

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-
PPGEM

Fabricação e Caracterização de Sistemas Cerâmicos à Base de Alumina para
Emprego em Blindagem Balística

MARCELO BORGES ALMEIDA DA FONSECA

Dissertação para obtenção do título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2002

ESCOLA DE ENGENHARIA
BIBLIOTECA

**MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-
PPGEM**

**Fabricação e Caracterização de Sistemas Cerâmicos à Base de Alumina para
Emprego em Blindagem Balística**

**Marcelo Borges Almeida da Fonseca
Engenheiro Metalúrgico,**

**Trabalho realizado no Departamento de Materiais da Escola de Engenharia da
UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas,
Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, como parte dos requisitos para a obtenção do
título de Mestre em Engenharia**

Área de Concentração: Materiais Cerâmicos Avançados

**Porto Alegre
2002**

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Materiais Cerâmicos Avançados e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr Carlos Pérez Bergmann

Banca Examinadora:

Prof. Dr. João Marcos Hohemberger

Prof. Dr. Saulo Bragança

Prof. Dr. Luiz Alberto dos Santos

Prof. Dr. Marcos Vinícius Veses

**Prof. Dr. Jair Carlos Koppe
Coordenador do PPGEM**

DEDICATÓRIA

Dedico aos meus pais, pela constante motivação, paciência e carinho.

Ao orientador, pelos conselhos e assistência concedidos ao longo das etapas do projeto.

Ao LACER, coordenado pelo Prof. Dr. Bergmann e representado pelos estagiários, por colaborarem ativamente nas atividades práticas que contribuíram para a realização deste trabalho, destacando-se Antonio, Felipe e Eduardo.

A todos que de alguma maneira colaboraram para a conclusão desse projeto e, especialmente, à minha esposa, Ana Paula, pelo carinho, dedicação e por estar presente em todos os momentos, atuando de forma determinante na manutenção da garra e interesse atribuídos à realização desse projeto.

AGRADECIMENTOS

A todos que colaboraram direta ou indiretamente na elaboração deste trabalho, o meu reconhecimento.

Ao professor e orientador Carlos Pérez Bergmann pela motivação, compreensão e disponibilização de meios.

Aos colegas estagiários pelas sugestões, observações e pelas valiosas contribuições.

Aos Coronéis Engenheiros Militares Carlos Oscar Brandão Falcão e José Renato Andrade Ribeiro, ex-Diretores, e demais companheiros do Arsenal de Guerra General Câmara, pelo incentivo e por tomarem possível a conclusão desta pós-graduação.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	VIII
LISTA DE TABELAS.....	XI
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	XIII
RESUMO.....	XV
ABSTRACT.....	XVI
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.2 Cronologia do Estudo em Blindagens.....	2
2.OBJETIVOS.....	5
3. REVISÃO DE LITERATURA.....	6
3.1 Histórico.....	6
3.2 Materiais Cerâmicos.....	8
3.2.1 Cerâmicos Avançados.....	12
3.3 Comportamento Mecânico da Blindagem Cerâmica.....	13
3.3.1 Mecânica da penetração.....	13
3.3.2 Projétil.....	15
3.3.3 Cerâmica.....	16
3.3.4 Fratura dos cerâmicos sob impacto balístico.....	17
3.4 Comportamento de Materiais sob Diferentes Regimes de Carregamento.....	21
3.5 Modos de Falha em Compósitos.....	28
3.6 Processo de Fabricação do Compósito Laminado: Empilhamento Manual.....	31
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	32
4.1 Materiais Utilizados.....	32
4.1.1 Primeira Etapa.....	32
4.1.1.1 Sistema epóxi.....	33
4.1.1.2 Tecido de aramida.....	34
4.1.1.3 Placas de alumina sinterizada.....	35
4.1.1.4 Adesivo.....	36

4.1.1.5	Munição.....	36
4.1.2	Segunda Etapa	37
4.2	Método.....	39
4.2.1	Primeira Etapa	39
4.2.1.1	Fabricação dos Protótipos.....	39
4.2.1.2	Montagem da blindagem-protótipo.....	41
4.2.1.3	Ensaio balístico.....	44
4.2.1.4	Método de avaliação do desempenho dos protótipos.....	47
4.2.2	Segunda Etapa.....	48
4.2.2.1	Sistema alumina/zircônia, alumina/zirconita e alumina/alumina.....	48
4.2.2.2	Alumina cedida pelo IPD/EB.....	49
4.2.2.3	Difração de raios x.....	50
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	51
5.1	Primeira Etapa	51
5.2	Segunda Etapa.....	58
6	CONCLUSÕES.....	72
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	74

LISTA DE FIGURAS

- 1.1 Carro de combate blindado
- 3.1 Aplicação de blindagem em viaturas militares
- 3.2 Gráficos de força eletrostática e significado físico
- 3.3 Esquema trinca frágil e dúctil
- 3.4 Impacto de um projétil ogival em um alvo conjugado
- 3.5 Mecanismo de Griffith
- 3.6 Mecanismo de Nemat- Nasser
- 3.7 Mecanismo adaptado de Goodier
- 3.8 Mecanismo de Lankford
- 3.9 Mecanismo de interação entre projéteis e alvos cerâmicos
- 3.10 Esquema de um impacto típico contra blindagem compósita cerâmica
- 3.11 Formação esquemática de trincas hertzianas e cone de fratura
- 3.12 Micrografia do tecido de aramida após impacto balístico
- 4.1 Tipos de protótipos fabricados
- 4.2 Foto dos protótipos 12 C3A e 12 C4A antes do teste balístico
- 4.3 Materiais e equipamentos utilizados na 1º etapa do trabalho
- 5.1 Protótipo 12C2A após impacto balístico
- 5.2 Protótipo 15C2A após disparo de munição perforante M2811
- 5.3 Protótipos 12C e 15C sem aplique cerâmico
- 5.4 Protótipo 20R após impacto balístico
- 5.5 Protótipo 16R após impacto balístico
- 5.6 Protótipo 12C4A após sofrer 2º impacto de munição perforante M2811
- 5.7 Protótipo 12C4A após 4º disparo com munição perforante M 2811
- 5.8 Protótipo 16R1A após disparo com munição perforante M 2811
- 5.9 Protótipo 12C3A após disparo único com munição perforante M 2811
- 5.10 Distribuição de Weibull para a amostra cerâmica A_{1000} 100
- 5.11 Distribuição de Weibull para formulação $A_{1000}Z$ 85-15
- 5.12 Distribuição de Weibull para formulação $A_{1000}Z$ 80-20
- 5.13 Distribuição de Weibull para formulação $A_{1000}Z$ 85-15
- 5.14 Distribuição de Weibull para formulação $A_{1000}Z$ 80-20
- 5.15 Distribuição de Weibull para formulação $A_{1000}A_{3017}$ 75-25

- 5.16 Distribuição de Weibull para formulação $A_{1000}A_{3017}$ 50-50
- 5.17 Distribuição de Weibull para formulação $A_{1000}A_{3017}$ 25-75
- 5.18 Distribuição de Weibull para formulação A_{1000} 100
- 5.19 Difratoograma da amostra A_{1000} 100
- 5.20 Difratoograma da amostra $A_{1000}Z$ 80-20
- 5.21 Difratoograma da amostra $A_{1000}Z$ 85-15
- 5.22 Difratoograma da amostra $A_{1000}Z$ 85-15
- 5.23 Difratoograma da amostra $A_{1000}Z$ 80-20

LISTA DE TABELAS

- 3.1 Comparação entre as propriedades dos principais cerâmicos aplicados em blindagem
- 3.2 Comparação de valores de dureza na escala de Knoop
- 3.3 Valores e taxa de crescimento médio do mercado de cerâmicas técnicas
- 3.4 Limite elástico de Hugoniot para algumas cerâmicas comerciais
- 3.5 Influência da taxa de deformação em um mesmo material sob diversos tipos de carregamentos produzidos por ensaios mecânicos
- 3.6 Comportamento teórico dos materiais sob carregamento
- 3.7 Impedância de choque de materiais para blindagem e para penetração
- 4.1 Propriedades da resina DER 331
- 4.2 Propriedades do endurecedor DEH 24
- 4.3 Características técnicas do endurecedor TETA
- 4.4 Propriedades do sistema DGEBA/TETA
- 4.5 Propriedades do tecido de twaron modelo *standard*
- 4.6 Propriedades fornecidas pelo fabricante relativas às placas de alumina sinterizadas
- 4.7 Propriedades do adesivo empregado
- 4.8 Características das munições utilizadas
- 4.9 Composição dos corpos de prova da 2º etapa
- 4.10 Nomenclatura e discriminação dos protótipos
- 4.11 Dimensão dos CP's extraídos por corte das placas de alumina cedidas pelo IPD/EB
- 5.1 Resultado dos impactos balísticos dos diversos protótipos ensaiados
- 5.2 Comparativo entre blindagens do mesmo desempenho balístico
- 5.3 Propriedades determinadas na 2º etapa experimental
- 5.4 Retração linear medida para os sistemas A/Z
- 5.5 Propriedades medidas da amostra de alumina cedida pelo EB
- 5.6 Comparativo entre os índices de desempenho das amostras que se destacaram

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

EB = Exército Brasileiro

CPrM = Campo de Provas da Marambaia

IPD = Instituto de Pesquisa e Desenvolvimento

F = Força eletrostática

a, b, m, n = Constantes dependentes dos íons que constituem o material cerâmico

a_0 = Separação entre íons

Z_1 = Número atômico do cátion

Z_2 = Número atômico do ânion

r = raio iônico do cátion

F_A = Força de atração eletrostática

F_R = Força de retração eletrostática

μs = microsegundo

LEH = Limite balístico de Hugoniot

σ_R = Tensão radial

σ_Z = Tensão axial

V_{SI} = Velocidade intermediária

V_{SL} = Velocidade baixa

V_{SH} = Velocidade alta ou hipervelocidade

ΣF_i = Somatório de todas as forças

ΣM_i = Somatório de todos os momentos

V = Velocidade em m/s

dE = Diferencial de energia

dl = Diferencial de distância

MEV = Microscópio Eletrônico de Varredura

T = Temperatura em °C

ASTM = American Standardization of Test Methods

TETA = Tetramina Trietileno Hexafuncional

M = Mega (10^6)

Pa = Pascal (unidade de tensão/pressão)

G = Giga (10^{10})

N = Newton (unidade de força)

V_{25} = Velocidade em m/s medido a 25 m à frente do término da cano da arma

CBC = Companhia Brasileira de Cartuchos

PVC = Policloreto de vinila

PT = perfuração total

NP = não-perfuração

PVA = Polivinil álcool

PEG = Polietileno glicol

K_{Ic} = Tenacidade à fratura ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$)

A_d = Área delaminada aparente (mm^2)

δ = Deflexão máxima aparente (mm)

R = Camada de retalho de tecido

A = Placa de alumina

C = Camada de tecido

RM = Resistência mecânica (MPa)

P = Probabilidade acumulada de fratura

m = Módulo de Weibull

RESUMO

O presente trabalho tem como objetivo a caracterização de uma blindagem cerâmica testada contra projéteis perforantes calibre 5,56 x 45mm.

Os mecanismos básicos envolvidos no desempenho dessas placas, assim como os referentes aos fenômenos de penetração e perfuração são apresentados.

São processados e caracterizados corpos de prova cerâmicos, à base de alumina, procedendo-se um estudo que visa a conferir o melhor desempenho destes quando aplicados em blindagem.

Verificou-se que, para um mesmo nível de proteção, uma blindagem cerâmica apenas 2,3 mm mais espessa que uma blindagem metálica monolítica possibilita redução de aproximadamente 50% em peso.

ABSTRACT

The aim of this work is to characterize the behavior of a ceramic armor tested against an 5,56 x 45 mm armor piercing projectiles.

The basics mechanisms involved in the plates' performance, as well as penetration and perforation phenomena are shown.

Ceramics samples, composed of alumina, are processed and characterized, following a specific study focusing on the higher performance of these materials when used in armor.

It was verified that, for the same level of security, a ceramic armor with just 2,3 mm more in thickness, compared with a metallic armor, allows approximately 50% reduction in weight

1. INTRODUÇÃO

A origem do termo blindagem remonta séculos de história. Muito antes da Idade do Bronze o homem se valia de madeira e artefatos de couro e lã para defesa pessoal, sob a forma de armaduras. Os acessórios de guerra foram se aperfeiçoando à medida que o conhecimento tecnológico permitiu o domínio dos materiais metálicos. Surgiram, séculos depois, os carros de combate blindados, aliando seu poder destrutivo à defesa e à agilidade (LAIBLE, 1980).

Na Primeira Guerra Mundial as blindagens consistiam basicamente de chapas de aço, fundido ou laminado, que desempenhavam tanto a função estrutural quanto a de blindagem. Registra-se que àquela época as blindagens dos carros de combate possuíam cerca de 12mm. Ao final da Segunda Guerra Mundial, cerca de três décadas mais tarde, esta espessura situava em torno de 280mm, conferindo às viaturas pesos acima de 60 toneladas e densidade superficial de quase 3 toneladas por metro quadrado (PRIOR, et al, 1979).

As blindagens, entretanto, têm sua evolução balizada pelo desenvolvimento das munições, e foi com o advento das munições anti-tanque que ficou demonstrado que as blindagens simplesmente monolíticas, constituídas por apenas um material, não eram capazes de deter as novas ameaças, sem que fosse elevado substancialmente o peso dos carros de combate (PESKES, et al, 1996).

Na Figura 1.1 é possível visualizar um carro de combate com blindagem cerâmica montada sobre forma de apliques sobre a estrutura metálica. Além de contribuir para a redução de peso, pelo fato de os cerâmicos serem menos densos que os metais, este artifício permite a rápida substituição das placas destruídas após o recebimento do impacto.

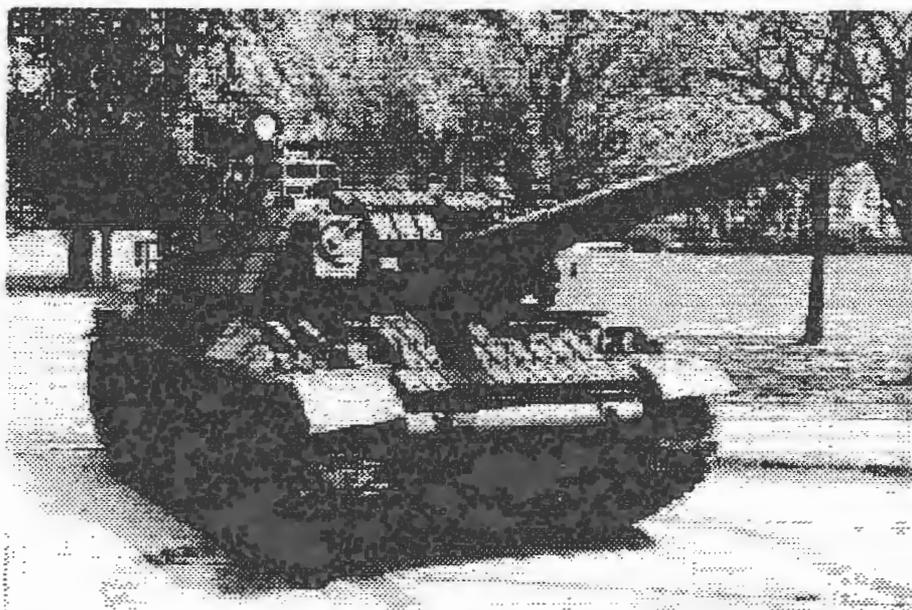


Figura 1.1 Carro de combate. Pode-se verificar a blindagem montada sobre a forma de apliques na superfície externa, permitindo a fácil substituição (LAST ARMOR).

Um novo conceito passa a ter suma importância: a agilidade. De modo a permitir maior mobilidade, tornou-se necessário o desenvolvimento de materiais mais leves. Surge, então, a possibilidade de usar materiais compósitos em blindagem, aliando os requisitos exigidos de propriedades mecânicas ao baixo peso específico (ACCHAR, 1988).

1.1 Cronologia do Estudo em Blindagens

Tomando por base a sistemática adotada por SOUSA, em 1999, iniciou-se uma pesquisa detalhada de autores que contribuíram, com seus estudos, para o desenvolvimento das blindagens compósitas. Encontram-se, pois, listados abaixo, em ordem cronológica, alguns trabalhos recentemente desenvolvidos na área de impacto balístico em blindagens rígidas leves, a maioria deles realizados no Instituto Militar de Engenharia.

Em 1978, WILKINS realizou extenso trabalho focado na mecânica de penetração de blindagens compósitas; atualmente oferece literatura especializada na modelagem matemática, via método de elementos finitos, de alvos compósitos.

Em 1988, ACCHAR realizou o estudo do comportamento balístico de blindagens leves, através do impacto de projéteis com calibre .38" especial, em laminados de kevlar 29 secos e úmidos, relacionando a magnitude de danos gerados no material pela energia absorvida do projétil.

Em 1989, LOURO desenvolveu estudo específico de danos em alumina quando submetida a ondas de choque, demonstrando diversos mecanismos pelos quais o cerâmico falha sob impacto balístico.

Em 1994, FERREIRA realizou o estudo sobre o comportamento mecânico de blindagens compósitas leves, realizando o impacto de projéteis com calibre 7,62 x 51 mm, 9,00 mm, .38" e .22" em compósitos laminados kevlar/epóxi, tendo estabelecido uma metodologia para avaliação de danos causados por impacto de projéteis contra esse tipo de blindagem.

Em 1995, ARAÚJO E RIBEIRO avaliaram o comportamento balístico de blindagens híbridas cerâmico/polímeros submetidas ao impacto de projéteis 7,62 x 51 mm. Estes compósitos eram constituídos de placa de alumina sinterizada e laminado fibra de vidro/epóxi. Estabeleceu-se um método de avaliação do desempenho da blindagem através da medida da área aparente de dano projetada.

Em 1996, COSTA JÚNIOR realizou o estudo da resistência de materiais compósitos submetidos ao impacto balístico, tendo elaborado um modelo computacional para predizer a resistência destes.

Também em 1996, CHAVES E BUARQUE realizaram a fabricação, caracterização e ensaio balístico de placas cerâmicas para blindagem compósita, à base de alumina sinterizada e laminado de fibra de vidro/epóxi. Nos ensaios balísticos foram empregados projéteis 7,62 x 51 mm. Os protótipos foram em seguida analisados qualitativamente através da medida da maior área aparente de dano.

Em 1998, AJDELSZTAJN realizou o desenvolvimento de placas de material compósito para aplicações contra impactos balísticos. Produziu e testou compósitos

cerâmico/polímero constituídos por placa de alumina sinterizada e laminado fibra de vidro/epóxi e por placas de alumina sinterizada e laminado kevlar/epóxi, utilizando projéteis 7,62 x 51 mm.

Em 1999, SOUSA realizou estudo experimental de blindagens rígidas leves, utilizando geopolímeros do tipo cimento polissialato e placas de háfias, submetidas a impactos de projetis 7, 62 x 51 mm e 5, 56 x 45 mm.

Em 1999, BARBOSA realizou a síntese e caracterização de polissialatos. Propôs um modelo estrutural dos compósitos polissialatos relacionando as razões molares com as condições reacionais empregadas em sua síntese.

Ainda em 1999, HAZELL elaborou artigo técnico no qual foram revisados os mecanismos de falha ocorrentes na penetração de uma blindagem cerâmica, procedendo a uma discussão em torno das vantagens e desvantagens dos diferentes cerâmicos disponíveis.

Finalmente, em 1999, FONSECA realizou a fabricação de protótipos de blindagem cerâmica à base de alumina sinterizada e laminado aramida/epóxi, submetendo-os a teste com munição 5, 56 x 45 mm perfurante.

As blindagens compósitas aliam o estado da arte no que concerne ao conceito de proteção e mobilidade, sendo implementadas às mais diversas viaturas militares. O material cerâmico é rígido, possui de baixa densidade frente aos metais e a elevada dureza tem a função de consumir parte da energia do projétil sob a forma de energia de fratura, provocando o colapso do sistema projétil - placa cerâmica. Este mecanismo de fragmentação contribui para que haja redução da quantidade de movimento, minimizando o poder de destruição. Cabe à porção dúctil da blindagem compósita, constituída geralmente por laminados de fibras e resina ou chapas metálicas, e posicionada após a placa cerâmica, a função de absorver a energia residual dos fragmentos do projétil e do cerâmico (REIJER, 1991).

2. OBJETIVOS

O objetivo deste trabalho é efetuar a caracterização de uma blindagem compósita cerâmica nível V, conforme NIJ0108.01 de 1981, do Departamento de Justiça norte-americano, norma adotada pelas empresas de blindagem. Este nível de blindagem é o aplicável a viaturas militares leves, bem como a veículos civis de transporte de autoridades ou valores. Para este nível de proteção é suposto que as blindagens resistam a disparos provenientes dos fuzis americanos AR-15, calibre 5,56 x 45 mm, de elevado poder destrutivo. Além disso, em novembro de 2002 o Exército Brasileiro homologou protótipo dos fuzis FAL (fuzil automático leve) 5,56 x 45mm, a serem fabricados na Indústria de Material Bélico - IMBEL. Essa nova família visa a substituir os atuais FAL 7,62 x 51mm, proporcionando redução substancial de peso sem perda do poder de destruição.

De modo a atingir o objetivo proposto, fabricou-se blindagens protótipos constituídas por placas de alumina, disponibilizadas pelo Exército Brasileiro (EB), e laminado de resina epóxi e tecido de reforço de fibra de aramida. Estes protótipos foram submetidos a teste balístico real, com munição 5,56 x 45 mm dos tipos convencional e perfurante, na Casa Balística do Campo de Provas da Marambaia, pertencente ao EB, localizado no Rio de Janeiro. Em seguida procedeu-se à caracterização das placas cerâmicas testadas balisticamente.

Uma vez comprovada a eficiência da alumina comercial empregada em blindagens, foi realizado, em uma segunda etapa, o processamento laboratorial de amostras cerâmicas que apresentassem características similares às da amostra cedida pelo EB, como em um processo de engenharia reversa.

Finalmente, visto que os cerâmicos apresentam dispersão nos valores de resistência mecânica, realizou-se uma tentativa de minimizar este efeito depreciativo, buscando-se a maximização do módulo de Weibull. Assim, no intuito de se obter maior confiabilidade no quesito resistência mecânica, foram fabricados e analisados corpos de prova 100% alumina, de diferentes composições granulométricas e compósitos cerâmicos alumina - zirconita e alumina - zircônia não estabilizada.

3. REVISÃO DE LITERATURA

3.1 Histórico

Ainda que tenham sido apresentados aos campos de batalha após a Segunda Guerra Mundial, a vocação dos materiais cerâmicos para proteção balística é conhecida, no entanto, desde 1918, quando foram comprovados que a elevada dureza e baixa densidade deste tipo de material, frente aos metais, proporcionava maior resistência à perfuração causada por impacto balístico. O primeiro experimento se deu com uma placa fina e dura de um cerâmico designado *enamel*, posicionada à frente de uma chapa de aço. Contudo, os resultados desse trabalho não foram implementados até 1962, quando R.L. Cook, do *Goodyear Aerospace Corporation*, nos Estados Unidos, desenvolveu a primeira blindagem compósita de face endurecida. A partir de então houve o início de extensivas pesquisas voltadas ao desenvolvimento da tecnologia da blindagem cerâmica (HAZELL, 1999).

O primeiro uso real da tecnologia de blindagem cerâmica ocorreu nos helicópteros da Marinha dos Estados Unidos, na década de 1960, durante a Guerra do Vietnã. Na figura 3.1 evidenciam-se exemplos consagrados da aplicação de blindagens nas forças armadas. Foram testados como componentes de blindagens diferentes cerâmicos, destacando-se a alumina e os carbetos de boro e silício, juntamente com aço ou alumínio (AJDELSZTAJN, 1998).



Figura 3.1 Exemplos da aplicação de blindagem em viaturas militares (LAST ARMOR).

A eficiência em segurança proporcionada pelas blindagens que usam placas cerâmicas é devida principalmente à maximização dos valores do módulo de elasticidade e da dureza, aliados às baixas densidades, características dos cerâmicos. O compromisso entre essas propriedades confere à blindagem a capacidade de fragmentar projetis perforantes de armas de baixo calibre, como revólveres, pistolas, metralhadoras e fuzis.

A concepção baseia-se na idéia de usar uma placa cerâmica na face de impacto, tendo como base um material que absorva a energia desenvolvida no impacto, sem que haja penetração. Os materiais de base são atualmente compósitos laminados multi-camadas de tecidos de fibras de elevada resistência, como a aramida (*Kevlar* da Du Pont ou o *Twaron* da holandesa Akzo Nobel), o spectra (fibra de polietileno de ultra-alto peso molecular), o nylon balístico e a fibra de vidro, impregnados de resina; ou placas metálicas de grande tenacidade, destacando-se aços especiais como o SAR 120-T e as ligas de alumínio (WILKINS, 1978).

São exemplos de materiais cerâmicos empregados em blindagem Al_2O_3 , SiC, WC, TiB_2 e B_4C , este último o de melhor desempenho devido a sua menor densidade, porém de custo mais elevado. Na tabela 3.1 estão listadas algumas propriedades dos materiais atualmente mais empregados.

PROPRIEDADE	MATERIAL		
	Al_2O_3	B_4C	SiC
Densidade (g/cm ³)	3,98	2,48	3,20
Densidade (% teórico)	>99,5	>98,5	>98,5
Resistência à Flexão (MPa)	460	410	634
Módulo de Weibull	13	12	18
Módulo Elástico (GPa)	400	460	450
Coefficiente de Poisson's	0,23	0,17	0,17
Dureza HV (0.3)Kg/mm ²	1600	3200	2300
Tenacidade à Fratura (MPa m ^{1/2})	3,8	2,5	4,3

Tabela 3.1 Comparativo das propriedades dos principais cerâmicos aplicados em blindagem (CERADYNE'S CERALLYOY 2002).

As placas cerâmicas são fixadas no laminado por meio de uma colagem elástica na qual o adesivo se polimeriza à temperatura e umidade ambientes. Uma camada de adesivo é necessária para segurar os fragmentos da placa cerâmica após o impacto. Essa camada precisa oferecer uma superfície rígida à compressão e que impeça as placas de mover lateralmente (LAIBLE, 1980).

Deve-se considerar a necessidade de encapsulamento das placas cerâmicas, evitando-se o efeito granada, ou seja, para conter os fragmentos gerados pelo estilhaçamento. Essa tarefa é desempenhada por tecidos de fibras especiais balísticas, como a aramida e o náilon, ou por chapas metálicas posicionadas à frente do material cerâmico. É importante que o cerâmico empregado na face de impacto dos laminados possua elevada dureza. Isto é decisivo para que haja consumo de energia pela fragmentação da ponta do projétil, permitindo que a porção tenaz da blindagem suporte o disparo sem que ocorra perfuração (FONSECA, 1999).

3.2 Materiais Cerâmicos

Materiais cerâmicos são compostos formados por elementos metálicos e não-metálicos unidos por ligações interatômicas predominantemente iônicas, porém com alguma contribuição do tipo covalente. Os materiais cerâmicos podem ser imaginados como sendo uma estrutura cristalina composta por íons eletricamente carregados, ao invés de átomos. Duas características dos íons que compõem a estrutura dos materiais cerâmicos cristalinos influenciam essa estrutura: a intensidade da carga elétrica de cada espécie e os tamanhos relativos entre cátion e ânion.

Os materiais cerâmicos são tipicamente frágeis, apresentam elevada dureza (Tabela 3.2), elevado ponto de fusão, alta estabilidade química e elevada resistência à compressão (CALLISTER, 1993). No que tange à aplicação em blindagens, a elevada dureza é um requisito imprescindível para promover a fragmentação do projétil.

MATERIAL	DUREZA KNOOP APROXIMADA
Diamante	7000
Carbeto de Boro (B_4C)	2800
Carbeto de Silício (SiC)	2500
Carbeto de Tungstênio (WC)	2100
Óxido de Alumínio (Al_2O_3)	2100
Quartzo (SiO_2)	800
Vidro	550

Tabela 3.2 Comparativo de valores de dureza na escala Knoop (carga de 100g) de sete materiais cerâmicos (CALLISTER, 1993).

De um modo geral a resistência mecânica dos sólidos depende da resistência de suas ligações interatômicas. Num sólido ideal livre de defeitos de quaisquer naturezas, todos os átomos contribuem igualmente para a resistência de coesão interatômica. Caso esse sólido seja submetido a uma tensão trativa, ele irá se alongar elasticamente até alcançar um espaçamento limite para o qual suas forças de atração eletrostática se igualem à tensão trativa aplicada. A partir deste ponto há a fratura do material através de um plano atômico (HOVE, 1971).

Uma estimativa da resistência à fratura pode ser feita considerando a natureza da força existente entre os íons que constituem o material cerâmico. Esta força F é uma função da distância de separação a_0 , aproximada pela expressão (KINGERY, 1976):

$$F = -a/a_0^m + b/a_0^n$$

Onde a , b , m e n são constantes que dependem dos íons que constituem o material, neste caso formado por duas espécies químicas. O primeiro termo representa uma força atrativa e o segundo uma força repulsiva. A força de coesão iônica ocorrerá apenas se n for maior que m , e a força total resultante dependerá da distância de separação conforme mostrado na Figura 3.2.

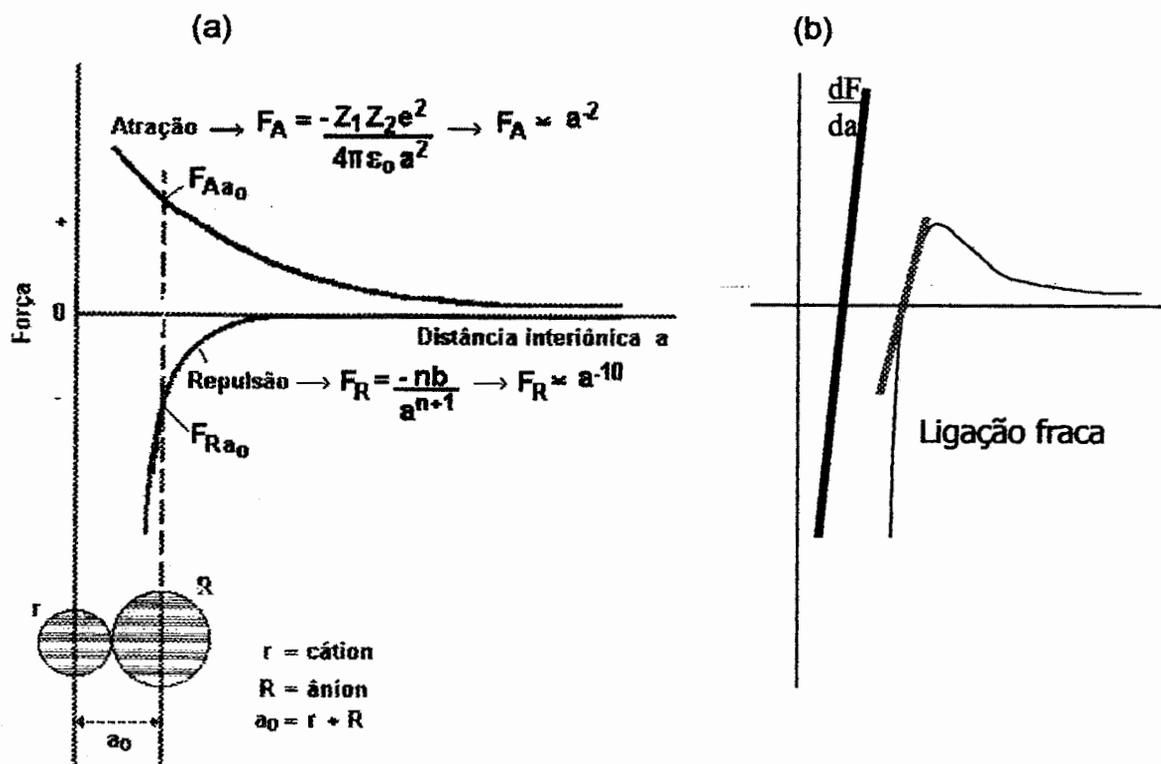


Figura 3.2 No gráfico podem ser observadas as forças atrativas e repulsivas na ligação entre dois elementos (a); e os diferentes somatórios de forças na ligação entre dois elementos, obtendo-se diferentes módulos de elasticidade (b) (BERGMANN, 2001)

A resistência à fratura dos materiais cerâmicos é substancialmente inferior ao valor previsto teoricamente a partir das forças de ligação interatômicas. Usualmente a resistência medida é da ordem de 10 a 20% do valor teórico, devido à presença de defeitos microestruturais, sendo a porosidade e os vazios os principais responsáveis, pois agem como concentradores e amplificadores de tensão trativa, agindo como sítios nucleadores de microtrincas (HÜBNER, 2001).

A grande dispersão nos valores medidos de resistência à fratura dos materiais cerâmicos é justificada pela dependência dessa propriedade à probabilidade de existência de defeitos capazes de iniciar uma trinca. Esta probabilidade é, por sua vez, dependente do processo de fabricação e do tratamento subsequente a que se submete o corpo de prova antes do ensaio. O tamanho do corpo de prova, ou o seu volume, influencia a resistência à fratura; quanto maior o tamanho do corpo de prova, maior a probabilidade de haver defeitos, e menor será o valor da resistência mecânica medida. Por este motivo, usualmente são aplicados tratamentos estatísticos aos resultados de resistência mecânica, visando a determinar a

sensibilidade do material à sua microestrutura, sobretudo em relação aos defeitos, destacando-se a estatística de Weibull (ASKELAND, 1994).

Os cerâmicos quando submetidos a tensões compressivas suportam cargas muito maiores que sob tensões trativas. Isso ocorre devido à redução drástica nos mecanismos de amplificação de tensão que ocorre nos defeitos internos, sobretudo nos vazios (EVANS, 1984).

Nos materiais cerâmicos cristalinos, caso da alumina (Al_2O_3), como nos materiais metálicos, verifica-se a ocorrência de deformação plástica a partir da movimentação de discordâncias, embora em intensidade menor que nos metais. Uma razão para a dureza e fragilidade dos cerâmicos é a dificuldade em haver deslizamento entre os planos cristalinos, ou a dificuldade em haver a movimentação de discordâncias, pois há poucos sistemas de deslizamento disponíveis. Este fato é consequência da natureza elétrica dos íons que compõem a estrutura, pois para haver o escorregamento entre os planos é preciso que haja movimentação não de átomos, mas de íons, que são ora atraídos ora repelidos por íons vizinhos, restringindo o movimento (CALLISTER, 1993).

De um modo geral as fraturas podem ser do tipo frágil ou dúctil, como se observa na Figura 3.3. A fratura dúctil ocorre quando o material apresenta elevada ductilidade, permitindo haver deformação plástica macroscópica. A trinca se forma a partir da coalescência de microcavidades no interior do material, conferindo à ela um aspecto menos agudo que a trinca que ocorre na fratura frágil. A fratura frágil, entretanto, é típica de materiais pouco dúcteis. A trinca se propaga com ponta aguda, sem que haja uma deformação permanente visível. O trincamento pode ocorrer entre os grãos do material (fratura intergranular) ou definida pela orientação cristalográfica (clivagem) (ASKELAND, 1994).

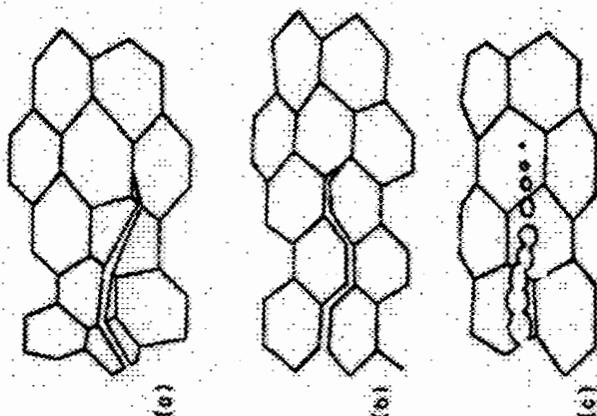


Figura 3.3 Esquema trinca frágil e dúctil mostrando diferentes Propagações sendo, (a) Transgranular; (b) Intergranular e; (c) A partir da Coalescência de Microcavidades.

3.2.1 Cerâmicos avançados

Materiais cerâmicos avançados, ou de alto desempenho, são aqueles projetados para atingir propriedades físico-químicas específicas. Destacam-se os materiais cerâmicos com aplicações estruturais ou funcionais, isto é, com aplicações óptico-eleto-magnéticas. Esta classe de materiais cerâmicos surgiu na década de 1960, a partir da qual a demanda por cerâmicas técnicas avançadas tem crescido ano após ano.

Os cerâmicos avançados são projetados micro e macroestruturalmente para emprego por parte das indústrias de alta tecnologia, como as de eletrônicos, energia, biotecnologia, automotiva, defesa e aeroespacial. Na Tabela 3.3 vê-se a representatividade do mercado mundial de cerâmicos avançados. Nota-se o emprego predominante destes nos setores aeroespaciais e demais indústrias de alta tecnologia, não sendo surpreendente a taxa de crescimento das aplicações eminentemente militares [(SPRIGGS, 1991), (PASCUCCI, 1993)]

ÁREA DE APLICAÇÃO	1985	1990	1995	Taxa de Crescimento Médio Anual (1985-1995)
Fibra Óticas	227	459	982	15,8
Eletrônica	214	341	497	8,8
Aerospacial & Militar	23	62	114	17,4
Médica	43,1	65,9	104,5	9,3
Nuclear	3	6,5	6,6	5,8
Total	510,1	934,4	1704,1	12,8

Tabela 3.3 Taxa de crescimento do mercado de cerâmicas técnicas. Apresenta os valores (milhões de dólares norte-americanos) e a taxa de crescimento média do período de 1985 – 1995 do mercado de cerâmicas técnicas (SPRIGGS, 1991).

3.3 Comportamento Mecânico da Blindagem Cerâmica

3.3.1 Mecânica da penetração

A penetração de alvos por projetis é influenciada por variáveis como: propriedades dos materiais, velocidade de impacto, geometria do projétil, dimensões do alvo e do projétil, bem como as condições de fixações da blindagem – alvo.

A penetração de uma placa pode ocorrer pela combinação de dois ou mais mecanismos e os limites balísticos podem ser diferentemente definidos. Considerar-se-á como limite balístico o maior valor de velocidade que o alvo suporta, para uma munição específica, sem que haja perfuração total. Diferentes mecanismos de deformação ocorrem durante a perfuração, que se dá em diferentes estágios durante o processo. Para compreender o fenômeno de perfuração do alvo, é necessário que se identifiquem as condições de falha tanto do alvo quanto do projétil (WILKINS, 1978).

São necessários conhecimentos específicos sobre as condições de falha da blindagem para projetar alvos com mínima densidade de área, aptos a resistir à perfuração; bem como para o projeto de projetis com capacidade de perfurar alvos, a

uma mínima energia. Para que se reunam estes requisitos de projeto, faz-se necessário tanto a identificação das propriedades determinantes dos materiais quanto a compreensão do modo como elas se relacionam durante a falha devida à perfuração (CONNI, 1985)

Quando um projétil atinge um alvo, a primeira onda a se propagar no alvo é de compressão, seguida por uma onda de relaxamento. Uma onda de relaxamento adicional é gerada quando a onda compressiva atinge a extremidade livre do alvo, exatamente na face oposta ao impacto, bem como na do projétil. A interação entre essas duas ondas de relaxamento pode causar o desenvolvimento de elevadas tensões trativas no alvo. Se a onda de compressão original for grande o suficiente, a tensão trativa proveniente das duas ondas de relaxamento pode causar fratura por fragmentação da região atingida no alvo. Esse tipo de fratura é comum em materiais frágeis, como os cerâmicos. Esse é o primeiro modo de fratura passível de ocorrer no alvo. O tempo de fragmentação é da ordem do tempo gasto pelas ondas do som transpassarem a espessura da blindagem (WILKINS, 1978).

Para impactos normais, o estado de tensões é claramente bidimensional, caracterizando por um estado plano de tensão. Para impactos oblíquos, há complicação adicional devido à tensão de cisalhamento, oriunda da flexão, causadas pelo carregamento assimétrico. Sob certas condições de geometria do projétil e características do material e velocidade de impacto, a combinação das tensões trativas e cisalhantes pode ocasionar falha do projétil ou o seu ricochete (ZUKAS, 1982).

Os parâmetros mais importantes para que um alvo, de forma geral, resista à penetração são (ZUKAS, 1982):

- Módulo de cisalhamento
- Resistência mecânica
- Densidade
- Espessura

É desejável que se maximizem módulo e resistência mecânica, e que se minimizem densidade e espessura. Isso vem sendo obtido com a substituição das blindagens metálicas tradicionais pelas fabricadas com materiais compósitos. Os laminados compósitos, juntamente com os cerâmicos avançados, apresentam uma das maiores relações entre módulo e resistência específicos. Esses parâmetros contribuem para que se obtenha uma barreira rígida contra o projétil.

3.3.2 Projétil

Para um projétil abater um alvo, uma grande tensão deve ser gerada pelo impacto para superar a resistência do material do alvo e remover material deste último. Portanto, os requisitos mais importantes para os projetis são (CANARIM, 1987):

- Elevada velocidade
- Elevada densidade
- Comprimento na direção de penetração

Quanto maior a densidade do material do projétil, maior a sua massa, para um calibre específico. Essa condição, juntamente com a de elevada velocidade, repercutirão na maximização da energia de impacto do projétil. Essa energia é considerada equivalente à energia cinética do projétil no momento do impacto contra o alvo. Quanto maior essa energia, maior o poder de destruição, visto que o alvo deverá ser apto a absorver uma maior quantidade de energia, sem permitir que haja perfuração (AJDELSZTAJN, 1998).

Quanto ao comprimento do projétil na direção de penetração, além dos conceitos aerodinâmicos envolvidos em seu vôo, há ainda o problema referente à fragmentação de sua ponta durante o atrito contra o alvo cerâmico, de maior dureza. Caso o projétil fosse curto, todo ele seria mais facilmente fragmentado. Os requisitos de geometria são fundamentais para que a energia cinética resultante seja aplicada de modo concentrado no momento do impacto. Para que o projétil mantenha a forma original, a resistência mecânica do projétil também se torna um requisito de projeto (ZUKAS, 1982).

3.3.3 Cerâmica

A primeira imposição para que o alvo suporte um projétil com ponta ogival é que o primeiro deva fragmentar a ponta do projétil o mais rapidamente possível. A propriedade do alvo que poderia vir a promover esta função seria a resistência à deformação, função a ser desempenhada pelo material cerâmico.

O emprego do cerâmico se justifica principalmente contra projéteis de elevada energia cinética e contra projéteis perfurantes com formato ogival. Este fato é justificado por se ter conhecimento que a velocidade mínima para que se perfure um alvo é menor para projéteis ogivais do que para os de formato cilíndricos, especificamente para alvos pouco espessos (WILKINS, 1978).

O projeto de blindagens compósitas pode ser melhor compreendido mediante simulações computacionais a partir de *softwares* como *LS-DYNA*, *AUTODYN-2D* e *DYNA-3D*. A figura 3.4 mostra o esquema de um alvo conjugado impactado por um projétil ogival. A face de impacto é revestida com alumina.

Um mecanismo plausível para descrição do impacto de um projétil contra uma blindagem compósita cerâmica encontra-se pormenorizado a seguir (MATCHEN, 1996):

Evento 1 : de 0 – 9 μs → A ponta do projétil é destruída e o laminado tenaz de base começa a escoar na interface conoidal de impacto;

Evento 2: de 9 – 15 μs → O projétil é erodido pelos fragmentos cerâmicos. Cerca de 40% da energia de impacto é consumida neste evento;

Evento 3: Após 15 μs → O laminado tenaz de base absorve, pelos mecanismos de deflexão e de delaminação, os 60% de energia residual contida nos fragmentos do projétil e do cerâmico.

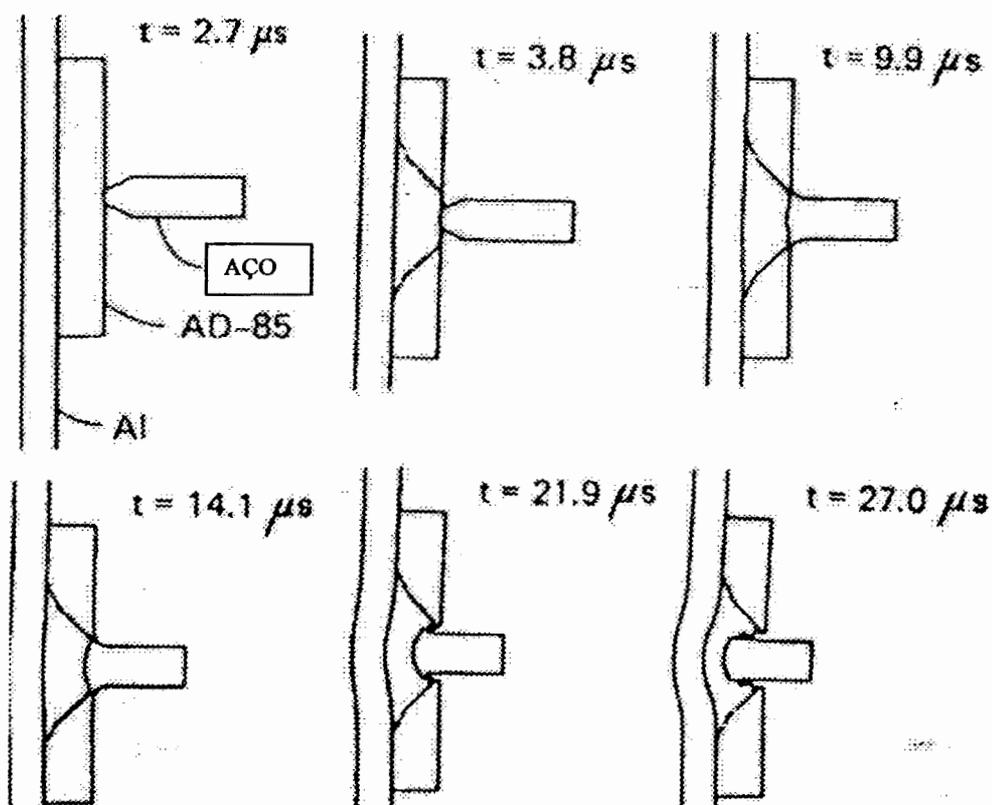


Figura 3.4 Impacto de um projétil ogival de aço a 853 m/s contra um alvo composto. O cone de fratura está esboçado na placa cerâmica identificada pelo código AD-85 (Wilkins, 1978).

O principal mecanismo de consumo de energia do projétil, no momento do impacto contra a blindagem composta cerâmica, é devido à sua perda de massa. Estima-se que um aumento de cerca de dois microsegundos na duração do evento 2, descrito acima, poderia aumentar em aproximadamente 10% o limite balístico da blindagem. O colapso da placa cerâmica está intimamente relacionado à duração da fase de erosão do projétil. Dessa forma devem ser realizados progressos nas seguintes áreas (WILKINS, 1978):

- Desenvolvimento de compósitos laminados de maior rigidez e tenacidade; e
- Desenvolvimento de cerâmicos com maior resistência à tração.

3.3.4 Fratura dos cerâmicos sob impacto balístico

Tensões compressivas puramente isotrópicas não causam propagação de trincas porque o movimento da trinca em escala atômica deve ser induzido por tensões trativas. Embora os materiais cerâmicos falhem por propagação de trincas

em ensaios quase estáticos de compressão, este comportamento não é esperado quando esses materiais são comprimidos por choque, em virtude do elevado componente de pressão isostático envolvido (GRAHAM, 1971). Contudo, deve ser considerado o desenvolvimento de tensões trativas localizadas em cerâmicas policristalinas sujeitas a compressão por choque (YAZIV, 1985).

Visando a aprofundar o estudo do comportamento dinâmico de blindagens, faz-se necessário definir o limite de escoamento dinâmico do material, ou Limite Elástico de Hugoniot (LEH). Esta entidade é definida como sendo a maior onda elástica que pode ser transmitida em um material sem que haja danos permanentes à sua estrutura. Seguem abaixo os valores do LEH de algumas cerâmicas (ZUKAS, 1982).

Material	Al ₂ O ₃	B ₄ C	VIDRO	BeO	MgO
Densidade (g/cm ³)	3,98	2,50	2,48	2,84	3,57
LEH (GPa)	11,2	15,0	7,3	8,5	8,9

Tabela 3.4 Limite elástico de Hugoniot de algumas cerâmicas comerciais (AJDELSZTAJN, 1998).

Louro, et al, listaram diversos mecanismos pelos quais a alumina fratura quando submetida à compressão por onda de choque. Essa contribuição foi determinante no estudo de materiais cerâmicos avançados com aplicações em blindagens, onde o impacto de projetis gera elevado campo de tensões, tendo que suportar as ondas de choque subseqüentes. Um dos resultados, contudo, mostra que placas de alumina sofreram trincamento a níveis de tensões inferiores ao LEH. Esse fato é explicado considerando que o material possui defeitos pré-existentes que agem como sítios nucleadores de trinca, mesmo sob pulsos de compressão. Enfim, heterogeneidades microestruturais podem criar condições favoráveis para geração de tensões trativas sob carregamento compressivo (LOURO, 1989). Baseado em seu trabalho são apresentados, resumidamente, os quatro mecanismos atuantes no fenômeno por eles estudado:

- Mecanismo de GRIFFITH → Pioneiro na elucidação de fratura frágil sob compressão. Seu modelo é aplicado sobre um sólido que supostamente contém trincas de diversas orientações. Diz que a fratura local sob tração pode ser atingida

em compressão triaxial quando as tensões cisalhantes, produzidas pela anisotropia da compressão, deslocarem as superfícies das trincas em oposição às forças de atrito e produzirem tensões trativas próximas das pontas destas trincas. Desse modo, alcançadas as condições críticas nas pontas destas trincas cisalhadas, ocorre propagação das trincas pré-existentes, paralelamente à direção da tensão compressiva máxima, como mostrado na Fig 3.5. Portanto, a fratura final se dá pela propagação das trincas pré-existentes, como resultado da desigualdade das tensões compressivas triaxiais.

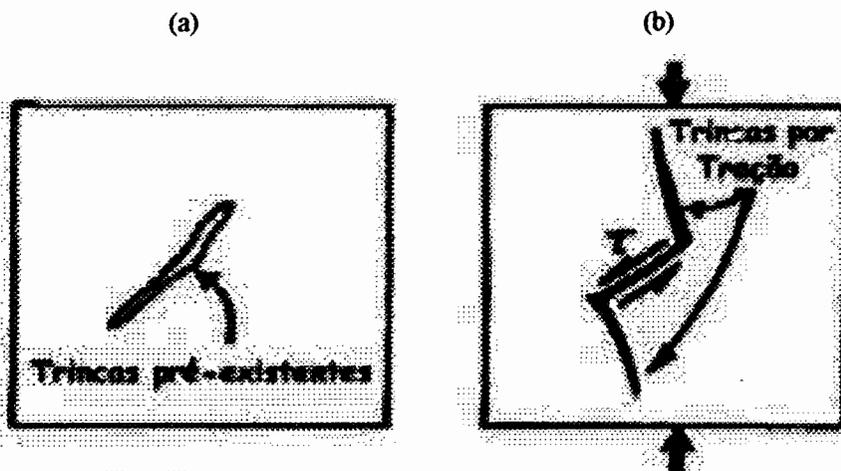


Figura 3.5 Fratura por Compressão: (a) Cisalhamento de trinca pré-existente que produz concentração de tensões nas pontas da trinca e; (b) Formação de trincas secundárias nas extremidades do defeito pré-existente. Nota-se que as trincas secundárias tendem a se alinhar com a direção principal de compressão (SOUSA, 1999).

- Mecanismo de NEMAT-NASSER → Aborda o colapso de defeitos em materiais porosos submetidos à compressão. Postula que um defeito bidimensional circular ou tridimensional esférico, em razão do fluxo plástico anisotrópico provocado pelas tensões compressivas, rapidamente se deforma para um formato não-circular. Em consequência, a forma do vazio varia dinamicamente, adquirindo formato elipsoidal até atingir uma razão de aspecto constante ou se tornar uma trinca, dado o estado compressivo de tensão. Assim, as tensões residuais despertadas nas vizinhanças do defeito podem provocar o crescimento da trinca formada pelo colapso do defeito original, dependendo do tamanho do defeito pré-existente, da ductilidade do material e da taxa de carregamento, como mostra a Fig 3.6.

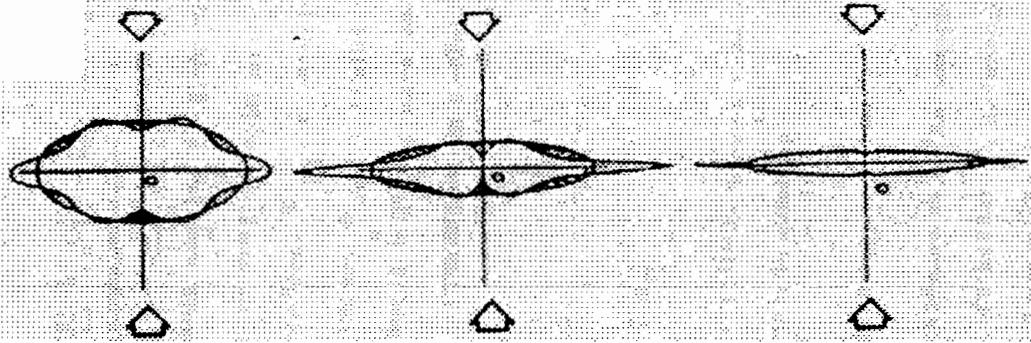


Figura 3.6 Tensões residuais produzidas nos contornos de defeitos parcialmente colapsados por compressão: (a) após $t = 2,57 \times 10^{-4}$ s; (b) após $t = 2,70 \times 10^{-4}$ s e; (c) após $t = 2,80 \times 10^{-4}$ (SOUSA, 1999).

- Mecanismo adaptado de GOODIER → Goodier calculou as tensões ao redor de cavidades e inclusões esféricas perfeitamente rígidas. Seus cálculos mais detalhados, realizados em parceria com Timoshenko e à luz da teoria da elasticidade, concluem que quando cavidades esféricas internas são submetidas à compressão, tensões trativas são originadas no plano equatorial dessas discontinuidades. Dependendo da anisotropia do material, dada pelo coeficiente de Poisson, a tensão trativa atinge valores significativos, capazes de gerar trincas a partir destas cavidades esféricas. O mecanismo está esquematizado na Fig. 3.7.

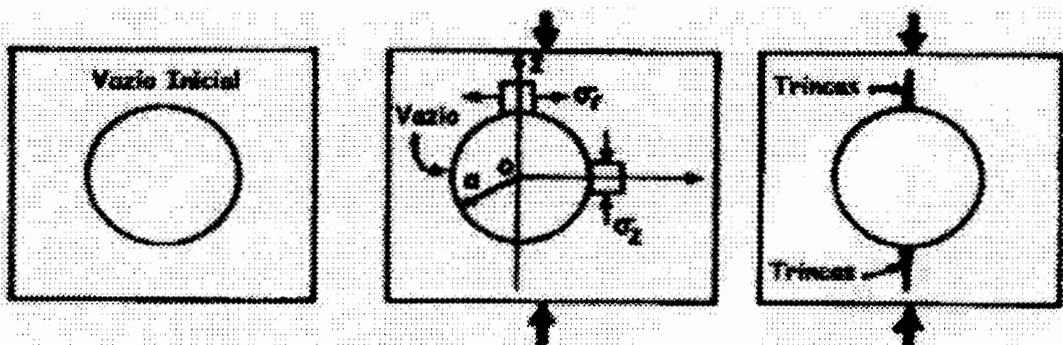


Figura 3.7 Tensões geradas em uma cavidade esférica interna submetida à compressão uniaxial (SOUSA, 1999).

- Mecanismo de LANKFORD → Está apresentado na Fig 3.8. Baseia-se na interação entre bandas de carregamento e os contornos de grão, antes que a resistência à compressão seja atingida, gerando microtrincas. Essa fragmentação localizada, advinda da anisotropia microestrutural, é responsável pela concentração de tensões nos contornos de grão. Se dois grãos adjacentes possuem módulos de elasticidade diferentes ao longo do eixo de compressão, devido às diferentes orientações

cristalográficas, eles tenderão a se deformar diferentemente, o que causa tensões adicionais nesses contornos, para atender aos requisitos de compatibilidade de deformação. Lankford encontrou bandas de deformação gerando microtrincas para tensões entre 25 a 50% da tensão de falha da alumina.

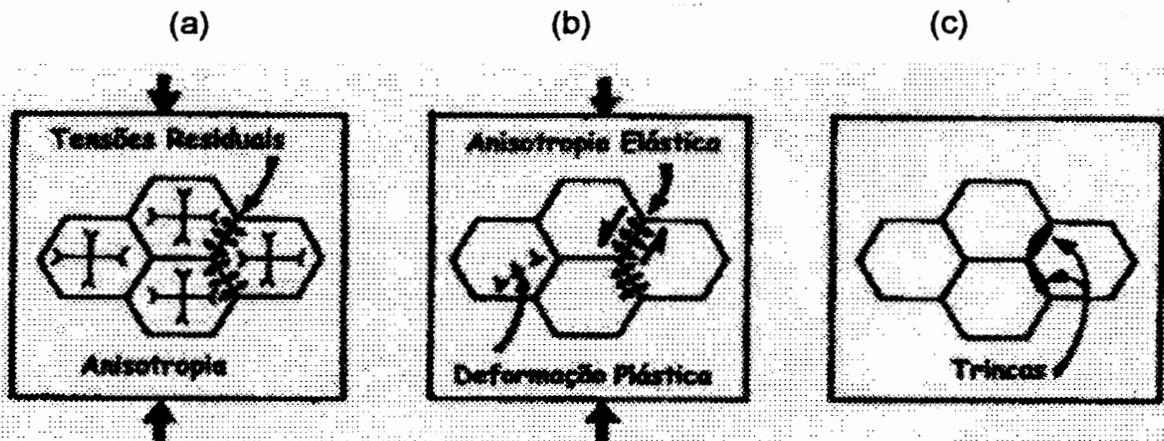


Figura 3.8 Diagrama esquemático mostrando como (a) a anisotropia das propriedades elásticas e (b) a deformação plástica localizada pode levar a concentração de tensão e (c) trincamento nos contornos de grão.

3.4 Comportamento de Materiais sob Diferentes Regimes de Carregamento

A dificuldade de caracterizar o comportamento de um material sob impacto está nas suas diferentes respostas às diversas taxas de deformação na qual é submetido. Fenômenos realizados a diferentes taxas de deformação levam a comportamentos distintos em um mesmo material, como mostrado na Tabela 3.5. A sensibilidade do material à taxa de deformação aumenta com a própria taxa, o que do ponto de vista da mecânica dos sólidos pode ser atribuído ao efeito de inércia devido ao rápido crescimento da taxa de deformação, ou ainda pelo ponto de vista físico, a uma súbita transição de um mecanismo termicamente ativado, à baixa velocidade, para um mecanismo linear viscoso, à alta velocidade, com o efeito de amortecimento de fônons e/ou elétrons. Num impacto à alta velocidade, o fenômeno de propagação de ondas de choque é preponderante (SOUSA, 1999).

Na Tabela 3.6 estão listados os comportamentos teóricos dos materiais submetidos ao carregamento. A Lei de Hooke é aplicada aos materiais submetidos a

condições de carregamento que resultem em tensões abaixo da tensão de escoamento. Conforme a intensidade de carregamento aumenta, os materiais são levados para dentro da extensão plástica onde podem ser governados pelas equações da viscoelasticidade. Neste regime os mecanismos de carregamento são deformações extensas, aquecimento e freqüentemente falha global. Com o posterior aumento da intensidade de carregamento, os materiais comportam-se de forma hidrodinâmica uma vez que as pressões geradas excedem em várias vezes o valor da resistência ao impacto do material. Um exemplo típico é o desempenho balístico de compósitos cujo mecanismo de falha pode somente ser descrito por ondas de choque (SOUSA, 1999).

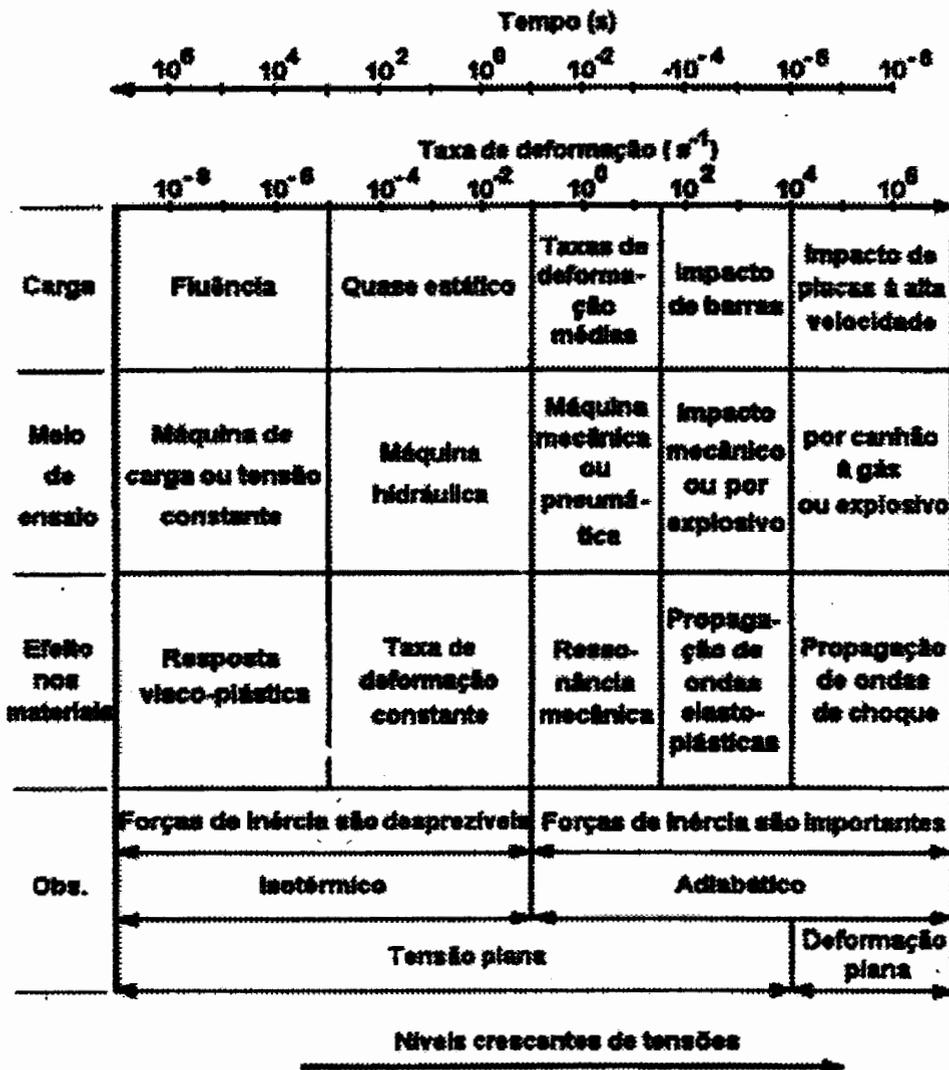


Tabela 3.5 Influência da taxa de deformação em um mesmo material sob diversos tipos de carregamentos produzidos por ensaios mecânicos (AJDELSZTAJN, 1998).

REGIME	TEORIA GOVERNANTE	EXTENSÃO DA DEFORMAÇÃO
Elástico	Lei de Hooke	-
Plástico	Viscoelasticidade	Global
Hidrodinâmico	Onda de Choque	Local

Tabela 3.6 Comportamentos teóricos dos materiais sob carregamento (SOUSA, 1999).

O fenômeno do impacto pode ser caracterizado por diversas formas. Porém, uma descrição completa da dinâmica dos sólidos sob impacto demandaria cuidado em relação à geometria dos corpos envolvidos, o propagação de ondas elásticas, plásticas ou de choque, escoamento hidrodinâmico, deformação finita, efeitos térmicos e de fricção e a iniciação e propagação de falhas nos materiais envolvidos na colisão (STRONGE, 2000).

A Figura 3.9 mostra a resposta de uma blindagem cerâmica ao impacto balístico. Viechinicki estudou esse fenômeno dividindo-o em três regimes de velocidade (ROGER, 1996):

- baixa velocidade $\rightarrow V_{SL} < 700 \text{ m/s}$
- velocidade intermediária $\rightarrow 700 \text{ m/s} < V_{SI} < 5000 \text{ m/s}$
- alta velocidade ou hipervelocidade $\rightarrow V_{SH} > 5000 \text{ m/s}$

Na Figura 3.9 é possível notar que em baixa velocidade o cerâmico deforma o projétil, enquanto sofre uma fratura cônica. Para velocidades intermediárias há o início da penetração no cerâmico. Em hipervelocidades há a erosão do cerâmico.

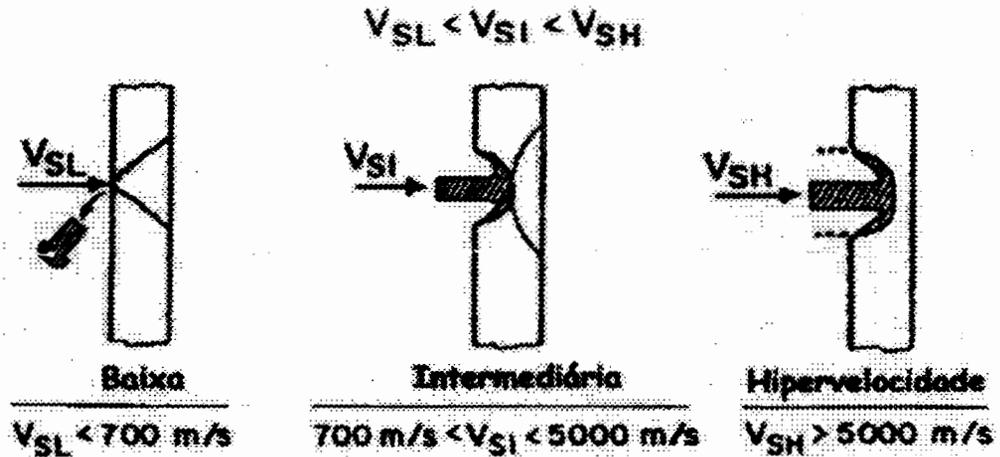


Figura 3.9 Mecanismos de interação entre projetis e alvos cerâmicos em função da velocidade de impacto (SOUSA, 1999).

As propriedades mecânicas quase-estáticas governam a penetração em impactos à baixa velocidade. À alta velocidade, o material se comporta, durante a penetração, como um fluido ou hidrodinamicamente. Em velocidades intermediárias, o processo é governado tanto pelo comportamento dinâmico do material e quanto pelo comportamento hidrodinâmico, sendo esta a faixa que se encontra os projetis militares (SOUSA, 1999).

Para carregamentos estáticos ou quase-estáticos, tem-se que qualquer elemento do sistema material pode ser discretizado em estados de equilíbrio estático ($\Sigma F_i = 0$ e $\Sigma M_i = 0$), mantendo compatibilidade de deformações. Sob carregamento dinâmico, entretanto, o corpo apresenta um comportamento não-linear de tensão e deformação. A uma alta taxa de carga externamente aplicada não ocorre um tensionamento uniforme ao longo dos elementos do corpo. Ou seja, a tensão e a deformação variam com o tempo, viajando no interior do corpo com velocidades específicas. Estas perturbações dinâmicas são pulsos ou ondas em propagação (SOUSA, 1999).

Na faixa de velocidades intermediárias a transmissão de energia cinética, pelo material, proveniente do movimento do projétil e através de sua superfície ocorre principalmente por meio da propagação de ondas de choque.

O impacto do projétil contra a face da blindagem cerâmica cria ondas de choques compressivas que se propagam tanto pelo cerâmico quanto pelo projétil,

sob pressões da ordem de 28 GPa para impactos de projetis calibre 7,62 x 51 mm a 900 m/s. As ondas de choque se propagam a velocidades sônicas, também em ambos os materiais. Para o aço e carbeto de boro esses pulsos alcançam velocidades da ordem de 4.800 m/s e 14.400 m/s, respectivamente.

Quanto maior a diferença das velocidades de propagação das ondas de choque pelo cerâmico e pelo projétil, maior o efeito do dano causado a este último, minimizando-se, portanto, os danos causados às blindagens (MATCHEN, 1996).

Os mecanismos pelos quais os projetis derrotam as blindagens são função de fatores diversos, destacando-se, além da sua velocidade no impacto, sua dureza e impedância de choque. Considera-se usualmente a impedância (I) do material, dada pela Equação 3.1, como sendo o produto da densidade (ρ) pela velocidade de propagação da onda de choque pelo material, costumeiramente equivalente à velocidade de propagação do som naquele meio (c) (ZUKAS, 1982):

$$I = \rho \cdot c \text{ [kg.m}^{-2}\text{.s}^{-1}\text{]} \quad (3.1)$$

Nota-se na Tabela 3.7 os elevados valores de impedância para o Tungstênio e Urânio, materiais empregados como cabeça de projetis de alto poder de destruição; as blindagens cerâmicas de melhor desempenho apresentam valores de impedância da ordem de grandeza da apresentada pelo aço (AJDELSZTAJN, 1998).

Material	W	U	TiB ₂	Al ₂ O ₃	Aço	SiC	B ₄ C	Al
I (MPa.s/m)	722	536	490	384 – 410	398	358	344	126

Tabela 3.7 Impedância de materiais para blindagem e para penetração (VIECHNICKI, et al, 1991).

A propagação das ondas de choque é a principal responsável pelos danos nas blindagens. Ela se inicia com o impacto balístico; o pulso compressivo tende a se propagar compressivamente até encontrar uma superfície livre, quando sofre reflexão, voltando a se propagar, em intensidade reduzida, como um pulso trativo,

responsável pela fratura do alvo e colapso do projétil. De um modo geral os materiais de baixa densidade apresentam tendência de dissipar ondas de choque, sendo, portanto, possível o seu emprego na interface de blindagens compósitas (AJDELSZTAJN, 1998).

Na Figura 3.10 encontra-se apresentado, esquematicamente, um impacto típico de projétil ogival contra blindagem compósita cerâmica. A elevada dureza da placa cerâmica e as diferentes impedâncias de choque dos materiais da blindagem e do projétil são responsáveis pela sua fragmentação, consumindo parte da energia de impacto.

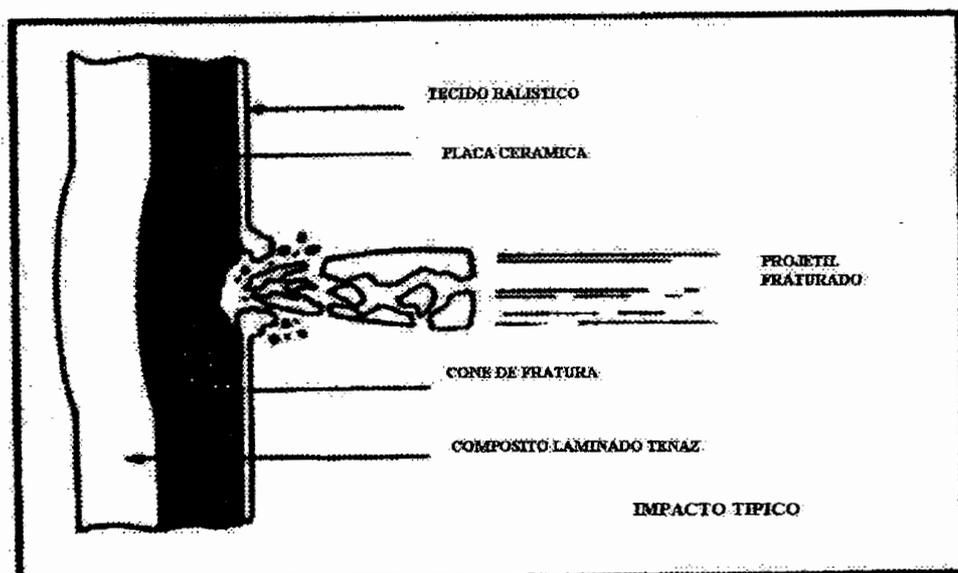


Figura 3.10 Esquema de um impacto típico contra blindagem compósita cerâmica

Sabe-se que a energia cinética do projétil ($E_c = 1/2 mV^2$) é proporcional ao quadrado da sua velocidade. Verifica-se, contudo, que a região de dano do alvo é inversamente proporcional à velocidade do projétil. Em impactos a altas velocidades pode ocorrer do material do alvo não suportar as tensões aplicadas, ocasionando a perfuração; para velocidades baixas ou intermediárias as tensões e deformações induzidas pelo carregamento externamente aplicado, percorrem o material sob forma de ondas. Essas ondas se deslocam à velocidade do som naquele meio, criando situações de equilíbrio entre o carregamento externo e as tensões internas, deformando o material ($dE = Fdl$) (SOUSA, 1999).

Denomina-se *spalling* à fratura dinâmica causada por um pulso trativo gerado pela reflexão de uma onda de choque na superfície livre do material. É típica a ocorrência desse tipo de fratura nas blindagens cerâmicas, onde várias trincas são formadas e crescem simultaneamente até que haja a fragmentação em muitas partes (FERREIRA, 1994).

Outra justificativa para o colapso do cerâmico se dá, segundo Evans, durante a penetração, momento no qual o projétil transfere grande quantidade de movimento para a blindagem e a placa cerâmica pode tender a fletir. Essa possível flexão provocaria a ruptura da cerâmica na superfície oposta ao impacto, submetida à um campo de tensões trativas. A fratura ora criada se propagaria em direção ao projétil e, no instante que interceptasse a região danificada pela incidência direta do projétil, o cone de fratura se completaria repercutindo na fragmentação total do cerâmico (EVANS, 1984).

O cone de fratura mostrado na figura 3.9 é destacado na Figura 3.11. Ele surge no material cerâmico na fase oposta ao impacto, com um ângulo da ordem de 60° , como consequência do *spalling*. A esse cone de fratura característico dá-se o nome de cone de Hertz por ele ter sido pioneiro no estudo desse tipo de fratura. Hertz iniciou esse estudo realizando, sob condições estáticas, indentação em amostras de vidros. O cone de fratura é ejetado a partir da indentação, devido às trincas hertzianas produzidas pelas tensões trativas originadas pela reflexão da tensão compressiva de indentação na superfície livre da amostra (AJDELSZTAJN, 1998).

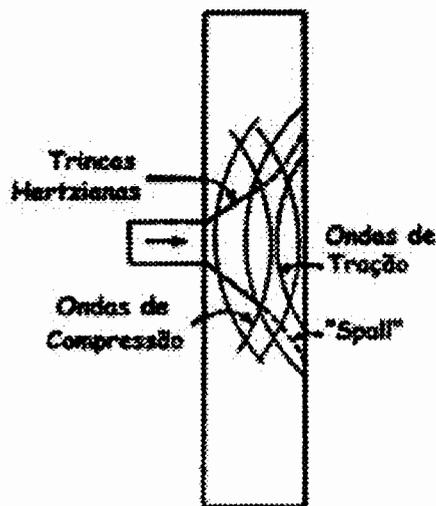


Figura 3.11 Formação esquemática de trincas hertzianas devido à reflexão trativa dos pulsos compressivos, causando a formação e ejeção do cone de fratura (MEYERS, 1994).

3.5 Modos de Falha em Compósitos

Uma grande variedade de modos de deformação pode levar à falha do material compósito. O modo de falha depende especialmente das condições de carregamento e da microestrutura do sistema compósito.

O modelo estatístico de acúmulo de danos combina características estatísticas da resistência das fibras com os conceitos de transferência de carga de estruturas acopladas. Fraturas aleatórias de fibras são supostas de ocorrer ao longo da amostra. O número de fibras fraturadas aumenta com o carregamento aplicado. A fratura final do laminado ocorre quando um número suficiente de fibras fraturadas se acumularem numa mesma região (McCULLOUGH, 1971).

Geralmente fibra e matriz têm diferentes valores de deformação na ruptura. Quando o componente que tiver menor deformação na ruptura fraturar, o carregamento suportado por esse componente é transferido para o outro. Se o componente com maior deformação na ruptura suportar o carregamento adicional, o compósito apresentará fratura múltipla do mais frágil.

Algumas fibras podem, quando carregadas, se soltar da matriz pelo campo de tensão gerado à frente da ponta da trinca. Para haver propagação de trincas perpendicularmente às fibras, algumas fibras podem ser fraturadas a alguma distância do plano da trinca e, até mesmo, sacadas para fora da matriz à medida que a trinca avança.

As fibras cerâmicas contínuas invariavelmente têm defeitos distribuídos ao longo de seus comprimentos. Por este motivo suas propriedades não são uniformes, mas uma distribuição estatística delas. Há, portanto, pontos de fragilidade distribuídos aleatoriamente ao longo delas, permitindo ocorrer falha por decoesão (*debonding*) (CHAWLA, 1987).

Algumas fibras podem vir a fraturar no plano da trinca, enquanto outras irão fraturar mesmo longe desse plano. A fratura final do compósito irá geralmente envolver algum mecanismo de saca-fibra (*fiber pullout*).

De um modo geral o mecanismo de saca-fibra promove uma contribuição mais significativa à tenacidade à fratura do conjugado do que a quebra de ligações interfaciais fibra-matriz. Deve-se, no entanto, explicitar que o mecanismo de quebra de ligações antecede ao de saca-fibra.

Uma das características mais atrativas dos materiais compósitos é a possibilidade de se obter elevada tenacidade à fratura aliada à alta resistência à ruptura. Tenacidade à fratura de um material é a medida de energia que o material absorve durante deformação plástica até alcançar a fratura; indica a resistência à propagação da trinca. Esse parâmetro pode ser maximizado por mecanismos que absorvam energia, como: (CHAWLA, 1987)

- Deformação plástica, evidenciada sob a forma de deflexões;
- Mecanismo de saca- fibra;
- Presença de interfaces fracas, promovendo a deflexão de trinca.

Outro importante modo de falha de compósitos laminados é a fratura por delaminação, associada à interface fibra - matriz. No caso específico das fibras de aramida, como o kevlar (nome de fantasia utilizado pela Du Pont) ou o twaron (equivalente da holandesa Akzo Nobel), a delaminação ocorre em conjunto à desfibrilação, ambos consumindo energia. Observa-se em detalhe, na Figura 3.12, a delaminação sofrida por fibras de um tecido de aramida após receber impacto de um projétil 5,56 x 45 mm.

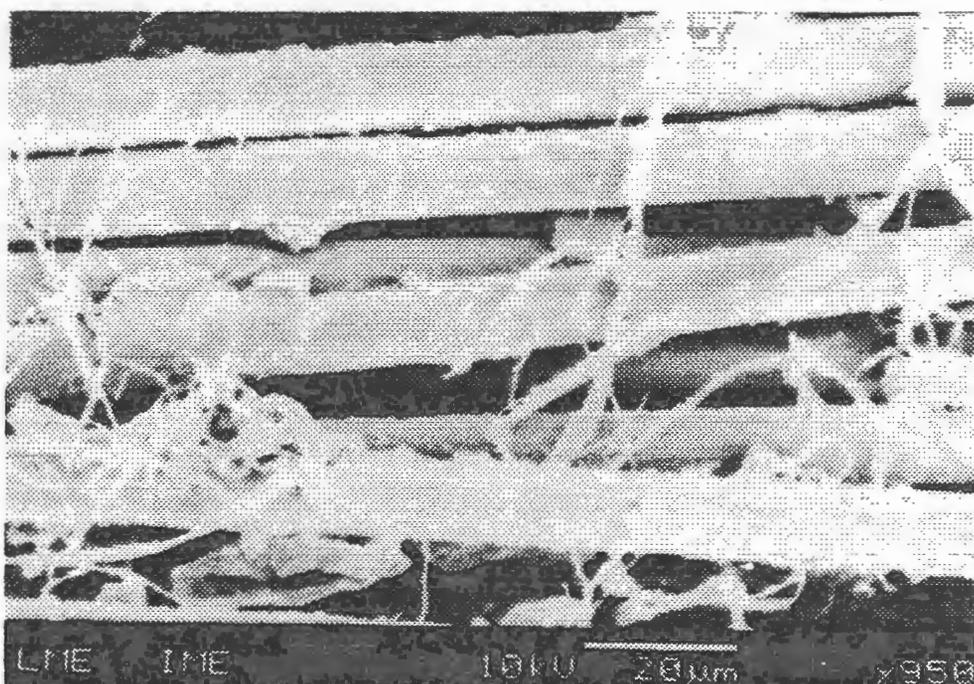


Figura 3.12 Micrografia do tecido de aramida após impacto balístico. Região próxima ao impacto apresentando desfibrilação (MEV aumento de 950x, 10kV) (FONSECA, 1999).

A deformação por cisalhamento interlaminar é pouco afetada pela taxa de deformação quando sob elevadas taxas de deformação. Além disso, análises por microscopia eletrônica de varredura mostram que a delaminação está relacionada à falha na interface fibra-matriz. A superfície da fratura é caracterizada por falhas decorrentes de cisalhamento interfacial ao longo do entrelaçamento das fibras no tecido. O mecanismo que governa é, portanto, o de falha interfacial devido à má adesão entre fibra e matriz (WERNER e DHARAN, 1984).

Werner e Dharan, em experimentos com laminados fibra-matriz sujeitos à impactos balísticos, descobriram que faíscas são produzidas quando da falha, por perfuração, dos laminados. Essas faíscas são criadas quando as fibras e os nós do tecido são fraturados pela penetração do projétil. A temperatura das partículas no ponto de impacto ultrapassa a temperatura de combustão dos constituintes do laminado durante a absorção de energia cinética do projétil. Quando a taxa de deformação não for elevada o suficiente para produzir centelhas, observa-se a competição entre os mecanismos de delaminação e de saca-fibras, prevalecendo o de delaminação à medida que a taxa de carregamento cresce.

3.6 Processo de Fabricação do Compósito Laminado: Empilhamento Manual

Há diversos tipos de processo de fabricação de compósitos poliméricos reforçados por tecido de fibras sintéticas. Contudo, o empilhamento manual (*hand-lay-up*), é o método mais simples de fabricação destes componentes. Ele consiste em moldar manualmente a forma desejada, fazendo-se uso de moldes, trincha e rolo específico para impregnação do tecido com resina. Além do tecido e da matriz polimérica é importante dispor-se de algum agente para facilitar a desmoldagem final do produto.

A resina é aplicada em pinceladas por meio de trincha, sob as camadas de tecido, que são então compactados por um rolo manual, especialmente construído para promover tanto a retirada de bolhas de ar quanto o molhamento das fibras, visando a garantir uma melhor impregnação. Demais camadas de tecido são adicionadas da mesma maneira, até que se atinja a espessura desejada. A resina com o agente endurecedor são, portanto, curados, conferindo forma, rigidez e resistência mecânica ao produto final (ALLREAD, 1981).

As principais vantagens desse método são o baixo investimento, a versatilidade e simplicidade; a principal desvantagem, entretanto, consiste na limitação da produção, sendo usualmente empregado na fabricação de produtos de geometria complexa, para os quais não é viável a construção de matrizes. Além da baixa produtividade, há dificuldades tanto em se obter controle da espessura quanto em se alcançar bom acabamento superficial. Uma aplicação típica é, portanto, a construção de protótipos (QUERESHI, 1984).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho teve sua parte experimental desenvolvida em duas etapas:

- Na primeira etapa o objetivo consistiu em avaliar o desempenho balístico de protótipos de blindagens cerâmicas fabricados unicamente com componentes disponíveis no comércio, ou cedidos, à título de colaboração, para este fim. Para tanto foram eleitos alguns indicadores de desempenho, baseado nos quais concluir-se-ia a viabilidade do seu emprego em substituição às blindagens balísticas metálicas.
- A segunda etapa do trabalho teve como objetivo desenvolver uma rotina laboratorial de processamento de corpos de prova à base de alumina, de diferentes formulações, aptos a serem empregados em blindagens cerâmicas similares às fabricadas e testadas na 1ª etapa. O foco, portanto, deixou de ser toda a blindagem, passando-se apenas à placa cerâmica, utilizada como aplique, e fixada à frente do laminado composto aramida/epóxi.

4.1 Materiais Utilizados

4.1.1 Primeira etapa

Foram empregados, na construção do protótipo para aplicação balística, uma matriz polimérica à base de resina epóxi, tecido de fibra de aramida e pequenas placas de material cerâmico, coladas sobre o laminado composto. Para realização do teste dispôs-se de munição calibre 5,56 x 45 mm.

Alguns materiais de apoio foram empregados ao longo do processo de fabricação das placas conjugadas, entretanto, não terão suas características discutidas pela natureza secundária de suas utilizações, sendo apenas citados no decorrer dos métodos experimentais adotados.

4.1.1.1 Sistema epóxi

A pesquisa bibliográfica foi fundamental na escolha do sistema epóxi como matriz a ser empregada, por apresentar bom desempenho quando sob impacto balístico. Isso porque apresenta resistência interfacial fibra-matriz satisfatória, bem como baixo nível de tensões internas, decorrentes da contração de volume do processo de cura, quando comparado com o sistema poliéster, também de emprego balístico.

Utilizou-se, portanto, um sistema à base de resina epóxi e endurecedor, fabricados pela Dow Química S/A. A resina epóxi eleita foi a de código DER 331. Suas principais propriedades, fornecidas pelo fabricante, encontram-se listadas na Tabela 4.1. A DER é uma resina bifuncional líquida à temperatura ambiente e com estrutura básica (95%) de diglicidil éter bisfenol A (DGEBA). Para promover a cura da resina DER 331, foi empregado o endurecedor DEH 24, cujas propriedades se encontram na Tabela 4.2. Este agente de cura é um líquido composto basicamente por amina alifática hexafuncional trietileno tetramina (TETA), cujas características são apresentadas na Tabela 4.3.

RESINA EPÓXI DER 331	
Peso equivalente em epóxi	182 - 192
Viscosidade (m.Pa.s, 25°C)	11000 - 14000
Massa específica (g/cm³, 25°C)	1,160

Tabela 4.1 Propriedades da resina DER 331 (catálogo EPOXITEC - DOW QUÍMICA, 1999).

ENDURECEDOR DEH 24	
Peso equivalente em hidrogênios livres	24,4
Viscosidade (m.Pa.s, 25°C)	19,5 - 22,5
Massa específica (g/cm³, 25°C)	0,97 - 0,98

Tabela 4.2 Propriedades do endurecedor DEH 24 (catálogo EPOXITEC - DOW QUÍMICA, 1999).

Endurecedor	Viscosidade Cps a 25°C	Concentração Típica Recomendada	cura	Ciclos de Cura Típicos	Temp. de deflexão ASTM	Principais Características	Aplicações
Trietilenotetramina (TETA)	Aprox. 25 cps	10 – 13 partes de endurecedor por cem partes de peso de resina	30 min	7 dias a 25°C ou gel a T ambiente + 2 horas a 100°C	115 a 120°C	Boas propriedades mecânicas e elétricas; boa resistência química; baixa viscosidade a 25°C; cura acelerada	Adesivo Revestimento Elétrico Impermeabilizante Laminação

Tabela 4.3 Características técnicas do endurecedor TETA (catálogo EPÓXITEC - DOW QUÍMICA, 1999).

Esse sistema epóxi bi componente, resina DER 331 e endurecedor DEH 24, de cura ambiente, é indicado para laminados em geral. O tempo de gel, para uma formulação próxima a estequiométrica, é de 20 - 30 minutos. A cura total do sistema ocorre em sete dias à temperatura ambiente ou após 1-2 horas a 100°C. Para o sistema DGEBA/TETA essa razão se situa entre 10-13%. As propriedades desse sistema podem ser vistas na Tabela 4.4.

SISTEMA EPÓXI DGEBA/TETA	
Cor	Amarelo – transparente
Viscosidade (25°C) CPS	12000 -16000
Massa específica (g/cm³, 25°C)	1,15
Tempo de gel (minuto)	20
Cura total	7 dias, temperatura ambiente
Teor de sólidos	100% em peso

Tabela 4.4 Propriedades do sistema DGEBA/TETA (catálogo, EPÓXITEC - DOW QUÍMICA, 1999).

4.1.1.2 Tecido de aramida

Foi utilizado o tecido de Twaron, modelo básico (*standard*), fabricado pela Akzo Nobel. As principais características desse modelo de tecido encontram-se na Tabela 4.5, cujos dados são fornecidos pelo catálogo do fabricante.

TWARON STANDARD	
Denier (g/9000m por fibra)	1135
Decitex (g/10000m por fibra)	1260
Gramatura (g/m²)	280
Massa específica (g/cm³)	1,44
Resistência a tração (MPa)	2800
Módulo de elasticidade (GPa)	70
Deformação na ruptura (%)	3,6

Tabela 4.5 Propriedades do tecido de Twaron modelo *standard* (catálogo AKZO NOBEL, 1999).

4.1.1.3 Placas de alumina sinterizada

A alumina é o cerâmico de engenharia de emprego balístico de menor custo e maior facilidade de obtenção. Este motivo foi determinante para sua escolha no desenvolvimento deste projeto. Foram empregadas placas de alumina quadradas, de dimensões 50mm x 50mm x 10mm, cedidas pelo Instituto de Pesquisa e Desenvolvimento (IPD) do EB. Algumas propriedades fornecidas pelo EB encontram-se na Tabela 4.6.

ALUMINA	
Cor	Branca
Espessura (mm)	10
Densidade aparente (g/cm³)	3,54
Teor de alumina (%)	87
Absorção de água (%)	< 0,1
Resistência à flexão (MPa)	250
Resistência à compressão (MPa)	1000
Dureza Rockwell 15N / VICKERS	90 / 700
Coefficiente expansão térmica (°C⁻¹)	$8,2 \times 10^{-6}$ (25 à 650°C)
Resistência química (exceto HF)	Resistente a ácidos e álcalis
Coefficiente de Poisson	0,253
Módulo elasticidade (GPa)	229,25
Módulo de cisalhamento (GPa)	92,25

Tabela 4.6 Propriedades relativas às placas de alumina sinterizada. (dados cedidos pelo IPD/EB).

4.1.1.4 Adesivo

Foi empregado na colagem das placas de alumina, sobre a superfície dos laminados conjugados, o selante e adesivo monocomponente Sikaflex-221, fabricado pela *Sika Industry*. Algumas de suas principais propriedades encontram-se na Tabela 4.7, fornecida pelo fabricante.

SIKAFLEX-221	
Base química	Poliuretano Monocomponente
Massa específica antes da cura (g/cm³)	1,10 – 1,25
Tempo de gel (minuto)	50
Contração de volume (DIN52451)	6%
Dureza shore A (DIN53505)	40
Resistência à tração (N/Mm²)	6
Temperatura de trabalho	-40°C - +90°C
Deformação admissível	10% (espessura da junta)

Tabela 4.7 Propriedades do adesivo empregado (catálogo EPÓXITEC - DOW QUÍMICA 1999).

Optou-se pelo Sikaflex-221 por proporcionar uma colagem elástica, o que contribui para elevar o desempenho balístico da blindagem. Além disso, é um adesivo de excelente propriedade de não-corrimento. A cura se ocorre a umidade e temperatura ambientes, originando num elastômero resistente. Algumas das justificativas para seu uso são devido ao fato de ser ou apresentar: monocomponente, elástico, baixo odor, não-corrosivo, excelente adesividade a diferentes substratos, resistente ao envelhecimento e a intempéries.

4.1.1.5 Munição

Para a realização dos ensaios balísticos foram usadas munições de calibre 5,56 x 45 mm, dos tipos convencional e perfurante, fabricados pela CBC – Companhia Brasileira de Cartuchos. Algumas características dessas munições encontram-se na Tabela 4.8.

MUNIÇÃO	COMUM M193	PERFURANTE M 2811
Peso do cartucho (g)	11,5	12,1
Comprimento total (mm)	57,40	57,40
Peso médio do projétil (g)	3,56	4,00
Velocidade V_{25}^* (m/s)	915	965

Tabela 4.8 Características das munições utilizadas (catálogo CBC,1999). V_{25}^* representa a velocidade medida 25 m à frente do término do cano da arma

A munição 5,56 x 45 mm mais comumente empregada é convencionalmente pela CBC denominada COMUM M193. Esse tipo de munição é constituído por uma camisa de *tombac*, que envolve um núcleo de chumbo.

A munição dita perfurante é denominada, pela CBC, COMUM SS109, desenvolvida com o código M2811. É constituída por uma camisa de *tombac* (latão com 85% de cobre e 15% de zinco), um núcleo de aço e enchimento de chumbo. O núcleo de aço temperado ocupa o volume interno anterior da camisa; o vazio que fica na parte interna posterior é preenchido com chumbo. A parte anterior de ambos os projéteis tem formato ogival pontiagudo; o corpo é cilíndrico e a parte posterior tem a forma tronco-cônica. Apresenta velocidade superior à munição comum devido à maior carga de propelente. Portanto, devido às características descritas, fica evidenciado seu maior poder destrutivo.

4.1.2 Segunda etapa

Como descrito na tabela 4.9, foram fabricadas 9 formulações de sistemas cerâmicos, de diferentes composições. Utilizou-se, paralelamente, 10 unidades das placas de alumina cedidas pelo EB, visando tanto comprovar seu valor de resistência à flexão, adotado índice de desempenho, quanto quantificar seu percentual de porosidade e módulo de Weibull.

Para a fabricação de todos os corpos de prova foi empregada uma mistura aditiva de PVA, PEG e estearato de cálcio, numa proporção de 2:6:3. Para formulação dos sistemas cerâmicos foram utilizados:

- alumina (Al_2O_3) A-1000 (Alcoa); A₁₀₀₀
- alumina (Al_2O_3) A- 3017 (Alcoa); A₃₀₁₇
- zircônia (ZrO_2) fabricada pelo IPEN (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares); Z
- zirconita (ZrSiO_4) cedida pela empresa de cerâmicas Eliane, sediada em Criciúma – SC; z

Observa-se que a **A₁₀₀₀** apresenta tamanho médio de partículas inferior à **A₃₀₁₇**. Reporta-se, ainda, que ambas, **A₁₀₀₀** e **Z**, possuíam tamanho médio de partículas da ordem de 1 μm , ao passo que o de **z** era da ordem de 10 μm .

FORMULAÇÃO	COMPOSIÇÃO
A₁₀₀₀ 100	100% alumina A1000
A₁₀₀₀ Z 85-15	85% alumina A ₁₀₀₀ + 15% zircônia
A₁₀₀₀ Z 80-20	80% alumina A ₁₀₀₀ + 20% zircônia
A₁₀₀₀ z 85-15	85% alumina A ₁₀₀₀ + 15% zirconita
A₁₀₀₀ z 80-20	80% alumina A ₁₀₀₀ + 20% zirconita
A₁₀₀₀ A₃₀₁₇ 75-25	75% alumina A ₁₀₀₀ + 25% alumina A ₃₀₁₇
A₁₀₀₀ A₃₀₁₇ 50-50	50% alumina A ₁₀₀₀ + 50% alumina A ₃₀₁₇
A₁₀₀₀ A₃₀₁₇ 25-50	25% alumina A ₁₀₀₀ + 75% alumina A ₃₀₁₇
A₃₀₁₇ 100	100% alumina A ₃₀₁₇

Tabela 4.9 Composição dos corpos de prova da 2ª Etapa.

De modo geral, optou-se por adotar a nomenclatura **A**, **A/Z** e **A/z** aos sistemas formados, nesta ordem, por alumina, de diferentes granulometrias, alumina/zircônia e alumina/zirconita.

Além das formulações descritas acima, reitera-se que características como propriedades e dimensões das 10 placas da alumina sinterizada, cedidas pelo EB e descritas em 4.1.1.3.

4.2 Método

4.2.1 Primeira etapa

4.2.1.1 Fabricação dos protótipos

Foram fabricados 11 protótipos, sendo adotadas diferentes configurações, a fim de se realizar uma posterior comparação entre seus desempenhos, após terem sido ensaiadas balisticamente.

Evitou-se, entretanto, uma variação muito grande nos parâmetros de fabricação, tanto com a finalidade de simplificar a análise dos resultados, quanto pela restrição imposta pela pequena quantidade de tecido de reforço.

Foram variados: o número e dimensão das camadas de tecido, e a configuração das placas de material cerâmico. De modo a avaliar a importância do aplique cerâmico, alguns laminados foram ensaiados sem este tipo de reforço.

Visto que um dos mecanismos de absorção de energia se deve ao rompimento de ligações entre as interfaces, sob forma de delaminações, foram construídos três protótipos com retalhos de tecido, dispostos aleatoriamente em camadas. O objetivo deste artifício é verificar se o aumento do número de interfaces do laminado poderia elevar a capacidade de absorção de energia.

A Tabela 4.10 apresenta a relação discriminada dos protótipos, com suas respectivas nomenclaturas, adotada conforme as seguintes regras:

- protótipos com aplique cerâmico

(Nr de camadas do laminado) **C**(Nr de placas de alumina dispostas sobre a superfície do laminado)**A**

- protótipos sem aplique cerâmico

(Nr de camadas do laminado) **C**

- protótipo construído com retalhos sem applique cerâmico

(Nr de camadas do laminado) **R**

- protótipo construído com retalhos com applique cerâmico

(Nr de camadas do laminado) **R** (Nr de placas de alumina dispostas sobre a superfície do laminado) **A**

NOMENCLATURA	Nº CAMADAS DE TECIDO DE ARAMIDA	NR DE PLACAS DE ALUMINA
12C2A	12	2
12C	12	0
15C	15	0
15C2A	15	2
12C2A	12	2
12C1A	12	1
12C4A	12	4
12C3A	12	3
16R	16 retalhos	0
20R	20 retalhos	0
16R1A	16 retalhos	1

Tabela 4.10 Nomenclatura e discriminação dos protótipos.

O método de fabricação empregado em todos os laminados foi o de empilhamento manual. A Fig 4.1 mostra a seqüência de fabricação, que consistiu em: preparação do reforço, determinação da razão reforço/matriz, preparação da matriz, preparação do molde, empilhamento, cura e desmoldagem e, então, colagem das placas de alumina.

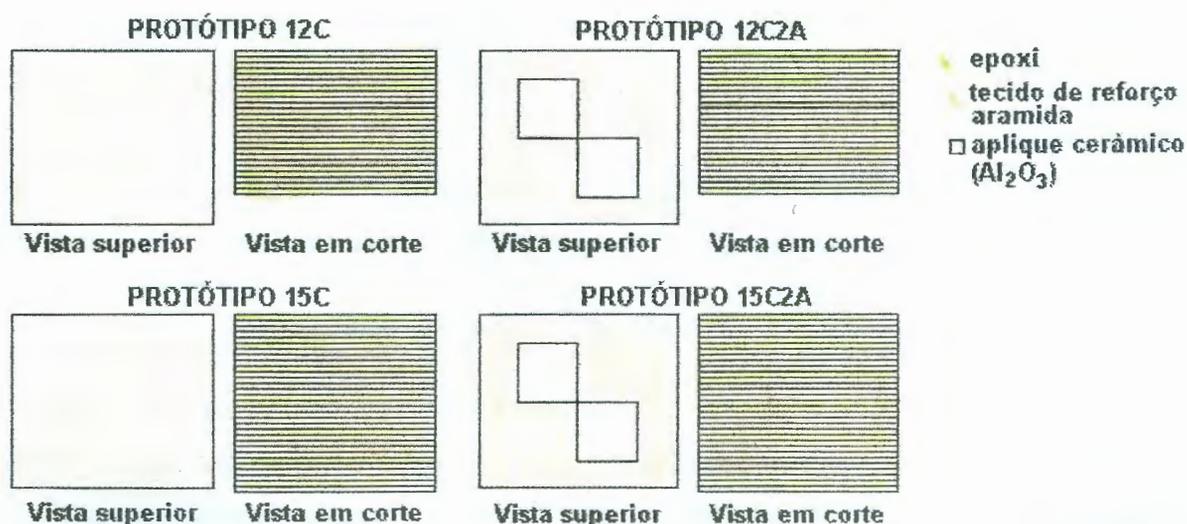


Figura 4.1 Tipos de protótipos fabricados, sendo evidenciados modelos com e sem o applique cerâmico.

Na Fig 4.2 encontram-se esquematizados os protótipos 12C3A e 12C4A os quais foram, respectivamente, submetidos a disparos no ponto triplo e em cada pastilha cerâmica.

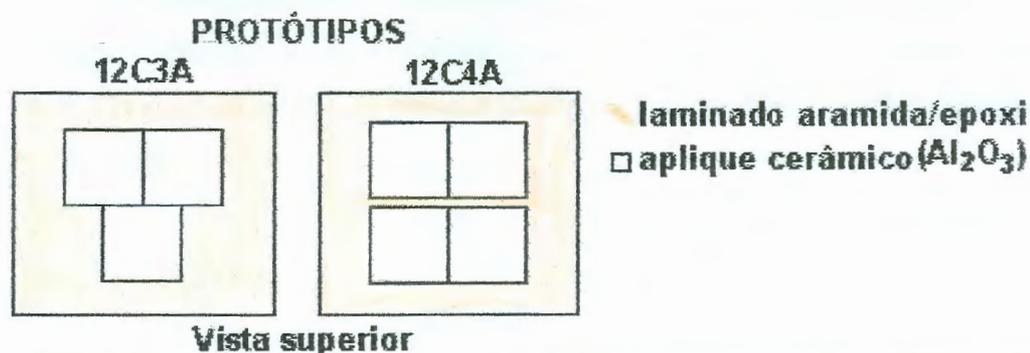


Figura 4.2 Esquema dos protótipos 12C3A e 12C4A, respectivamente, antes do teste balístico.

4.2.1.2 Montagem da blindagem protótipo

Os procedimentos empregados na fabricação dos protótipos são pormenorizados a seguir:

Preparação do reforço

Adotou-se que os laminados a serem fabricadas teriam forma quadrada, com 180mm de lado. Para tanto, o tecido de aramida, usado como reforço, foi cortado em diversas camadas de 180mm x 180 mm.

A orientação das fibras nas camadas do laminado foi fixada em $[0^\circ, 90^\circ]$, de modo a dinamizar a fabricação e a evitar o desperdício do tecido.

Cuidado especial foi dispensado ao tecido de modo que se evitasse o contato deste com a umidade, uma vez que esta degrada suas propriedades mecânicas diminuindo o desempenho balístico. Também foi evitado que o mesmo se sujasse, pois esse tipo de contaminação diminuiria a capacidade de molhamento da resina às fibras, permitindo o surgimento de interfaces fracas.

Determinação da razão reforço/matriz

A razão reforço/matriz é equivalente à fibra/resina. Foi adotado o valor de 50%, possível a partir do controle do peso desses componentes. Ou seja, caso se deseje fazer um laminado com um certo número de camadas de tecido, deve-se pesar o material utilizado como reforço e, ao valor medido em gramas, fazer equivaler à razão fibra/matriz que se deseja. A proporção de 50% - 50% foi fixada para todos os protótipos.

Preparação da matriz

Uma vez determinada a fração em peso correspondente à matriz polimérica, deve-se atentar que este valor refere-se a todo sistema epóxi. Na etapa de fabricação de todos os protótipos foi fixado que a matriz seria constituída por 10% de endurecedor e todo o restante pela resina epóxi, propriamente dita. Utilizou-se luvas e máscara, a fim de evitar reações dermatológicas ou intoxicações.

Pesou-se separadamente, portanto, os componentes do sistema, de acordo com a participação, em gramas, de cada componente no laminado.

Os componentes do sistema epóxi foram misturados apenas quando do momento do empilhamento, para que se pudesse ter tempo hábil de fabricar as placas antes que o processo de cura se iniciasse, momento em que há aumento de viscosidade e prejuízo na impregnação das fibras do tecido. Quando misturados, a prática revela ser melhor separá-los em porções iguais, pois do contrário torna-se impreciso a dosagem correta, por camada, partindo-se de um único recipiente. O ideal é homogeneizar o sistema endurecedor-epóxi por um período de 2 a 3 minutos, de modo manual ou através de misturadores automáticos.

Preparação do molde

O molde empregado é constituído por dois azulejos cerâmicos, de dimensões 200 x 200 mm², revestidos por um filme de PVC (denominado *Filmito*, produzido pela *Kentinha*), para uso doméstico. Para facilitar a conformação das placas, evitando o

deslizamento entre as camadas de tecido enquanto o sistema não curasse, foi também empregado um quadro, semelhante a uma moldura, feito de tubo de alumínio de seção reta quadrada.

Um azulejo foi empregado por permitir bom acabamento superficial e por ser de fácil obtenção. Já em relação ao filme de PVC, este se mostrou mais eficiente, prático e barato que as ceras desmoldantes testadas, como *Mold Release* e *QZ222*.

Empilhamento

A seqüência de empilhamento é matriz-reforço-matriz. Após a colocação de cada camada de tecido sobre o sistema epóxi, deve-se usar o rolo de laminação manual, pressionando-o contra o tecido, para facilitar a impregnação das fibras pelo sistema polimérico, bem como para evitar que surjam bolhas na interface que se forma.

De modo a tornar o processo rápido o bastante para que o sistema epóxi não inicie a cura, é interessante que se disponha das porções do sistema previamente separadas e devidamente homogeneizadas. Ou seja, se forem usadas n camadas de reforço, deve-se ter $n+1$ porções iguais do sistema epóxi em recipientes separados.

O sistema epóxi é distribuído sobre a superfície do tecido ou do filme de PVC, no caso da primeira camada, por intermédio de uma trincha. Feito isso, deve-se empilhar uma nova camada de tecido, com orientação definida sobre a superfície anterior embebida pela matriz.

Cura e desmoldagem

Após a última camada de tecido-resina ter sido laminada, o molde é fechado pelo outro azulejo, também encapado com o filme de PVC. O quadro de alumínio é retirado, e o compósito conformado entre os azulejos é deixado sobre a bancada, sendo comprimido por um peso de 20Kg, para promover a cura durante uma semana a temperatura ambiente.

Após a cura, retira-se o peso e, com uma espátula, abre-se o molde. Se o filme de PVC não foi rasgado durante o processo de laminação, a placa se soltará com facilidade. Deve-se retirar cuidadosamente o filme empregado como desmoldante, pois a sua permanência prejudica a etapa posterior de colagem das placas de alumina.

Fixação da alumina

Tendo-se a placa laminada, deve-se marcar em sua superfície o(s) local(ais) da fixação da(s) placa(s) de alumina, sendo recomendável que se lixe a região a fim de que a adesão seja melhorada. A superfície das placas de alumina, envolvida na colagem, também deve ser lixada, manualmente, com lixa metalográfica 600, visando a atingir o mesmo propósito.

O adesivo empregado foi o Sikaflex 221, em embalagem sob a forma de um cartucho, aplicado com a ajuda de uma pistola. É interessante fazer a aplicação do adesivo sob a forma de cordões sobre a superfície da alumina, seguindo-se os passos indicados pelo fabricante, para que não seja aplicada uma quantidade excessiva desnecessária.

Após a aplicação do adesivo, deve-se posicionar a placa de alumina na região marcada sobre a placa laminada, pressionando levemente, para não haver a expulsão do adesivo. A cura do adesivo se dá pela umidade e temperatura ambiente, após algumas horas.

4.2.1.3 Ensaio balístico

Os ensaios balísticos foram realizados na Casa Balística, do Campo de Provas da Marambaia (CPrM), do Exército, no Rio de Janeiro. Foram realizados com auxílio dos técnicos responsáveis pela linha de tiro, contando com equipamentos específicos, sendo o ensaio realizado conforme norma NIJ 0108.01, do

Departamento de Justiça Americano de 1981, em vigor para fins de homologação de blindagens leves.

Para a realização do teste foram utilizadas apenas munições de calibre 5,56mm (convencional ou perfurante), disparadas a partir de um provete. A velocidade do projétil, a uma distância pré-determinada, é medida com o auxílio de uma barreira ótica (AVL B470) conectada a um cronógrafo (AVL B212). O provete, o cronógrafo e a barreira ótica são mostrados na Figura 4.3. As placas a serem ensaiadas são fixadas num suporte por meio de grampos (do tipo carpinteiro) em forma de C, presas à frente de uma chapa testemunha de liga de alumínio 2024-T4, normatizada, com espessura de 0,5 mm, posicionada 15 cm atrás da blindagem.

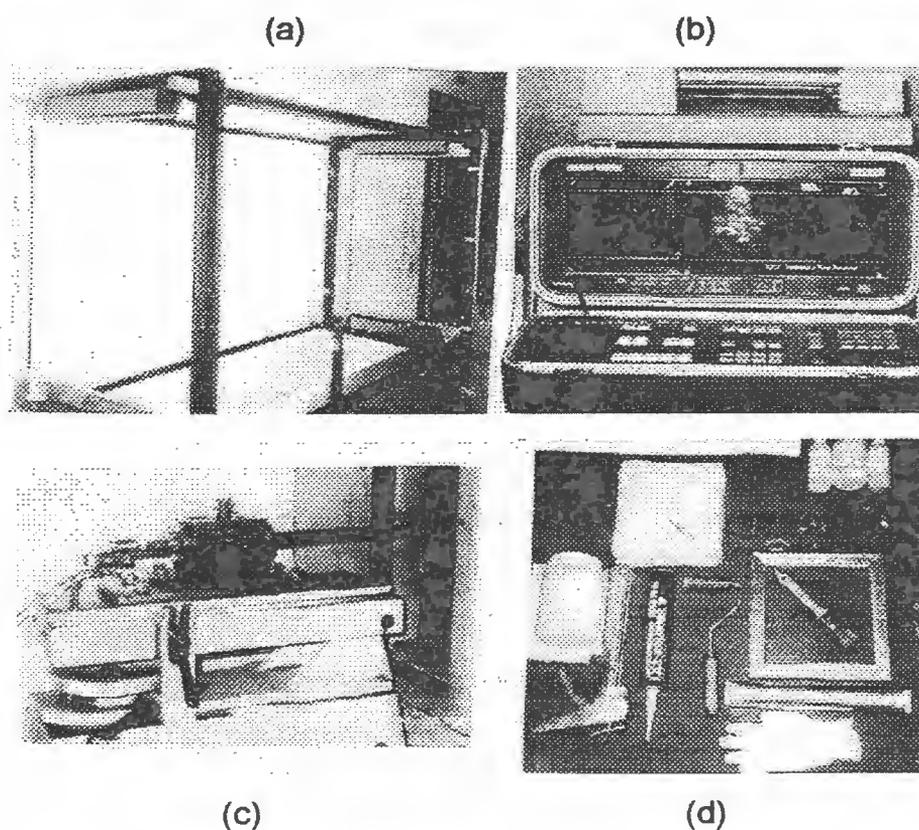


Figura 4.3 Materiais e equipamentos utilizados na 1ª etapa do trabalho: (a) Barreira ótica AVL B470, (b) Cronógrafo AVL B212, (c) Provete utilizado para os ensaios balísticos e, (d) Materiais utilizados

A distância empregada para disparos nos testes foi a regulada pela norma NIJ 0108.01, para a munição do teste, sendo de 15m entre o alvo e a boca do cano. A

barreira ótica é posicionada de modo a se medir a velocidade do projétil a 3m do alvo.

Conforme a norma empregada, o projétil deve atingir a blindagem em uma região superior a 5 cm de distância das bordas. Do mesmo modo a distância entre os pontos de impacto deve ser maior que 5 cm, para que não ocorra interferência, o que resultaria em superposição das áreas de dano. O projétil pode atingir o alvo em um impacto normal ou oblíquo em relação à sua superfície. Optou-se, contudo, por incidência normal, por corresponder à situação mais crítica, visto que terá a menor secção reta resistente possível.

A fixação do alvo no suporte, pelos grampos, foi feita pelos vértices. A pontaria foi feita por meio de um feixe de laser, centrando o ponto do feixe com o local determinado para o impacto.

Contra os 11 protótipos foram, ao todo, efetuados 17 disparos, visto que alguns deles foram mais de uma vez impactados. Alguns dados quanto à munição já foram listadas na Tabela 4.8.

A barreira ótica e o cronógrafo foram utilizados para que se pudesse determinar a velocidade do projétil, de modo a permitir o cálculo da energia de impacto do mesmo, considerada equivalente a sua energia cinética. A energia cinética foi calculada a partir da Equação $E_c = \frac{1}{2} \cdot m \cdot V^2$.

Quanto à fixação da placa testemunha, esta é uma imposição da norma NIJ 0108.01, sendo colocada 15 cm atrás do alvo, para que se verifique se houve ou não perfuração com o impacto, tendo que ser trocada sempre que houver penetração.

Foi adotado o procedimento experimental padrão, adotado pelo CPrM, consistindo das seguintes etapas:

- Fixação do provete, referente ao calibre da munição adotada (5,56 x 45 mm, no suporte;
- Posicionamento das barreiras óticas na distância pré-determinada de 3m;

- Conexão da barreira com o cronógrafo;
- Estabilização dos equipamentos eletrônicos, mediante disparos para calibração;
- Fixação do protótipo no suporte;
- Fixação da placa testemunha;
- Correção da posição do provete mediante pontaria realizada com feixe de laser;
- Evacuação da área de teste;
- Realização do disparo;
- Verificação do impacto;
- Captura eletrônica dos dados referentes ao impacto.

4.2.1.4 Método de avaliação do desempenho dos protótipos

O método adotado para avaliação do desempenho das placas consistiu em uma quantificação aproximada da deflexão máxima e da área delaminada, ambos danos decorrentes do impacto balístico imposto a cada uma delas.

Entende-se por deflexão máxima a região de dano da placa onde houve a formação de uma concavidade. Para medi-la dispôs-se de jogos de esquadros e paquímetro analógico, estando a placa posicionada sobre um bloco padrão plano e perfeitamente polido.

A quantificação da área delaminada foi visual e, como a de deflexão, aproximada. Observou-se que a região do laminado, vizinha ao impacto, apresentava alteração de textura, provocada pela fragmentação parcial da resina. Essa região de dano de um modo geral apresentava-se aproximadamente circular, tendo como centro o ponto de impacto. Destarte, a fim de simplificar a determinação dessa região de dano, utilizou-se um compasso, cuja ponta seca foi centrada no ponto de impacto do projétil, deslocando-o até o término da região circular, quando foi traçada uma circunferência; em seguida esta foi medida com auxílio de um paquímetro analógico.

A placa testemunha foi o único artifício físico empregado para avaliação do desempenho individual de cada protótipo. Foram adotados como critérios

quantitativos as medições da área delaminada e da deflexão máxima; e como qualitativo: perfuração total (PT) e não-perfuração (NP).

Foi quantificado, para cada impacto, o valor da velocidade do projétil, calculando-se sua energia cinética. A partir dessa informação calculada e dos valores medidos de deflexão e delaminação, foi realizada a avaliação do desempenho de cada protótipo.

4.2.2 Segunda etapa

4.2.2.1 Sistemas alumina/zircônia, alumina/zirconita e alumina/alumina

De modo a atingir o objetivo desta etapa, foram fabricados 9 sistemas cerâmicos de diferentes composições, visando a obter elevação da resistência mecânica e do módulo de Weibull, eleitos como indicadores de desempenho. Adotou-se como padrão os valores dessas propriedades relativas às placas cerâmicas cedidas pelo EB, testadas e aprovadas balisticamente na 1ª etapa.

O fato de aplicar aos valores medidos de resistência à flexão, o método estatístico de Weibull, visa a determinar um indicador de confiabilidade, isto é, de baixa dispersão de valores de resistência: o módulo de Weibull (m).

Uma vez determinados os objetivos desta etapa laboratorial, procedeu-se o processamento dos corpos de prova cerâmicos. O procedimento de fabricação de todos os corpos de prova foi padronizado, para que não ocorressem variações significativas de resultado devido à diferenças oriundas do processo empregado.

Para todas as amostras realizou-se a mistura dos pós com o auxílio de um moinho de bolas, sendo posteriormente secados em estufa por 24 horas, a uma temperatura média de 100°C. A seguir, todas as composições foram conformadas pelo método de prensagem uniaxial a frio. Optou-se por este processo devido à facilidade de operação e disponibilidade no LACER. Utilizou-se pressão de 60MPa, tendo os corpos de prova dimensão média de 60mm x 4mm x 4 mm. A mistura

aditiva líquida, composta por PVA, PEG e estearato de cálcio, na proporção de 2:6:3, foi empregada visando a promover tanto lubrificação quanto facilidade na desmoldagem, impedindo que houvesse o colapso do corpo de prova ainda verde, antes da sinterização.

Em seguida, os corpos de prova verdes foram submetidos a um mesmo ciclo de sinterização, realizado em um forno Nabertherm, a temperatura de 1650°C, durante 2 horas, tendo sido aplicada uma taxa constante de aquecimento de 350°C por hora. Após a sinterização, as amostras permaneceram no forno até que este alcançasse a temperatura ambiente.

Para todas as amostras foram medidos os pesos secos, úmidos e imersos, permitindo o cálculo da porosidade e absorção d'água. De modo a melhor caracterizar as amostras constituídas pelo sistema alumina/zircônia e alumina/zirconita, procedeu-se a medição de suas dimensões antes e depois de submetê-las à sinterização, visando a calcular os percentuais de retração linear.

Dentre todos os corpos de prova fabricados, 10 unidades de cada formulação fabricada foram preparados para determinação da tenacidade à fratura (K_{IC}), sendo entalhados com o auxílio de um disco de diamante.

4.2.2.2 Alumina cedida pelo IPD/EB

Visando a comprovar a resistência mecânica da alumina cedida pelo EB, aprovada balisticamente, foi efetuada a extração de 5 corpos de prova das placas cedidas, para que se procedesse ensaio de flexão em 4 pontos.

A extração dos corpos de prova retangulares foi efetuada por intermédio de um disco de corte revestido com diamante. As dimensões dos cinco corpos extraídos são apresentadas na Tabela 4.11.

Dimensão dos corpos de prova extraídos da alumina cedida pelo IPD/EB (mm)		
Comprimento	Largura	Altura
50,08±0,11	9,95±0,23	10,21±0,08

Tabela 4.11 Dimensões dos CP's extraídos por corte das placas de alumina cedidas pelo IPD/EB.

Amostras de todos os sistemas cerâmicos processados, juntamente com 5 corpos de prova extraídos das amostras cedidas pelo IPD/EB, foram testados em flexão a 4 pontos. Optou-se por flexão em 4 pontos, pois este modo, em comparação ao de 3, permite que um maior volume da amostra seja submetida ao carregamento máximo, revelando-se mais crítico e, portanto, de maior representatividade.

O ensaio de flexão em 4 pontos foi realizado com auxílio de uma máquina universal de ensaios ATS modelo 1105C, sendo aplicada taxa constante de deslocamento do atuador igual a 0,5 mm/min. Acoplado à máquina havia um indicador de carga instantânea marca Alfa Instrumentos, modelo 3105, programado para registrar a carga máxima no momento da ruptura. Fixou-se a distância entre os apoios em $L = 30$ mm e $l = 16$ mm. Foi empregada célula de carga de 20 KN.

4.2.2.3 Difração de Raios-x

De modo a verificar a composição dos sistemas cerâmicos após submetê-los à sinterização, foram realizadas análises por difração de raios-x em amostras de todas as formulações processadas.

A partir dos difratogramas é possível listar as fases presentes. Esta análise instrumental permite, pois, avaliar se durante o ciclo de queima houve reação entre os pós constituintes.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Uma vez que o desenvolvimento experimental foi dividido em duas etapas e visando a facilitar a exposição dos dados obtidos, apresentar-se-ão os resultados também por etapa, discutindo-os.

5.1 Primeira etapa

A Tabela 5.1 apresenta os resultados obtidos para cada protótipo após teste balístico. Dois fatos são importantes notar:

- houve protótipos que foram submetidos a mais de um impacto.
- os protótipos sem alicate cerâmico foram ensaiados com munição convencional tipo M193, ao passo que para os demais usou-se a perfurante M2811.

Tiro	Placa	Espessura média (mm)	Munição	V (m/s)	E_c (J)	A_d (mm ²)	A_d/E_c (mm ² /J)	δ (mm)	$(\delta/E_c).10^3$ (mm/J)	OBS
1	12C2A	4.6	M2811	974.85	1897.35	2826	1.489	4.0	2.108	NP
2	12C2A	4.6	M2811	991.42	1965.83	5539	2.818	6.5	3.306	NP
3	12C	5.0	M193	869.57	1345.95	1017	0.765	0.5	0.371	PT
4	15C	6.0	M193	931.97	1546.05	1520	0.983	1.0	0.647	PT
5	15C2A	5.2	M2811	1000.5	2002.00	2462	1.230	1.5	0.749	NP
6	15C2A	5.2	M2811	993.44	1973.85	1256	0.636	4.0	2.026	NP
7	12C2A	4.8	M2811	969.93	1881.53	8167	4.341	7.0	3.720	NP
8	12C2A	4.8	M2811	957.67	1834.26	3018	1.645	3.5	1.908	NP
9	12C3A	5.4	M2811	962.19	1851.62	12861	6.946	16.0	8.641	PT
10	12C1A	5.4	M2811	969.89	1881.37	5418	2.880	5.5	2.923	NP
11	12C4A	5.0	M2811	984.16	1937.14	5024	2.594	4.0	2.065	NP
12	12C4A	5.0	M2811	978.95	1916.69	5539	2.890	2.5	1.304	NP
13	12C4A	5.0	M2811	980.15	1921.39	3847	2.002	5.0	2.602	NP
14	12C4A	5.0	M2811	969.27	1878.97	4534	2.413	8.0	4.258	NP
15	20R	1.5-4.6	M193	808.87	1164.60	2641	2.268	0.5	0.429	PT
16	16R	1.0-4.0	M193	921.45	1511.34	2123	1.405	3.0	1.985	PT
17	16R1A	1.0-4.2	M2811	976.47	1906.99	10000	5.244	5.0	2.622	NP

Tabela 5.1 Resultados dos impactos balísticos dos diversos protótipos ensaiados.

Na figura 5.1 é possível observar o protótipo 12C2A após receber o segundo disparo com munição perfurante, sem ter sofrido perfuração. Nota-se que atuou o mecanismo de absorção de energia por deflexão.

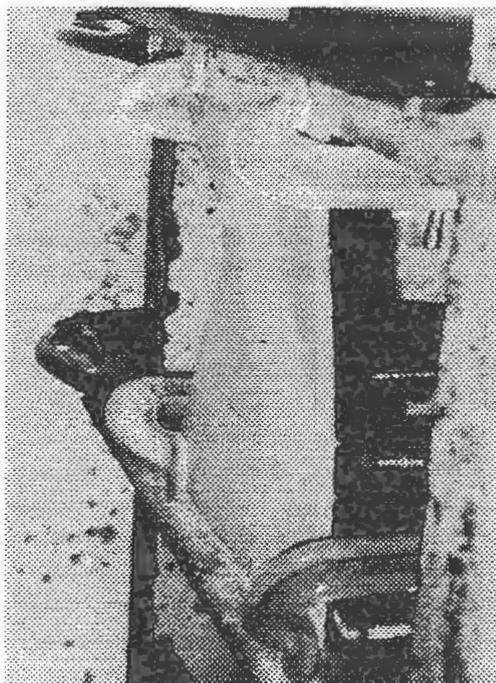


Figura 5.1 Protótipo 12C2A após impacto. Nota-se no detalhe o sistema de fixação e a deflexão resultante para a situação de não-perfuração (NP).

A Figura 5.2 mostra o protótipo 15C2A após o 1º disparo com munição perfurante. Apenas a placa cerâmica impactada sofreu colapso, não ocorrendo perfuração. Como observado na foto e registrado na Tabela 5.1, o valor medido de deflexão para este protótipo foi o menor dentre todos os demais com aplique cerâmico.

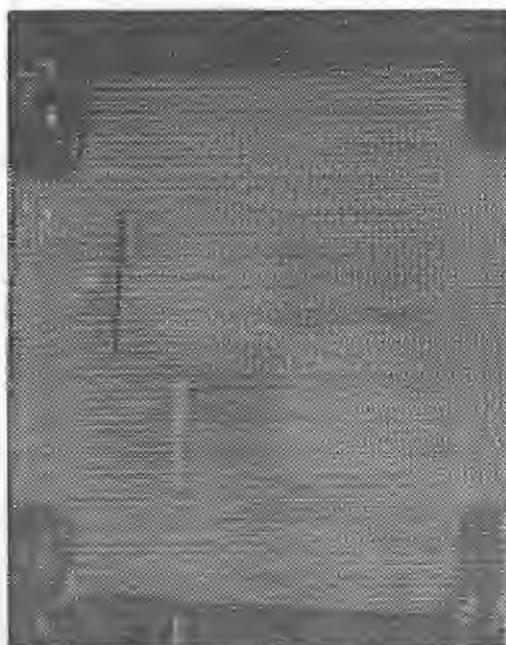


Figura 5.2 Protótipo 15C2A após 1º disparo com munição perfurante M2811.

A figura 5.3 mostra, como já se previa, os protótipos 12C e 15C após terem recebido, cada um deles, um disparo com munição convencional. Ambos sofreram perfuração total e apresentaram baixos índices de resistência ao projétil.

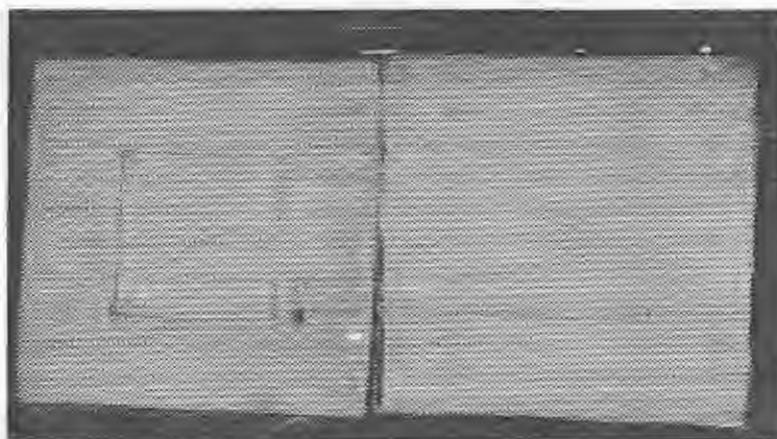


Figura 5.3 Da esquerda para a direita: protótipos 12C e 15C, respectivamente, sem aplique cerâmico.

As figuras 5.4 e 5.5 mostram o desempenho dos protótipos 20R e 16R, respectivamente. Assim como os protótipos 12C e 15C, estes também não possuíam aplique cerâmico e como ambos os anteriores sofreram perfuração total mesmo quando submetidos a disparos com munição convencional M193.

Para todos os protótipos fabricados sem o aplique cerâmico é possível notar o baixo nível de danos causados pela perfuração total. Entretanto, como registrado na Tabela 5.1, percebe-se que os protótipos fabricados com retalhos apresentaram maior área delaminada em comparação aos fabricados com camadas inteiriças de tecido de aramida.

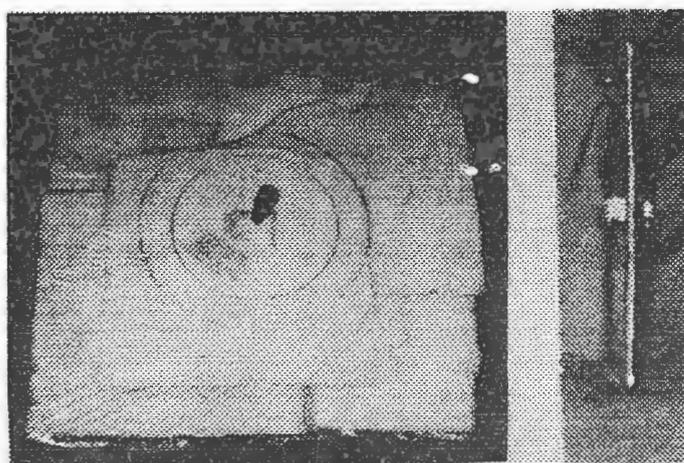


Figura 5.4 Protótipo 20R após teste.

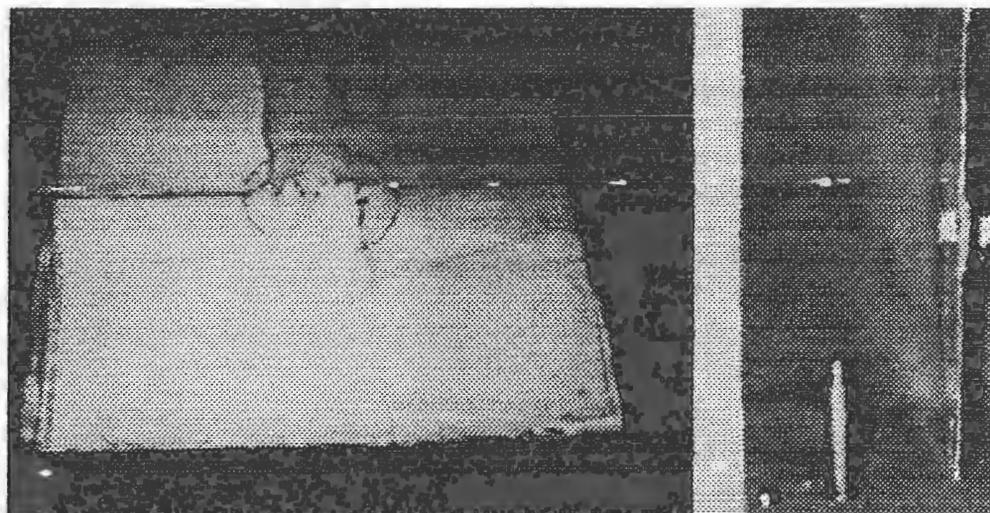


Figura 5.5 Protótipo 16R após ensaio balístico.

A figura 5.6 apresenta o protótipo 12C4A e a placa testemunha, posicionada ao fundo, após sofrer o segundo disparo com munição perfurante. Como se percebe, não houve perfuração.

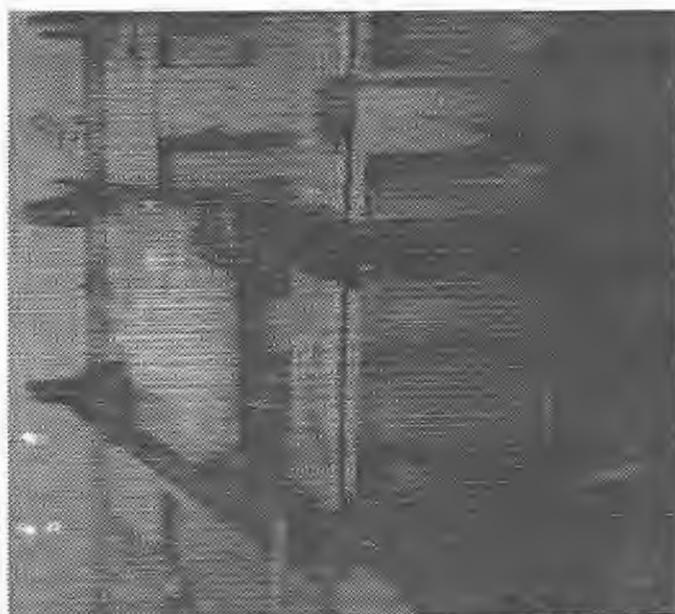


Figura 5.6 Protótipo 12C4A após sofrer o segundo impacto de munição perfurante M2811. Comprova-se, pela placa testemunha, que não houve perfuração.

Estão mostrados na Figura 5.7, em diferentes vistas, o protótipo 12C4A após o 4º disparo com munição perforante. Embora os disparos tenham atingido o espaçamento mínimo tolerável por norma entre eles, normatizado em 5 cm, não houve perfuração, ainda que tenham sido verificados elevados índices de deflexão e delaminação.

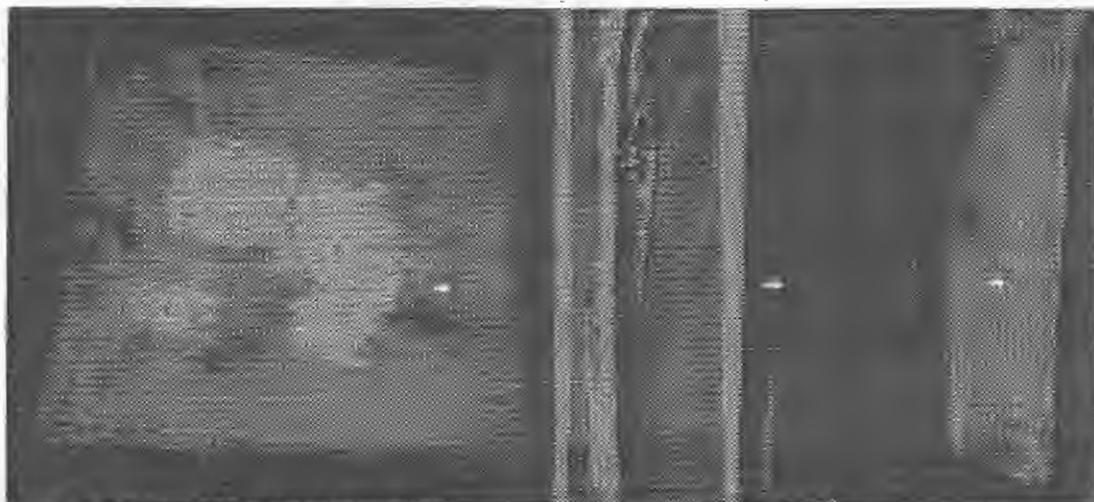


Figura 5.7 Protótipo 12C4A após 4º disparo com munição perforante M2811.

Na figura 5.8 está evidenciado o protótipo 16R1A, após disparo com munição perforante. São notados acentuados índices de deflexão e delaminação, quantificados na Tabela 4.1, sem, contudo, ter ocorrido perfuração.



Figura 5.8 Protótipo 16R1A após disparo com munição perforante M2811.

Finalmente, é possível observar na Figura 5.9 o protótipo 12C3A após disparo efetuado propositalmente no ponto triplo da junção entre as placas cerâmicas. Nota-se que houve perfuração total. Registra-se, contudo, o fato de ser estatisticamente menos provável que um disparo aleatório acerte justamente essa região de menor resistência.

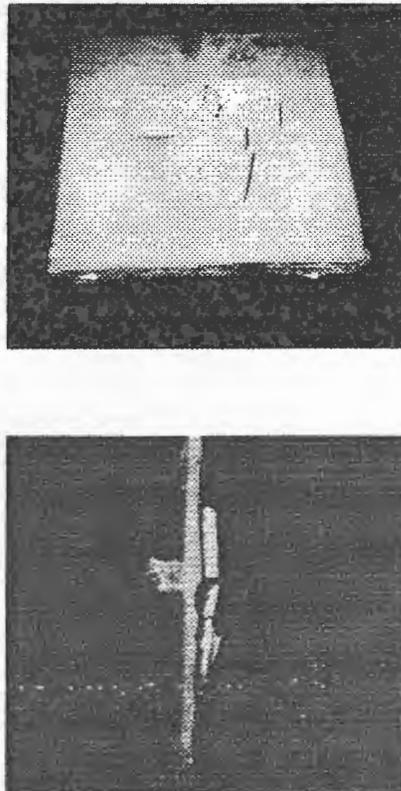


Figura 5.9 Protótipo 12C3A após disparo único, com munição perfurante M2811, propositalmente efetuado ponto triplo formado entre as placas de alumina.

De acordo com a Tabela 5.1 pode-se notar que a velocidade do projetis não é constante, repercutindo em diferentes valores de energia cinética. Quanto ao desempenho balístico, todos os protótipos que receberam o aplique cerâmico resistiram aos disparos realizados com munição perfurante. A única exceção ocorreu com o protótipo 12C3A, cujo disparo foi propositalmente realizado na junção entre as placas, no ponto triplo. Contudo, a chance de ocorrer em situação real o impacto nessas junções é estatisticamente inferior à de se acertar inteiramente em uma das placas.

Os protótipos sem aplique cerâmico mesmo quando submetidos à munição convencional, menos dura e de menor energia cinética, não resistiram, permitindo que ocorresse perfuração total em todos os casos.

Os valores da razão deflexão/energia cinética foram mínimos para os protótipos sem reforço cerâmico, denotando a pequena resistência oferecida pelo compósito durante a perfuração causada pelo projétil.

A razão área delaminada/energia cinética também foi mínimo para as unidades sem aplique cerâmico, devido à baixa resistência à perfuração.

Quanto aos protótipos fabricados com retalhos, nota-se que aqueles sem aplique cerâmico, ainda que tenham falhado, absorveram mais energia em comparação aos protótipos fabricados com camadas inteiriças de tecido de aramida. Isso comprova a tese de que o aumento de interfaces do compósito beneficia o mecanismo de absorção da energia do impacto.

Quanto ao laminado compósito, especificamente, estes têm um papel fundamental no comportamento final da blindagem, tanto do ponto de vista das fibras quanto da resina e de sua configuração de montagem.

A cerâmica comercial utilizada na blindagem apresentou-se satisfatoriamente perante o impacto balístico, desempenhando com eficiência a sua função de fragmentar e absorver energia do projétil, impedindo a sua penetração.

Nota-se uma competição entre os mecanismos de falha dos laminados no que tange à absorção de energia proveniente do impacto balístico. Especificamente para o material utilizado neste trabalho, é clara a ação dos mecanismos de delaminação e de deflexão das placas.

Tendo as placas laminadas espessura da ordem de 5 mm e as placas cerâmicas 10 mm, verifica-se que o conjunto por elas formado, denominado blindagem compósita cerâmica, possui espessura total média de 15 mm.

Sabe-se que para resistir a disparos de calibre 5,56 x 45 mm perfurante faz-se necessário uma blindagem monolítica de aço especial com cerca de $\frac{1}{2}$ polegada (12,7 mm). Porém, comprovou-se que a blindagem compósitas cerâmicas do tipo 12CnA, sendo n um número inteiro, suportaram munição do mesmo calibre.

Sabendo-se que a densidade média dos aços mais simples é da ordem de $7,9 \text{ g/cm}^3$, tem-se que uma blindagem de 1m^2 desse material, com espessura de 12,7 mm, pesaria 100,33Kg.

Para os protótipos avaliados do tipo 12CnA, contudo, tem-se que a densidade do sistema epóxi é de cerca de $1,15 \text{ g/cm}^3$ e a do tecido de Twaron de $1,45 \text{ g/cm}^3$, aproximadamente. Como para o compósito adotou-se proporção em peso de 50% - 50%, a densidade resultante é da ordem de $1,30 \text{ g/cm}^3$, e espessura média de 0,5cm. Supondo toda a superfície do laminado estando recoberta por placas de alumina, cuja densidade é de cerca de $3,9 \text{ g/cm}^3$, e espessura de 1,0 cm, tem-se, finalmente, para uma superfície de 1m^2 e espessura resultante de 1,5 cm, um peso total da ordem de 44,5Kg. Essa substituição proporciona, portanto, uma redução superior a 50% em peso, para um mesmo nível de proteção, como registrado na Tabela 5.2.

BLINDAGEM	ESPESSURA (mm)	PESO POR UNIDADE DE ÁREA (Kg/m²)
Compósita Cerâmica	15,0	44,50
Monolítica de Aço	12,7	100,33

Tabela 5.2 Comparativo entre blindagens de mesmo desempenho balístico.

Finalmente, é de registrar o ótimo desempenho do protótipo 12C4A, que mesmo após 4 disparos consecutivos com munição perfurante, não sofreu perfuração.

5.2 Segunda etapa

Serão apresentados e discutidos os resultados relativos às 9 formulações fabricadas e aos corpos de prova extraídos das placas de alumina cedidas pelo EB, conforme descrito no capítulo anterior.

A Tabela 5.3 apresenta os resultados da caracterização de algumas propriedades das placas cerâmicas fabricadas neste trabalho.

Formulação	Porosidade [%]	Absorção d'Água [%]	Resistência Mecânica [MPa]	K_{Ic} [MPa.m ^{1/2}]	Módulo de Weibull
A ₁₀₀₀ 100	0,322	0,083	199,6± 19,9	4,18± 0,33	10,0
A ₁₀₀₀ Z 85-15	2,552	0,629	86,0± 8,7	2,36± 0,27	10,9
A ₁₀₀₀ Z 80-20	3,678	0,905	84,5± 8,0	2,28± 0,19	11,1
A ₁₀₀₀ z 85-15	4,267	1,210	96,3± 7,3	2,82± 0,22	14,6
A ₁₀₀₀ z 80-20	5,867	1,739	72,8± 5,1	2,21± 0,25	15,4
A ₁₀₀₀ A ₃₀₁₇ 75-25	6,862	1,950	118,93±11,36	2,72± 0,20	11,4
A ₁₀₀₀ A ₃₀₁₇ 50-50	22,683	7,491	77,20±8,81	1,93± 0,17	9,4
A ₁₀₀₀ A ₃₀₁₇ 25-50	31,144	11,429	54,4±4,72	1,31± 0,15	12,8
A ₃₀₁₇ 100	37,106	14,837	46,55± 8,09	1,06± 0,27	6,5

Tabela 5.3 Propriedades determinadas na 2º etapa experimental

As Figuras de 5.10 a 5.18 apresentam os resultados da aplicação da Estatística de Weibull para a resistência mecânicas das peças cerâmicas dos sistemas **A**, **A/Z**, **A/z**. Os sistemas **A** equivalem às formulações de **A₁₀₀₀** e **A₃₀₁₇**. A equação da reta de Weibull é calculada para cada formulação.

Em cada gráfico de Weibull, o eixo da ordenada, ao lado esquerdo de cada gráfico, pode ser encarado como a probabilidade de sobrevivência de cada amostra. Para os menores valores de tensão de ruptura a probabilidade é máxima, ou seja, 100%. É possível notar uma escala esboçada para cada gráfico. Cada ponto está espaçado por intervalos de 10%, de baixo para cima, de 100% até zero por cento de chance de resistir para a tensão máxima registrada pelo universo de amostras ensaiadas.

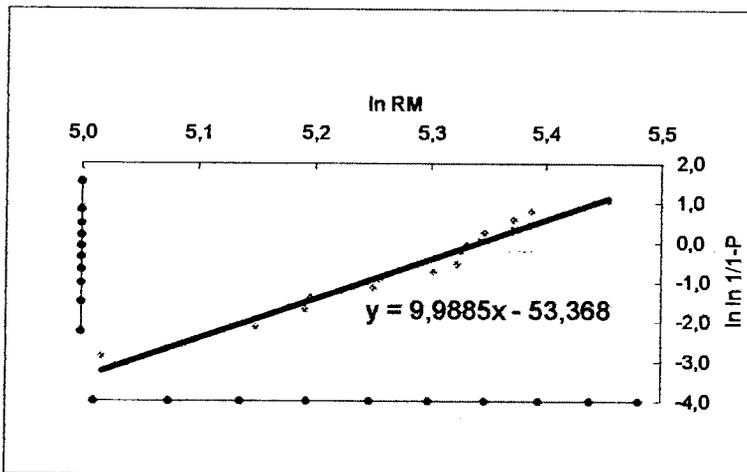


Figura 5.10 Distribuição de Weibull para a amostra cerâmica A_{1000} 100.

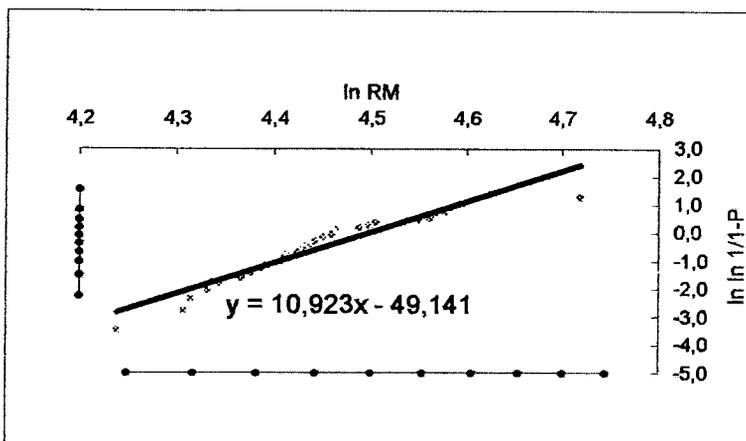


Figura 5.11 Distribuição de Weibull para a formulação $A_{1000}Z$ 85-15.

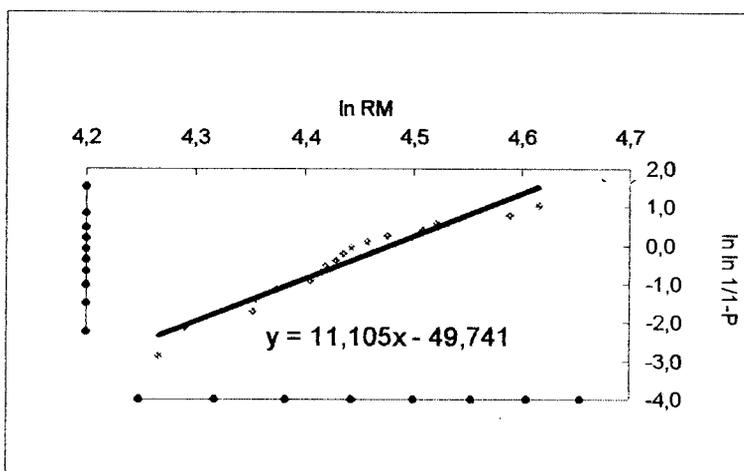


Figura 5.12 Distribuição de Weibull para a formulação $A_{1000}Z$ 80-20.

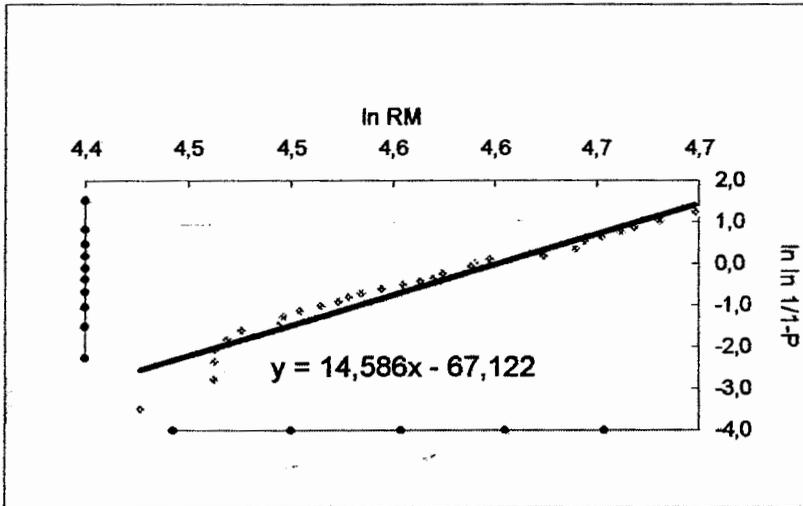


Figura 5.13 Distribuição de Weibull para a formulação A100z 85-15.

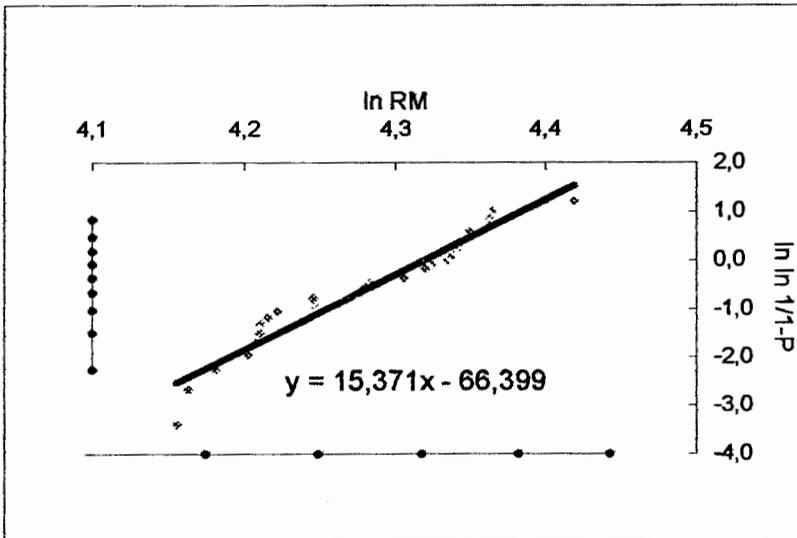


Figura 5.14 Distribuição de Weibull para a formulação A100z 80-20.

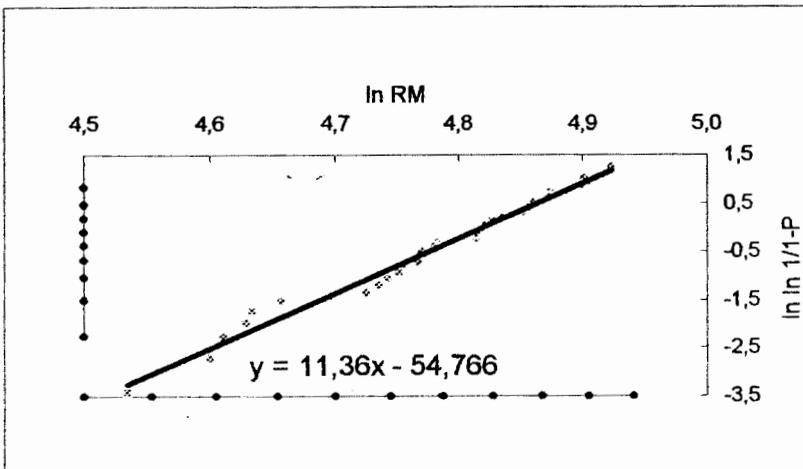


Figura 5.15 Distribuição de Weibull para a formulação A100 A301775-25.

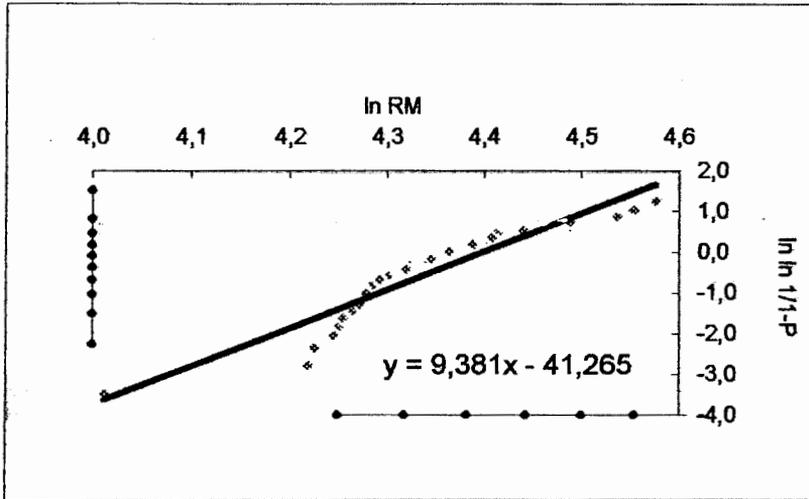


Figura 5.16 Distribuição de Weibull para a formulação A₁₀₀ A₃₀₇ 50-50.

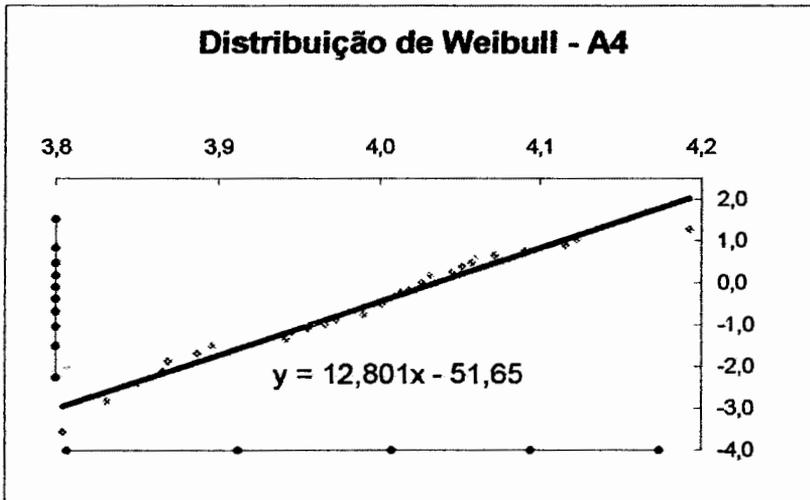


Figura 5.17 Distribuição de Weibull para a formulação A₁₀₀ A₃₀₇ 25-75

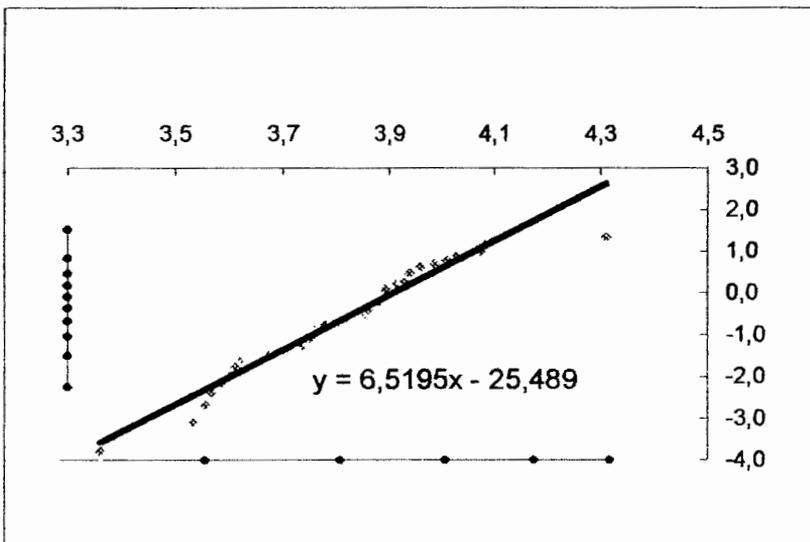


Figura 5.18 Distribuição de Weibull para a formulação A₃₀₇ 100

Baseado na Tabela 5.3, nota-se que a medida em que se adiciona zircônia ou zirconita à alumina há aumento de porosidade e, como consequência, de absorção de água. Esse aumento de porosidade não esperado é suposto ser devido à dissociação da zirconita e à reação entre as impurezas inerentes a esses três materiais: alumina, zircônia e zirconita. Esse efeito é visualizado nos difratogramas de raios-x das Figuras 5.19 a 5.23.



Laboratório de Materiais Cerâmicos
UFRGS - EE - DEMAT

Relatório de Análise de Difração de Raios X

Usuário: Nobre/Eduardo

Amostra: A1

Arquivo: nobreal.drx

Obs.:

Data: 22 nov 2001

Hora: 15:19

Tubo: Cu

$K\alpha = 1.54178 \text{ \AA}$

Tensão = 40 kV

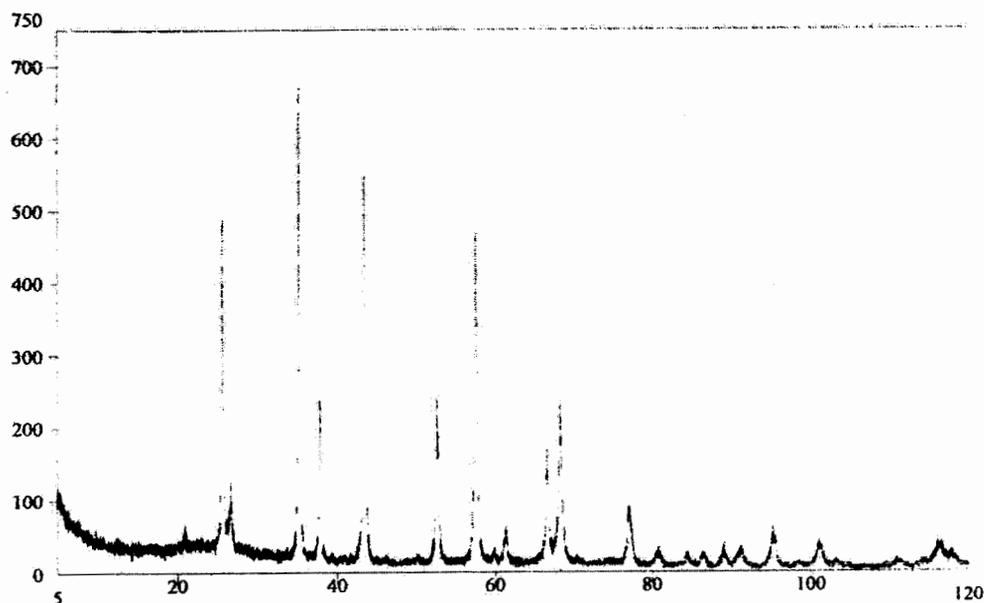
Corrente = 40 mA

$2\theta = 5.01^\circ$

$2\theta_r = 119.99^\circ$

Passo = 0.02°

Tempo = 0.6 seg



N.º Ficha	Mineral (Nome)	Padrões Seleccionados	Fórmula	%
16-0173	Corundum_syn		Al ₂ O ₃	
43-1145	Quartz_syn		SiO ₂	

Figura 5.19 Difratograma da amostra **A₁₀₀₀100**



Laboratório de Materiais Cerâmicos
UFRGS - EE - DEMAT

Relatório de Análise de Difração de Raios X

Usuário: Nobre/Eduardo

Amostra: C1

Arquivo: NobreC1.drx

Obs.:

Data: 22 nov 2001

Hora: 18:36

Tubo: Cu

$K\alpha = 1.54178 \text{ \AA}$

Tensão = 40 kV

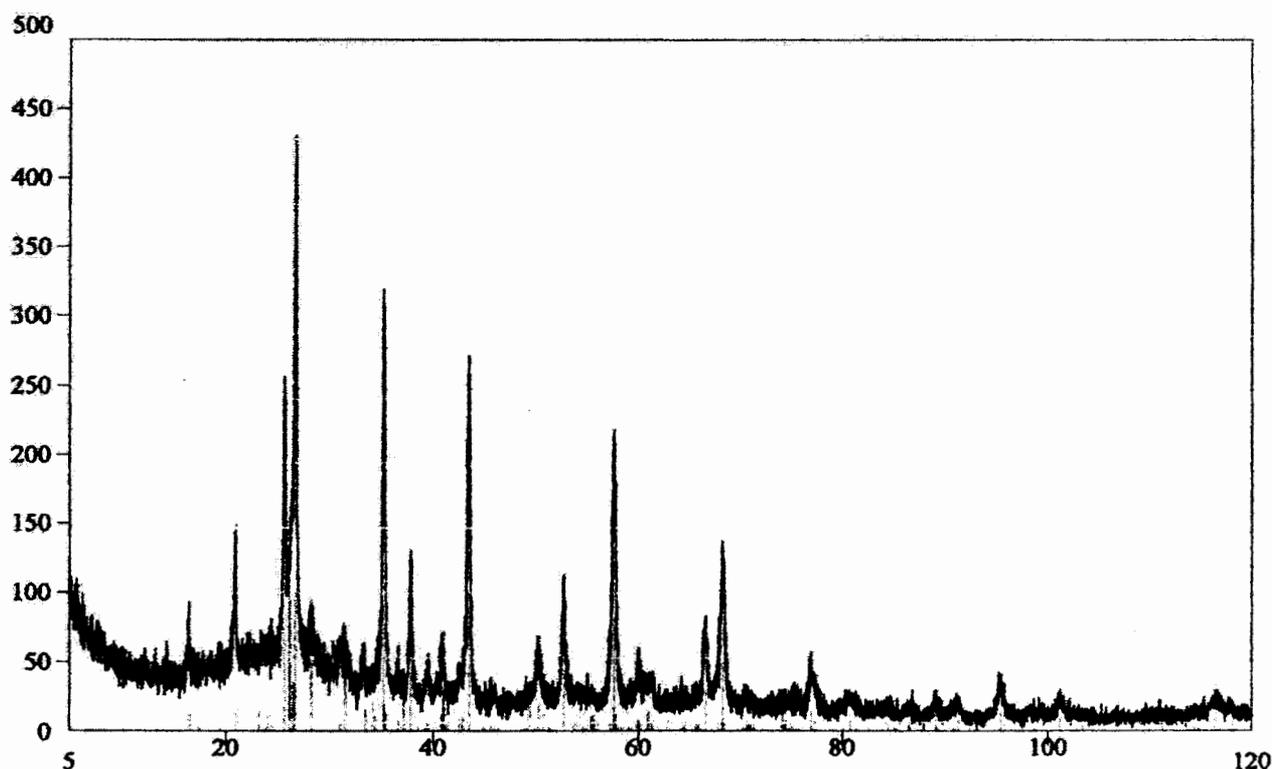
Corrente = 40 mA

$2\theta = 5.01^\circ$

$2\theta_r = 119.99^\circ$

Passo = 0.02°

Tempo = 0.6 seg



N.º Ficha	Mineral (Nome)	Padrões Seleccionados	Fórmula	%
46-1045	Quartz, syn		SiO ₂	
10-0173	Corundum, syn		Al ₂ O ₃	
38-0471	Sillimanite		Al ₂ SiO ₅	
37-1484	Baddeleyite, syn		ZrO ₂	

Figura 5.20 Difratoograma da amostra A₁₀₀₀ Z 80-20



Laboratório de Materiais Cerâmicos
UFRGS - EE - DEMAT

Relatório de Análise de Difração de Raios X

Usuário: Nobre/Eduardo

Amostra: C2

Arquivo: NOBREC2.DRX

Obs.:

Data: 22 nov 2001

Hora: 19:29

Tubo: Cu

$K\alpha = 1.54178 \text{ \AA}$

Tensão = 40 kV

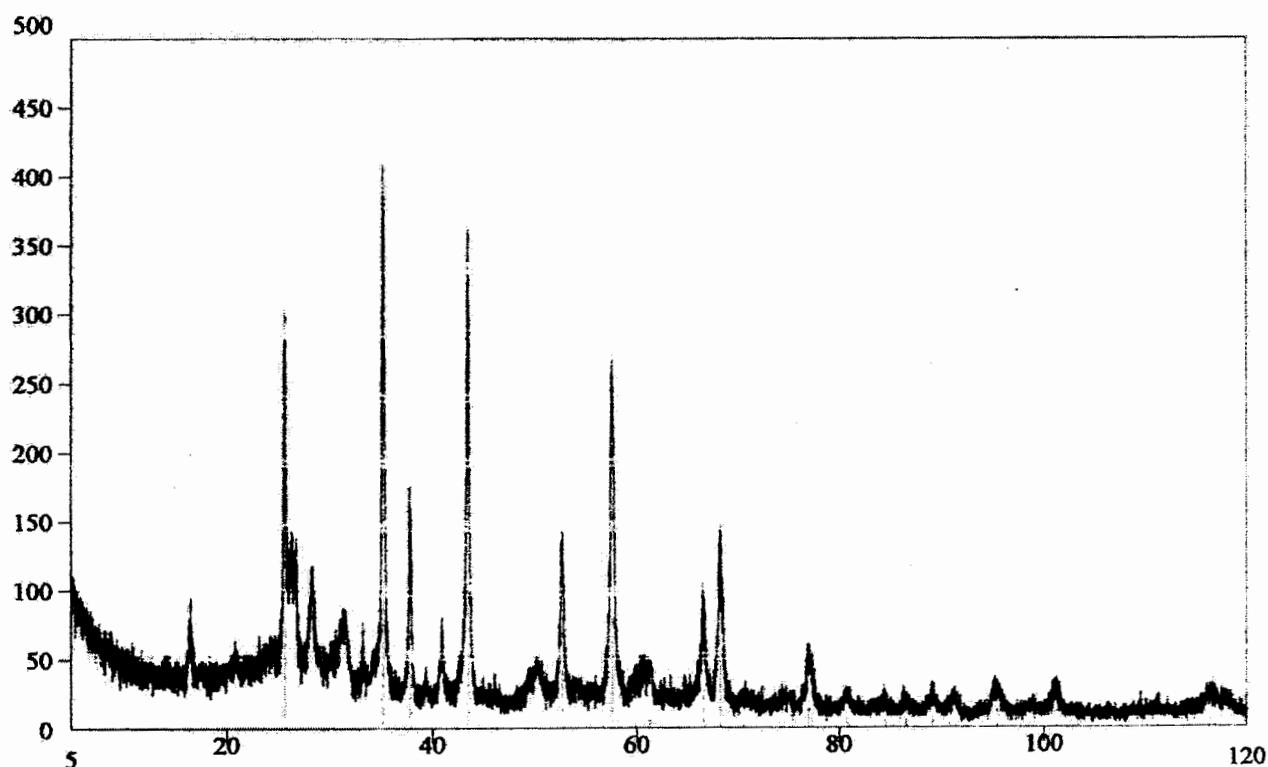
Corrente = 40 mA

$2\theta = 5.01^\circ$

$2\theta_r = 119.99^\circ$

Passo = 0.02°

Tempo = 0.6 seg



N.º Ficha	Mineral (Nome)	Padrões Seleccionados	Fórmula	%
10-0173	Corundum, syn		Al_2O_3	
15-0776	Mullite, syn		$AlSi_2O_7$	
38-0471	Sillimanite		Al_2SiO_5	
37-1484	Baddeleyite, syn		ZrO_2	
46-1045	Quartz, syn		SiO_2	

Figura 5.21 Difratoograma da amostra A₁₀₀₀ Z 85-15.



Laboratório de Materiais Cerâmicos
UFRGS - EE - DEMAT

Relatório de Análise de Difração de Raios X

Usuário: Nobre/Eduardo

Amostra: B1

Arquivo: NobreB1.drx

Obs.:

Data: 22 nov 2001

Tubo: Cu

$2\theta_i = 5.01^\circ$

Hora: 13:32

$K\alpha = 1.54178 \text{ \AA}$

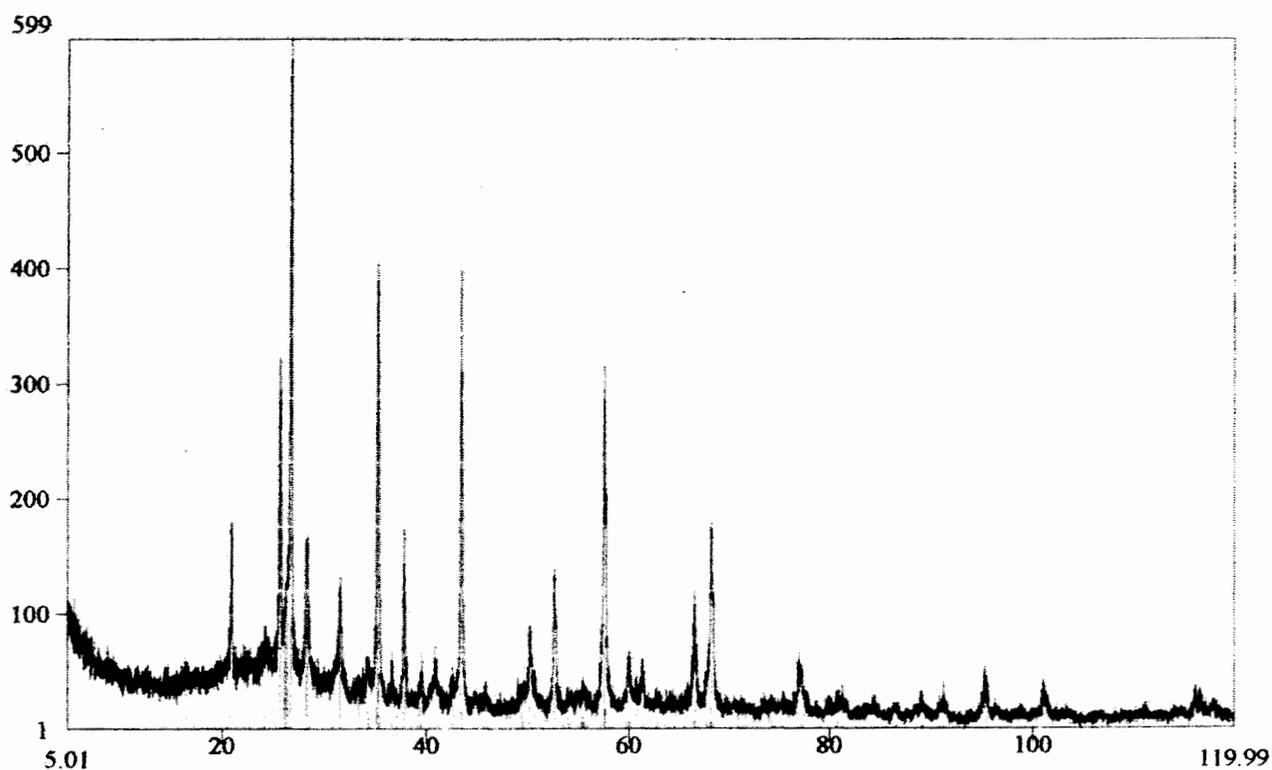
$2\theta_f = 119.99^\circ$

Tensão = 40 kV

Passo = 0.02 °

Corrente = 40 mA

Tempo = 0.6 seg



N.º Ficha	Mineral (Nome)	Padrões Seleccionados	Fórmula	%
10-0173	Corundum, syn		Al_2O_3	
46-1045	Quartz, syn		SiO_2	
37-1484	Baddeleyite, syn		ZrO_2	
15-0776	Mullite, syn		$Al_2Si_2O_7$	
28-0471	Silimanite		Al_2SiO_5	

Figura 5.22 Difratoograma da amostra A₁₀₀₀ z 85-15 .



Laboratório de Materiais Cerâmicos
UFRGS - EE - DEMAT

Relatório de Análise de Difração de Raios X

Usuário: Nobre/Eduardo

Amostra: B2

Arquivo: NobreB2.drx

Obs.:

Data: 22 nov 2001

Tubo: Cu

$2\theta_i = 5.01^\circ$

Hora: 19:33

$K\alpha = 1.54178 \text{ \AA}$

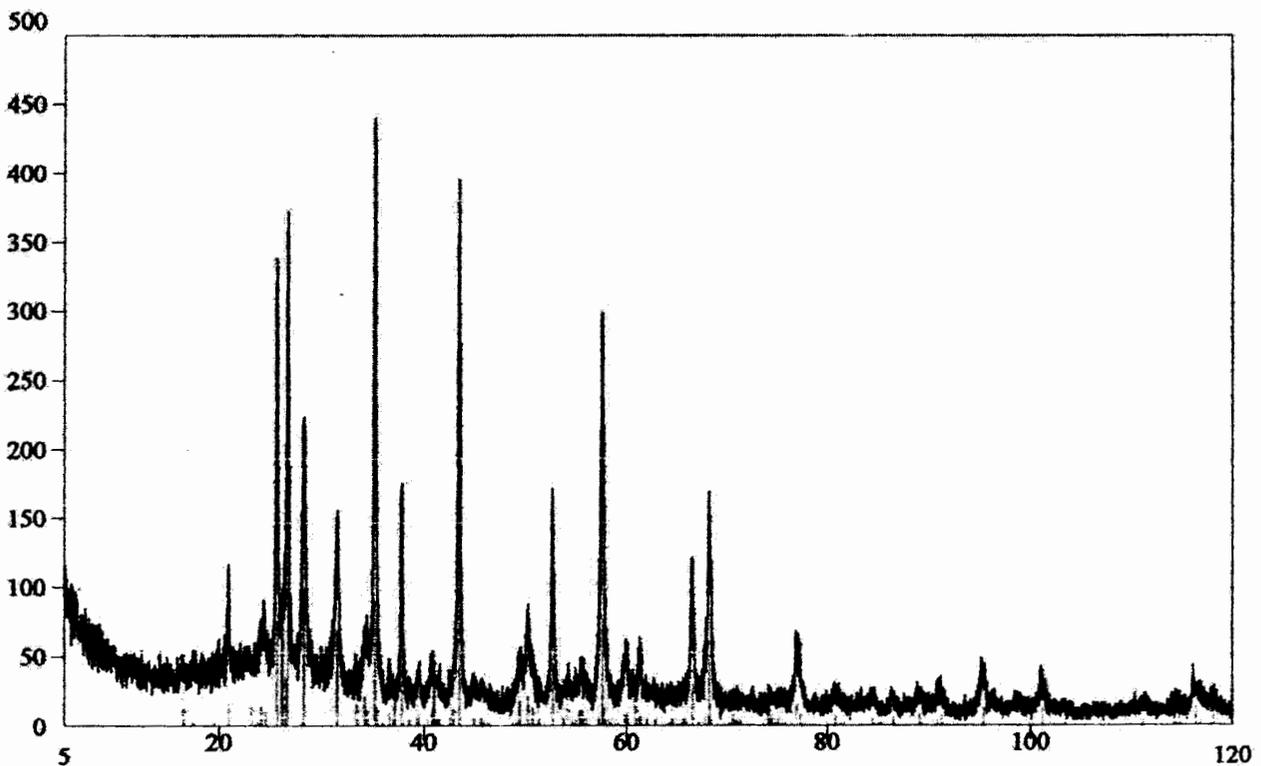
$2\theta_f = 119.99^\circ$

Tensão = 40 kV

Passo = 0.02°

Corrente = 40 mA

Tempo = 0.6 seg



N.º Ficha	Mineral (Nome)	Padrões Seleccionados	Fórmula	%
10-0173	Corundum, syn		Al_2O_3	
46-1045	Quartz, syn		SiO_2	
37-1484	Baddeleyite, syn		ZrO_2	
38-0471	Sillimanite		Al_2SiO_5	
15-0776	Mullite, syn		$Al_2Si_2O_7$	

Figura 5.23 Difratoograma da amostra A_{1000} z 80-20.

Em todos os difratogramas nota-se a existência de sílica, silimanita e mulita, além dos pós precursores da mistura. A mulita é resultado da dissociação da zirconita durante a sinterização, que se processa com reação. A sílica é uma impureza inerente às matérias-primas empregadas.

Quanto à pronunciada queda de tenacidade, esse fato era esperado apenas para as composições do sistema **A/Z**, posto que não foi adicionado nenhum óxido que estabilizasse a fase tetragonal da zircônia após sinterização, não promovendo, portanto, a tenacificação. Desse modo, verifica-se que, dentre os sistemas **A/Z**, a formulação com maior teor de alumina apresenta melhores propriedades mecânicas.

Quanto às formulações **A/z**, diferente do esperado, não houve aumento de tenacidade, ainda que as propriedades mecânicas obtidas para a formulação com 15% de zirconita tenham sido superiores às obtidas para as formulações **A/Z** e **A/z** de maior teor de zirconita, porém inferiores às da alumina pura. Esse fato pode ser atribuído à diferença de granulometria existente entre os pós de alumina e zirconita.

Verificou-se, porém que as formulações **A/Z** e **A/z** apresentaram considerável aumento do coeficiente de Weibull, o que representa compósitos cerâmicos mais confiáveis, com menor dispersão de valores para a resistência à fratura. Dentro de cada um desses sistemas cerâmicos, percebe-se ainda um crescimento desse índice à medida que se reduz a quantidade de alumina.

Quanto ao objetivo de verificar o efeito da variação granulométrica na resistência mecânica do material cerâmico, notou-se, a partir da Tabela 5.3, que a medida em que se aumentava a contribuição da fase de maior granulometria, aumentava-se a porosidade do compósito cerâmico. Isto foi decisivo para promover a queda acentuada dos valores medidos de resistência à flexão.

Em relação ao quesito módulo de Weibull, diretamente proporcional à confiabilidade, nota-se, comparando a Figura 5.10 com as Figuras 5.15 até 5.18, que o valor mínimo assumido por este parâmetro se deu para a formulação composta integralmente pela **A₃₀₁₇**; o valor máximo ocorreu para formulação **A₁₀₀₀ A₃₀₁₇ 25-75**.

Na Tabela 5.4 está representada a retração linear calculada para os sistemas **A/Z** e **A/z**. Esse parâmetro é diretamente proporcional ao grau de sinterização alcançado pelo corpo de prova. Percebe-se que à medida que se adiciona um segundo elemento à alumina, há uma queda no valor de retração linear. O sistema **A/Z**, em comparação ao **A/z**, apresentou, portanto, melhor sinterabilidade, o que garante menor percentual de porosidade e, como consequência, melhor resistência mecânica.

FORMULAÇÃO	RETRAÇÃO LINEAR (%)
A₁₀₀₀ 100	17,47
A₁₀₀₀ Z 85-15	17,23
A₁₀₀₀ Z 80-20	17,09
A₁₀₀₀ z 85-15	13,71
A₁₀₀₀ z 80-20	12,20

Tabela 5.4 Retração linear medida para os sistemas **A/Z**.

Contudo, a formulação **A₁₀₀₀z 85-15** apresentou, como verificado na Tabela 5.3, os melhores valores de resistência mecânica e de tenacidade à fratura; tendo ainda registrado o segundo melhor módulo de Weibull, isso se deve à formação de algum mecanismo de reforço promovido pela zirconita, que durante a sinterização deve ter proporcionado a formação de algum percentual de zircônia aliado à mulita e alumina.

Resultados da amostra cerâmica cedida pelo EB.

São apresentados, na Tabela 5.5, os valores médios de resistência mecânica à flexão em 4 pontos, porosidade e absorção de água percentuais. Para a determinação dos resultados dispôs-se de apenas 5 corpos de prova, cuidadosamente extraídos das amostras obtidas.

Seguindo a sistemática adotada anteriormente, foi implementado a análise estatística de Weibull aos valores da resistência mecânica. Encontra-se, pois, listado na Tabela 5.5, a equação da reta da distribuição de Weibull, sendo destacado o seu coeficiente.

Formulação	Porosidade (%)	Absorção d'água (%)	Resistência Mecânica [MPa]	Equação da Reta de Weibull	Módulo de Weibull
Amostra Cedida Pelo Exército	0,170	0,045	204,05±17,26	Y = 9,8448x-52,788	9,8442

Tabela 5.5 Propriedades medidas da amostra de alumina cedida pelo Exército.

Verificou-se que o valor médio de resistência à flexão obtido em laboratório (204,05 MPa) é inferior ao divulgado pelo fabricante. Isso pode ser devido à possível degradação da amostra, causada pela umidade ou, principalmente, à etapa de extração dos corpos de prova. Essa segunda hipótese é a mais provável, uma vez que podem ter sido nucleadas microtrincas, que teriam se propagado fragilmente durante a realização da flexão, mascarando a real resistência do componente.

É interessante atentar ao fato da amostra $A_{1000} 100$ ter alcançado valor médio (199,6 MPa) muito próximo do valor medido para as amostras cedidas pelo EB (204,05 MPa), que comprovadamente resistem aos disparos com munição 5,56 x 45 mm tipo perfurante

Tomando como base as Tabelas 5.3 e 5.5, observa-se que para a amostra da NKT/NGK a porosidade medida (0,170%) é inferior aos menores valores de porosidade registrados nas 2 primeiras seqüências desta Etapa. A amostra $A_{1000} 100$ obteve resistência mecânica média de 199,6MPa e porosidade de 0,322%. O motivo do menor valor de porosidade obtida na amostra cedida pelo EB deve-se certamente ao maior controle exercido durante as etapas de fabricação do cerâmico, desde a mistura, passando pela conformação, sinterização e acabamento superficial. É sabido que o EB importou os cerâmicos. Obviamente progressos podem ser obtidos caso sejam implementadas rotinas de controle mais exigentes e equipamentos de maior precisão.

Contudo, considerando-se os melhores resultados obtidos nessa segunda etapa experimental e comparando-os com os da amostra cedida pelo EB, comprova-se a eficiência da rotina de processamento empregada neste projeto.

Os valores de resistência da A1 (1^o seqüência) é praticamente igual ao valor medido na amostra cedida pelo EB, donde se percebe a vocação da primeira para uso em blindagem cerâmica.

Quanto ao quesito confiabilidade, tem-se que a amostra A₁₀₀₀ 100, obtida na etapa experimental, apresentou valor de módulo de Weibull praticamente igual ao calculado para a amostra usada pelo EB para teste, como apresentado na Tabela 5.6.

Amostra	Porosidade (%)	Resistência à Flexão em 4 pontos (MPa)	Módulo de Weibull
EB	0,170	204,05 ± 17,26	9,8448
A ₁₀₀₀ 100	0,322	199,60 ± 19,91	9,9885

Tabela 5.6 Comparativo entre os índices de desempenho das amostras que se destacaram.

Finalmente, verifica-se que os índices de desempenho obtidos pela amostra A₁₀₀₀ 100, comparados aos da amostra cedida pelo EB, a credenciam ao emprego em blindagens compósitas cerâmicas.

6. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste trabalho permitem inferir as seguintes conclusões:

Quanto às blindagens protótipo fabricadas

As blindagens protótipo fabricadas e testadas mostraram-se resistente aos disparos efetuados com munição perforante calibre 5,56 x 45 mm.

Nestas blindagens foi comprovada a função do aplique cerâmico (alumina importada disponibilizada pelo EB), responsável pela fragmentação da ponta do projétil, permitindo que o laminado aramida/epóxi suportasse a energia residual de impacto.

Comprovou-se a eficiência balística da alumina importada cedida pelo Exército Brasileiro.

A blindagem compósita cerâmica pode propiciar redução de peso superior a 50% em relação às blindagens monolíticas de aço, para um mesmo nível de resistência balística.

Quanto às placas cerâmicas fabricadas para uso em blindagem

A rotina de processamento de amostras à base de alumina, via prensagem uniaxial a frio e posterior sinterização, culminou em corpos de prova de resistência mecânica muito próximo à da amostra cedida pelo Exército, estas comprovadamente resistente ao calibre 5,56 x 45 mm do tipo perforante.

A adição de zircônia não estabilizada ou zirconita à alumina prejudica as propriedades desejáveis para emprego como blindagem cerâmica; do mesmo modo mostra-se inadequado o uso de aluminas de granulometrias diferentes, quando submetidas ao mesmo ciclo térmico de queima.

Para uma mesma rotina de processamento cerâmico, quanto menor a granulometria do pó, menor será a porosidade da amostra sinterizada e maior sua resistência mecânica e tenacidade à fratura, todos estes requisitos desejáveis na blindagem cerâmica.

Observou-se que dentre as amostras processadas, os apliques fabricados com a formulação A_{1000} 100, apresentou os melhores índices de porosidade e resistência mecânica; obtendo, inclusive, módulo de Weibull ligeiramente superior ao calculado para a amostra aprovada no ensaio balístico.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. LAIBLE, R. C., *Ceramic composite armor* in: BALLISTIC MATERIAL AND PENETRATION MECHANICS, Chapter 6, Elsevier Scientific Publishing Co., Amsterdam, Netherlands, 1980.
2. PRIOR, A. M. and HETHERINGTON, J.G. , *The penetration of composite armor by arms ammunition*, Royal Military College of Science, Shrivenham, England, 1979.
3. PESKES, G. J. J. M., BRIALES, C., GUALCO, M., PELLEGRINI, M. and MADSEN, S., *Optimization of light weight armour*, in: 16TH.INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON BALLISTICS, San Francisco, CA, USA, 1996.
4. ACCHAR, R., *Estudo do comportamento balístico de blindagens leves*, Tese de Mestrado, IME, 1988.
5. REIJER, P. C., *Impact on ceramic faced armour*, Ph.D Thesis, Univ. of Technology, Delft, Netherlands, 1991.
6. HAZELL, J. P., *Ceramic armour*, Journal of battlefield technology, vol.2, nº1, march, 1999.
7. AJDELSZTAJN, L., *Desenvolvimento de placas de material compósito para aplicação em proteções contra impactos balísticos*, Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1998.
8. WILKINS, M. L., *Mechanics of penetration and perforation*, Int. J. Eng. Sci., 16, pp.793-807.
9. FONSECA, M. B. A., *Efeitos da adição de zircônia e zirconita nas propriedades mecânicas de cerâmicos de matriz de alumina*, UFRGS, DEMAT, LACER, 2002.

10. FONSECA, M. B. A., *Dimensionamento de um conjugado alumina/aramida/resina para resistir ao impacto de um projétil 5,56 mm*, Projeto Final de Curso, IME, RJ, 1999.
11. CALLISTER, D. W., *Materials Science and engineering – an introduction*, third edition, 1993.
12. HOVE, J. E., RILEY, W. C. *Modern ceramics: some principles and concepts*, aerospace corporation el segundo, California.
13. KINGERY, D. W., *Physical ceramics – principles for ceramic science and engineering*, John Wiley & Sons, Inc., U.S.A., 1997.
14. HÜBNER, H., *Propriedades mecânicas de cerâmicas avançadas*, UFRGS, PGEMM, Porto Alegre, RS, 2001.
15. ASKELAND, D. R., *The science and engineering of materials*, 3^o ed., PWS Publishing Company, Boston, U.S.A., 1993.
16. EVANS, A. G., *Ceramic containing systems – mechanical aspects of interfaces surfaces*, Noyes Publications, U.S.A., 1984.
17. SPRIGGS, R. M., *Applications and prospective markets for advanced technical ceramics*, Key Engineering Materials, vol. 56-57, 1991, pp. 1-12.
18. PASCUCCI, M. R., KATZ, R. N., *Modern day applications of advanced ceramics*, Interceram, vol. 42, nº2, 1993.
19. CONNI, G., ARGENTIERO, P., CAPPÀ, A. And NOCCHI, H., *Performance of composite material structures on high and low velocity impact* in: First European Conference on Composite Materials an Exhibition, Bordeaux, France, 1985.
20. ZUKAS, J. A., *Impact dynamics*, A Wiley International Publication, New York, USA, Chapter 5, 1982.

21. CANARIM, S. B. F., *Impacto de projetis*, Tese de Mestrado, IME, 1987.
22. MATCHEN, B. *Applications of ceramics in armor products*, Key Engineering Materials, vol. 122-124, Trans Tech Publications, Switzerland, 1996.
23. GRAHAM, R. A., e BROOKS, E. P., *Journal of Physical Chemistry of Solids*, nº 32, pp. 2311, 1971.
24. YAZIV, D., *Shock fracture and recompaction of ceramics*, Ph.D. Thesis, Dayton University, Ohio, U.S.A., 1985
25. LOURO, L. H. L., MEYERS, M. A., COSTA, C. R. C., *Fatura em alumina submetida à compressão por onda de choque*, *Anais*, ABCER, 1989.
26. SOUSA, N. A., *Materiais alternativos para aplicação em blindagens*, Tese de Mestrado, IME, RJ, 1999.
27. STRONGE, W.J., *Impact mechanics*, Cambridge University Press, U.K., 2000.
28. ROGER, L. E., *Ballistic impact resistance of graphite epoxy composites with shape memory alloy and extended chain polyethylene spectraTM hybrid components*, M.Sc. Thesis, Virginia Polytechnic and State University, Blacksburg, Virginia, United States of America – USA, 1996.
29. FERREIRA, D. B. B., *Comportamento mecânico de blindagens compósitas leves*, Tese de Mestrado, IME, 1994.
30. MEYERS, M.A., *Dynamic Behaviour of materials*, John Wiley & Sons, Inc. New York, U.S.A., 1994.
31. McCULLOUGH, R. L., *Concepts of fiber-resin composites*, Boeing Scientific Research Laboratories, Marcel Dekker Inc., New York, 1971.

32. CHAWLA, K. K., *Composite materials science engineering*, 3rd. Edition, New York, USA, Springer-Verlay, 1987.
33. CHAWLA, K. K. and METZGER, M., *Journal of Materials Science*, vol. 7, p.34, 1972.
34. WERNER, S. M. and DHARAN, *Behavior of woven graphite-epoxi at very high strain rates* in: 29th, National SAMPE Symposium, pp.146-153, 1984.
35. ALLREAD, R. E., *Journal of Composite materials*, vol.15, p.100, 1981.
36. QUERESHI, H. A. A., *Composite materials: fabrication and analysis*, 2^o Ed., ITA, São José dos Campos, SP, Brasil, 1984.
37. THAUMATURGO, C; SOUSA, A. N. *Geopolímeros para aplicação balística. Artigo científico*, IME, DE/4, Rio de Janeiro, RJ, 2002.
38. AYLLÓN, E., TOPOLEVSKY, R., FIERRO, V., ANSALDI, A., *Measurement of elastic modulus using knoop microindentation*, *Interceram*, vol. 47, nº 4, 1998.
39. CHEREPANOV, P. G., *Fracture – a topical encyclopedia of current knowledge*, Krieger Publishing Company Malabar, Florida, 1998.
40. HOLT, J. B., *Self- propagating, high-temperature synthesis*, University of California, Lawrence National Laboratory.
41. LAMBRIGGER, M., *Weibull master curves and fracture toughness testing – part III, master curves for the evaluation of dynamic – charp impact tests*, *Journal of Materials Science*, vol. 34, pp. 4447-4455, 1999.
42. ZHANG, D., HU, B. W., ZHOU, W., *Combustion synthesis of highly porous ceramics: the TiC-Al₂O₃ system*, *Journal of Materials Science*, vol. 34, pp. 4469-4473, 1999.

43. SUNDARARAMAN, D., KURIBAYASHI, K., MORIOKA, H., SATO, E., Effect of amount of alumina doping on superplastic behavior of tetragonal zirconia, *Journal of Materials Science*, vol. 34, pp. 4511-4518, 1999.
44. BAZHENOV, S. *Dissipation of energy by bulletproof aramid fabric*, *Journal of materials science*, vol.32, 1997, pp. 4167-4173.
45. DODGE, F. T., WESTINE, P. S., BAKER, W. E. *Similarity methods in engineering dynamics – theory and practice of scale modeling*, revised edition, ed. Elsevier., vol.12.
46. GONÇALVES, D. P., *Blindagem mista à base de cerâmica e kevlar, Projeto Final de Curso*, Engenharia Mecânica-Aeronáutica, ITA, São José dos Campos, SP, Brasil, 1996.
47. CHOU, T. W., *Characterization and modeling of textile composites: An Overview*, in: FIRST EUROPEAN CONFERENCE ON COMPOSITES MATERIALS AND EXHIBITION, pp.133-138, Bordeaux, France, 1985.
48. ASM Handbook, **Composites**, Vol 5.
49. LEE, H., and NEVILLE, K., *Handbook of epóxi resins*, New York, USA, McGraw-Hill Inc., 1967.
50. LUBIN, G., *Handbook of fiberglass and advanced plastics composites*, New York, USA, Liton Educational Publishing Inc., pp.46-83, 1969.
51. EPSTEIN, B., *Statistical aspects of fracture problems*, *Journal of Applied Physics*, Vol.19, p.140, 1948.
52. Catálogo. *Colagem elástica*, Sika Industry, 1999.
53. ASHBY, M. F., *Materials selection in mechanical design*, BPC Wheatons, Exeter, UK, 1996.

54. ROYLANCE, D. And WANG, S.S., *Penetration mechanics of textile structures*, in: BALLISTIC MATERIAL AND PENETRATION MECHANICS, Chapter 12, Elsevier Scientific Publishing Co., Amsterdam, Netherlands, 1980.
55. RIBEIRO, J. R. A., *Fatura dinâmica em alumina de alta pureza*, Tese de Mestrado, IME, 1991.
56. JÚNIOR, A. M. C., *Resistência de materiais compósitos ao impacto balístico*, Tese de Doutorado, IME, 1996.
57. GODEFROID, L. B., *Efeito da interface em conjugados laminados de Al-1100/Al2024*, Tese de Mestrado, IME, 1983.
58. CASTRO, R. P., *Propriedades mecânicas em conjugados kevlar 29/alumina/resina de poliéster*, Tese de Mestrado, IME, 1983.
59. KWON, Y. W. and WOJCIK, G. W., *Impact study of sandwich composite structures with delamination*, Journal of Composite Materials, Vol.32, 5, pp.406-430, 1998.
60. Catálogo, **TWARON** – AkZO NOBEL, 1999.
61. Catálogo, **EPOXITEC** – DOW QUÍMICA, 1999.
62. Catálogo, **Cartuchos**, CBC – Companhia Brasileira de Cartuchos, 1999.
63. FORTURAN, C. A., *Compósito alumina-zircônia: obtenção através de conformação coloidal e caracterização microestrutural*, UFSCar, São Carlos, São Paulo, 1998.