorrerem os processos difusionais de recristalização, com o material sendo continuamente deformado enquanto novos grãos sofrem nucleação e crescimento;

C) O efeito de localização das bandas de cisalhamento é resultado de um drástico processo microestrutural envolvendo aniquilamento de discordâncias por recuperação e recristalização, onde um fluxo descontínuo de tensões produz a espessura e forma das bandas;

D) A dureza dentro das bandas varia de acordo com o material. Para o aço, as bandas de cisalhamento apresentam dureza maior que a vizinhança, com isso, a dureza das bandas aumenta linearmente com a concentração de carbono, o que é coerente com o endurecimento por têmpera;

E) No impacto de um projétil cilíndrico sobre alvo de aço 1040 tratados a diferentes temperaturas com faixa de dureza Rockwell C de 20 a 45, as durezas dentro das bandas são independentes da velocidade do impacto e da dureza do alvo. Isto indica que esta dureza é somente determinada pela microestrutura gerada pelo histórico de tratamento termomecânico dentro das bandas. A TAB 2.3 apresenta a espessura das bandas de cisalhamento de alguns materiais usando a equação de Bai para $T = \frac{1}{2} T_f$ (temperatura de fusão).

TAB 2.3 Espessura das bandas de alguns materiais.

Material	τ (MPa)	T (K)	λ (W/ m K)	2δ (μm)
Ti	450	1040	20	60
Aço 4340	450	860	80	110
Cu	250	670	390	290
Al 2024	100	460	250	304

(MEYERS, 1994)

2.17 ESTUDOS EXPERIMENTAIS E NUMÉRICOS DA PROPAGAÇÃO DE ONDAS DE CHOQUE TRANSIENTES EM ROCHAS (PETR et al., 2003)

O trabalho de Vilem Petr e colaboradores (PETR et al., 2003) apresenta os resultados da investigação experimental e numérica da dinâmica da fratura devida à transmissão e à reflexão da energia das ondas de choque nas regiões de interface de ligação, vazios, trincas e entre meios com diferentes propriedades físicas. A FIG 2.12 ilustra o impacto sobre alvo de material compósito.

Uma microestrutura local determina o comportamento de propagação de ondas. Inclusões e vazios produzem um espalhamento local da velocidade de onda através de vários mecanismos de reflexão e os resultados indicam que a densidade de energia desviatória (componente cisalhante) local produz maior atenuação.

Este efeito pode ocorrer com o material deste trabalho de tese, desde que o produto derivado da reação da nióbia com a alumina (AlNbO_4) ocupe os contornos de grãos, favorecendo a reflexão de ondas nestas regiões.

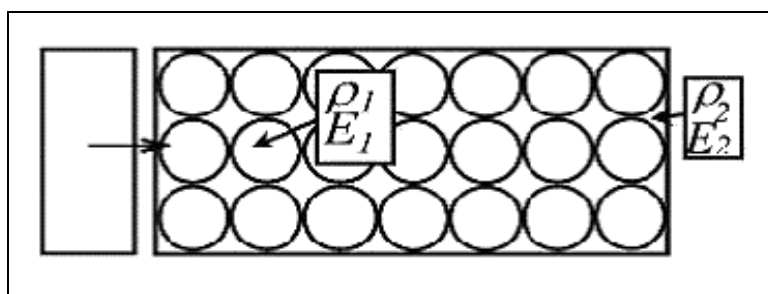


FIG 2.12 Impacto de material compósito (PETR et al., 2003).

2.18 IMPACTO BALÍSTICO NORMAL E OBLÍQUO SOBRE ALVO CERÂMICO-METAL (ZAERA et al., 1998)

O comportamento do projétil é assumido ser perfeitamente rígido e indeformável, exceto em uma pequena zona na ponta do projétil, que é assumida ser plástica e erodida a partir dos instantes iniciais. Quando a velocidade do projétil é suficientemente reduzida, a

pressão em sua ponta não é mais capaz de erodir o restante, portanto pode passar a ser considerado como um corpo rígido.

Quanto à fragmentação do cerâmico, um dos mais importantes estágios na resposta deste material sob impacto é a fase inicial imediatamente após o contato com o projétil. Durante os primeiros microssegundos, uma onda de tensão começa a se propagar da superfície de impacto, produzindo no cerâmico uma frente de trincamento avançando na direção do impacto. Esta frente produz trincas circunferenciais e cônicas. Estas trincas são geradas por ondas de tensão trativas propagando-se da borda da superfície de impacto. No impacto oblíquo ocorre distorção do cone de trincas (cone de Hertz).

Zaera (ZAERA et al., 1998) mostra que a capacidade de proteção do alvo aumenta com o ângulo de impacto, logo é de se esperar que se a superfície de impacto promover um impacto oblíquo, será mais eficiente.

2.19 SIMULAÇÃO COMPUTACIONAL DA RESPOSTA DE MATERIAIS HETEROGÊNEOS A CARREGAMENTO DE IMPACTO (KANEL et al., 1995)

Os materiais compósitos apresentam comportamento visco-elástico em baixas e moderadas taxas de deformação. Um fator adicional do carregamento de impacto destes materiais é a interação acústica entre matriz e fibra. Reflexão de ondas entre componentes do material ocorre como um resultado de suas diferentes impedâncias dinâmicas. A reverberação de ondas produz uma dispersão do pulso de carregamento no material.

A primeira onda no material decai muito rapidamente devido a numerosas reflexões de ondas nas interfaces. A frente de onda inicial induz uma grande quantidade de ondas que passam através das camadas do compósito.

A relativamente baixa amplitude de oscilação e rápido decaimento são explicados pela viscosidade de camadas macias da matriz, no caso do trabalho de Kanel e colaboradores (KANEL et al., 1995), foi feita de polietileno, onde ocorre predominantemente a deformação. A resposta elasto-plástica de ambos os componentes, matriz e fibra, aumenta a dispersão da onda no compósito e o amortecimento da oscilação ressonante. Uma dispersão da frente de ondas ocorre em materiais compósitos devido à reflexão de ondas entre componentes com diferentes impedâncias dinâmicas. A atenuação da transição de ondas nos compósitos é atribuível aos efeitos dispersivos.

2.20 CONFINAMENTO E PROPAGAÇÃO DE ONDAS EM CERÂMICO FRATURADO (SMALLEY et al., 1999)

A situação padrão de emprego de cerâmico é a colocação de uma placa metálica na superfície posterior para prevenir a falha por tração (spall) do cerâmico. É bem conhecido que o confinamento lateral aumenta a resistência à compressão em regime quase-estático do cerâmico. Sob carregamento dinâmico, os cerâmicos exibem deformação elástica e inelástica. O confinamento parece ser importante nas considerações de desempenho balística de cerâmicos, tendo como um de seus efeitos o choque simétrico adicional que ocorrerá com o penetrador, havendo indicações de que este choque pode produzir substancial fragmentação do penetrador, competindo favoravelmente com o processo de erosão durante a colisão.

Além disso, o confinamento promove a perda de energia do penetrador, pois favorece o contato entre os fragmentos, que permanecem atuando mesmo após terem sido fragmentados.

2.21 RESULTADOS EXPERIMENTAIS DO IMPACTO DE PROJÉTIS SOBRE ALVOS DE ALUMINA OBLÍQUA À DIREÇÃO DE IMPACTO (REAUGH et al., 1999)

A TAB 2.4 apresenta alguns valores tomados como padrões para cerâmicos quanto a velocidades de ondas elásticas longitudinais e cisalhantes, bem como valores de densidades.

TAB 2.4 Alguns valores tomados como padrões para cerâmicos.

Cerâmico	C_L	C_s	ρ
Alumina AD96	10,10	5,97	3,75
Alumina AD85	8,80	5,07	3,40
SiC	11,76	7,51	3,16
B ₄ C	13,83	8,72	2,51

(REAUGH et al., 1999)

TAB 2.5 Alumina oblíqua à direção de impacto.

Cerâmico	Δ	V	θ	P_b
AD96	10,5	1,35	0	14,5
AD96	15,1	1,35	0	11,1
AD96	20,6	1,36	0	8,7
AD96	30,2	1,36	0	4,0
AD96	20,4	1,68	0	15,8
AD96	31,7	1,72	0	6,4
AD96	40,0	1,70	0	0,0
AD96	40,4	1,80	0	0,5
AD96	15,1	1,69	30	14,0
AD96	15,3	1,8	45	9,5
AD96	25,0	1,72	45	0,0
AD96	10,5	1,74	60	6,7
AD96	15,2	1,74	60	4,1
AD96	20,0	1,74	60	0,0
AD96	15,1	2,63	0	39,2
AD96	30,1	2,63	0	27,8
AD85	6,2	1,33	0	18,5
AD85	14,0	1,35	0	11,8
AD85	22,1	1,35	0	7,5
AD85	32,0	1,37	0	3,8
AD85	6,2	1,75	0	31,0
AD85	14,0	1,75	0	22,0
AD85	29,9	1,75	0	10,0
AD85	42,5	1,77	0	2,7
AD85	20,5	2,50	0	33,6
AD85	59,1	2,50	0	2,6

(REAUGH et al., 1999)

A TAB 2.5 apresenta resultados experimentais para uma penetração normal residual de um projétil de tungstênio com diâmetro 6,35mm, comprimento 25,4mm em bloco traseiro de aço, onde: Δ é a espessura das pastilhas cerâmicas em mm, V é a velocidade do projétil em km/s, θ é o ângulo de obliquidade em graus entre a direção do projétil e a normal à superfície do alvo, P_b é a penetração residual em mm na placa de aço

posicionada na parte posterior do alvo, onde a profundidade de penetração diminui com o aumento do ângulo de impacto.

2.22 MAPEAMENTO DE ONDAS E RICOCHETE NO IMPACTO OBLÍQUO (GOLDSMITH, 1999)

O ricochete pode ser definido como uma reversão da velocidade do penetrador quando a intenção original era penetrar e perfurar o alvo, tal que o contato cessa após um certo intervalo de tempo. A definição de ricochete requer uma componente da velocidade terminal oposta à velocidade inicial na direção normal à superfície originalmente atingida após a geração de alguma significativa cratera naquela superfície ou mesmo venha a reemergir após um caminho curvo para dentro do meio. Um parcial embutimento ou completo envolvimento do projétil dentro do alvo não qualifica um ricochete.

Ausência de penetração pode ocorrer como um resultado de considerável disparidade na dureza do projétil e do alvo, ou pela especificação analítica de um não deformável (rígido) alvo. Por outro lado, fragmentação e estilhaçamento ocorrerão quando projétil de elevada dureza atinge um alvo também duro a uma velocidade suficientemente elevada.

2.23 TRANSIÇÃO ENTRE DESTRUIÇÃO DE INTERFACE E PENETRAÇÃO EM IMPACTO DE PROJÉTIS METÁLICOS SOBRE ALVOS CERÂMICOS (LUNDBERG et al., 2000)

“Interface defeat”, ou destruição de interface, significa que o material do projétil é forçado a fluir radialmente para fora da superfície do cerâmico sem penetrar significativamente. Para investigar as condições para a destruição de interface, dois modelos para a interação entre projétil metálico e o alvo cerâmico foram estabelecidos por Lundberg (LUNDBERG et al., 2000), estimando uma velocidade de impacto acima da qual no lugar de ocorrer destruição de interface, ocorre penetração normal, para materiais avaliados.

Apesar da vantagem dos cerâmicos de permitirem projetar blindagens de baixa densidade e elevada resistência intrínseca, têm um ponto fraco que é a fragilidade, causada pela inabilidade destes materiais acomodarem deformações plásticas. Esta fragilidade facilita nucleação, propagação e coalescimento de microtrincas, causando cominuição do cerâmico como resultado do impacto e da penetração.

Quando o carregamento na superfície gerado pelo projétil excede um valor crítico, a transição entre destruição de interface e penetração normal ocorre. Abaixo desta velocidade de transição, o cerâmico torna-se extremamente resistente, e acima significativamente frágil. É sabido que a transição está relacionada à máxima resistência do material cerâmico.

Na destruição de interface uma certa deformação da superfície do alvo cerâmico pode ocorrer sob alto carregamento superficial. Esta deformação tem algum efeito sobre a distribuição de carregamento no alvo, mas este efeito não é considerado significativo. Além disso, outro efeito é a deflexão da superfície com geração de tensões trativas radiais na superfície do cerâmico. Estas tensões podem ser reduzidas nos testes experimentais por ação de confinamento lateral, como a inserção do alvo cerâmico em um tubo de aço. O confinamento também pode conter o efeito de carregamento cisalhante radial causado pela fricção na interface entre o projétil e o alvo.

2.24 EFEITO DA ADIÇÃO DE NIÓBIA SOBRE A CONDUTIVIDADE TÉRMICA DA ALUMINA (SANTOS, 1998)

O efeito da adição da nióbia sobre a condutividade térmica da alumina sinterizada a 1400°C e 1450°C, com uma concentração de nióbia adicionada de 1% a 6% em peso foi investigado por Santos (SANTOS, 1998). A difusividade térmica foi medida na faixa de 100 a 1000°C. Amostras sinterizadas a 1450°C contendo $\geq 3\%$ Nb₂O₅ mostraram uma microestrutura contínua contendo baixa porosidade. Adições de nióbia contendo 3-6% resultaram em aumento na condutividade térmica, com o valor mais elevado para 5% de nióbia.

A alumina, com ponto de fusão de 2050°C necessita de uma temperatura de sinterização em torno de 1650°C. Vários aditivos têm sido usados para baixar a temperatura de sinterização, tais como sílica e óxido de titânio. A redução na temperatura

de sinterização é geralmente devida à formação de uma fase vítrea dentro da alumina.

O óxido de nióbio tem sido usado como aditivo de sinterização da alumina, e os resultados preliminares mostram que alta densidade e boa resistência mecânica podem ser obtidas após sinterização em temperaturas tão baixas quanto 1450°C, com a densificação podendo ocorrer via formação de uma transiente fase líquida.

Embora pequenas quantidades de óxido de nióbio (1-6%) possa aumentar a densidade e propriedades mecânicas da alumina sinterizada em temperaturas tão baixas como 1450°C, as propriedades térmicas podem, contudo, serem afetadas com a introdução deste aditivo.

O objetivo do estudo de Santos (SANTOS, 1998) foi investigar o efeito da adição do óxido de nióbio sobre a condutividade térmica da alumina sinterizada a 1400°C, onde nenhuma fase líquida é esperada, e a 1450°C, onde sinterização com formação de fase líquida é esperada.

A alumina utilizada foi a A-16 SG (ALCOA) e a nióbia com 99,99% de pureza da CBMM (Companhia Brasileira de Mineração e Metalurgia). A FIG 2.13 é o diagrama de equilíbrio $\text{Nb}_2\text{O}_5 - \text{Al}_2\text{O}_3$ em percentagem molar de nióbia adicionada na alumina em função da temperatura em Kelvin, que mostra a formação de um eutético em 1425°C (ROTH et al., 1981).

A TAB 2.6 apresenta os valores de densidade para as composições de nióbia obtidas por Santos (SANTOS, 1998).

Santos (SANTOS, 1998) verificou que na temperatura de 1400°C não havia formação de fase líquida para auxiliar a sinterização e a densificação. Ele (SANTOS, 1998) atribuiu o efeito da adição de Nb_2O_5 sobre a sinterização à introdução de Nb como impureza na rede cristalina da alumina. Isso resultaria num aumento do espalhamento de fonons, com conseqüente queda na condutividade térmica.

Na temperatura de sinterização de 1450°C, com a formação da fase líquida nos contornos de grão, a alumina apresentaria uma condutividade térmica menor que em 1400°C.

Verificou-se que a densidade das composições com adição de nióbia entre 3% e 6%, sinterizadas em 1450°C, foram tão elevadas quanto as sem adições sinterizadas em 1600°C.

Os valores de calor específico para alumina e nióbia (TOULOUKIAN et al., 1970) são apresentados abaixo nas EQ. 2.3 e 2.4.

$$\text{Al}_2\text{O}_3 : C_p (\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}) = 1076 + 0,2249 T - 0,00004432 T^2 - 33220000 T^{-2} \text{ EQ. 2.3}$$

$$\text{Nb}_2\text{O}_5 : C_p (\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}) = 584,7 + 0,08175 T - 0,000004372 T^2 - 9104000 T^{-2} \text{ EQ. 2.4}$$

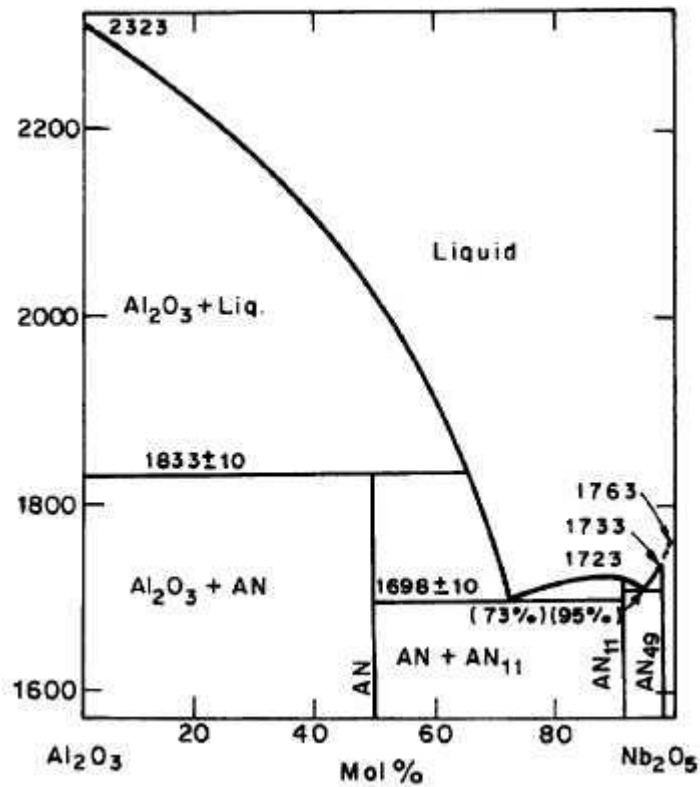


FIG 2.13 Diagrama de equilíbrio Al₂O₃ - Nb₂O₅ (ROTH et al., 1981).

TAB 2.6 Densidade em kg/m³ para composições de nióbia de 0 a 6% e temperaturas de sinterização de 1400 e 1450°C.

Temperatura de Sinterização (°C)	% de nióbia						
	0	1	2	3	4	5	6
1400	3490	3540	3520	3600	3550	3510	3520
1450	3650	3590	3600	3710	3730	3720	3780

(SANTOS, 1998)

2.25 EFEITO DA FASE VÍTREA NOS CONTORNOS DE GRÃOS DA ALUMINA SOBRE RESISTÊNCIA, TENACIDADE E MODO DE FRATURA (WU et al., 2002)

Tensões residuais nos contornos de grão são produzidas por uma diferença no

coeficiente de expansão térmica (CET) entre o material do interior dos grãos e da fase segregada nos contornos dos grãos (CG). Uma fase nos CG com CET maior do que o da alumina provoca tensões trativas nestes CG, e para manter o equilíbrio, tensões compressivas são geradas no interior do grão, o que faz com que a fratura seja intergranular e a tenacidade à fratura seja maior do que a da alumina monolítica. Por outro lado, menor CET da fase nos CG provoca tensões compressivas nestes contornos e tensões trativas no interior, tornando a fratura transgranular, com maior resistência à flexão, porém menor tenacidade à fratura. Desta forma, Wu (WU et al., 2002) concluiu que a resistência e a tenacidade da alumina, com adições, pode ser projetada pela micro tensão nos CG.

Analisando-se o trabalho de Wu (WU et al., 2002), pode-se prever que, no caso da fase vítrea na temperatura de sinterização não cristalizar durante o resfriamento, o DRX da alumina com adições apresentará somente picos de alumina. Além disso, o EDS nos pontos triplos revelará a composição dos contornos de grão, que pode ser comparada com a estequiométrica.

2.26 CARACTERIZAÇÃO DE ALVOS ALUMINA/ALUMÍNIO E ALUMINA/AÇO SOB IMPACTO OBLÍQUO

Sadanandan e Hetherington (SADANANDAN et al., 1997) investigaram o impacto oblíquo de projétil 7.62mm AP e 7.62mm Ball sobre alvo de alumina/ alumínio 5083 e alvo de alumina/aço 43A. Verificaram que o valor de V_{50} aumenta com a obliquidade do impacto.

Eles (SADANANDAN et al., 1997) verificaram que a alta dureza dos cerâmicos é relevante para blindagem contra fuzis e outras armas de pequeno a médio calibre para projetis de energia cinética com velocidade de até 1200m/s, comuns em ataques a blindados leves. A vantagem do cerâmico deriva da sua capacidade de estilhaçar o duro, mas relativamente frágil, projétil AP. Isto reduz sua capacidade de penetração e transfere parte da sua energia cinética para o cone de cerâmico pulverizado. Com munição de núcleo macio, o cerâmico oferece menor vantagem quando comparado com as blindagens de aço duro, que também provocam erosão do projétil, porém o cerâmico continua tendo a vantagem de ser mais leve que o aço.

Nas blindagens com material cerâmico, este trinca e difunde a energia do impacto

em um cone de fratura. A placa posterior deforma plasticamente e absorve a energia do cone. Dependendo da espessura e da dureza da placa posterior, esta falha pode ser por pétala, por batoque ou combinação destas. Para uma mesma densidade de área, o alumínio tem uma espessura três vezes maior que o aço. Por isso, a proteção com placa posterior de alumínio é superior à com aço, pois esta espessura maior, utilizando alumínio, promove uma base mais larga ao cone de fratura.

O projétil AP, dotado de penetrador duro, atinge o alvo com maior concentração da energia de impacto, reduzindo a velocidade de defesa do alvo. Em geral, a placa posterior será perfurada mais facilmente se o cerâmico frontal falhar abruptamente ou estilhaçar.

Verificou-se (SADANANDAN et al., 1997) que o limite balístico aumenta com a obliquidade, o que é devido à geometria e ao efeito de fragmentação, bem como que a V_{50} aumenta com a densidade de área, sendo menor para o projétil AP em relação ao Ball.

2.27 PENETRAÇÃO DE CARGA-ÔCA EM ALVOS DE ALUMINA (HORNEMANN et al., 1997)

O cerâmico costuma apresentar alta resistência balística contra projetis de energia cinética, razão pela qual é frequentemente utilizado em blindagens leves. Suas propriedades mais importantes são dureza, resistência à compressão e comportamento de fratura. O aço pode apenas ser parcialmente substituído por material cerâmico, em função da necessidade de haver um material dúctil de apoio ao cerâmico. Pouco se tem conhecimento sobre a proteção contra carga-ôca de alvo com componente cerâmico, elemento essencial como opção de redução de peso da blindagem.

Experimentos (HORNEMANN et al., 1997) foram feitos com alumina de $3,5 \text{ g/cm}^3$ de densidade e adições de 6% de SiO_2 , 1% de MgO e 1% de outras fases. A placa de aço tinha 20mm de espessura posicionada na frente da placa cerâmica para receber o primeiro contato da penetração. Atrás da placa cerâmica colocou-se outras placas de aço, cada uma com 50mm de espessura, suficiente para consumir todo o jato da carga-ôca. A camada cerâmica consistia de múltiplas placas, cada uma tendo 15mm de espessura, dimensão lateral de 90x90 mm x mm e espessura total variando de 15 a 320mm. Todo o material foi colado, e a camada cerâmica foi confinada por um tubo quadrado de aço, com o espaço vazio preenchido com 4mm de espessura de resina epóxi.

A carga-ôca foi de 55 mm, com cone de cobre de 60°, espessura de 1,5 mm, diâmetro da base de 45mm, velocidade do jato de 6,8 km/s, velocidade final de 2,0 km/s e comprimento acumulativo de 350mm.

Concluiu-se (HORNEMANN et al., 1997) que a utilização da configuração alumina/aço permitiu uma eficiente proteção contra ataque de carga-ôca, em particular a grandes distâncias. Verificou-se a existência de uma espessura ótima de proteção para o cerâmico, acima da qual as partículas do jato de carga-ôca sofrem menos distúrbio antes de atingirem o material metálico posterior.

Efeitos de trincas promovidos pelo impacto com projétil de energia cinética não foram considerados nestes estudos de penetração por carga-ôca. Alvos com cerâmicos espaçados e sem confinamento mostraram o mesmo desempenho de alvos não confinados no ataque com carga-ôca. Estes resultados podem ser úteis para projetos de alvos com camadas cerâmicas contra ataque de carga-ôca.

2.28 ENSAIO DOP DE ALUMINA CONFINADA (ANDERSON, 1997)

O ensaio DOP, em inglês “depth of penetration”, que significa profundidade de penetração, é usado para investigar desempenho balístico de cerâmicos desde 1986, e consiste na medida da penetração de um projétil em um bloco de alumínio ou aço cilíndrico padronizado colocado atrás do alvo que se deseja avaliar.

Sabe-se que o desempenho dos cerâmicos aumenta com o confinamento. Este pode ser lateral e/ou por placa de cobertura na frente do cerâmico. Existe um nível de confinamento lateral necessário para que se garanta um bom desempenho do cerâmico. As placas de cobertura, em geral, aumentam o desempenho, porém Anderson (ANDERSON, 1997) verificou que se o confinamento lateral for inadequado, o desempenho de proteção do conjunto pode ser reduzido.

Ele (ANDERSON, 1997) verificou que o desempenho do cerâmico depende da espessura e da dureza da placa de cobertura usada, e sugeriu que o fato do desempenho da placa cerâmica diminuir com o aumento na espessura da placa de cobertura, indica a existência de uma espessura ótima para a placa. Para velocidades de impacto maiores que 1,7 km/s, com confinamento adequado, o desempenho é moderadamente sensível à espessura da placa de cobertura. Os dados de Woolsey (WOOLSEY, 1991) em velocidade

de impacto de 1,49 km/s, também mostrou pequena dependência da espessura da placa.

Simulação numérica para experimentos com placas de cobertura empregando o modelo constitutivo de Johnson-Holmquist (JOHNSON, 1994) para materiais frágeis, conseguiu prever corretamente a penetração como função da velocidade de impacto, mas não o efeito do confinamento (JOHNSON, 1995).

2.29 PENETRAÇÃO DE PROJÉTIS 7.62MM AP EM BLINDAGENS DE ALUMINA ESPAÇADAS (PARTOM et al., 2001)

Partom (PARTOM et al., 2001) estudou experimentalmente o efeito de alvo alumina/alumínio contra projetis AP por DOP e computacionalmente a falha cerâmica pelo modelo Mohr-Coulomb usando um referencial Euleriano no Autodyne-2D.

Procurou-se verificar se o espaçamento dos cerâmicos daria melhor desempenho que um único bloco de mesma densidade de área. Isto foi feito porque a máxima resistência do cerâmico ocorre na primeira fase do processo de penetração, enquanto que a maior parte do cerâmico ainda permanece intacta.

O projetil utilizado foi 7.62mm AP M2 com velocidade de 840 a 850m/s contra alvo de alumina de 9,2mm de espessura com placa posterior de alumínio com 6,6mm de espessura. No sistema espaçado usou-se duas placas de alumina de 4,6mm coladas em Al de espessura 3,1mm. Estes conjuntos foram espaçadas de 82mm. Estes sistemas de blindagem são vistos na FIG 2.14.

A seção reta da alumina era um quadrado de lado 2", e a seção reta do alumínio do alvo era também um quadrado, porém de lado 8". Alumina utilizada foi a Al98 com densidade $3,80\text{g/cm}^3$, resistência à flexão de 320MPa, dureza de 1389 kg/mm² e velocidade do som 10,200 km/s. O alumínio utilizado no alvo foi o Al6061-T6.

A penetração residual do projetil foi medida em um bloco de alumínio Al6061-T6 com duas polegadas de espessura colocado atrás do alvo.

Foi concluído (PARTOM et al., 2001) que o desempenho balístico do sistema com um único elemento (configuração A) é maior do que o desempenho do sistema espaçado tendo a mesma densidade de área (configuração B).

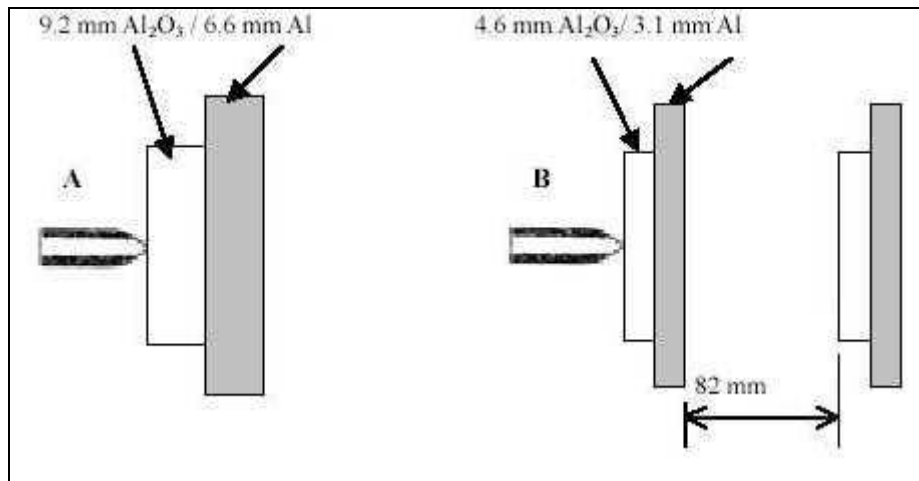


FIG 2.14 Configuração com alvo único e alvos espaçados (PARTOM et al., 2001).

2.30 MODELO DE DESTRUIÇÃO DE INTERFACE PARA MATERIAIS FRÁGEIS (CHURCH et al., 2001)

Blindagens modernas incorporam materiais cerâmicos e vidro que exibem um fenômeno conhecido como destruição de interface, onde a energia cinética do penetrador pode ser consumida sobre a superfície do alvo, quando a pressão na interface excede a tensão de escoamento do penetrador, causando sua erosão. Porém, o comportamento dinâmico e de choque de vidros e cerâmicos é altamente complexo. Isto é manifestado em parte pela existência de uma denominada “onda de falha” onde os materiais podem fraturar sob compressão. Modelos clássicos destes materiais tendem a assumir que o modo de fratura é em tração e compressão, e não podem prever a transição para penetração com velocidades de impacto mais altas.

Church (CHURCH et al., 2001) verificou que o efeito identificado como destruição de interface é mais forte para impacto oblíquo a 30° , e que se as ondas são divergentes, a taxa de compressão através da frente de onda diminuirá à medida que a onda se propagar através do alvo. Então haverá uma variação da taxa de deformação influenciando a taxa de fluxo do material. Isto produziria uma tensão mais alta próximo à face de impacto comparada à tensão no interior do alvo.

Desta forma, a penetração do projétil só pode iniciar após o dano ter ocorrido e ter sido iniciada a propagação de trincas no alvo. O período de tempo de ocorrência da destruição de interface diminuirá quando a divergência da onda diminuir com o aumento

da pressão.

Estes conceitos podem ser igualmente aplicados para cerâmicos, concretos e todos os materiais frágeis (CHURCH et al., 2001). Um ponto importante é que o modelo descreve um comportamento geral de materiais frágeis sob compressão. Não se considerou, neste modelo (CHURCH et al., 2001), a falha por tração e o crescimento de trincas, que são considerações necessárias para o modelo tornar-se mais geral.

2.31 AVALIAÇÃO DA PENETRAÇÃO OBLÍQUA DE ALVOS CERÂMICOS NA LINHA DE TIRO

Yaziv (YAZIV et al., 2001) verificou que alvos metálicos têm maior eficiência em massa quando colocados em um ângulo oblíquo em relação ao penetrador. Objetivou-se verificar se o mesmo vale para os cerâmicos, empregando-se alvos de alumina/alumínio sob impacto de projétil 7.62mm AP sob ângulo de 0°, 45° e 60°. Os alvos tinham a mesma densidade de área na linha de tiro. A penetração residual DOP foi medida em blocos de alumínio montados atrás dos alvos. Os experimentos foram simulados no Autodyn-3D em referencial Lagrangiano.

A espessura t_{LT} , isto é, na linha de tiro, é dada pela EQ 2.5:

$$t_{LT} = t / \cos \theta \quad \text{EQ. 2.5}$$

Onde t é a espessura na direção normal e θ é o ângulo de obliquidade.

A alumina foi a AL98 com densidade 3,80g/cm³ e o DOP utilizou um bloco de Al6061-T6 de 50mm de comprimento atrás do alvo. Os resultados obtidos estão na TAB 2.7, onde se mostra que o desempenho dos alvos cerâmicos é maior em incidência normal do que em oblíqua para uma mesma densidade de área na linha de tiro. Por outro lado, comparando-se os resultados para uma mesma espessura cerâmica em incidência normal e oblíqua, verifica-se que a proteção balística aumenta com a obliquidade do alvo.

Um efeito negativo do emprego de alvos oblíquos cerâmicos, com superfícies anterior e posterior planas, é que a superfície posterior sendo inclinada em relação à linha de tiro, promove seu trincamento prematuramente no impacto. No caso de alvos convexos, este efeito prejudicial pode não ocorrer em função da superfície posterior do cerâmico não estar oblíqua em relação ao eixo de penetração.

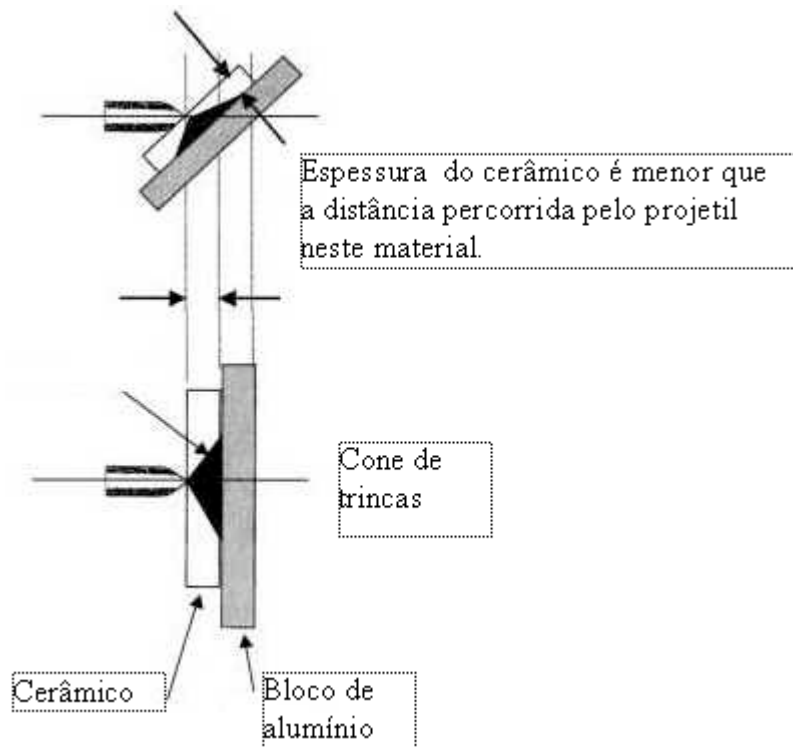


FIG 2.15 Configuração dos impactos normal e oblíquo (YAZIV et al., 2001).

TAB 2.7 Resultados do trabalho de Yaziv.

Ângulo	Espessura da alumina (mm)	Espessura do alumínio (mm)	V (m/s)	DA na direção da LOF	DOP (mm)
0°	6,6	4,8	853	3,8	4,4
45°	4,6	3,1	854	3,7	8,4
0°	9,2	6,6	847	5,3	1,9
60°	4,6	3,1	841	5,2	5,4
0°	8,0	6,6	835	4,9	0
60°	4,2	3,1	827	4,9	6,4
0°	6,5	6,6	833	4,2	2,9
60°	3,1	3,1	839	4,0	6,2

(YAZIV et al., 2001)

2.32 AVALIAÇÃO DA EFICIÊNCIA DA ALUMINA POR DOP COM PROJÉTIL 7.62 AP (HORSFALL, 2001)

Foram usados projetis 7.62 mm ball e 7.62x51mm AP em ensaio DOP com alumínio Al7018. As placas cerâmicas foram coladas no bloco de Al7018 usando adesivo elastomérico de poliuretano (Sikaflex 221). Uma camada de adesivo epóxi foi aplicada sobre a placa cerâmica.

Após os testes, cada bloco foi seccionado através de sua linha no centro da cavidade resultante do impacto, para medida da profundidade de penetração. Horsfall (HORSFALL, 2001) verificou, em seus experimentos, a necessidade de uma espessura mínima de 11mm de alumina para a proteção do projetil 7.62 AP e de 8,7mm para o projetil 7.62 ball.

2.33 ANÁLISE DA PENETRAÇÃO DE BLINDAGEM COM CERÂMICO ANTERIOR E COM MATERIAL COMPÓSITO POSTERIOR (RAVID et al., 2001)

Quando a onda compressiva gerada no impacto do projetil no cerâmico alcança a interface com a placa posterior, ondas de rarefação são geradas propagando-se na direção da superfície de impacto. O cerâmico sob compressão é mais denso do que no estado original, mas apresenta danos na forma de microtrincas desenvolvidas por compressão pela onda inicial. Estes efeitos influenciam a velocidade da onda de rarefação de maneira oposta. Após um curto espaço de tempo, a onda de rarefação é seguida pela quebra do cerâmico, cuja frente pode ser considerada como uma onda de cominuição, que se propaga com velocidade limitada à da onda de superfície de Rayleigh.

A fragmentação completa do cerâmico ocorre quando a frente da onda de fratura alcança a “zona inelástica” de cominuição cerâmica na região de impacto do projetil.

Durante a penetração do projetil, ocorre sua erosão pelos fragmentos cerâmicos mantidos no alvo pela placa posterior e pelos efeitos de inércia. A penetração através do cerâmico fragmentado ocorre até ser alcançada a interface entre o cerâmico e a placa posterior, iniciando-se o movimento do projetil e dos fragmentos cerâmicos para o interior desta placa.

O trabalho de Ravid (RAVID et al., 2001) sugere que a placa posterior tenha a função de suportar os fragmentos cerâmicos a fim de produzir uma eficiente resistência à penetração balística.

2.34 MODELAMENTO DOS MECANISMOS DE PENETRAÇÃO DE ALVO COM CERÂMICO CONFINADO SOB ALTAS VELOCIDADES DE IMPACTO (REYNOLDS et al., 2004)

As pesquisas atuais analisam a destruição de interface, os aspectos físicos associados com a fratura cerâmica e o fluxo radial do material do penetrador.

O confinamento do cerâmico promove uma maior resistência à penetração balística. Simulações de impacto balístico geralmente ocorrem dentro de $100\mu\text{s}$. Durante um evento de impacto de alta velocidade, a zona de cominuição aparece no cerâmico junto à ponta do projétil. Computacionalmente, a erosão é efetivada pela remoção de elementos finitos da solução, baseada em valores específicos de deformação inelástica.

Reynolds (REYNOLDS et al., 2004) verificou que a energia cinética inicial associada ao projétil é convertida em deformação plástica do penetrador e seu alojamento no alvo. Há também alguma conversão de energia associada com um aquecimento adiabático localizado, do alvo e do projétil. A resistência oferecida pelo alojamento material promove uma desaceleração inicial na ponta do projétil, que é maior para um maior diâmetro do projétil. Experimentos realizados com projétil de titânio, mostraram que a deformação do seu núcleo começa entre 12 e $22\mu\text{s}$. O alojamento do projétil de titânio no alvo cerâmico inicia aos $25\mu\text{s}$. Foi usado grafite para reduzir o coeficiente de atrito entre os materiais. Em $32\mu\text{s}$ observa-se uma transição entre a conversão de energia, que passa de deformação plástica para aquecimento adiabático.

2.35 SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA EFICIÊNCIA BALÍSTICA DE BLINDAGENS ADICIONAIS (BUCHAR et al., 2004)

O objetivo do trabalho de Buchar (BUCHAR et al., 2004) foi simular o comportamento de blindagens onde a parte posterior é de aço ARMOX 500 e a parte frontal feita de um dos seguintes materiais:

A) Cerâmico: SiC, B₄C, TiB₂, AlN, Al₂O₃ e Si₃N₄, onde as elevadas durezas e baixas densidades tornam estes materiais candidatos ideais para sistemas de blindagem;

B) Aço dual, consistindo de uma camada de aço ferramenta (TENAX) e uma camada de aço para blindagem 2P. A espessura de cada placa foi de 3mm;

C) O teste balístico foi feito com projéteis 7.62 x 51 AP com velocidade de 930m/s. A simulação foi feita com LS DYNA 3D.

Os resultados de Buchar (BUCHAR et al., 2004) mostraram que aumentando a obliquidade para uma mesma espessura de material cerâmico, aumenta-se a proteção balística, e que a melhor relação custo x eficiência cerâmica é da alumina. O uso de qualquer outro cerâmico mais avançado está condicionado ao desenvolvimento de novas tecnologias para a produção de cerâmicos a baixo custo.

2.36 METODOLOGIA PARA AVALIAÇÃO PRÉ-BALÍSTICA DE CERÂMICOS (LASALVIA et al., 2004)

A extensão da região de dano afeta a tenacidade à fratura do cerâmico. Tanto a extensão radial da cominuição quanto a região de trincas radiais influenciam a tenacidade à fratura, pois a formação destas regiões envolve processos de trincamento. Com relação a experimentos de profundidade de penetração, para alguns cerâmicos, especialmente aqueles com altas durezas e tenacidades, a defesa de interface por parte do alvo cerâmico deverá ocorrer antes da penetração, como verifica-se experimentalmente.

2.37 SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA FALHA DE UM CERÂMICO SOB IMPACTO A PARTIR DE SUAS PROPRIEDADES FÍSICAS BÁSICAS (GÁLVEZ et al., 2004)

Gálvez (GÁLVEZ et al., 2004) simulou um material cerâmico usando as seguintes propriedades: modelo elástico linear; módulo de volume de 180GPa, módulo de cisalhamento de 150GPa, calor específico de 880 J/kg K e temperatura de referência de 300K. O modelamento do material do projétil foi uma combinação da equação linear de estado e um modelo de resistência de Johnson Cook, que adequa-se ao comportamento do aço.

A partir da FIG 2.16, Gálvez (GÁLVEZ et al., 2004) concluiu que:

A) A zona central observada, onde o cerâmico está cominuído, é aproximadamente circular com diâmetro de 20 a 25mm, a qual avança com o contato do projétil;

B) Observa-se uma segunda área concêntrica seguinte à anterior, onde trincas radiais e circunferenciais são desenvolvidas, com a formação de um cone. Esta área tem um tamanho de 40 a 45 mm, e não cresce durante a penetração;

C) Uma terceira zona é observada, envolvendo todo o restante da placa cerâmica, onde as trincas oriundas da região da letra b) crescem. O material na terceira zona não se move na direção do impacto, mantendo sua face plana;

D) O número de trincas detectáveis na face posterior do alvo varia de 12 a 16.

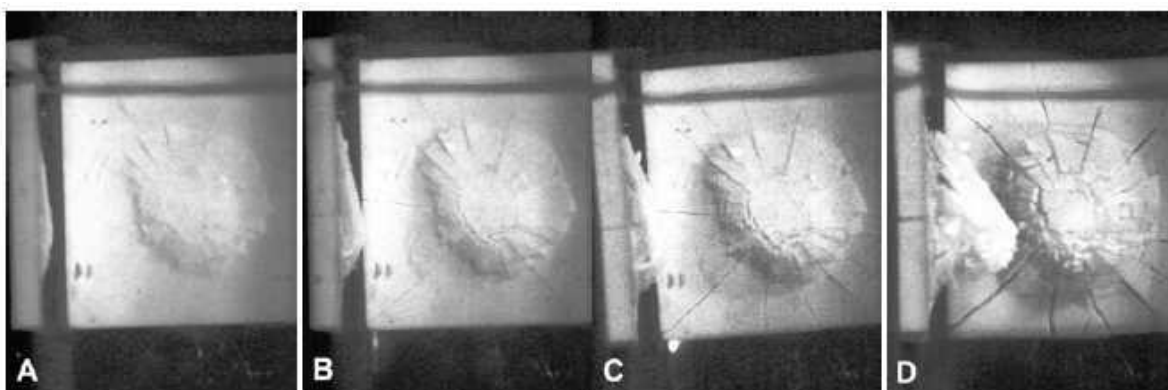


FIG 2.16 Fotos do impacto de um material cerâmico com tempo de exposição de 1 μ s nos instantes 24, 34, 44 e 64 μ s, respectivamente correspondendo às letras A, B, C e D ⁵³.

A simulação numérica (GÁLVEZ et al., 2004) mostrou que trincas radiais aparecem na frente e na parte posterior do cerâmico, como verificado no teste balístico.

Contudo, o padrão de trincas é apenas reproduzido com sucesso se for usada uma malha fina. A formação do cone no alvo e a zona fragmentada são similares para todas as simulações, independentemente da malha usada. A simulação também mostrou que as trincas radiais aparecem nos primeiros estágios do impacto e permanecem ao longo do processo de penetração do projétil.

2.38 DETERMINAÇÃO DAS PROPRIEDADES ELÁSTICAS DE MATERIAIS POROSOS A PARTIR DAS VELOCIDADES DAS ONDAS LONGITUDINAIS E CISALHANTES

Asmani (ASMANI et al., 2001) verificou a relação entre a velocidade das ondas longitudinais (C_L), o módulo de Volume (K), o módulo de cisalhamento (G) e a densidade do material (ρ), e Meyers (MEYERS, 1994) verificou as relações entre as propriedades elásticas. Estas equações serão apresentadas no item 3.6.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Estudou-se as composições cerâmicas à base da alumina nacional APC – 2011 SG, da ALCOA, com adição de nióbia tipo Standard da CBMM e a influência da geometria do alvo cerâmico sobre a proteção balística.

A escolha dos materiais, neste trabalho, foi motivada pelos resultados promissores obtidos anteriormente por este autor, no qual a adição de nióbia à alumina aumentou a densificação em baixa temperatura de sinterização, bem como melhorou o efeito de proteção da blindagem, pela maior absorção da energia de impacto balística.

3.1 ESPECIFICAÇÕES TÉCNICAS DA ALUMINA APC – 2011 SG

As características da alumina utilizada (Alumina Calcificada APC – 2011 SG, ALCOA) deste trabalho, informadas pelo fornecedor, encontram-se nas TAB 3.1 e 3.2.

TAB 3.1 Análise química da alumina calcificada APC – 2011 SG.

Características	Típico	Especificação
Al ₂ O ₃ (%)	99,4	Min. 99,1
SiO ₂ (%)	0,04	Máx. 0,06
Fe ₂ O ₃ (%)	0,04	Máx. 0,06
Na ₂ O (%)	0,11	Máx. 0,15
Umidade (300°C) (%)	0,2	Máx. 0,5

TAB 3.2 Tamanho das partículas da alumina calcificada APC – 2011 SG.

Características	Típico
D ₉₀ (µm)	5,8
D ₅₀ (µm)	2,6
D ₁₀ (µm)	1,2

A TAB 3.3 apresenta a composição da nióbia utilizada neste trabalho (Standard,

AD/112) fornecida pela CBMM (Companhia Brasileira de Mineração e Metalurgia) .

TAB 3.3 Composição da nióbia Standard AD/112.

Nb ₂ O ₅	99 %
Ta	1800 PPM
Si	800 PPM
Fe	800 PPM
Ti	500 PPM
C	300 PPM
S	50 PPM
P	30 PPM
Perda ao fogo	0,1%

(ACCHAR, 1985)

3.2 OBTENÇÃO DAS COMPOSIÇÕES

As composições investigadas a partir das composições investigadas de Al₂O₃ APC 2011 – SG, ALCOA e Nb₂O₅ Standard, CBMM estão mostradas na TAB 3.4, onde também estão definidas as condições de sinterização. A composição C é a referência para fins comparativos.

A atmosfera usada foi a ambiente em um forno NETZSCH com temperatura limite de 1700°C, mostrado na FIG 3.1. A adição de nióbia variou de 0 a 6% e as condições de sinterização foram: 1400°C /3h; 1450°C /3h; 1600°C/1h.

A composição A foi aquela otimizada por este autor em trabalho anterior, onde a temperatura de sinterização utilizada foi de 1400°C (LOURO et al., 2001, il.). Como o aumento da temperatura de sinterização favorece a densificação e o crescimento de grão, o que é desejável para fins de proteção balística, foi testada a composição B, a fim de se verificar se nesta temperatura este benefício será obtido, ou se já ocorreria a volatilização da nióbia, identificada por Acchar (ACCHAR, 1985) acima de 1500°C, o que anularia as vantagens do aumento da temperatura.

Os pós cerâmicos utilizados foram pesados em uma Balança Digital PRECISION

modelo PR1000, de 0,01g de precisão e misturados e moídos em água num Moinho de Bolas de alumina CHIAROTTI MAUÁ modelo 18300, por 8 horas, para uma quantidade de pós de 250 g (alumina e nióbia) no moinho, sem a adição de ligantes. A seguir, adicionou-se o polietilenoglicol (PEG), como ligante, na quantidade de 1,5% da massa de pós no misturador mostrado na FIG 3.2.

TAB 3.4 Composições investigadas.

Amostra	Al ₂ O ₃ (%)	Nb ₂ O ₅ (%)	Temperatura (°C)	Tempo (h)
A	96	4	1400	3
B	96	4	1450	3
C	100	0	1600	1
D	94	6	1400	3
E	94	6	1450	3
F	100	0	1400	3
G	100	0	1450	3



FIG 3.1 Forno de sinterização NETZSCH.

O PEG adicionado foi dissolvido em álcool a 70°C em uma Placa Quente FISATOM modelo 753. Posteriormente, as composições foram deixadas em uma Estufa ELKA para secagem a 70°C. Os pós secos foram desaglomerados manualmente utilizando uma espátula, e peneirados em uma peneira vibratória de 70 mesh colocada em um Agitador de Peneiras marca +GF+ tipo PBA. O material passante nesta peneira foi armazenado na estufa para evitar a reabsorção de umidade, indesejável no processamento.

Como os ligantes foram degradados termicamente, durante a etapa de pré-sinterização, eles não foram considerados na composição dos pós.

Os pós obtidos foram prensados a 50 MPa para obtenção dos CP's verdes. A FIG 3.3 mostra a matriz metálica para confecção dos CP's planos e convexos para o ensaio balísticos. A FIG 3.4 mostra a matriz de durepoxi utilizada para obtenção da superfície convexa dos CP's.



FIG 3.2 Misturador de pós a úmido.



FIG 3.3 Matrizes metálicas para confecção de CP's.



FIG 3.4 Matriz para obtenção da superfície convexa.

Foram prensados CP's em matriz metálica de diâmetro interno de 20 mm e que ficaram com altura, após a sinterização, da ordem de 10mm, para avaliação das propriedades não-balísticas das composições investigadas.

Foram também prensados discos com diâmetros de 57mm e massa 60g com e sem uma das superfícies convexa, para fins de avaliação da influência da geometria sobre a proteção da composição B, em função do melhor resultado obtido para esta composição nos ensaios de caracterização realizados utilizando as matrizes das Figuras 3.2.3 e 3.2.4.

A taxa de aquecimento e de resfriamento na sinterização de todos os CP's foi de 5°C/min. A forma geométrica dos CP's obtidos encontra-se na FIG 3.5.

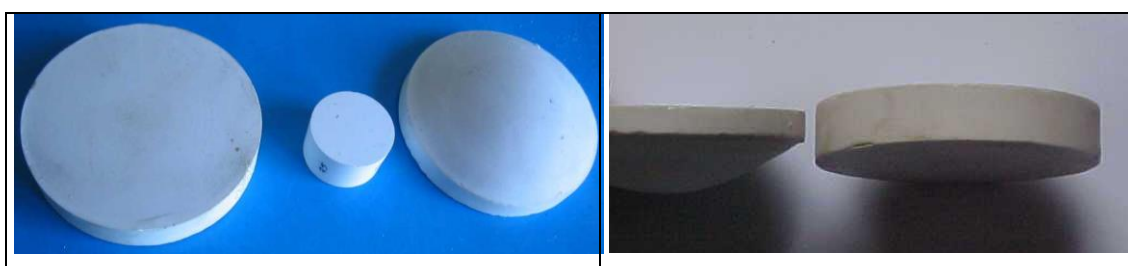


FIG 3.5 CP's cerâmicos para os alvos planos e convexos e para realização dos ensaios não-balísticos.

3.3 CARACTERÍSTICAS DO ADESIVO UTILIZADO

A TAB 3.5 apresenta os dados técnicos do adesivo fornecidos pelo fabricante:

TAB 3.5 Dados técnicos do adesivo utilizado.

Nome do adesivo: SIKAFLEX – 255
Fabricante: SIKA S.A. – Indústria Brasileira
Base química: Poliuretano Monocomponente
Sistema de cura: Com umidade atmosférica
Resistência à Tração: aproximadamente 6 MPa
Alongamento de ruptura: maior que 400%
Temperatura de transição vítrea: aproximadamente – 45 °C
Temperatura de trabalho: de – 40 °C a 90 °C

3.4 MEDIDAS DE DENSIDADE E POROSIDADE

As avaliações das densidades dos cerâmicos à verde (ρ_{verde}) e sinterizados (ρ_{sint}) foram feitas por medidas de massa e volume, com pequeno desvio-padrão em relação ao valor médio para cada composição. A densidade absoluta dos pós (ρ_o) foram os valores usuais para estas propriedades, conforme encontra-se no endereço da internet www.webelements.com. A partir de ρ_{verde} , ρ_{sint} e ρ_o obteve-se a porosidade dos CP's verde (P_{verde}), a porosidade dos CP's sinterizados (P_{sint}) e a densificação, mostradas nas EQ. 3.1, 3.2 e 3.3.

$$P_{\text{verde}} = (\rho_o - \rho_{\text{verde}}) / \rho_o \quad \text{EQ. 3.1}$$

$$P_{\text{sint}} = (\rho_o - \rho_{\text{sint}}) / \rho_o \quad \text{EQ. 3.2}$$

$$\text{Densif} = (1 - P_{\text{sint}}) \times 100\% \quad \text{EQ. 3.3}$$

3.5 DETERMINAÇÃO DAS VELOCIDADES DAS ONDAS ELÁSTICAS E CISALHANTES

Medidas das velocidades das ondas nas amostras cerâmicas foram realizadas na COPPE-UFRJ utilizando sensores de ondas elásticas (C_L) e cisalhantes (C_S) e um osciloscópio para detectar o sinal refletido pela superfície oposta da amostra analisada. A partir da distância entre as superfícies e do tempo entre o sinal enviado e recebido, obteve-se as velocidades das ondas no material.

Estudos de Kolsky (KOLSKY, 1963) mostram que as trincas viajam a uma velocidade limite dada pelas ondas elásticas superficiais de Rayleigh (C_R), enquanto que a máxima velocidade de ondas em um material é dada pelas ondas elásticas longitudinais. A partir de C_L e C_S obtém C_R e propriedades elásticas dos materiais, tais como módulo de elasticidade, coeficiente de Poisson e constantes de Lamé.

3.6 PROPRIEDADES ELÁSTICAS DAS COMPOSIÇÕES

Foram obtidas a partir das relações propostas por Asmani (ASMANI et al., 2001) e Meyers (MEYERS, 1994) como mencionado no item 2.38, obtendo-se o módulo de cisalhamento (G), a constante de Lamé (λ), o módulo de elasticidade (E), o coeficiente de Poisson (ν) a velocidade das ondas de superfície de Rayleigh (C_R), a velocidade das ondas elásticas longitudinais unidimensionais (C_o) e o módulo de volume (K), mostradas nas EQ. 3.4 a 3.10.

$$G = E / (2(1 + \nu)) \quad \text{EQ. 3.4}$$

$$\lambda = \nu E / ((1 + \nu)(1 - 2\nu)) \quad \text{EQ. 3.5}$$

$$C_L = ((\lambda + 2G) / \rho)^{1/2} \quad \text{EQ. 3.6}$$

$$C_s = (G / \rho)^{1/2} \quad \text{EQ. 3.7}$$

$$C_R = ((0,862 + 1,14 \nu) / (1 + \nu)) C_s \quad \text{EQ. 3.8}$$

$$C_o = (E / \rho)^{1/2} \quad \text{EQ. 3.9}$$

$$C_L = ((K + (4/3)G) / \rho)^{1/2} \quad \text{EQ. 3.10}$$

3.7 MEDIDAS DE DUREZA

Amostras de 20mm de diâmetro foram embutidas utilizando-se baquelite. A seguir as amostras embutidas foram lixadas com lixas 200, 400, 600 e 1200 mesh em uma politriz marca Arotec, modelo APL-4. As superfícies lixadas foram recobertas com filme fino de ouro no equipamento Balzers da FIG 3.6 de forma idêntica para todas as amostras. Sobre estas superfícies foram realizadas indentações com penetrador de diamante com carga de 500g no Microdurômetro BUEHLER modelo 2003, ilustrado na FIG 3.7 .



FIG 3.6 Equipamento Balzers para deposição de filmes finos.



FIG 3.7 Microdurômetro BUEHLER modelo 2003.

3.8 MEDIDAS DE SUSCEPTIBILIDADE AO CORTE

A susceptibilidade ao corte das composições foi realizada efetuando-se corte das composições, onde após 10 minutos foi verificada a área de corte do material em mm^2 . Quanto maior a área, menor será a susceptibilidade ao corte que o material apresenta. Em função das baixas propriedades mecânicas obtidas para as composições F e G, o referido ensaio foi realizado apenas nas amostras que apresentaram melhor densificação, que foi o caso das composições de A a E.

A fim de evitar distorções, as medidas foram realizadas um número par de vezes, onde, alternadamente, as últimas amostras de uma dada medição foram as primeiras da

série seguinte, e o resultado foi a média final. Com isso evitou-se que uma composição ensaiada com o disco mais novo tivesse naturalmente uma maior área de corte. O equipamento de corte foi a Cortadeira de precisão Struers Minitom.

3.9 MEDIDAS DE RESISTÊNCIA DINÂMICA SOB COMPRESSÃO

A resistência dinâmica sob compressão foi medida por meio de um ensaio de queda de peso, onde um disco de material cerâmico de diâmetro da ordem de 20mm e espessura 10mm foi impactado pela queda de uma esfera metálica. Um sensor detectou a máxima tensão no material antes da fratura, que corresponde à resistência dinâmica sob compressão.

3.10 COMPARAÇÃO ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS NÃO BALÍSTICOS

Todos os resultados obtidos foram normalizados a partir da média (μ) e do desvio-padrão(σ) dos resultados, na forma: ($\mu - \sigma$), μ e ($\mu + \sigma$).

Estes valores normalizados foram analisados no programa Statistica, obtendo-se o nível de confiança de que a variável analisada seja relevante. Para isso, obteve-se a partir do programa, o p-valor (MONTGOMERY, 1997, LOURO et al., 2004, il.) para cada variável, que é a probabilidade de se considerar que os resultados de uma variável sejam diferentes entre as amostras analisadas. Desta forma, para o p-valor menor que 0,05, o nível de confiança de que a variável seja sensível às composições analisadas é de 95%.

Pelo Método LSD (Least Significant Difference) (MONTGOMERY, 1997) pode-se determinar quais composições estão empatadas como tendo o valor mais alto ou mais baixo para a variável analisada com nível de confiança de 95%, isto é, o empate significa que a diferença entre os resultados não é significativa com 95% de confiança.

3.11 DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX)

A DRX dos pós obtidos a partir das amostras impactadas no ensaio de queda de peso, bem como dos pós matérias-primas foi realizada na COPPE-UFRJ. Esta análise foi qualitativa, não permitindo que se precisasse a quantidade de cada constituinte.

Foram realizadas DRX para os pós de alumina (APC2011) como recebido, da nióbia utilizada (Nb_2O_5 Standard, CBMM) e das amostras sinterizadas A, B, D e E.

3.12 EDS DAS COMPOSIÇÕES ANALISADAS

O objetivo desta análise foi mapear a localização, nos CP's sinterizados, dos compostos derivados da nióbia adicionada à alumina nas composições A, B, D e E.

O EDS fornece a Nb_2O_5 equivalente na região sob análise, que é a quantidade de nióbia que teríamos, se esta adição não sofresse reação com a alumina. As regiões das análises foram interior de grão (Int. Grão), contorno de grão (CG), próximo ao contorno de grão (prox. CG) e região abrangendo vários grãos do corpo sinterizado (Ampla). Comparou-se estes resultados com a adição de nióbia no corpo verde antes da sinterização (Nb_2O_5 pó), obtendo-se a razão (Nb_2O_5 equiv. / Nb_2O_5 pó), que permite quantificar a variação da composição de nióbia entre o corpo verde e a região analisada do corpo sinterizado. Pode-se verificar, desta forma, se a predominância dos compostos derivados da nióbia é no interior dos grãos, nos contornos dos grãos ou se não há região preponderante.

Esta comparação pode ser feita utilizando o programa Statistica, onde um nível de confiança maior que 95% foi considerado como suficiente para se afirmar que haja diferença de composição equivalente da nióbia entre as regiões do cerâmico sinterizado.

3.13 MEV DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DOS MATERIAIS

Utilizando o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), pode-se fotografar a superfície de fratura sob fraturas estática e dinâmica por queda de peso. Os aumentos

utilizados foram de 1000x, 2000x e 4000x. A FIG 3.8 mostra o MEV utilizado.



FIG 3.8 Microscópio Eletrônico de Varredura do IME.

3.14 AVALIAÇÃO DO TAMANHO MÉDIO DE GRÃO

A medida padronizada de tamanho médio de grão (PADILHA et al., 1985) é obtida pelo número de grãos por unidade de área; comprimento dos contornos de grãos por unidade de área; número de interseções de contornos de grãos por unidade de comprimento de uma linha; ou tamanho das interseções dos contornos dos grãos com uma linha. Estas medidas devem ser feitas para um grande número de grãos, ou todos os grãos de uma dada área, levando-se em conta o campo de visualização do microscópio ou repetindo-se campos a fim de obter-se um adequado número de medidas para uma precisão estatística dos dados gerados.

Cuidados devem ser tomados, como evitar polimento automático excessivo, que pode produzir deformação da microestrutura, mascarando resultados.

A preparação da amostra (PADILHA et al., 1985) deve ser rigorosa e artifícios de processamento da imagem devem ser usados a fim de evitar erros como contagem de inclusões como se fossem grãos das fases presentes. O processamento de imagem deve ser crítico pelo usuário a fim de não se eliminar ou gerar contornos de grãos, produzindo resultados incorretos.

3.14.1 AVALIAÇÃO QUALITATIVA DO TAMANHO DE GRÃO POR FRATOLOGRAFIA NO MEV

Como uma das amostras é a alumina APC-2011 SG sem adições e sinterizada a 1400 °C por 3 horas, é de se esperar que apresente elevada porosidade. Portanto, as informações de tamanho de grão através do microscópio ótico podem ser mascaradas pela dificuldade de polimento para permitir alguma visualização de tamanho de grão. Desta forma optou-se neste trabalho pela avaliação qualitativa de poros e grãos a partir da fratografia no MEV de todas as amostras, uma vez que tal informação não é passível de mascaramento por diferenças de densidade, as quais exigiriam significativas diferenças de polimentos entre as amostras no caso da observação no microscópio ótico.

3.15 SIMULAÇÃO DO ENSAIO BALÍSTICO

A simulação dos ensaios balísticos das amostras foi realizada usando como ferramenta o programa Autodyne 2D e 3D usando modelo linear de equação de estado. Este modelo é o indicado pelo banco de dados do programa Autodyne para velocidades baixas de impacto de projétil de aço em cerâmico, que no caso foi de 870m/s.

A forma geométrica de todos os projéteis foram idênticas ao projétil 7.62mm AP da CBC (Companhia Brasileira de Cartuchos) e com velocidades iniciais iguais a 870m/s. As dimensões do projétil 7.62 AP foram fornecidas pela CBC e encontram-se abaixo:

- A) Diâmetro médio 7,83 mm;
- B) Comprimento médio 32mm;
- C) Peso médio 9,56g.

O material de todos os projéteis foi o aço 4340; os materiais cerâmicos foram os identificados pelas letras de A a G, analisados nesta tese; a componente metálica do alvo foi o alumínio Al 6061-T6, o mesmo utilizado na avaliação com tiro real no CPrM (Campo de Provas da Marambaia). O alvo cerâmico foi aderido no bloco de alumínio utilizado.

Além das configurações planas e convexas com material cerâmico de A a G, foi feita também uma simulação com alvo plano de alumínio Al 6061-T6 sem componente

cerâmico, bem como do projétil livre, isto é, quando inexistente o alvo.

A disposição dos alvos e do projétil no Autodyne encontra-se na FIG 3.9. A condição de contorno de todos os ensaios foi que a velocidade da superfície posterior do alvo é nula em todas as direções, mostrado na FIG 3.10.

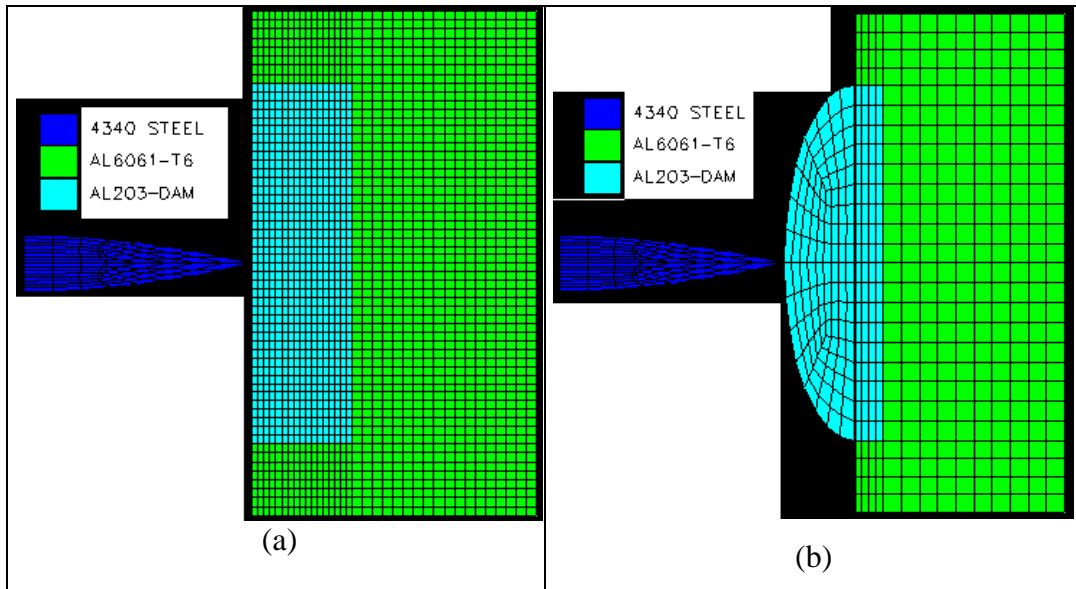


FIG 3.9 Disposição do projétil e dos alvos planos e convexos.

Para os ensaios em 2D foram analisados o ciclo 2 (contato entre projétil e alvo) e o ciclo 100 (término do ensaio 2D). Estes ciclos correspondem a instantes do ensaio balístico idênticos para todas estas simulações.

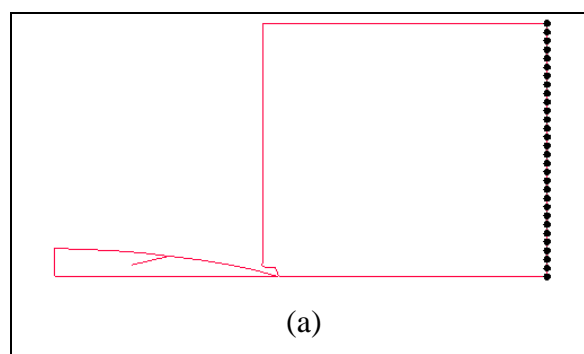


FIG 3.10 Condição de contorno de todos os ensaios: Velocidade nula na superfície posterior do alvo nas direções x , y e z .

Os resultados gráficos e numéricos no Autodyne 2D e 3D se fixaram nas variáveis pressão hidrostática e compressão hidrostática máximas, que são causadas pela passagem da onda compressiva no material a partir do instante de contato entre projétil e alvo, a

qual está relacionada à nucleação e início do crescimento de trincas em materiais cerâmicos (MEYERS, 1994, KOLSKY, 1963, WILKINS, 1980, TRACY et al., 1986). A FIG 3.11 ilustra o gráfico onde foram obtidas as máximas pressões no alvo e no projétil, procedimento igual ao utilizado para obtenção das compressões máximas.

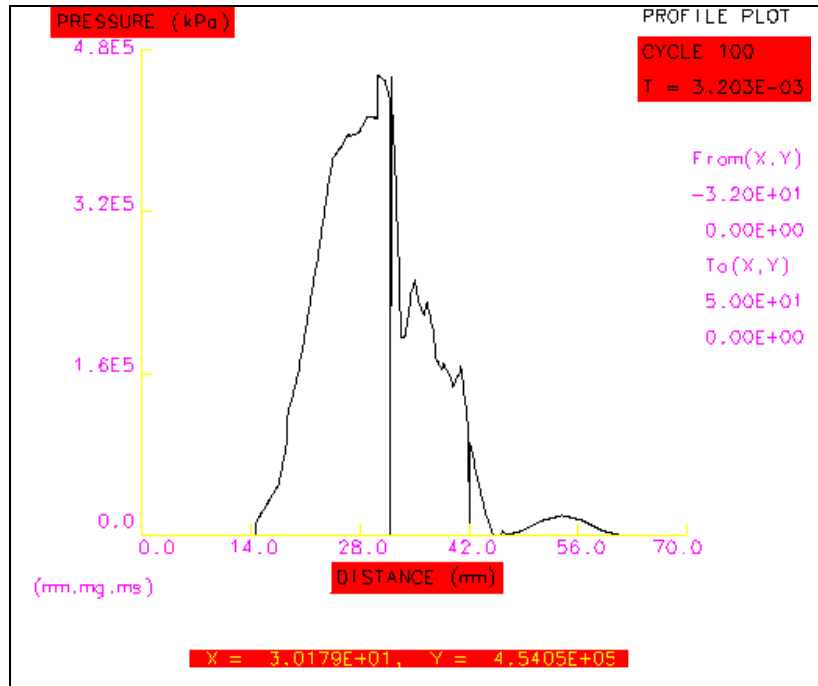


FIG 3.11 Máxima pressão no alvo convexo de material B.

A diferença entre as posições anterior e posterior do projétil; posição do alvo e comprimento do projétil em todos os testes no ciclo 2, quando se dá o contato, deve ser a menor possível, para que os testes possam ser considerados sob mesmas condições, variando-se apenas a geometria do alvo e as propriedades dos materiais. As Figuras 3.12 até 3.14 ilustram as ampliações das malhas para que fossem obtidas as posições do alvo e do projétil nos ciclos 2 e 100. Foi retirada a parte da imagem que não foi usada na medida para facilitar a impressão, bem como mantida a nomenclatura em inglês para facilitar a reprodução dos resultados a partir da execução dos comandos constantes do APÊNDICE 2.

Os procedimentos ilustrados pelas Figuras 3.10 até 3.14 foram os mesmos adotados para os ensaios 2D e 3D.

Para os ensaios em 3D com impacto central foram analisados o ciclo 3 (contato entre projétil e alvo) e o ciclo 100 (término do ensaio 3D), cujos instantes em μs têm que ser os mesmos para todos os testes para que todos os ensaios sejam simulados com início

e interrupção nos mesmos ciclos e instantes, bem como que as posições geométricas do projétil e do alvo sejam praticamente idênticas. Para impacto fora do centro, o contato ocorreu no ciclo 16.

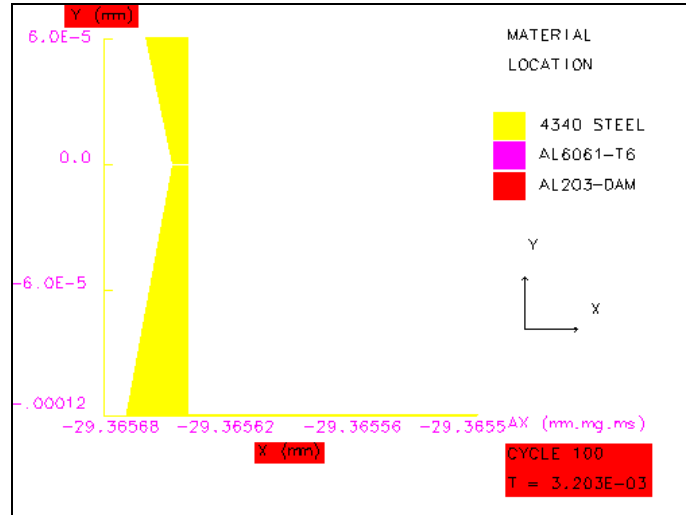


FIG 3.12 Posição posterior do projétil obtida por ampliação de malha do material B no alvo convexo.

O APÊNDICE 1 apresenta os comandos de entrada das propriedades dos materiais utilizados na simulação no Autodyne 2D e 3D, sendo mantida a identificação das variáveis em inglês para facilitar a reprodução dos resultados por execução do programa.

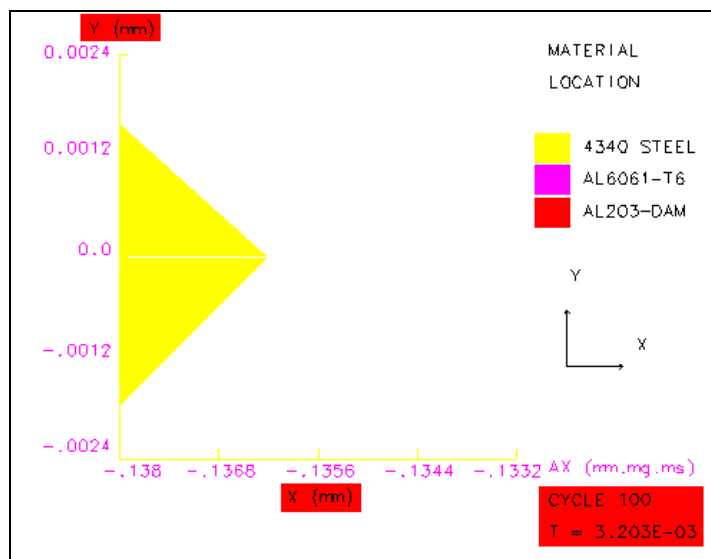


FIG 3.13 Posição da frente do projétil obtida por ampliação de malha do material B no alvo convexo.

O APÊNDICE 2 apresenta os comandos para simulação em 2D e 3D do ensaio balístico.

Utilizando o programa Statistica, foi feita uma análise das variáveis relevantes no último instante de análise do programa (ciclo 100) para alvos planos e convexos no ensaio em 2D. Foram identificados com a cor azul o melhor valor quando este deve ser elevado, e com a cor vermelha o melhor valor quando este deve ser baixo, com o p-valor correspondente.

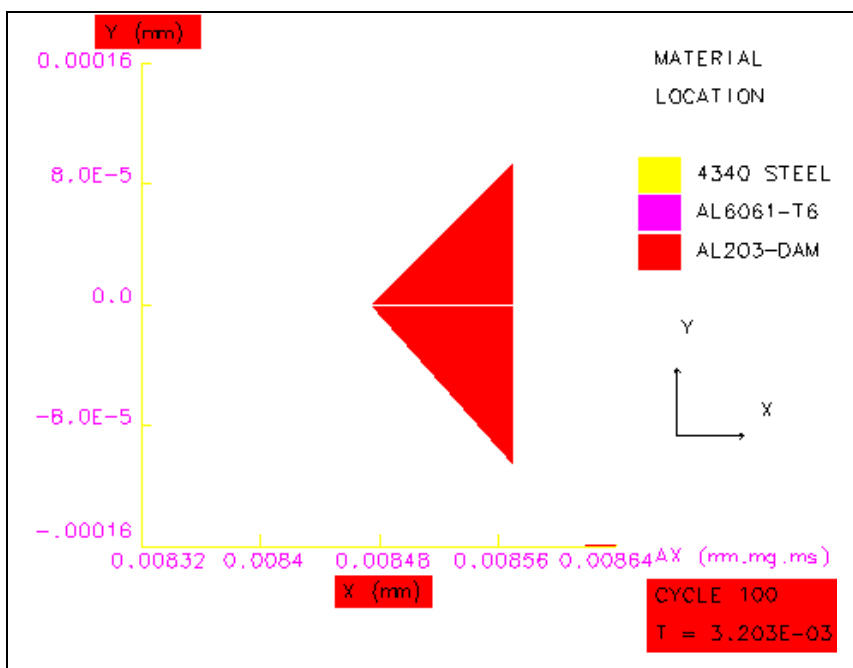


FIG 3.14 Posição do alvo por ampliação de malha do material B no alvo convexo.

A presente análise foi realizada no ciclo 100 porque o ciclo 2, quando inicia o contato, ocorre em um intervalo de tempo extremamente curto para caracterização dos resultados numéricos.

Os alvos planos e convexos apresentaram a mesma espessura em seus centros para que não houvesse vantagem inicial do alvo convexo, uma vez que a espessura do alvo convexo com mesma massa que o plano tende a ser maior no centro do alvo.

O critério utilizado para esta avaliação foi a comparação com o impacto no bloco de alumínio sem material cerâmico, uma vez que este tipo de alvo é o de pior desempenho na proteção balística. Portanto, o alvo cerâmico que apresentar resultado mais diferente do bloco de alumínio sem cerâmico é considerado o melhor para emprego em blindagem em relação àquela variável que estiver sendo analisada.

Inicialmente foram comparados os valores médios de alvos planos com alvos

convexos utilizando o critério citado no parágrafo anterior. Depois foram analisadas as diferentes composições para geometria convexa do alvo.

Para o ensaio 3D, a análise foi feita comparando-se a geometria plana com a convexa no impacto central e composição B. Foi realizado também com o Autodyne 3D, o impacto fora do centro para alvo plano e convexo com o material B.

3.16 REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS BALÍSTICOS

Os ensaios balísticos foram conduzidos no Campo de Provas da Marambaia na Linha de ensaios para armas leves, com projétil 7,62 AP (perfurante). Foram realizadas medições das velocidades do projétil antes do impacto e verificado que os alvos não foram atravessados quando utilizou-se placa cerâmica.

A distância de tiro foi de 10 metros e o dispositivo para fixação do alvo encontra-se na FIG 3.15. Esta distância é mais rigorosa que a prevista pela norma (DEPARTMENT OF JUSTICE USA, 1981) citada em 2.5.

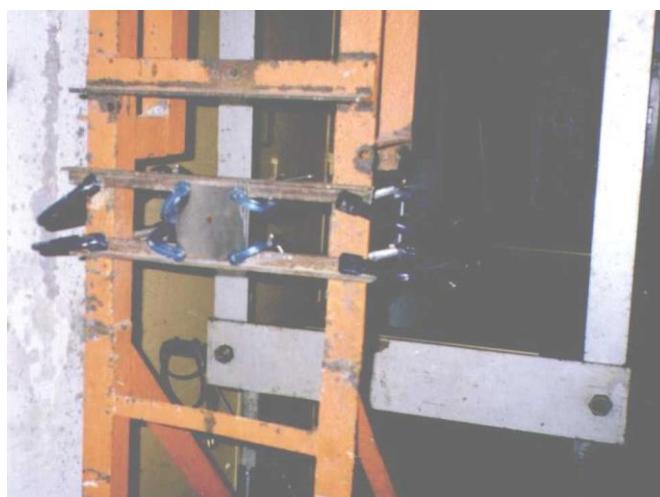


FIG 3.15 Dispositivo do CPrM para fixação de alvos.

Uma barreira ótica de detecção foi colocada antes do alvo a fim de determinar a velocidade do projétil no impacto balístico para que não houvesse variação significativa desta velocidade capaz de afetar os resultados dos ensaios.

Um feixe de laser foi utilizado para direcionar o ponto de impacto do projétil no

alvo.

A composição B foi selecionada para os ensaios com tiro real, uma vez que foi a que apresentou os melhores resultados de propriedades e de simulação balística no Autodyne.

3.16.1 DETERMINAÇÃO DO ALVO

Foram testados dois tamanhos de alvos. Um mais espesso com massa de 100g e outro mais delgado com massa de 60g, tanto para a geometria plana de impacto quanto para a geometria convexa.

Foram realizados ensaios balísticos em duas etapas. Na primeira, buscou-se fazer uma avaliação da melhor condição do alvo, quanto:

- A) Ao confinamento do cerâmico;
- B) À satisfatória razão de escala para comparação entre as eficiências das blindagens;
- C) À boa adesão entre o material cerâmico e o material posterior;
- D) Ao baixo custo.

As tentativas experimentadas na primeira etapa estão descritas a seguir.

3.16.1.1 PRIMEIRA TENTATIVA

Tentou-se um confinamento utilizando-se uma recipiente metálico cilíndrico preenchido com cimento em metade do seu interior, além de pregos de tamanho médio perfurando a parede lateral do recipiente metálico, a fim de formar um material com características semelhantes ao concreto armado, onde vergalhões de aço proporcionariam resistência à tração e o cimento proporcionaria resistência à compressão do concreto.

Atirou-se diretamente sobre o cimento a fim de se verificar a profundidade de penetração do projétil. Depois o dispositivo seria utilizado para colagem de material cerâmico, o qual seria avaliado em função da redução da profundidade de penetração do projétil.

3.16.1.2 SEGUNDA TENTATIVA

Tentou-se o confinamento do cerâmico, colando-o com adesivo Sikaflex 255 a um bloco de alumínio e colocando o conjunto no interior de um recipiente metálico cilíndrico de dimensões comerciais com massa plástica ocupando o espaço vazio entre o interior do recipiente e o material cerâmico. O cerâmico foi recoberto com folha de alumínio para facilitar a retirada do confinamento. Após a secagem da massa plástica, foi colocada uma braçadeira envolvendo o recipiente metálico para evitar que a solda quebrasse. A FIG 3.16 ilustra a montagem do confinamento.



FIG 3.16 Montagem do confinamento em recipiente metálico.

3.16.1.3 TERCEIRA TENTATIVA

Os alvos foram constituídos a partir da face oposta à de impacto, na seguinte seqüência:

A) Bloco de alumínio Al 6061-T6 com diâmetro de 70mm e espessura de 40mm, tendo uma cavidade com o diâmetro e a espessura do material cerâmico;

B) No interior desta cavidade do bloco de alumínio foi aderido, com adesivo Sikaflex 255, o material cerâmico a ser avaliado. O cerâmico apresentava um diâmetro da ordem de 50mm e massa de 60g;

C) Sobre o material cerâmico foi aderido, com o mesmo adesivo, uma placa circular de alumínio com espessura 4mm e diâmetro 70mm, a fim de garantir que a placa de alumínio não desprendesse durante o impacto. Ao conjunto foi fixada uma braçadeira para

reforçar a fixação.

Este último dispositivo mostrou ser satisfatório. Os ensaios da 2ª etapa, para avaliação do efeito da geometria, foram feitos neste confinamento em alumínio, porém no lugar do recipiente metálico e da braçadeira, a placa frontal de alumínio foi fixada no bloco, também de alumínio, por parafusos.

Os confinamentos dos alvos planos e convexos estão ilustrados na FIG 3.17.

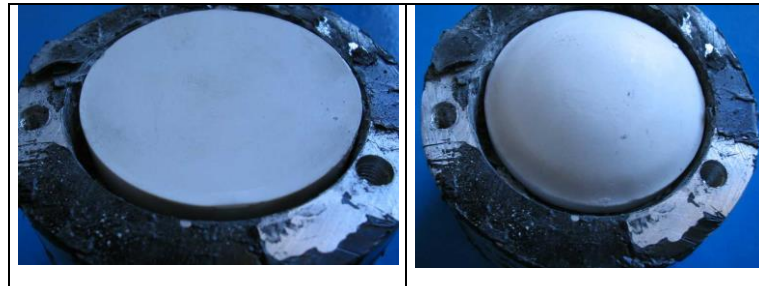


FIG 3.17 Ilustração do confinamento dos alvos cerâmicos no bloco de alumínio.

3.16.2 PREPARAÇÃO DOS ALVOS

Na fabricação dos alvos, as superfícies das placas cerâmicas, e da placa e do bloco de alumínio, foram limpas com algodão embebido em acetona de pureza comercial.

Após a secagem da acetona passou-se uma fina camada do adesivo SIKAFLEX sobre as superfícies limpas. Aguardou-se 20 minutos e colou-se por compressão manual as partes do alvo. O dispositivo foi deixado em atmosfera ambiente por 48 horas para que pudesse adquirir a máxima resistência.

O tiro para ser válido quanto à comparação do desempenho das superfícies planas e convexas, deve ocorrer próximo ao círculo marcado na superfície externa, visto na FIG 3.18, no qual os alvos planos e convexas têm a mesma espessura.

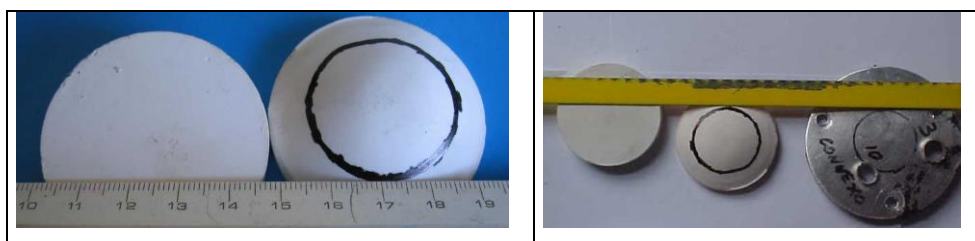


FIG 3.18 Condição de validade dos ensaios.

3.16.3 COMPARAÇÃO ENTRE AS EFICIÊNCIAS DOS ALVOS

A comparação entre as eficiências em proteção balística foi feita medindo-se a profundidade de penetração no bloco de alumínio que foi aderido atrás do material cerâmico com o adesivo Sikaflex 255.

3.16.4 CLASSIFICAÇÃO DOS FRAGMENTOS CERÂMICOS GERADOS PELO IMPACTO

Os fragmentos livres obtidos com o confinamento do material cerâmico foram classificados quanto ao tamanho utilizando peneiras em ordem decrescente de abertura de malha, na seguinte sequência: 1,40mm; 1,00mm; 0,71mm; 0,50mm; 0,355mm; 0,25mm; < 0,25mm. Foram analisados os fragmentos originados de alvos que tiveram um único impacto.

3.16.5 VERIFICAÇÃO DA INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DO POLIURETANO SOBRE A BLINDAGEM

Foram montados alvos com poliuretano entre placas planas de alumínio. Um com uma camada espessa e outro com uma camada fina, a fim de se avaliar a efetividade da proteção balística devida à quantidade de poliuretano utilizada nos alvos. Para estes foi colocada uma barreira ótica atrás do alvo, além da existente para os demais ensaios, entre o alvo e o projétil. Medindo-se a velocidade do projétil antes e após o impacto, foi possível verificar a influência da espessura do poliuretano sobre a proteção balística.

3.16.6 IMAGENS FOTOGRÁFICAS DOS RESULTADOS COM TIRO REAL

Para caracterizar, da melhor forma possível, os procedimentos e resultados do impacto balístico, foram efetuadas fotografias com uma câmera digital Canon 3.2 Mega Pixels, para cada um dos alvos utilizados na 2ª etapa de ensaios, salientando os seguintes aspectos:

A) Superfície externa do confinamento frontal dos alvos, para verificação da validade da posição do tiro em relação ao material cerâmico confinado em seu interior;

B) Estado do material fraturado como foi encontrado após ser aberto o confinamento, a fim de ser avaliada a validade da posição do impacto no alvo;

C) Superfície de fratura do material cerâmico que permaneceu aderido ao bloco posterior de alumínio, para ser verificada a característica do trincamento e geometria dos fragmentos que permaneceram aderidos a esta superfície. Uma maior presença de fragmentos grandes, indica uma menor defesa do primeiro impacto, porém uma maior eficiência a um segundo impacto no mesmo ponto;

D) Superfícies de fratura do material cerâmico que permaneceu aderido à placa de alumínio anterior, isto é, a que recebeu o impacto do projétil. Visa a verificar as informações da letra b) na superfície anterior do alvo, onde há forte ação da onda trativa refletida;

E) Perfuração do bloco de alumínio do alvo, no qual foi aderido o material cerâmico. Quanto maior esta profundidade, menor será a proteção balística do alvo cerâmico;

F) Fragmentos de material cerâmico produzidos pelo impacto balístico do projétil. A maior presença de fragmentos na forma de pó gerados pelo impacto do projétil, indica uma maior zona de cominuição no impacto, isto é, maior foi a defesa de interface;

G) Projéteis recuperados após o ensaio balístico. Pode-se verificar a erosão sofrida por estes com o impacto.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para cada avaliação realizada neste trabalho, estão sendo lançados todos os dados válidos obtidos por amostra. Desta forma, a quantidade de amostras por composição varia dentro de uma mesma variável utilizada, pois, por exemplo, para medida de densidade por razão entre massa e volume, um defeito do CP torna o resultado desta amostra sem confiabilidade. Para homogeneização de todos os dados, também foram lançados em tabelas a distribuição na forma μ , $(\mu + \sigma)$ e $(\mu - \sigma)$, isto é, substituindo todos os dados pelo valor médio e sua soma e subtração do desvio-padrão.

4.1 MEDIDAS DE DENSIDADE E POROSIDADE

As densidades absolutas padronizadas da alumina e da nióbia são mostradas na TAB 4.1, e obtidas no banco de dados do endereço da internet www.webelements.com. Os valores para as composições de A a G foram obtidas pela regra da mistura a partir das densidades da alumina e da nióbia.

As densidades dos CP's verdes foram obtidas pela relação entre massa e volume e são apresentadas na TAB 4.2, mantendo-se praticamente constante entre as composições. A TAB 4.3 apresenta as densidades das amostras sinterizadas para as composições investigadas.

TAB 4.1 Massas específicas absolutas das matérias-primas e composições.

	Al ₂ O ₃	Nb ₂ O ₅	4% Nb ₂ O ₅ AB	0% Nb ₂ O ₅ CFG	6% Nb ₂ O ₅ DE
Densidades absolutas	3,999	4,600	4,023	3,999	4,035

A TAB 4.4 apresenta todos os resultados obtidos de densidade, densificação e porosidade para todas as composições na forma μ , $(\mu + \sigma)$ e $(\mu - \sigma)$, onde verifica-se que a

amostra B, com 4% de nióbia e sinterizada a 1450°C por 3h, foi a de maior densificação, enquanto que a amostra F, sem nióbia em sua composição e sinterizada a 1400°C por 3h, foi a de mais baixa densificação, o que indica que não sinterizou de forma satisfatória. A composição A também apresentou uma elevada densificação, porém menor que a B, em função da amostra A ter sido sinterizada a 1400°C por 3h, desta forma sob menor temperatura que a amostra B, uma vez que a temperatura favorece a densificação quando não ocorre volatilização de material. Não foi feita amostra acima de 1450°C, em função da volatilização da nióbia que começa a ocorrer por volta de 1500°C, conforme estudos de Acchar (ACCHAR, 1985).

TAB 4.2 Densidades dos CP's verdes.

Medidas	A B	C F G	D E
	4% nióbia	0% nióbia	6% nióbia
1	2,0445	2,0335	2,0366
2	2,0275	2,0222	2,0606
3	2,0107	2,0185	2,0425
4	2,0276	1,9968	2,0143
5		2,0531	2,0286
6		1,9994	2,0565
7		2,0206	1,9970
8			2,0117
9			2,0029
10			2,0275
Média (σ)	2,025157	2,020585	2,027820
Desvio-padrão (μ)	0,011655	0,019346	0,021612

TAB 4.3 Densidades das amostras sinterizadas para as composições investigadas.

Medidas	a	b	c	d	e	f	g
1	3,472	3,559	2,805	3,541	3,551	2,198	2,368
2	3,409	3,554	2,781	3,556	3,537	2,180	2,322
3	3,334	3,603	2,876	3,503	3,548	2,199	2,359
4	3,288	3,613	2,849	3,500	3,543	2,198	2,339
5	3,296	3,567	2,843	3,510	3,537	2,213	2,373

TAB 4.3 (Continuação).

Medidas	a	b	c	d	e	f	g
6	3,470	3,551	2,845	3,549	3,529	2,225	
7	3,492	3,620	2,894	3,560	3,530		
8	3,371	3,541	2,973	3,513	3,537		
9	3,486	3,606	2,941	3,556	3,534		
10	3,366	3,571	2,862	3,503	3,524		
11	3,431	3,576	2,989	3,549	3,536		
12	3,404	3,618	2,861	3,509	3,513		
13	3,410	3,565	2,900	3,507	3,526		
14	3,462	3,613	2,815	3,512	3,537		
15	3,338	3,612	2,873	3,540	3,536		
16	3,365	3,605	2,838	3,514	3,534		
17	3,477	3,609	2,760	3,501	3,551		
18	3,461	3,616	2,858	3,512	3,546		
19	3,410	3,560	2,813	3,509	3,542		
20	3,340	3,603	2,836	3,502	3,537		
21	3,481	3,615	2,992	3,513	3,543		
22	3,426	3,574	2,865	3,505	3,548		
23	3,372	3,600	2,964		3,523		
24	3,236	3,621	2,879		3,529		
25	3,402	3,531	2,920		3,532		
26	3,477	3,611	2,886		3,533		
27	3,456	3,567	2,795		3,553		
28	3,429	3,570	2,808		3,522		
29	3,475	3,586	2,882		3,530		
30	3,539	3,603	2,997		3,549		
μ	3,412	3,588	2,873	3,521	3,536	2,202	2,352
σ	0,070	0,027	0,064	0,021	0,010	0,016	0,021

TAB 4.4 Densidade, porosidade e densificação para as composições investigadas.

Amostra	ρ_{verde} (g/cm ³)	ρ_{sint} (g/cm ³)	ρ_o (g/cm ³)	P_{sint}	P_{verde}	Densific. (%)
A	2,025	3,413	4,023	0,152	0,497	84,8
A	2,037	3,342	4,023	0,169	0,494	83,1
A	2,014	3,483	4,023	0,134	0,499	86,6
B	2,025	3,588	4,023	0,108	0,497	89,2
B	2,037	3,561	4,023	0,115	0,494	88,5
B	2,014	3,615	4,023	0,101	0,499	89,9
C	2,021	2,873	3,999	0,282	0,495	71,8
C	2,04	2,81	3,999	0,297	0,490	70,3
C	2,001	2,937	3,999	0,266	0,500	73,4
D	2,028	3,521	4,035	0,127	0,497	87,3
D	2,049	3,5	4,035	0,133	0,492	86,7
D	2,006	3,542	4,035	0,122	0,503	87,8
E	2,028	3,536	4,035	0,124	0,497	87,6
E	2,049	3,527	4,035	0,126	0,492	87,4
E	2,006	3,546	4,035	0,121	0,503	87,9
F	2,021	2,202	3,999	0,449	0,495	55,1
F	2,04	2,187	3,999	0,453	0,490	54,7
F	2,001	2,218	3,999	0,445	0,500	55,5
G	2,021	2,352	3,999	0,412	0,495	58,8
G	2,04	2,331	3,999	0,417	0,490	58,3
G	2,001	2,373	3,999	0,407	0,500	59,3

4.2 MEDIDAS DE VELOCIDADE DAS ONDAS

A TAB 4.5 apresenta as medidas de velocidade das ondas longitudinais e a TAB 4.6 as medidas de velocidade das ondas cisalhantes, com as médias e desvios-padrões. A TAB 4.7 apresenta na forma μ , $(\mu + \sigma)$ e $(\mu - \sigma)$ os resultados de velocidades das ondas longitudinais (C_L) e cisalhantes (C_S) das Tabelas 4.5 e 4.6.

TAB 4.5 Velocidades das ondas longitudinais.

Medidas	A	B	C	D	E	F	G
1	8713	9538,5	7290,5	8807,1	9375	4011,3	5142,9
2	8713	9538,5	7098,7	9484,6	9375	4306,3	5142,9
3	9109,1	9538,5	9120,7	9133,3	9027,8	4124,3	4800
4	8713	9490,4	8265,6	9133,3	9027,8	4124,3	4965,5
5	9109,1	9490,4	8265,6	9133,3	9375	4067	4872,9
6	9109,1			9133,3	9490,4	4124,3	5043,9
7	9163,6			9484,6	9490,4	4183,2	5133,9
8	8400			9133,3	9138,9	4183,2	5043,9
9	9600			9133,3	9138,9		5528,8
10	9163,6			9484,6	9490,4		4956,9
11				9133,3			
Média (μ)	8979,35	9519,26	8008,22	9199,45	9292,96	4140,49	5063,16
Desvio-padrão (σ)	341,90	26,35	823,48	207,00	190,10	87,85	200,43

TAB 4.6 Velocidades das ondas cisalhantes.

Medidas	A	B	C	D	E	F	G
1	5329,8	5636,4	4422,1	5604,5	5668,6	2591,4	3272,7
2	5445,7	5636,4	4732,5	5604,5	5539,8	2638,1	3272,7
3	5445,7	5276,6	4281,7	5480,0	5416,7	2928,3	3164,8
4	5329,8	5511,1	4422,1	5480,0	5539,8	2711,3	3310,3
5	5445,7	5511,1	4422,1	5604,5	5539,8	2591,4	3304,6
6	5445,7	5364,1	4422,1	5360,9	5539,8		3343,0
7	5727,3	5608,0	4732,5	5734,9	5539,8		3343,0
8	5361,7	5738,4	4990,6	5480,0	5875,0		3304,6
9	5478,3	5608,0	4990,6	5480,0	5608,0		
10	5600,0	5364,1	4809,1	5604,5	5250,0		
11	5478,3	5608,0	4990,6	5480,0	5608,0		
12		5608,0	4990,6	5480,0	5483,3		
13		5738,4	5086,5		5483,3		
14			4990,6		5608,0		
Média (μ)	5462,55	5554,51	4734,55	5532,82	5549,99	2692,10	3289,46
Desvio-padrão (σ)	116,63	143,18	284,58	98,94	137,83	140,85	56,98

TAB 4.7 Velocidades das ondas nas composições na forma μ , $(\mu + \sigma)$ e $(\mu - \sigma)$.

Am.	C _L (m/s)	C _S (m/s)	C _o (m/s)	C _R (m/s)
A	8979,4	5462,6	8484,5	4968,4
A	9321,3	5579,2	8718,1	5089,9
A	8637,5	5345,9	8245,7	4845,0
B	9519,3	5554,5	8753,9	5088,7
B	9545,6	5697,7	8912,0	5200,5
B	9492,9	5411,3	8587,9	4974,3
C	8008,2	4734,6	7429,8	4328,5
C	8831,7	5019,1	7972,3	4615,7
C	7184,7	4450,0	6861,7	4032,4
D	9199,5	5532,8	8630,7	5043,2
D	9406,5	5631,8	8799,4	5137,6
D	8992,5	5433,9	8461,6	4948,7
E	9293,0	5550,0	8679,2	5065,2
E	9483,1	5687,8	8881,2	5187,0
E	9102,9	5412,2	8476,9	4943,2
F	4140,5	2692,1	4054,0	2408,9
F	4228,3	2833,0	4188,1	2508,8
F	4052,6	2551,3	3905,6	2303,1
G	5063,2	3289,5	4955,7	2944,2
G	5263,6	3346,4	5098,9	3013,5
G	4862,7	3232,5	4803,5	2871,1

A TAB 4.7 também apresenta os valores de velocidade do som no material (C_o) e velocidade das ondas superficiais de Rayleigh (C_R), ambas obtidas por relações elásticas a partir de C_L e C_S.

Verifica-se pela TAB 4.7 que a composição B foi a de valores mais elevados para as velocidades das ondas e que a composição F foi a de valores inferiores, o que pode estar associado à melhor sinterização de B em relação a F.

4.3 PROPRIEDADES ELÁSTICAS DAS COMPOSIÇÕES

A TAB 4.8 apresenta as propriedades elásticas das composições obtidas a partir das velocidades das ondas elásticas e cisalhantes medidas nas composições investigadas.

TAB 4.8 Resultados para todas as composições na forma μ , $(\mu + \sigma)$ e $(\mu - \sigma)$.

Am.	C_0 (m/s)	λ (Pa)	ν	E (Pa)	G (Pa)	K (Pa)
A	8484,5	7,15E+10	0,21	2,46E+11	1,02E+11	1,39E+11
A	8718,1	8,23E+10	0,22	2,54E+11	1,04E+11	1,52E+11
A	8245,7	6,08E+10	0,19	2,37E+11	9,95E+10	1,27E+11
B	8753,9	1,04E+11	0,24	2,75E+11	1,11E+11	1,78E+11
B	8912,0	9,33E+10	0,22	2,83E+11	1,16E+11	1,70E+11
B	8587,9	1,14E+11	0,26	2,67E+11	1,06E+11	1,85E+11
C	7429,8	5,55E+10	0,23	1,59E+11	6,44E+10	9,84E+10
C	7972,3	7,76E+10	0,26	1,79E+11	7,08E+10	1,25E+11
C	6861,7	3,53E+10	0,19	1,38E+11	5,82E+10	7,41E+10
D	8630,7	8,24E+10	0,22	2,62E+11	1,08E+11	1,54E+11
D	8799,4	8,77E+10	0,22	2,71E+11	1,11E+11	1,62E+11
D	8461,6	7,73E+10	0,21	2,54E+11	1,05E+11	1,47E+11
E	8679,2	8,75E+10	0,22	2,66E+11	1,09E+11	1,60E+11
E	8881,2	8,90E+10	0,22	2,78E+11	1,14E+11	1,65E+11
E	8476,9	8,61E+10	0,23	2,55E+11	1,04E+11	1,55E+11
F	4054,0	5,83E+09	0,13	3,62E+10	1,60E+10	1,65E+10
F	4188,1	4,00E+09	0,09	3,84E+10	1,75E+10	1,57E+10
F	3905,6	7,55E+09	0,17	3,38E+10	1,44E+10	1,72E+10
G	4955,7	9,40E+09	0,13	5,78E+10	2,55E+10	2,64E+10
G	5098,9	1,24E+10	0,16	6,06E+10	2,61E+10	2,98E+10
G	4803,5	6,52E+09	0,10	5,48E+10	2,48E+10	2,31E+10

Em todas as variáveis da TAB 4.8, a composição B é a de valores mais elevados e menor porosidade, enquanto a F tem os menores valores e maior porosidade.

4.4 MEDIDAS DE DUREZA DAS COMPOSIÇÕES

A TAB 4.9 apresenta os valores de microdureza Vicker com peso de 500g e penetrador piramidal de diamante para as composições investigadas. Em função da baixa densificação das amostras F e G, foram depositados filmes finos idênticos sobre todas as amostras após lixamento até a granulação de 1200 mesh, a fim de facilitar a visualização da penetração piramidal sobre as composições. Apesar do filme ser da ordem de microns, caso viesse a reduzir o valor final de microdureza medido, este efeito terá sido o mesmo para todas as amostras, mantendo as microdurezas relativas entre elas.

Coerentemente com os resultados anteriores, a composição B foi a que apresentou valor médio mais elevado de dureza, enquanto a composição F foi a de menor valor médio. Esta microdureza tem forte influência da porosidade das composições.

TAB 4.9 Microdurezas Vickers com peso de 500g e penetrador piramidal de diamante.

Medidas	A	B	C	D	E	F	G
1	1113,9	1371,5	538,3	986,9	1239,5	117	257,1
2	1157,7	1271,8	451,8	1080	1080	117,5	235,8
3	928,5	1300,6	573,7	1069	1026,7	140,1	228,5
4	1061,8	1300,6	502,6	1030,2	1330,3	119,4	285,3
5	955,5	1186,8	565,2	1170	1030,2	95,8	322,1
6	1091,1	1281,3	569,4	1161,8	1087,4	108	162,4
7	1153,6	1178,4	682,8	1129,5	983,7	99,3	248,7
8	940,4	1226	604,9	1257,8	1320,3	101,6	306,5
9	955,5	1366,3	594,2	1019,9	1325,3	118,6	235,8
10	1133,5	1248,6	493,3	1153,6	1305,5	125,2	202,8
Média (μ)	1049,15	1273,19	557,62	1105,87	1172,89	114,25	248,5
Desvio-padrão(σ)	94,19	65,98	65,35	83,31	143,46	13,39	47,65

4.5 MEDIDAS DE SUSCEPTIBILIDADE AO CORTE

A TAB 4.10 apresenta os valores de susceptibilidade ao corte por corte das

composições, onde após 10 minutos verificou-se a área de corte existente no material. Quanto maior esta área, menor susceptibilidade ao corte o material apresenta. Em função das baixas propriedades verificadas anteriormente para as composições F e G, o referido ensaio foi realizado apenas nas amostras que apresentaram densificação mais elevada, ou seja, as composições de A a E. Entre as amostras analisadas, a amostra B foi a que apresentou menor área seccionada após 10 minutos de corte, o que significa que esta amostra foi a que apresentou maior susceptibilidade ao corte comparativamente às demais. Este resultado é fortemente influenciado pela porosidade menor da amostra B.

TAB 4.10 Ensaio de susceptibilidade ao corte com área de corte em mm² para intervalo de tempo de 10 min.

Medidas	A	B	C	D	E
1	58,40	36,04	124,42	50,56	55,11
2	49,24	37,48	90,86	49,06	55,09
3	55,27	40,15	95,04	46,25	46,23
4	40,37	34,53	69,14	43,31	46,23
5	34,79	30,62	52,30	34,81	41,67
6	38,99	34,68	57,09	37,56	40,27
Média (μ)	46,18	35,58	81,48	43,59	47,44
Desvio-padrão(σ)	9,56	3,20	27,26	6,31	6,40

4.6 MEDIDAS DE RESISTÊNCIA DINÂMICA SOB COMPRESSÃO

A TAB 4.11 apresenta as resistências dinâmicas das composições medidas por queda de peso. Estes resultados são compatíveis com os constantes do banco de dados do programa de simulação de impacto Autodyne.

As amostras com nióbia apresentaram propriedades mais elevadas enquanto que aquelas sem nióbia, principalmente as sinterizadas entre 1400°C e 1450°C, têm propriedades inferiores. A composição B foi a que obteve maior resistência dinâmica sob compressão, principalmente em função de sua menor porosidade.

TAB 4.11 Resistência dinâmica sob compressão (MPa).

Medidas	A	B	C	D	E
1	3140	3520	2200	1890	3130
2	1270	2950	3000	2500	2260
3	3930	3290	2380	1210	2300
4	2820	2380	2130	2630	1140
5	1130	4100	2260	2240	2910
Média (μ)	2458	3248	2394	2094	2348
Desvio-padrão(σ)	1218	641	351	569	774

4.7 VALORES MÉDIOS DOS RESULTADOS NUMÉRICOS NÃO BALÍSTICOS

A TAB 4.12 mostra os valores médios de todos os resultados anteriores. Observa-se que as propriedades constantes desta TAB têm uma relação direta com a porosidade, cuja redução aumenta as propriedades dos CP's sinterizados.

TAB 4.12 Valores médios das propriedades não balísticas.

Amostra	ρ_{verde} (kg/m ³)	ρ_{sint} (kg/m ³)	ρ_o (kg/m ³)	P_{sint}	P_{verde}	Densific. (%)	C_L (m/s)	C_S (m/s)	C_0 (m/s)
A	2,025	3,413	4,023	0,152	0,497	84,8	8979,4	5462,6	8484,5
B	2,025	3,588	4,023	0,108	0,497	89,2	9545,6	5554,5	8753,9
C	2,021	2,873	3,999	0,282	0,495	71,8	8008,2	4734,6	7429,8
D	2,028	3,521	4,035	0,127	0,497	87,3	9199,5	5532,8	8630,7
E	2,028	3,536	4,035	0,124	0,497	87,6	9293,0	5550,0	8679,2
F	2,021	2,202	3,999	0,449	0,495	55,1	4140,5	2692,1	4054,0
G	2,021	2,352	3,999	0,412	0,495	58,8	5063,2	3289,5	4955,7

TAB 4.12 (Continuação).

Amostra	CR (m/s)	λ (Pa)	ν	E (Pa)	G (Pa)	K (Pa)
A	4968,4	7,15E+10	0,21	2,46E+11	1,02E+11	1,39E+11
B	5088,7	1,04E+11	0,24	2,75E+11	1,11E+11	1,78E+11
C	4328,5	5,55E+10	0,23	1,59E+11	6,44E+10	9,84E+10
D	5043,2	8,24E+10	0,22	2,62E+11	1,08E+11	1,54E+11
E	5065,2	8,75E+10	0,22	2,66E+11	1,09E+11	1,60E+11
F	2408,9	5,83E+09	0,13	3,62E+10	1,60E+10	1,65E+10
G	2944,2	9,40E+09	0,13	5,78E+10	2,55E+10	2,64E+10

TAB 4.12 (Continuação 2).

Amostra	Dureza(HV)	σ_{din} (MPa)	Area de corte (mm ²)
A	1049,2	2460	46,18
B	1273,2	3250	35,58
C	557,6	2390	81,48
D	1105,9	2090	43,59
E	1172,9	2350	47,44
F	114,3		
G	248,5		

4.8 COMPARAÇÃO ESTATÍSTICA DOS RESULTADOS NÃO BALÍSTICOS

A TAB 4.13 mostra os valores obtidos utilizando o programa Statistica para o p-valor e os maiores valores das variáveis pelo Método LSD com 95% de confiança. Os p-valores apresentados como 0,000000 indicam que o valor é inferior a 10^{-6} , o que significa que o nível de confiança de que haja diferença entre as médias para a variável considerada é superior a 99,9999 %.

O p-valor elevado para a resistência dinâmica sob compressão (σ_{din}) indica que o ensaio de queda de peso é um método impreciso para obtenção da referida medida, a qual pode ser obtida com maior precisão e acurácia por ensaio de impacto por barra Hopkinson

ou por canhão a gás.

Em função da TAB 4.13 verifica-se que a composição B é a que apresenta melhores propriedades numéricas não-balísticas para aplicação em blindagem, enquanto a composição F é a de piores propriedades para proteção balística, o que é significativamente influenciado pela menor porosidade da amostra B e maior da amostra F.

TAB 4.13 P-valores e maiores valores por LSD (MONTGOMERY, 1997) com 95% de confiança para as propriedades das composições.

Propriedades	p-valor	Melhores valores	Melhor valor
$\rho_{\text{verde}} (\text{g/cm}^3)$	0,995694	iguais	-
$\rho_{\text{sint}} (\text{g/cm}^3)$	0,000000	B, D, E	Am B: 3,5879
P_{sint}	0,000000	B, E	Am B: 0,108
P_{verde}	0,980065	iguais	-
Densific.(%)	0,000000	B, E	Am B: 89,2
$C_L (\text{m/s})$	0,000000	A,B,D,E	Am B: 9519,3
$C_S (\text{m/s})$	0,000000	A,B,D,E	Am B: 5554,5
$C_0 (\text{m/s})$	0,000000	A,B,D,E	Am B: 8751,3
$C_R (\text{m/s})$	0,000000	A,B,D,E	Am B: 5087,8
$\lambda (\text{GPa})$	0,000000	B,E	Am B: 103,77
ν	0,000226	A,B,C,D,E	Am B: 0,242
$E (\text{GPa})$	0,000000	B,D,E	Am B: 274,79
$G (\text{GPa})$	0,000000	B,D,E	Am B: 111,00
Dureza (HV)	0,000000	B, E	Am B: 1273,2
$\sigma_{\text{din}} (\text{MPa})$	0,461582	A,B,C,D,E	Am B: 3250
$K (\text{GPa})$	0,000000	B,E	Am B: 177,67
Area de corte (mm^2)	0,000049	A,B,D,E	Am B: 35,58

4.9 DIFRAÇÃO DE RAIO-X (DRX)

A FIG 4.1 apresenta a DRX do pó de alumina (APC2011) como recebido. A

presença do composto de sódio é devido a impurezas presentes, provavelmente acima dos padrões apresentados pelo fabricante.

A FIG 4.2 apresenta a DRX da nióbia utilizada. Em função da ausência de outras substâncias, pode-se estimar que a nióbia utilizada neste trabalho não apresenta quantidades significativas de impurezas.

A FIG 4.3 apresenta as difrações de Raios-X dos CP's sinterizados de alumina com adição de nióbia, nas condições das amostras A, B, D e E. A informação contida nesta figura é muito relevante, pois mostra que a sinterização de composições contendo 4% e 6% de adição em peso de nióbia na alumina produz um material sinterizado com alumina e niobato de alumina (AlNbO_4). O diagrama de equilíbrio $\text{Nb}_2\text{O}_5 - \text{Al}_2\text{O}_3$ da FIG 2.13 prevê a formação do niobato de alumínio, o que foi confirmado pela DRX (ROTH et al., 1981).

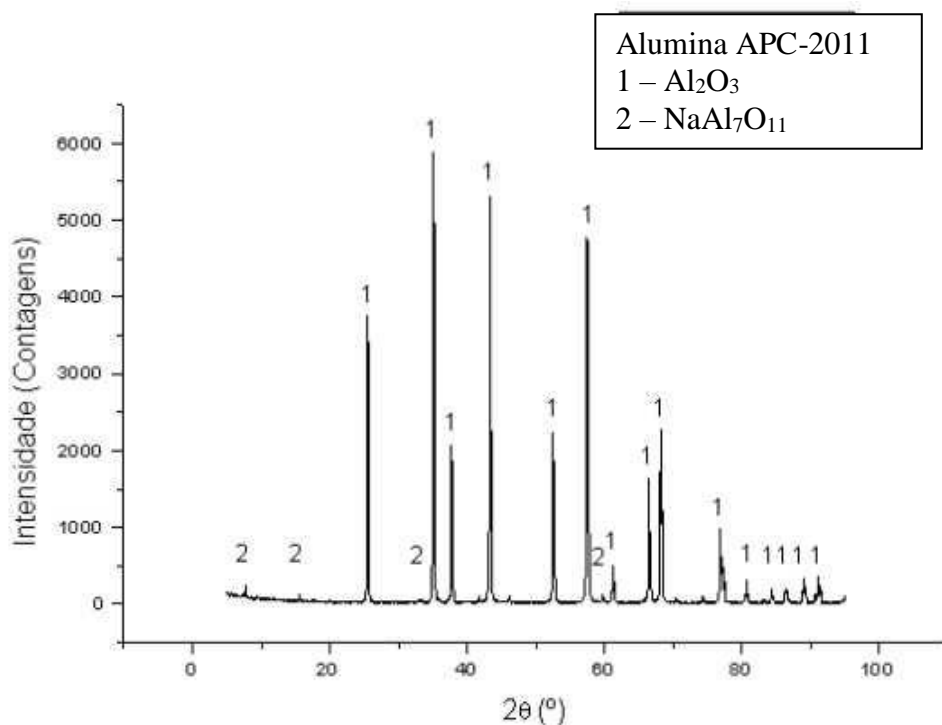


FIG 4.1 DRX da alumina APC-2011 SG.

A partir das DRX das composições com nióbia adicionada, verifica-se que o produto obtido a partir da nióbia na alumina é o AlNbO_4 , porém as DRX não permitem que se faça uma afirmação sobre a localização do AlNbO_4 em relação ao grão de alumina, isto é, se localiza-se no interior ou no contorno de grão.

Pode-se observar que para as amostras D e E, que têm 6% de nióbia na composição original, os picos de AlNbO_4 apresentam maiores intensidades (p.ex., $2\theta = 30^\circ$) em

comparação com as amostras A e B, que foram sinterizadas com 4% de nióbia, o que é coerente pela maior presença de nióbia em D e E.

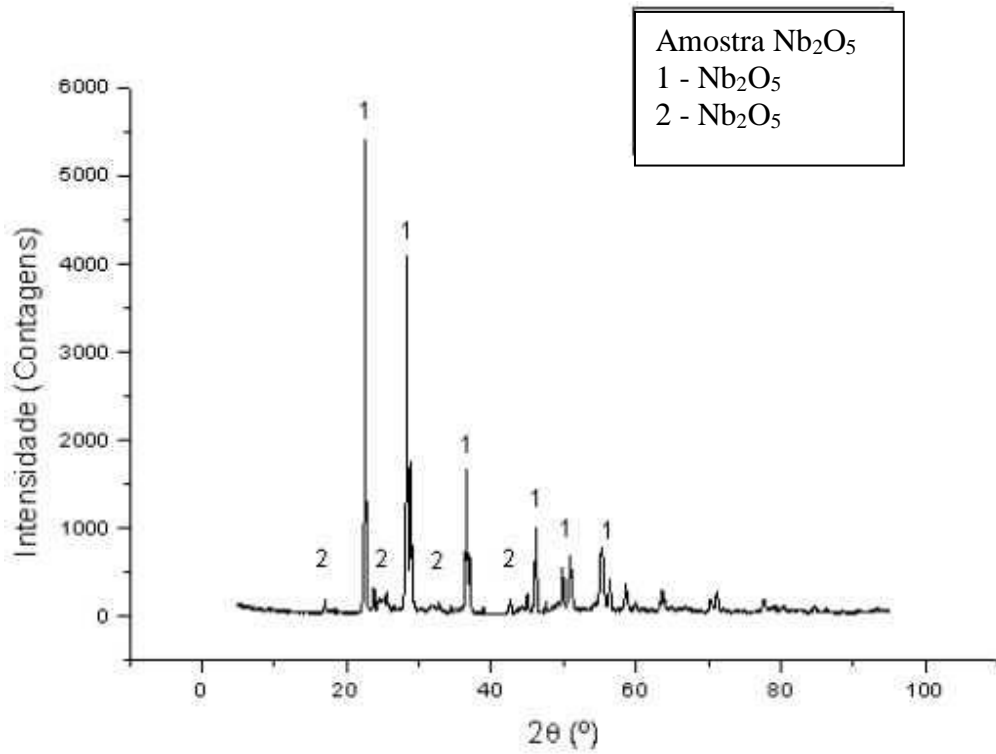


FIG 4.2 DRX da nióbia utilizada (Nb₂O₅ Standard, CBMM).

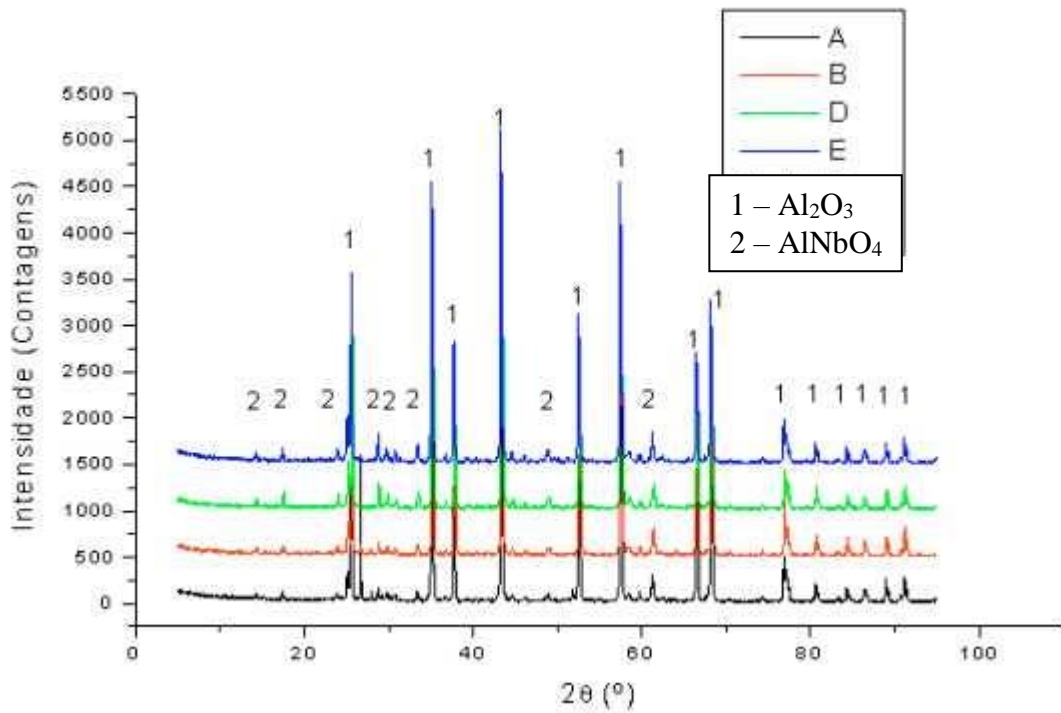


FIG 4.3 DRX das amostras sinterizadas A, B, D e E.

Comparando-se A e D, sinterizadas em 1400°C, com B e E, sinterizadas em 1450°C, verifica-se que a temperatura não influencia a alturas dos picos de AlNbO₄.

4.10 EDS DAS COMPOSIÇÕES ANALISADAS

Pode-se definir neste trabalho o conceito de Nb₂O₅ equiv. como sendo a quantidade de nióbia que teríamos se ela não reagisse com a alumina. A TAB 4.14 apresenta a composição de nióbia nos CP's verdes e o resultados de EDS para amostras sinterizadas. Nesta tabela, a coluna *Nb₂O₅ equiv.* é fornecida pelo EDS, permitindo-se comparar seu valor entre o interior do grão (Int. Grão), o contorno do grão (CG) e próximo ao contorno de grão (prox. CG) no corpo sinterizado, bem como a homogeneidade da distribuição da Nb₂O₅ equiv no corpo sinterizado.

A razão (Nb₂O₅ equiv. / Nb₂O₅ pó) permite quantificar a variação da composição de Nb₂O₅ entre o corpo verde e a região analisada do corpo sinterizado. Pode-se verificar analisando a TAB 4.14, com a razão *Nb₂O₅ equiv./Nb₂O₅ pó* dentro de cada composição, e a TAB 4.15 com a razão *Nb₂O₅ equiv./Nb₂O₅ pó* média entre todas as amostras com nióbia, que o produto derivado da reação da nióbia com a alumina, no caso o AlNbO₄, ocupa preferencialmente os contornos de grãos da alumina sinterizada, e que a composição de nióbia em uma região envolvendo vários grãos (Ampla) é próxima da composição inicial de nióbia do material, indicando que não houve volatilização do AlNbO₄.

Na TAB 4.16 o p-valor obtido pelo programa Statistica indica que há variação de composição de nióbia entre as regiões da amostra com nível de confiança de 98%. A quantidade de nióbia tanto no interior como próximo ao contorno de grão são inferiores ao valor adicionado homogeneamente no pó cerâmico antes da sinterização. Por outro lado, nos contornos de grãos das amostras, a quantidade de nióbia é mais de 260% maior que o valor adicionado nos pós cerâmicos. Logo pode-se concluir que o AlNbO₄ da TAB 4.16 localiza-se preferencialmente nos contornos de grãos da alumina.

TAB 4.14 Composição de Nb₂O₅ nos CP's verdes e sinterizados.

	Corpo sinterizado	Corpo sinterizado	Corpo verde	Varição da composição de Nb ₂ O ₅
Amostra	Posição do EDS	Nb ₂ O ₅ equivalente (%) (EDS)	Nb ₂ O ₅ pó (%)	<u>Nb₂O₅ equiv.</u> Nb ₂ O ₅ pó
A	CG	54,78	4	13,695
B	CG	6,17	4	1,543
B	CG	6,36	4	1,590
B	CG	6,38	4	1,595
E	CG	8,72	6	1,453
E	CG	12,27	6	2,045
A	Int. grão	0	4	0,000
B	Int. grão	0,32	4	0,080
B	Int. grão	0,38	4	0,095
B	Int. grão	0	4	0,000
B	Int. grão	0	4	0,000
B	Int. grão	1,07	4	0,268
B	Int. grão	0	4	0,000
D	Int. grão	0,02	6	0,003
D	Int. grão	0,95	6	0,158
D	Int. grão	0	6	0,000
D	Int. grão	4,2	6	0,700
D	Int. grão	3	6	0,500
E	Int. grão	1,82	6	0,303
E	Int. grão	0	6	0,000
E	Int. grão	0	6	0,000
E	Int. grão	3,05	6	0,508
A	Prox. CG	3,28	4	0,820
B	Prox. CG	0,56	4	0,140
D	Prox. CG	5,01	6	0,835
E	Prox. CG	4,23	6	0,705
E	Prox. CG	0,77	6	0,128

TAB 4.14 (Continuação).

	Corpo sinterizado	Corpo sinterizado	Corpo verde	Variação da composição de Nb ₂ O ₅
Amostra	Posição do EDS	Nb ₂ O ₅ equivalente (%) (EDS)	Nb ₂ O ₅ pó (%)	<u>Nb₂O₅ equiv.</u> Nb ₂ O ₅ pó
B	Ampla 300x	4,84	4	1,210
B	Ampla 100x	4,65	4	1,163
B	Ampla 1000x	4,51	4	1,128
B	Ampla 3000x	4,17	4	1,043
D	Ampla 250x	6,15	6	1,025
E	Ampla 270x	6,65	6	1,108

TAB 4.15 Valores médios da TAB 4.14.

Amostra	Posição	Nb ₂ O ₅ equiv. /Nb ₂ O ₅ pó
A	Int. grão	0,000
A	Prox. CG	0,820
A	CG	13,695
B	Int. grão	0,074
B	Prox. CG	0,140
B	Ampla	1,136
B	CG	1,576
D	Int. grão	0,272
D	Prox. CG	0,835
D	Ampla	1,025
E	Int. grão	0,203
E	Prox. CG	0,417
E	Ampla	1,108
E	CG	1,749

TAB 4.16 Razão entre a nióbia equivalente nos CP's sinterizados e a adição de nióbia nos CP's verdes, independente da composição.

Posição	Nb ₂ O ₅ equiv. /Nb ₂ O ₅ pó
Int. grão	0,163
Prox. CG	0,526
Ampla	1,113
CG	3,654
p-valor	0,012

4.11 – MEV DAS SUPERFÍCIES DE FRATURA DOS MATERIAIS

A FIG 4.4 apresenta a superfície de fratura estática com aumento de 1000x das composições sinterizadas a 1400°C e 1450°C.

A FIG 4.5 apresenta o superfície de fratura estática com aumento de 2000x das composições sinterizadas a 1400°C e 1450°C.

A FIG 4.6 apresenta o superfície de fratura estática com aumento de 4000x das composições sinterizadas a 1400°C e 1450°C.

A FIG 4.7 apresenta o superfície de fratura dinâmica por queda de peso com aumento de 1000x das composições de A a E.

A FIG 4.8 apresenta o superfície de fratura dinâmica por queda de peso com aumento de 2000x das composições de A a E.

A FIG 4.9 apresenta o superfície de fratura dinâmica por queda de peso com aumento de 4000x das composições de A a E.

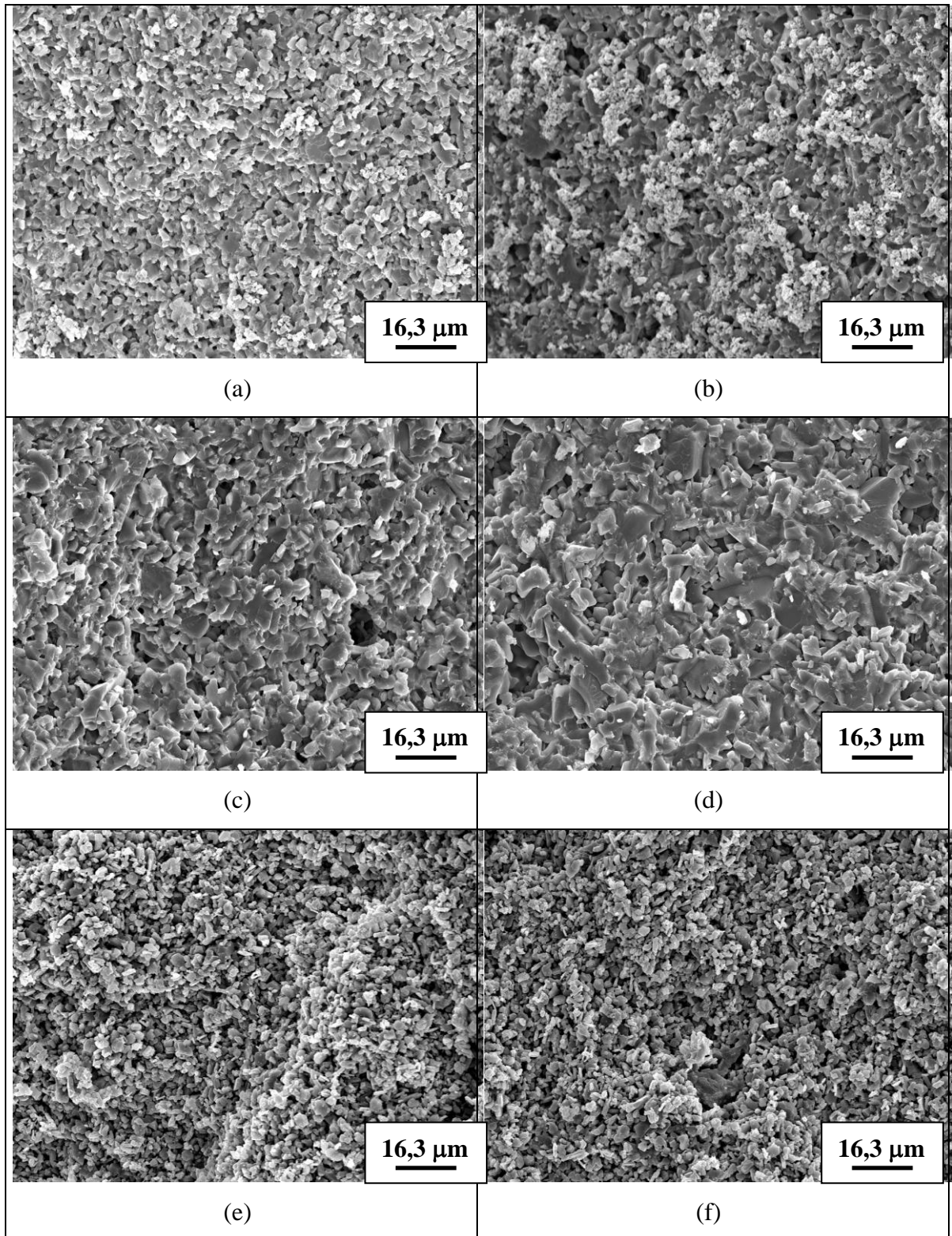


FIG 4.4 MEV com aumento de 1000x das composições: (a) A; (b) B; (c) D; (d) E; (e) F; (f) G.

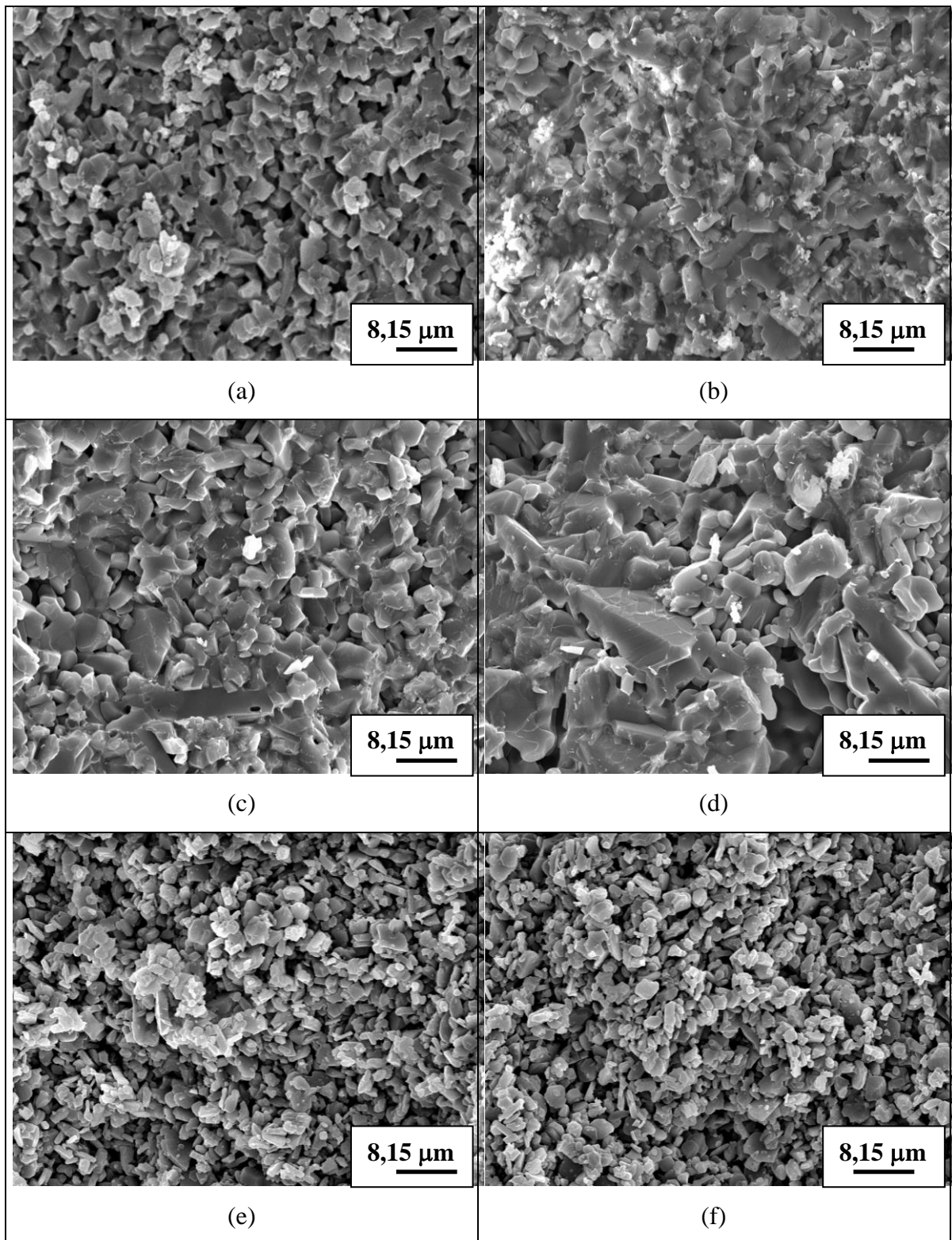


FIG 4.5 MEV com aumento de 2000x das composições: (a) A; (b) B; (c) D; (d) E; (e) F; (f) G.

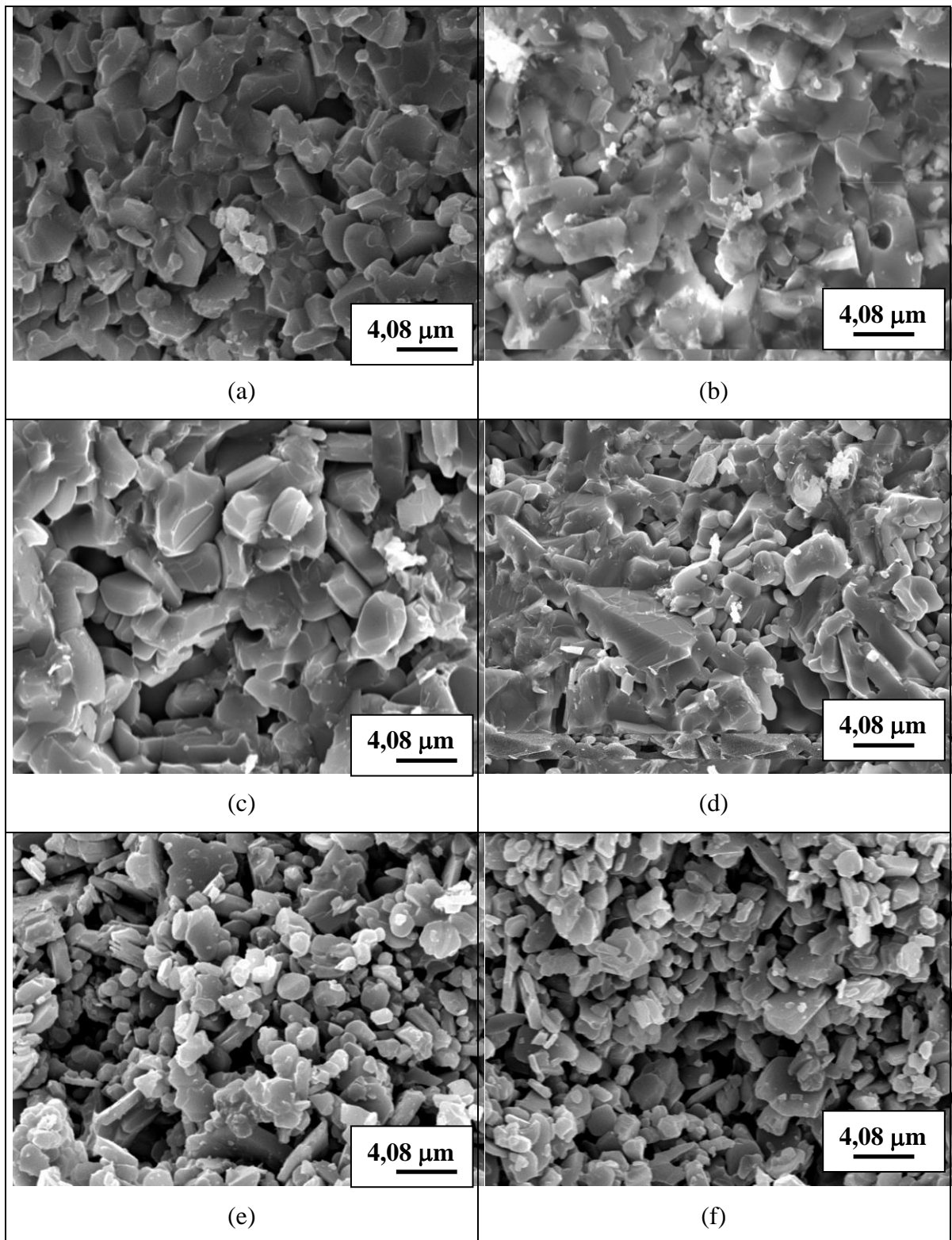


FIG 4.6 MEV com aumento de 4000x das composições: (a) A; (b) B; (c) D; (d) E; (e) F; (f) G.

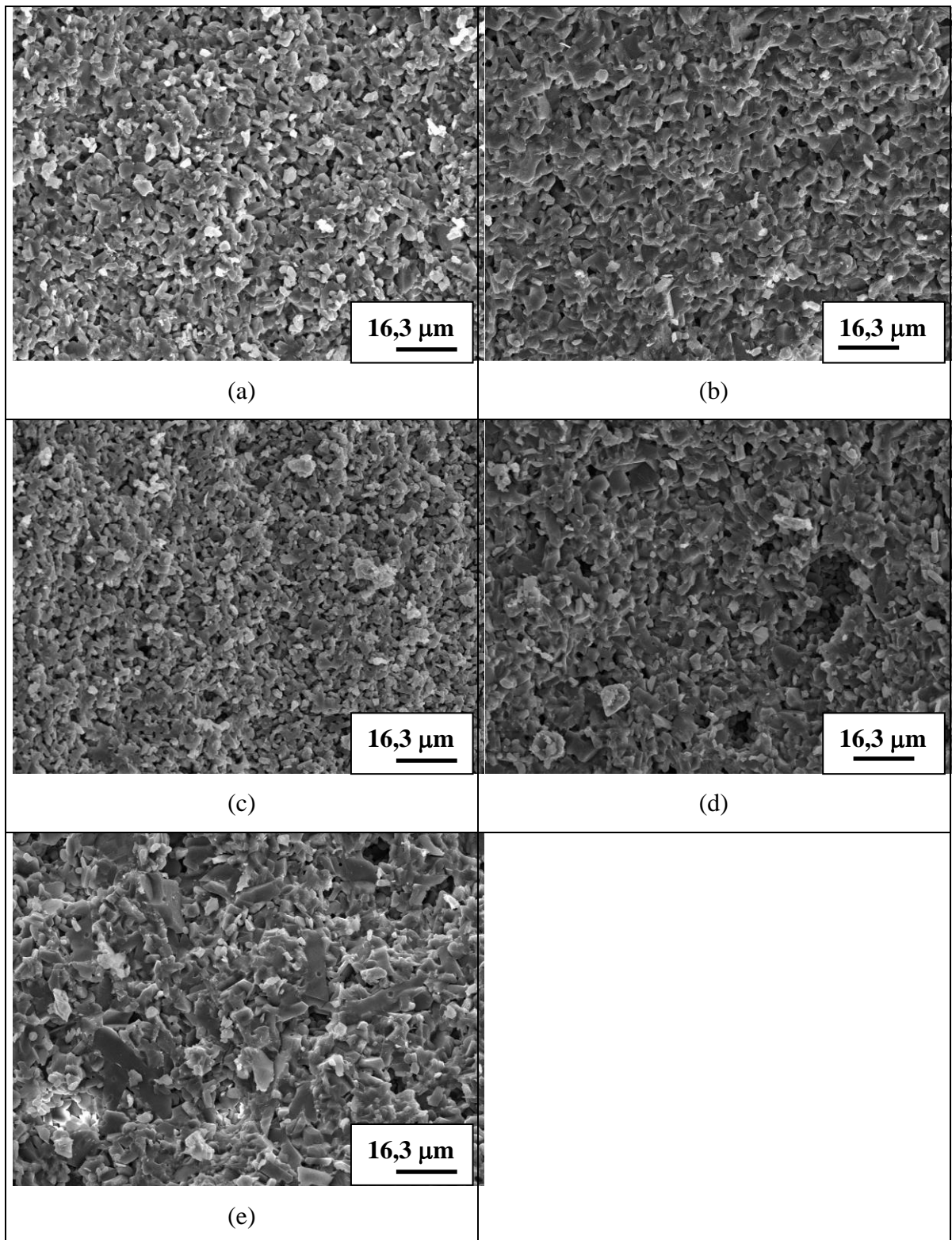


FIG 4.7 MEV com aumento de 1000x para fratura por queda de peso das composições: (a) A; (b) B; (c) C; (d) D; (e) E.

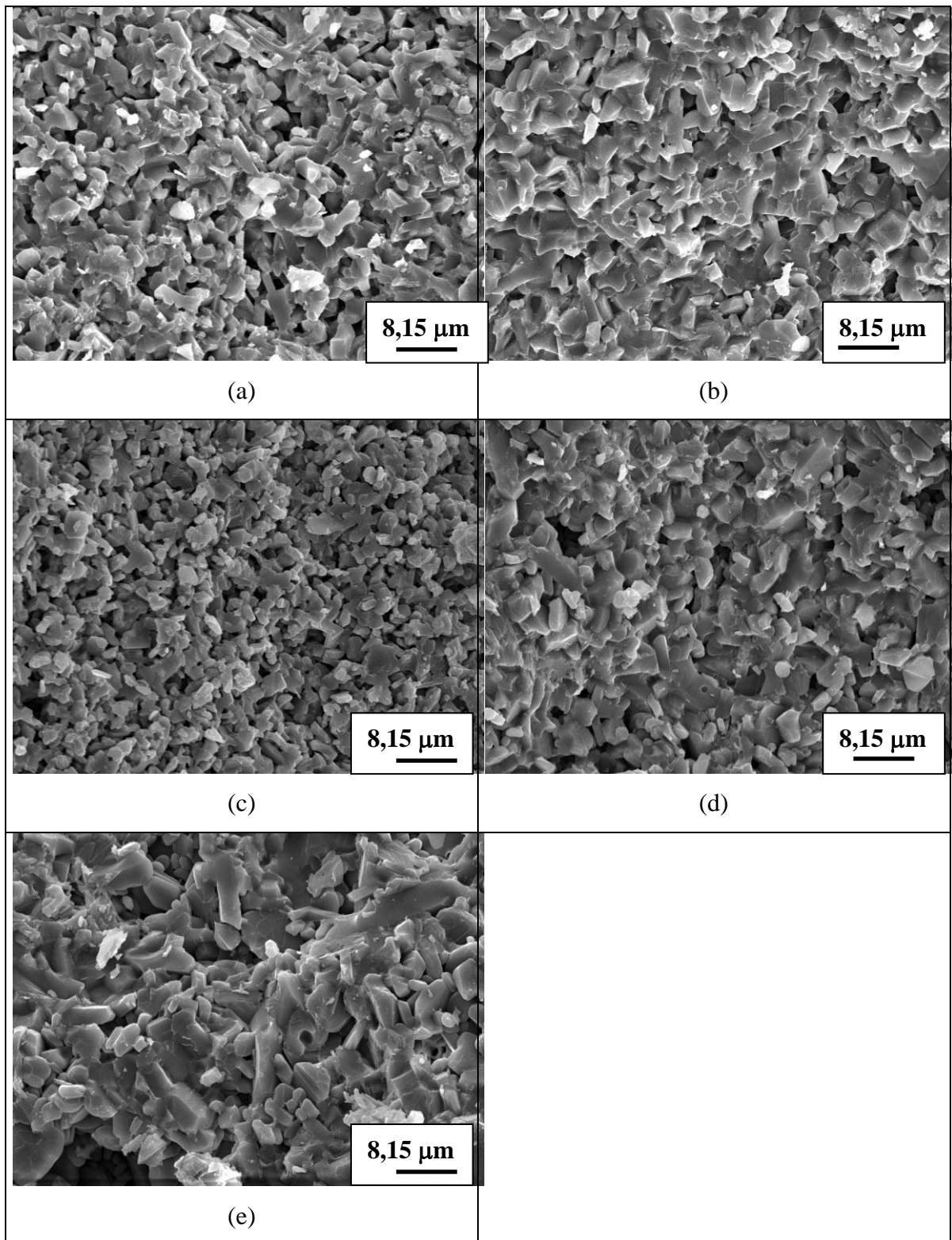


FIG 4.8 MEV com aumento de 2000x para fratura por queda de peso das composições: (a) A; (b) B; (c) C; (d) D; (e) E.

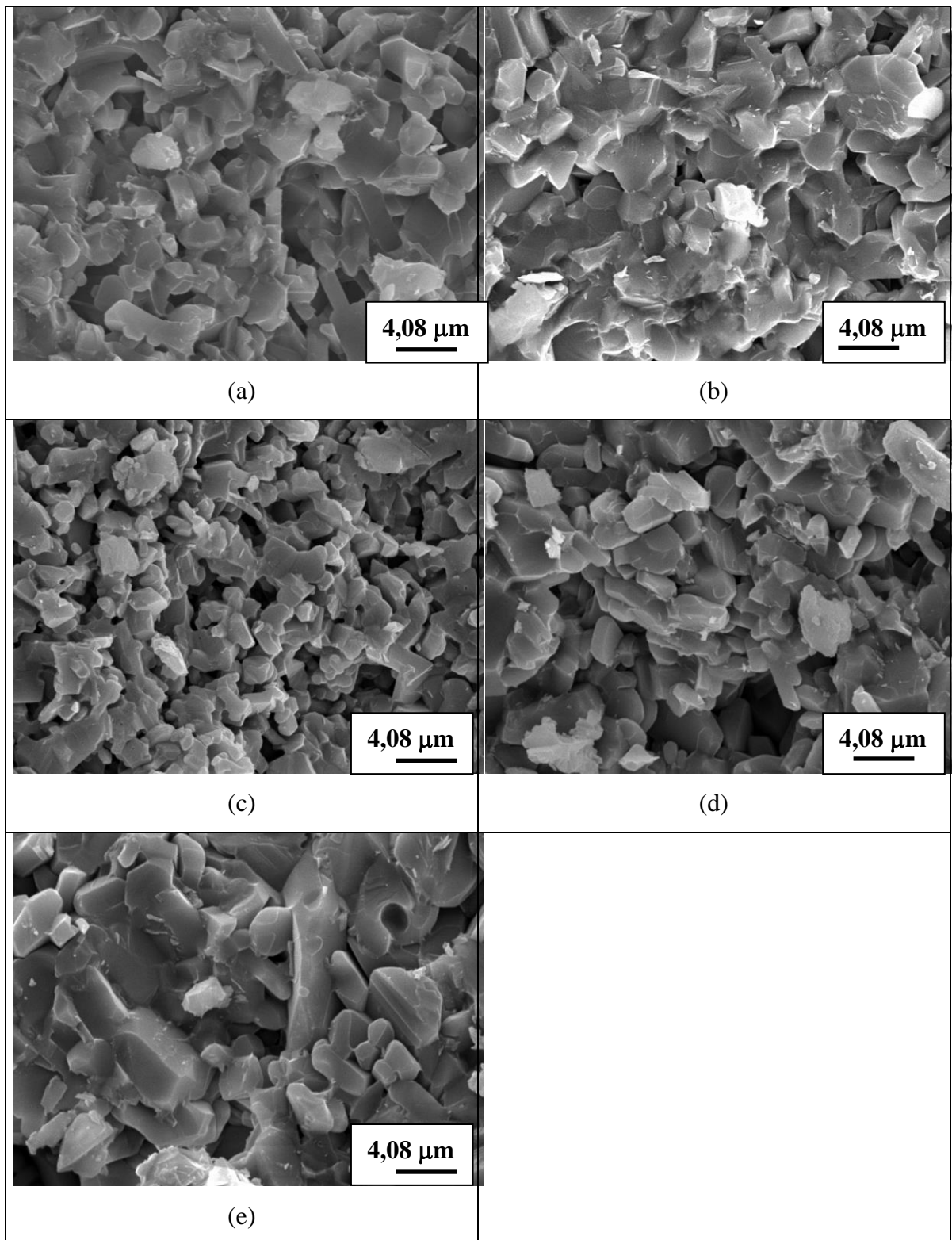


FIG 4.9 MEV com aumento de 4000x para fratura por queda de peso das composições:
 (a) A; (b) B; (c) C; (d) D; (e) E.

Comparando-se as amostras com adição de nióbia com as amostras C, F e G, verifica-se visualmente que é nítido o maior tamanho de grão da alumina na presença da

nióbia.

A elevada porosidade verificada para as composições F e G é coerente com as baixas propriedades medidas anteriormente para estas composições.

O tamanho de grão elevado associado com uma boa adesão entre eles na composição B, favorece a proteção balística destes materiais pelo maior livre caminho médio que as trincas transgranulares têm que percorrer (MEYERS, 1994, 558 p.) e pela maior absorção de energia pelas trincas intergranulares (TRACY et al., 1986), que têm que separar grãos ligados com o AlNbO_4 .

4.12 SIMULAÇÃO DO ENSAIO BALÍSTICO

A simulação do impacto balístico foi feita no programa Autodyne 2D e 3D. A TAB 4.17 apresenta a nomenclatura das variáveis utilizadas na simulação com o programa Autodyne. As variáveis pressão e compressão representam, respectivamente, as pressões e compressões hidrostáticas no material.

TAB 4.17 Variáveis da simulação dos ensaios balísticos no Autodyne.

Teste	Identifica o tipo de superfície de impacto do alvo (plana / convexa), a dimensão da análise (2D ou 3D) e a existência ou não de confinamento.
Ciclo	Etapa do ensaio de impacto balístico
Tempo	Instante correspondente ao ciclo
Pos alvo	Posição da superfície anterior do alvo
Pos frente proj	Posição da frente do projétil
Pos post proj	Posição da superfície posterior do projétil
Vel post proj	Velocidade da superfície posterior do projétil
Vel frente proj	Velocidade da frente do projétil
Comprim proj	Comprimento do projétil
Taxa erosão proj	Taxa de erosão do projétil
Vel alvo	Velocidade da superfície de impacto do alvo
Comp alvo	Compressão (deformação compressiva) máxima no alvo

TAB 4.17 (Continuação).

Pos comp alvo	Posição da variável Comp alvo
Dist comp alvo	Distância entre a posição da variável Comp alvo e a frente do projétil
Compxdist alvo	Produto de Comp alvo por Dist comp alvo
Comp proj	Compressão (deformação compressiva) máxima no projétil
Pos comp proj	Posição da variável Comp proj
Dist comp proj	Distância entre a posição de Comp proj e a superfície do alvo
Compxdist proj	Produto de Comp proj por Dist comp proj
Comp proj / alvo	Razão entre as compressões máximas no projétil e no alvo.
Compxdist proj / alvo	Razão entre as variáveis Compxdist proj e Compxdist alvo
Press alvo	Pressão máxima no alvo
Pos press alvo	Posição da variável Press alvo
Dist press alvo	Distância entre a posição da variável press alvo e a frente do projétil
Presxdist alvo	Produto de pres alvo por dist pres alvo
Presxcomp alvo	Produto de pres alvo por comp alvo
Presxcompxdist alvo	Produto de presxdist alvo por compxdist alvo
Press proj	Pressão máxima no projétil
Pospress proj	Posição da variável Press proj
Dist press proj	Distância entre a posição de press proj e a superfície do alvo
Presxdist proj	Produto de pres proj por dist pres proj
Presxcomp proj	Produto de pres proj por comp proj
Presxcompxdist proj	Produto de presxdist proj por compxdist proj
Press Proj / alvo	Razão entre as variáveis pres proj e pres alvo
Presxdist Proj / alvo	Razão entre as variáveis presxdist proj e presxdist alvo
Presxcompxdist Proj / alvo	Razão entre as variáveis presxcompxdist proj e presxcompxdist alvo
PresxcompProj /alvo	Razão entre as variáveis presxcomp proj e presxcomp alvo
PLANO	Alvo 2D com componente cerâmico plana e impacto central.

TAB 4.17 (Continuação 2).

CONVEXO	Alvo 2D com componente cerâmico convexa e impacto central.
PLAN_3D	Alvo 3D com componente cerâmico plana e impacto central. Foi testado somente o material B.
CONV_3D	Alvo 3D com componente cerâmico convexa e impacto central. Foi testado somente o material B.
CONV_3D_F	Alvo 3D com componente cerâmico convexa e impacto fora do centro. Foi testado somente o material B.
Al 6061 – T6	Alvo 2D plano de alumínio Al 6061-T6 sem componente cerâmica.
LIVRE	Ensaio 2D com ausência de alvo, isto é, projétil livre de impacto.

4.12.1 RESULTADOS DAS VARIÁVEIS DE RESPOSTA PARA SIMULAÇÃO EM 2D DO ENSAIO BALÍSTICO

As Tabelas de 7.5 a 7.8, constantes do APÊNDICE 3, apresentam os resultados das variáveis de resposta para a simulação no Autodyne 2D no instante do contato (ciclo 2) e no instante correspondente ao ciclo 100 do ensaio balístico tanto para alvo plano como para alvo convexo. Cada ciclo corresponde a uma etapa de execução do programa. Como o programa precisa que haja um espaçamento entre o projétil e o alvo durante toda a sua execução, o contato não ocorre no instante zero, e sim após um curto intervalo de tempo, que foi o correspondente ao ciclo 2. O ciclo 100 é o limite estabelecido para a versão disponível do programa utilizado. A aquisição de uma versão mais completa do programa permitiria sua continuação até a velocidade nula do projétil, ou a que ele concluiria a travessia do alvo.

As Tabelas 7.9 até 7.12, constantes do APÊNDICE 3, apresentam os resultados das variáveis de resposta para a simulação no Autodyne 2D no instante do contato (ciclo 2) e no instante correspondente ao ciclo 100 do ensaio balístico para alvo plano de alumínio Al 6061-T6 sem componente cerâmico, bem como as propriedades do projétil quando ele é livre, isto é, quando inexistente o alvo.

A TAB 4.18 apresenta a análise estatística das variáveis relevantes para alvos planos e convexos no ensaio em 2D e a TAB 4.19 apresenta os valores médios por variável. Em azul encontra-se o valor mais elevado e em vermelho o valor mais baixo correspondentes à condição ideal de que a variável seja máxima para o impresso em azul e correspondente à condição ideal de que a variável seja mínima para o impresso em vermelho. O critério utilizado para esta análise foi a comparação com o impacto no bloco de alumínio sem material cerâmico, uma vez que este tipo de alvo é o de pior desempenho na proteção balística. Portanto, o alvo cerâmico que mais se afastar do resultado para o bloco de alumínio sem cerâmico é considerado o ideal para emprego em blindagem em relação à variável analisada.

TAB 4.18 Análise estatística das variáveis relevantes para alvos planos e convexos no ensaio em 2D.

Ciclo 100	<u>Vel post</u> <u>proj</u>	<u>Vel frente</u> <u>proj</u>	<u>comprim</u> <u>proj</u>	<u>Taxa erosão</u> <u>proj</u>	<u>Vel</u> <u>alvo</u>	<u>Comp</u> <u>alvo</u>	<u>Dist comp</u> <u>alvo</u>	<u>Comp x</u> <u>Dist alvo</u>	<u>Comp</u> <u>proj</u>
Al6061-T6	869,932	682,015	31,404	-187,917	682,069	1,78E-02	2,692	4,78E-02	6,29E-03
PLANO	869,926	516,140	30,877	-353,785	527,750	0,015	2,132	0,038	0,006
CONVEXO	870,080	4,881	29,247	-865,200	7,436	0,004	0,335	0,002	0,003
Geral	870,003	260,510	30,062	-609,492	267,593	0,010	1,234	0,020	0,004
p-valor	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,207	0,000	0,146	0,196

TAB 4.18 (Continuação).

Ciclo 100	<u>Dist comp</u> <u>proj</u>	<u>compdist</u> <u>proj</u>	<u>comp</u> <u>proj / alvo</u>	<u>compdist</u> <u>proj / alvo</u>	<u>Press</u> <u>alvo</u>	<u>Dist press</u> <u>alvo</u>	<u>Presxdist</u> <u>alvo</u>	<u>Presx</u> <u>Comp alvo</u>	<u>Pres x comp x</u> <u>Dist alvo</u>
Al6061-T6	3,285	2,07E-02	0,354	0,432	1,286	2,415	3,106	0,023	0,149
PLANO	3,082	0,017	0,728	1,156	0,722	2,066	1,517	0,015	0,087
CONVEXO	1,783	0,006	0,911	79,533	0,433	0,185	0,079	0,002	0,000
Geral	2,433	0,012	0,820	40,345	0,577	1,125	0,798	0,008	0,044
p-valor	0,000	0,055	0,281	0,235	0,023	0,000	0,000	0,206	0,194

TAB 4.18 (Continuação 2).

Ciclo 100	Press proj	Distpress proj	Pressx Dist proj	Presscomp proj	Presscomp Dist proj	Press Proj / alvo	Pressx Proj / alvo	Presscomp Dist Proj / alvo	Presscomp Proj / alvo	Número de amostras
Al6061-T6	0,712	3,568	2,542	4,48E-03	5,25E-02	0,554	0,819	0,354	0,196	1
PLANO	0,574	3,073	1,765	0,003	0,034	0,885	1,352	1,743	0,726	7
CONVEXO	0,436	1,779	0,776	0,001	0,005	1,010	10,373	99,559	0,918	7
Geral	0,505	2,426	1,271	0,002	0,019	0,948	5,863	50,651	0,822	14
p-valor	0,001	0,000	0,000	0,133	0,047	0,261	0,000	0,013	0,432	14

TAB 4.19 Valores médios por variáveis, com valor máximo em azul e mínimo em vermelho para condição ideal de proteção balística.

Alvo	Vel post proj	Vel frente proj	comprim proj	Taxa erosão proj	Vel alvo	Comp alvo	Dist comp alvo	Compdist alvo	Comp proj	Dist comp proj	compdist proj
Convexo A	870,077	0,415	29,232	-869,662	2,962	2,91E-03	0,009	2,74E-05	2,87E-03	1,762	5,07E-03
Convexo B	870,083	-0,491	29,229	-870,574	2,103	2,78E-03	-0,021	-5,77E-05	2,80E-03	1,845	5,16E-03
Convexo C	870,140	1,977	29,237	-868,163	4,542	2,69E-03	0,055	1,48E-04	2,67E-03	1,741	4,65E-03
Convexo D	870,071	0,667	29,233	-869,404	3,236	2,96E-03	0,086	2,55E-04	2,88E-03	1,763	5,07E-03
Convexo E	870,074	0,157	29,232	-869,917	2,760	2,93E-03	0,004	1,23E-05	2,85E-03	1,763	5,02E-03
Convexo F	870,061	20,201	29,296	-849,860	22,707	8,31E-03	1,394	1,16E-02	5,04E-03	1,811	9,13E-03
Convexo G	870,055	11,237	29,267	-858,818	13,745	4,46E-03	0,819	3,65E-03	3,75E-03	1,798	6,74E-03
Al6061-T6	869,932	682,015	31,404	-187,917	682,069	1,78E-02	2,692	4,78E-02	6,29E-03	3,285	2,07E-02

TAB 4.19 (Continuação).

Alvo	comp	compxdist	Press	Distpress	Presxdist	Presxcomp	Presxcompxdist	Press	Distpress	Presxdist
Ciclo 100	proj / alvo	proj / alvo	alvo	alvo	alvo	alvo	alvo	proj	proj	proj
Convexo A	0,986	184,698	0,449	0,146	0,065	1,31E-03	2,78E-05	0,448	1,745	0,782
Convexo B	1,007	-89,475	0,454	0,116	0,053	1,26E-03	1,69E-05	0,454	1,844	0,837
Convexo C	0,992	31,450	0,396	0,221	0,088	1,07E-03	4,51E-05	0,409	1,739	0,712
Convexo D	0,973	19,904	0,466	0,225	0,105	1,38E-03	6,89E-05	0,455	1,735	0,790
Convexo E	0,973	407,521	0,464	0,145	0,067	1,36E-03	2,77E-05	0,453	1,794	0,813
Convexo F	0,606	0,788	0,413	0,222	0,092	3,44E-03	1,17E-03	0,419	1,828	0,766
Convexo G	0,841	1,847	0,386	0,219	0,084	1,72E-03	3,60E-04	0,413	1,770	0,732
Al6061-T6	0,354	0,432	1,286	2,415	3,106	0,023	0,149	0,712	3,568	2,542

TAB 4.19 (Continuação 2).

Alvo	Presxcomp	Presxcompxdist	Press	Pressxdist	Presxcompxdist	Presxcomp
Ciclo 100	proj	proj	Proj/alvo	Proj/alvo	Proj/alvo	Proj/alvo
Convexo A	1,29E-03	3,96E-03	0,998	12,032	142,488	0,983
Convexo B	1,27E-03	4,32E-03	1,000	15,799	255,856	1,008
Convexo C	1,09E-03	3,31E-03	1,034	8,091	73,376	1,022
Convexo D	1,31E-03	4,01E-03	0,976	7,524	58,153	0,949
Convexo E	1,29E-03	4,08E-03	0,977	12,137	147,375	0,949
Convexo F	2,11E-03	6,99E-03	1,013	8,321	5,975	0,614
Convexo G	1,55E-03	4,93E-03	1,072	8,709	13,688	0,900
Al6061-T6	4,48E-03	5,25E-02	0,554	0,819	0,354	0,196

4.12.2 RESULTADOS DAS VARIÁVEIS DE RESPOSTA PARA SIMULAÇÃO EM 3D DO ENSAIO BALÍSTICO

As Tabelas 4.20 a 4.23 apresentam os resultados das variáveis de resposta para a simulação no Autodyne 3D no instante do contato (ciclo 3 para o impacto no centro do alvo e ciclo 16 para o impacto fora do centro do alvo) e no instante correspondente ao ciclo 100 do ensaio balístico para a composição B, que foi a de melhores resultados na análise 2D.

TAB 4.20 Resultado do ensaio balístico no Autodyne 3D para o material B da variável Pos alvo até Comp alvo.

ALVO	Ciclo	tempo	Pos alvo	Posfrente proj	Pospost proj	Vel post proj	Vel frente proj	comprim proj	Taxa erosão proj	Vel alvo	Comp alvo
PLAN_3D	3	0,0084	0,004	-0,015	-32,014			31,999			3,48E-04
CONV_3D	3	0,0084	0,014	-0,005	-32,003			31,998			2,19E-04
	16	0,0653	2,256	2,255	-29,743			31,999			1,42E-04
PLAN_3D	100	0,4513	0,192	0,172	-31,629	870,06	422,50	31,801	-447,56	423,70	8,38E-03
CONV_3D	100	0,4513	0,157	0,137	-31,618	869,61	321,27	31,755	-548,34	322,58	5,32E-03
	100	0,4513	2,359	2,359	-29,407	870,09	268,71	31,766	-601,38	268,58	5,53E-03

TAB 4.21 Resultado do ensaio balístico no Autodyne 3D para o material B da variável Poscomp alvo até Press alvo.

ALVO	Ciclo	Poscomp alvo	<u>Dist comp</u> <u>alvo</u>	<u>Comp x</u> <u>Dist alvo</u>	<u>Comp</u> <u>proj</u>	Pos comp proj	<u>Dist comp</u> <u>proj</u>	<u>compdist</u> <u>proj</u>	<u>comp</u> <u>proj / alvo</u>	<u>compdist</u> <u>proj / alvo</u>	<u>Press</u> <u>alvo</u>
PLAN_3D	3	0,644	0,640	2,23E-04	3,92E-05	-5,092	5,077	1,99E-04	0,113	0,893	0,062
CONV_3D	3	0,536	0,522	1,14E-04	2,80E-05	-4,736	4,731	1,33E-04	0,128	1,160	0,039
CONV_3D_F	16	2,977	0,721	1,03E-04	2,23E-05	-2,851	5,106	1,14E-04	0,157	1,111	0,025
PLAN_3D	100	0,644	0,640	5,37E-03	3,25E-03	-1,947	2,132	6,93E-03	0,388	1,292	1,492
CONV_3D	100	0,259	0,245	1,30E-03	3,14E-03	-1,961	2,115	6,64E-03	0,590	5,095	0,937
CONV_3D_F	100	2,422	0,166	9,21E-04	0,003	-0,076	2,453	8,13E-03	0,599	8,833	0,950

TAB 4.22 Resultado do ensaio balístico no Autodyne 3D para o material B da variável Pospress alvo até Presscomp proj.

ALVO	Ciclo	Pospress alvo	<u>Dist press</u> <u>alvo</u>	<u>Pressdist</u> <u>alvo</u>	<u>Press</u> <u>Comp alvo</u>	<u>Press x comp x</u> <u>Dist alvo</u>	<u>Press</u> <u>proj</u>	Pospress proj	<u>Distpress</u> <u>proj</u>	<u>Pressx</u> <u>Dist proj</u>	<u>Presscomp</u> <u>proj</u>
PLAN_3D	3	0,644	0,640	0,040	2,16E-05	8,85E-06	7,01E-03	-4,907	4,892	0,034	2,75E-07
CONV_3D	3	0,536	0,522	0,020	8,56E-06	2,33E-06	5,02E-03	-5,014	5,009	0,025	1,41E-07
CONV_3D_F	16	2,977	0,721	0,018	3,60E-06	1,88E-06	3,92E-04	-2,851	5,106	0,002	8,75E-09
PLAN_3D	100	0,644	0,640	0,955	1,25E-02	5,12E-03	0,545	-2,502	2,691	1,467	1,77E-03
CONV_3D	100	0,536	0,522	0,489	4,99E-03	6,37E-04	0,523	-2,239	2,395	1,252	1,64E-03
CONV_3D_F	100	2,977	0,721	0,685	5,25E-03	6,31E-04	0,555	-0,353	2,732	1,515	1,84E-03

TAB 4.23 Resultado do ensaio balístico no Autodyne 3D para o material B da variável Presxcomp Dist proj até Presxcomp Proj / alvo.

Teste	Ciclo	Presxcomp Dist proj	Press Proj / alvo	Pressxdist Proj / alvo	Presxcomp Dist Proj / alvo	Presxcomp Proj / alvo
Pl3dc	3	6,83E-06	0,113	0,864	0,772	0,013
Cv3dc	3	3,34E-06	0,129	1,234	1,431	0,016
Cv3dcf	16	2,28E-07	0,015	0,110	0,122	0,002
Pl3dc	100	1,02E-02	0,365	1,536	1,985	0,142
Cv3dc	100	8,31E-03	0,558	2,560	13,042	0,329
Cv3dcf	100	1,23E-02	0,584	2,211	19,530	0,350

4.12.3 RESULTADOS GRÁFICOS DO AUTODYNE 2D

A FIG 4.10 mostra, para o material cerâmico B nos alvos planos e convexos, a pressão no projétil e no alvo no instante do contato (ciclo 2) e no instante correspondente ao ciclo 100. As FIG 4.11 até 4.16, apresentam, respectivamente, para as composições A, C, D, E, F e G, as pressões nos alvos planos e convexos e no projétil para o ciclo 100 do ensaio balístico no Autodyne-2D. A FIG 4.17 mostra a pressão no projétil e no alvo plano de Al 6061-T6 sem componente cerâmico no ciclo 100.

A maior quantidade de informações apresentadas para a composição B foi devido a ter sido a utilizada nos ensaios balísticos, pelas suas melhores propriedades em relação às demais.

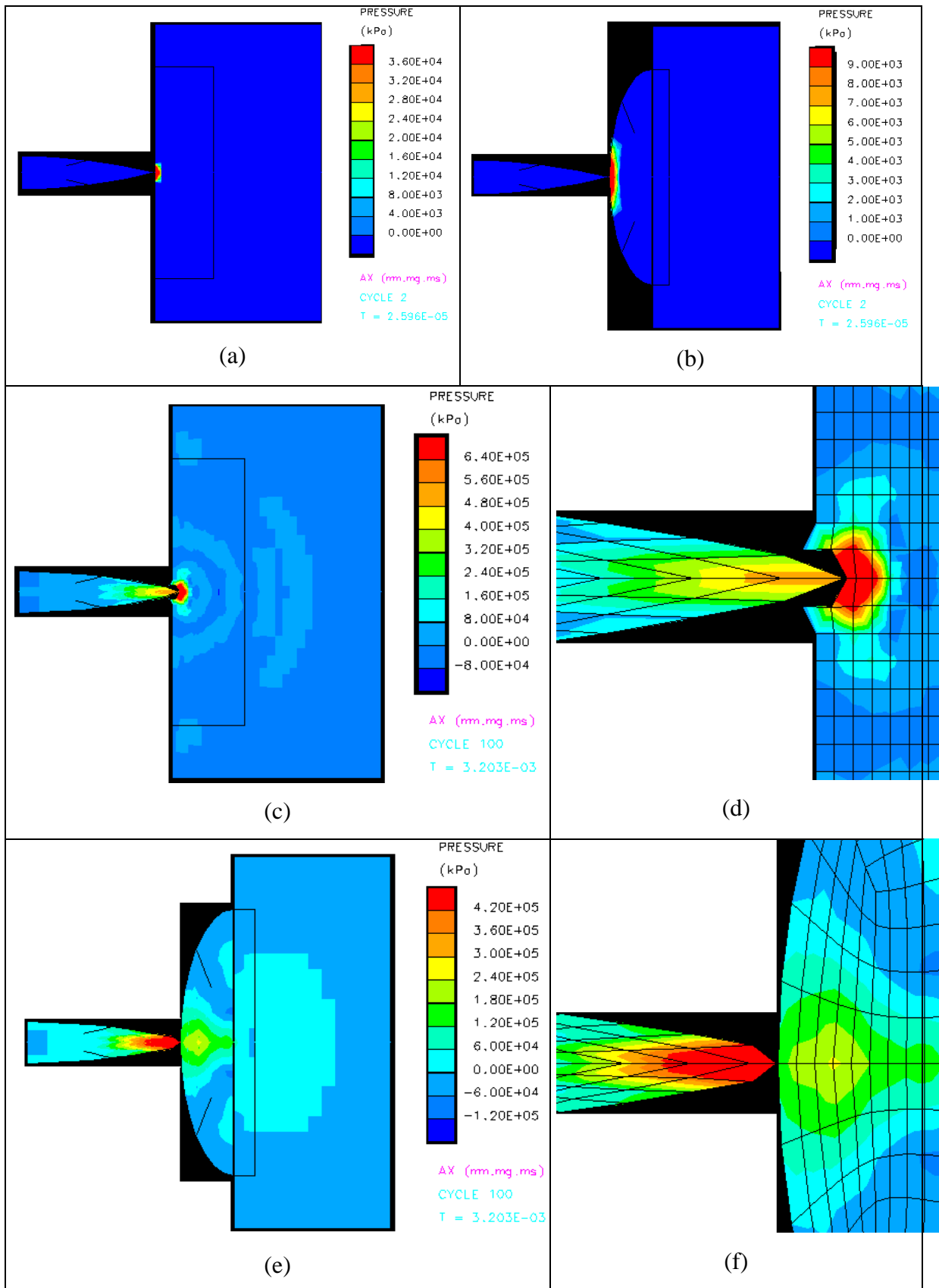


FIG 4.10 Pressão no cerâmico B em 2D. (a) Ciclo 2 no alvo plano; (b) Ciclo 2 no alvo convexo; (c) (d) Ciclo 100 no alvo plano; (e) (f) Ciclo 100 no alvo convexo.

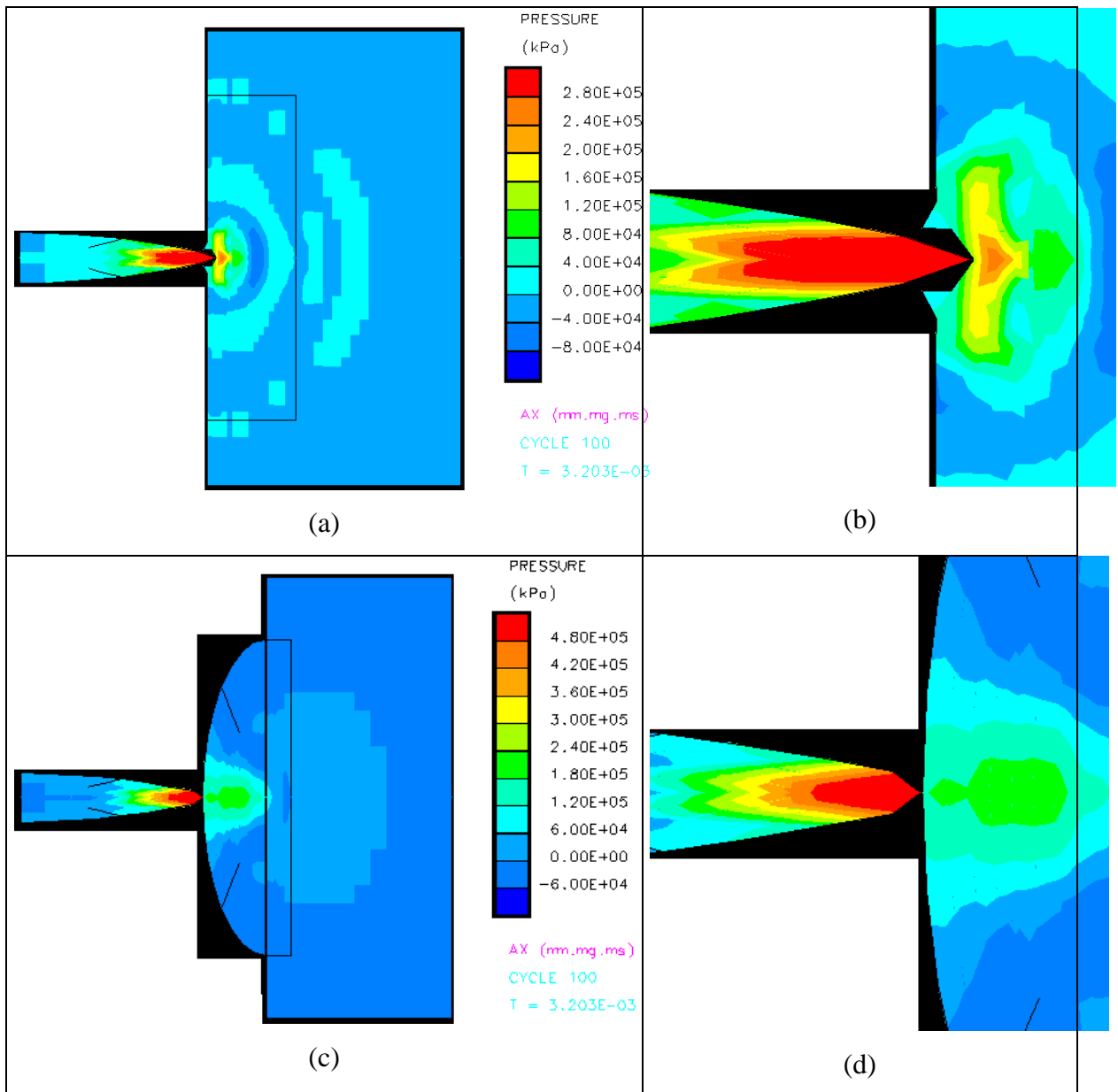


FIG 4.11 Pressão no cerâmico A em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo.

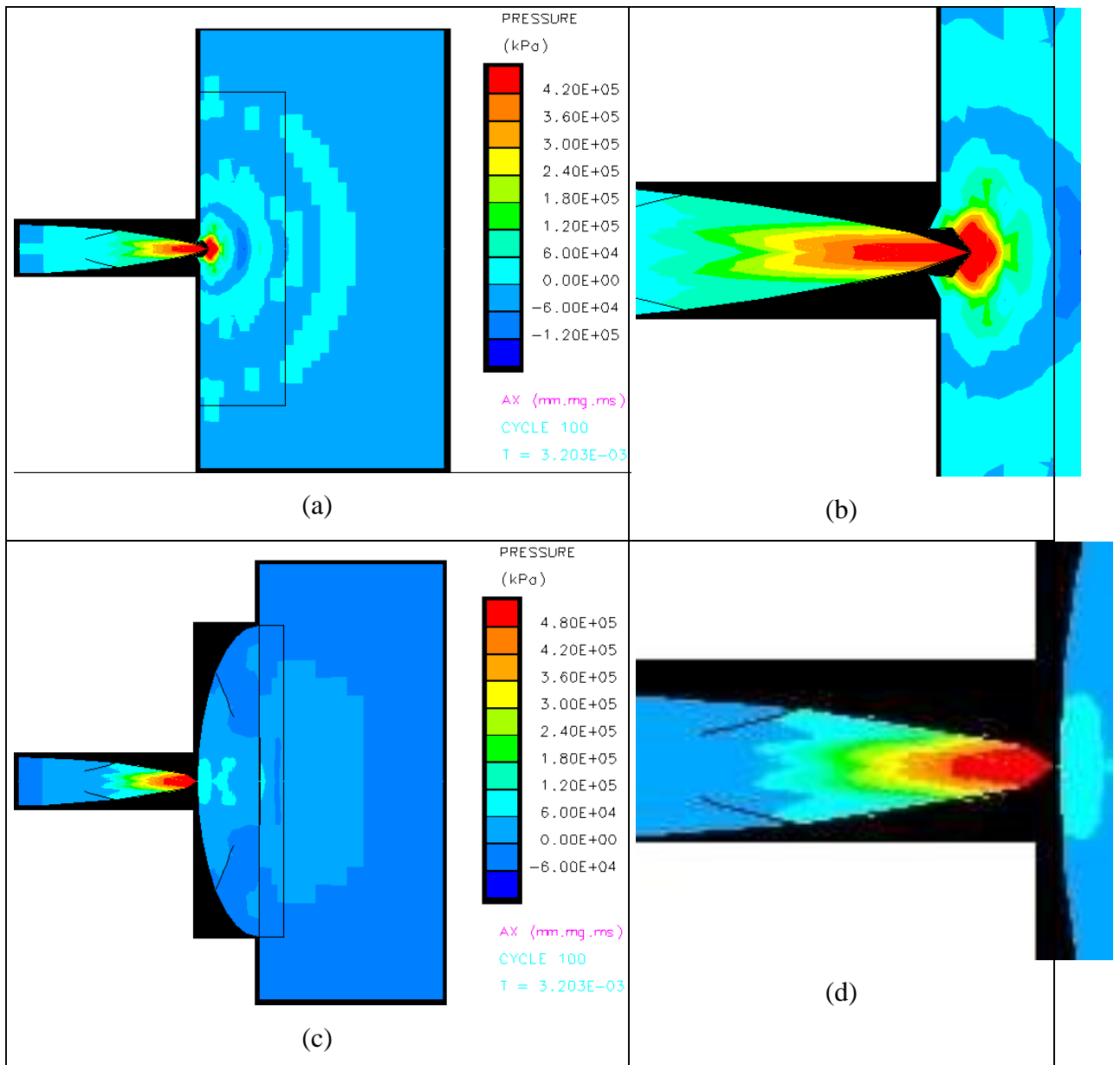


FIG 4.12 Pressão no cerâmico C em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo.

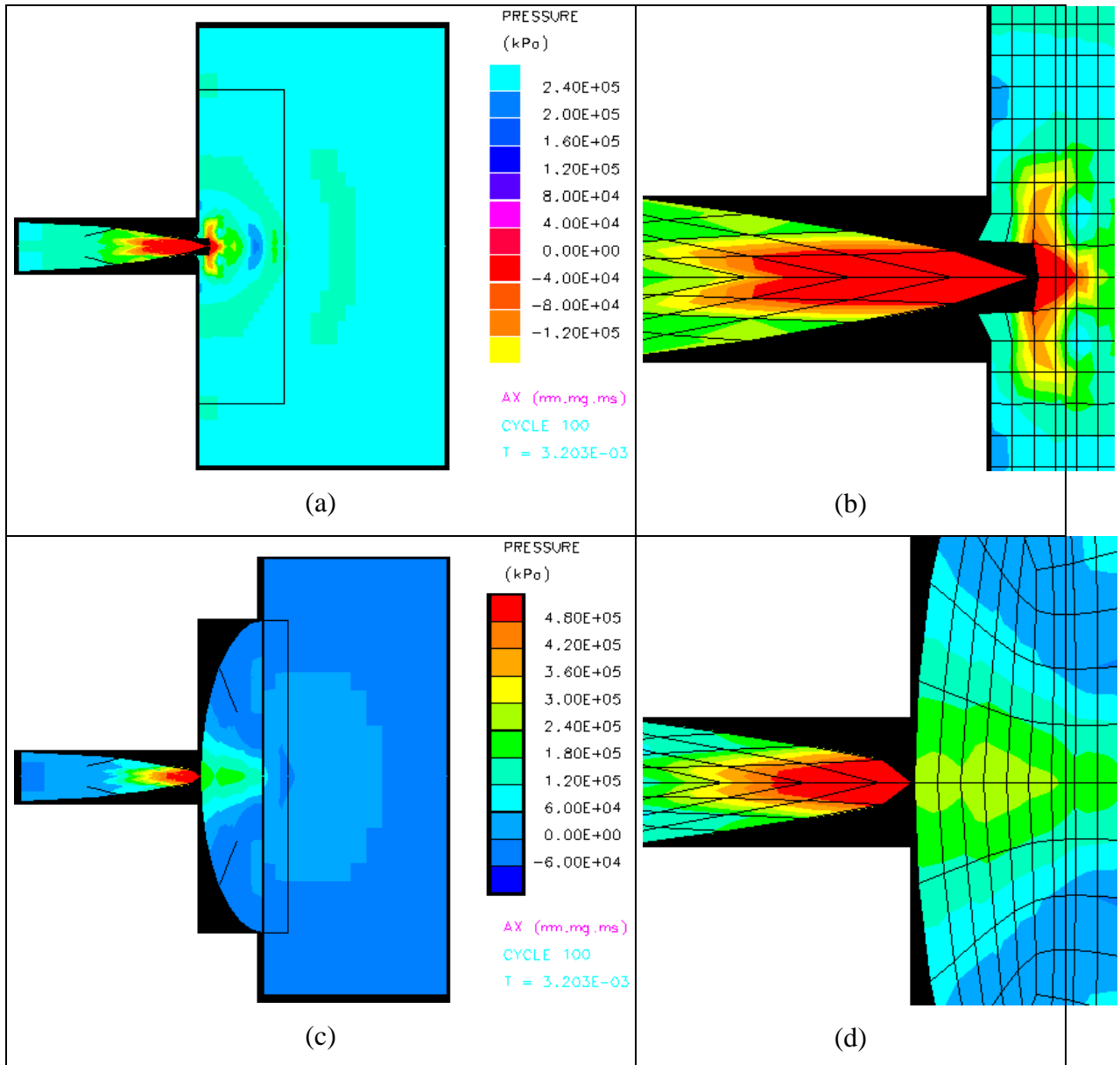


FIG 4.13 Pressão no cerâmico D em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo.

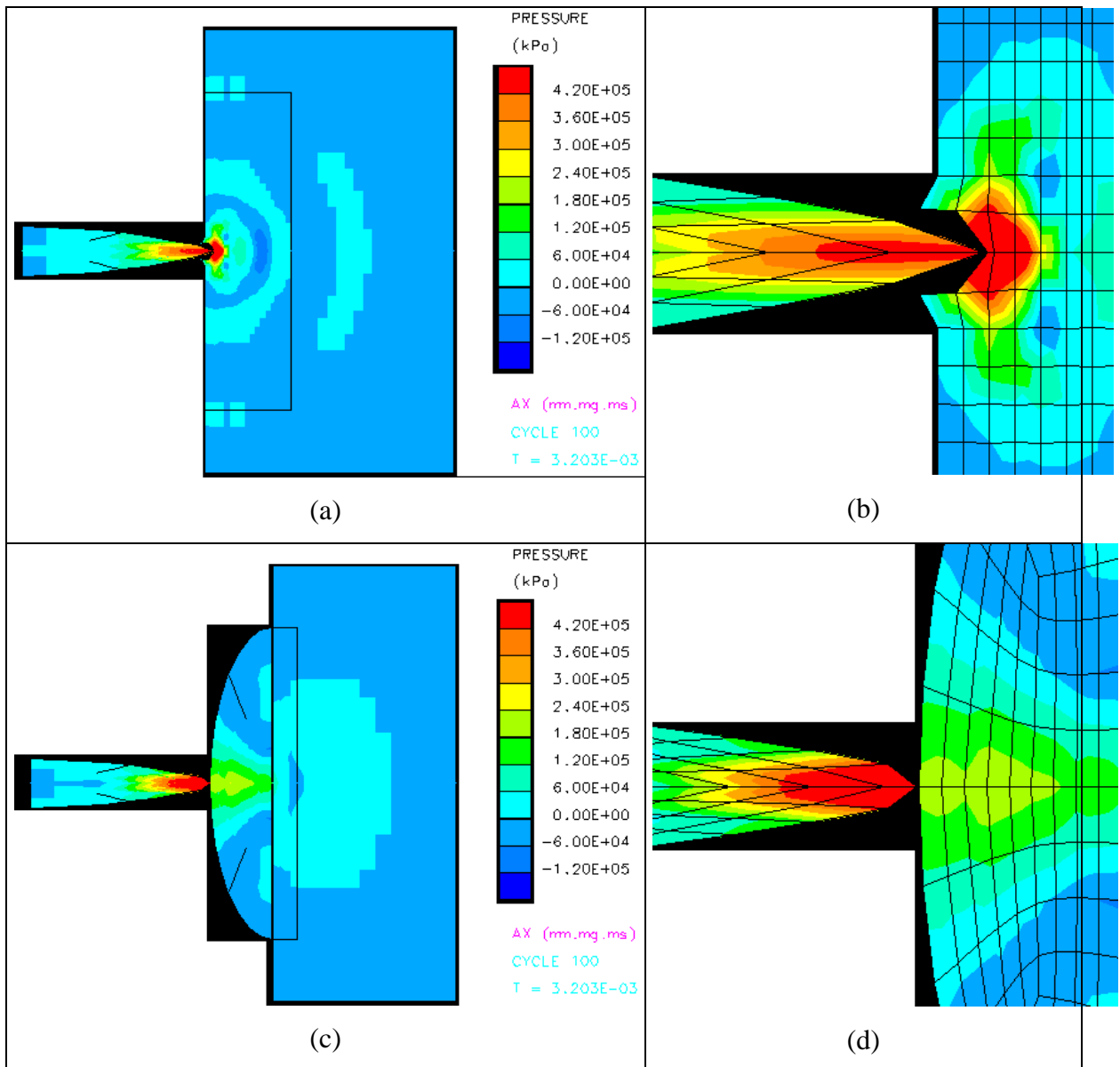


FIG 4.14 Pressão no cerâmico E em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo.

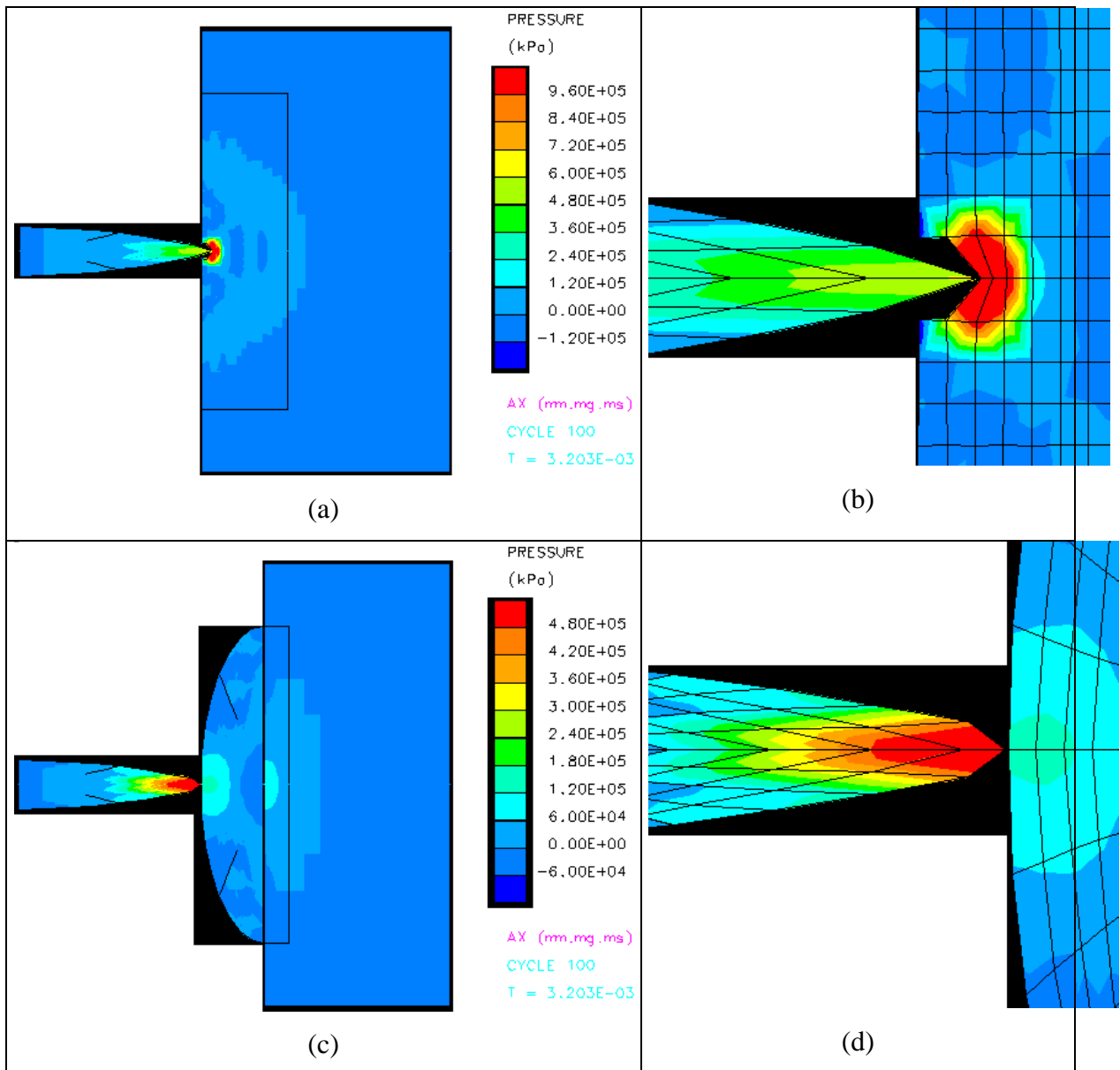


FIG 4.15 Pressão no cerâmico F em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo.

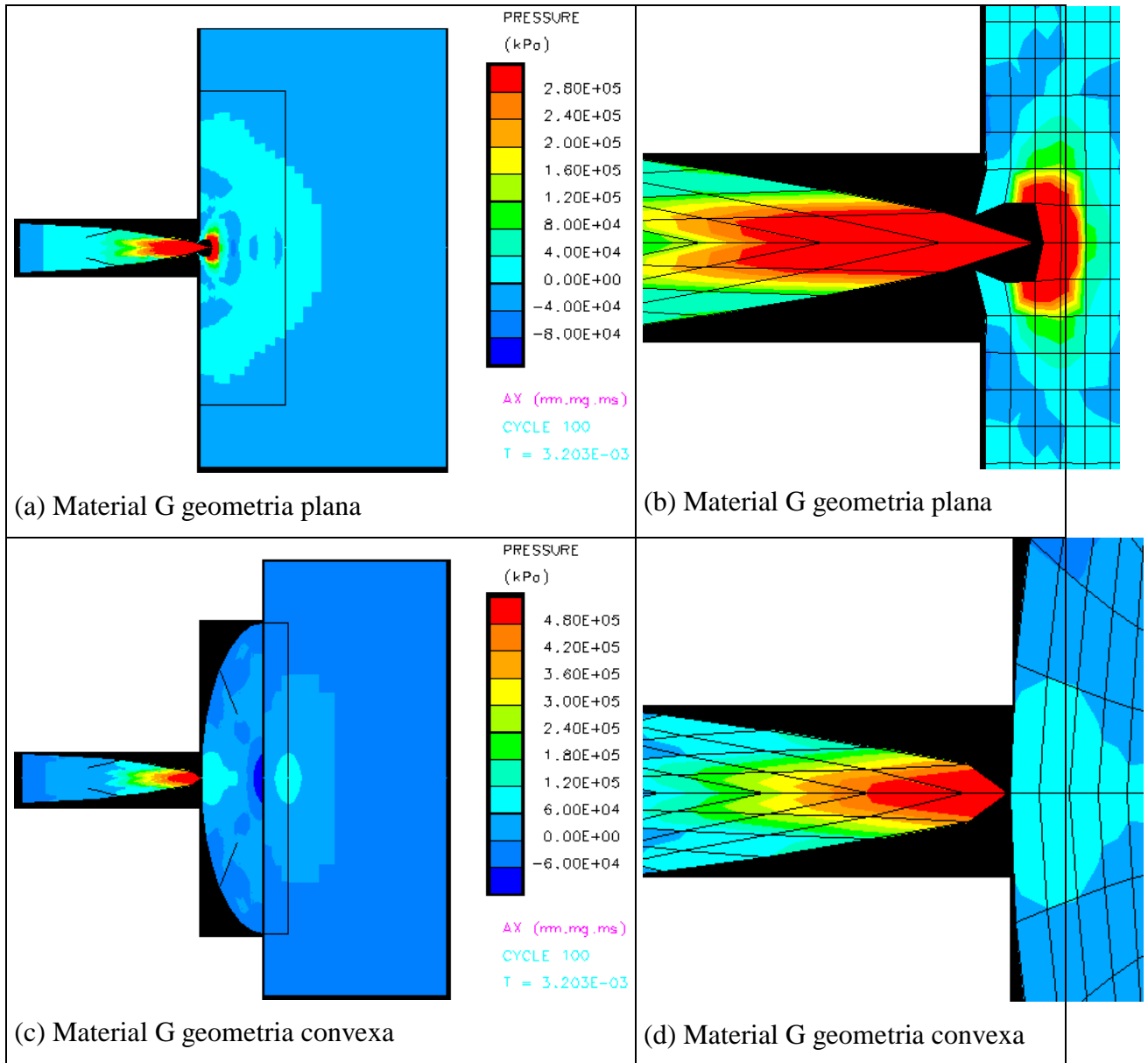


FIG 4.16 Pressão no cerâmico G em 2D com impacto central para o ciclo 100. (a) (b) Alvo plano; (c) (d) Alvo convexo.

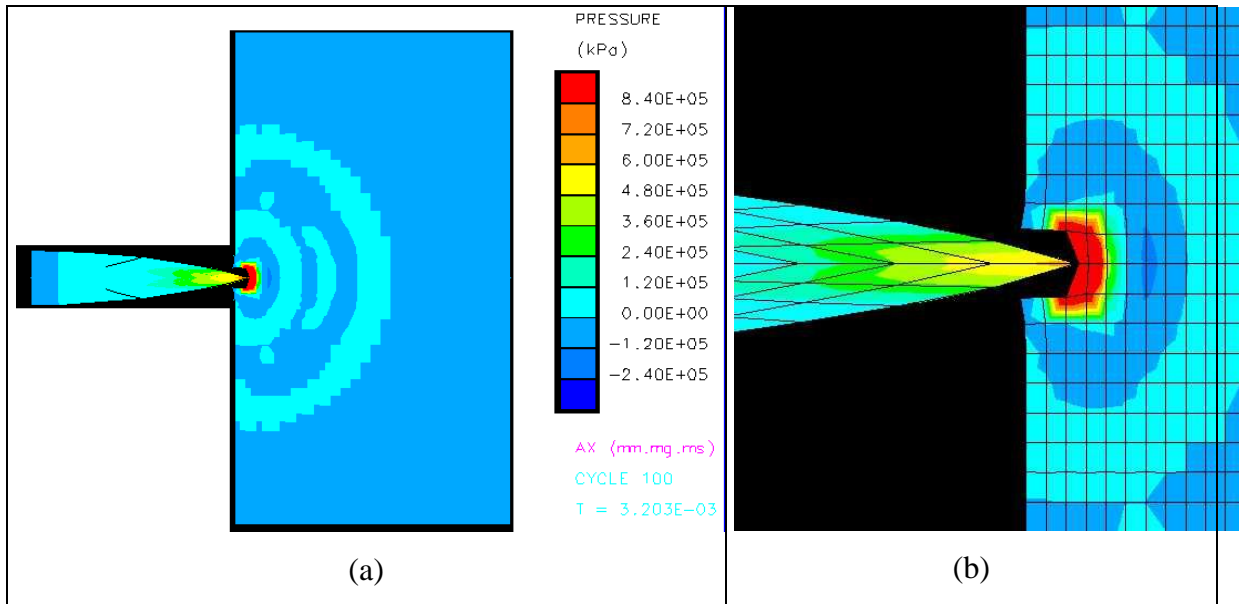


FIG 4.17 Pressão no alvo plano de Al 6061-T6, sem componente cerâmico, no Ciclo 100, e com impacto central.

4.12.4 RESULTADOS GRÁFICOS DO AUTODYNE 3D

A FIG 4.18 para o impacto central no alvo plano, a FIG 4.19 para o impacto central no alvo convexo e para o impacto à meia distância entre o centro e a borda no alvo convexo, mostram as pressões no projétil e no alvo para o material cerâmico B no instante do ciclo 100.

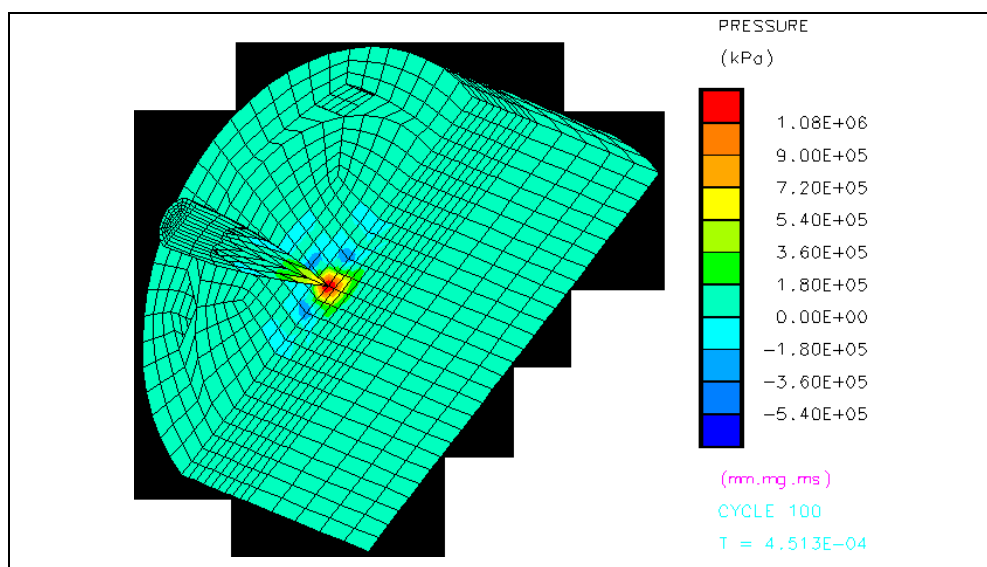


FIG 4.18 Pressão no alvo plano com material B, impacto central e ciclo 100 em 3D.

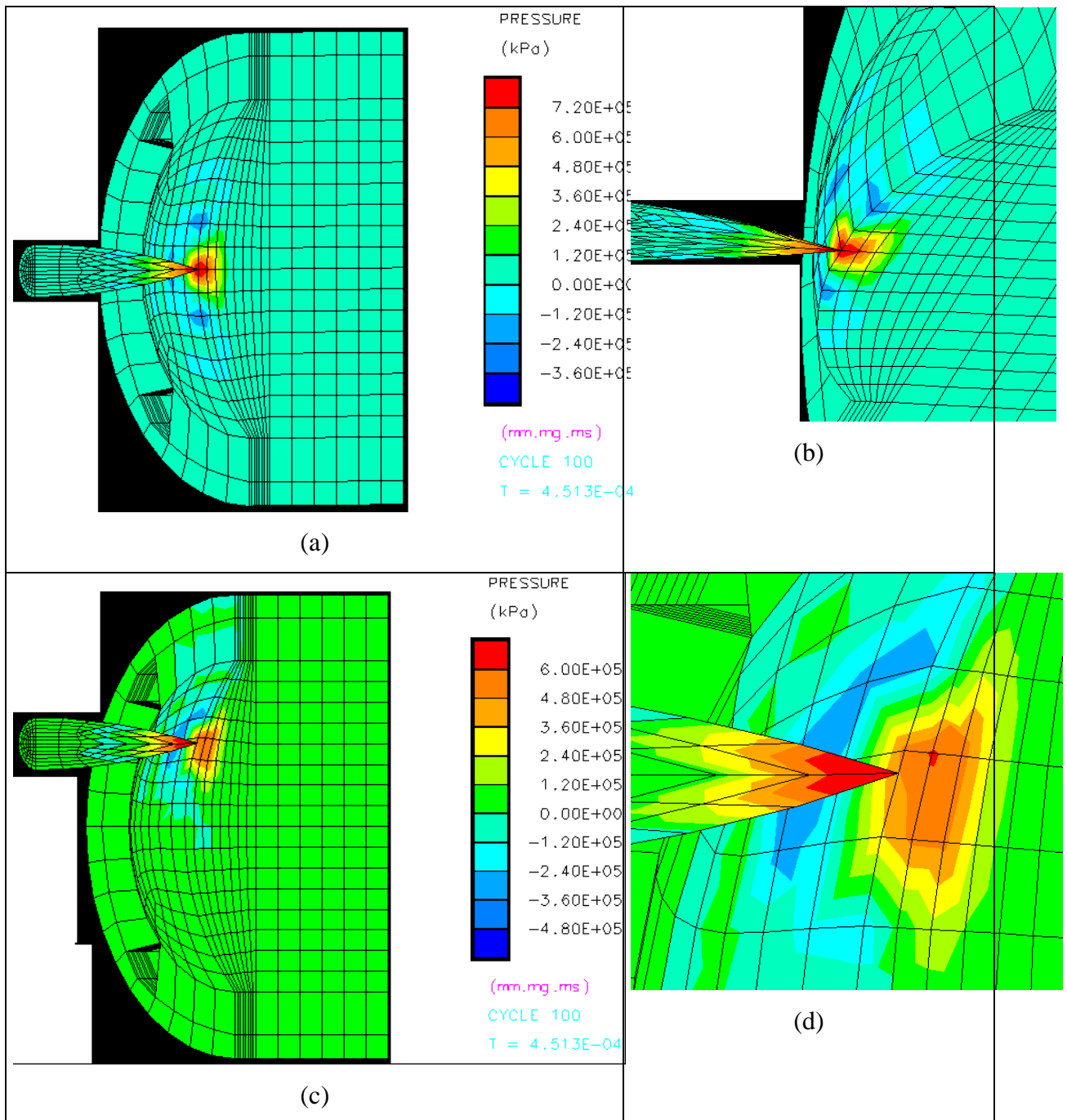


FIG 4.19 Pressão no alvo convexo com material B e ciclo 100 em 3D. (a) (b) Impacto central; (c) (d) Impacto à meia distância entre o centro e a borda.

A FIG 4.20 para o impacto central no alvo plano, a FIG 4.21 para o impacto central no alvo convexo e a FIG 4.22 para o impacto à meia distância entre o centro e a borda no alvo convexo, mostram as geometrias dos ensaios e as condições de contorno, que foram de velocidade nula na superfície posterior dos alvos.

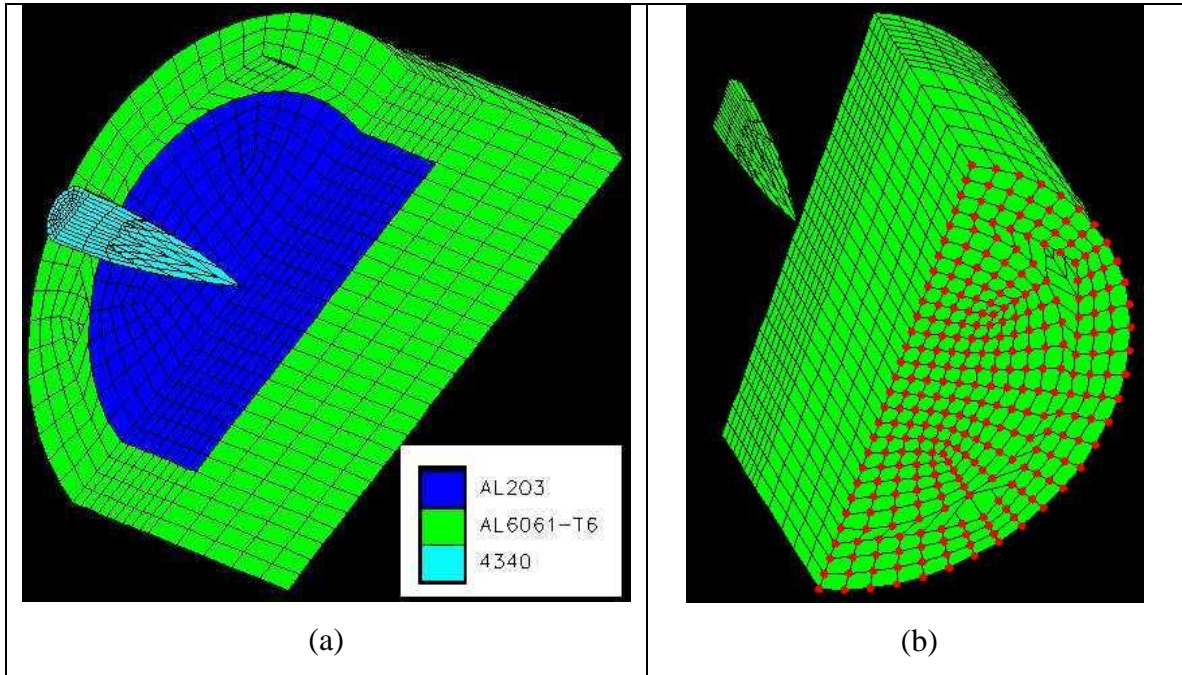


FIG 4.20 Alvo plano 3D. (a)Geometria do ensaio; (b) Condições de contorno: Velocidade nula na superfície posterior do alvo.

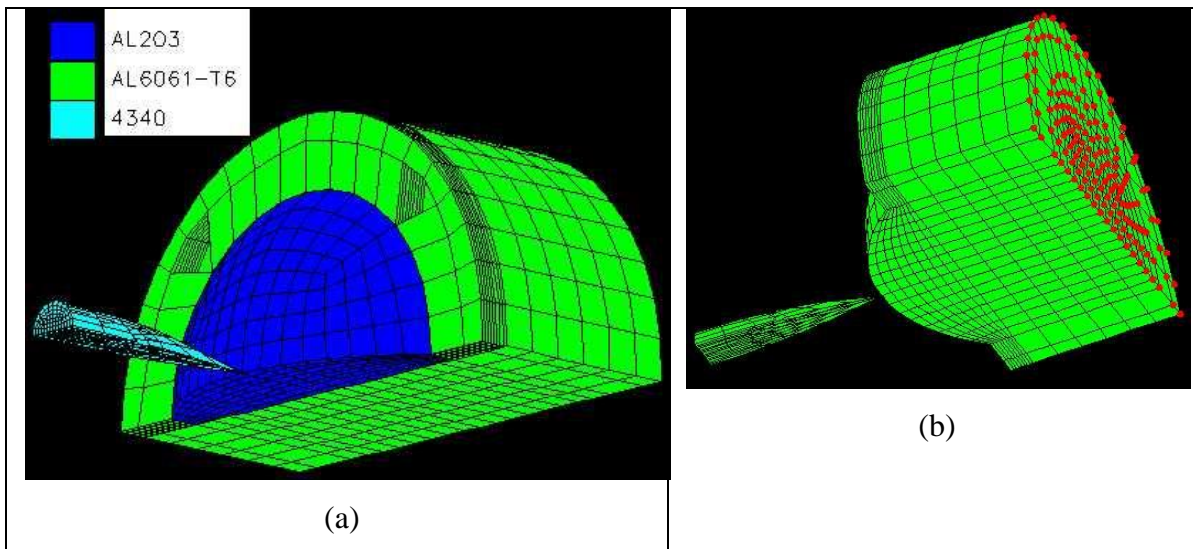


FIG 4.21 Alvo convexo 3D com impacto central. (a)Geometria do ensaio; (b) Condições de contorno: Velocidade nula na superfície posterior do alvo.

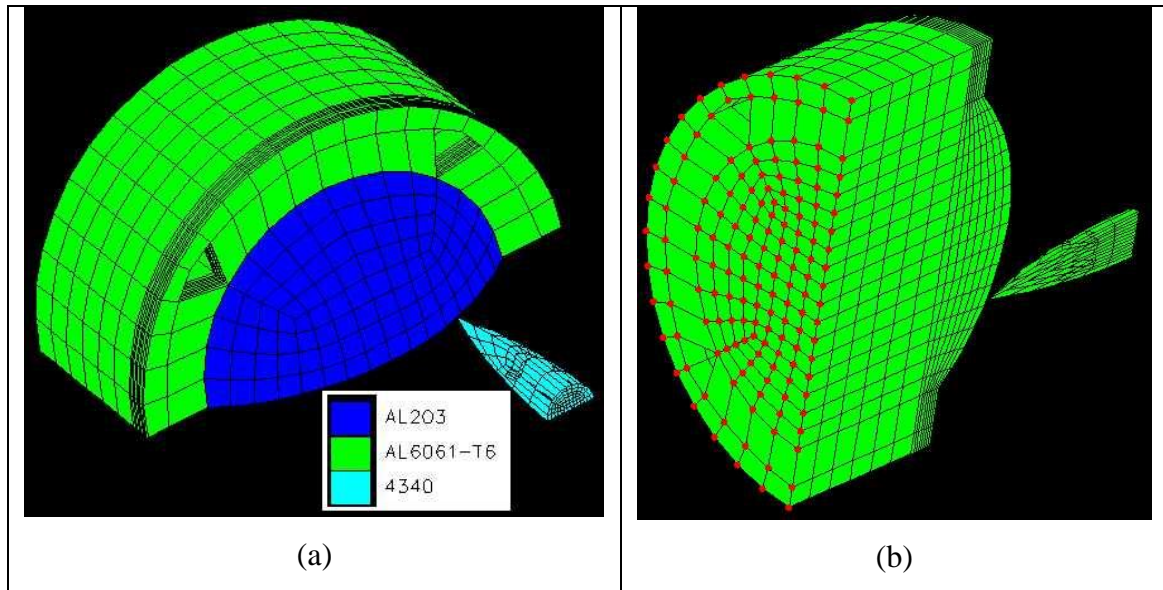


FIG 4.22 Alvo convexo 3D com material B e impacto à meia distância entre o centro e a borda. (a) Geometria do ensaio; (b) Condições de contorno: Velocidade nula na superfície posterior do alvo.

4.12.5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS COM O AUTODYNE 2D E 3D

A presente discussão foi focada no ciclo 100, pois o ciclo 2, quando inicia o contato, ocorre em um intervalo de tempo extremamente curto para caracterização de resultados numéricos.

Os alvos planos e convexos apresentaram a mesma espessura em seus centros para que não houvesse vantagem inicial do alvo convexo, uma vez que a espessura do alvo convexo com mesma massa que o plano no centro seria maior.

As conclusões que se seguem foram verificadas para o ensaio 2D e confirmadas pelo ensaio 3D no centro do alvo. São apresentados resultados referentes ao impacto no alvo convexo na metade da distância entre o centro e a borda do alvo, com alguma distorção de resultados obtidos pelo Autodyne3D em função das tensões e deformações máximas no alvo se encontrarem fora do eixo de impacto, como pode ser visto pelas figuras de distribuições de pressões hidrostáticas nestes materiais, porém com melhor efeito do que o alvo plano, principalmente nas variáveis que avaliam o efeito sobre o projétil em relação ao efeito sobre o alvo.

O alvo plano constituído somente de alumínio Al 6061-T6 sem componente cerâmico foi tomado como referência devido às baixas propriedades para proteção balística, uma vez que os ensaios com tiro real neste alvo apresentaram uma penetração significativamente maior.

A malha de elementos finitos utilizada neste trabalho é a mais fina para que o ensaio não durasse menos que 3,2 μ s, porém seus resultados foram verificados para malhas mais finas e mais grossas nos programas do APÊNDICE 2.

A) Vel post proj

Pode-se observar que a velocidade da superfície posterior do projétil variou muito pouco, o que é coerente com ensaios dinâmicos a altas taxas de deformação, porém o p-valor correspondente, indica que há diferença entre alvo plano e convexo, e como tem menor valor para o alvo de referência (alvo de alumínio), o convexo foi melhor por propiciar maior valor para esta variável, com valor máximo para o material B.

A pequena diferença entre os valores desta variável pode ser atribuída à hipótese de que o projétil se comporta como tendo menor resistência dinâmica sob compressão, e portanto menor dureza dinâmica do projétil para o alvo convexo B. Definiu-se dureza dinâmica como sendo aquela aferida durante a aplicação de alta taxa de carregamento.

B) Vel frente proj

Durante o impacto, apesar da parte posterior ter sua velocidade pouco alterada, a frente do projétil é desacelerada violentamente pelo alvo, cujo efeito é mais intenso quando a superfície de impacto do alvo é convexa, obtendo-se velocidade nula entre projétil e alvo no ciclo 100 para o alvo convexo, o que pode ser caracterizado como um eficiente efeito de destruição de interface, onde o projétil vai se deformando sem conseguir penetrar no alvo, causando a cominuição da superfície de impacto do alvo. A maior presença de partículas finas no alvo após o impacto, pode, desta forma, ser um indicativo de um maior efeito de cominuição no alvo devido à destruição de interface, o que indica um melhor desempenho de proteção balística do cerâmico. O melhor resultado foi para o alvo convexo B, e no ensaio 3D este efeito foi ainda maior para o impacto fora do centro.

C) Comprim proj

Pelo teste livre, onde não há presença de alvo, verifica-se que o comprimento do

projétil se mantém constante antes de atingir o alvo, o que é esperado.

Em função da diferença entre as velocidades anterior e posterior do projétil, seu comprimento é significativamente reduzido pelos alvos, principalmente pelo convexo, com melhor resultado para o alvo convexo B, o que é uma indicação de maior ocorrência da destruição de interface neste alvo.

D) Taxa erosão proj

A taxa de erosão do comprimento do projétil é maior para alvo convexo em relação ao alvo plano, com menor valor para o alvo de alumínio tomado como referência e maior valor para o alvo convexo com material B. Este resultado é função da elevada desaceleração da frente do projétil que permanece praticamente parada enquanto a parte posterior mantém a velocidade inicial de 870 m/s. Esta desaceleração diferencial ao longo do comprimento do projétil tende a provocar uma maior erosão e fragmentação do projétil. O ensaio 3D indica que este efeito é ainda maior para o impacto fora do centro.

E) Vel alvo

Para esta variável, o melhor desempenho foi para o alvo convexo B, especialmente para impacto fora do centro, pelo efeito já explicado para a variável Vel frente proj.

F) Comp alvo, Dist comp alvo, press alvo, dist press alvo

A pressão e compressão são variáveis que embutem todas as componentes de tensão e deformação principais no alvo. Desta forma, a máxima pressão no material é uma variável muito importante, porque representa na análise 2D, a máxima tensão suportada pelo material ao longo do eixo de impacto, que no caso dos instantes iniciais, é uma tensão compressiva. Se este valor é elevado, o material não foi fragmentado por esta tensão, pois caso contrário, os elementos finitos correspondentes a esta região de pressão elevada teriam sido eliminados, indicando que aquela região já teria sido descartada da proteção balística por ter sido fragmentada pela atuação desta pressão máxima em pontos triplos, poros ou mesmo contornos de grãos. Quanto menores forem estas tensões para um tipo de alvo, independente do material, menor o dano produzido no alvo.

Verifica-se que a pressão e a compressão máximas ao longo do eixo de impacto são menores para o alvo convexo. O gráfico de distribuição da pressão no alvo mostra um maior espalhamento desta propriedade em torno do eixo de penetração e uma menor profundidade

das curvas de níveis destas propriedades para o alvo convexo em relação ao plano. Em função desta dispersão da pressão pelo alvo convexo, os valores máximos desta variável, bem como da compressão, nome dado à deformação compressiva, ficam mais próximos da interface de contato inicial entre projétil e alvo.

Isto indica que, no alvo convexo, maior volume da camada cerâmica, para uma mesma distância de penetração, reage à ação do projétil, o que tende a aumentar a resistência ao longo do eixo de impacto, bem como a aumentar o volume de fragmentação no cerâmico. Uma forma de se avaliar esta ocorrência é que o material que apresentar maior dano no bloco de para um segundo tiro em uma região afastada do primeiro impacto, será aquele cujo dano do primeiro tiro tiver sido distribuído mais homogêneaente ao longo de todo o volume cerâmico do alvo. Desta forma, a disposição convexa da superfície de impacto do cerâmico aumenta sua resistência no primeiro impacto, dificultando, nestes instantes iniciais do evento balístico, a penetração do projétil, como pode ser estimado pela velocidade nula da frente do projétil no ciclo 100 destes ensaios.

Dentre os alvos convexos, o de material B foi o de melhor desempenho, pois suporta a pressão mais elevada antes de falhar.

G) Comp proj, Dist comp proj, press proj, dist press proj

Estas variáveis também têm valores mais baixos para o alvo convexo. Contudo, como ele é menos penetrado que o alvo plano e provoca uma deformação maior no projétil, estes valores baixos no projétil estão associados a um comportamento de menor resistência dinâmica sob compressão ao colidir com um alvo convexo, principalmente na região próxima da ponta do projétil, uma vez que as distâncias destes picos de pressão e compressão são próximas da interface de impacto para os alvos convexos.

O convexo C (alvo convexo feito com o material C) foi o que apresentou resultado mais próximo deste perfil, porém o convexo B não se distanciou muito destes valores.

H) Compdist alvo, presxdist alvo

Ao multiplicarmos a pressão e a compressão (deformação compressiva) pelas respectivas distâncias de penetração destes picos no alvo, pode-se mensurar o efeito volumétrico da pressão e da compressão em torno do eixo de impacto, com valores para os alvos convexos significativamente menores que para o alvos planos.

O convexo B foi o que melhor se aproximou deste perfil, reforçando a idéia de que a

pressão no alvo elevada do convexo B está associada à sua maior resistência dinâmica sob compressão, que reduz a profundidade de fragilização do alvo ao longo do eixo de impacto.

I) $Comp_{x\text{dist}} \text{ proj}, pres_{x\text{dist}} \text{ proj}$

Estas variáveis são menores para o alvo convexo. Pode-se observar que são bem mais elevadas para o alvo de alumínio, cuja capacidade de proteção para uma mesma espessura é muito inferior à do alvo convexo, o que indica que o desejado é que os valores destas variáveis sejam baixos.

Valores menores para estas variáveis significa que o projétil se deforma ao serem atingidos baixos valores de pressão e compressão e que os valores máximos destas variáveis nos instantes iniciais do ensaio ocorre em uma região próxima da ponta do projétil, reduzindo seu poder de penetração nestes instantes iniciais do evento balístico.

O convexo C é o que melhor se comportou quanto a este perfil, porém o convexo B não se distanciou muito destes valores.

J) $Pres_{x\text{comp}} \text{ alvo}$

O produto da pressão pela compressão máximas no alvo é uma medida pontual da energia no alvo durante o ensaio de balístico, e que é menor para o convexo, pois como este consegue dispersar melhor a pressão e a compressão, o produto destas variáveis máximas na direção do impacto fica menor, com os alvos convexos B e C fornecendo os resultados mais próximos deste perfil.

K) $Pres_{x\text{comp}} \text{ dist} \text{ alvo}$

Esta variável consiste no produto da pressão máxima no alvo pela distância deste pico até a superfície do alvo no contato inicial, pela compressão máxima e pela sua respectiva distância até aquela superfície de contato inicial entre projétil e alvo. Desta forma, esta variável avalia a energia volumétrica a que está submetido o alvo, que é menor para o convexo, em função da dispersão desta energia em torno do eixo de impacto.

O alvo convexo B é o que melhor satisfaz ao perfil ideal desta variável.

L) $Pres_{x\text{comp}} \text{ proj} \text{ e } pres_{x\text{comp}} \text{ dist} \text{ proj}$

Estas variáveis são menores para o alvo convexo, e como este provoca maior deformação no projétil, pode-se afirmar que estes valores estão associados a um

comportamento de menor resistência dinâmica sob compressão na região da ponta do projétil, enquanto o alvo plano produz pressão e compressão maiores e em um ponto mais profundo. Desta forma, o alvo convexo promove uma ação mais próxima da ponta do projétil e mais intensa, tornando esta ponta mais abaulada, o que reduz seu poder de penetração. Isto pode ser confirmado observando-se que o projétil já penetrou significativamente no alvo plano no ciclo 100 do evento balístico, correspondente ao instante $t=3,2 \mu\text{s}$, sem praticamente ter penetrado no alvo convexo.

O material B é o que melhor atende ao perfil ideal desta variável presxcomp proj e o material C é o de melhor desempenho para $\text{presxcompdist proj}$, embora o B não tenha sido significativamente diferente.

M) Comp proj/alvo , $\text{compxdist proj/alvo}$, press proj/alvo e $\text{pressxdist proj/alvo}$

As razões entre os valores para o projétil e o alvo das variáveis já analisadas anteriormente : Comp , compxdist , press e pressxdist são maiores para o alvo convexo. Isto significa que os valores máximos de pressão e de compressão, bem como os produtos destas variáveis pelas suas respectivas penetrações a partir da interface inicial de impacto medidas no projétil em relação às medidas no alvo, são maiores para o alvo convexo.

O material B é o que melhor atende a este conjunto de variáveis, à exceção da variável pres alvo/proj , onde o convexo C tem o valor máximo, porém a diferença para o convexo B não é significativa.

O valor negativo da variável $\text{compxdist proj/alvo}$ é devido a obtenção de um valor ligeiramente negativo para a determinação da distância de penetração da compressão no alvo para o material B de $-0,021\text{mm}$, que corresponde a um valor nulo para esta distância, o que faria com que $\text{compxdist proj/alvo}$ fosse infinito. Este ajuste não foi feito pelo programa Autodyne.

N) $\text{Presxcomp proj/alvo}$

Esta variável corresponde ao valor máximo de energia no projétil em relação ao alvo, que é maior para o alvo convexo. O material C foi o que apresentou valor máximo para esta variável, porém a diferença para o convexo B não foi significativa.

O) $\text{Presxcompxdist proj/alvo}$

Esta é a variável mais importante obtida na simulação do ensaio balístico deste

trabalho de tese. Ela é o produto, ao longo do eixo de impacto, do pico de energia na forma de compressão x pressão no projétil em relação ao alvo multiplicados pelas respectivas distâncias de penetração a partir do ponto de contato inicial entre projétil e alvo. Ela mede a ação volumétrica em termos de poder de dano devido ao impacto sobre o projétil em relação ao poder de dano sobre o alvo.

O valor desta variável para o alvo convexo é aproximadamente 60 vezes maior que para o alvo plano com um p-valor de 0,013 , o que corresponde a um nível de confiança de 98,7% de que haja diferença entre as médias dos citados alvos.

A superfície convexa do alvo cerâmico produz uma dispersão radial da pressão e compressão no alvo em relação ao eixo de impacto, aumentando a resistência dinâmica sob compressão do cerâmico, bem como faz com que o projétil se comporte como tendo uma menor resistência dinâmica sob compressão em sua ponta, que fica abaulada na deformação, e portanto, perdendo poder de penetração nos instantes iniciais do evento balístico.

Além dos números obtidos, esta hipótese pode ser confirmada visualmente pela distribuição de pressão em alvos planos e convexos, tanto em 2D como em 3D. No caso do ensaio bidimensional, observa-se a maior penetração do alvo plano enquanto o alvo convexo permanece praticamente intacto.

A integridade do alvo convexo nestes instantes iniciais do evento tende a intensificar o efeito de defesa de interface pelo cerâmico, que sofre cominuição próximo à superfície de impacto.

Esta variável fornece um número que permite comparar alvos sob impacto de diferentes projetis, como foi o caso dos alvos planos e convexos com mesma espessura no centro. Além disso, permite comparar materiais diferentes, onde no caso deste trabalho, foram comparadas as composições de A a G para o alvo.

O resultado para esta variável indica um melhor desempenho para o alvo cerâmico com superfície de impacto convexa e feito com alumina APC-2011 SG com 4% de nióbia moída em água por 8h, peneirada em 70mesh, prensada em 50MPa e sinterizada a 1450°C por 3h, que é a composição B avaliada neste trabalho.

4.12.6 CONCLUSÃO DOS RESULTADOS OBTIDOS COM O AUTODYNE 2D E 3D

Todos os resultados numéricos e gráficos utilizando o Autodyne comparando-se geometrias podem ser consolidados na afirmação de que o efeito geométrico da superfície de impacto do alvo convexa é significativo sobre a rigidez dinâmica, aumentando a do alvo e reduzindo a do projétil.

Desta forma, a geometria convexa faz com que o alvo se comporte como se fosse mais resistente à penetração e o projétil mais macio e deformável. O motivo desta afirmação é que na geometria convexa a reação à tensão gerada pelo impacto no alvo é respondida não só pelo material à frente do projétil, mas também pelo material nas vizinhanças do eixo de impacto, o que reduz o efeito ao longo deste eixo no alvo. Portanto, tanto a deformação do projétil como a resistência do alvo à penetração, aumentam pela maior dispersão das tensões no alvo com a geometria convexa.

Em função disso, o material B foi utilizado nos alvos planos e convexos avaliados com tiro real de 7.62mm AP no Campo de Provas da Marambaia.

4.13 ENSAIO BALÍSTICO COM TIRO REAL

4.13.1 DEFINIÇÃO DO DISPOSITIVO DE AVALIAÇÃO

Inicialmente, testou-se a possibilidade de que o cerâmico pudesse ser aderido em um bloco de cimento e sua profundidade de penetração caracterizaria o efeito de proteção do material cerâmico aderido a este bloco.

Este dispositivo falhou, porque com o impacto do projétil, a onda elástica e a onda cisalhante viajando no cimento, foram suficientes para pulverizá-lo, romperem a solda lateral do recipiente metálico e arrancarem o fundo, permanecendo apenas, após o impacto, a parede do recipiente destruída e os pregos que a atravessavam, mostrando-se ser inviável para a finalidade desejada, como visto na FIG 4.23.

Após esta tentativa de realizar o ensaio com mínimo custo, tentou-se o confinamento

em recipiente metálico cilíndrico reforçado por uma braçadeira, tendo no interior um bloco de alumínio com o material cerâmico aderido.

Este dispositivo produziu um confinamento ineficaz, pois a braçadeira e a solda do recipiente rompiam com o impacto do projétil, fazendo com que o material cerâmico fraturado fosse jogado para fora, como visto na FIG 4.24, porém a adesão entre o cerâmico e o metal foi satisfatória. Assim como o anterior, este dispositivo proporcionou um confinamento ineficiente.

Avaliando apenas a profundidade de penetração do projétil no bloco de alumínio, foi observado que os alvos de 60g foram os que propiciaram melhor fundo de escala para avaliação em relação aos de 100g, como pode ser visto na FIG 4.25, bem como que os alvos convexos propiciaram melhor proteção balística que os planos.

Finalmente foi realizado o confinamento lateral introduzindo-se o cerâmico em uma cavidade usinada no bloco de alumínio, e o confinamento frontal por um disco de alumínio na frente do alvo. O cerâmico foi aderido no bloco e na placa de alumínio com o adesivo Sikaflex. O conjunto foi aderido no interior de um recipiente metálico e este reforçado por uma braçadeira.

Esta configuração manteve o projétil e os fragmentos confinados, revelando-se como adequada para a avaliação geométrica da superfície de impacto sobre a proteção balística. A FIG 4.26 mostra este confinamento após o impacto.

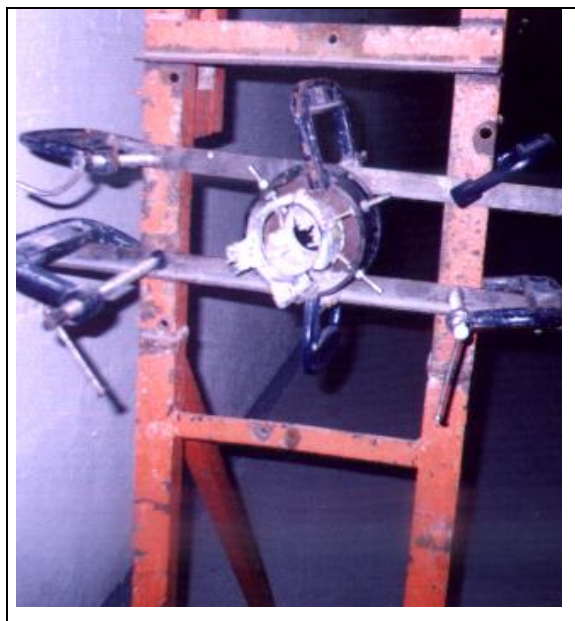


FIG 4.23 Impacto do projétil no recipiente metálico preenchido com cimento.

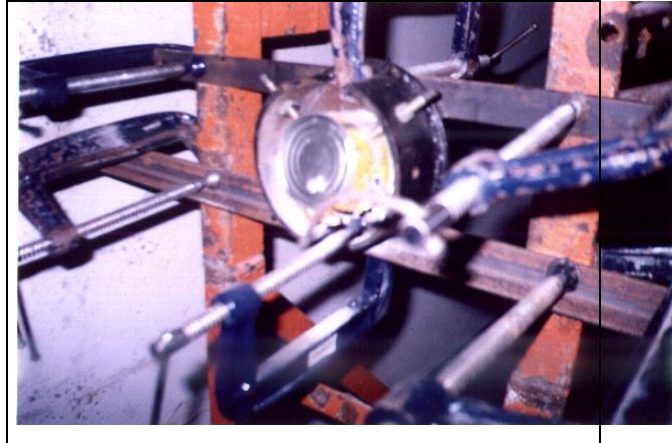


FIG 4.24 Fratura da braçadeira e da solda para o confinamento em recipiente metálico.

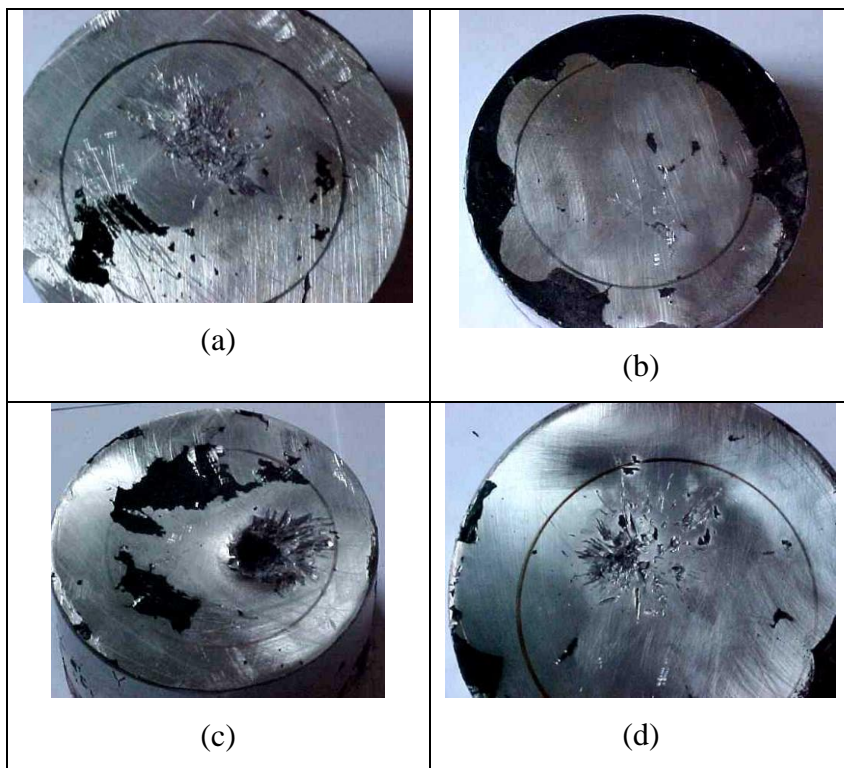


FIG 4.25 Blocos de alumínio onde foram aderidos os materiais cerâmicos (a) Alvo plano de 100g; (b) Alvo convexo de 100g; (c) Alvo plano de 60g; (d) Alvo convexo de 60g.



FIG 4.26 Eficiência do confinamento em alumínio no interior do recipiente metálico.

4.13.2 IMPACTO NO BLOCO DE ALUMÍNIO

A fim de se caracterizar o efeito do projétil sobre o alumínio na ausência de material cerâmico, foram realizados impactos diretamente sobre estes blocos. A FIG 4.27 mostra a penetração de um projétil em um bloco de alumínio de 40mm sem material cerâmico. Verifica-se pela FIG 4.27 que a espessura deste bloco é suficiente para parar o projétil, e que este se mantém praticamente intacto quando atravessa apenas o material metálico.

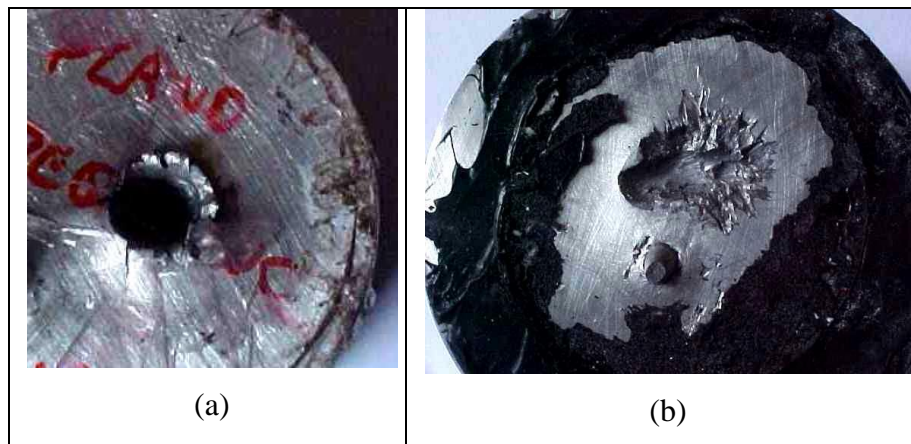


FIG 4.27 Efeito do projétil sobre um alvo de alumínio (a) Superfície de impacto do projétil diretamente sobre o bloco de alumínio de 40mm de espessura; (b) Projétil saindo na superfície oposta do alvo de alumínio e cratera do impacto do projétil com alvo plano.

4.13.3 ENSAIO DE AVALIAÇÃO DO EFEITO DA GEOMETRIA NO CONFINAMENTO

A TAB 4.24 apresenta resultados numéricos dos ensaios balísticos. Foram suprimidos os impactos que visaram apenas testar as barreiras óticas e a mira laser. O critério, para fins de proteção do cerâmico, foi a profundidade de penetração do projétil no bloco de alumínio.

O cerâmico utilizado foi o da composição B, pelas suas melhores propriedades em relação às demais composições, que foi aderido com o adesivo de poliuretano no bloco de alumínio. A penetração no bloco de alumínio sem cerâmico foi de 40,40 mm. Esta penetração corresponde a um bloco 37,30mm atravessado e uma profundidade de 3,10mm em um segundo bloco, a qual é vista na FIG 4.27 b).

TAB 4.24 Ensaio com confinamento em alumínio.

Impacto	Vel projétil	Identificação do alvo	Profundidade (mm)
1	822,94	Plano	6,20
2	817,73	Plano	5,75
3	819,82	Convexo	Atravessou (fora do alvo)
4	813,65	Convexo	0,00
5	833,54	Convexo	0,75
6	815,26	Convexo	0,00
7	811,77	Plano	1,40 (centro do alvo)
8	836,68	Plano	7,25
9	820,85	Plano	4,30
10	814,56	Convexo (2º tiro) do 3	Atravessou
11	817,76	Plano (2º tiro) do 8	Atravessou
12	818,57	Plano (2º tiro) do 2	28,30
13	820,78	Convexo (2º tiro) do 6	31,25
16	824,23 (1ª barreira)	Poliuretano espesso	
23	818,21 (1ª barreira) 767,25 (2ª barreira)	Poliuretano fino	

Pela TAB 4.24 verifica-se que para o poliuretano fino, a razão entre a velocidade do projétil ao atravessar a segunda barreira em relação à primeira é de 0,938, enquanto para o poliuretano espesso este valor é 0,946. Isso indica que não há variação significativa de velocidade do projétil por ação da camada de adesivo.

4.13.4 DISTRIBUIÇÃO DE TAMANHO DOS FRAGMENTOS

A classificação de tamanho dos fragmentos é mostrada na TAB 4.25 para os alvos planos e convexas dos quais conseguiu-se reter maior quantidade de fragmentos para um único impacto.

TAB 4.25 Distribuição de tamanho dos fragmentos retidos nas peneiras.

Alvo	Aberturas das peneiras							
	1,40mm	1,00mm	0,71mm	0,50mm	0,355mm	0,25mm	0,025mm	Razão
1(Plano)	18,87	3,21	2,94	1,87	1,50	1,08	2,19	0,595
9 (Plano)	9,28	0,78	0,60	0,33	0,21	0,14	0,17	0,304
4 (Convexo)	18,67	2,91	2,61	1,78	1,26	0,98	2,17	0,604
5 (Convexo)	9,35	2,60	2,20	1,54	1,16	0,96	1,83	0,623

Comparando-se a soma da massa de material retido nas três aberturas menores (0,355mm, 0,25mm e 0,025mm) com a somas das massas retidas nas peneiras de 1,00mm, 0,71mm e 0,50mm, obteve-se a coluna Razão mostrada na TAB 4.25. Verifica-se que a quantidade de pós finos em relação às partículas maiores para geometria convexa é ligeiramente maior que para a geometria plana, como mostrado na referida tabela.

Em função da diferença de pesos totais dos fragmentos, pode-se verificar que esta informação não é confiável, pela perda de material cerâmico do alvo no momento do impacto.

A presença de fragmentos do projétil junto com o cerâmico fraturado também distorce o resultado, pois a densidade do material do projétil é maior que a do cerâmico.

A presente comparação excluiu a classe dos fragmentos maiores que 1,40mm porque há uma grande diferença de tamanhos nesta faixa.

4.13.5 IMAGENS FOTOGRÁFICAS DOS RESULTADOS COM TIRO REAL

A FIG 4.28 apresenta as superfícies do confinamento frontal dos alvos utilizados.

A FIG 4.29 apresenta o material cerâmico como foi encontrado após ser aberto o confinamento.

A FIG 4.30 apresenta as superfícies de fratura do material cerâmico que permaneceu aderido ao bloco posterior de alumínio. Na letra h), a perfuração superior é do tiro 8 e a inferior é do tiro 11.

A FIG 4.31 apresenta as superfícies de fratura do material cerâmico que permaneceu colado à placa de alumínio anterior, isto é, que recebeu o impacto do projétil.

A FIG 4.32 mostra a perfuração no bloco de alumínio do alvo no qual foi colado o

material cerâmico.

A FIG 4.33 apresenta os fragmentos de material cerâmicos produzidos pelo impacto balístico do projétil.

A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao tiro 9 para as FIG de 4.28 a 4.33.

A FIG 4.28 mostra a posição válida do tiro em relação ao material cerâmico confinado em seu interior.

Pela FIG 4.31, observando-se o material retido após a fratura na superfície anterior por onda refletida, observa-se a presença de pedaços maiores de material no alvo convexo, o que indica que quando a onda trativa refletida atingiu esta superfície anterior, já havia sido mais dissipada pelo cerâmico.

Pelas Figuras 4.30 e 4.31, observa-se que para o alvo plano a região próxima ao impacto sofreu forte fragmentação, porém a região mais afastada apresentou-se com pedaços grandes de material praticamente intactos, o que favorece a resistência balística nestas regiões ao segundo tiro. Por outro lado, a forte concentração da energia do impacto próximo ao eixo de penetração enfraquece esta região no primeiro tiro, fazendo com que seja maior a profundidade de penetração. Observa-se também uma nítida formação radial das trincas a partir do eixo de penetração causada pelo deslocamento do projétil ao atingir esta região, independente do tipo de alvo.

A FIG 4.34 a) b) mostra o impacto 13, segundo tiro no alvo convexo que recebeu o impacto 6, praticamente na borda, e mesmo assim, a fragmentação do alvo foi tão intensa por todo o volume do cerâmico no primeiro impacto, que o projétil do segundo impacto permaneceu praticamente intacto, indicando que ele não teve resistência do cerâmico.

A FIG 4.34 c) mostra o impacto 12, segundo impacto no alvo plano que recebeu o impacto 2. Verifica-se que para o impacto 12, o projétil não conseguiu ter sua ponta atravessando a superfície oposta do bloco de alumínio, logo o cerâmico no primeiro impacto de um alvo plano permaneceu mais inteiro que de um alvo convexo, o que confirma a hipótese de que, no caso do alvo plano, a resistência cerâmica é localizada na região próxima ao eixo de penetração, com pouca participação do volume do cerâmico afastada deste eixo na blindagem, enquanto no alvo convexo, todo o volume responde por esta resistência, aumentando a defesa do primeiro impacto e diminuindo, quase eliminando, a defesa de um segundo impacto na mesma placa cerâmica.



FIG 4.28 Superfícies do confinamento frontal dos alvos utilizados. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24.

A FIG 4.34 d) mostra, mais uma vez, a superfície posterior do alvo de alumínio sem cerâmico com a ponta do projétil saindo na extremidade oposta do alvo de alumínio sem cerâmico, onde foi colocado outro bloco de alumínio para que fosse evitada a perfuração total com extravio do projétil após o impacto. A espessura do bloco da FIG 4.34 d) é da ordem de 15mm maior que a espessura dos blocos das letras a), b) e c) da FIG 4.34.

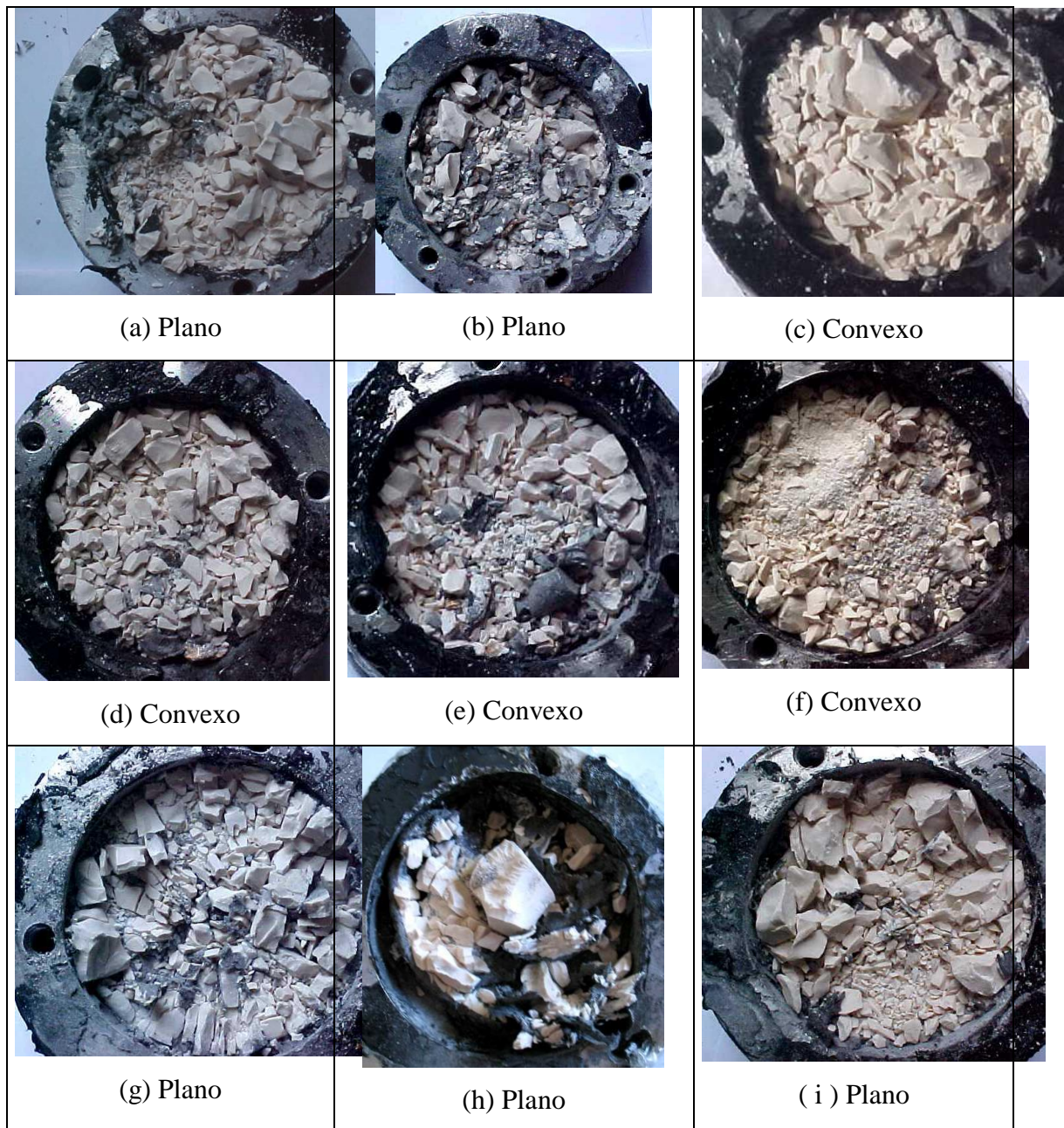


FIG 4.29 Fragmentação do material cerâmico confinado. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24.

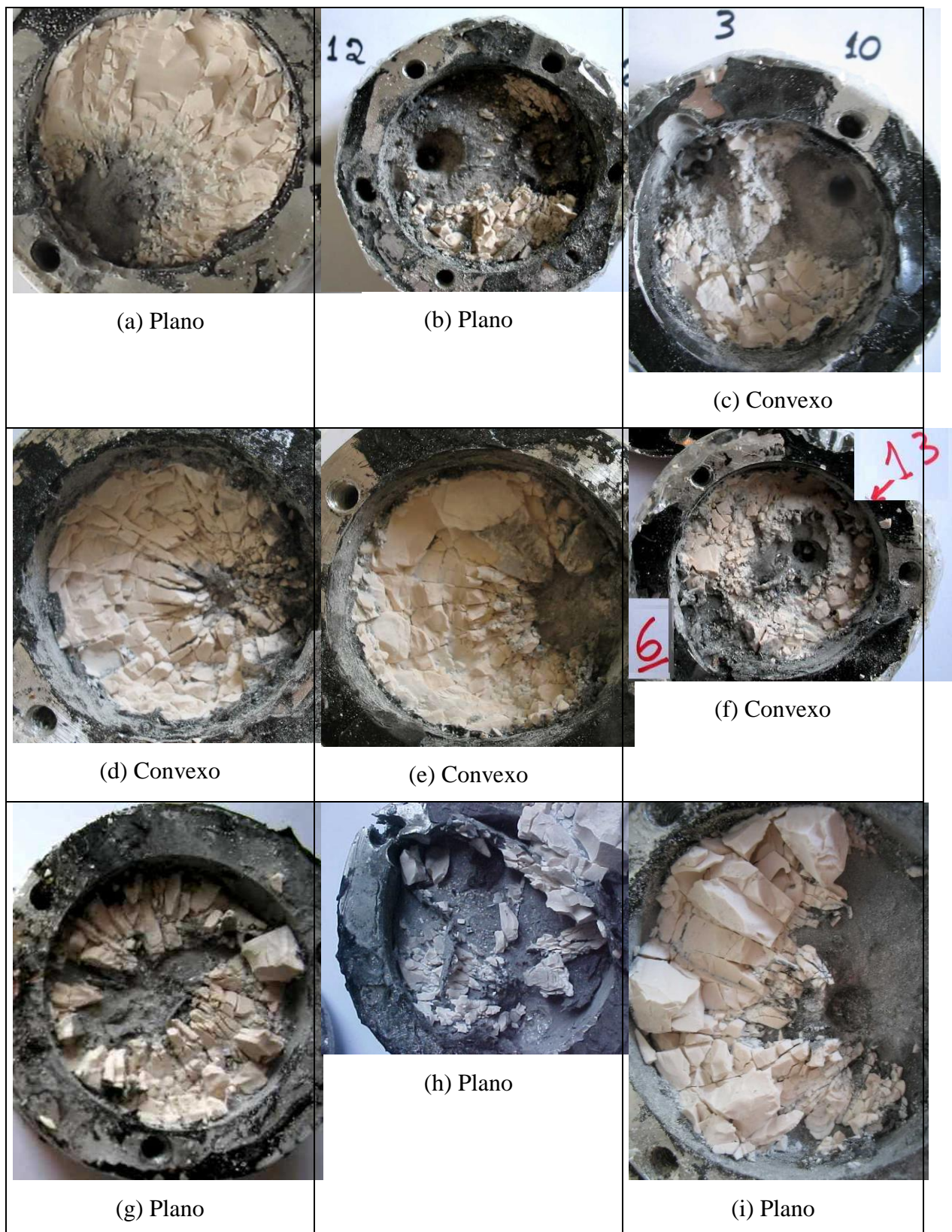


FIG 4.30 Superfícies de fratura do material cerâmico que permaneceu aderido ao bloco posterior de alumínio. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24.

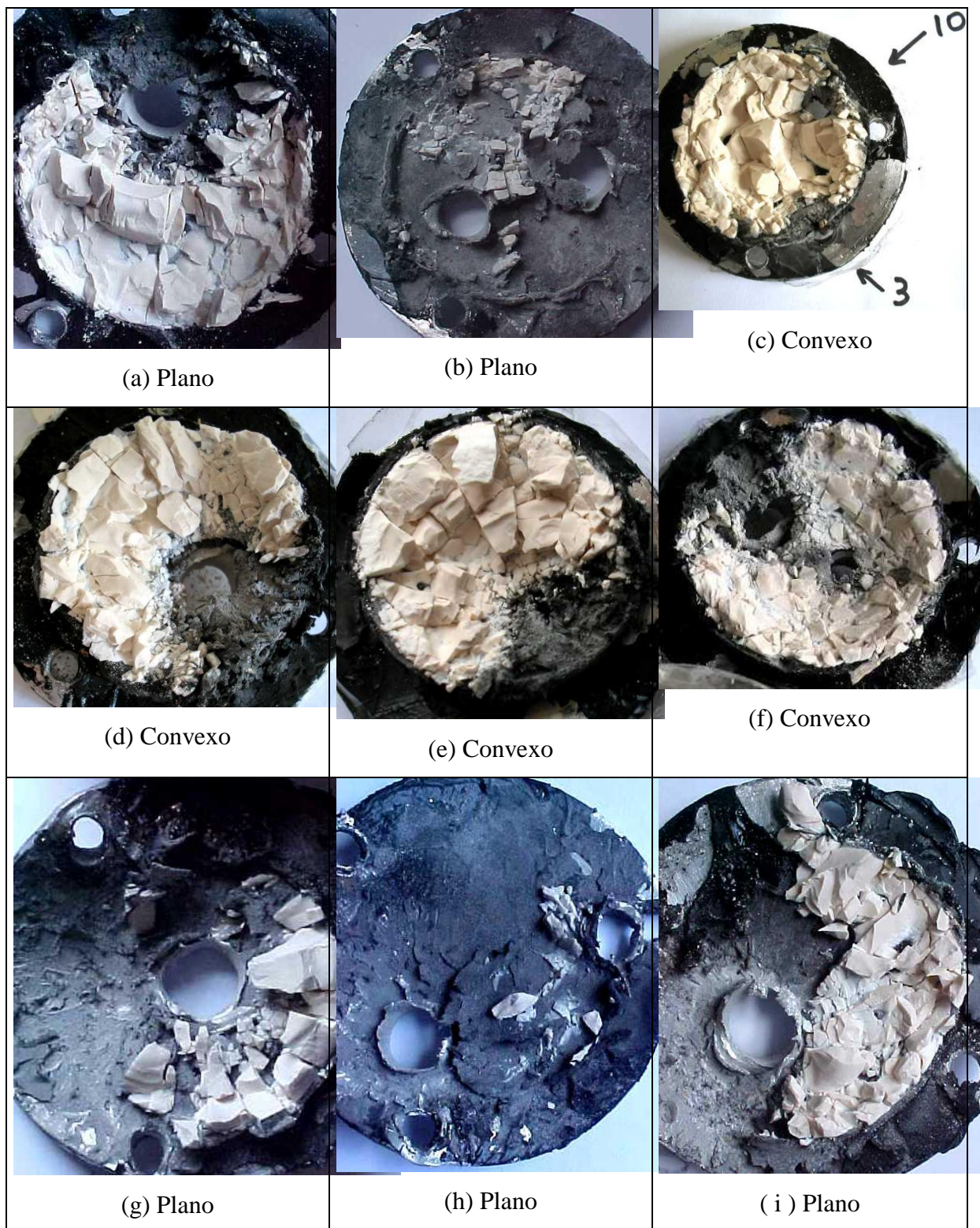


FIG 4.31 Superfícies de fratura do material cerâmico que permaneceu aderido à placa de alumínio do confinamento frontal do alvo. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24.

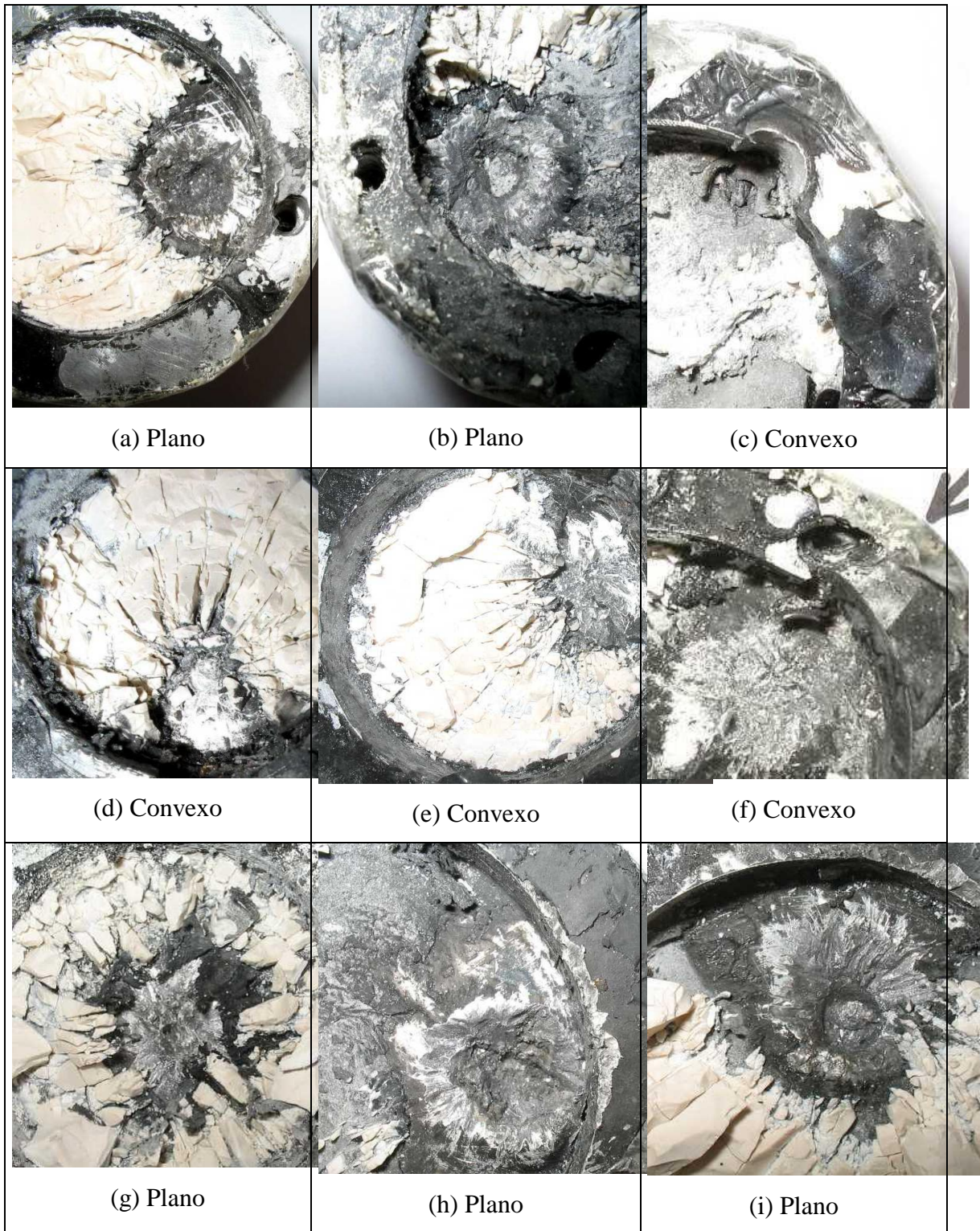


FIG 4.32 Perfuração no bloco de alumínio do alvo no qual foi aderido o material cerâmico. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24.

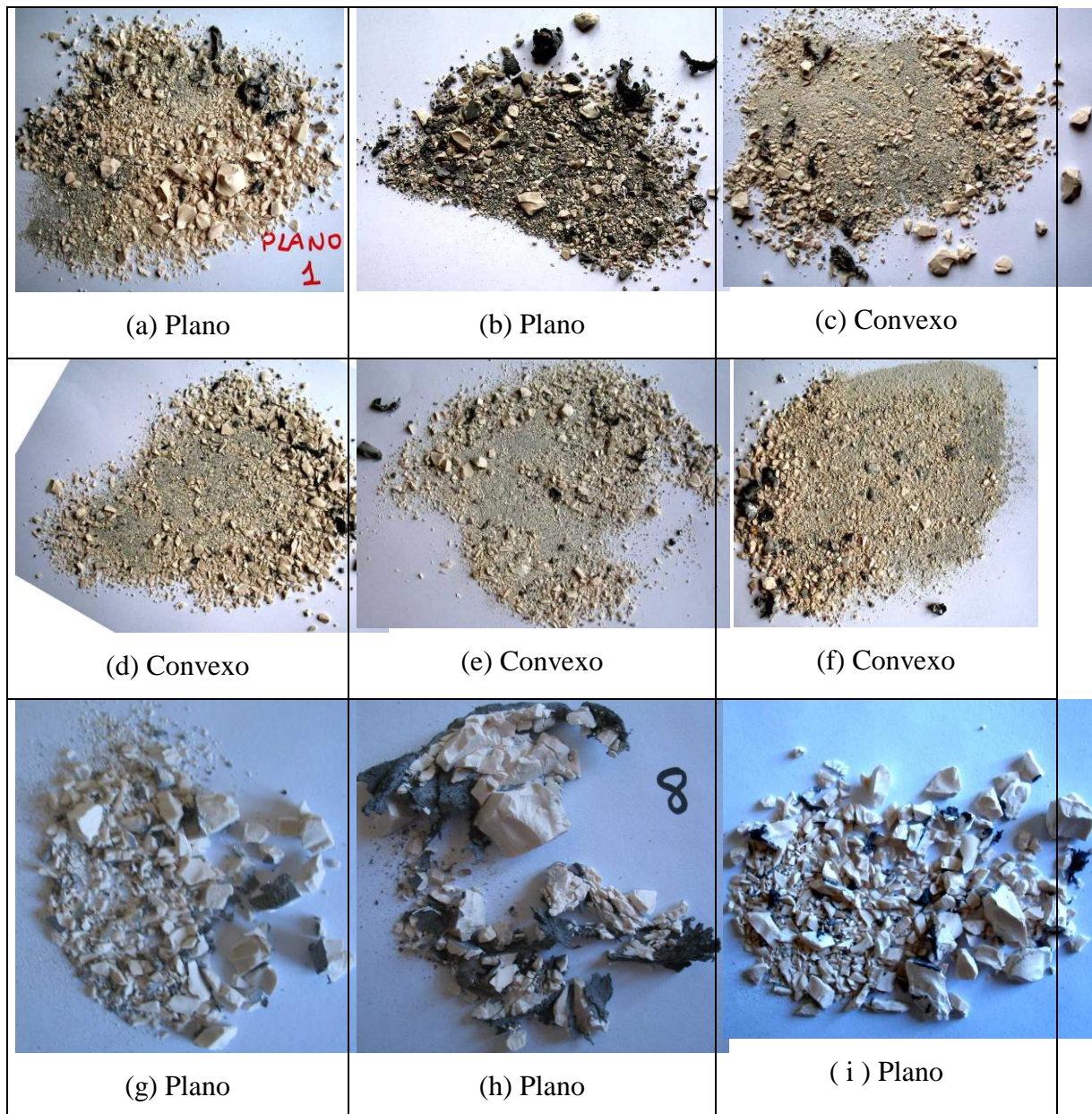


FIG 4.33 Fragmentos de material cerâmico produzidos pelo impacto balístico do projétil. A letra (a) corresponde ao impacto 1 e sequencialmente até que a letra (i) corresponde ao impacto 9 da TAB 4.24.

A FIG 4.35 mostra a condição do projétil após atingir os alvos convexos 5 e 6, e outros não identificados. Comparando-se as Figuras 4.34 e 4.35 verifica-se que, quando o projétil não encontra resistência de material cerâmico, como é o caso do segundo impacto de um alvo convexo, o projétil permanece praticamente intacto, mantendo seu poder de penetração. Por outro lado, o cerâmico tanto em alvo plano quanto convexo exerce forte erosão sobre o projétil. No caso dos alvos convexos 5 e 6, onde o projétil permaneceu dentro

do encapsulamento após o impacto, verificou-se uma erosão significativa, com o projétil perdendo energia cinética e poder de penetração, e o bloco de alumínio, onde o cerâmico foi colado, permanecendo praticamente sem perfuração.

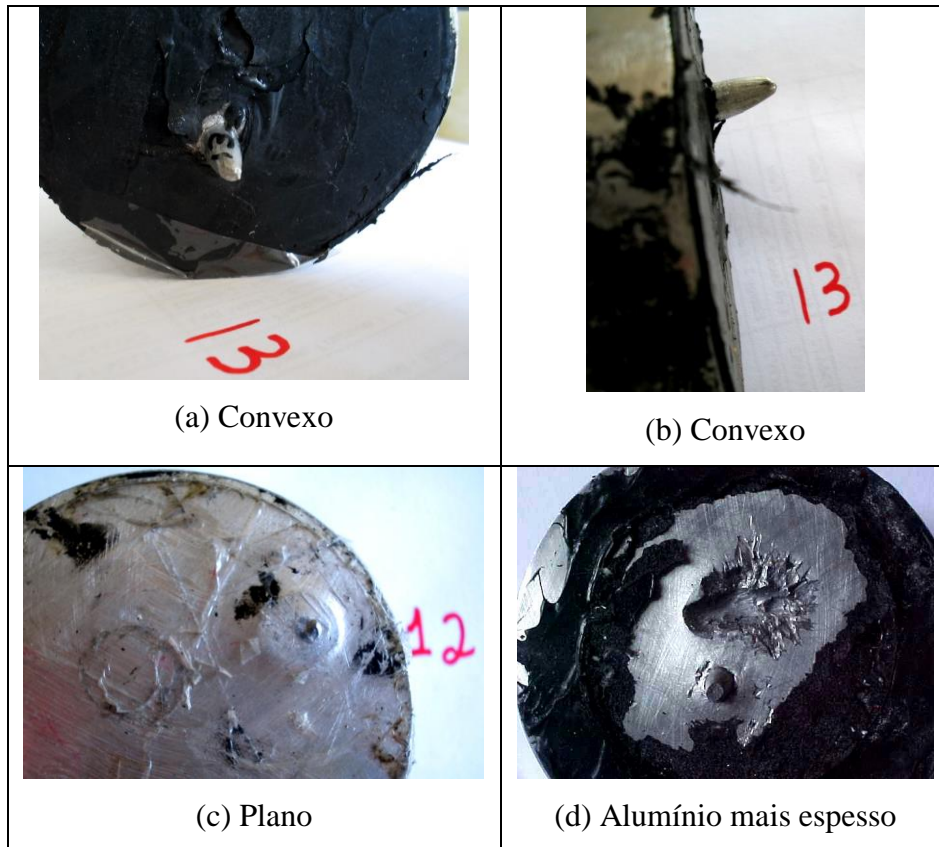


FIG 4.34 Efeito do segundo impacto. (a) (b) Segundo impacto de alvo convexo; (c) Segundo impacto de alvo plano; (d) Superfície posterior do alvo de alumínio sem cerâmico.

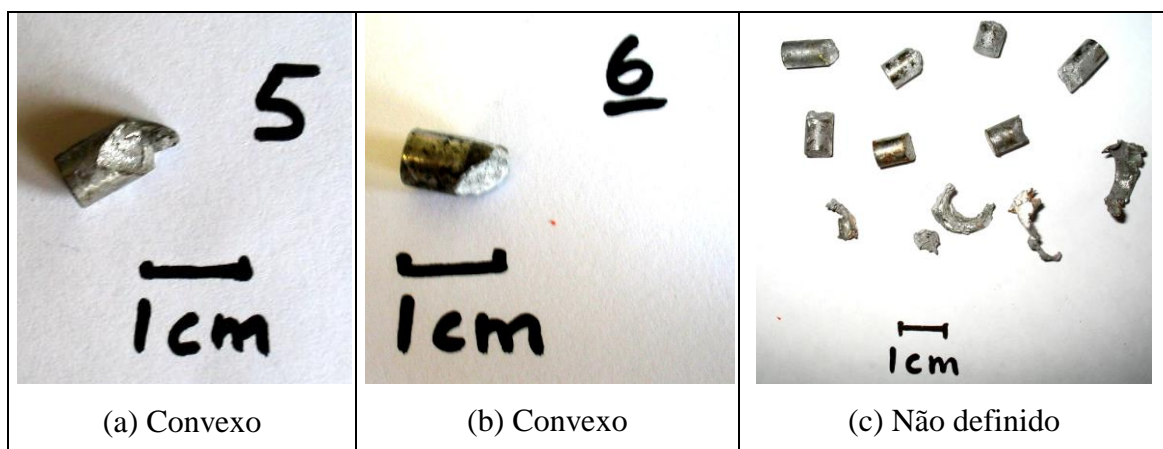


FIG 4.35 Erosão do projétil pelo cerâmico. (a) Projétil do alvo convexo 5; (b) Projétil do alvo convexo 6; (c) Projétil recolhidos fora do encapsulamento.

4.14 CONFIGURAÇÃO DA BLINDAGEM DE VIATURAS MILITARES USANDO GEOMETRIA CONVEXA DE CERÂMICOS

Uma possível configuração para aplicação dos resultados deste trabalho em blindagem de viaturas militares é apresentada na FIG 4.36. Discos convexos seriam colados em placas de alumínio. Em preto encontra-se a placa de alumínio e em azul e amarelo encontram-se os discos convexos de material B. Duas placas de alumínio com material cerâmico seriam superpostas de tal forma que o centro dos discos de uma camada coincidissem com o centro da região de menor espessura cerâmica da outra placa. Desta forma, a espessura cerâmica seria praticamente constante ao longo de toda a superfície protegida com a configuração de alvo convexo.

O diâmetro dos discos, bem como o raio da superfície esférica poderia ser otimizada usando-se ensaios de tiro real, ou dispondo-se de uma versão mais completa do programa Autodyne, onde poderia ser feito o ensaio com maior tempo de penetração do projétil no alvo.

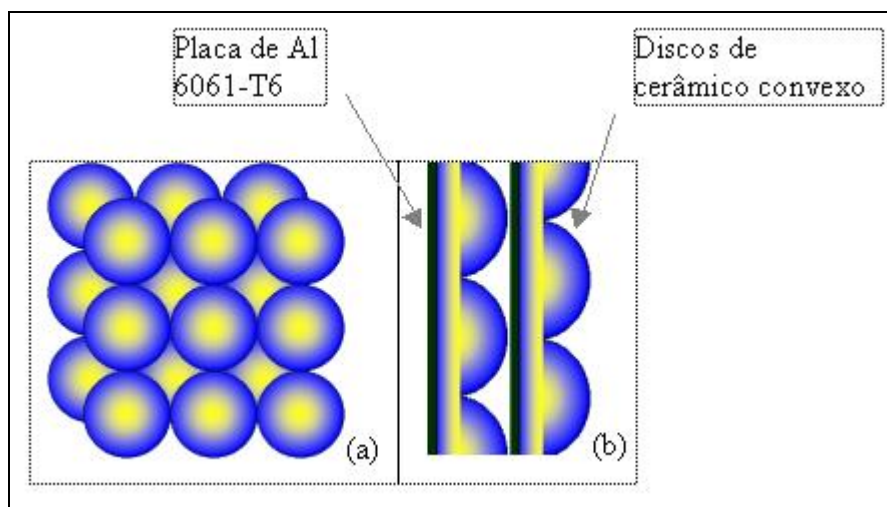


FIG 4.36 Painel de blindagem. (a) Vista frontal (b) Vista lateral.

4.15 DISCUSSÃO FINAL DOS RESULTADOS

Pelas micrografias obtidas pelo MEV e pelas propriedades mecânicas encontradas, a composição B foi aquela que melhor sinterizou dentre as composições investigadas. Ela

também apresentou significativo crescimento de grão em relação à alumina sem adições, como mostrado na FIG 4.9, o que, pelo modelo de fragmentação dinâmica de materiais cerâmicos proposto por Louro e Meyers (MEYERS, 1994, 558 p., JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE, 1989, KOLSKY, 1963), favorece a proteção balística pela maior dificuldade de coalescimento das trincas geradas no impacto do projétil, de se propagarem através do grão. Além disso, observa-se que na composição B há uma maior adesão entre os grãos, o que indica que na temperatura de 1450°C, a molhabilidade dos grãos pela segunda fase de AlNbO_4 foi maior do que em 1400°C como esperado. Não foram sinterizadas composições acima desta temperatura, pois conforme apontado por Acchar (ACCHAR, 1985), temperaturas superiores provocam a volatilização desta segunda fase, o que aumentaria a porosidade e deterioraria as propriedades mecânicas.

A presença de ondas de tensão nos processos de penetração (KOLSKY, 1963) foi confirmada pela forma das figuras obtidas no Autodyne, com maior espalhamento de ondas para o alvo convexo em relação ao plano.

A observação de Chaves e Buarque (CHAVES et al., 1996), referentes ao papel da fase vítrea no aumento da absorção de ondas e do desempenho do material, foi confirmada pelos resultados balísticos obtidos por simulação e por tiro real.

A ação dos cerâmicos sobre as pontas dos projéteis foi verificada por Wilkins (WILKINS, 1980), e também observada neste trabalho, onde a FIG 4.35 mostra a erosão do projétil pelo cerâmico.

Foram corroborados os resultados dos estudos de Tracy (TRACY et al., 1986) quanto a formação de partículas cerâmicas na forma de pós pela passagem da onda compressiva, enquanto que a presença de partículas maiores estão relacionadas à passagem da onda trativa. A maior presença de partículas finas no alvo convexo indica que a ação do cerâmico durante os primeiros instantes do contato com o projétil foi mais intensa no alvo convexo, confirmando os resultados da simulação no Autodyne.

O material obtido por Louro e colaboradores (LOURO et al., 2001, il.) como otimizado para a condição de sinterização de 1400°C/3h foi confirmado em termos de bom desempenho, porém o aumento de 50°C na temperatura de sinterização possibilitou aumentar ainda mais a eficiência da alumina com 4% de nióbia.

As verificações de Hohler (HOHLER et al., 1995) , Zaera (ZAERA et al., 1998), Reaugh (REAUGH et al., 1999) e outros autores de que a capacidade de proteção do alvo aumenta com ângulo de impacto foi verificado neste trabalho, pela maior proteção balística do

alvo convexo, onde a superfície do cerâmico promoveu um impacto oblíquo. Isto porque a posição do alvo convexo onde foi feito o impacto era inclinada em relação à direção do projétil.

Simha (SIMHA et al., 2002) mostrou que a resistência à penetração no cerâmico é fundamentalmente dependente das propriedades de resistência do material cominuído, e como a composição B apresentou maior densificação e coesão entre os grãos, foi a de melhor resultado para o alvo convexo. A mais intensa cominuição para a composição B aumentou o tempo de destruição da interface pelo projétil, como foi verificado na simulação com o Autodyne. A formação do cone de trincas não pode ser observada na simulação pelas limitações da versão do programa disponível.

A investigação da interação de ondas sobre a propagação de trincas realizada por Choi (CHOI et al., 1995), mostrou que a onda de relaxamento refletida na parede de contorno do alvo pode resultar em fraturas secundárias na frente da fratura principal. Isto foi demonstrado pela baixa eficiência do alvo plano quando o impacto se deu afastado do centro do alvo. No caso do alvo convexo, esta perda de eficiência não ocorreu devido à dispersão da frente de onda compressiva pelo convexo, e, em consequência, pela dispersão da onda trativa refletida pelas paredes laterais do alvo.

Choi (CHOI et al., 1995) verificou no início do impacto, num tempo de 1,5 μ s, a formação de uma onda esférica e o início do processo de trincamento do cerâmico, sem que ocorresse a formação da nuvem de fragmentos ejetados, que é a fase de defesa da interface por parte do cerâmico.

A nucleação de trincas secundárias (CHOI et al., 1995) na frente da superfície principal de fratura não aparece até o instante de 11,5 μ s, razão de não terem sido verificadas na simulação deste trabalho, que ficou limitada a menos de 4 μ s de ensaio.

O trabalho de Choi (CHOI et al., 1995) mostra também que se as ondas trativas refletidas nas paredes laterais do cerâmico encontrarem o projétil antes das ondas trativas oriundas da superfície posterior do cerâmico, o material terá um desempenho menor. Isto justifica o menor desempenho do alvo plano impactado fora do centro em relação ao que foi atingido em seu centro com projétil 7.62 AP no CPrM.

A alta adesão entre os grãos de alumina na composição B já indicava que os resultados de simulação desta composição seriam superiores às outras composições, cuja confirmação direcionou os ensaios com tiro real apenas para a composição B, a fim de se confirmar o efeito geométrico da superfície de impacto do alvo.

O fenômeno das bandas de cisalhamento (HORSFALL et al., 1996), explicado em 2.19, é seguramente um dos responsáveis pela ocorrência de deformação e erosão do projétil, além da ação direta dos fragmentos do material cerâmico agindo localmente sobre este, como pode ser verificado pelas formas dos projéteis coletados após o impacto, na FIG 4.35.

Estudos experimentais e numéricos da propagação de ondas em rochas (PETR et al., 2003), citados em 2.20, reforçam a idéia de que a presença de segunda fase nos contornos de grãos da alumina produz um espalhamento local das velocidades das ondas através de mecanismos de reflexão com maior atenuação, aumentando o desempenho da blindagem.

Church (CHURCH et al., 2001) verificou que o efeito de destruição de interface é mais forte para impacto oblíquo a 30°, e que se as ondas são divergentes, a taxa de compressão através da frente de onda diminuirá à medida que a onda se propagar através do alvo. Isto foi verificado pelo melhor desempenho do alvo convexo em relação ao plano, uma vez que a forma esférica da superfície de impacto do cerâmico não só torna o impacto oblíquo, como provoca uma maior divergência das ondas geradas a partir do ponto de impacto, como pode ser comprovado pelas FIG 4.10 a 4.16.

A variável Taxa erosão proj é uma variável que pode ser útil para determinação da taxa de deformação e erosão do projétil, caracterizando o efeito exercido pelo cerâmico.

A variável Presxcompdist proj/alvo analisada no Autodyne para cada composição e geometria do alvo constitui-se em um parâmetro para comparação de alvos com diferentes materiais e geometrias, onde quanto maior for esta variável, menor será o dano no alvo em relação à deformação e erosão do projétil, isto é, esta variável quantifica a defesa de interface pelo alvo.

Foi apresentada uma possível configuração para aplicação da geometria convexa em blindagem de viaturas na FIG 4.36, onde a espessura da blindagem é mantida praticamente constante em toda sua espessura.

Finalmente, foi verificado que a geometria convexa de alvos cerâmicos aumenta a proteção balística em relação à plana. Este efeito é maximizado em amostras sinterizadas com alumina e $AlNbO_4$ nos contornos de grãos, quando utiliza-se adição de 4% de nióbia à alumina APC-2011 SG com sinterização normal a 1450°C por 3 horas, que foi dentre as composições investigadas, a composição B.

5 CONCLUSÕES

Dureza, densidade e velocidades das ondas elevadas, bem como porosidades baixas, favorecem a capacidade de proteção balística do material cerâmico.

A adição de nióbia na faixa de 4 a 6% na alumina com temperatura de sinterização entre 1400 °C e 1450 °C produz uma microestrutura de grãos de alumina com AlNbO_4 em seus contornos, sem que haja volatilização de material.

A variável $\text{Presxcompdist proj/alvo}$, definida neste trabalho, constitui um parâmetro de quantificação no Autodyne, da defesa de interface por parte do alvo.

A superfície de impacto convexa de alvos cerâmicos proporciona maior proteção balística em relação à geometria plana. Tal evidência foi confirmada tanto na simulação no Autodyne como nos ensaios com tiro real.

A adição de 4% de nióbia à alumina APC-2011 SG com sinterização normal a 1450°C por 3 horas, produziu a composição que maximizou o efeito geométrico da superfície de impacto convexa do alvo.

Os parágrafos a seguir apresentam algumas sugestões para trabalhos futuros.

Como apresentado em 2.35, existe pouca informação a respeito do desempenho balístico de cerâmicos sob penetração por carga-ôca. Portanto, seria interessante verificar o comportamento de blindagens convexas sob este tipo de ataque.

Pode-se utilizar um programa completo do Autodyne ou outro na avaliação dos instantes seguintes aos analisados neste trabalho, e com maior refinamento das malhas de elementos finitos do projétil e dos alvos.

Seria interessante analisar o efeito de uma superfície côncava do alvo quanto ao comportamento de proteção balística, onde o efeito divergente para superfície convexa deverá ser convergente para superfície côncava.

Pode-se aplicar a geometria convexa a outros materiais cerâmicos, tais como carbetos de boro e carbetos de silício, bem como nestes cerâmicos infiltrados com fase metálica ou polimérica.

Pode-se avaliar a influência da geometria convexa em outras formas de ataque, como por exemplo, sob carga de explosivos e projéteis de alta energia cinética.

Um outro possível trabalho futuro seria otimizar a pressão de prensagem para a

geometria convexa utilizada nos corpos de prova.

Finalmente pode-se testar a configuração sugerida na FIG 4.36 para um painel de blindagem usando a configuração convexa.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ACCHAR, Wilson. **Produção de alumina sinterizada com adições de nióbia**. 1985. Dissertação (Mestrado em Ciência dos Materiais) – Instituto Militar de Engenharia, 1985.
- ACTA Mechanica Solida Sinica**, 1986. 2v.
- AJDELSZTAJN, L. **Desenvolvimento de placas de material compósito para aplicação em proteção contra impactos balísticos**. 1998. pp. 9 – 45. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, 1998.
- ANDERSON, C. E., Royal-Timmons, S.A. **Ballistic performance of confined 99,5%-Al₂O₃ ceramic tiles**. International Journal of Impact Engineering, 19., 1997. pp.703-713.
- ASKELAND, D. R. **The science and engineering of materials**. 2.ed. Chapman & Hall., 1992. pp.504 – 829.
- ASMANI, M., et al. **Influence of porosity on Young's modulus and Poisson's ratio in alumina ceramics**. Journal of the European Ceramic Society, 21., 2001. pp. 1081-1086.
- Ballistic resistant protective materials**. National Institute of Justice, Standard 0108.01 U.S. Department of Justice, Washington D.C., USA, 1981.
- BUCHAR, J. et al. **Numerical simulations of the ballistic efficiency of some add-on armors**. 21th International Symposium on Ballistics, 1., 2004. pp. 190-195.
- CHAVES, G.Q., BUARQUE, E.N. **Fabricação, caracterização e ensaio balístico de placas cerâmicas para blindagem composta**. 1996. pp.39 – 78. Projeto de Fim de Curso – Instituto Militar de Engenharia, 1996.
- CHOI, J. H. et al. **Long-rod impact phenomena: role of wave interaction on crack propagation**. In: International Journal of Impact Engineering, 17., 1995. pp. 195-204.
- CHURCH, P. et al. **Development and validation of a dwell model**. 19th International Symposium on Ballistics, 3., 2001. pp. 1337-1344.
- GÁLVEZ, F. et al. **Experimental and numerical comparison of failure of ceramic tiles impacted by FSP's**. 21th International Symposium on Ballistics, 1., 2004. pp. 132-138.
- GOLDSMITH, W. **Non-ideal projectile impact on targets**. International Journal of Impact Engineering, 22., 1999. pp. 95-395.
- HOHLER, V. et al. **Ranking methods of ceramics and experimental optimization of a laminated target with ceramics**. In: Light Weight Armour Systems Symp., Shrivenham, U.K., 1995.
- HORNEMANN, U., HOLZWARTH, A. **Shaped charge penetration in alumina targets**.

- International Journal of Impact Engineering, 20., 1997. pp. 375-386.
- HORSFALL, I., BUCKLEY, D. **The effect of through-thickness cracks on the ballistic performance of ceramic armour systems.** In: International Journal of Impact Engineering, 18., 1996. pp. 309-318.
- HORSFALL, I. **Glass ceramic armour systems for light armour applications.** 19th International Symposium on Ballistics, 3., 2001. pp.1345-1351.
- ICHINOSE, N. **Introduction to fine ceramics.** 1.ed. John Wiley & Sons LTD, 1987. 23 p.
- JOHNSON, G.R., HOLMQUIST, T.J. **An improved computational constitutive model for brittle materials.** High Pressure Science and Technology, AIP Press, Woodbury, NY, 2., 1994. pp. 981-984.
- JOHNSON, G.R., HOLMQUIST, T.J. et al. **Ballistic performance and computations of confined Al₂O₃ ceramic tiles.** 15th International Symposium on Ballistics, 2., 1995. pp. 65-72.
- JOURNAL of Applied Physical**, 1944. 15v.
- JOURNAL of Applied Mechanics and Technical Physics**, 1974. 31v.
- JOURNAL of Applied Mechanics and Technical Physics**, 1989. 3v.
- JOURNAL of Materials Science**, 1989. 4v.
- JOURNAL of Materials Science**, 1989. 24v.
- KANEL, G.I., IVANOV, M.F., PARSHIKOV, A.N. **Computer simulation of the heterogeneous materials response to the impact loading.** International Journal of Impact Engineering, 17., 1995. pp. 455-464.
- KOLSKY, H. **Stress waves in solids.** 1.ed. Dover Publications, Inc., 1963. pp. 13-23.
- LASALVIA, J.C. et al. **A simple pre-ballistics evaluation methodology for ceramics.** 21th International Symposium on Ballistics, 1., 2004. pp. 182-189.
- LOURO, L.H.L., MEYERS, M.A. **Stress wave induced damage in alumina.** Journal of Applied Physical., 1988. 1v.
- LOURO, Luis Henrique Leme, GOMES, Alaelson Vieira, Costa, COSTA, Carlos Roberto Correa da. **Dynamic fragmentation of alumina with additions of niobia and silica under impact.** 19th International Symposium of Ballistics, Interlaken, Switzerland, 2001. TB 40. il.
- LOURO, Luis Henrique Leme, GOMES, Alaelson Vieira, Costa, COSTA, Carlos Roberto Correa da, LUZ, Vicente. **Investigation of the influence of niobia additions in alumina for ballistic applications.** 20th International Symposium of Ballistics, Austrália, TB 46,

2004. il.

LUNDBERG, P. et al. **Impact of metallic projectiles on ceramic targets: transition between interface defeat and penetration.** International Journal of Impact Engineering, 24., 2000. pp. 259-275.

MEYERS, M.A. **Dynamic behavior of materials.** 1.ed. John Wiley & Sons, 1994.

Military handbook fractography and characterization of fracture origins in advanced structural ceramics. Department of Defense, USA, 1992. 3 p.

MONTGOMERY, D.C. **Design and analysis of experiments.** 4.ed., 1997.

PADILHA, A. F., AMBROZIO, F. Fº. **Técnicas de análise microestrutural.** 1.ed. Hemus Editora Ltda, 1985.

PARTOM, Y., YAZIV, D. et al. **Penetration of AP projectiles into spaced ceramic targets.** 19th International Symposium on Ballistics, 3., 2001. pp. 1175-1181.

PETR, Vilem et al. **Experimental and numerical studies of transient shock wave propagation in a geomedium by ALGOR Inc.** Colorado School of Mines, Colorado Integra Engineering, Prescott, Arizona, 2003.

RAVID, M. et al. **Penetration analysis of ceramic armor with composite material backing.** 19th International Symposium on Ballistics, 3., 2001. pp.1401-1407.

REAUGH, J.E. et al. **Impact of five ceramic materials and pirex.** International Journal of Impact Engineering, 23., 1999. pp. 771-782.

REYNOLDS, T.P., LOUGHRAN, J.G. **Modelling penetration mechanics of composite confined ceramic targets subject to high speed projectile impact.** 21th International Symposium on Ballistics, 2., 2004. pp. 862-869.

ROTH, R.S. et al. **Phase diagrams for ceramists.** The Journal American Ceramic Society, 14., 1981. 117 p.

SADANANDAN, S., HETHERINGTON, J.G. **Characterisation of ceramic/steel and ceramic/aluminium armours subjected to oblique impact.** International Journal of Impact Engineering, 19., 1997. pp. 811-819.

SANTOS, W.N. **Effect of addition of niobium oxide on the thermal conductivity of alumina.** Journal of the European Ceramic Society, 18., 1998. pp. 807-811.

SCHNEIDER, S. J. Jr. **Ceramics and glasses.** 4v. ed. atual. Engineered Materials Handbook. The Materials Information Society , 1991. pp. 261-262.

SIMHA, C. H. M. et al. **Computational modeling of the penetration response of a high-purity ceramic.** In: International Journal of Impact Engineering, 27., 2002. pp. 65-86.

- SMALLEY, L.L., WOOSLEY, J.K. **Application of steady state maximum entropy methods to high kinetic energy impacts on ceramic targets.** International Journal of Impact Engineering, 23., 1999. pp. 869-882.
- TOULOUKIAN, Y.S., BUYCO, F.H. **Thermophysical properties of matter.** IFI/Plenum New York, Washington, 5., 1970.
- TRACY, C. et al. **Ceramic fracture during ballistic impact.** Ceramic Research Division Watertown, MA 02172-0001,USA, 1986. pp 3-10.
- WILKINS, M.L. **Computer simulation of penetration phenomenon.** In: Ballistic Materials and Penetration Mechanics, 5., 1980. pp. 225-252.
- WOOLSEY, P. **Residual penetration ballistic testing of armour ceramics.** 2nd Annual TACOM Combat Vehicle Survivability Symposium, 1991.
- WU, Yi-Quan et al. **Effect of glass additives on the strength and toughness of polycrystalline alumina.** Journal of the European Ceramic Society, 22., 2002. pp. 159-164.
- XAVIER, C., COSTA, C. R. C. da. **Estudo do comportamento mecânico de placas de alumina sob impacto balístico.** In: 28^o Congresso Brasileiro de Cerâmica, 30., 1984. pp.161-168.
- YAZIV, D. et al. **Oblique penetration in ceramic targets.** 19th International Symposium on Ballistics, 3., 2001. pp.1257-1264.
- ZAERA, R., SANCHEZ-GALVEZ, V. **Analytical modelling of normal and oblique ballistic impact on ceramic/metal lightweight armours.** In: International Journal of Impact Engineering, 21., 1998. pp. 133-148.

7 APÊNDICES

7.1 APÊNDICE 1 : PROPRIEDADES DOS MATERIAIS UTILIZADOS NA SIMULAÇÃO

As Tabelas 7.1 e 7.2 mostram as propriedades dos cerâmicos de A a G. Foi mantida a identificação das variáveis em inglês para permitir a reprodução dos resultados no Autodyne.

TAB 7.1 Comandos de entrada de propriedades comuns aos materiais de A a G.

Material	Cerâmico
EOS	Linear
Strength	Mohr-Coulomb
Failure	Cumulative Damage
Erosion	Incr. Geo. Strain
Reference density (g/cm ³)	Função do material
Bulk Modulus (kPa)	Função do material
Reference temperature (K)	300
Specific Heat (C.V.)(J/kgK)	Função do material
Shear Modulus (kPa)	Função do material
Pressure #1 (kPa)	-5e5
Pressure #2 (kPa)	0
Pressure #3 (kPa)	1E20
Pressure #4 (kPa)	1E20
Yield Stress #1 (kPa)	0
Yield Stress #2 (kPa)	Função do material
Yield Stress #3 (kPa)	Função do material
Yield Stress #4 (kPa)	Função do material
Eff. Pl. Strain at Zero Damage	1E-2
Eff. Pl. Strain at Max. Damage	3E-2
Maximum Damage	7E-1
Erosion Strain	1,5

Na TAB 7.2, as tensões de escoamento das amostras F e G foram consideradas iguais à da amostra C, procedimento conservativo, pois suas propriedades são inferiores a este referencial, e o calor específico foi obtido por regra das misturas para as composições de A a

G a partir dos resultados obtidos por Santos (SANTOS, 1998) para a alumina e para a nióbia.

TAB 7.2 Comandos de entrada de propriedades específicas dos materiais de A a G.

Material Cerâmico	A	B	C	D	E	F	G
Reference density (g/cm ³)	3,413	3,588	2,873	3,521	3,536	2,202	2,352
Bulk Modulus (kPa)	1,39E8	1,78E8	9,84E7	1,54E8	1,60E8	1,65E7	2,64E7
Specific Heat (C.V.) (J/kgK)	759,86	759,86	770,37	754,61	754,61	770,37	770,37
Shear Modulus (kPa)	1,02E8	1,11E8	6,44E7	1,08E8	1,09E8	1,60E7	2,55E7
Yield Stress #2 (kPa)	2,46E6	3,25E6	2,39E6	2,09E6	2,35E6	2,39E6*	2,39E6
Yield Stress #3 (kPa)	2,46E6	3,25E6	2,39E6	2,09E6	2,35E6	2,39E6*	2,39E6
Yield Stress #4 (kPa)	2,46E6	3,25E6	2,39E6	2,09E6	2,35E6	2,39E6*	2,39E6

A TAB 7.3 mostra os dados de entrada do Al 6061-T6 e a TAB A.4 do aço 4340.

TAB 7.3 Comandos de entrada de propriedades do alumínio Al 6061-T6.

Material	Al 6061-T6
EOS	Linear
Strength	Piecewise Linear
Failure	Bulk Strain
Erosion	Incr. Geo. Strain
Reference density (g/cm ³)	2,7
Bulk Modulus (kPa)	7E7
Reference temperature (K)	300
Specific Heat (C.V.)(J/kgK)	885
Shear Modulus (kPa)	3,2e7
Yield Stress (zero strain) (kPa)	3e5
Eff. Pl. Strain #1 (kPa)	2E-2
Eff. Pl. Strain #2 (kPa)	5E-2
Eff. Pl. Strain #3 (kPa)	3E-1
Eff. Pl. Strain #4 (kPa)	1E2

TAB 7.3 (Continuação)

Yield Stress #1 (kPa)	3,43E5
Yield Stress #2 (kPa)	3,75E5
Yield Stress #3 (kPa)	4,29E5
Yield Stress #4 (kPa)	4,5E5
Strain Rate Constant	0
Thermal Softening Exponent	1
Melting Temperature (K)	1E20
Ultimate Strain	2,1 E-1
Erosion Strain	1

TAB 7.4 Comandos de entrada de propriedades do aço 4340.

Material	4340 STEEL
EOS	Linear
Strength	Johnson-Cook
Failure	None
Erosion	Incr. Geo. Strain
Reference density (g/cm ³)	7,83
Bulk Modulus (kPa)	1,59E8
Reference temperature (K)	300
Specific Heat (C.V.)(J/kgK)	477
Shear Modulus (kPa)	8,18E7
Yield Stress (kPa)	7,92E5
Hardening Constant (kPa)	5,1E5
Hardening Exponent	2,6E-1
Strain Rate Constant	1,4e-2
Thermal Softening Exponent	1,03
Melting Temperature (K)	1793
Erosion Strain	1,5

7.2 APÊNDICE 2: COMANDOS PARA SIMULAÇÃO EM 2D E 3D DO ENSAIO BALÍSTICO NO AUTODYNE

Plano 2D no centro do alvo (PLANO)

Load:cerami cycle:0

Modify>subgrid>subgrid name:proj>delete>subgrid name:ceramic>delete>

> subgrid name:back-plate> delete

Global

Heading> Ident: PLANO > Heading: ALVO PLANO 2D COM CONFINAMENTO >

>Length unit: millimeter > Mass unit: milligram > Time unit: millisec

Symmetry> symmetry type: axial

Timestep> safety factor:0.9

Wrapup> Cycle limit: 100 > Problem time limit: 1E20 > Max. Energy error:1E20

Edit > Display > Cycles > Starting cycle:0 > Ending cycle:100 Increment:1

Edit > Refresh > Conplot > Variable: P.stress.1

Subgrid > Subgrid name: alvo

Processor type: Lagrange > Imax: 36 Jmax: 30

Zoning > IJ-Range: > From I index: 1 to I index: 18 > From J index: 1 to J index: 22

Zoning > Generate > Predefs > Box > Xmin:0 > Ymin:0 > Xmax:14 > Ymax:25

Zoning > IJ-Range: > From I index: 1 to I index: 18 > From J index: 22 to J index: 30

Zoning > Generate > Predefs > Box > Xmin:0 > Ymin:25 > Xmax:14 > Ymax:35

Zoning > IJ-Range: > From I index: 18 to I index: 36 > From J index: 1 to J index: 22

Zoning > Generate > Predefs > Box > Xmin:14 > Ymin:0 > Xmax:40 > Ymax:25

Zoning > IJ-Range: > From I index: 18 to I index: 36 > From J index: 22 to J index: 30

Zoning > Generate > Predefs > Box > Xmin:14 > Ymin:25 > Xmax:40 > Ymax:35

Zoning > IJ-Range: > From I index: 1 to I index: 36 > From J index: 1 to J index: 30

Fill > block: > From I index: 1 to I index: 36 > From J index: 1 to J index: 30 >

>Material name: Al 6061T6

Fill > block: > From I index: 1 to I index: 18 > From J index: 1 to J index: 22 >

>Material name: Al2O3

Boundary > I-line > I index: 36 > From J index: 1 to J index: 30 >Boundary condition: velx >

> Boundary type: X-velocity > Velocity constraint: Fix > Constant X velocity: 0

Boundary > I-line > I index: 36 > From J index: 1 to J index: 30 > Boundary condition: vely >
> Boundary type: Y-velocity > Velocity constraint: Fix > Constant Y velocity: 0
(Esta condição torna o alvo de alumínio semi-infinito no intervalo inicial do ensaio balístico)
Subgrid > Subgrid Name: Projatil
Processor type: Lagrange > Imax: 9 > Jmax: 9
Zoning > >generate > predefs > ogive > half >solid > End Radius: 4.915 > Ogive Radius:
132.75 > >Grid: Type 2
Zoning > transform > translate > x-translation: -32
Fill > block: >From I index: 1 to I index: 9 >From J index: 1 to J index: 9 >Material name:
4340>
> Initial x-velocity: 870
Interact > Lag/Lag > Gap size: 1> Check > Gap > gap size: 1.508e-1
Subgrid > subgrid name: projatil > zoning > transform > translate > x-translation: -1.525e-1
Execute >

Convexo 2D no centro do alvo (CONVEXO)

Load:cerami cycle:0

Modify>subgrid>subgrid name:proj>delete>subgrid name:ceramic>delete>
> subgrid name:back-plate> delete

Global

Heading> Ident: CONVEXO > Heading: CONVEXO 2D COM CONFINAMENTO >
>Length unit: millimeter > Mass unit: milligram > Time unit: millisec

Symmetry> symmetry type: axial

Timestep> safety factor:0.9

Wrapup> Cycle limit: 100 > Problem time limit: 1E20 > Max. Energy error:1E20

Edit > Display > Cycles > Starting cycle:0 > Ending cycle:100 Increment:1

Edit > Refresh > Conplot > Variable: P.stress.1

Subgrid > Subgrid name: frente

Processor type: Lagrange > Imax: 10 Jmax: 10

Zoning > Generate > Predefs > Circle>quarter > solid > radius:25>grid:type 2

Zoning > transform > scale>y scale factor:0.4

Zoning>transform> rotate > 90

Zoning>transform> translate> x-translation:10

Fill > block: >From I index: 1 to I index: 10 >From J index: 1 to J index:10 >
 > Material name: Al2O3-DAM (informações do material da tese)
 Subgrid > Subgrid name: alvo
 Processor type: Lagrange > Imax: 15 Jmax: 14
 Zoning > IJ-Range: > From I index: 1 to I index: 5 > From J index: 1 to J index: 10
 Zoning > Generate > Predefs > Box > Xmin:10 > Ymin:0 > Xmax:14 > Ymax:25
 Zoning > IJ-Range: > From I index: 1 to I index: 5 > From J index: 10 to J index: 14
 Zoning > Generate > Predefs > Box > Xmin:10 > Ymin:25 > Xmax:14 > Ymax:35
 Zoning > IJ-Range: > From I index: 5 to I index: 15 > From J index: 1 to J index: 10
 Zoning > Generate > Predefs > Box > Xmin:14 > Ymin:0 > Xmax:40 > Ymax:25
 Zoning > IJ-Range: > From I index: 5 to I index: 15 > From J index: 10 to J index: 14
 Zoning > Generate > Predefs > Box > Xmin:14 > Ymin:25 > Xmax:40 > Ymax:35
 Zoning > IJ-Range: > From I index: 1 to I index: 15 > From J index: 1 to J index: 14
 Fill > block: > From I index: 1 to I index: 15 > From J index: 1 to J index: 14 >
 >Material name: Al 6061T6
 Fill > block: > From I index: 1 to I index: 5 > From J index: 1 to J index: 10 >
 >Material name: Al2O3
 Boundary > I-line > I index: 15 > From J index: 1 to J index: 14 >Boundary condition: fixx >
 > Boundary type: X-velocity > Velocity constraint: Fix > Constant X velocity: 0
 Boundary > I-line > I index: 15 > From J index: 1 to J index: 14 > Boundary condition: fixy >
 > Boundary type: Y-velocity > Velocity constraint: Fix > Constant Y velocity: 0
 (Esta condição torna o alvo de alumínio semi-infinito no intervalo inicial do ensaio balístico)
 Subgrid > Subgrid Name: Projatil
 Processor type: Lagrange > Imax: 9 > Jmax: 9
 Zoning > >generate > predefs > ogive > half >solid > End Radius: 4.915 > Ogive Radius:
 132.75 >>Grid: Type 2
 Zoning > transform > translate > x-translation: -32
 Fill > block: >From I index: 1 to I index: 9 >From J index: 1 to J index: 9 >Material name:
 4340>
 > Initial x-velocity: 870
 Interact > Lag/Lag > Check > Gap > gap size: 1.508e-1
 Subgrid > subgrid name: alvo > zoning > transform > translate > x-translation: 1.509e-1
 Subgrid > subgrid name: proj > zoning > transform > translate > x-translation: -1.525e-1

Execute >

Plano 3D no centro do alvo (PLAN_3D)

Load:cerami cycle:0

Ident: PLAN_3D > Heading: ALVO PLANO 3D COM CONFINAMENTO >

Length unit: millimeter > Mass unit: milligram > Time unit: millisec

Global> Heading> Ident: PL3DC > Heading: ALVO PLANO 3D COM CONFINAMENTO >

>Length unit: millimeter > Mass unit: milligram > Time unit: millisec > Display units?: yes >

> Display ident? : yes

Symmetry> symmetry type: : > Symmetry plane at y=0: > Yes

Timestep> safety factor:0.9

Wrapup> Cycle limit: 100 > Problem time limit: 1E20 > Max. Energy error:1E20

Edit > Display > Cycles > Starting cycle:0 > Ending cycle:100 Increment:1

Subgrid > Subgrid name: alvo

Processor type: Lagrange > Imax: 29 Jmax: 15 Kmax:15

Zoning > IJK-Range: > From I index: 1 to I index: 29 > From J index: 1 to J index: 15>

> From K index: 10 to K index: 15

Zoning > Generate > Predefs > Cylinder > Half > Solid> Starting Radius: 35> Ending Radius:35>Length:26>...>Grid:Type2

Zoning > IJK-Range: > From I index: 5 to I index: 25 > From J index: 1 to J index: 11>

> From K index: 10 to K index: 15

Zoning > Generate > Predefs > Cylinder > Half > Solid> Starting Radius: 25> Ending Radius:25>Length:26>...>Grid:Type2

Zoning > IJK-Range: > From I index: 1 to I index: 29 > From J index: 1 to J index: 15>

> From K index: 10 to K index: 15

Zoning> Transform>Translate> z-translation:14

Zoning > IJK-Range: > From I index: 1 to I index: 29 > From J index: 1 to J index: 15>

> From K index: 1 to K index: 10

Zoning > Generate > Predefs > Cylinder > Half > Solid> Starting Radius: 35> Ending Radius:35>Length:14>...>Grid:Type2

Zoning > IJK-Range: > From I index: 5 to I index: 25 > From J index: 1 to J index: 11>

> From K index: 1 to K index: 10

Zoning > Generate > Predefs > Cylinder > Half > Solid> Starting Radius: 25> Ending Radius:25>Length:14>...>Grid:Type2

Zoning > IJK-Range: > From I index: 1 to I index: 29 > From J index: 1 to J index: 15>
 > From K index: 1 to K index: 15
 Fill > block: > From I index: 1 to I index: 29 > From J index: 1 to J index: 15 >
 > From K index: 1 to K index: 15 > Material name: AL6061-T6
 Fill > block: > From I index: 5 to I index: 25 > From J index: 1 to J index: 11 >
 > From K index: 1 to K index: 10 > Material name: AL2O3-DAM
 Boundary > k-line > k index: 15 > From I index: 1 to I index: 29 > From J index: 1 to J index:
 15 > Boundary condition: fixx > Boundary type: X-velocity > Velocity constraint: Fix >
 > Constant X velocity: 0
 Boundary > k-line > k index: 15 > From I index: 1 to I index: 29 > From J index: 1 to J index:
 15 > Boundary condition: fixy > Boundary type: Y-velocity > Velocity constraint: Fix >
 > Constant Y velocity: 0
 Boundary > k-line > k index: 15 > From I index: 1 to I index: 29 > From J index: 1 to J index:
 15 > Boundary condition: fixz > Boundary type: Z-velocity > Velocity constraint: Fix >
 > Constant Z velocity: 0
 Zoning> Transform>Rotate> Rotate:90 > degrees about: Y-axis
 Subgrid > Subgrid name: projetil
 Processor type: Lagrange > Imax: 15 Jmax: 8 Zmax: 8
 Zoning > Generate > Predefs > Ogive > Half > End Radius: 4.915> Ogive Radius: 132.75>
 Grid:Type2
 Zoning> Transform>Rotate> Rotate:90 > degrees about: Y-axis
 Zoning> Transform>Translate> x-translation:-32
 Fill > block: > From I index: 1 to I index: 15 > From J index: 1 to J index: 8 >
 > From K index: 1 to K index: 8 > Material name: 4340> Initial x-velocity:870
 Interact > Lag/Lag > Gap size: 1> Check > Gap > gap size: 1.999e-2
 Subgrid > subgrid name: projetil > zoning > transform > translate > x-translation: -2.15e-2
 Execute >

Convexo 3D no centro do alvo (CONV_3D)
 > Global > Load:cerami cycle:0 >
 Heading> Ident: CONV_3D > Heading: CONVEXO 3D COM CONFINAMENTO >
 >Length unit: millimeter > Mass unit: milligram > Time unit: millisec > Display units?: yes >
 > Display ident? : yes

Symmetry> symmetry type: : > Symmetry plane at y=0: > Yes Timestep> safety factor:0.9
 Wrapup> Cycle limit: 100 > Problem time limit: 1E20 > Max. Energy error:1E20
 Edit > Display > Cycles > Starting cycle:0 > Ending cycle:100 Increment:1
 Subgrid > Subgrid name: alvo
 Processor type: Lagrange > Imax: 21 Jmax: 11 Kmax:15
 Zoning > IJK-Range: > From I index: 1 to I index: 21 > From J index: 1 to J index: 11>
 > From K index: 9 to K index: 15
 Zoning > Generate > Predefs > Cylinder > Half > Solid> Starting Radius: 35> Ending
 Radius:35>Length:26>...>Grid:Type2
 Zoning > IJK-Range: > From I index: 3 to I index: 19 > From J index: 1 to J index: 9>
 ➤ From K index: 9 to K index: 15
 Zoning > Generate > Predefs > Cylinder > Half > Solid> Starting Radius: 25> Ending
 Radius:25>Length:26>...>Grid:Type2
 Zoning > IJK-Range: > From I index: 1 to I index: 21 > From J index: 1 to J index: 11>
 > From K index: 9 to K index: 15
 Zoning> Transform>Translate> z-translation: 4
 Zoning > IJK-Range: > From I index: 1 to I index: 21 > From J index: 1 to J index: 11>
 > From K index: 1 to K index: 9
 Zoning > Generate > Predefs > Cylinder > Half > Solid> Starting Radius: 35> Ending
 Radius:35>Length:4>...>Grid:Type2
 Zoning > IJK-Range: > From I index: 3 to I index: 19 > From J index: 1 to J index: 9>
 ➤ From K index: 1 to K index: 9
 Zoning > Generate > Predefs > Cylinder > Half > Solid> Starting Radius: 25> Ending
 Radius:25>Length:4>...>Grid:Type2
 Zoning > Delete > From I index: 4 to I index: 18 > From J index: 1 to J index: 8>
 ➤ From K index: 1 to K index: 8
 Zoning > IJK-Range: > From I index: 3 to I index: 19 > From J index: 1 to J index: 9>
 ➤ From K index: 1 to K index: 9
 Zoning > Generate > Predefs > Cylinder > Half > Solid> Starting Radius: 25> Ending
 Radius:25>Length:4>Starting surface: spherical convex>Grid:Type2>
 >Radius of starting surface:36,28
 Zoning > IJ-Range: > From I index: 1 to I index: 21 > From J index: 1 to J index: 11>
 >From K index: 1 to K index: 15

Zoning> Transform>Translate> z-translation: 10

Zoning> Transform>Rotate> Rotate:90 > degrees about: Y-axis

Fill > block: > From I index: 1 to I index: 21 > From J index: 1 to J index: 11 >
> From K index: 1 to K index: 15 > Material name: AL6061-T6

Fill > block: > From I index: 3 to I index: 19 > From J index: 1 to J index: 9 >
> From K index: 1 to K index: 9 > Material name: AL2O3-DAM

Boundary > k-line > k index: 15 > From I index: 1 to I index: 21 > From J index: 1 to J index:
11 >Boundary condition: fixx > Boundary type: X-velocity > Velocity constraint: Fix >
> Constant X velocity: 0

Boundary > k-line > k index: 15 > From I index: 1 to I index: 21 > From J index: 1 to J index:
11 >Boundary condition: fixy > Boundary type: Y-velocity > Velocity constraint: Fix >
> Constant Y velocity: 0

Boundary > k-line > k index: 15 > From I index: 1 to I index: 21 > From J index: 1 to J index:
11 >Boundary condition: fixz > Boundary type: Z-velocity > Velocity constraint: Fix >
➤ Constant Z velocity: 0

Subgrid > Subgrid name: projetil

Processor type: Lagrange > Imax: 15 Jmax: 8 Zmax: 8

Zoning > Generate > Predefs > Ogive > Half > End Radius: 4.915> Ogive Radius: 132.75>

Grid:Type2

Zoning> Transform>Rotate> Rotate:90 > degrees about: Y-axis

Zoning> Transform>Translate> x-translation:-32

Fill > block: > From I index: 1 to I index: 15 > From J index: 1 to J index: 8 >
> From K index: 1 to K index: 8 > Material name: 4340> Initial x-velocity:870

Interact > Lag/Lag > Gap size: 1> Check > Gap > gap size: 1.999e-2

Subgrid > subgrid name: projetil > zoning > transform > translate > x-translation: -1.02e-2

Execute >

Convexo 3D fora do centro do alvo (CONV_3D_F)

Idem CONV_3D, com as seguintes alterações:

Subgrid > subgrid name: projetil > zoning > transform > translate > z-translation: 12.5

Subgrid > subgrid name: projetil > zoning > transform > translate > x-translation: 2.2

Execute >

7.3 APÊNDICE 3: RESULTADOS DAS VARIÁVEIS DE RESPOSTA PARA SIMULAÇÃO EM 2D DO ENSAIO BALÍSTICO

As Tabelas de 7.5 a 7.8 apresentam os resultados das variáveis de resposta para a simulação no Autodyne 2D no instante do contato (ciclo 2) e no instante correspondente ao ciclo 100 do ensaio balístico tanto para alvo plano como para alvo convexo.

As Tabelas de 7.9 a 7.12 apresentam os resultados das variáveis de resposta para a simulação no Autodyne 2D no instante do contato (ciclo 2) e no instante correspondente ao ciclo 100 do ensaio balístico para alvo plano de alumínio Al 6061-T6 sem componente cerâmico, bem como as propriedades do projétil quando ele é livre, isto é, quando inexistente o alvo.

TAB 7.5 Resultado no Autodyne 2D para alvos cerâmicos de A a G e variáveis de Pos alvo até Comp alvo.

ALVO	MAT.	Ciclo	tempo	Pos alvo	Pos frente proj	Pos post proj	Vel post proj	Vel frente proj	comprim proj	Taxa erosão proj	Vel alvo	Comp alvo
Unid.		Ad.	µs	Ref prop proj	Ref prop alvo	mm	m/s	m/s	mm	m/s	m/s	mm
PLANO	A	2	0,026	7,02E-03	-0,129	-32,130			32,001			2,64E-04
PLANO	B	2	0,026	6,96E-03	-0,129	-32,130			32,001			2,63E-04
PLANO	C	2	0,026	7,12E-03	-0,129	-32,130			32,001			2,69E-04
PLANO	D	2	0,026	6,98E-03	-0,129	-32,130			32,000			2,62E-04
PLANO	E	2	0,026	6,96E-03	-0,129	-32,130			32,000			2,62E-04
PLANO	F	2	0,026	7,38E-03	-0,129	-32,130			32,001			2,78E-04
PLANO	G	2	0,026	7,32E-03	-0,129	-32,130			32,001			2,76E-04
CONVEXO	A	2	0,026	1,84E-03	-0,135	-32,130			31,995			4,37E-05

TAB 7.5 (Continuação).

ALVO	MAT.	Ciclo	tempo	Pos alvo	Pos frente proj	Pos post proj	Vel post proj	Vel frente proj	comprim proj	Taxa erosão proj	Vel alvo	Comp alvo
CONVEXO	B	2	0,026	1,77E-03	-0,135	-32,130			31,995			4,21E-05
CONVEXO	C	2	0,026	2,10E-03	-0,134	-32,130			31,996			4,97E-05
CONVEXO	D	2	0,026	1,80E-03	-0,135	-32,130			31,995			4,25E-05
CONVEXO	E	2	0,026	1,79E-03	-0,135	-32,130			31,995			4,25E-05
CONVEXO	F	2	0,026	2,54E-03	-0,134	-32,130			31,996			1,06E-05
CONVEXO	G	2	0,026	2,43E-03	-0,134	-32,130			31,996			5,73E-05
PLANO	A	100	3,203	1,584	1,441	-29,366	869,936	494,322	30,807	-375,614	496,27	2,30E-03
PLANO	B	100	3,203	1,372	1,232	-29,366	869,948	428,544	30,598	-441,405	429,59	6,17E-03
PLANO	C	100	3,203	1,661	1,520	-29,366	869,936	519,181	30,886	-350,754	520,49	5,95E-03
PLANO	D	100	3,203	1,804	1,570	-29,366	869,936	534,985	30,936	-334,950	565,55	2,66E-03
PLANO	E	100	3,203	1,607	1,466	-29,366	869,926	502,203	30,832	-367,723	503,66	4,40E-03
PLANO	F	100	3,203	1,830	1,693	-29,366	869,907	573,389	31,059	-296,518	573,81	6,44E-02
PLANO	G	100	3,203	1,929	1,651	-29,366	869,891	560,358	31,017	-309,533	604,85	2,12E-02
CONVEXO	A	100	3,203	0,011	-0,133	-29,366	870,077	0,415	29,232	-869,662	2,962	2,91E-03
CONVEXO	B	100	3,203	0,008	-0,136	-29,366	870,083	-0,491	29,229	-870,574	2,103	2,78E-03
CONVEXO	C	100	3,203	0,017	-0,128	-29,365	870,140	1,977	29,237	-868,163	4,542	2,69E-03
CONVEXO	D	100	3,203	0,012	-0,132	-29,366	870,071	0,667	29,233	-869,404	3,236	2,96E-03
CONVEXO	E	100	3,203	0,011	-0,134	-29,366	870,074	0,157	29,232	-869,917	2,760	2,93E-03
CONVEXO	F	100	3,203	0,075	-0,070	-29,366	870,061	20,201	29,296	-849,860	22,707	8,31E-03
CONVEXO	G	100	3,203	0,046	-0,098	-29,366	870,055	11,237	29,267	-858,818	13,745	4,46E-03

TAB 7.6 Resultado no Autodyne 2D para alvos cerâmicos de A a G e variáveis de Pos comp alvo até compxdist proj/alvo.

ALVO	MAT.	Ciclo	Pos comp alvo	Dist comp alvo	Compxdist alvo	Comp proj	Pos comp proj	Dist comp proj	compxdist proj	comp proj / alvo	compxdist proj / alvo
Unid.		Ad.	Mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm	Ad.	Ad.
PLANO	A	2	0,508	0,501	1,32E-04	2,64E-05	-7,389	7,260	1,91E-04	0,100	1,446
PLANO	B	2	0,742	0,735	1,93E-04	2,65E-05	-7,097	6,968	1,84E-04	0,101	0,954
PLANO	C	2	0,704	0,697	1,88E-04	2,71E-05	-6,789	6,660	1,80E-04	0,101	0,961
PLANO	D	2	0,508	0,501	1,31E-04	2,64E-05	-7,389	7,260	1,91E-04	0,100	1,455
PLANO	E	2	0,508	0,501	1,31E-04	2,64E-05	-7,389	7,260	1,91E-04	0,100	1,455
PLANO	F	2	0,508	0,501	1,39E-04	2,73E-05	-7,046	6,917	1,89E-04	0,098	1,359
PLANO	G	2	0,508	0,501	1,38E-04	2,73E-05	-7,389	7,260	1,98E-04	0,099	1,436
CONVEXO	A	2	1,194	1,192	5,21E-05	7,43E-06	-7,046	6,911	5,14E-05	0,170	0,986
CONVEXO	B	2	1,194	1,192	5,02E-05	7,43E-06	-7,046	6,911	5,14E-05	0,176	1,023
CONVEXO	C	2	1,259	1,257	6,25E-05	8,60E-06	-6,789	6,655	5,73E-05	0,173	0,916
CONVEXO	D	2	1,194	1,192	5,07E-05	7,43E-06	-7,046	6,911	5,14E-05	0,175	1,013
CONVEXO	E	2	1,194	1,192	5,07E-05	7,43E-06	-6,702	6,567	4,88E-05	0,175	0,963
CONVEXO	F	2	1,194	1,191	1,26E-05	6,02E-05	-7,046	6,912	4,16E-04	5,706	33,103
CONVEXO	G	2	1,194	1,192	6,83E-05	9,97E-06	-7,046	6,912	6,89E-05	0,174	1,009
PLANO	A	100	1,652	1,645	3,79E-03	3,01E-03	-1,456	3,009	9,06E-03	1,306	2,389
PLANO	B	100	1,702	1,695	1,05E-02	3,84E-03	-1,588	2,949	1,13E-02	0,623	1,084
PLANO	C	100	2,429	2,422	1,44E-02	3,94E-03	-1,493	3,122	1,23E-02	0,662	0,854

TAB 7.6 (Continuação).

ALVO	MAT.	Ciclo	Pos comp alvo	Dist comp alvo	Compdist alvo	Comp proj	Pos comp proj	Dist comp proj	compdist proj	comp proj / alvo	compdist proj / alvo
PLANO	D	100	1,791	1,784	4,75E-03	3,16E-03	-1,402	3,074	9,72E-03	1,188	2,047
PLANO	E	100	2,285	2,278	1,00E-02	3,39E-03	-1,491	3,069	1,04E-02	0,770	1,038
PLANO	F	100	2,652	2,645	1,70E-01	1,52E-02	-1,422	3,209	4,88E-02	0,236	0,287
PLANO	G	100	2,462	2,455	5,20E-02	6,57E-03	-1,396	3,144	2,06E-02	0,310	0,397
CONVEXO	A	100	0,011	0,009	2,74E-05	2,87E-03	-1,743	1,762	5,07E-03	0,986	184,698
CONVEXO	B	100	-0,019	-0,021	-5,77E-05	2,80E-03	-1,822	1,845	5,16E-03	1,007	-89,475
CONVEXO	C	100	0,057	0,055	1,48E-04	2,67E-03	-1,719	1,741	4,65E-03	0,992	31,450
CONVEXO	D	100	0,088	0,086	2,55E-04	2,88E-03	-1,743	1,763	5,07E-03	0,973	19,904
CONVEXO	E	100	0,006	0,004	1,23E-05	2,85E-03	-1,745	1,763	5,02E-03	0,973	407,521
CONVEXO	F	100	1,397	1,394	1,16E-02	5,04E-03	-1,728	1,811	9,13E-03	0,606	0,788
CONVEXO	G	100	0,821	0,819	3,65E-03	3,75E-03	-1,743	1,798	6,74E-03	0,841	1,847

TAB 7.7 Resultado no Autodyne 2D para alvos cerâmicos de A a G e variáveis de Pres alvo até Distpress proj.

ALVO	MAT.	Ciclo	Press alvo	Pospress alvo	Distpress alvo	Presxdist alvo	Presxcomp alvo	Presxcompdist alvo	Press proj	Pospress proj	Distpress proj
Unid.		Ad.	GPa	mm	mm	GPa.mm	GPa	(GPa) ² .mm ²	GPa	mm	mm
PLANO	A	2	0,037	0,720	0,849	0,031	9,73E-06	5,27E-06	3,83E-03	-7,101	6,972
PLANO	B	2	0,047	0,742	0,871	0,041	1,23E-05	9,32E-06	4,81E-03	-7,018	6,889

TAB 7.7 (Continuação).

ALVO	MAT.	Ciclo	Press alvo	Pospress alvo	Distpress alvo	Presxdist alvo	Presxcomp alvo	Presxcompdist alvo	Press proj	Pospress proj	Distpress proj
PLANO	C	2	0,027	0,731	0,860	0,023	7,17E-06	5,14E-06	2,77E-03	-7,126	6,997
PLANO	D	2	0,041	0,741	0,870	0,035	1,07E-05	5,91E-06	4,23E-03	-7,102	6,973
PLANO	E	2	0,042	0,747	0,876	0,037	1,11E-05	6,18E-06	4,39E-03	-7,121	6,992
PLANO	F	2	0,005	0,749	0,878	0,004	1,27E-06	7,13E-07	4,76E-04	-7,141	7,012
PLANO	G	2	0,007	0,727	0,856	0,006	2,01E-06	1,10E-06	7,60E-04	-7,127	6,998
CONVEXO	A	2	0,006	1,324	1,459	0,009	2,67E-07	5,17E-07	1,08E-03	-6,780	6,645
CONVEXO	B	2	0,007	1,291	1,426	0,011	3,15E-07	5,98E-07	1,30E-03	-6,812	6,677
CONVEXO	C	2	0,005	1,317	1,451	0,007	2,45E-07	4,95E-07	8,70E-04	-6,792	6,658
CONVEXO	D	2	0,007	1,325	1,460	0,010	2,81E-07	5,45E-07	1,17E-03	-6,782	6,647
CONVEXO	E	2	0,007	1,300	1,435	0,010	2,91E-07	5,54E-07	1,21E-03	-6,800	6,665
CONVEXO	F	2	0,001	1,325	1,459	0,001	1,05E-08	2,04E-08	1,77E-04	-6,787	6,653
CONVEXO	G	2	0,002	1,319	1,453	0,002	8,74E-08	1,69E-07	2,69E-04	-6,777	6,643
PLANO	A	100	0,347	1,652	1,781	0,617	7,99E-04	2,53E-03	0,476	-1,456	3,009
PLANO	B	100	1,093	1,764	1,893	2,069	6,74E-03	2,34E-02	0,635	-1,498	2,855
PLANO	C	100	0,646	1,915	2,044	1,320	3,84E-03	2,01E-02	0,566	-1,490	3,119
PLANO	D	100	0,445	1,798	1,927	0,857	1,18E-03	4,38E-03	0,500	-1,430	3,103
PLANO	E	100	0,703	2,286	2,415	1,697	3,09E-03	1,80E-02	0,542	-1,468	3,045
PLANO	F	100	1,114	2,194	2,323	2,588	7,17E-02	4,63E-01	0,709	-1,422	3,209

TAB 7.7 (Continuação 2).

ALVO	MAT.	Ciclo	Press alvo	Pospress alvo	Distpress alvo	Pressxdist alvo	Presxcomp alvo	Presxcompxdist alvo	Press proj	Pospress proj	Distpress proj
PLANO	G	100	0,710	1,948	2,077	1,474	1,50E-02	8,09E-02	0,591	-1,419	3,168
CONVEXO	A	100	0,449	0,011	0,146	0,065	1,31E-03	2,78E-05	0,448	-1,728	1,745
CONVEXO	B	100	0,454	-0,019	0,116	0,053	1,26E-03	1,69E-05	0,454	-1,821	1,844
CONVEXO	C	100	0,396	0,087	0,221	0,088	1,07E-03	4,51E-05	0,409	-1,717	1,739
CONVEXO	D	100	0,466	0,090	0,225	0,105	1,38E-03	6,89E-05	0,455	-1,718	1,735
CONVEXO	E	100	0,464	0,011	0,145	0,067	1,36E-03	2,77E-05	0,453	-1,773	1,794
CONVEXO	F	100	0,413	0,088	0,222	0,092	3,44E-03	1,17E-03	0,419	-1,743	1,828
CONVEXO	G	100	0,386	0,085	0,219	0,084	1,72E-03	3,60E-04	0,413	-1,717	1,770

TAB 7.8 Resultado no Autodyne 2D para alvos cerâmicos de A a G e variáveis de Pressxdist proj até Presxcomp proj/alvo.

ALVO	MAT.	Ciclo	Pressxdist proj	Presxcomp proj	Presxcompxdist proj	Press Proj/alvo	Pressxdist Proj/alvo	Presxcompxdist Proj/alvo	Presxcomp Proj/alvo
Unid.			GPa.mm	GPa	GPa.mm	Ad.	Ad.	Ad.	Ad.
PLANO	A	2	0,027	1,01E-07	5,11E-06	0,104	0,862	0,970	0,010
PLANO	B	2	0,033	1,27E-07	6,11E-06	0,103	0,807	0,655	0,010
PLANO	C	2	0,019	7,52E-08	3,50E-06	0,104	0,844	0,681	0,010
PLANO	D	2	0,029	1,11E-07	5,64E-06	0,104	0,842	0,954	0,010
PLANO	E	2	0,031	1,16E-07	5,88E-06	0,104	0,830	0,951	0,010

TAB 7.8 (Continuação).

ALVO	MAT.	Ciclo	Pressxdist proj	Presxcomp proj	Presxcompxdist proj	Press Proj/alvo	Pressxdist Proj/alvo	Presxcompxdist Proj/alvo	Presxcomp Proj/alvo
PLANO	F	2	0,003	1,30E-08	6,30E-07	0,104	0,834	0,883	0,010
PLANO	G	2	0,005	2,07E-08	1,05E-06	0,104	0,886	0,958	0,010
CONVEXO	A	2	0,007	8,01E-09	3,68E-07	0,177	0,796	0,712	0,030
CONVEXO	B	2	0,009	9,63E-09	4,44E-07	0,173	0,786	0,743	0,031
CONVEXO	C	2	0,006	7,49E-09	3,32E-07	0,177	0,828	0,670	0,031
CONVEXO	D	2	0,008	8,68E-09	3,99E-07	0,177	0,777	0,732	0,031
CONVEXO	E	2	0,008	8,96E-09	3,92E-07	0,176	0,804	0,708	0,031
CONVEXO	F	2	0,001	1,06E-08	4,90E-07	0,177	1,176	24,002	1,014
CONVEXO	G	2	0,002	2,68E-09	1,23E-07	0,176	0,895	0,729	0,031
PLANO	A	100	1,432	1,43E-03	1,30E-02	1,373	2,322	5,128	1,793
PLANO	B	100	1,813	2,44E-03	2,05E-02	0,581	0,876	0,878	0,362
PLANO	C	100	1,765	2,23E-03	2,17E-02	0,877	1,337	1,079	0,580
PLANO	D	100	1,551	1,58E-03	1,51E-02	1,124	1,810	3,444	1,340
PLANO	E	100	1,649	1,84E-03	1,72E-02	0,771	0,972	0,954	0,594
PLANO	F	100	2,275	1,08E-02	1,11E-01	0,637	0,879	0,240	0,150
PLANO	G	100	1,872	3,88E-03	3,86E-02	0,832	1,270	0,478	0,259
CONVEXO	A	100	0,782	1,29E-03	3,96E-03	0,998	12,032	142,488	0,983
CONVEXO	B	100	0,837	1,27E-03	4,32E-03	1,000	15,799	255,856	1,008

TAB 7.8 (Continuação 2).

ALVO	MAT.	Ciclo	Pressxdist proj	Presxcomp proj	Presxcompxdist proj	Press Proj/alvo	Pressxdist Proj/alvo	Presxcompxdist Proj/alvo	Presxcomp Proj/alvo
CONVEXO	C	100	0,712	1,09E-03	3,31E-03	1,034	8,091	73,376	1,022
CONVEXO	D	100	0,790	1,31E-03	4,01E-03	0,976	7,524	58,153	0,949
CONVEXO	E	100	0,813	1,29E-03	4,08E-03	0,977	12,137	147,375	0,949
CONVEXO	F	100	0,766	2,11E-03	6,99E-03	1,013	8,321	5,975	0,614
CONVEXO	G	100	0,732	1,55E-03	4,93E-03	1,072	8,709	13,688	0,900

TAB 7.9 Resultado no Autodyne 2D para alvo sem cerâmico e para ausência de alvo com variáveis de Pos alvo até Comp alvo.

ALVO	Ciclo	tempo	Pos alvo	Pos frente proj	Pos post proj	Vel post proj	Vel frente proj	comprim proj	Taxa erosão proj	Vel alvo	Comp alvo
Al6061-T6	2	0,026	0,007	-0,129	-32,130			32,001			3,01E-04
livre	2	0,026		-0,128	-32,130			32,002			
Al6061-T6	100	3,203	2,174	2,038	-29,366	869,932	682,015	31,404	-187,917	682,069	1,78E-02
livre	100	3,203		2,636	-29,366	869,961	869,958	32,002	-0,003		

TAB 7.10 Resultado no Autodyne 2D para alvo sem cerâmico e para ausência de alvo com variáveis de Pos comp alvo até compxdist proj/alvo.

ALVO	Ciclo	Pos comp alvo	Dist comp alvo	Compxdist alvo	Comp proj	Pos comp proj	Dist comp proj	compxdist proj	comp proj / alvo	compxdist proj / alvo
Al6061-T6	2	0,479	0,472	1,42E-04	3,03E-05	-7,292	7,163	2,17E-04	0,101	1,526
Al6061-T6	100	2,699	2,692	4,78E-02	6,29E-03	-1,186	3,285	2,07E-02	0,354	0,432

TAB 7.11 Resultado no Autodyne 2D para alvo sem cerâmico e para ausência de alvo com variáveis de Pres alvo até Pressxdist proj.

ALVO	Ciclo	Press alvo	Pospress alvo	Distpress alvo	Presxdist alvo	Presxcomp alvo	Presxcompxdist alvo	Press proj	Pospress proj	Distpress proj	Presxdist proj
Al6061-T6	2	0,021	0,479	0,472	9,95E-03	6,35E-06	1,41E-06	2,12E-03	-7,292	7,163	0,015
Al6061-T6	100	1,286	2,422	2,415	3,106	0,023	0,149	0,712	-1,464	3,568	2,542

TAB 7.12 Resultado no Autodyne 2D para alvo sem cerâmico e para ausência de alvo com variáveis de Presxcomp proj até Presxcomp proj/alvo.

ALVO	Ciclo	Presxcomp proj	Presxcompxdist proj	Press Proj/alvo	Pressxdist Proj/alvo	Presxcompxdist Proj/alvo	Presxcomp Proj/alvo
Al6061-T6	2	6,42E-08	3,29E-06	0,101	1,526	2,329	0,010
Al6061-T6	100	4,48E-03	5,25E-02	0,554	0,819	0,354	0,196

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
SECRETARIA DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE DOUTORADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

Maj ALAELSON VIEIRA GOMES

**COMPORTAMENTO BALÍSTICO DA ALUMINA COM ADIÇÃO DE
NIÓBIA E VARIAÇÃO DA GEOMETRIA DO ALVO**

Rio de Janeiro

2004