

**MINISTÉRIO DA DEFESA
EXÉRCITO BRASILEIRO
DEPARTAMENTO DE CIÊNCIA E TECNOLOGIA
INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA
CURSO DE DOUTORADO EM CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

**CARACTERIZAÇÃO DINÂMICA POR IMPACTO DE CERÂMICOS À BASE DE
ALUMINA**

Cap ANDRÉ LUÍS DE VASCONCELOS CARDOSO CM 02109

ORIENTADOR: LUÍS HENRIQUE LEME LOURO, PhD

TESE DE DOUTORADO

Rio de Janeiro

2005

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Cap ANDRÉ LUÍS DE VASCONCELOS CARDOSO

**CARACTERIZAÇÃO DINÂMICA POR IMPACTO DE CERÂMICOS À
BASE DE ALUMINA**

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

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

Co-orientador: Prof. Luis Marcelo Marques Tavares – Ph.D.

Rio de Janeiro

2005

C2005

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Praça General Tibúrcio, 80 – Praia Vermelha

Rio de Janeiro - RJ CEP: 22290-270

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

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

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

C268b Cardoso, André Luís de Vasconcelos

Caracterização Dinâmica por Impacto de Cerâmicos à Base de Alumina / André Luís de Vasconcelos Cardoso. - Rio de Janeiro : Instituto Militar de Engenharia, 2004.
139 f. : il., graf., tab. : - cm.

Tese (doutorado) - Instituto Militar de Engenharia – Rio de Janeiro, 2005.

1. Materiais cerâmicos.
2. Alumina -- cerâmicos

CDDD 620.14

INSTITUTO MILITAR DE ENGENHARIA

Cap ANDRÉ LUÍS DE VASCONCELOS CARDOSO

CARACTERIZAÇÃO DINÂMICA POR IMPACTO DE CERÂMICOS À BASE DE
ALUMINA

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

Orientador: . Luís Henrique Leme Louro – Ph.D.

Co-orientador: Prof. Luis Marcelo Marques Tavares – Ph.D.

Aprovada em 27 de abril de 2005 pela seguinte Banca Examinadora:

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

Gen Bda Umberto Ramos de Andrade – Ph.D da ESGUE

Prof. Arnaldo Ferreira – Ph.D. do IME

Dr^a. Maria Aparecida Pinheiro dos Santos – DSc. do IPqM

Prof. Francisco Cristovão Lourenço de Melo – DSc. do CTA

Prof. Luís Marcelo Marques Tavares – Ph.D. da COPPE/UFRJ

Rio de Janeiro

2005

À Dora, minha esposa, que pacientemente vem me apoiando ao longo destes anos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todas as pessoas que me incentivaram, apoiaram e possibilitaram esta oportunidade de ampliar meus horizontes.

Meus familiares, esposa e mestres.

Em especial ao meu Professor Orientador Dr. Luís Henrique Leme Louro e ao Professor Co-orientador Dr. Luís Marcelo M. Tavares, por suas disponibilidades e atenções.

Gostaria de agradecer também a todos meus colegas de curso no IME que compartilharam estes anos de esforço acadêmico, em particular ao Maj Alaelson, ao Ten Borges, ao Al Itamar, e em especial ao Eng Carlos Roberto e ao Cel Júlio, mais que amigos. A NUCLEP pelo apoio no ensaio de queda de peso, ao pessoal do Laboratório de Tratamento de Minérios (COPPE), em particular o Eng. Carlos Magno, que muito me apoiou na parte eletrônica, ao NUCAT e ao INT pelo apoio na análise por difração de raios-X e avaliação dos pós. Ao AGR e ao Cap Bortolini pelo apoio na confecção de peças da Barra Hopkinson, à IMBEL do Caju, em particular ao Ten Horstmann e Téc. Amauri, pela execução do projeto eletrônico. Um agradecimento especial ao CTEX. Muitos colaboraram: Cap Brisola, FC Othon e FC Lincoln, pelos desenhos e metrologia, o 2ºSgt Ferreira/SAM, pela usinagem das barras, mancais e tubo lançador, o Téc. Francisco/LM pelo apoio na montagem do berço da barra, o Téc. Edílson/GMF pelos osciloscópios, cabos e circuitos acessórios, ao Eng. André/GTI pelo apoio na confecção de acessórios eletrônicos, ao Téc. Irineu/LQ pelo apoio nos pneumáticos e, em particular ao Maj Cosentino e Cap Queiroz que enxergaram a importância do tema e permitiram a confecção do trabalho no LM, financiaram grande parte do projeto e me apoiaram moralmente ao longo de toda a empreitada.

“Ut tensio sic vis”.

Robert Hooke, *“De Potentia restitutiva”*, 1678

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	9
LISTA DE TABELAS.....	13
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	14
1. INTRODUÇÃO	19
2. OBJETIVOS	21
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
3.1. Ondas de tensão	22
3.1.1. Classificação	22
3.1.2. Equações de Rankine-Hugoniot	22
3.1.3. A equação de estado (EOS).....	25
3.2.1. Ensaio de impacto em baixas taxas de deformação	27
3.2.2. Ensaio de impacto em médias taxas de deformação	27
3.2.3. Ensaio em altas taxas de deformação com barras de impacto horizontais	28
3.2.4. Ensaio com barras verticais	36
3.3. Marcas de superfície	44
3.4. Aplicações dos cerâmicos em blindagens	45
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	50
4.1. Composição química.....	50
4.2. Análise por difração de raios-X (DRX).....	50
4.3. Avaliação dos cerâmicos por ultra-som.....	55
4.4. Ensaio de microdureza.....	56
4.5. Determinação do fator de intensidade de tensão crítica - k_{Ic}	65
4.6. Ensaio de queda de peso.....	70
4.7. Ensaio com CCI	71
4.8. Construção de uma barra de Hopkinson partida (SHPB)	72
4.9. Ensaio de calibração na SHPB.....	81
4.10. Ensaio com o modelador de pulsos.....	83

4.11. Ensaio em cerâmicos	84
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	91
5.1. Microdureza	91
5.2. Ultra-som.....	93
5.3. Ensaio de queda de peso	95
5.4. Ensaio com a CCI.....	99
5.5. Ensaio na SHPB	102
5.5.1. Ensaio de Calibração	103
5.5.2. Ensaio sem Modelador de Pulsos e sem Confinamento	106
5.5.3. Ensaio com Confinamento e sem Modelador	108
5.5.4. Ensaio com Modelador de Pulsos	110
5.5.5. Ensaio com Confinamento e Modelador	112
5.5.6. Análise dos resultados obtidos na SHPB	115
5.6. Comparações dos resultados da SHPB e dureza	118
5.7. Comparações entre resultados da SHPB e CCI.....	118
5.8. O ensaio de ultra-som	120
5.9. Considerações finais	120
6. CONCLUSÕES.....	122
7. TRABALHOS FUTUROS.....	125
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	126
9. APÊNDICES.....	134
9.1 APÊNDICE 1 - Rotina para casamento de impedâncias	135
9.2 APÊNDICE 2 - Rotina em MATLAB 5.1 para uso de filtro de sinais.....	136
9.3 APÊNDICE 3 - Resultados obtidos na CCI	137
9.4 APÊNDICE 4 - Simulação no THERMOCALC.....	138

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

FIG. 3.1	Esquema ilustrativo de propagação de região chocada em um pistão de gás: (a) Antes do choque; (b) Após um tempo t_1 ; (c) Após um tempo $t_2 > t_1$ (MEYERS, 1994).....	23
FIG. 3.2	Gráfico da reta de Rayleigh. Um processo de choque se dá em um salto do ponto (P_0, V_0) para (P_1, V_1) sem se percorrer a curva de Hugoniot.....	25
FIG. 3.3	Solução gráfica de impacto de um projétil de WC em um alvo de aço envolvendo casamento de impedâncias: (a) Cálculo da pressão de impacto; (b) Efeitos no alvo.	26
FIG. 3.4	Equipamento de Ensaio DWT (FOLLANSBEE, 1985).....	28
FIG. 3.5	Configurações de ensaio de impacto com barras: (a) Barra de Kolsky; (b) Barra de Davies (FOLLANSBEE, 1985).	31
FIG. 3.6	Esquema de barra Hopkinson e dois tipos de ensaio: (a) materiais dúcteis; (b) materiais frágeis (com modelador de pulso). Tensões e formas de pulso mostradas à direita (MEYERS 1994).	33
FIG. 3.7	Célula de carga de impacto (CCI).....	36
FIG. 3.8	Resultado do impacto em uma amostra cerâmica.	37
FIG. 3.9	Mecanismo de fratura de cerâmica submetida a um carregamento transiente: (a) População inicial de trincas; (b) Carregamento compressivo; (c) Carregamento trativo após reflexão em interface de menor impedância (ρC); (d) Fragmentação (LOURO e MEYERS, 1990).	38
FIG. 3.10	Formação do cone de Hertz.....	40
FIG.3.11	Pulso inicial e sete reflexões. Extraído da ASTM E 494-95.....	42
FIG. 3.12	Parâmetros de operação de uma viatura militar de combate.....	46
FIG.3.13	Exemplos de blindagens (CARDOSO e colab., 1999).....	47
FIG 3.14	Cápsula de cerâmico e metal e blindagem tandem.....	48
FIG. 4.1	Difratograma das placas de alumina AD85.	52
FIG. 4.2	Microestrutura do cerâmico AD85 examinado por EDS. Região 1: transgranular, Região 2: intergranular.	52

FIG.4.3a	EDS da região 1 da FIG.4.2.....	53
FIG. 4.3b	EDS da região 2 da FIG.4.2.	53
FIG.4.4	Difratograma da amostra AD92.	54
FIG.4.5	Difratograma da amostra AD96 (SANTOS e colab, 2000).	55
FIG.4.6	Distância entre as indentações, conforme a ASTM C 1327-03.	57
FIG.4.7	Indentações não aceitáveis, conforme a norma ASTM C 1327-03.	57
FIG.4.8	Impressões aceitas pela norma ASTM C 1327-03.	58
FIG.4.9	Esquema de indentação para medição de dureza Vickers.	59
FIG.4.10	Ângulos presentes na indentação de cerâmicos.	60
FIG.4.11	Relação linear entre Y_d/H_V e δ_H (MILMAN e CHUGUNOVA, 1999).....	63
FIG.4.12	Indentação para medida de K_{Ic} . Zona de trincas meridionais e radiais (cinza).	65
FIG.4.13	Distribuição de Tensões na ponta da trincas (ASTM-1960).	66
FIG.4.14	Representação gráfica da força de crescimento de trinca.	68
FIG.4.15	Diagrama ilustrativo para fragmentação como função de G,R e a_c	69
FIG. 4.16	Equipamento de ensaio de queda livre com o aparato experimental.	70
FIG. 4.17	Espectro do sinal de calibração, no tempo (s).	71
FIG. 4.18	Espectro de frequências (dB).	71
FIG. 4.19	Espectro filtrado do pulso de calibração.	72
FIG.4.20	A primeira Barra Hopkinson do IME – Arquivo SE/4 - IME.	73
FIG.4.21	Desenho proposto para a nova Barra Hopkinson do CTEX.	74
FIG. 4.22	Fotografia dos pés do berço.	75
FIG. 4.23	Esquema da condensadora de sinais para medição de velocidade.	77
FIG. 4.24	Detalhe do dispositivo de medição de velocidade.	77
FIG. 4.25	Projeto da Condicionadora de Sinais de deformação - IMBEL/FMCE.	78
FIG.4.26	Exemplo de tela amostrada pelo programa WaveStar [®]	80
FIG.4.27	Aparato da nova Barra Hopkinson do CTEX - (a) Vista completa do Equipamento; (b) Em detalhe: condensadora de dados, osciloscópios e sistema de aquisição de dados.	81
FIG.4.28	Deformação nas interfaces da barra.	85
FIG.4.29	(a) Histórico de tensões do ensaio de calibração com modelador e (b) Ajuste numérico realizado pelo programa Microcal Origin [®]	87
FIG.4.30	Histórico simulado da tensão axial no modelador de pulsos.	88
FIG 4.31	Histórico simulado de deformações no modelador de pulsos.	89

FIG.4.32	Curva σ x ϵ dinâmica simulada do cobre.....	89
FIG.5.1	Resistência dinâmica da alumina versus taxa de deformação (CHHABILDAS e colab.,2002).....	92
FIG.5.2	Simulação do efeito da porosidade na resistência à compressão.	93
FIG. 5.3	Microfotografias por MEV das superfícies de fratura das placas de alumina, em pequeno aumento (50x): (a) E = 22J; (b) E = 350J.	96
FIG. 5.4	Distância entre marcas de fratura versus altura de queda.	97
FIG. 5.5	Microfotografias por MEV das superfícies de fratura por impacto das placas de alumina AD-85, em grande aumento (2500x): (a) E=22J; (b) E=350J.	98
FIG. 5.6	Gráfico tempo-tensão para a alumina AD85.....	100
FIG. 5.7	Gráfico tempo-tensão para a alumina AD92.....	100
FIG. 5.8	Gráfico tempo-tensão para a AD96.	100
FIG. 5.9	Exemplo de um pulso de calibração na barra incidente.....	104
FIG.5.10	Exemplo de um pulso de calibração na barra transmissora.	104
FIG.5.11	Exemplo de pulso de calibração em barra incidente, com modelador.	105
FIG.5.12	Exemplo de pulso de calibração em barra transmissora, com modelador.	105
FIG.5.13	Curva de σ x ϵ da amostra de AD92, sem confinamento e sem modelador.	106
FIG.5.14	Histórico de tensões, amostra não confinada e sem modelador.....	107
FIG.5.15	Histórico da taxa de deformação.	107
FIG.5.16	Amostra de AD92 fragmentada.....	108
FIG.5.17	Curva de σ x ϵ da amostra, com confinamento e sem modelador.....	109
FIG.5.18	Histórico de tensões da amostra, com confinamento e sem modelador.	109
FIG.5.19	Histórico da taxa de deformação, com confinamento e sem modelador.	110
FIG.5.20	Amostra fragmentada, na situação com confinamento e sem modelador.....	110
FIG.5.21	Curva de σ x ϵ da amostra, sem confinamento e com modelador.....	111
FIG.5.22	Histórico de tensões para amostra sem confinamento e com modelador. Em destaque o Δt de propagação do dano de fragmentação de 0,05 μs	111
FIG.5.23	Histórico da taxa de deformação.	112
FIG.5.24	Amostra fragmentada na condição sem confinamento e com modelador.	112
FIG.5.25	Curva de σ x ϵ da amostra de AD92, com confinamento e modelador.....	113
FIG.5.26	Histórico de tensões, amostra com confinamento e modelador.	113
FIG.5.27	Histórico da taxa de deformação com confinamento e modelador.	114
FIG.5.28	Amostra de AD92 fragmentada com confinamento e modelador.	114

FIG.5.29	Detalhe de "fatia" de AD92, aumento 50 vezes.	115
FIG.5.30	Sinal dos sensores da barra Hopkinson.....	116
FIG.5.31	Proposta de uso de WC e confinamento (NEMAT-NASSER e colab., 2002)	117
FIG.5.32	Aspecto microestrutural da amostra AD92 submetida a ensaio em SHPB: (a) Interior da amostra cilíndrica; (b) Região próxima à interface barra-amostra.....	118
FIG.5.33	Flexão de placa ou viga sujeita a impacto por esfera (GOLDSMITH, 2002).....	119

LISTA DE TABELAS

TAB. 3.1	Taxas de deformação, mecanismos e aplicações.	29
TAB. 4.1	Composição química das amostras de cerâmico.....	50
TAB. 4.2	Fator δ_H para diversos materiais (MILMAN e CHUGUNOVA, 1999).....	62
TAB. 4.3	δ_H e Y_d/HV para alguns cerâmicos (MILMAN e CHUGUNOVA, 1999).....	63
TAB. 4.4	Valores propostos em literatura para δ (BENEVIDES, 2004).	67
TAB. 4.5	Propriedades mecânicas dos modeladores de pulso de Cobre.....	86
TAB. 5.1	Dureza Vickers, K_{IC} e Y dos materiais cerâmicos.	91
TAB. 5.2	Propriedades das amostras ensaiadas por ultra-som.	94
TAB. 5.3	Comparação entre os resultados obtidos e valores de literatura para AD-85.....	94
TAB. 5.4	Resultados do ensaio de queda de peso.....	95
TAB. 5.5	Resumo dos resultados dos ensaios na CCI.....	99
TAB. 5.6	Valores calculados de α para amostras de alumina.	101
TAB. 5.7	Resumo dos experimentos com SHPB.....	102
TAB. 5.8	Velocidade de propagação de dano.....	121

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

SHPB	- Barra Hopkinson de Pressão Partida ou Barra Hopkinson
P	- pressão
U_p	- velocidade da(s) partícula(s)
U_s	- velocidade de choque
S	- sensibilidade ao choque
C_0, C_1	- velocidade de onda longitudinal
C_s, SH ou SV	- velocidade de onda cisalhante
C_R	- velocidade de onda superficial ou de Rayleigh
P_0	- pressão inicial
ρ_0	- densidade inicial
U_0	- velocidade inicial
T	- tempo
E	- energia do sistema
E_0	- energia inicial do sistema
G	- módulo de cisalhamento
E	- módulo de elasticidade
K	- módulo volumétrico
ν	- coeficiente de Poisson
EOS	- equação de estado
WC	- carbeto de tungstênio
CC	- carro de combate
ϵ	- deformação
$\dot{\epsilon}$	- taxa de deformação
σ	- tensão de engenharia
ϵ_I	- deformação incidente
ϵ_R	- deformação refletida
ϵ_T	- deformação transmitida
A_0, A_b	- área da barra
$A, A_{amostra}$	- área da amostra

L	- comprimento da amostra
OFHC	- <i>Oxygen Free High Conductivity Copper</i>
$D_{amostra}$	- diâmetro da amostra
D_{barra}	- diâmetro da barra
CCI	- célula de carga de impacto
$Z = \rho C$	- impedância sônica em $kg \cdot m^{-2} \cdot s^{-1}$
p_m	- pressão máxima
F	- força de impacto
R	- raio da indentação
σ_T	- tensão trativa
k_i, k_{eq}	- rigidez e rigidez equivalente
α	- contato ou termo de aproximação
v_0	- velocidade de impacto na CCI
Δt	- intervalo de tempo
A_k	- distância (m) do primeiro ao n-ésimo eco no material padrão, medida na tela do osciloscópio
n_1	- número de picos pontudos da amostra
t_1	- espessura da amostra (m)
v_k	- velocidade de onda longitudinal no padrão (m/s)
A_1	- distância (m) do primeiro ao n-ésimo eco na amostra, medida na tela do osciloscópio
n_k	- número de picos pontudos no padrão
t_k	- espessura do padrão (m)
A_t	- distância (m) do primeiro ao n-ésimo eco no material padrão, medida na tela do osciloscópio
n_s	- número de picos pontudos da amostra
t_s	- espessura da amostra (m)
v_t	- velocidade de onda longitudinal no padrão (m/s)
A_s	- distância (m) do primeiro ao n-ésimo eco na amostra, medida na tela do osciloscópio
n_t	- número de picos pontudos no padrão
t_t	- espessura do padrão (m)
EDS	- <i>Energy Dispersion Spectroscopy</i> , Espectroscopia de Dispersão de Energia

n	- múltiplo inteiro do comprimento de onda
λ	- comprimento de onda
d_{hkl}	- distância interplanar dos planos que sofrem difração
θ	- semi-ângulo de difração ou de Bragg
$K_{\alpha 1}$	- pico de radiação usado na difração de raios-X (kappa alfa 1)
NUCAT	- Núcleo de Catálise da Universidade Federal do Rio de Janeiro
DRX	- difração de Raios-X
H	- microdureza
P	- carga de indentação
a	- semi-diagonal de indentação
c	- tamanho de trinca
d	- média aritmética do comprimento das duas diagonais de impressão
Y	- limite de escoamento (GPa)
δH	- característica plástica do material
HM	- Dureza Meier
E_{ef}	- módulo de elasticidade efetivo
dB - deciBell	- medida de intensidade de sinal
kHz	- frequência, em kilo Hertz
MHz	- frequência, em mega Hertz
CD1	- canal 1 do laser-diodo
CD2	- canal 2 do laser-diodo
K_{ϵ}	- coeficiente de ajuste de deformação
K_{σ}	- coeficiente de ajuste de tensões ou de transmissão
β, β_0	- coeficientes de ajuste por Máxima Verosimilhança
ϕ	- diâmetro

RESUMO

A avaliação das propriedades mecânicas de materiais frágeis submetidos a altas taxas de deformação é de especial importância para a compreensão aprofundada dos eventos que ocorrem durante um impacto balístico ou de processos industriais de fabricação de ultra-alta velocidade. Neste trabalho, novas técnicas foram propostas, com apoio nos tradicionais ensaios com barras de impacto do tipo Davies e Kolsky. Foram implementadas algumas modificações na geometria de impacto para a obtenção de eventos planares e não planares controlados. Os experimentos em uma barra vertical foram realizados em pequenas amostras de cerâmicos à base de alumina, comumente empregadas em proteções balísticas, onde foi possível a determinação da área de impacto e do dano provocado pela atuação de ondas esféricas. Também foi possível a determinação da resistência máxima e do tempo de estilhaçamento. Um novo projeto de barra Hopkinson curta, para ensaios no intervalo de taxas de deformação de 10^2 a 10^3 /s, foi proposto, a fim de viabilizar experimentos comparativos com a barra vertical e determinar as propriedades dinâmicas de materiais frágeis nas taxas de deformação de interesse. Taxas de deformação de 1875 s^{-1} foram alcançadas, tornando possível a medidas da resistência e deformação dinâmica do cerâmico à base de alumina com 4% de nióbia.

ABSTRACT

The mechanical properties evaluation of brittle materials submitted to high strain rates is fundamental for deep understanding of events that usually take place during ballistic impacts or high-speed mechanical processes. New techniques have been proposed based on traditional tests using Davies and Kolsky impact bars. This work presents some modifications on impact geometry which were implemented in order to obtain controlled planar and non-planar impacts. Vertical Hopkinson bar tests on small ballistic alumina specimens were carried out to evaluate the impact region and the damage zones created by spherical stress waves. The tests were also able to measure the maximum stress loading resistance as well as the spalling time. A new short split Hopkinson pressure bar facility for 10^2 - 10^3 /sec evaluation range was presented in order to obtain more information about the dynamic resistance of brittle materials. Strain rates as high as 1875 s^{-1} were measured and dynamic resistance as alumina – 4% niobia ceramic deformation.

1. INTRODUÇÃO

Durante muito tempo o Exército Brasileiro, bem como as demais Forças Armadas Brasileiras, vem se debatendo com a dificuldade de se determinar, de modo exato ou com boa aproximação, propriedades mecânicas nos materiais de emprego militar em altas taxas de deformação. Diversos ensaios foram desenvolvidos nos Estados Unidos, Europa e Japão desde o final da 2^a Grande Guerra, entretanto, no hemisfério sul, este assunto enfrenta dificuldades de falta de pessoal especializado ou falta de equipamento apropriado. O comportamento dinâmico dos materiais é uma área de estudo multidisciplinar onde os processos acontecem em um tempo extremamente curto. Durante estes eventos, os corpos sujeitos a carregamentos transientes experimentam uma heterogeneidade de distribuição de cargas e deformações que podem variar significativamente quando comparados com carregamentos estáticos ou quase-estáticos. Os eventos dinâmicos necessitam de estudos especiais, onde a inércia e a energia interna dos corpos tornam-se fatores importantes.

A resposta dinâmica é um fator de projeto importante em aplicações militares como blindagens, armamentos, mísseis e foguetes e algumas aplicações civis como sismologia, mineração, aviação, prospecção e extração de petróleo. Nas condições de impacto, a taxa de deformação pode atingir valores localizados de $10^3/s$ ou maiores, difíceis de serem obtidos em laboratório por ensaios convencionais. Alguns poucos dispositivos são capazes de atingir este valor com confiabilidade e reprodutibilidade, sendo os mais indicados os de impacto unidimensional. Dentre estes ensaios, destaca-se a barra (de pressão) de Hopkinson partida (ou *Split Hopkinson Pressure Bar – SHPB*), também conhecida por barra de Kolsky, além da barra de Davies, que pode ter aceleração gravitacional e os canhões a gás.

Os ensaios de compressão dinâmica com barras permitem obter propriedades como a variação da pressão de impacto (P) com o aumento da velocidade de impacto (U_p), sensibilidade ao choque (S) e resistência ao estilhaçamento. Permitem também que se construa a curva tensão-deformação dinâmica, tão útil quando é necessário construir um modelo por simulação numérica de um evento transiente, como é o caso do impacto balístico em um alvo.

O contínuo avanço do conhecimento a respeito das propriedades dinâmicas dos materiais de emprego militar tem levado ao desenvolvimento incessante de novas tecnologias de armas e blindagens, dentro do já conhecido conceito *armor-anti-armor* (A^3). Atualmente, os

materiais cerâmicos têm desempenhado um relevante papel devido à interface dura que inicialmente interage com o projétil, sendo o primeiro elemento efetivo de resistência do conjunto de soluções de engenharia que forma um sistema de blindagem. Deste modo, esta face dura é projetada para resistir a um determinado espectro de ameaças, que é caracterizado por uma faixa de velocidades de impacto, propriedades dinâmicas do projétil e da cerâmica, tempo de residência do projétil e velocidade de propagação do dano. Todo o fenômeno é controlado pelas velocidades das ondas elásticas (longitudinais, cisalhantes e de Rayleigh), plásticas ou de choque, além da sensibilidade do material ao choque. Outro fator de elevada importância é a taxa de deformação em que o evento ocorre, podendo provocar diversas modificações em materiais sensíveis a esta taxa, como transformações de fase, recristalização dinâmica ou compactação.

A determinação das propriedades dinâmicas em cerâmicos e vidros apresenta peculiaridades em relação aos metais e polímeros. Como a dureza do material é muito elevada e a tenacidade é pequena, algumas alterações recentemente propostas na literatura foram implementadas e os resultados avaliados.

2. OBJETIVOS

O objetivo principal deste trabalho é desenvolver metodologias para caracterização de propriedades dinâmicas de materiais frágeis, classificação a qual pertencem os cerâmicos à base de alumina. O objetivo secundário é determinar a resistência à compressão, em uma barra de Kolsky (ou SHPB), da cerâmica à base de alumina com 96% de Al_2O_3 e 4% de Nb_2O_5 . Um modelo de inferição de resistência dinâmica obtida por dureza também foi avaliado e seus resultados comparados com os obtidos por técnicas destrutivas de impacto em amostras.

Para se atingir o objetivo principal, foram realizados estudos de impacto controlado para compreender o comportamento dinâmico de cerâmicos à base de alumina. Foram escolhidos, inicialmente, três diferentes tipos de cerâmicos com 87%, 94% e 96% de Al_2O_3 que foram avaliadas por ultra-som, obtendo-se constantes elásticas e velocidades de onda de interesse. Também foram avaliadas quanto à resistência máxima e ao tempo de fragmentação em uma barra de Davies vertical, derivada de uma barra Hopkinson e denominada Célula de Carga de Impacto (CCI). Seguiu-se a construção de uma barra Hopkinson de pressão horizontal partida (SHPB), com acionamento por ar comprimido, para maiores velocidades de impacto. O equipamento foi projetado e construído no CTEx, durante a etapa experimental da tese, com o objetivo de se avaliar a resistência máxima da alumina em compressão e tornar possível a comparação entre os equipamentos SHPB e CCI, bem como avaliar o modelo de resistência dinâmica por dureza.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. ONDAS DE TENSÃO

3.1.1. CLASSIFICAÇÃO

Quando um corpo é solicitado por meio de um carregamento lento, provocado por uma força externa F , considera-se que este corpo responde por inércia como um todo, pois há tempo suficiente para toda a estrutura relaxar. Valores elevados da taxa de carregamento (dF/dt) tornam o evento do carregamento um fenômeno localizado, variando de seção para seção do corpo, o que provoca concentração de tensões e deformações. Assim, é como se uma parte do corpo não pudesse “sentir” a solicitação. Esta perturbação localizada, provocada por carregamento dinâmico, propaga-se no sólido como uma onda de tensão. Existem vários tipos de ondas de tensão (LOVE, 1928; MEYERS, 1994), descritas como:

- a) Longitudinais (C_1 ou C_0): também denominadas irrotacionais, primárias, de dilatação ou tipo P (sismologia);
- b) Cisalhantes (C_s): também conhecidas como de distorção, transversais, isovolumétricas, secundárias ou SH ou SV;
- c) Superficiais ou de Rayleigh (C_r) – ondas do mar;
- d) Interfaciais ou de Stonely e Love (ondas sismológicas) – ondas sísmicas;
- e) De flexão em barras ou placas – vibração de estruturas.

No estudo das propriedades dinâmicas dos materiais em laboratório, as ondas longitudinais, as de cisalhamento e as superficiais são as mais relevantes, pois o estudo de ondas sismológicas e de flexão introduz complicações que fogem ao escopo deste trabalho.

3.1.2. EQUAÇÕES DE RANKINE-HUGONOT

O conceito de propagação de ondas de choque e as equações de conservação que governam o fenômeno são facilmente entendidos com auxílio da FIG. 3.1 (MEYERS, 1994). Imagine um cilindro contendo um pistão. Inicialmente, o pistão está parado (FIG. 3.1(a)) e o

gás no seu interior possui pressão P_0 , densidade ρ_0 e velocidade $U_0 = 0$. No momento em que o pistão é subitamente acelerado até a velocidade de partículas U_p , surge, à frente do pistão uma região de gás comprimido. A um certo tempo t_1 , o deslocamento da região comprimida à frente do pistão foi de $U_s t_1$, onde U_s é a velocidade de propagação da perturbação à frente do pistão. Durante este intervalo de tempo, o pistão se deslocou $U_p t_1$ e a região comprimida adquiriu uma pressão $P > P_0$ e uma densidade $\rho > \rho_0$ (FIG. 3.1(b)). Conceitualmente, não há diferença entre t_1 e t_2 . Entretanto, a FIG. 3.1(c) mostra que a região compactada tende a aumentar, com a evolução do tempo, uma vez que $U_s > U_p$. Portanto, uma forma de entender a frente de choque é considerá-la como um plano que separa a região em movimento da região estacionária.

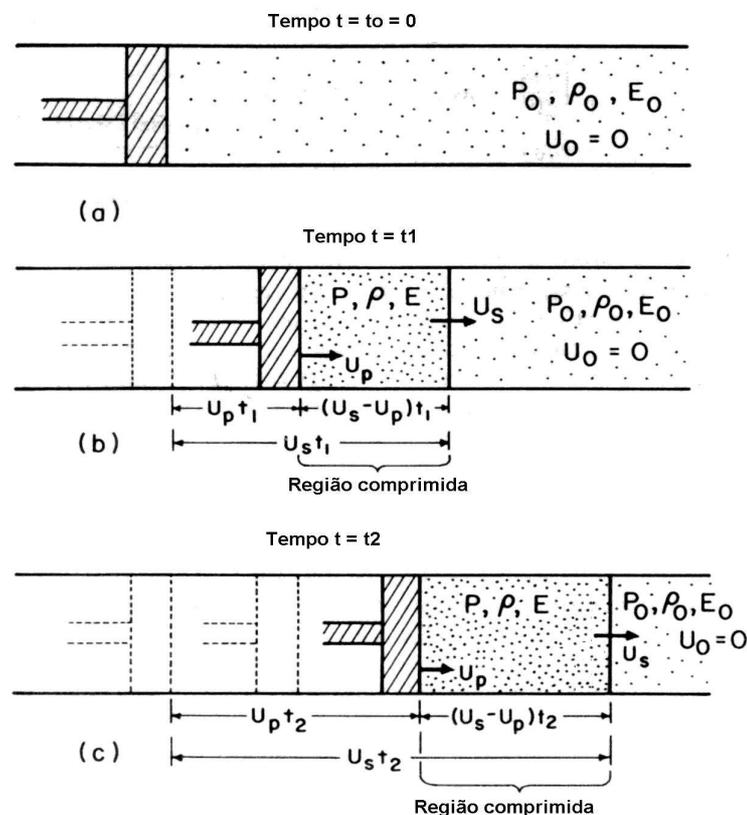


FIG. 3.1 Esquema ilustrativo de propagação de região chocada em um pistão de gás: (a) Antes do choque; (b) Após um tempo t_1 ; (c) Após um tempo $t_2 > t_1$ (MEYERS, 1994).

Quando as tensões excederem em muito o limite de escoamento dinâmico em compressão, é viável supor que a resistência ao cisalhamento seja desprezível e os cálculos

das pressões, velocidades, densidades e volumes podem ser feitos diretamente pela aplicação de três relações de conservação de Rankine-Hugoniot.

$$\text{a) Massa: } \rho_0 U_s = \rho(U_s - U_p) \quad (3.1)$$

$$\text{b) Momento: } (P - P_0) = \rho_0 U_s U_p \quad (3.2)$$

$$\text{c) Energia: } E - E_0 = \frac{1}{2}(P + P_0)(V_0 - V) \quad (3.3)$$

Estas equações que descrevem a conservação da massa, energia e momento linear, são válidas se algumas premissas básicas forem respeitadas:

- a) O choque é uma superfície descontínua e não possui espessura aparente;
- b) O módulo de cisalhamento (G) é desprezado, no sólido submetido a pressões muito elevadas;
- c) Forças volumétricas (como a gravitacional) são desprezíveis, em comparação com o carregamento quase-estático, bem como a condução de calor na frente de choque (processo adiabático);
- d) Não há comportamento elastoplástico;
- e) Não há transformação de fase;
- f) A velocidade do pulso obrigatoriamente cresce com o aumento da pressão:

$$\left(\frac{\partial^2 P}{\partial U^2} \right) > 0, P \uparrow, U \uparrow.$$

É muito importante destacar que quando a pressão aumenta, na frente de choque, ela não segue uma curva $P-V/V_0$, mas muda descontinuamente de um valor P_0 para um valor P_1 . A reta de Rayleigh explica esta descontinuidade na pressão (ou densidade) durante o choque. A inclinação da reta de Rayleigh é proporcional ao quadrado da velocidade da onda de choque U_s (FIG. 3.2).

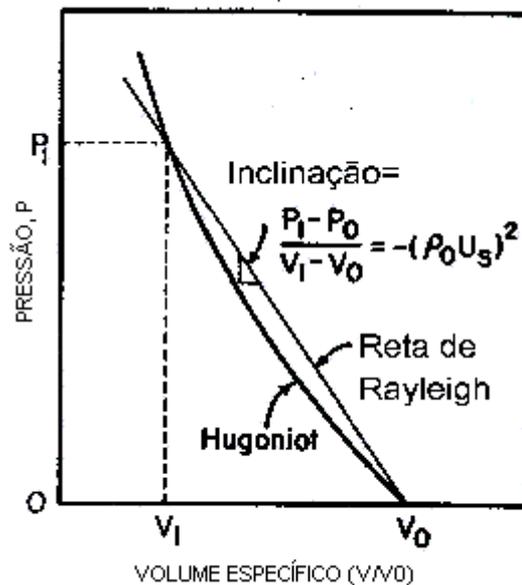


FIG. 3.2 Gráfico da reta de Rayleigh. Um processo de choque se dá em um salto do ponto (P_0, V_0) para (P_1, V_1) sem se percorrer a curva de Hugoniot.

3.1.3. A EQUAÇÃO DE ESTADO (EOS)

A Equação de estado (*EOS*) descreve a relação entre a velocidade da frente de choque (U_s) e a velocidade das partículas, sendo determinada experimentalmente pelo ajuste de um polinômio $U_s = C_0 + S_1 U_p + S_2 U_p^2 + S_3 U_p^3 + \dots$. Entretanto, para a maioria dos materiais, os termos de ordem superior a 1 são nulos. Assim:

$$U_s = C_0 + S U_p \tag{3.4}$$

Portanto, a equação 5.4 é a equação de estado mais comumente utilizada. Entretanto, se o material for poroso ou sofrer transformações de fase, torna-se necessário considerar os termos de ordem superior ou se fazer correções no cálculo das relações de Hugoniot, com base na equação de Mie-Grüneisen (MEYERS, 1994 e NICHOLAS, 1982).

Uma prática usual nos estudos balísticos que utilizam o modelo proposto acima é o emprego da técnica de casamento de impedâncias. Nela, a partir dos dados da velocidade de impacto, da velocidade da onda elástica (C_0) e da sensibilidade ao choque (S) para cada

material do alvo e do projétil, é possível calcular as pressões produzidas nos materiais durante o evento de impacto balístico.

Por exemplo: Um projétil tipo flecha de WC atinge a blindagem de aço de uma viatura blindada de combate VBC Leopard 1 A1 a 1200 m/s. Calcule a tensão no alvo provocada por este impacto.

Para resolver este caso foi desenvolvida uma rotina em MatLab[®] (Apêndice 9.1), para encontrar uma solução gráfica para o problema. Inicialmente, são levantadas, em literatura (MEYERS, 1994), as propriedades dinâmicas para o carbeto de tungstênio (WC) e para o aço empregado na blindagem. Depois, são aplicadas as Equações de conservação para o caso (FIG. 3.3).

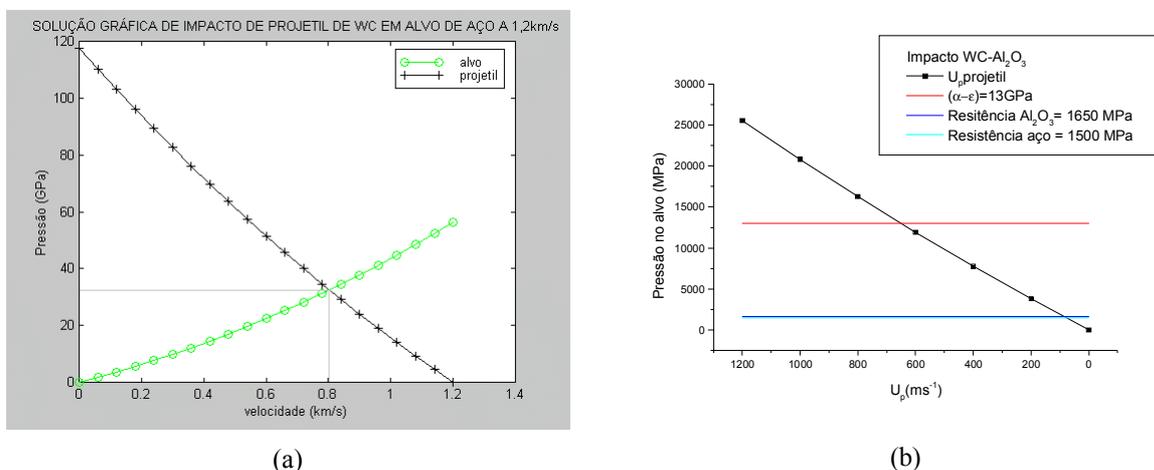


FIG. 3.3 Solução gráfica de impacto de um projétil de WC em um alvo de aço envolvendo casamento de impedâncias: (a) Cálculo da pressão de impacto; (b) Efeitos no alvo.

Logo, obtém-se do gráfico que $U_p = 0,8$ km/s e $P = 32$ GPa no impacto. Deve-se notar que para esta pressão de impacto, o ferro sofre uma transformação de fase, surgindo a fase descrita na literatura como ϵ – hexagonal compacta quando a pressão ultrapassa 13 GPa. Esta fase é bem mais frágil que as formas alotrópicas existentes na pressão ambiente ($0,1 \times 10^{-3}$ GPa), promovendo o fragmentação do alvo metálico (BARTON, 2002). Este resultado também mostra o motivo pelo qual o aço não é mais o material mais adequado para emprego em blindagens. O uso de metais, portanto deve estar condicionado não apenas às propriedades mecânicas, mas também ao casamento de impedância com as possíveis ameaças.

3.2. ENSAIOS DINÂMICOS NOS MATERIAIS

3.2.1. ENSAIOS DE IMPACTO EM BAIXAS TAXAS DE DEFORMAÇÃO

O melhor exemplo é o ensaio Charpy-Izod, onde as taxas de deformação nominais são de no máximo 10 s^{-1} . São muito utilizados para determinação da energia absorvida por materiais de emprego em estruturas submetidas a carregamentos quase-estáticos. Geralmente, são aplicados em metais e polímeros, mas não se prestam para uma avaliação mais precisa de materiais frágeis como vidros e cerâmicos.

3.2.2. ENSAIOS DE IMPACTO EM MÉDIAS TAXAS DE DEFORMAÇÃO

O exemplo recorrente é o ensaio de queda de peso, conhecido por *drop weight test* (DWT). Quando a aceleração do projétil é apenas gravitacional, a taxa de deformação é bem próxima de um ensaio Charpy. Entretanto, se algum tipo de aceleração é imposta ao projétil, velocidades de impacto entre 5 e 25 m/s podem ser atingidas, proporcionando taxas de deformação da ordem de 10^2 s^{-1} . Além disso, sua instrumentação é fácil e confiável, sendo um ensaio de elevada reprodutibilidade para materiais frágeis. Geralmente, uma célula de carga acoplada a uma condensadora de sinais é colocada imediatamente abaixo do corpo de prova, sendo possível o levantamento do histórico de variação de pressão no corpo de prova. A medida da velocidade de impacto é facilmente realizada por células fotoelétricas que controlam o cronógrafo, que mede a velocidade real de impacto (FIG. 3.4). Este Equipamento é muito empregado para a avaliação tanto de materiais poliméricos quanto de minérios e rochas (TAVARES e KING, 1998), podendo ser adquirido junto aos grandes fabricantes de Equipamento de laboratório. Como limitação, só é possível a realização de ensaios de compressão.

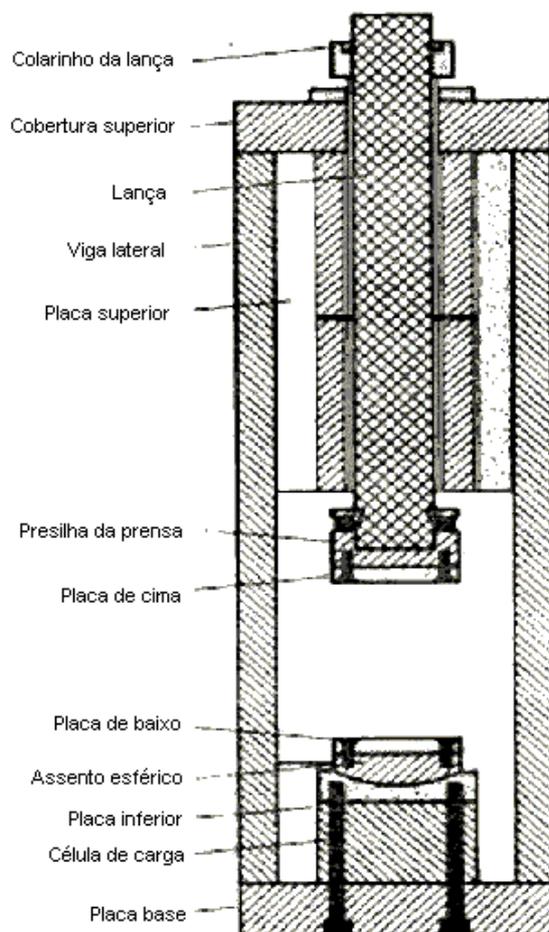


FIG. 3.4 Equipamento de Ensaio DWT (FOLLANSBEE, 1985).

3.2.3. ENSAIOS EM ALTAS TAXAS DE DEFORMAÇÃO COM BARRAS DE IMPACTO HORIZONTAIS

Atualmente, diversas operações mecânicas de conformação, bem como as tradicionais aplicações militares, necessitam ter como premissa básica o conhecimento das propriedades mecânicas dos materiais em transientes de tempo e elevados carregamentos. Portanto, para que projetos especiais de aplicação militar ou civil sejam otimizados, torna-se necessário o desenvolvimento de uma técnica de ensaio em laboratório para a avaliação de materiais em altas taxas de deformação.

Diversos ensaios foram propostos desde a 2ª Guerra Mundial, dentre eles destacam-se: o método de Taylor de impacto de cilindros (TAYLOR, 1949), os aceleradores lineares de impacto como as barras de Davies e de Kolsky (MEYERS, 1994, KOLSKY, 1949), os

canhões a gás de um e dois estágios (NICHOLAS, 1982) e os dispositivos com explosivos (MEYERS, 1994). Entretanto, o método de Taylor não permite taxa de deformação constante durante o ensaio e os canhões a gás ou dispositivos instrumentados com explosivos são muito dispendiosos. Desenvolvimentos recentes têm aprimorado estes últimos ensaios (GRADY, 1998). O ensaio de Taylor reverso para cerâmicos é um exemplo.

Logo, devido ao custo mais acessível, as barras se impuseram como o dispositivo de análise de materiais em altas taxas de deformação mais utilizados em laboratórios civis e militares, encontrando emprego na mineração e geologia, na prospecção de petróleo e no estudo de materiais para munições e blindagens (MEYERS, 1994) (TAB.3.1), apesar de não serem capazes de atingir as mais elevadas taxas de deformação.

TAB. 3.1 Taxas de deformação, mecanismos e aplicações.

TAXA DE DEFORM. (s ⁻¹)	TÉCNICAS DE ENSAIO	CONSIDERAÇÕES DINÂMICAS	APLICAÇÕES	OBS.
10 ⁷ 10 ⁶	IMPACTOS EM ALTA VELOCIDADE - EXPLOSIVOS - IMPACTO NORMAL DE PLACAS - LASER PULSADO	PROPAGAÇÃO DE ONDAS DE CHOQUE PROPAGAÇÃO DE ONDAS DE CISALHAMENTO	- GEOLÓGICAS - SATÉLITES - NUCLEARES - FÍSICA DE ALTAS ENERGIAS	FORÇAS DE INÉRCIA IMPORTANTES
10 ⁵ 10 ⁴ 10 ³	- FOLHAS EXPLOSIVAS - IMPACTO DE PLACAS INCLINADAS - ENSAIO DE TAYLOR - SHPB - COMPRESSÃO - EXPANSÃO DE ANÉIS - SHPB TORÇÃO	PROPAGAÇÃO DE ONDAS PLÁSTICAS E ELÁSTICAS	- BLINDAGENS - MÍSSEIS E FOGUETES - ARMAMENTO - MUNIÇÃO - PERFURAÇÃO DE POÇOS DE PETRÓLEO - SOLDAGEM	
10 ²	- MÁQUINAS PNEUMÁTICAS - CAM - PLASTOMETER	RESSONÂNCIA MECÂNICA NA AMOSTRA E NO EQUIPAMENTO SÃO IMPORTANTES	- USINAGEM - CONFORMAÇÃO MECÂNICA - COMINUIÇÃO E TRATAMENTO DE MINÉRIOS	
10 ¹	- CCI - CHARPY - IZOD			
1 10 ⁻¹ 10 ⁻² 10 ⁻³ 10 ⁻⁴	- MÁQUINAS DE ENSAIOS UNIVERSAIS SERVO-HIDRÁULICA	ENSAIOS COM VELOCIDADE DO TRAVESSÃO CONSTANTE AO LONGO DO COMPRIMENTO DA AMOSTRA	- CONSTRUÇÃO MECÂNICA - APLICAÇÕES DO COTIDIANO	FORÇAS DE INÉRCIA DESPREZÍVEIS
10 ⁻⁵ 10 ⁻⁶ 10 ⁻⁷	ENSAIOS DE FLUÊNCIA	RESPOSTA VISCO-PLÁSTICA DOS METAIS	- REFINARIAS - SIDERURGIA - PROCESSOS QUÍMICOS	

A barra (de) Hopkinson possui grande aceitação como equipamento de ensaio em taxas de deformação intermediárias e altas ($10^2 - 10^4 \text{ s}^{-1}$) por ser capaz de manter os valores de taxa de deformação em condições de deformação uniforme (FOLLANSBEE, 1985). Nesta família de ensaios, não é necessária uma célula de carga, e a medida da deformação pode ser realizada sem monitoramento direto da amostra. Dois excelentes artigos revisaram o assunto (WALLEY, 1998 e GAMA e colab., 2004). O aparato consiste em um sistema alinhado de barras cilíndricas que se chocam a fim de produzir estados compressivos trativos ou cisalhantes em ensaios dinâmicos, desenvolvido inicialmente por John Hopkinson (1872) e seu filho Bertram Hopkinson (1905), sendo posteriormente aprimorado por Davies (1948) e Kolsky (1949) (NEMAT-NASSER e colab., 1991; KOLSKY, 1963.). Davies mediu o pulso de tensão com auxílio de um microfone acoplado à extremidade da barra. Este microfone foi conectado a uma condensadora e a um osciloscópio de tela de fósforo. A passagem do pulso era registrada por fotografia de alta velocidade. Kolsky, em outra importante contribuição, dividiu a barra transmissora em duas, posicionando o corpo de provas entre elas. Deste modo, foi possível medir o pulso antes e após a interação com o corpo de prova, possibilitando uma medida acurada das deformações envolvidas no processo (NEMAT-NASSER e colab., 1991). Outros pesquisadores desenvolveram novas formas de aplicação para o ensaio: Harding e colaboradores (1960) e em seguida, Lindholm e Yeakley (1968), criaram sistemas dinâmicos para ensaio de tração uniaxial; Baker e Yew (1966) desenvolveram o ensaio de torção dinâmica. Uma extensa revisão sobre a evolução desta família de ensaios pode ser encontrada na página da Internet da Associação Européia de Ensaio Dinâmicos (WALLEY, 1998).

O conceito de barra de pressão envolve a determinação de tensões e deformações ou deslocamentos ocorridos na extremidade da barra incidente que está conectada em um corpo de prova que pode estar conectado a outra barra chamada transmissora (FIG. 3.5).

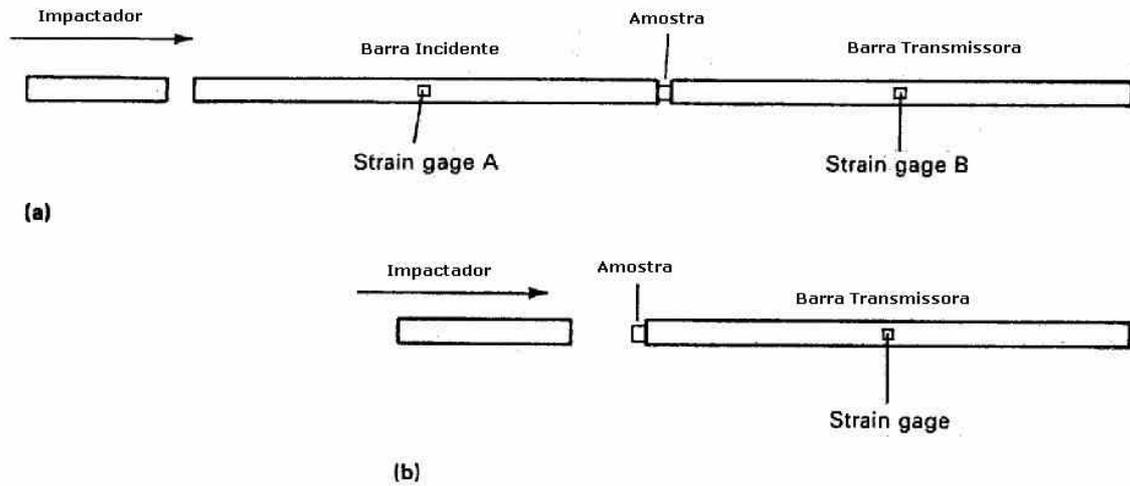


FIG. 3.5 Configurações de ensaio de impacto com barras: (a) Barra de Kolsky; (b) Barra de Davies (FOLLANSBEE, 1985).

Uma onda elástica viaja pela barra incidente e alcança o corpo de prova que está situado entre a barra incidente e a transmissora. A amplitude de onda é tal que uma deformação plástica é imposta ao material do corpo de prova. Um esquema do aparato experimental é mostrado na FIG. 3.6(a) e 3.6(b) (MEYERS, 1994). São registrados diretamente o pulso incidente, o pulso transmitido e o pulso refletido que tem amplitudes ϵ_I , ϵ_R , e ϵ_T , respectivamente. Por meio destes registros, são determinadas as tensões, deformações e a taxa de deformação no corpo de prova. Para um corpo de prova metálico com impedância sônica menor que a da barra, $\rho_0 A_0 C_0 > \rho A C$, onde o índice zero representa a barra. Conforme observa-se na FIG. 3.6(a), os termos V_1 e V_2 são as velocidades em 1 (na interface à esquerda do c.p.) e 2 (interface à direita do c.p.). Como $V_1(t) > V_2(t)$, a distância L decresce com o tempo e o corpo de prova sofre deformação plástica. A taxa de deformação $\dot{\epsilon}$ na amostra (também função do tempo) é calculada como:

$$\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt = \frac{V_1(t) - V_2(t)}{L} \quad (3.5)$$

A velocidade pode ser expressa como função da deformação nos *strain gages*. Se:

$$\begin{aligned} \sigma &= \rho U_p C \\ \frac{\sigma}{E} &= \epsilon \\ C\epsilon &= U_p \end{aligned} \quad (3.6)$$

Portanto, nas interfaces, tem-se:

$$\begin{aligned} 1 &\rightarrow V_1 = C_0 \epsilon_I \quad (\text{em } t=0) \\ 2 &\rightarrow V_2 = C_0 \epsilon_T \end{aligned} \quad (3.7)$$

Em $t > 0$, V_1 diminui devido à onda refletida. Assim,

$$V_1 = C_0(\varepsilon_I - \varepsilon_R) \quad (3.8)$$

Substituindo (3.7) e (3.8) em (3.5) tem-se:

$$\dot{\varepsilon} = d\varepsilon/dt = \frac{C_0}{L}(\varepsilon_I - \varepsilon_R - \varepsilon_T) \quad (3.9)$$

A deformação é calculada integrando-se a taxa de deformação de 0 a t :

$$\varepsilon = \frac{C_0}{L} \int_0^t (\varepsilon_I - \varepsilon_R - \varepsilon_T) dt \quad (3.10)$$

A fim de se obter a tensão na amostra, assume-se o equilíbrio:

$$\sigma = \frac{P_1(t) + P_2(t)}{2A} \quad (3.11)$$

Onde P_1 e P_2 são as forças atuantes nas interfaces 1 e 2. Estas forças são:

$$\begin{aligned} P_1(t) &= A_0 E_0 (\varepsilon_I + \varepsilon_R) \\ P_2(t) &= A_0 E_0 \varepsilon_T \\ \sigma &= \frac{A_0 E_0 (\varepsilon_I + \varepsilon_R + \varepsilon_T)}{2A} \end{aligned} \quad (3.12)$$

E_0 é o módulo elástico das barras e A_0 é a área da seção reta. No Equilíbrio, $P_1(t) = P_2(t)$ e $\varepsilon_I + \varepsilon_R = \varepsilon_T$:

$$\sigma(t) = E_0 \frac{A_0}{A} \varepsilon_T(t) \quad (3.13)$$

assim:

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}(t) &= -\frac{2C_0}{L} \varepsilon_R \\ \varepsilon(t) &= -\frac{2C_0}{L} \int_0^t \varepsilon_R dt \end{aligned} \quad (3.14 \text{ e } 3.15)$$

É interessante ressaltar que a propagação da onda elástica no corpo de prova não foi considerada. Realmente, quando a onda entra no corpo de prova, ocorrem reverberações. Após algumas reverberações, conhecidas por oscilações de Pochhammer-Chree, o equilíbrio é alcançado no corpo de prova. Entretanto, em ensaios realizados em chumbo puro (GAMA e colab., 2004), questionaram a afirmação de que o equilíbrio dinâmico é atingido entre 3 e 4 (mais exatamente π) reverberações. Seus resultados indicaram que este número é função das dimensões do corpo de prova e de propriedades da amostra como viscosidade e velocidade das ondas elásticas. Outra conclusão citada é que "... devido ao tempo finito para se atingir um estado de tensões de equilíbrio, demonstra-se que é impossível medir, de modo preciso, o módulo de elasticidade em compressão em qualquer barra Hopkinson ..." (GRAY III, 2000). E ainda, "... O módulo de elasticidade

em compressão é melhor medido por técnicas ultra-sônicas ...". Materiais muito duros e frágeis e materiais muito macios necessitam de modificações na barra transmissora de modo a uniformizar a deformação ou a taxa de deformação. Materiais frágeis como os cerâmicos não podem ser testados da mesma maneira que os materiais dúcteis porque a falha ocorre em níveis muito baixos de deformação plástica, durante a primeira reverberação de onda. Como se vê na FIG. 3.6(b), foi usada uma almofada de cobre livre de oxigênio de elevada condutividade (OFHC) denominada de modelador de pulso (CHEN e colab., 2002). O cobre deforma plasticamente durante o impacto e provoca aumento no tempo de carregamento da onda.

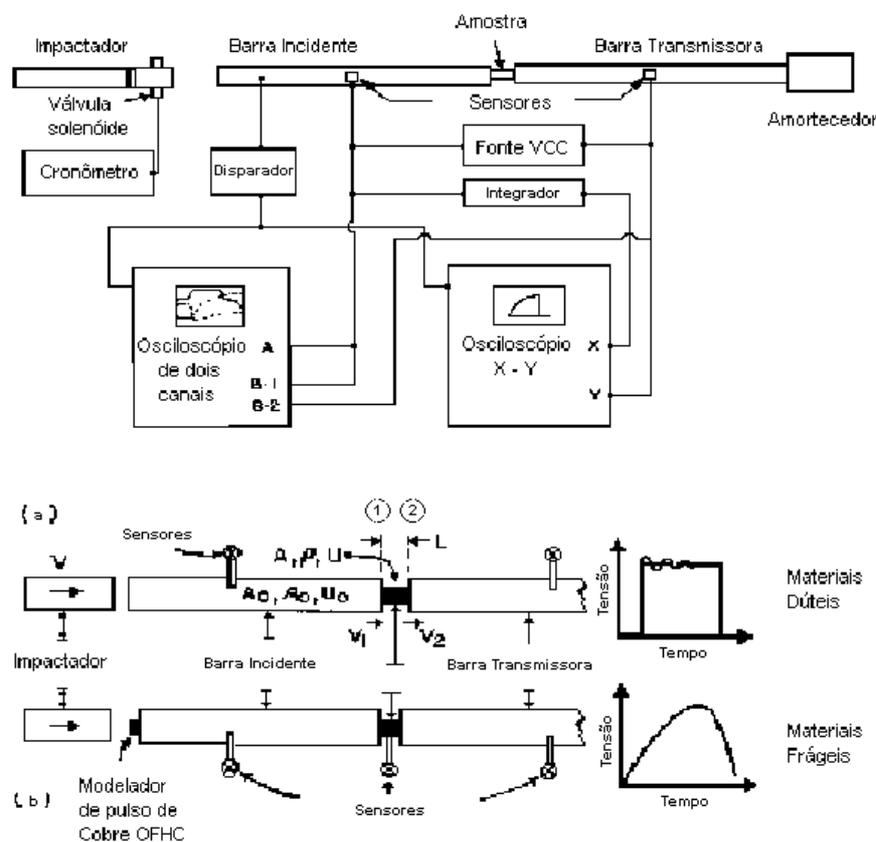


FIG. 3.6 Esquema de barra Hopkinson e dois tipos de ensaio: (a) materiais dúcteis; (b) materiais frágeis (com modelador de pulso). Tensões e formas de pulso mostradas à direita (MEYERS 1994).

A técnica de modelador de pulso proposta na FIG 5.6(b) envolve duas etapas:

1. Uma fina placa de cobre OFHC colocada na extremidade da barra incidente, cuja outra extremidade fica em contato com o corpo de prova;
2. A medida é feita por um extensômetro eletrônico (“*strain-gage*”) colocado diretamente sobre a amostra.

A presença do modelador induz um carregamento monotônico em rampa, que evita um rápido colapso da amostra em baixas tensões, geralmente, abaixo de seu limite resistência dinâmica. Entretanto, a taxa de deformação alcançada por este ensaio é limitada (CHEN e colab., 2002) e o custo de cada ensaio é elevado, uma vez que o sensor é inutilizado. Além disso, um problema sério é observado durante a medida da taxa de deformação. Durante o carregamento elástico da amostra, é necessário que a deformação refletida $\varepsilon_r = -(\varepsilon_i - \varepsilon_t)$ seja constante. Na técnica convencional de impacto, isto se consegue por meio de um pulso constante e planar que atravessa o corpo de prova. Entretanto, se o pulso não for constante, mas linear e crescente, a amostra se deforma em três regimes distintos de deformação: o inicial é positivo, o segundo é nulo e o terceiro negativo. Tal fato pode ser deduzido na FIG. 3.6b que mostra o histórico de tensão. Como o carregamento é linear, o histórico de deformação é diretamente proporcional ao de tensão. O ajuste de espessura do modelador de pulsos é função da deformação total. São necessários, para uma taxa de deformação relativamente constante, dois platôs na curva obtida pelo tratamento do sinal dos extensômetros eletrônicos. O primeiro platô corresponde à deformação elástica da amostra. O segundo, está associado aos fenômenos de fragmentação (CHEN e colab., 2002). Em um outro trabalho, os autores afirmam não ser necessário o emprego de um extensômetro extra na superfície da amostra, após os devidos ajustes prévios do sistema (FREW e colab., 2002).

Um outro ponto importante é o dimensionamento dos corpos de prova. Como não existem regras gerais para a confecção das amostras, esta etapa deve respeitar, pelo menos, as condições para validade de ensaio na SHPB:

1. A deformação na amostra deve ser uniforme durante o experimento, o que implica na minimização de efeitos de inércia e de atrito;
2. A amostra deve atingir o equilíbrio dinâmico durante o ensaio;
3. O carregamento deve ser uniaxial.

O maior diâmetro de amostra ($D_{amostra}$) seria igual ao da barra (D_{barra}), entretanto, a literatura sugere que se use $D_{amostra} \approx 0,8D_{barra}$ para minimizar efeitos de inércia e de atrito (GRAY III, 2000). A relação de Davies e Hunter para efeitos de inércia e de atrito auxilia na obtenção de uma razão $L/D_{amostra}$:

$$\sigma_{amostra}^{Calculado} = \sigma_{amostra}^{Medido} + \rho_{amostra} \left[\left(\frac{L^2}{6} \right) - \left(v_{amostra} D_{amostra}^2 / 8 \right) \right] \left(\partial^2 \epsilon(t) / \partial t^2 \right) \quad (3.16)$$

O termo à direita da soma é a correção crescida ao valor de tensão média medida. Este termo é nulo se a parte entre colchetes for nula ou se a taxa de deformação for constante, então o termo entre colchetes deve ser nulo, assim:

$$\frac{L}{D_{amostra}} = \sqrt{\frac{3v_{amostra}}{4}} \quad (3.17)$$

Onde, no caso da alumina, $v = 0,24$ implica em $L/D = 0,425$. Entretanto, de acordo com a norma ASTM E9, a fim de minimizar o atrito, deve-se ter $1,5 < L/D < 2,0$. Assim, é impossível satisfazer as condições de atrito e inércia simultaneamente.

Se uma taxa de deformação constante é utilizada, como a que se obtém com modeladores de pulso, é possível utilizar amostras mais finas, $L/D < 0,5$ e minimizar as tensões de desequilíbrio na amostra, entretanto, as taxas de deformação obtidas são limitadas a fim de que a taxa de deformação na amostra seja constante.

Uma forma de se tentar satisfazer ambas as condições é a redução do diâmetro da barra, a fim de que $D_{amostra} \approx 0,8D_{barra}$ e $0,5 < L/D < 1,0$ (GRAY III, 2000).

Outro detalhe importante a ser observado quando a taxa de deformação $\partial\epsilon/\partial t$ for constante, pois qualquer L/D satisfaz a EQ. 3.16. Para isto, uma escolha adequada de modelador de pulso deve ser feita.

Uma consideração especial deve ser feita quando ao se ensaiar materiais de elevada dureza, a indentação das extremidades da barra violam a premissa de carregamento uniaxial.

3.2.4. ENSAIOS COM BARRAS VERTICAIS

São também chamadas de células de carga de impacto (*CCI*) e nada mais são que uma adaptação de dois ensaios, um de queda de peso e uma barra de impacto de Davies (TAVARES e KING, 1998, GOLDSMITH, 2002). Inicialmente desenvolvida para a avaliação de rochas e minerais sujeitos a desmonte por explosivos e cominuição. Esta configuração também pode ser empregada na avaliação de materiais frágeis sujeitos a impactos balísticos. Entretanto, esta aplicação nunca foi evidenciada em literatura.

Neste equipamento, o projétil não é outra barra, mas sim uma esfera de propriedades conhecidas. O resultado é um impacto pontual, que se assemelha mais ao evento balístico que um impacto planar. A FIG. 3.7 mostra um desenho esquemático do aparato. A onda produzida no evento é esférica e a falha do material se dá por fratura de Hertz (TAVARES e KING, 1998).

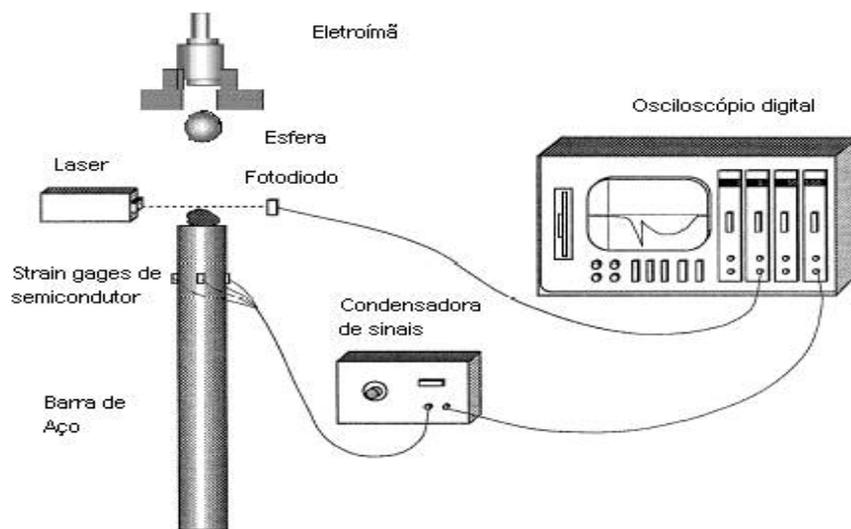


FIG. 3.7 Célula de carga de impacto (*CCI*)

Uma variante deste dispositivo é o emprego de uma placa de aquisição de dados acoplada a um computador, ao invés de um osciloscópio. O resultado do impacto é um sinal de tensão elétrica que é captado pela condensadora e enviado para a tela do osciloscópio ou de um computador, com auxílio do programa de automação e aquisição de dados LabView[®], que permite a manipulação direta dos resultados, como por exemplo, a conversão do sinal em Volts para força em Newton, como se vê na FIG. 3.8.

Uma questão importante na avaliação de eventos dinâmicos é a escolha da taxa de aquisição de dados, pois os recursos dos dispositivos eletrônicos são limitados. Como os eventos são rápidos, na faixa de microssegundos, torna-se necessária uma taxa de aquisição compatível. Em geral, adota-se uma resolução de 1 a 5 μ s, dependendo da natureza do impacto.

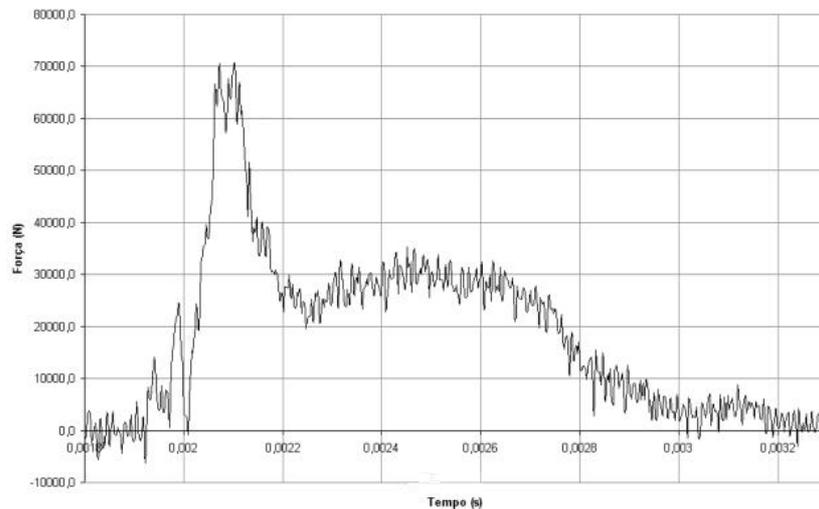


FIG. 3.8 Resultado do impacto em uma amostra cerâmica.

A razão de se preferir o impacto planar ao pontual em estudos do comportamento dinâmico dos materiais é a facilidade de se trabalhar com deformações a partir dos dados obtidos pela condensadora de sinais. Como a amostra é atravessada por uma onda plana, apenas uma camada a cada instante é tensionada. Nos materiais frágeis como as rochas e os cerâmicos, o material sofre fratura de múltipla fragmentação (LOURO e MEYERS, 1990), logo após o fim do seu limite elástico (FIG. 3.9).

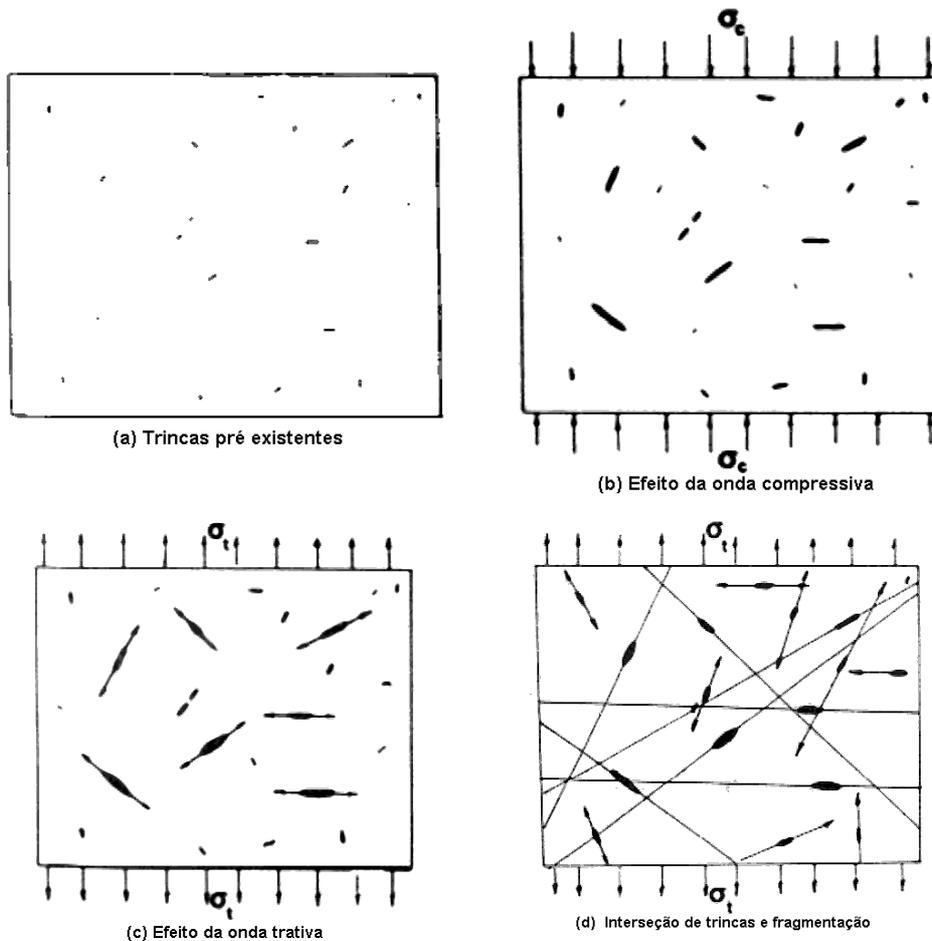


FIG. 3.9 Mecanismo de fratura de cerâmica submetida a um carregamento transiente: (a) População inicial de trincas; (b) Carregamento compressivo; (c) Carregamento trativo após reflexão em interface de menor impedância (ρC); (d) Fragmentação (LOURO e MEYERS, 1990).

Se o dano for provocado por ondas esféricas, uma fratura em cone de Hertz por interação entre as frentes de ondas trativas e compressivas é criada e as partículas imediatamente perdem coesão física (FIG. 3.10). Além disso, Ravichandran e Nemat-Nasser já destacaram a dificuldade de se medir propriedades de cerâmicos em altas taxas de deformação utilizando barras e técnicas convencionais.

A pressão máxima na amostra, durante uma indentação circular, pela teoria de Hertz, é dada por (GOLDSMITH, 2002):

$$p_m = \frac{3F}{2\pi R^2} \quad (3.18)$$

Onde F é a força de indentação, R é o raio da indentação. Segundo a aproximação de Hertz-Huber (TAVARES, 1997), a máxima tensão trativa é dada por:

$$\sigma_T \leq \frac{(1-2\nu_1)}{3,267} F^{1/3} \left[\frac{k_{eq}}{d_p} \right]^{2/3} \quad (3.19)$$

Onde d_p é a distância entre os dois pontos de carregamento, no caso a espessura de uma placa plana apoiada sobre uma superfície, e a rigidez equivalente é:

$$k_{eq} = \frac{k_1 k_2}{k_1 + k_2} \quad (3.20)$$

Onde k_i é a rigidez da placa (1) ou da esfera de aço (2), e ainda:

$$k_i = \frac{E_i}{1-\nu_i^2} \quad (3.21)$$

Sendo ν_i o coeficiente de Poisson. Com o auxílio de uma análise fotoelástica, mostrou-se que a tensão pode ser descrita como (YAMAGUCHI e colab., 1994):

$$\sigma = \frac{2,8F}{\pi d_p^2} \quad (3.22)$$

Expressão mais utilizada nas Células de Carga de Impacto - CCI.

Uma vantagem da CCI sobre as barras tradicionais reside no fato dela tirar proveito da natureza frágil dos materiais ensaiados para o cálculo da deformação. Follansbee (FOLLANSBEE, e colab., 1985) cita que "...um dos problemas da barra de Davies é que não existe informação sobre a deformação refletida (ϵ_r – Eq. 5.4), logo é impossível construir a curva de histórico de deformação para materiais que sofram deformação plástica e produzam onda refletida..." Entretanto, nos materiais frágeis, esta informação é praticamente ou virtualmente nula. Portanto, após a deformação, o material sofre separação física das partículas e a onda é atenuada.



FIG. 3.10 Formação do cone de Hertz.

Em altas taxas de deformação, os materiais frágeis podem falhar em carregamentos bem abaixo do Limite Elástico de Hugoniot (HEL), se a população existente de defeitos no material assim o permitir (MEYERS e LOURO, 1990; RAVICHANDRAN e NEMAT-NASSER, 1991). Portanto, um conhecimento importante sobre quando ocorre a primeira propagação de trinca e como se dá a fragmentação do material se extrai de um gráfico de tensão versus tempo. Do gráfico da FIG. 3.8, é possível observar que a máxima resistência do cerâmico foi cerca de 70 KN, e que o tempo total gasto para a realização de todas as fragmentações do material foi cerca de 1000 μ s. O cálculo das tensões mecânicas pode ser realizado com o conhecimento da área de contato esfera-alvo, no instante do impacto ou pela EQ. 3.22. Existe um modo de se avaliar esta área com auxílio da área da calota esférica deformada, que pode ser realizada por meio da EQ. 3.23 (TAVARES, 1997):

$$\alpha(t) = v_0 t + \frac{gt^2}{2} - \frac{1}{m_b} \int_0^t \int_0^\tau F(\tau) d\tau d\tau - \frac{1}{\rho_{barra} A_{barra} C_{barra}} \int_0^t F(\tau) d\tau \quad (3.23)$$

Onde α é a altura da calota ou termo de aproximação elástica máxima, m_b é a massa da esfera, v_0 é a velocidade de impacto e ρ , A e C são a densidade, a seção reta e a velocidade de onda elástica longitudinal da barra, respectivamente. A EQ. 3.16 oferece uma boa aproximação entre o centro de gravidade da esfera em queda e um ponto no interior da barra após a região

de impacto. Desta maneira, α , também denominado de contato, corresponde a máxima compressão relativa entre as partes, sendo resultado da compressão do corpo de prova e das indentações locais na esfera e na barra. A EQ.3.23 é válida até a chegada nos sensores das ondas refletidas. Por geometria, podemos calcular a área final:

$$A_{calota} = \pi D r_b \arcsen(D / 2r_b) \quad (3.24)$$

Onde D é o diâmetro da impressão circular deixada pela esfera na superfície da amostra e r_b é o raio inicial da esfera de aço. Os ângulos são tomados em radianos.

Como parâmetro α representa o deslocamento da esfera dentro da região de deformação elástica, a deformação verdadeira em função do tempo será:

$$\varepsilon(t) = \ln(1 - \alpha(t)/h) \quad (3.25)$$

Onde h é a espessura da amostra cerâmica. Assim, com o auxílio de uma planilha, é possível calcular a curva tensão-deformação dinâmica para uma cerâmica, no regime elástico.

A energia gasta na fragmentação é a área sob a curva tensão-deformação e pode ser calculada diretamente pela EQ. 3.26 (TAVARES e KING, 1998):

$$E = v_0 \int_0^{t_{\max}} F(\tau) d\tau + g \int_0^{t_{\max}} F(\tau) d\tau - \frac{1}{2m_b} \left(\int_0^{t_{\max}} F(\tau) d\tau \right)^2 - \frac{1}{\rho AC} \int_0^{t_{\max}} F^2(\tau) d\tau \quad (3.26)$$

Onde t_{\max} é o tempo da primeira fratura (resistência máxima).

3.2.5 AVALIAÇÃO DE PROPRIEDADES ELÁSTICAS POR ULTRA-SOM

Os transdutores ultra-sônicos convertem energia elétrica em energia mecânica e vice-versa. Esses transdutores são feitos de materiais piezoelétricos que apresentam um fenômeno chamado efeito piezoelétrico. Um outro método de gerar movimentos ultra-sônicos é pela

passagem de eletricidade sobre metais especiais, criando vibrações e produzindo calor intenso durante o uso. Este efeito é chamado de magnetoestrutivo.

Ao se colocar um material piezoelétrico num campo elétrico, as cargas elétricas da rede cristalina interagem com o mesmo e produzem tensões mecânicas. Como exemplo, pode-se citar o quartzo e a turmalina, cristais naturais. O cristal, para ser usado como transdutor, deve ser cortado de forma que um campo elétrico alternado, quando nele aplicado, produza variações em sua espessura. Dessa variação resulta um movimento nas faces do cristal, originando as ondas sonoras. Cada transdutor possui uma frequência de ressonância natural, tal que quanto menor a espessura do cristal, maior será a sua frequência de vibração (ABENDE, 2005).

O mesmo transdutor que emite o sinal ultra-sônico pode funcionar como detector, pois os ecos que voltam a ele produzem vibração no cristal, fazendo variar suas dimensões físicas que, por sua vez, acarretam o aparecimento de um campo elétrico. Esse campo gera sinais que podem ser amplificados e mostrados em um osciloscópio ou registrador (ABENDE, 2005).

A norma ASTM E494 (ASTM, 1995), normaliza o ensaio de obtenção das propriedades elásticas de materiais com espessura superior a $5,00 \pm 0,02$ mm, por meio de um equipamento convencional de pulso-eco para detecção de trincas em materiais. Segundo a norma, as amostras devem ser paralelas com uma tolerância de 3° e o acabamento da superfície deve ser menor ou igual a $3,2 \mu\text{m}$ RMS (polido com pasta de diamante de $3 \mu\text{m}$). Cabeçotes emissores-receptores distintos são empregados para a obtenção das velocidades de onda longitudinal (C_l) e cisalhante (C_s). Um exemplo de resultado na tela de osciloscópio pode ser visto na FIG.3.11.

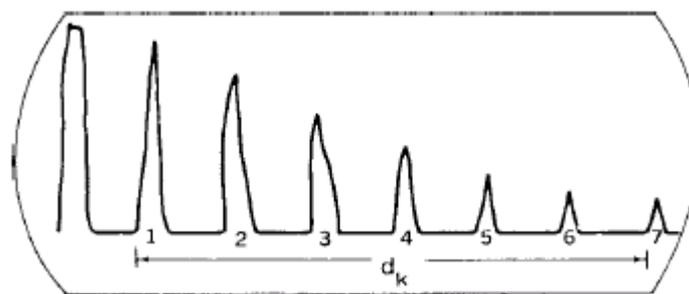


FIG.3.11 Pulso inicial e sete reflexões. Extraído da ASTM E 494-95.

No caso da C_l , o cálculo da velocidade é feito com base na velocidade de um material conhecido (padrão), assim a C_l de um material desconhecido é dada por:

$$C_l = \frac{(A_k n_l t_l v_k)}{(A_l n_k t_k)} \quad (3.27)$$

Onde:

A_k : distância (m) do primeiro ao n-ésimo eco no material padrão, medida na tela do osciloscópio;

n_l : número de picos pontudos da amostra;

t_l : espessura da amostra (m);

v_k : velocidade de onda longitudinal no padrão (m/s);

A_l : distância (m) do primeiro ao n-ésimo eco na amostra, medida na tela do osciloscópio;

n_k : número de picos pontudos no padrão;

t_k : espessura do padrão (m).

Para o cálculo da C_s são necessárias as mesmas precauções na preparação da amostra. Um cuidado adicional deve ser tomado com relação ao acoplante, uma substância que evita que harmônicos de alta-freqüência sejam atenuados, melhorando a relação sinal-ruído. Do mesmo modo, o cálculo da velocidade é feito com base na velocidade de um material conhecido (padrão), assim a C_s de um material desconhecido é dada por:

$$C_s = \frac{(A_t n_s t_s v_t)}{(A_s n_t t_t)} \quad (3.28)$$

Onde:

A_t : distância (m) do primeiro ao n-ésimo eco no material padrão, medida na tela do osciloscópio;

n_s : número de picos pontudos da amostra;

t_s : espessura da amostra (m);

v_t : velocidade de onda longitudinal no padrão (m/s);

A_s : distância (m) do primeiro ao n-ésimo eco na amostra, medida na tela do osciloscópio;

n_t : número de picos pontudos no padrão;

t_t : espessura do padrão (m).

De posse das velocidades de onda de interesse, é possível o cálculo dos Módulos de Elasticidade (E), Cisalhamento (G) e Volumétrico (K) em N/m², além do coeficiente de Poisson (ν), com auxílio das fórmulas abaixo:

$$v = \frac{[1 - 2(v_s/v_l)^2]}{2[1 - (v_s/v_l)^2]} \quad (3.29)$$

$$E = \frac{[\rho v_s^2 (3v_l^2 - 4v_s^2)]}{(v_l^2 - v_s^2)} \quad (3.30)$$

$$G = \rho v_s^2 \quad (3.31)$$

$$K = \rho \left[v_l^2 - \frac{4}{3} v_s^2 \right] \quad (3.32)$$

Onde ρ é a densidade em kg/m³.

Além da ASTM E 494, o Módulo de Elasticidade também pode ser determinado com auxílio da norma ASTM C769 e pelo método da frequência de ressonância pela norma ASTM C 885.

3.3. MARCAS DE SUPERFÍCIE

A presença de marcas na superfície é um indício do processo de fragmentação do material. A propagação da trinca formadora de uma nova superfície deixa marcas que estão relacionadas com a tenacidade do material e a velocidade de propagação do defeito. Assim, uma vez que o K_C do material é conhecido, busca-se um modelo para previsão da velocidade de propagação de ondas de tensão, quando estas são menores que a velocidade das ondas de Rayleigh (C_R). Nos metais (BROEK, 1982, RAVINCHANDRAN e CHEN, 1994), a velocidade C_R é o limitante de propagação de defeitos dinâmicos. Entretanto, ainda não se conseguiu um modelo satisfatório para previsão da propagação dinâmica de trincas em materiais cerâmicos. Já outros autores afirmam que a velocidade de propagação de trinca está limitada a aproximadamente $0,5C_R$ devido a formação da zona de processo, à frente da trinca, em um cerâmico (RAVI-CHANDAR e KNAUSS, 1984).

3.4. APLICAÇÕES DOS CERÂMICOS EM BLINDAGENS

Aos poucos, o emprego de aços de alta dureza vai dando lugar ao emprego de um material ainda mais duro, porém com menor densidade - os cerâmicos para blindagens. Este tipo de material passou a ser empregado como camada externa da blindagem de carros leves e nos sistemas de blindagem dos carros de combate pesados (CARDOSO e colab., 1999). As primeiras experiências deste emprego de cerâmicos foram realizadas nos Estados Unidos e remontam à década de 50, quando blocos de sílica foram incorporados ao aço fundido para formar a blindagem dos carros de combate. No entanto, os resultados obtidos, apesar de positivos, não foram considerados suficientes para justificar um futuro desenvolvimento de blindagens tendo por base a sílica, e este projeto foi abandonado em 1958.

Os soviéticos foram os primeiros a incorporar a cerâmica definitivamente em um de seus carros de combate, o T64, que tinha cerâmica embutida em sua torre e começou a ser produzido em 1960. Se os russos foram os primeiros a produzir e colocar em serviço carros de combate com cerâmica incorporada à blindagem, outros países também reconheceram a eficiência da cerâmica contra as cargas ôcas. Este material tem sido utilizado em maior escala, especialmente nas placas das saias de proteção ao sistema de tração (esteiras e lagartas) e como parte da proteção à torre.

Os materiais cerâmicos possuem baixa densidade (de 2,5 a 4,0 g/cm³) e são extremamente duros e frágeis. Os cerâmicos mais utilizados são a alumina, o carbetto de boro, e o carbetto de silício. Dada a sua elevada dureza, os materiais cerâmicos oferecem proteção contra munições de energia cinética, pois provocam a fratura do projétil no impacto. Todavia, devido a sua grande fragilidade, quebram no impacto, necessitando, em conseqüência, de um material de apoio que absorva as tensões de fratura. A alta resistência ao calor apresentada pelos cerâmicos, aliada a sua elevada dureza que resulta da natureza das suas ligações químicas, têm justificado sua utilização em blindagens contra munições de carga oca. Isto se explica pelo fato de que, uma vez que a velocidade típica de uma carga oca é de cerca de 6000 m/s a 9000 m/s, a penetração do cerâmico e a formação da cratera podem ser descritas em termos do comportamento hidrodinâmico, a despeito da natureza frágil da cerâmica. Logo, o processo de penetração de cargas ôcas depende da densidade do material do alvo (EQ. 3.33), o que já é uma vantagem para o cerâmico. Porém, este processo também é influenciado pela força de suas ligações químicas. A associação destes dois fenômenos resulta em uma redução,

em relação ao aço, da cratera formada pelo jato de metal e, por isso, o desgaste das partículas do jato de metal da carga oca é acelerado, diminuindo seu poder de penetração (LANZ, 2002).

$$P = L \sqrt{\frac{\rho_{jato}}{\rho_{alvo}}} \quad (3.33)$$

Onde P é a penetração final, L é o comprimento do jato da carga oca e ρ é a densidade.

Materiais cerâmicos como a alumina, por exemplo, quando empregados em blindagens contra munições perfurantes de pequeno calibre, apresentam, em relação ao aço, uma redução de cerca de 30% do peso da estrutura. Da mesma maneira, a utilização do diboreto de titânio implica numa redução de 25% em peso com relação à alumina, para um mesmo nível de proteção balística.

Quando se fala, no meio militar, sobre blindagens, não se pode esquecer o compromisso conjunto com dois outros fatores de igual importância, a mobilidade e o poder de fogo (NUNES e ANDRADE, 1985) (FIG. 3.12). O avanço constante das munições perfurantes criou uma nova geração de armas de dupla e até tripla ação, com processamento digital em tempo real de suas tarefas e inteligência artificial. Estas munições, por vezes denominadas de inteligentes, representam um desafio aos materiais que compõem as blindagens das viaturas terrestres, em particular. O aumento do poder de penetração das munições implica no aumento do peso da blindagem, na diminuição da mobilidade ou do poder de fogo. Como tal consequência é inviável do ponto de vista militar, novas soluções de engenharia vêm sendo desenvolvidas para melhorar a proteção dos eventuais alvos. Assim, as blindagens com componentes cerâmicos são sempre empregadas quando se deseja uma boa relação peso/eficiência balística, tornando-se necessário uma melhor compreensão de como se dão os primeiros instantes de penetração nos alvos cerâmicos (GOOCH Jr., 2002).



FIG. 3.12 Parâmetros de operação de uma viatura militar de combate.

Tentativas para aumentar o desempenho de blindagens cerâmicas continuaram na década de 80 nos EUA e iniciaram-se no final da década de 90, aqui no Brasil. Por meio do Instituto de Pesquisas da Marinha, do Instituto Militar de Engenharia e do Instituto de Pesquisa e Desenvolvimento, ambos do Exército Brasileiro e do Centro Tecnológico da Aeronáutica, desenvolvimentos em cerâmicos e sistemas de blindagens à base de alumina foram criados (SANTOS e colab., 2002; GOMES e LOURO, 1999; MELO e DINIZ, 1999). Na maioria dos casos, foram sistemas simples, a serem empregados como blindagem adicional em embarcações, viaturas e aeronaves. A FIG.3.13 exemplifica como estas blindagens em sanduíche são formadas.

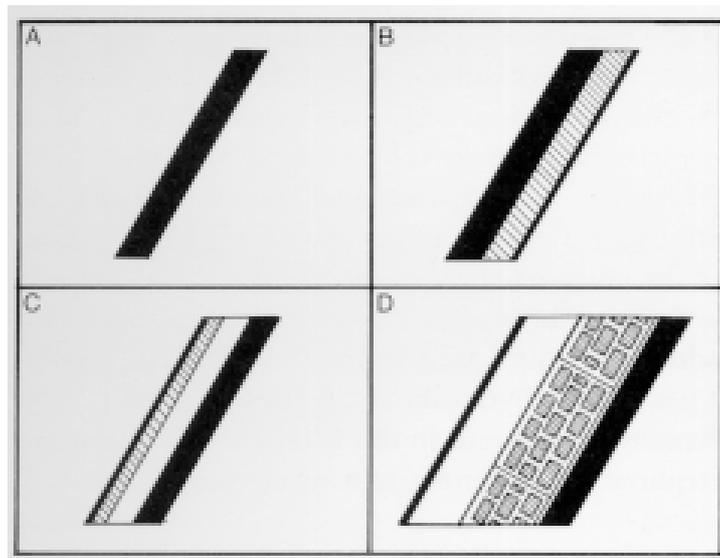


FIG.3.13 Exemplos de blindagens (CARDOSO e colab., 1999).

Na FIG.3.13(A) tem-se a tradicional blindagem monolítica de metal, também conhecida por *rolled homogeneous armor* (RHA). Na FIG.3.13(B), a blindagem bi-metálica, utilizada nas viaturas blindadas Urutu e Cascavel, na FIG.3.13(C), um exemplo de blindagem em sanduíche, com uma camada externa, outra de cerâmica, outra de tecido balístico, colocados na superfície da viatura; e finalmente, na FIG.3.13(D), um sistema mais sofisticado de blindagem, com o mesmo do anterior, com um arranjo tridimensional de cerâmica em tandem, com o uso de materiais da indústria aeronáutica, como as colméias para a absorção de ondas de tensão, além de tecidos e camadas externas de metal ou resina reforçada por fibra.

Atualmente, o objetivo é aprimorar o desempenho destas blindagens, seja pelo conhecimento das propriedades dinâmicas, seja pelas inovações na área da defesa da interface e destruição do projétil (*dwell*).

Um exemplo da busca deste objetivo é o trem de blindagem cerâmica (*Tandem Ceramic Armor Concept*), apresentado pelo *Army Research Laboratory*, EUA (GOOCH Jr. e colab, 1999). Resultados de laboratório demonstraram a eficiência deste conceito contra calibres médios de munições cinéticas. Outro exemplo é o encapsulamento metálico em prensa isostática à quente, feita durante o processamento cerâmico, que visa conferir vantagem ao compósito no quesito casamento de impedância acústica (FIG.3.14). Um outro material usado para este objetivo é o **FGM, um material com funcionalidade gradual**, que pode ser um compósito de matriz metálica e reforço cerâmico ou de matriz cerâmica.

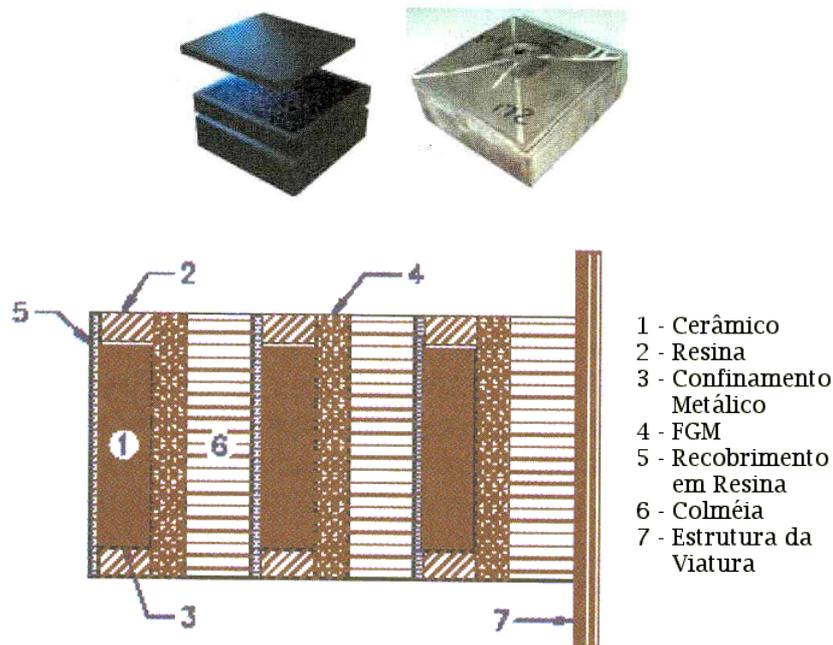


FIG 3.14 Cápsula de cerâmico e metal e blindagem tandem.

Assim, para que um sistema cerâmico seja bem sucedido, diversas avaliações laboratoriais e ensaios com munição são necessários. Dentre os ensaios de laboratório, destacam-se:

- Indentação quase-estática;
- Flexão em 3 ou 4 pontos;
- Tração ou torção;
- Impactos por barras;
- Ensaios em barras de pressão partidas de Hopkinson (SHPB);
- Impacto por placas voadoras com canhões à gás;
- Ensaios com explosivos para obtenção de relações P-V.

Os ensaios de laboratório têm por objetivo compreender melhor os fenômenos envolvidos durante o processo de carregamento dinâmico dos materiais. A combinação dos resultados destes ensaios fornece informações úteis a programas de simulação numérica que ajudam a criar os sistemas sem a necessidade de tantos protótipos e ensaios com munição, que são bastante perigosos.

Os testes para avaliação de sistemas de blindagens evoluíram bastante nas últimas duas décadas. Novas metodologias como as listadas abaixo, surgiram para complementar ensaios tradicionais como o de V_{50} .

- Ensaio de expansão de cavidades;
- Propagação de dano por impacto em aresta;
- Indentação dinâmica;
- Ensaio de penetração rígida;
- Ensaio de impacto reverso;
- DOP;
- Ensaio de resposta estrutural;
- Ensaio de mitigação de choque;
- Impacto oblíquo;
- Ensaio para configurações contínuas;
- Ensaio de estilhaçamento (formação de debris);
- Ensaio de densidade mínima de alvo.

Alguns destes ensaios são conhecidos outros nem tanto, mas todos são metodologias de ensaios balísticos desenvolvidas para projetos de blindagem cerâmica. A natureza estatística dos ensaios acima significa que necessitam de muitas réplicas para que um resultado seja validado (GOOCH Jr. e NORMANDIA, 2002).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram escolhidas, inicialmente, três diferentes aluminas que podem ser enquadradas na norma MIL-P-46199, a primeira com 87% de alumina, denominada AD85, fornecida pela NGK/NTK, a segunda, produzida no IME com 94% de alumina (GOMES, 2001), denominada AD92 e a terceira, produzida no IPqM (SANTOS e colab., 2000), com 96% de alumina, denominada AD96. As aluminas AD85 e AD92 foram analisadas por difração de raios-X. As informações sobre a amostra AD96 foram gentilmente cedidas pelos pesquisadores do IPqM. Os materiais também foram caracterizados por ultra-som, a fim de se determinar as propriedades elásticas necessárias e submetidos a ensaios de dureza. Foi realizada uma avaliação de K_{Ic} das amostras cerâmicas ensaiadas por dureza. Por fim, ensaios de impacto em altas taxas de deformação foram realizados.

Propriedades como resistência à flexão e à compressão, apesar de importantes, não foram avaliadas por não pertencerem ao escopo do trabalho proposto.

4.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA

As composições químicas das amostras utilizadas neste trabalho são as seguintes (TAB.4.1).

TAB. 4.1 Composição química das amostras de cerâmico.

ID	%Al ₂ O ₃	%SiO ₂ +MgO	%Nb ₂ O ₅
AD85	87	13	0
AD92	94	2	4
AD96	96	4	0

4.2. ANÁLISE POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X (DRX)

Dois dos cerâmicos sinterizados foram submetidos ao ensaio de difração de raios-X para identificação das fases presentes, uma vez que o AD85 foi fornecido e o AD92 foi fabricado pela primeira vez. Esta análise baseia-se no princípio de espalhamento que um feixe

monocromático sofre quando incide em um material cristalino. Alguns dos feixes espalhados se cancelam, enquanto que outros, ao incidirem certos planos cristalinos, em ângulos específicos, sofrem interferência construtiva, sendo tal fenômeno denominado difração de raios-X, a qual obedece a lei de Bragg, conforme a equação abaixo:

$$\text{sen } \theta = \frac{n\lambda}{2d_{hkl}} \quad (4.1)$$

Onde: θ é o semi-ângulo entre o feixe difratado e a direção do feixe original; λ é o comprimento de onda monocromático; n é o múltiplo inteiro do comprimento de onda e d_{hkl} é a distância interplanar dos planos que sofrem difração.

A análise foi realizada no Núcleo de Catálise da UFRJ (NUCAT) em um equipamento RIGAKU, com radiação do Cu $K_{\alpha 1}$ (0,154056 nm), voltagem de 40 kV e corrente de 40 mA, com passos de 0,05° para o ângulo de detecção. As varreduras foram realizadas para ângulos 2θ na faixa de 10° a 90°.

O material AD85 foi analisado por raios-X e o espectro de difração de raios-X das placas é apresentado na FIG. 4.1. O resultado confirmou, quando comparado com o padrão *Joint Committee on Powder Diffraction Standard*, que o material é constituído basicamente por alumina (Al_2O_3). Verifica-se, ainda, que as placas apresentam, além de alumina sob a forma de α -corundum (#83-2081), silicatos como o CaBaSiO_4 (#36-1449) e $\text{Mg}_2(\text{SiO}_4)$ (#87-2039). Sabe-se que fases compostas por silicatos complexos têm uma tendência a se precipitar preferencialmente em nos contornos dos grãos de alumina.

Para confirmar os resultados obtidos no difratograma, foi realizada uma micrografia de elétrons secundários em microscópio eletrônico de varredura e análises por espectrometria de dispersão de energia (EDS) nos contornos de grão e nos grão observados, conforme se vê nas FIG.4.2 e FIG.4.3a e FIG.4.3b. A micrografia indica a presença de grandes porosidades escuras decorrentes de um processamento não adequado ao emprego em blindagens. Já o resultado de EDS da região 1 indica a presença majoritária de Al e a presença residual de Ca, enquanto que o resultado de EDS da região 2, realizado na região intergranular, indica a presença de Ca, Mg, Ba, além de Al, confirmando a localização dos silicatos de cálcio, bário e magnésio encontrados na análise de DRX.

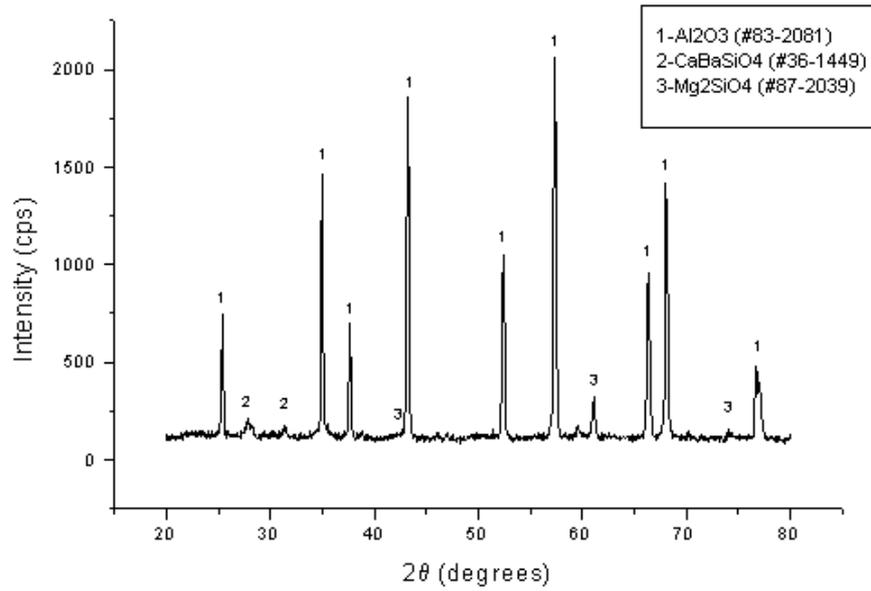


FIG. 4.1 Difratoograma das placas de alumina AD85.

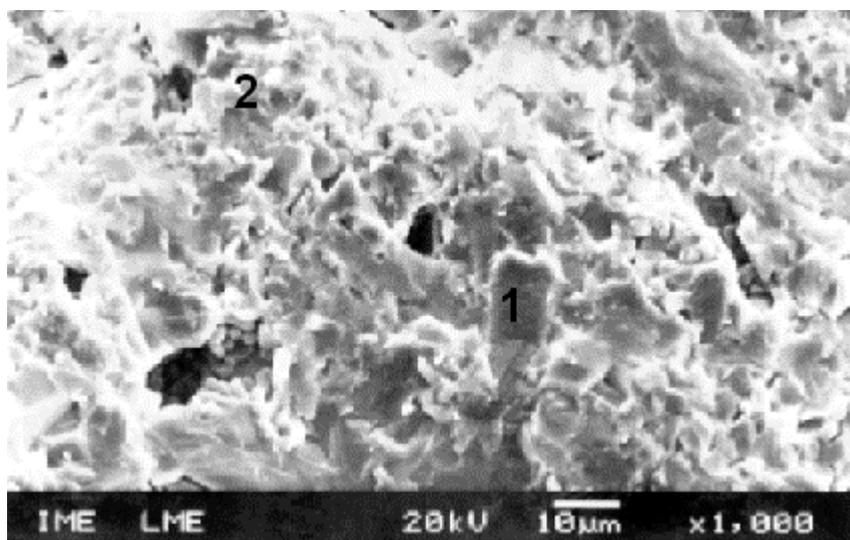


FIG. 4.2 Microestrutura do cerâmico AD85 examinado por EDS. Região 1: transgranular, Região 2: intergranular.

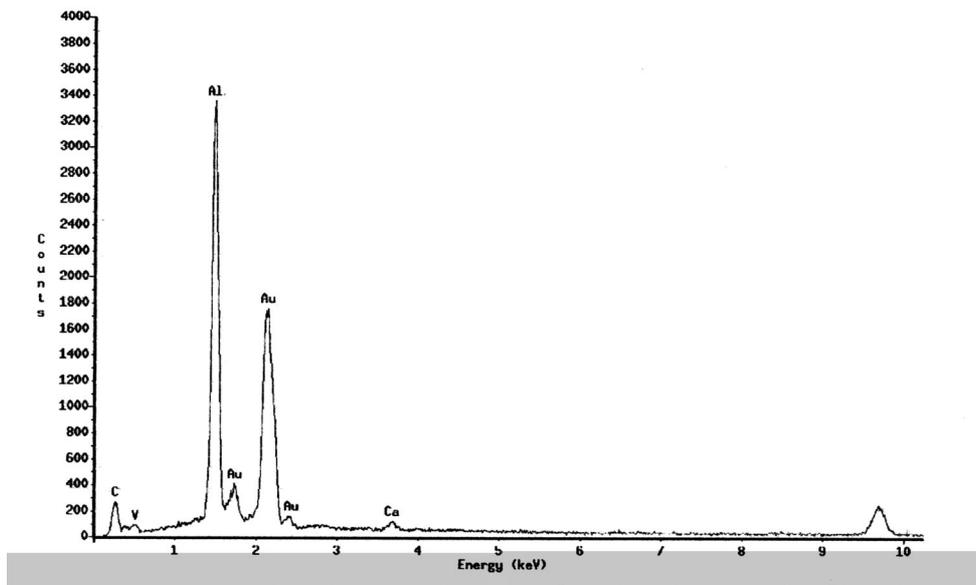


FIG.4.3a - EDS da região 1 da FIG.4.2.

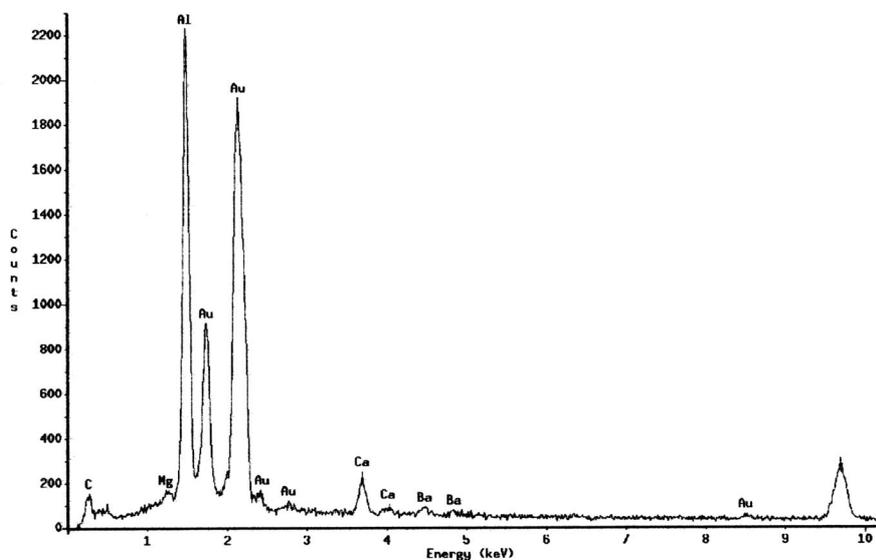


FIG. 4.3b – EDS da região 2 da FIG.4.2.

Outra análise de difração de raios-X (DRX) semelhante foi realizada na cerâmica com nióbia (AD92), conforme se vê na FIG.4.4. Também foi encontrada alumina na forma de alumina α (#43-1484), além do AlNbO_4 (#41-0347), fase formada pela nióbia com a alumina durante a sinterização, com o objetivo de se tornar agente tenacificante. Alguns picos, não

identificados automaticamente na FIG.4.3(a) e (b), foram atribuídos posteriormente a resíduos de grafite, decorrentes da manipulação, não se observando a formação de magnésia-columbita.

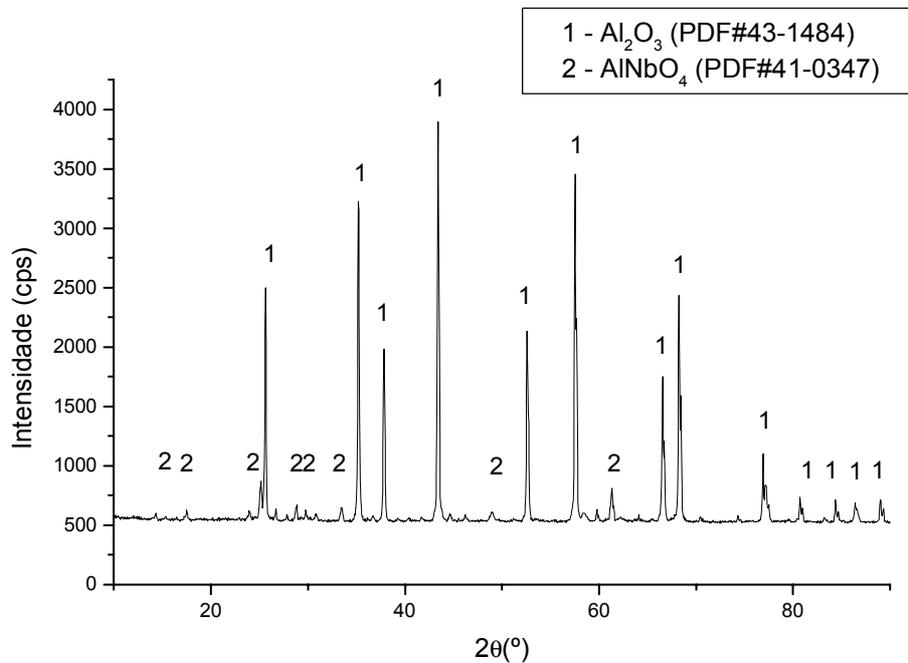


FIG.4.4 Difractograma da amostra AD92.

Uma terceira análise de DRX foi fornecida pelo IPqM para a amostra AD96, conforme é visto na FIG.4.5. A fim de orientar a busca de substâncias possíveis, foi realizada uma busca de substâncias possíveis no programa de cálculos termodinâmicos Thermocalc[®] (Apêndice 9.4) que indicou a possibilidade de existência de silicatos de magnésio, aluminatos de magnésio, além de alumino-silicatos de magnésio. A seqüência de comandos se encontra no Apêndice 4. Durante a análise das fichas JCPDS, foram encontradas as fases α -corundum (#83-2081), MgSiO_3 (#35-0610), β - Mg_2SiO_4 (#34-0556) e MgAl_2O_4 (#21-1152).

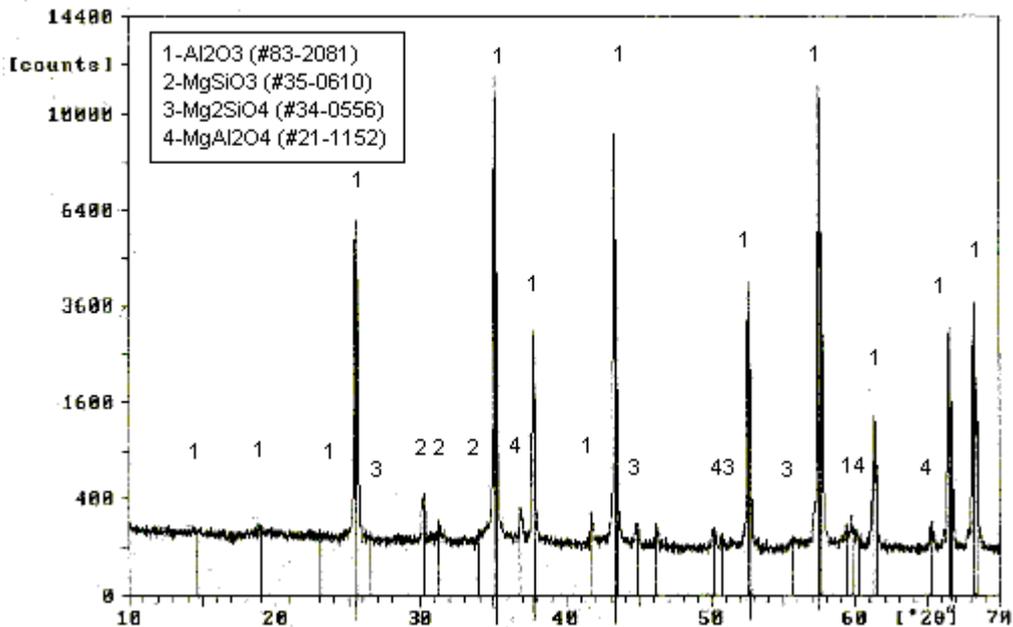


FIG.4.5 Difratograma da amostra AD96 (SANTOS e colab, 2000).

4.3. AVALIAÇÃO DOS CERÂMICOS POR ULTRA-SOM

Para a realização de ensaios de ultra-som, foi utilizado mel de abelha como meio de acoplamento. Para a determinação da velocidade das ondas longitudinais, foi utilizado um cabeçote de ultra-som modelo Krautkramer MB4S; para a determinação da velocidade das ondas cisalhantes utilizou-se um cabeçote modelo MB4Y do mesmo fabricante. A informação do cabeçote foi lida em um aparelho de ultra-som modelo Karl-Deutsch ECHOGRAPH 1080 e a aquisição de dados foi realizada por meio de um osciloscópio Tektronix modelo TDS420A. Os dados obtidos foram enviados para um computador pessoal através de um programa da própria Tektronix, o WaveStar[®]. Os dados foram tratados e as velocidades de onda longitudinal (C_l) e cisalhante (C_s) foram determinadas com uma precisão de 5%, de acordo com a norma ASTM E 494-95. Com base nestes valores, foram determinados E, G, K e ν (coef. de Poisson). O erro propagado para os cálculos também é da ordem de 5% máximo.

4.4. ENSAIO DE MICRODUREZA

A dureza não é uma propriedade fundamental de um material já que seu valor é função do método de ensaio utilizado. Ela é a medida da resistência à penetração de um indentador, um corpo mais duro. A dureza também pode ser descrita como a resistência à abrasão, ao desgaste, ao corte, à usinagem e ainda, ao risco (ASKLAND, 1989).

A microdureza é definida pela pressão de indentação, que pode ser obtida pela razão entre a carga de indentação aplicada e a área da impressão residual na superfície da amostra. Deste modo, para um estudo dimensional inicial, a microdureza (H) pode ser calculada por meio da EQ. 4.2, quando se conhece a semi-diagonal de indentação (a) e a carga de indentação (P).

$$H = \frac{P}{2a^2} \quad (4.2)$$

As técnicas de impressão elástica ou técnicas de indentação são as mais utilizadas para a medição da microdureza de um material, por sua simplicidade e por permitir o ensaio de amostras pequenas. O indentador de diamante é forçado contra a superfície da amostra por um tempo determinado e mede-se o tamanho da impressão plástica residual na superfície do material após a remoção do penetrador.

No processo de impressão Vickers, o trabalho externo aplicado pelo indentador é consumido em processos de deformação e fratura. O trabalho é convertido em um componente de energia de deformação, proporcional ao volume da pirâmide Vickers e um componente de energia superficial proporcional à área de contato da pirâmide. Alguns critérios referentes à validade das impressões devem ser adotados de acordo com a norma ASTM C 1327-03. Primeiramente, quanto à distância entre as indentações. Esta deve ser de 3c para as trincas horizontais adjacentes e 5c para as verticais, onde c é o comprimento de trinca (FIG.4.6).

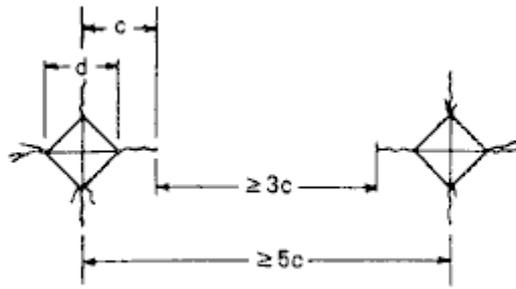


FIG.4.6 Distância entre as indentações, conforme a ASTM C 1327-03.

Uma outra questão importante é a aceitabilidade da impressão. Como os cerâmicos são materiais frágeis, alterações podem acontecer durante um ensaio de dureza, alterando os resultados e tornando-os inválidos, como se vê na FIG 4.7.

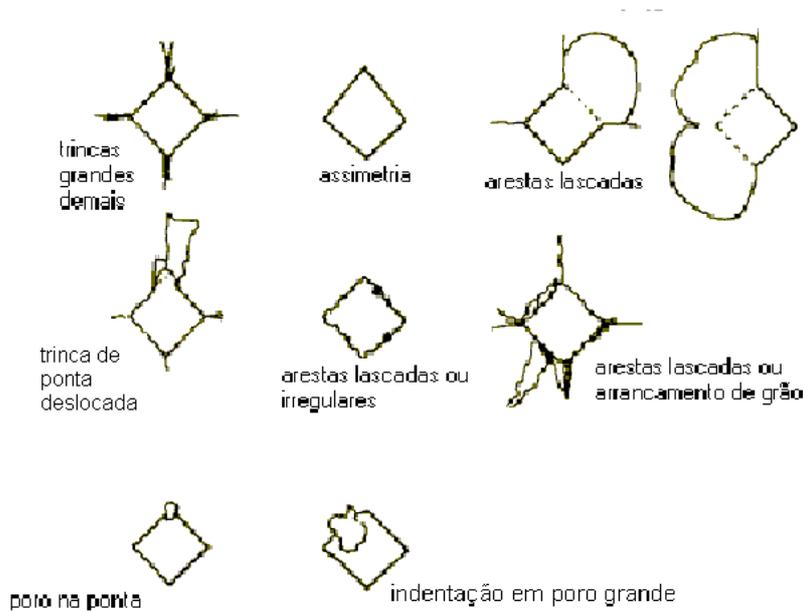


FIG.4.7 Indentações não aceitáveis, conforme a norma ASTM C 1327-03.

Assim, as impressões que são aceitas pela norma devem possuir o aspecto da FIG 4.8.

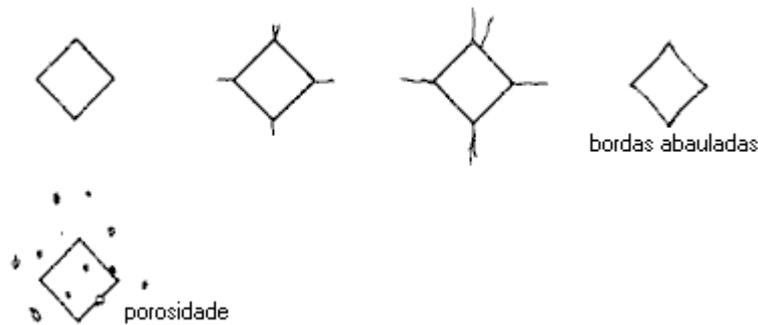


FIG.4.8 Impressões aceitas pela norma ASTM C 1327-03.

Investigações confirmam que a dureza de um dado cerâmico é função da carga de ensaio aplicada, onde medidas experimentais de dureza aumentam com o decréscimo da carga de teste (GONG e colab., 1999).

Devido ao aumento da carga de teste, as indentações tornam-se maiores, e a energia é absorvida via deformação volumétrica e propagação de trinca, significando um aumento da área de impressão e maior volume de material deformado, com conseqüente diminuição dos valores até que esta atinja um valor de patamar.

É difícil estabelecer uma carga universal para a realização dos ensaios de microdureza, uma vez que a manifestação da trinca é diferente para cada material cerâmico. Comparações entre as durezas obtidas por diferentes penetradores também são recomendáveis devido às diferenças nas sensibilidades quanto à carga, geometria do indentador e propensão às trincas.

Os parâmetros que influenciam no ensaio de microdureza são:

- a) O tamanho e morfologia do grão: quanto menor e mais alongado, maior a dureza;
- b) A carga aplicada: a taxa de aplicação da carga não deve produzir componentes laterais no movimento do penetrador, e todo movimento deve ser vertical.
- c) A temperatura: a dureza de um material é função da sensibilidade do material ao aumento de temperatura;
- d) Pureza: impurezas podem causar endurecimento do material ou amolecimento por formação de fase vítrea;
- e) Acabamento superficial: deve ser polido e plano;
- f) Porosidade: quanto maior, menor a dureza, pois diminui o volume resistente à sollicitação mecânica.

A metodologia empregada para determinação dos valores de dureza das amostras obedeceu à norma ASTM C 1327-03, que fornece o método de ensaio padrão para obtenção de dureza Vickers em cerâmicas avançadas.

Foram realizadas 10 impressões por amostra, as quais foram previamente embutidas em resina fenólica, lixadas com 220, 400 600 mesh e polidas com pasta de diamante nas granulomentrias de 15, 9, 6, 3, 1 e 0,25 μm .

A carga de 1 kgf (9,8N) foi aplicada em um microdurômetro SHIMADZU por 10 s.

As impressões foram realizadas de tal modo que a distância entre os centros das impressões era pelo menos, cinco vezes a medida da semi-diagonal de indentação, mais o tamanho da trinca ($>5c$) ou quatro vezes a diagonal de indentação ($4d$), conforme a FIG.4.9.

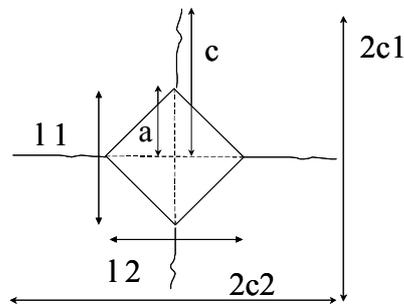


FIG.4.9 Esquema de indentação para medição de dureza Vickers.

Somente as diagonais de impressão aceitáveis pela norma ASTM C 1327-99 foram medidas no próprio microdurômetro.

De acordo com a norma, foram calculadas as dureza Vickers em GPa, a partir das EQ 6.3.

$$HV = 0,0018544 \frac{P}{d^2} \quad (4.3)$$

Onde:

HV: Microdureza Vickers (GPa)

P: Carga aplicada (N)

d: Média aritmética do comprimento das duas diagonais (mm).

No caso dos cerâmicos, a combinação de elevada dureza e baixa densidade os torna candidatos a aplicações em blindagens contra projetis cinéticos de baixos calibres (GOOCH Jr., 2002). O estudo da penetração em alvos cerâmicos ainda se encontra em estágio inicial (HAUVER, 1999), com novos conhecimentos sobre a resistência à penetração e a defesa de interface ainda em desenvolvimento (LUNDBERG, e colab, 2000), e portanto, os ensaios de indentação tornam-se de grande valia, devido a relação de Tabor (TABOR, 1951) para metais, cuja validade para cerâmicos vem sendo estudada:

$$H = CY \quad (4.4)$$

Onde H é a dureza e Y é o limite de escoamento; $C \approx 3$ para metais. Ao mesmo tempo, a cavidade de expansão durante uma penetração dinâmica em um cerâmico e a sua indentação estática estão intimamente relacionadas (MILMAN e CHUGUNOVA, 1999). Para isto, torna-se necessário que se conheça a característica plástica do cerâmico δ_H que pode ser determinada por ensaios de dureza das amostras. Ainda segundo os autores, o δ_H é determinado como parte da deformação plástica na deformação total que ocorre durante a penetração da amostra:

$$\delta_H = \frac{\epsilon_p}{\epsilon_t} = 1 - \frac{\epsilon_e}{\epsilon_t} \quad (4.5)$$

Onde ϵ_p é a deformação plástica, ϵ_e a deformação elástica e ϵ_t a deformação total da amostra.

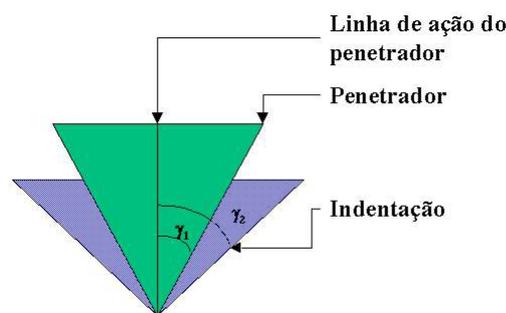


FIG.4.10 Ângulos presentes na indentação de cerâmicos.

O cálculo das deformações citadas é função dos ângulos do indetador piramidal (γ_2) e da linha de ação do indetador e a indentação (γ_1), como se vê na FIG.4.10.

É possível relacionar a deformação plástica com o ângulo do indentação piramidal, além disso, relacionam o ângulo entre a linha de aço e a indentação com a dureza Meier e o módulo de elasticidade efetivo (E_{ef}), de acordo com as rela es (MILMAN e CHUGUNOVA,1999):

$$\varepsilon_p = \ln(\text{sen}(\gamma_2)) \quad (4.6)$$

$$\text{ctg}(\gamma_2) = \text{ctg}(\gamma_1) - 1,77 \frac{HM}{E_{ef}} \quad (4.7)$$

$$\frac{1}{E_{ef}} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \quad (4.8)$$

$$\varepsilon_e = (1-\nu_1 - 2\nu_1^2) \frac{HM}{E_1} \quad (4.9)$$

Se E_1 e ν_1 representam o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson da amostra, E_2 e ν_2 representam o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson do indentador,   possível calcular-se H_M/E_1 se for considerado $\varepsilon_e=0,002$. E ainda, considera-se que o estado de tensões   compressivo e as propriedades elásticas do indentador são conhecidas (no caso, diamante). H_M   a dureza Meyer do cerâmico.

E para completar a análise, usa-se a equa o de Marsh:

$$HM = \frac{2\sigma_s}{3} \left[1 + \ln \frac{E_{ef} \text{ctg} \gamma_1}{3\sigma_s} \right] \quad (4.10)$$

Onde σ_s   o limite de escoamento elástico do cerâmico. O mesmo trabalho cita outra rela o, partindo das mesmas premissas, utilizando a microdureza Vickers:

$$\frac{HV}{\sigma_s} = 0,28 + 0,60 \ln \left[\frac{3}{4+\nu} \frac{E_{ef}}{\sigma_s} \right] \quad (4.11)$$

Um outro fator de importância no uso da dureza como avalia o de propriedades dinâmicas   o fator de característica ou de plasticidade δ_H . Nos metais puros (CCC, CFC ou HC) $0,9 < \delta_H < 1,0$; entretanto, para materiais com liga es covalentes ou iônicas

(cerâmicos), este parâmetro é menor. A TAB.4.2 (MILMAN e CHUGUNOVA, 1999) traz exemplos para diversos materiais.

TAB. 4.2 Fator δ_H para diversos materiais (MILMAN e CHUGUNOVA, 1999).

Metais			Cristais Covalentes ou Cerâmicos	
Estrutura	Material	δ_H	Material	δ_H
CCC	W	0,924	Diamante*	0,048
CCC	Mo	0,952	Si*	0,374
CCC	Fe	0,969	Ge*	0,461
CCC	Ta	0,970	SiC*	0,347
CFC	Ni	0,978	SiC**	0,368
CFC	Cu	0,978	Al ₂ O ₃ *	0,428
CFC	Al	0,982	LaB ₆ *	0,498
CFC	Au	0,989	TiB ₂ **	0,437
HC	Mg	0,949	NbC*	0,543
HC	Ti	0,973	TiC*	0,463
HC	Re	0,946	TiN**	0,570
HC	Co	0,945	Si ₃ N ₄ **	0,646
			WC**	0,794

* - Monocristal,

** - Policristal

Conforme a discussão anteriormente feita, sabe-se da EQ.4.5 que se $C=f(\delta_H)$ e $Y=Y_d = \sigma_s$, ou seja a resistência dinâmica, então, para α e β como coeficientes de ajuste, tem-se:

$$\frac{Y_d}{H} = \frac{1}{\beta} - \left(\frac{1}{\beta} - \frac{1}{\alpha} \right) \delta_H \quad (4.12)$$

E se $H=H_V$, então $\alpha \approx 4,9$ e $\beta \approx 2,1$. Com base nos resultados divulgados, os autores procuraram mostrar a dependência linear entre Y_d/H_V e δ_H , por meio da FIG.4.11. Assim, o resultado proposto seria uma relação:

$$\frac{Y_d}{H} = 0,48 - 0,27\delta_H \quad (4.13)$$

TAB. 4.3 δ_H e Y_d/HV para alguns cerâmicos (MILMAN e CHUGUNOVA, 1999).

Material	δ_H	Y_d/HV
B ₄ C	0,440	0,36861
TiB ₂	0,470	0,33043
SiC	0,473	0,34946
Al ₂ O ₃	0,542	0,33163
MgO	0,707	0,28261

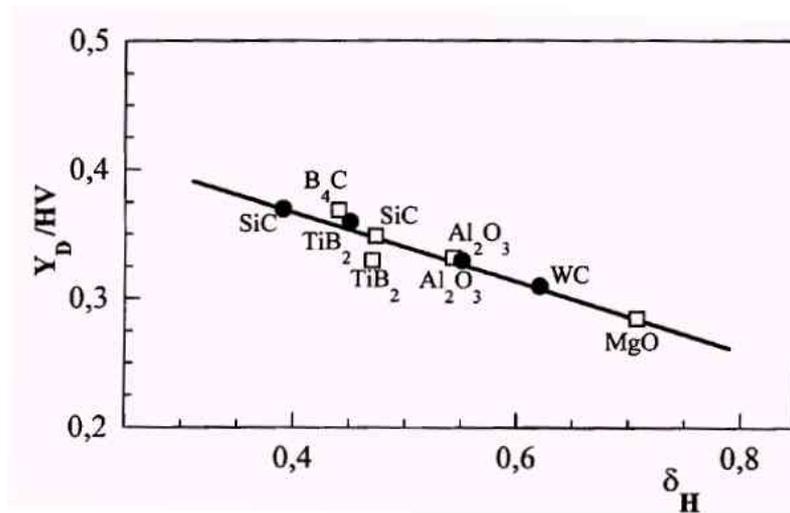


FIG.4.11 Relação linear entre Y_d/HV e δ_H (MILMAN e CHUGUNOVA, 1999).

Os resultados apresentados neste trabalho são de particular relevância, pois a resistência de um cerâmico à penetração por hastes metálicas cilíndricas longas pode ser modelada pela relação de Tate que calcula a pressão axial na interface de impacto entre o projétil e o alvo (TATE, 1967):

$$p = \frac{1}{2} \rho_t U_s U_p + R_t \quad (4.14)$$

Onde $U_s = C_{l,alvo} + S_{alvo} U_p$ e S é a sensibilidade ao impacto do alvo, $C_{l,alvo}$ é a velocidade de onda longitudinal do alvo, U_p é a velocidade do projétil. R_t é a resistência dinâmica do alvo. Segundo o autor, o mais importante é que $R_t \approx Y \approx Y_d$ para cerâmicos, onde Y é o limite de proporcionalidade. Portanto, quando a dureza do material é conhecida e, após estudos

prévios para determinação de δ_H , α e β , é possível inferir sobre a resistência de um alvo cerâmico frente a uma ameaça do tipo haste longa (*long rod*).

Entretanto, cabem algumas ressalvas. Considerações sobre a insensibilidade de cerâmicos à taxa de deformação são altamente questionáveis e foram rebatidas em publicações da mesma época (RAVICHANDRAN e CHEN, 1998; NEMAT-NASSER e colab., 2002). Principalmente a alumina, quando em confinamento, por apresentar plasticidade quando submetida a carregamentos em altas taxas de deformação. Logo, $Y_d = \sigma_s$ é uma consideração que deixa margem à discussão.

Outro fator polêmico é a porosidade. Os materiais cerâmicos, obtidos a partir de misturas de pós, estão sujeitos, em algum grau, a presença de defeitos oriundos de sinterização não completa. Como consequência negativa, esta porosidade se reflete nas propriedades mecânicas como um todo. O módulo de elasticidade, o de cisalhamento, as velocidades de onda, o limite de proporcionalidade, a dureza, a tenacidade à fratura e o limite elástico de Hugoniot (HEL) são afetados por ela. Para a tenacidade e dureza, em particular, uma equação foi proposta para tentar quantificar os efeitos deletérios desta variação causada na densidade (DUALIB, 1994).

$$K_{C-corr} = K_{C-med} e^{-bp} \quad (4.15)$$

Onde:

K_{C-corr} : é a tenacidade ou dureza corrigidos;

K_{C-med} : é a tenacidade ou dureza medidos;

b : $5,3 \pm 0,4$ – Foi adotado 5,3 para os cálculos;

p : é a porosidade.

A expressão acima representa uma atenuação exponencial das propriedades mecânicas devido à presença da porosidade. Como o módulo de elasticidade, o de cisalhamento e as velocidades de onda, o limite de proporcionalidade, a dureza, a tenacidade à fratura são propriedades mecânicas interligadas, é possível que uma expressão semelhante possa ser

aplicada à resistência dinâmica à deformação. Durante o desenvolvimento de equações de estado (EOS) para meios porosos (MEYERS, 1994), é possível quantificar o efeito da porosidade, considerando-a como uma fase presente em uma liga. Entretanto, são cálculos que se adequam apenas quando se consegue o estado de choque na amostra, deixando em aberto o questionamento sobre como se comportariam os materiais porosos em regimes elásticos e plásticos.

4.5. DETERMINAÇÃO DO FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO CRÍTICA - K_{Ic}

Foi adotada a metodologia da norma ASTM C 1421-99, a qual fornece um procedimento padronizado para obtenção da tenacidade à fratura de cerâmicas avançadas à temperatura ambiente. Uma indentação suficientemente intensa provoca a formação de trincas a partir dos vértices da penetração (FIG.4.12). Considera-se a cavidade formada como semi-esférica e $(2a)$ é a largura da impressão e $(2c)$ é o dobro do tamanho de trinca.

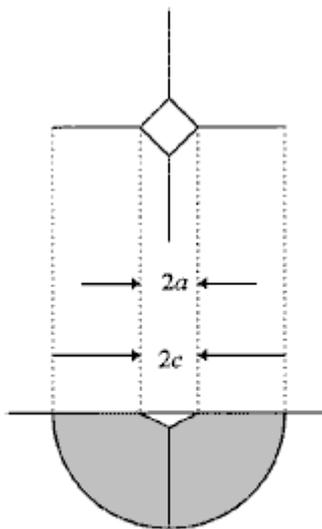


FIG.4.12 Indentação para medida de K_{Ic} . Zona de trincas meridionais e radiais (cinza).

Qualquer discussão sobre propriedades mecânicas, tanto no caso de carregamentos estáticos quanto dinâmicos dos cerâmicos, envolve, em algum nível, uma abordagem sobre mecânica da fratura linear elástica destes materiais. Como objetivos básicos dos estudos de

mecânica da fratura aplicada a materiais de emprego militar é possível destacar a busca do entendimento sobre a velocidade de propagação das trincas e a variação do histórico de resistência mecânica. Para tanto, são necessários conhecimentos sobre a natureza dos processos atuantes na ponta da trinca, principalmente porque no caso de fratura dinâmica, ondas de tensão estão envolvidas. No caso de materiais cerâmicos, há pouca ou nenhuma deformação plástica na ponta da trinca e a energia disponível é utilizada na formação de novas superfícies de fratura. Uma excelente revisão sobre a Teoria da Mecânica da Fratura Linear Elástica foi editada em um relatório da ASTM (ASTM, 1960). Como as tensões na ponta da trinca são muito maiores que na região sã, como se vê na FIG.4.13, um fator de intensidade de tensões torna-se necessário para melhor expressar-se o estado de tensões na imediação do defeito.

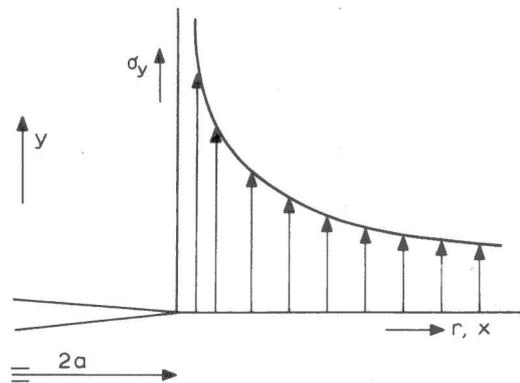


FIG.4.13 Distribuição de Tensões na ponta da trincas (ASTM-1960).

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (4.16)$$

A tensão, ao atingir um nível crítico no modo I, denominado K_c , promove o crescimento de trinca:

$$K_C = \sigma_{crit} \sqrt{\pi a} \quad (4.17)$$

Além do fator de intensidade de tensão crítico em deformação plana (K_c), outros parâmetros são utilizados para descrever o comportamento do material durante a fratura.

Dentre os modelos de indentação existentes na mecânica da fratura, o modelo de trincas *half-penny* de Lawn-Evans-Marshall (LEM) é o mais aplicado (GONG. 1999). Isto se deve à

consideração sobre o campo elasto-plástico de tensões que foi dividido em duas componentes, a primeira elástica e reversível e, a outra, residual plástica e irreversível. A componente elástica atua fora da zona plástica e atinge seu máximo durante o carregamento, revertendo completamente após o final da aplicação de carga. A componente residual deriva da ação de cunha do penetrador na zona de deformação, atingindo seu máximo durante o carregamento, mas deixando tensões residuais após o descarregamento, que é a força motriz para a configuração final de trinca *half-penny*.

A essência do modelo LEM é que todas tensões residuais se concentram pontualmente, agindo como força de abertura das trincas. Outra premissa é que o volume da zona de deformação plástica é uma cavidade esférica (FIG.4.11), de acordo com a teoria de plasticidade de Hill (modelo de 1948). Assim com base no exposto, o modelo LEM descreve a tenacidade à fratura de um cerâmico, com base na sua dureza como:

$$K_c = \delta \left(\frac{E}{H_0} \right)^{1/2} \frac{P}{a^{3/2}} \quad (4.18)$$

Onde δ é uma constante não dimensional, função da geometria do indentador. H_0 é a dureza aparente, P é a carga de indentação, a é o comprimento de trinca *half-penny* e E é o módulo de elasticidade. Como o fator de efeito de tamanho de indentação (*Indentation Size Effect*) está resumido em δ , alguns valores foram propostos na literatura (TAB.4.4).

TAB. 4.4 Valores propostos em literatura para δ (BENEVIDES, 2004).

Valor de δ	Ref. Bibliográfica
0,014	Lawn,B.R. e colab.,1980
0,016	Anstis, G.R.e colab., 1981
0,023	Shetty, D.K. e colab, 1985
0,024	Casellas D.e colab, 1997

Durante o desenvolvimento do presente trabalho, adotou-se $\delta = 0,016$, por ser o maior valor proposto para o modelo LEM.

A tenacidade à fratura pode ser utilizada, então em um modelo de previsão de velocidade de propagação de trinca. Para materiais frágeis, a mecânica da fratura linear elástica relaciona

a taxa de crescimento de trinca (da/dt), devido a um carregamento externo (σ_{externo}), com K_C de acordo com a relação (CURRAN e colab., 1987):

$$\frac{da}{dt} = k \left[\sigma_{\text{externo}} - \sqrt{\frac{\pi}{4a}} K_C \right] a \quad (4.19)$$

Onde k é um coeficiente de ajuste e a é o tamanho instantâneo de trinca.

Entretanto, no caso de múltiplas fraturas, outro problema se apresenta. De acordo com a teoria de Griffith-Irwin (IRWIN, 1956), quando a taxa de liberação de energia ou a força para crescimento de trinca (G) for maior que a resistência à formação da trinca (R), então é possível dizer que a trinca é instável e se propaga (FIG.4.14):

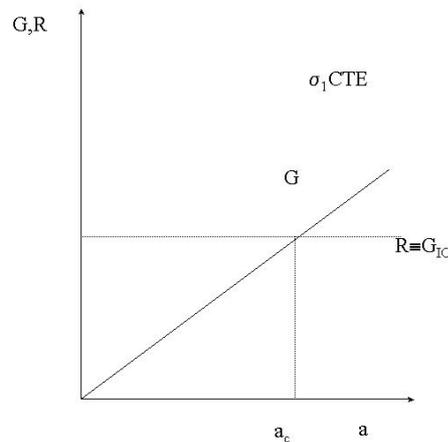


FIG.4.14 Representação gráfica da força de crescimento de trinca.

Porém, se a energia excedente for suficientemente alta, pode haver bifurcação da trinca, e ainda, se a energia for suficiente, outras bifurcações podem ocorrer sucessivamente, conduzindo à fragmentação (FIG.4.15). Ravi-Chandar e Knauss (1984) publicaram uma análise crítica sobre os mecanismos de bifurcação, onde propuseram um modelo com base na formação de microtrincas à frente da trinca principal. A interação das microtrincas entre si e a trinca principal ditam a resposta do material à bifurcação. Atribui-se a fragmentação à interseção de defeitos que crescem por interação devido a frente de onda de tensão com energia suficiente para excitar a população de defeitos com tamanho maior ou igual a um tamanho crítico (LOURO e MEYERS, 1990).

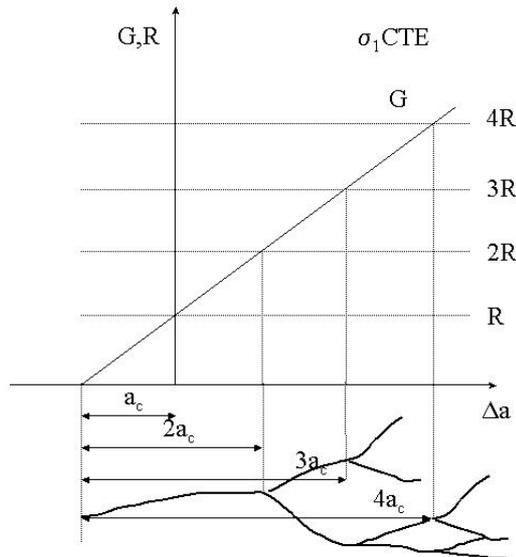


FIG.4.15 Diagrama ilustrativo para fragmentação como função de G,R e a_c .

A primeira tentativa de se calcular a velocidade de propagação de trinca máxima resultou em $0,8C_s$ (C_s - velocidade de onda cisalhante) (YOFFÉ, 1951), entretanto, trabalhos posteriores desenvolveram modelos que sugerem uma velocidade menor (BROEK, 1982; RAVI-CHANDAR e KNAUSS, 1984):

$$E_{exed} = \int_{a_c}^a (G - R) da \quad (4.20)$$

$$E_k = \frac{1}{2} k \rho \dot{a}^2 \left(\frac{\sigma}{E} \right)^2 (C_1^2 + C_2^2) a^2 \quad (4.21)$$

$$E_{exed} = E_k \Rightarrow \dot{a} = k' C_l \left(1 - \frac{a_c}{a} \right) \quad (4.22)$$

Onde, pelos cálculos dos autores citados, $k' = 0,38$ para Broek e $0,5$ para Ravi-Chandar e Knauss; E_{exed} é a energia excedente, E_k é a energia cinética do sistema.

Outros modelos mais consistentes foram propostos por Broberg, Craggs, Baker e Freund (MEYERS, 1994). Entretanto, a verificação experimental da distância entre marcas de fratura na superfície e o registro no tempo do evento de fragmentação podem conduzir a uma medida experimental da velocidade de propagação do dano, apontando para a confirmação de um dos modelos ou até para um novo modelo.

4.6. ENSAIOS DE QUEDA DE PESO

O ensaio de impacto por queda livre foi executado na temperatura ambiente, conforme a norma ASTM E208, em um Equipamento Panambra, pertencente a NUCLEP, utilizando uma massa de 42,5 kg (e um peso de cerca de 417 N). Um aparato experimental, constituído por 2 calços retangulares com 50 mm de comprimento, 15 mm de largura e 10 mm de espessura, foi adaptado ao porta-amostra da máquina para a realização de ensaios com materiais frágeis (FIG. 4.16).



FIG. 4.16 Equipamento de ensaio de queda livre com o aparato experimental.

Estes calços permitem um encaixe correto da placa cerâmica, bem como favorecem a propagação linear da onda compressiva, gerada pelo impacto do peso na placa cerâmica, que ocorre na direção perpendicular aos calços. As ondas que são geradas nas demais direções, face ao dobramento da placa no impacto, apresentam uma frente de propagação esférica. Para a obtenção de diferentes energias de impacto, o carregamento foi realizado a partir de cinco alturas distintas de queda: 52, 105, 210, 420 e 840 mm. Foram determinadas a energia, a velocidade e a pressão de impacto. Esta pressão exercida na placa é calculada, de maneira aproximada, pelo método de casamento de impedâncias.

4.7. ENSAIOS COM CCI

Os experimentos realizados com a célula de carga de impacto (CCI) da COPPE produziram diversos tipos de pulso. Inicialmente, foi gerado um pulso de calibração, resultante do impacto de uma esfera de aço sobre a superfície da barra. Este pulso compressivo propagou-se, indo refletir na extremidade oposta, tornando-se trativo, e assim, sucessivamente (FIG. 4.17). A amostragem (em S/s – “*Samples* por segundo”) foi realizada a uma taxa de 333 kS/s (mil amostragens por segundo). A esfera possui massa de 225g e foi acelerada, por gravidade, de uma altura de 1 m. Nestas condições, a velocidade de impacto foi de 4,4 m/s.

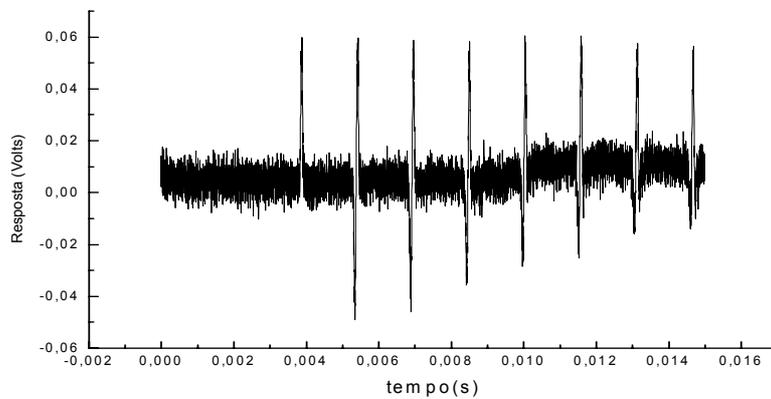


FIG. 4.17 Espectro do sinal de calibração, no tempo (s).

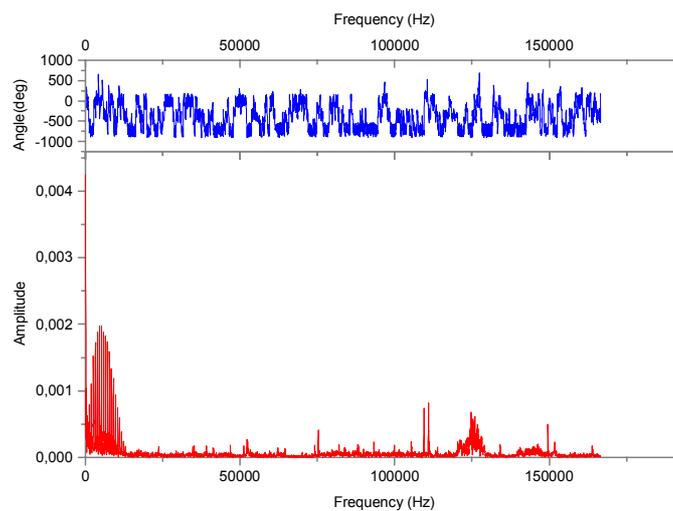


FIG. 4.18 Espectro de frequências (dB).

Após a análise do espectro de frequências obtidas por transformada rápida de Fourier (FIG. 4.18), observou-se que o ruído era composto por componentes de mais baixas frequências, onde estava a informação relativa ao ensaio e outra de mais altas frequências relativas ao ruído, e ainda, que era possível desprezá-las acima de 50 kHz. Assim, o sinal foi filtrado, com auxílio de um filtro Butterworth, com uma frequência de corte de 50 kHz e perda de 3 dB (LATHI, 1981). O resultado obtido foi satisfatório, pois não houve perda significativa do sinal (FIG. 4.19).

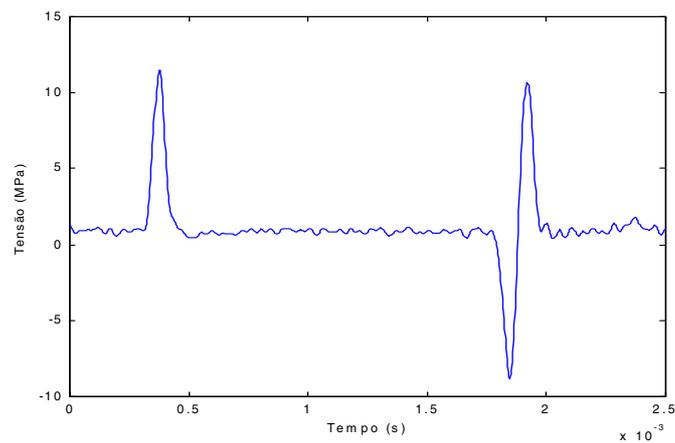


FIG. 4.19 Espetro filtrado do pulso de calibração.

Ensaio subsequentes, indicaram um fator de correção de tensões $K_{\sigma} = 2$ para a célula de carga utilizada.

4.8.CONSTRUÇÃO DE UMA BARRA DE HOPKINSON PARTIDA (SHPB)

A medição das propriedades dinâmicas dos materiais de emprego militar que permitam a criação de modelos matemáticos de previsão de impacto, explosões e de fragmentação é um anseio do Exército Brasileiro há mais de vinte anos. Um equipamento desta natureza foi adquirido junto ao SRI-Houston no início dos anos 70 (FIG.4.20), mas o equipamento sofreu desgaste natural dos componentes eletrônicos e dificuldade em se encontrar técnicos adequados para a sua operação ao longo dos anos 80, e assim, em 2002, o equipamento foi desmontado e vendido como sucata. Como consequência, mais de uma geração de engenheiros militares se formou em parcial desconhecimento de fenômenos relacionados a altas taxas de deformação. Alguns projetos importantes do Exército Brasileiro apresentaram

dificuldades de execução pela falta de cultura em altas taxas de deformação, como por exemplo, a nacionalização da tecnologia de tubeiras de mísseis.

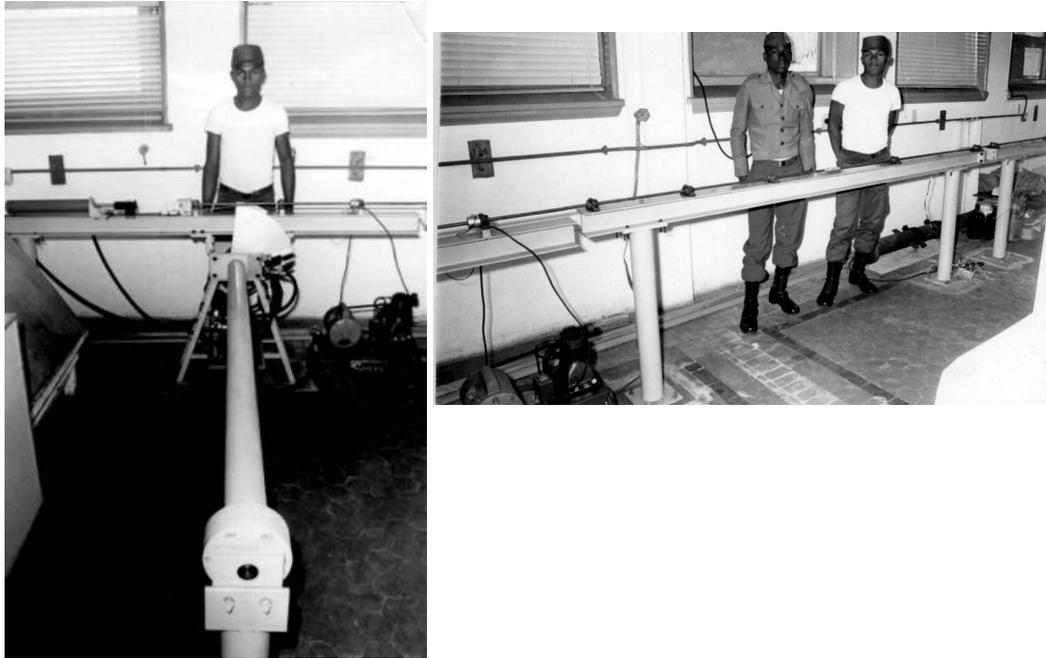


FIG.4.20 A primeira Barra Hopkinson do IME – Arquivo SE/4 - IME

No final de 2002 tomou-se a decisão de montar-se uma nova barra partida Hokpinson de pressão (SHPB), no CTEX. Vários especialistas auxiliaram de forma decisiva a criação de um novo projeto de condensadora de dados, equipamento que recebe os sinais vindos das barras incidente e transmissora e os encaminha para os osciloscópios digitais de amostragem. Além disso, transmitiram o conhecimento para o tratamento de dados e orientou os primeiros ensaios de calibração. A partir de um equipamento apresentado em literatura (MENG e LI, 2003), foi feito um desenho de uma barra Hopkinson com 25,4 mm de diâmetro, barra incidente com 1 m de comprimento e barra transmissora com 1 m de comprimento, ambas de aço SAE 4340 normalizado a 870 °C - FIG.4.21.

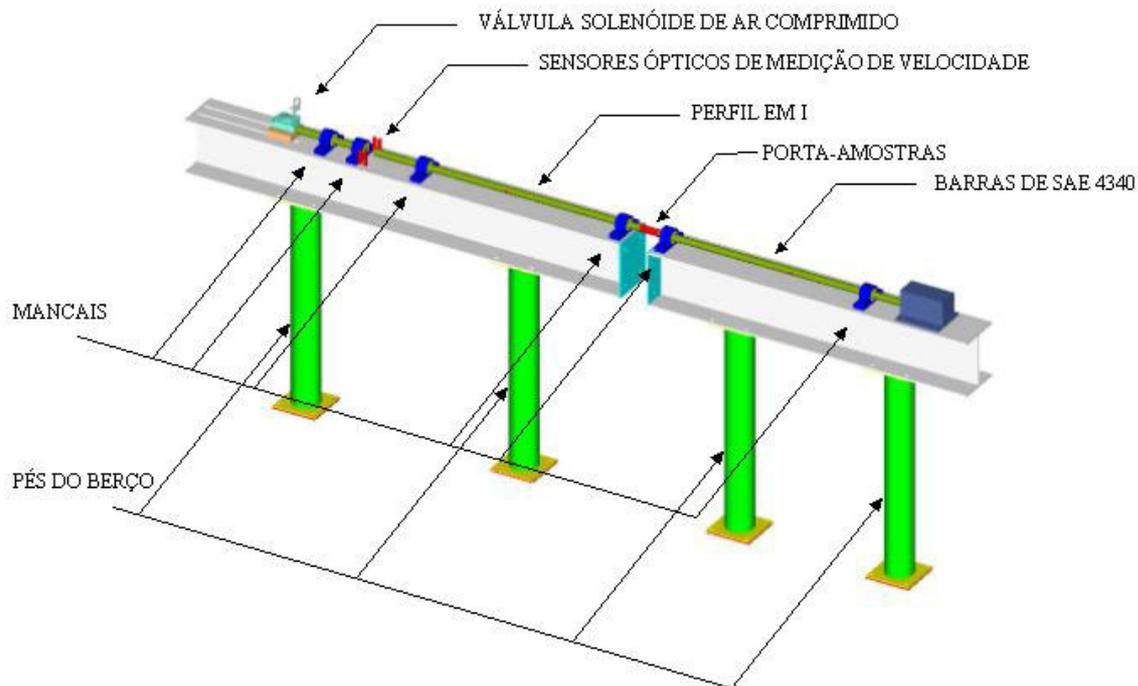


FIG.4.21 Desenho proposto para a nova Barra Hopkinson do CTEX.

Os pés e o apoio, um perfil em I de aço SAE 1006, com 165 x 200 x 10 (largura, altura e alma), formam um conjunto chamado berço, isolado do chão por placas de 5 mm de manta de borracha natural vulcanizada reforçada com fibra, com o objetivo de atenuar eventuais vibrações do sistema (KAISER, 1998). O berço foi apoiado em quatro placas de granito cinza Corumbá polido, de alta resistência, assentadas e niveladas. Cada pé do berço foi fixado com quatro parafusos prisioneiros com bucha de aço galvanizado de 1/2 polegada de diâmetro. O perfil em I foi fresado com precisão de 0,3 mm em ambas as faces no Arsenal de Guerra do Caju, a fim de aplainar e tornar paralelas as superfícies de interesse. Cortou-se os pés de um tubo de aço SAE 1010 com 8 mm de parede e as flanges de chapa de aço SAE 1005 com 2 mm de espessura, previamente furados. Estas foram soldadas nas extremidades do furo pela técnica de eletrodo revestido, com eletrodos AWS 6018. Cuidados com empenamento dos flanges durante a soldagem e acabamento do conjunto de pés foram tomados, a fim de não comprometer o controle da altura do berço. Problemas com o caimento do piso surgiram, mas

foram corrigidos com o uso de arruelas de polietileno na etapa posterior de colocação dos mancais.



FIG. 4.22 Fotografia dos pés do berço.

As partes soldadas e a montagem do berço (FIG.4.22) foram realizadas parte na Seção de Apoio Mecânico e parte no Laboratório de Materiais, ambos do CTEX, em Guaratiba - RJ. A execução dos desenhos em AutoCad[®] foi realizada na Seção de Modelagem e Metrologia do CTEX. O berço foi pintado com esmalte anti-ferrugem e as partes não pintadas untadas com vaselina. O projeto da infra-estrutura elétrica foi elaborado pela Prefeitura Militar de Guaratiba, sendo composto de duas linhas alimentadas com 127 V e 220 V. Todo o sistema foi aterrado a fim de se diminuir o ruído, entretanto, oscilações de tensão são freqüentes e foram minimizadas com um estabilizador de tensão com baterias. A sala fica razoavelmente afastada de possíveis fontes de campo eletromagnético como transformadores e motores elétricos rotativos, como o compressor.

As barras estão apoiadas em mancais AMI-P203 de ferro fundido de alta porosidade, a fim de amortecer vibrações resultantes dos impactos. O interior dos mancais é composto por anéis de ajuste de polietileno de ultra-alto peso molecular confeccionados a partir de placas de 1 pol de espessura da POLIALDEN, com diâmetro interno de 26 mm. No final da barra transmissora se encontra uma almofada de poliuretano de 2 pol de diâmetro de SIKA-225, cujo objetivo é frear a barra transmissora.

A aceleração do impactador ou aríete foi realizada com auxílio de uma válvula solenóide de ar comprimido Jefferson[®] modelo SF2036BA08, para 10 BAR, com tolerância de 10% e 1 ms de tempo de abertura. Esta válvula está conectada a um tubo de alumínio de 20 cm com $26,0 \pm 0,5$ mm de diâmetro, sendo capaz de lançar o impactador a uma velocidade de 19 m/s. Todo o sistema é alimentado por um compressor e uma linha de ar comprimido de 12 BAR de pressão máxima.

A velocidade de impacto é um fator de elevada relevância no processo de impacto dinâmico assim, montou-se um sistema de aquisição de tempo composto por dois fotodiodos excitados com laser vermelho de 650 nm modelo LRM03 com fonte FL01-04 da LaserLine - SP. Os sinais dos fotodiodos da FARNELL, modelo 316-8220, vão para uma condensadora de sinais bem simples, alimentada com uma tensão contínua de 6V (FIG. 4.23 e 4.24). Cada diodo é colocado em um canal independente (CD1 e CD2), sendo acoplados diretamente em um osciloscópio ou qualquer outro sistema de aquisição de dados. O canal CD2 é utilizado para disparar os osciloscópios responsáveis pela aquisição dos dados de deformação e tensão. A velocidade de impacto é calculada dividindo-se a distância entre os feixes (24 mm) pelo tempo da amostragem de dois picos. Todo o sistema óptico foi montado em base de policarbonato transparente.

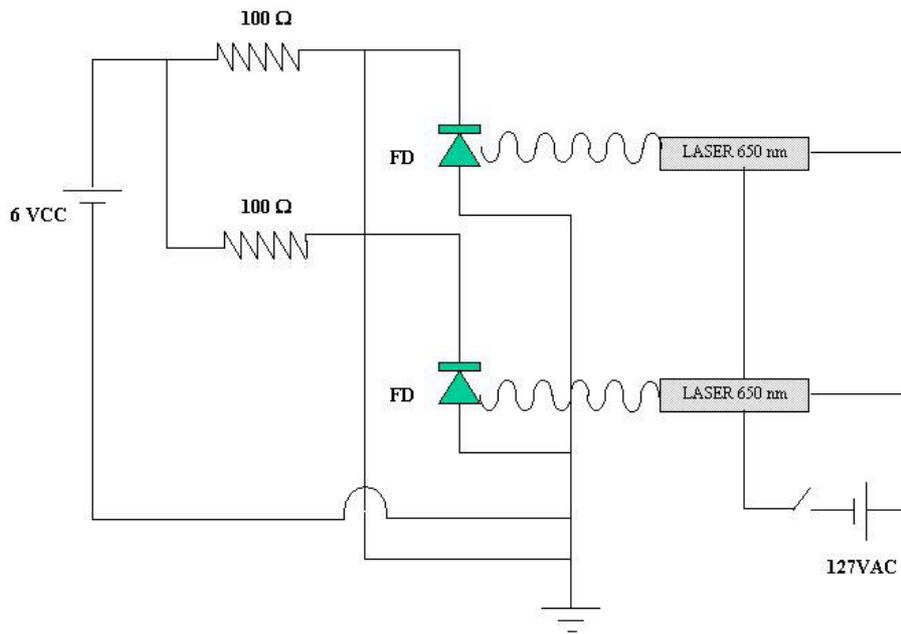


FIG. 4.23 Esquema da condensadora de sinais para medição de velocidade.

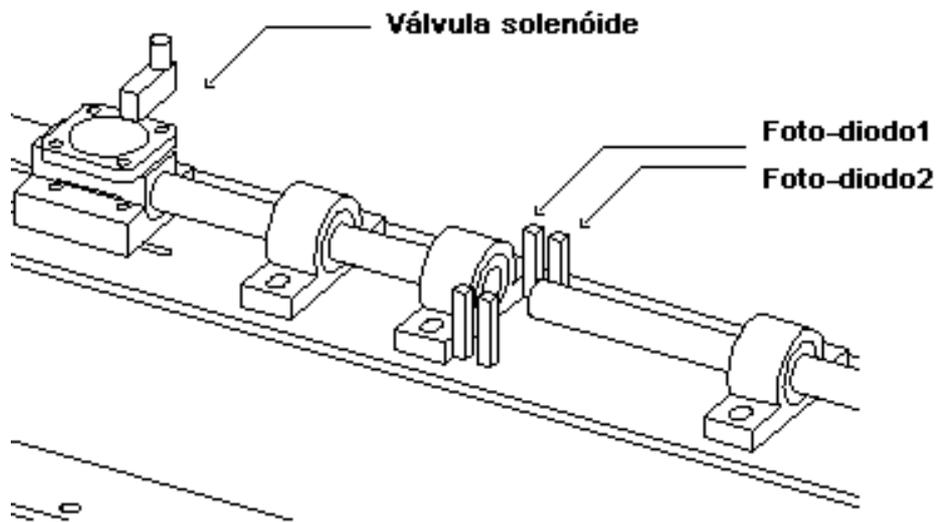


FIG. 4.24 Detalhe do dispositivo de medição de velocidade.

A aquisição do sinal de deformação e de tensão foi realizado com o auxílio de dois pares de extensômetros digitais (*strain gages*) da KYOWA[®] modelo KSP-2-1K-E4, de semiconductor tipo-p, com 1 kΩ de resistência, sem compensação de temperatura, fator de

gage (*gage factor*) de 162 e dimensões de 7,7 x 4 mm, montados na disposição 1/2 de ponte de Wheatstone, sendo que o restante das resistências se encontram em uma condicionadora de sinais confeccionada de acordo com o esquema da FIG. 4.25. Estes sensores de deformação foram posicionados a 40 cm das extremidades, onde fica o porta-amostra.

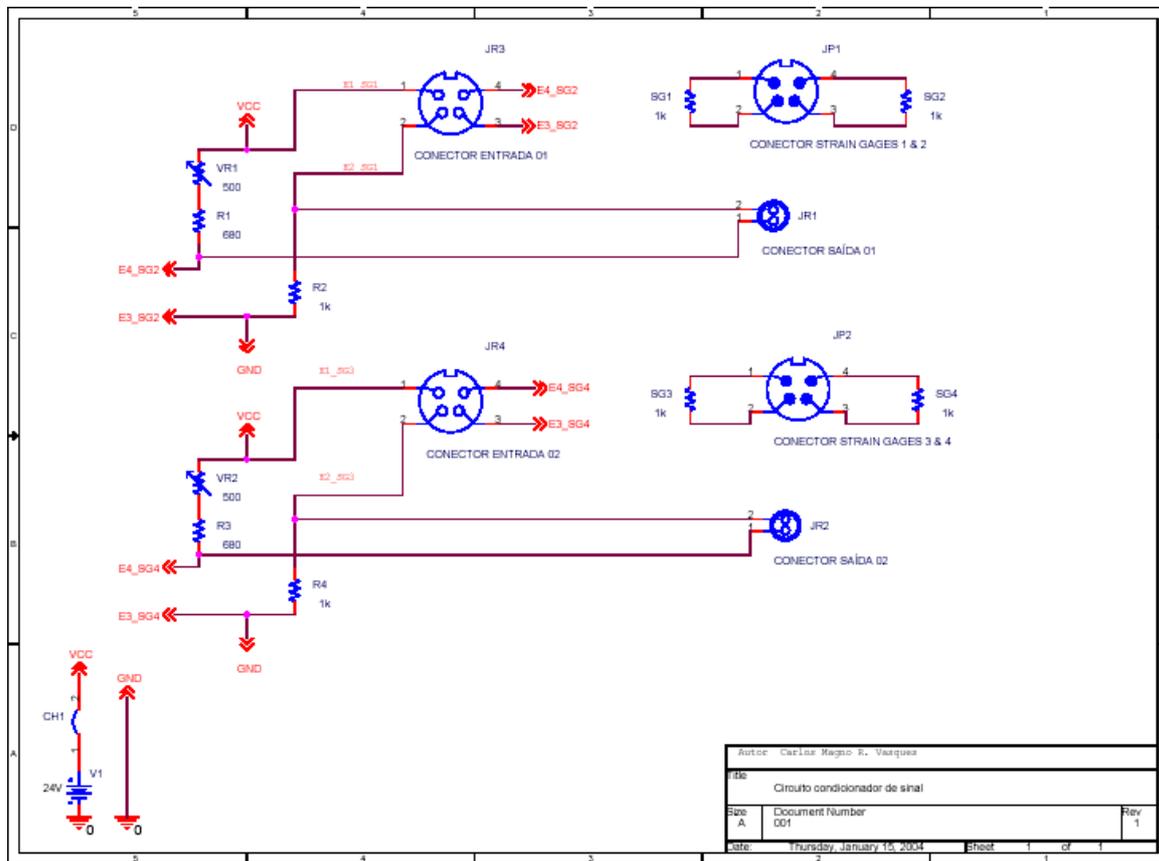


FIG. 4.25 Projeto da Condicionadora de Sinais de deformação - IMBEL/FMCE.

A condensadora é constituída por um circuito impresso contendo as pontes separadas em dois canais independentes C1 e C2, cada canal com dois terminais BNC, sendo todo o cabeamento blindado, para minimizar ruídos de interferência eletromagnética (sinal de celular, AM, FM, TV e rádio). A conexão com os *strain-gages* (sensores) foi feita com *leadwires* (conectores primários) da KYOWA L30M2R com 22 mW/m de resistência elétrica linear. Os potenciômetros utilizados, assim como todas demais resistências têm tolerância de 5%, valor menor que os 10% ou 20% comerciais. O procedimento de colagem dos *strain-gages* está descrito na seqüência abaixo:

1. Fixar a barra em um torno com velocidade de rotação de 400 RPM;
2. Lixar a superfície na direção perpendicular à que será colado o sensor, com lixas 180, 220, 400, 600 e 1000 *mesh*;
3. Limpar com acetona;
4. Secar com secador quente;
5. Com um pincel fino, aplicar uma camada fina de resina epóxi bem fluida, de cura rápida (2 horas);
6. Secar com secador a frio por mais ½ hora;
7. Aplicar o adesivo na superfície a ser colada (CA-33 da KYOWA ou Superbonder[®] Precisão da LOCKTITE[®]);
8. Remover o sensor do envelope com uma pinça;
9. Aplicar o sensor na posição de interesse, alinhar e apertar com um pedaço de pano, por 2 minutos;
10. Pincelar o sensor com a resina epóxi e deixar secar com secador por ½ hora;
11. Só utilizar a barra após 24 horas.

A aquisição dos dados produzidos na condicionadora de sinais foi feita em dois osciloscópios, um para cada canal, da marca Tektronix, modelo TDS210, com 1 GS/s de taxa máxima de amostragem, largura de banda de 60 MHz e 8 bits de resolução. O sinal de cada meia-ponte entrou por um canal independente do osciloscópio, sendo que o sinal resultante foi obtido pela subtração de cada sinal de meia-ponte (CH1-CH2). O procedimento de ajuste dos osciloscópios foi o seguinte:

1. No menu aquisição, selecionar “amostra”;
2. No menu trigger, selecionar “interrupção de trigger”: “decendo”;
3. Ajustar o nível de trigger em 50%;
4. No menu cursores, selecionar “tipo”:”tempo”, “origem”: “CH1”;
5. No menu display, selecionar “tipo”:”vetores”, “persistência”:”desligada”, “formato”: “YT”;
6. No menu matem, selecionar “CH1-CH2”.
7. O ajuste de Horizontal foi de 1µs/div e o ajuste de vertical foi de 500 mV/div para os dois canais.

Para conectar os osciloscópios a um computador, foram confeccionados, na DATATRI - RJ, cabos para interface RS-232 serial de 9 pinos, fêmea-fêmea, do tipo DB9 cruzado, com a seguinte pinagem fornecida pela assistência técnica da Tektronix:

1	2	3	4	5	6	7	8	9
1	3	2	6	5	4	8	7	9

A análise dos dados importados do osciloscópio foi feita com auxílio do programa WaveStar do mesmo fabricante, por meio das interfaces “*Instrument Manager*” e “*WaveStar for Oscilloscopes*”, tornando possível a captura da imagem na tela dos osciloscópios para gravação e pós-tratamento dos dados experimentais. Os resultados também podem ser exportados para o MS-Excel e para o MS-Word. Pode-se ver um exemplo da tela do programa na FIG.4.26. O resultado final da montagem pode ser observado nas FIG. 4.27(a) e 4.27(b).

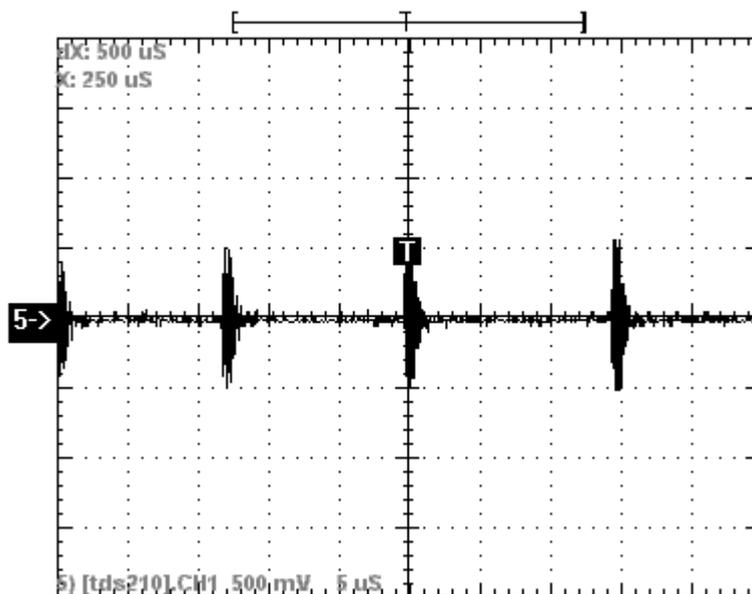


FIG.4.26 Exemplo de tela amostrada pelo programa WaveStar®.



(a)



(b)

FIG.4.27 Aparato da nova Barra Hopkinson do CTEX - (a) Vista completa do Equipamento; (b) Em detalhe: condensadora de dados, osciloscópios e sistema de aquisição de dados.

4.9. ENSAIOS DE CALIBRAÇÃO NA SHPB

A calibração do dispositivo é necessária sempre que alguma modificação importante, como troca de barras, colagem de *strain-gage*, mudança de configuração de ensaio (compressão, tração, etc), é realizada. Uma boa revisão pode ser encontrada na literatura sobre como calibrar o equipamento (GRAY III, 2000). A deformação medida deve representar corretamente o estado de tensões e deformações presentes na barra, e para tanto, a calibração deve minimizar ou eliminar qualquer efeito de mal-alinhamento dos sensores ou das barras e efeitos deletérios do adesivo utilizado para colagem dos sensores. Geralmente, dois ensaios distintos são realizados. O primeiro para determinar o coeficiente de correção de deformações (K_ϵ) que denomina-se “barras separadas”, sendo que o impactador colide na barra incidente e em outra ocasião, na barra transmissora. O outro ensaio se presta à determinação do coeficiente de correção de tensões, ou fator de transmissão, (K_σ) e é denominado “barras juntas”, onde há colisão das três barras simultaneamente.

Ambos os ensaios baseiam-se na teoria de propagação de ondas unidimensional. Assim, a tensão na barra σ_b é dada por:

$$\sigma_b = \rho_b c_{0,b} \dot{u} \quad (4.23)$$

Onde ρ_b é a densidade da barra, $c_{0,b}$ é a velocidade de onda elástica na barra e \dot{u} é a velocidade de partículas no pulso de tensão. Esta velocidade pode ser calculada por balanço de momento linear:

$$\dot{u} = V_{imp} / 2 \quad (4.24)$$

Onde V_{imp} é a velocidade do aríete, medida por dispositivos à laser ou por pinos. Com esta medida é possível calcular a deformação promovida pelo pulso:

$$\varepsilon_b^{Calc} = \sigma_b / E_b = \frac{\rho_b c_{0,b} V_{imp}}{2E_b} = V_{imp} / 2c_{0,b} \quad (4.25)$$

A razão entre a deformação calculada e a deformação medida (EQ.3.15) é o fator de correção de deformações:

$$K_\varepsilon = \frac{\varepsilon_b^{Calculado}}{\varepsilon_b^{Medido}} \quad (4.26)$$

E assim, as deformações incidente, refletida e transmitida podem ser corrigidas de acordo com a relação:

$$\varepsilon_i^{Corrigida} = K_\varepsilon \varepsilon_i^{Medida} \quad (4.27)$$

Para o cálculo o fator de transmissão ou coeficiente de correção de tensões, as barras devem estar acopladas, sem amostra, e sofrer um impacto. O pulso incidente é, em parte, transmitido pela interface entre as barras incidente e transmissora, e em parte refletido. O pulso refletido contém informação sobre o alinhamento das barras com a interface (perpendicularismo) e sobre modos de vibração de ordem elevada (harmônicos). A razão entre a amplitude incidente e a transmitida é chamada de fator de transmissão:

$$K_{\sigma} = \frac{\epsilon_b^{Incidente}}{\epsilon_b^{Transmitido}} \quad (4.28)$$

E as tensões podem ser corrigidas da forma abaixo:

$$\sigma_{amostra}^{Corrigido} = K_{\sigma} \sigma_{amostra}^{Calculado} \quad (4.29)$$

Onde $\sigma_{amostra}$ calcula-se com auxílio da EQ.3.13.

Valores de densidade são facilmente obtidos a partir da geometria da barra e de seu peso, entretanto, a medida da velocidade de onda na barra deve ser bastante precisa. Valores tabelados de literatura não são boas referências, pois pequenas variações na densidade podem alterar a velocidade de onda. Assim, recomenda-se o uso de métodos acústicos (DAVIES, 1948 e KOLSKY, 1949) para a obtenção de $C_{0,b}$. Também pode-se empregar a metodologia de correção de dispersão (LIFSHITZ e LEBER, 1994) ou simulação numérica unidimensional (ZHAO e GARY, 1996).

A calibração serve, então, a dois propósitos. O primeiro é verificar a existência de modos de vibração não desejados, que ocorrem em caso de desalinhamento ou não paralelismo. Se a interface é ortogonal e as barras estão alinhadas, o pulso incidente e transmitido devem ser semelhantes, dentro da precisão da dispersão. Caso contrário, as barras deverão ser usinadas novamente com maior precisão. O segundo é preparar a barra para os ensaios com as amostras.

4.10. ENSAIOS COM O MODELADOR DE PULSOS

O uso de modeladores de pulso vem se tornando uma prática bastante aplicada em análises com SHPB. Geralmente, a SHPB é usada para medição de propriedades dinâmicas em materiais capazes de suportar bastante deformação plástica (YADAV e colab., 1995), porque na concepção original ela não é capaz de fazer medições acuradas na campo elástico e durante o escoamento. Assim, para tornar possível a análise de metais frágeis que colapsam com deformações de poucos por cento, foi criada a técnica de modeladores de pulso que foi discutida por diversos autores (NICHOLAS, 1982; FRANZ e COLAB.1984; FOLLANSBEE,

1985; NEMAT-NASSER, 1991). Cabe destacar que materiais como rochas e cerâmicos sofrem fratura para deformações menores que 1%, tornando esta técnica muito interessante para analisá-los.

O modelador de pulsos consiste em um disco com espessura variando entre 0,1 a 2,0 mm e podem ser de papel, alumínio, cobre ou aço inox. Para ensaios com elastômeros, usa-se modeladores de Plexiglas® (CHEN e colab., 1999).

A principal vantagem desta técnica é permitir a elevação controlada da tensão, a invés de um carregamento abrupto, como na técnica tradicional. Isto minimiza a dispersão (propagação não unidimensional) e permite que a amostra atinja o equilíbrio dinâmico, deformando a uma taxa aproximadamente constante. Para materiais frágeis, como os cerâmicos, recomenda-se o uso do cobre na extremidade da barra incidente que sofre impacto da barra impactadora (NEMAT-NASSER,1991).

4.11. ENSAIOS EM CERÂMICOS

A metodologia de ensaio de materiais cerâmicos em barras Hopkinson não está totalmente consolidada. No artigo “*Split-Hopkinson Pressure Bar Testing of Ceramics*” (RAVINCHANDRAN e SUBASH, 2000), algumas diretrizes são dadas para a realização do ensaio, entretanto, outros autores questionam se tal metodologia seria válida para materiais ultra-duros, como os cerâmicos para fins balísticos (GAMA e colab, 2004). Como a maioria dos cerâmicos tem velocidade de onda elástica elevada, isto significa dizer que o tempo de trânsito na amostra é muito curto. Assim, um pulso retangular de tensão tende a fraturar o corpo de prova antes que este entre em equilíbrio. Além disso, como o objetivo é determinar propriedades mecânicas e estudar a mecânica da fratura destes materiais frágeis, as reverberações típicas da técnica não são desejáveis, pois também contribuem para o trincamento prematuro do material. Além disso, um outro problema grave acontece. Como os materiais cerâmicos para fins balísticos são de elevada dureza por necessidade, e ainda, têm impedância acústica pequena, sempre há a tendência de que as extremidades da barra sejam marcadas na passagem do pulso pela interface, o que não é desejável, pois significa uma contaminação da informação das propriedades dinâmicas do cerâmico com propriedades elasto-plásticas do material das barras incidente e transmissora. A indentação das

extremidades da barra (FIG.4.28) pela amostra viola a condição de propagação de ondas unidimensional adotada para a SHPB, assim, como a maioria dos cerâmicos fratura para deformações menores que 1%, métodos que considerem os efeitos de inércia citados anteriormente devem ser considerados, bem como sistemas de carregamentos onde $\partial\varepsilon/\partial t$ constante (ver EQ.3.16). Longe destes desafios, todas as outras premissas e relações matemáticas continuam válidas, mesmo para materiais que tenham comportamento elástico seguido de fratura frágil.

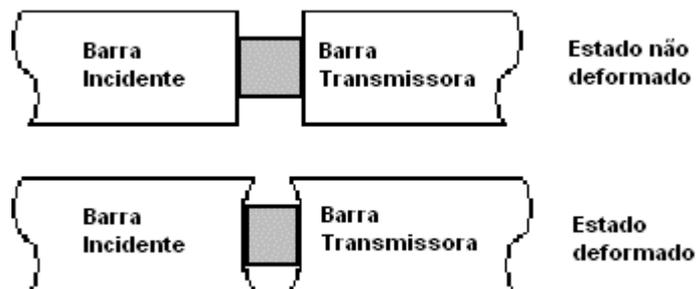


FIG.4.28 Deformação nas interfaces da barra.

O carregamento em rampa de uma amostra de cerâmico provocado pelo modelador de pulsos pode ser provocado pela compressão de um disco de cobre ou de alumínio com espessura de 0,1 a 1 mm e diâmetro de 2 a $0,8D_{\text{barra}}$, e Gama (GAMA, 2004) sugere 0,5 a 1 mm de espessura e 2 a 3 mm de diâmetro acondicionado na interface de impacto entre o impactador e a barra transmissora. O tempo de subida e descida do pulso de tensão é controlado pela espessura e propriedades mecânicas do modelador. Já a taxa de deformação é controlada pelo comprimento da amostra e pela velocidade de onda da barra incidente (EQ.3.14). Neste trabalho foram empregados modeladores de pulso com $0,30 \pm 0,05$ mm de espessura e $20,0 \pm 0,5$ mm de diâmetro. O material utilizado foi cobre OFHC recozido cujas propriedades estão descritas na TAB.4.5.

TAB. 4.5 Propriedades mecânicas dos modeladores de pulso de Cobre.

Propriedade	Valores
%Cu	99
Limite de Escoamento (MPa)	80
Módulo de Elasticidade (GPa)	117
Dureza (HB)	35
C ₀ (m/s) (MEYERS, 1994)	3940

O objetivo final do uso do modelador de pulso é a obtenção de uma taxa de deformação constante. Assim, é necessário um modelo matemático para que se calcule o efeito da presença deste elemento na linha de propagação do pulso. Modelos para a situação em que um carregamento transiente em rampa foram desenvolvidos no em Sandia, EUA (FREW e colab., 2001). O objetivo foi ensaiar materiais frágeis, como o calcário, a fim de estudar o comportamento destes frente a ondas de pressão de elevada intensidade. Um modelo, considerando a amostra em equilíbrio dinâmico foi sugerido. De acordo com o modelo, a deformação na amostra é controlada pela equação diferencial:

$$\frac{d\varepsilon_{amostra}}{dt} + \frac{2A_{amostra}E_{amostra}}{\rho_b c_{0,b} A_b l_0} = \frac{2\sigma_i(t)}{\rho_b c_{0,b} l_0} \quad (4.30)$$

Onde ρ_b é a densidade da barra, $c_{0,b}$ é a velocidade de onda da barra, l_0 é o comprimento da amostra, $\sigma_i(t)$ é a curva do pulso incidente na interface. E a curva de resistência do material da amostra é:

$$\sigma_{amostra} = E_{amostra} \varepsilon_{amostra} \quad (4.31)$$

A equação diferencial acima tem como soluções:

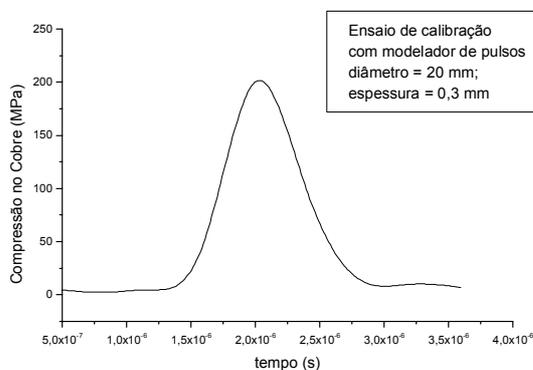
$$\begin{aligned} \frac{d\varepsilon_{amostra}}{dt} = & \frac{2\sigma_0\gamma}{E_{amostra}rt_0} \exp\left(\frac{-2t}{rt_0}\right) + \frac{\gamma M}{E_{amostra}} \left[1 - \exp\left(\frac{-2t}{rt_0}\right) \right] + \\ & + \frac{N\chi_0 r}{E_{amostra}} \left[-1 + \frac{2t}{rt_0} + \exp\left(\frac{-2t}{rt_0}\right) \right] \end{aligned} \quad (4.32)$$

$$\begin{aligned} \varepsilon_{amostra} = & \frac{\sigma_0 \gamma}{E_{amostra}} \left[1 - \exp\left(\frac{-2t}{rt_0}\right) \right] + \frac{\gamma M}{E_{amostra}} \left[t - \frac{rt_0}{2} \exp\left(\frac{-2t}{rt_0}\right) \right] + \\ & + \frac{N \gamma (rt_0)^2}{2E_{amostra}} \left[1 + \left(\frac{-2t}{rt_0}\right) + 2\left(\frac{2t}{rt_0}\right)^2 - \exp\left(\frac{-2t}{rt_0}\right) \right] \end{aligned} \quad (4.33)$$

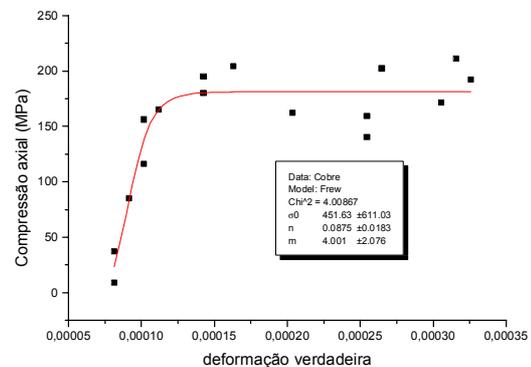
$$\gamma = \frac{A_b}{A_{amostra}} \dots r = \frac{A_b \rho_b c_{0,b}}{A_{amostra} \rho_{amostra} c_{0,amostra}} \dots t_0 = \frac{l_0}{c_{0,amostra}} \quad (4.34)$$

$$\sigma_i(t) = \sigma_0 + Mt + Nt^2 \quad (4.35)$$

Onde é feito um ajuste parabólico para $\sigma_i(t)$, sendo σ_0 o limite de escoamento. Os valores de M e N podem ser obtidos a partir da curva de calibração da SHPB realizada com um modelador de pulsos, como a que se vê na FIG.4.29. Assim, foram encontrados $M = -3.10^{-5} \text{ s}^{-1}$ e $N = 9,38.10^{-10} \text{ s}^{-2}$, para um tempo de duração de pulso de 8 μs . O ajuste da função de pressão na interface foi realizado de modo que o valor de intensidade de pulso fosse idêntico. O valor encontrado durante a calibração foi de 210 MPa. As FIG.4.30, 4.31 e 4.32 mostram o histórico de tensões, de deformações e a curva tensão deformação do modelador de pulsos do cobre.



(A)



(B)

FIG.4.29 (a) Histórico de tensões do ensaio de calibração com modelador e (b) Ajuste numérico realizado pelo programa Microcal Origin®.

Foi ajustada uma curva $\sigma \times \epsilon$, cujo modelo foi proposto por Nemat-Nasser (FREW e colab, 2001), encontrando-se:

$$\sigma_{\text{mod}} = \frac{\sigma_0 \epsilon_{\text{mod}}^n}{1 - \epsilon_{\text{mod}}^m} \quad (4.36)$$

Onde $n = 0,115$ e $m = 4$. Os resultados obtidos foram muito próximos dos previstos pela simulação. O valor da simulação acusa para um tempo de $1 \mu\text{s}$ a tensão no cobre de $211,9 \text{ MPa}$, muito próximo do valor medido no experimento de calibração (210 MPa).

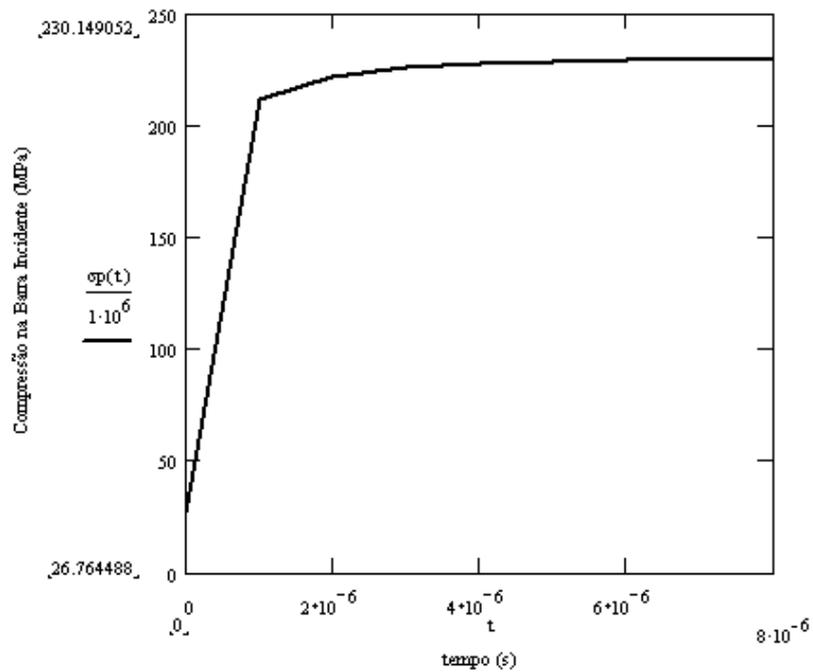


FIG.4.30 Histórico simulado da tensão axial no modelador de pulsos.

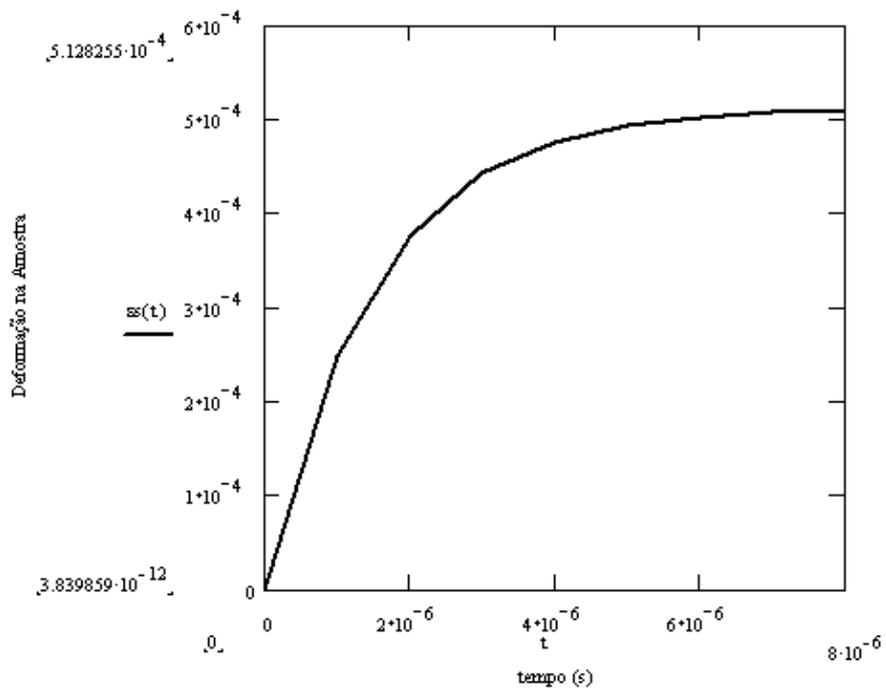


FIG 4.31 Histórico simulado de deformações no modelador de pulsos.

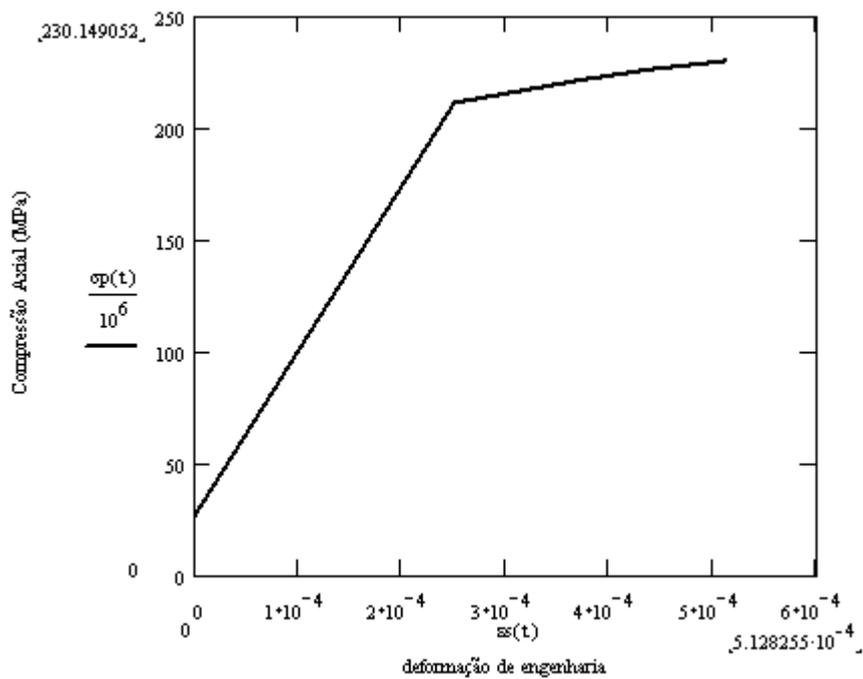


FIG.4.32 Curva σ x ϵ dinâmica simulada do cobre.

A inserção do confinamento foi realizada pela técnica de interferência. Cilindros de cobre com 9,10 mm de diâmetro foram aquecidos a 600 °C por 15 minutos, e devido à dilatação, vestiram as amostras cerâmicas como luvas, após o resfriamento, o desajuste de diâmetro (0,05 mm) provocou um confinamento estimado em 10 MPa. A pressão de confinamento foi calculada usando a equação de contorno axisimétrico linear elástico (CHEN e RAVINCHANDRAN, 1998):

$$\sigma_{conf} = \frac{\sigma_{LE}t}{r} \quad (4.37)$$

Onde σ_{LE} é o limite elástico do cobre, t é a espessura de parede do anel de confinamento e r o raio interno do anel.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. MICRODUREZA

A TAB.5.1 apresenta os resultados microdureza Vickers. Inicialmente, desejava-se apenas obter uma referência de dureza, entretanto, após uma ampliação da revisão bibliográfica, ficou claro que estes valores poderiam ser utilizados para se inferir sobre a tenacidade dos materiais (K_{IC}), a partir da equação de Evans (Eq. 6.15) e sobre a resistência dinâmica (Y), a partir da equação de Milman-Chugunova (Eq.6.12).

TAB. 5.1 Dureza Vickers, K_{IC} e Y dos materiais cerâmicos.

Material	Microdureza Vickers (GPa)	K_{IC} (MPa m ^{1/2})	Y_{previsto} (GPa)	$Y_{\text{literatura}}$ (Gpa)
AD-85	12,2±1,6	4,4±0,6	3,1	4,1
AD-92	11,9±1,0	5,5±1,1	2,6	2,7
AD-96	13,6±1,9	5,8±1,5	3,7	2,3

Comparando com valores de literatura (KANEL e BLESS, 2002), percebe-se que os valores estimados pela expressão de Milman-Chugunova estão um pouco abaixo do previsto para estes materiais. Possivelmente, a consideração da insensibilidade à taxa de deformação não é consistente com os resultados obtido para a alumina. Isto não implica na impossibilidade de se obter estimativas de resistência dinâmica a partir da dureza, mas sim que as expressões devam ser mais elaboradas levando-se em consideração o efeito de confinamento ou a plasticidade que a alumina possa sofrer. Autores (FURNISH e CHHABILDAS, 1997) encontraram fortes evidências de que a alumina é sensível à taxa de deformação, durante carregamentos em degrau (típicos de ensaios de impacto em canhões à gás).

A resistência dinâmica da alumina foi estudada de diversas maneiras e em crescentes taxas de deformação nos últimos anos. Ensaios estáticos e dinâmicos, com diferentes metodologias, foram empregados, mais amplamente, em materiais puros e mais recentemente em materiais de emprego militar como as aluminas para blindagens (CHHABILDAS e colab., 2002). As propriedades de uma cerâmica policristalina com pureza comercial diferem um pouco da safira monocristalina (MEYERS, 1994), mas geralmente são elevadas o suficiente

para um bom emprego militar. O gráfico da FIG.5.1 apresenta a curva de resistência dinâmica da alumina com 99,5% de pureza (AD995) e 98 a 99% de densificação, medida em Sandia por meio de ensaios quase-estáticos, SHPB e experimentos de choque com canhões a gás (Taylor e Taylor reverso).

A FIG.5.1 mostra que para taxas de deformação da ordem de 10^3 s^{-1} , deve-se esperar, para uma alumina AD995 uma resistência de 3 GPa, no mínimo. Para taxas de deformação acima deste valor, a alumina apresenta sensibilidade que conduz a um comportamento não-linear. Entretanto, o aumento da porosidade presente em amostras ensaiadas dinamicamente neste trabalho conduz a valores inferiores de resistência dinâmica à compressão. Uma simulação do efeito da porosidade, com base no modelo de atenuação exponencial proposto por Dualib (DUALIB, 1997), considerando seu aumento em amostras de AD995, é apresentada no gráfico da FIG.5.2. Observa-se um forte decréscimo nas propriedades, o que demonstra o efeito deletério da porosidade em cerâmicos para fins balísticos.

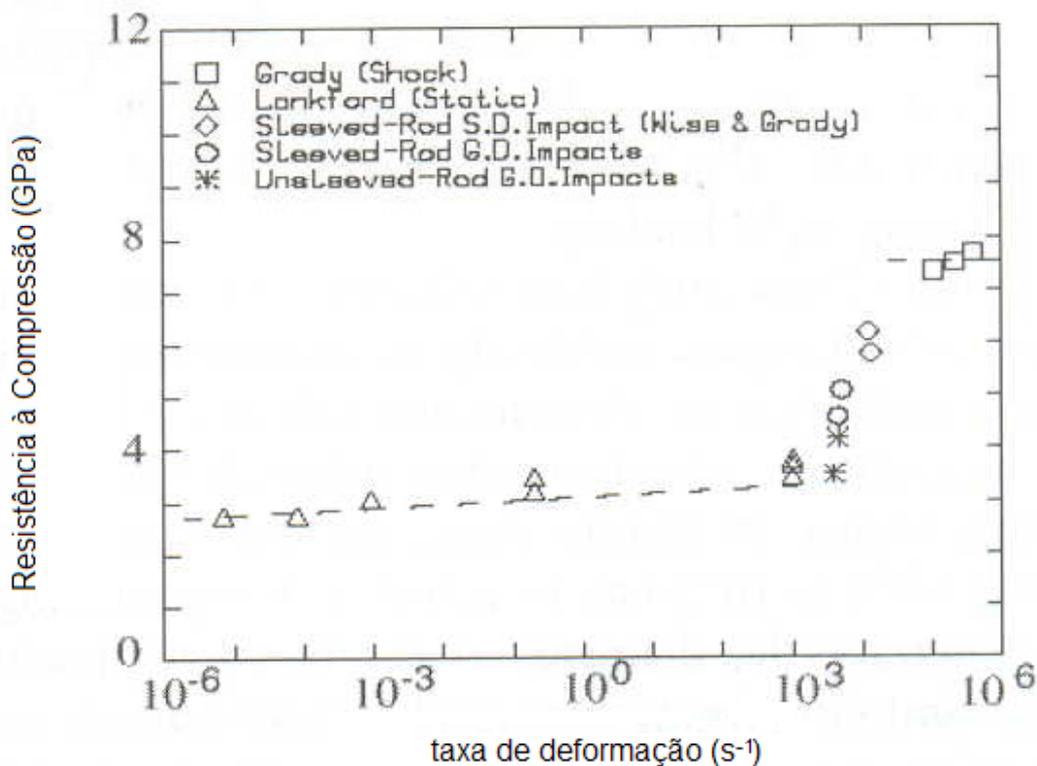


FIG.5.1 Resistência dinâmica da alumina versus taxa de deformação (CHHABILDAS e colab.,2002).

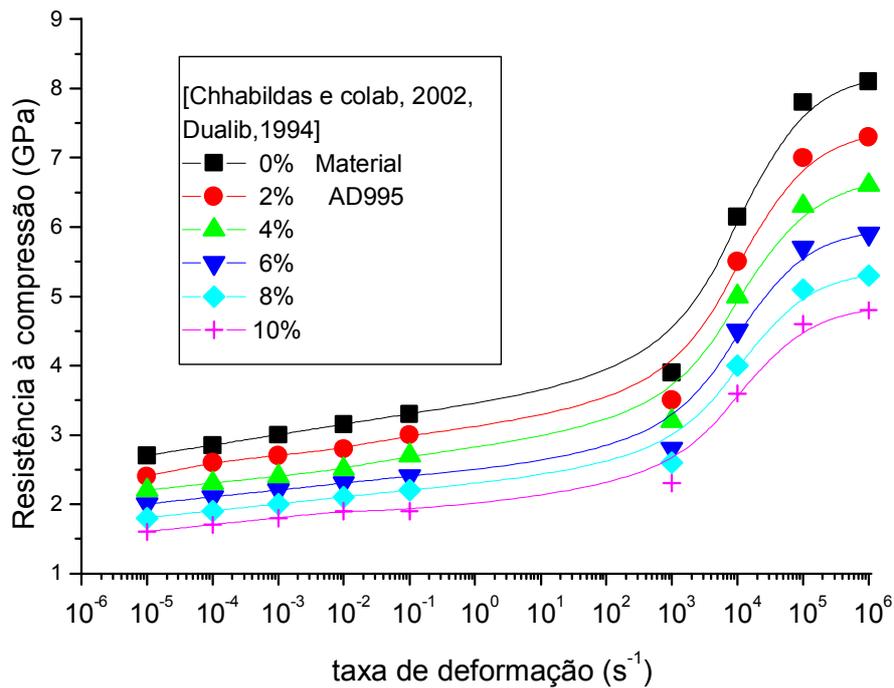


FIG.5.2 Simulação do efeito da porosidade na resistência à compressão.

Para valores de porosidade de 8% e taxa de deformação de 10^3 s^{-1} , o modelo fornece um valor de resistência à compressão de 2,3 GPa para a AD995. Materiais com percentagem menor de alumina e maior de silicatos ou outras fases de menor propriedade mecânica, como o AlNbO_4 , tendem a apresentar valores menores ainda, de cerca de 2,1 GPa (BRAR e BLESS, 1992).

5.2. ULTRA-SOM

Medidas de algumas propriedades elásticas de interesse realizadas no LaboEND/COPPE, nas aluminas estudadas, estão relacionadas na TAB. 5.2. Os valores apresentados foram medidos experimentalmente. Deve-se considerar que estas propriedades seriam melhores se os materiais analisados possuísem maior densificação.

TAB. 5.2 Propriedades das amostras ensaiadas por ultra-som.

Propriedades	AD85	AD92	AD96
Al ₂ O ₃ (%)	87	94	96
C ₁ (m/s) ¹	8758±437	9540±477	9837±491
C _s (m/s) ¹	5104±255	5580±256	6031±301
C _R (m/s) ²	4674±234	5110±256	5512±276
ρ (g/cm ³)	3,54±0,02	3,59±0,02	3,75±0,02
E (GPa) ¹	229±11	280±12	337±13
G(GPa) ¹	92±4	112±4	137±5
K(GPa) ¹	149±7	174±8	182±8
Densificação (%)	95±1	92±1	96±1
Módulo de Poisson (ν)	0,24±0,01	0,24±0,01	0,23±0,01

1 – Dados obtidos por ultra-som (ASTM-E-494)

2 – (MEYERS, 1994)

Conforme Grady III (GAMA, 2004), as técnicas de avaliação das propriedades elásticas por ultra-som são as mais adequadas para investigação em materiais cerâmicos. Na literatura, são encontrados valores apenas para AD85 (KENEL e BLESS, 2002) – TAB.5.3.

TAB.5.3 Comparação entre os resultados obtidos e valores de literatura para AD-85.

Propriedades	Valores Medidos	Valores Publicados
C ₁ (m/s)	8758±437	8840 ¹
ν	0,24±0,01	0,256 ¹
ρ (g/cm ³)	3,54±0,02	3,42 ¹

¹ - (Kenel e Bless, 2002)

Assim, os resultados obtidos confirmam as expectativas quanto ao método.

5.3. ENSAIO DE QUEDA DE PESO

Os resultados obtidos no ensaio de impacto por queda livre estão apresentados na TAB. 5.4. Todas as placas de alumina testadas, independentemente da altura de queda do peso, fraturaram no ensaio. O exame visual dos corpos de prova após os ensaios permitiu verificar que quanto maior a energia de impacto, maior a quantidade de fragmentos produzidos na fratura. Para o cálculo da pressão de impacto, foi adotada uma sensibilidade ao choque (S) igual a 1,25 para a alumina.

TAB.5.4 Resultados do ensaio de queda de peso.

Altura de queda (mm)	Energia de impacto (J)	Velocidade de impacto (m/s)	Pressão de impacto estimada (MPa)
52	22	1,0	15
105	44	1,4	23
210	87	2,0	31
420	175	2,9	45
840	350	4,1	62

A alumina, por ser um material frágil de grande dureza, apresenta, no impacto, uma fratura clássica com a formação do cone de Hertz, pela propagação imediata de uma onda de tensão compressiva esférica com origem no ponto de contato. Ao atingir uma interface com outro material, ou seja, outra impedância sônica, a onda sofre reflexão e torna-se trativa, retornando pelo caminho original, e provocando a propagação das trincas nucleadas durante a passagem da onda compressiva.

As superfícies de fratura dos corpos de prova de impacto por queda livre foram examinadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), em um microscópio JEOL, modelo JSM 5800LV, tendo acoplado um Espectrômetro de Dispersão de Energia (EDS) com sonda NORAN. Antes do exame microscópico as amostras foram recobertas com ouro, em câmara a vácuo.

Os aspectos microscópicos das superfícies de fratura das amostras de impacto por queda livre de alumina estão apresentados nas FIG.s 5.3 e 5.4. Nas microfotografias em baixo aumento (FIG. 5.1) observa-se a existência de distintos elementos topográficos que caracterizam os mecanismos de fratura e que estão relacionados com a energia de impacto. O

aumento da energia de impacto produz uma mudança nos aspectos superficiais da fratura, de um aspecto rugoso fino com marcas rasas e poros dispersos decorrentes, provavelmente, do processamento da alumina, para um aspecto com regiões rugosas mais grosseiras, áreas planas e maiores marcas. Verifica-se, ainda, independentemente da energia de impacto, a existência de marcas aproximadamente paralelas.

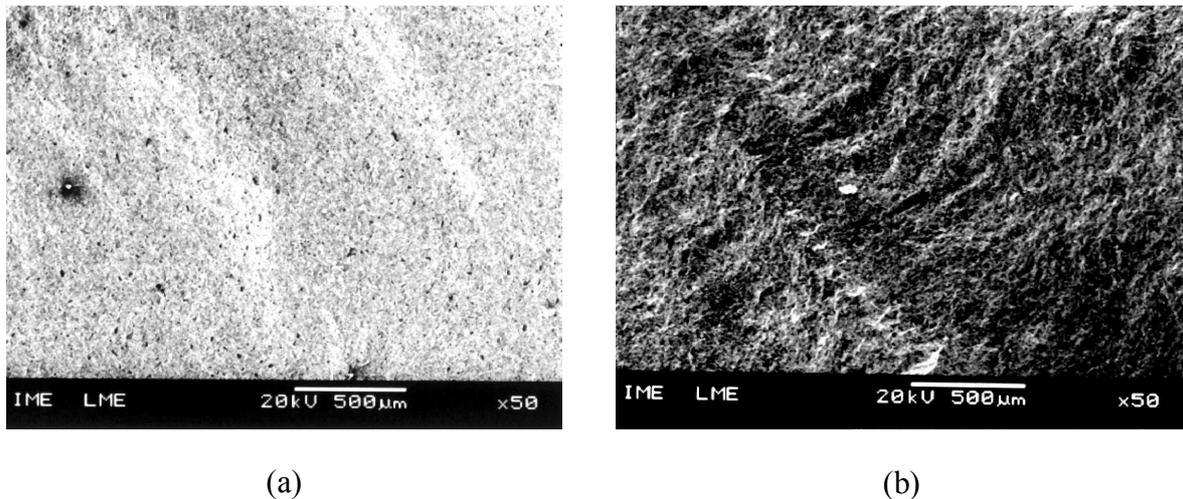


FIG. 5.3 Microfotografias por MEV das superfícies de fratura das placas de alumina, em pequeno aumento (50x): (a) $E = 22\text{J}$; (b) $E = 350\text{J}$.

A distância entre as marcas foi medida com auxílio do programa COREL DRAW[®] e os dados tratados estatisticamente em planilha de dados MS-EXCEL[®], pelo método de Máxima Verossimilhança (MONTGOMERY, 1997), baseado na soma ponderada dos quadrados dos desvios, com três réplicas para cada condição e intervalos de confiança de 90%, 95% e 99% (FIG. 5.2).

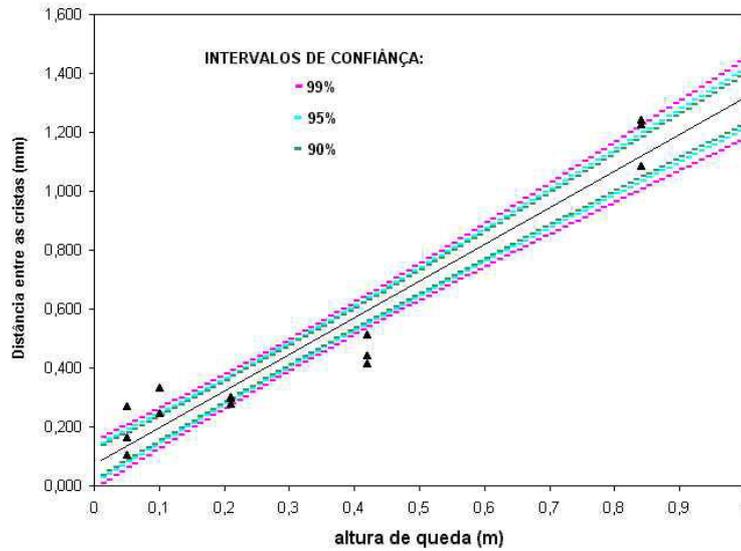


FIG. 5.4 Distância entre marcas de fratura versus altura de queda.

O resultado revelou uma relação linear entre a altura de queda e a distância entre as marcas. No gráfico a reta central representa o modelo linear obtido, que pode ser expresso por uma reta do tipo $y=\beta_0+\beta_1x$, onde $\beta_0=0,47825$ e $\beta_1=1,24219$, enquanto que cada par de curvas, de dentro para fora, representa um intervalo de confiança. Os valores 90, 95 e 99% significam que, existe, respectivamente, uma probabilidade de 90%, 95% ou 99% de se encontrar, no interior do par correspondente, um ponto experimental.

As marcas estão relacionadas com a propagação de onda compressiva durante a formação da superfície de fratura. Ao igualar-se a EQ.4.19 à EQ.4.22 obtém-se uma relação linear para a distância entre as marcas observadas.

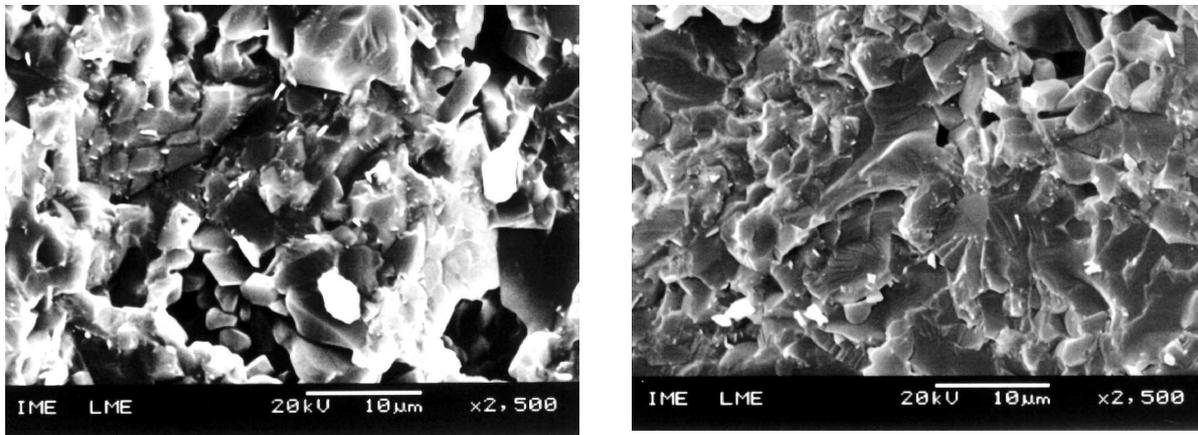
$$\Delta a = a^2 * \left(\frac{k}{k' C_l} \right) * \left[\sigma_{ext} - \sqrt{\frac{\pi}{4a}} * K_C \right] \quad (5.1)$$

A distância entre as marcas (Δa) é função da altura de queda do peso, ou seja, da tensão produzida no impacto (σ_{ext}). Além disso, varia com a taxa de aceleração da trinca, de acordo com a EQ.4.19. Quanto maior a taxa de aceleração, mais rapidamente a trinca irá atingir a sua velocidade crítica de ramificação, donde, o aumento na energia de impacto produz a fratura da placa de alumina dividindo-a em uma maior quantidade de fragmentos. Estas considerações confirmam o observado visualmente no ensaio de impacto.

Considerando-se que a distância entre as marcas também pode representar a distância entre cada bifurcação ou propagação de trinca e que são o comprimento da onda de

propagação a medida que esta caminha dentro do material, então, pela análise das marcas é possível estimar a velocidade de propagação de trinca, desde que se meça, de algum modo, o tempo em que ocorrem as fragmentações.

A observação ao microscópio com maiores aumentos (FIG. 5.5) mostra que ocorre uma variação na morfologia das superfícies de fratura, indicando a existência de uma transição no mecanismo de fratura. Verifica-se que nas amostras fraturadas com as menores energias o mecanismo de fratura é predominantemente intergranular, enquanto que, nas maiores energias, ocorre um maior número de regiões com fratura transgranular. Este comportamento, que confirma o observado em pequenos aumentos, resulta de que, com maiores energias de impacto, a ativação dos planos de clivagem fica mais disponível.



(a)

(b)

FIG. 5.5 Microfotografias por MEV das superfícies de fratura por impacto das placas de alumina AD-85, em grande aumento (2500x): (a) $E=22\text{J}$; (b) $E=350\text{J}$.

Análises por espectroscopia de dispersão de energia (EDS) previamente realizadas nas superfícies de fratura por impacto, confirmaram a existência de silicatos de Mg, Ca e Ba nas placas de alumina, conforme as FIG.4.2 e 4.3a e 4.3b.

5.4. ENSAIOS COM A CCI

Durante a análise da resposta mecânica do material submetido a um transiente de tensão, só interessam os registros do pulso incidente e da primeira reflexão, podendo os demais ser desprezados.

As amostras cerâmicas sofreram impacto de uma esfera mais pesada, com 4,60 kg a 1 m de altura, 4 m/s de velocidade de impacto, produzindo pulsos que continham informação sobre resistência mecânica e tempo de fragmentação.

Todas os cerâmicos fraturaram seguindo o padrão de fratura pontual. Os resultados dos experimentos foram descritos na TAB. 5.5. Os históricos de tensão para as amostras AD85, AD92 e AD96 estão nas FIG.s 5.6 a 5.8.

TAB. 5.5 Resumo dos resultados dos ensaios na CCI.

Material	σ_{\max}^1 (MPa)	σ_{\max}^2 (MPa)	Tempo para a 1ª Fragmentação (μ s)	E dinâmico (GPa)	C_0 observado (m/s)
AD85	251	292	253	265	8620
AD92	283	478	92	259	8088
AD96	290	612	234	302	8967

1 – Valor médio obtido a partir da razão entre a força e área de contato medida;
2 – Valor médio obtido (TAVARES, 1997).

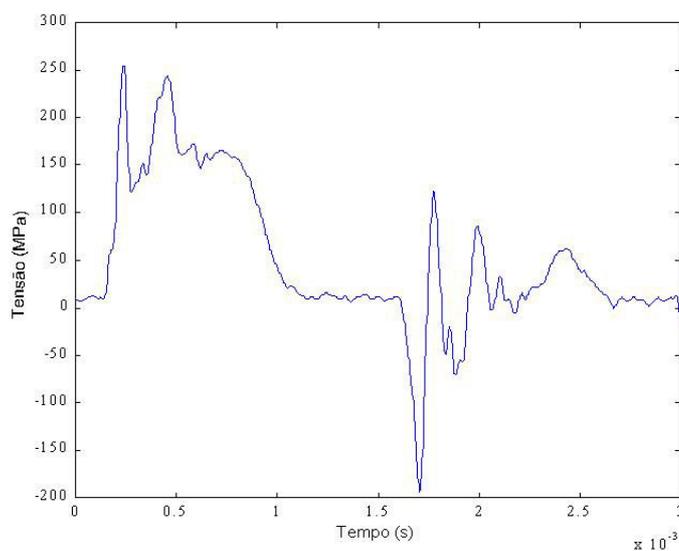


FIG. 5.6 Gráfico tempo-tensão para a alumina AD85.

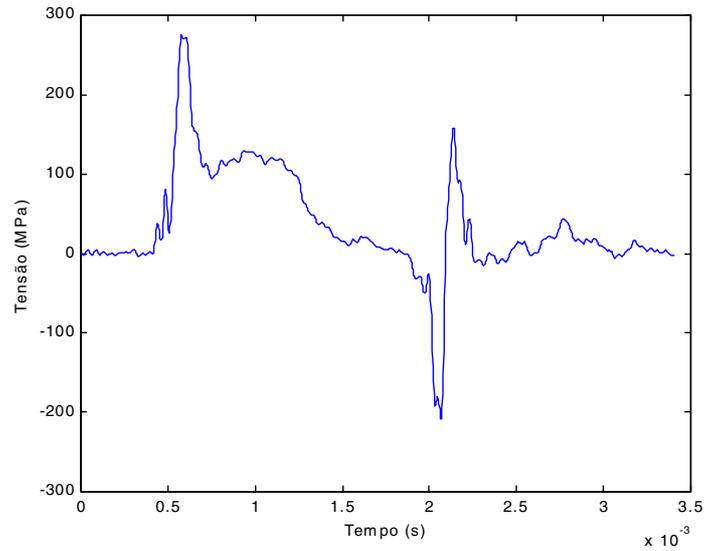


FIG. 5.7 Gráfico tempo-tensão para a alumina AD92.

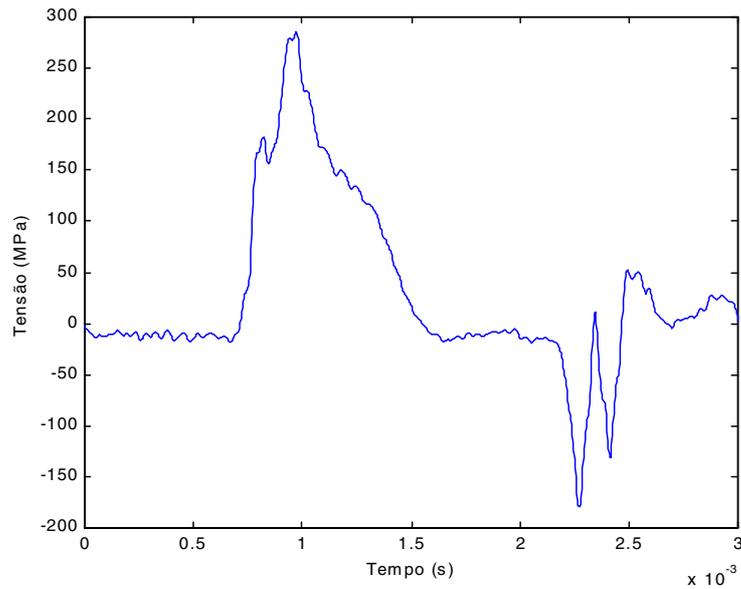


FIG. 5.8 Gráfico tempo-tensão para a AD96.

Tanto a metodologia de ensaio, quanto a amostragem e o tratamento de sinais mostrou ser adequada para a avaliação dinâmica qualitativa de materiais frágeis. A atenuação do sinal mostrou ser inferior ao ruído anterior.

Todas as amostras seguiram o mesmo padrão de ruptura e fragmentação, com a presença de um máximo, seguido de uma resistência residual à fragmentação. A análise de resistência

dinâmica ao impacto indica claramente o aumento da resistência com o aumento do conteúdo de alumina nas amostras.

A presença de nióbia na amostra AD92 pode ser a responsável pelo parâmetro de contato (α) maior. A formação de niobato de alumínio de baixo ponto de fusão, além de facilitar a sinterização, já que esta amostra foi sinterizada a 1448 °C, não compromete o caminho médio percorrido pela trinca ao redor dos contornos de grão (LOURO e colab., 2001). Apesar de todos os resultados estarem próximos, o maior valor de α , calculado a partir do histórico de forças, reforça o sentimento de que a presença de niobato de alumínio é boa para resistência à fragmentação dinâmica, principalmente se for considerado que este é o material de menor densificação. A TAB. 5.6 apresenta os resultados calculados de acordo com a Equação 4.16, que indicam um bom comportamento para as amostras com nióbia ensaiadas na célula de carga de impacto. A Tabela também mostra que a presença de silicatos em maior número (NGK - AD85) provoca um considerável aumento do tempo necessário para a primeira fragmentação da amostra.

TAB. 5.6 Valores calculados de α para amostras de alumina.

Amostra	α	Δt (ms)
AD85	5,26E-04	30,6
AD92	6,12E-04	15,3
AD96	5,96E-04	20,3

Os valores de módulo de elasticidade e de velocidade de onda longitudinais medidos por impacto estão razoavelmente próximos daqueles medidos por ultra-som. Entretanto, a análise das curvas de carregamento na CCI indica uma certa dificuldade de se obter um trecho adequado para a medida do módulo de elasticidade. Um outro problema é a determinação da velocidade de onda elástica da amostra pela CCI. Se o material for desconhecido, não há como prever a reflexão e mesmo para materiais conhecidos, a posição deste sinal espectro para qual se espera a reflexão pode estar misturada com eventos de fragmentação que ainda estejam ocorrendo. Além disso, outras pesquisas com barras de impacto (GRADY E WISE, 1993; GAMA, 2004) desaconselham o uso de ensaios de impacto para a obtenção de dados de velocidade de onda longitudinal.

5.5. ENSAIOS NA SHPB

Diversos ensaios foram realizados na barra Hopkinson do CTE_x. Iniciou-se a seqüência com ensaios de calibração, cujo objetivo foi calibrar a ponte de Wheatstone e obter os valores de correção de K_ϵ e K_σ por meio das técnicas de barras separadas e barras juntas. A TAB. 5.7 apresenta um resumo das atividades realizadas. Os resultados de calibração indicaram que o alinhamento obtido não foi satisfatório, o que implicou em valores de K_ϵ e K_σ ligeiramente acima dos recomendados em literatura. Em seguida, executou-se ensaios para obtenção da curva tensão-deformação dinâmica do modelador de pulsos. Juntamente com dados obtidos em literatura (FREW e colab., 2001) e medidas obtidas em ensaios de mecânicos, foi possível a comparação dos resultados obtidos na barra Hopkinson com outros obtidos por simulação numérica para o caso do modelador de pulsos. Para a avaliação das amostras de cerâmico de Alumina e Nióbia, foram realizadas medidas com modelador, sem modelador, com confinamento e sem confinamento.

TAB. 5.7 Resumo dos experimentos com SHPB.

# exp	material	Ti (mm)	ϕ_i (mm)	Tf (mm)	ϕ_f (mm)	ϕ_s (mm)	Hs (mm)	V _{in} (V)	P (BAR)	status
1	cobre	0,30	20,55	0,21	23,80	-	-	24,8	8,00	ok
2	cobre	0,24	20,10	-	-	-	-	24,1	8,00	falhou
3	cobre	0,30	20,50	0,24	23,15	-	-	24,1	9,00	ok
4	cobre	0,26	20,10	0,20	25,00	-	-	24,8	9,25	ok
5	AlNbO s/conf s/mod	-	-	-	-	10,34	9,10	23,6	10,00	falhou
6	AlNbO s/conf s/mod	-	-	-	-	10,34	9,15	23,6	10,25	falhou
7	AlNbO s/conf s/mod	-	-	-	-	10,36	9,10	23,6	10,00	falhou
8	AlNbO s/conf s/mod	-	-	-	-	10,42	9,20	23,6	10,00	ok
9	AlNbO s/conf s/mod	-	-	-	-	10,34	9,10	25,5	10,00	ok
10	AlNbO c/conf s/mod	-	-	-	-	10,43	9,15	25,5	10,50	ok
11	AlNbO c/conf s/mod	-	-	-	-	10,26	9,15	25,5	10,50	ok
12	AlNbO c/conf c/mod	-	-	-	-	10,26	9,35	25,5	10,50	ok
13	AlNbO c/conf c/mod	0,35	20,40	-	-	10,37	9,20	25,50	10,50	falhou
14	AlNbO s/conf c/mod	0,33	20,15	-	-	10,24	9,10	25,30	10,50	falhou
15	AlNbO s/conf c/mod	0,31	20,10	-	-	10,28	9,10	25,30	10,50	falhou
16	AlNbO s/conf c/mod	0,34	20,25	-	-	10,23	9,15	25,24	10,00	falhou
17	AlNbO s/conf c/mod	0,34	20,30	-	-	10,30	9,15	25,24	10,00	falhou
18	AlNbO s/conf c/mod	0,33	20,25	-	-	10,30	9,15	25,20	10,00	ok
19	Cobre	0,32	20,20	-	-	-	-	25,20	10,00	ok

Onde T é a espessura do modelador de pulsos de cobre antes (i) e depois (f) do impacto, f é o diâmetro do modelador, f_s é o diâmetro do corpo de prova de alumina, H_s é a altura do corpo de prova, V_{in} é a tensão de alimentação das pontes de Wheatstone e P é a pressão do aríete.

Por meio dos registros apresentados acima, pode-se perceber a dificuldade de se obter dados que possam ser considerados resultados válidos. Dificuldades na aquisição dos dados, na adesão dos “*strain-gages*” e, principalmente, na avaliação da condição sem confinamento tornaram a execução dos ensaios mais lenta que o previsto. Características especiais dos materiais frágeis, no caso da alumina, também implicaram em uma dedicação maior no tratamento e avaliação dos resultados obtidos, a fim de que interpretações erradas fossem evitadas.

5.5.1. ENSAIOS DE CALIBRAÇÃO

O histórico de tensões obtido no ensaio de calibração sem modelador de pulsos está ilustrado na FIG.5.9. De acordo com a metodologia de "barras separadas", pode-se perceber que os pulsos obtidos possuem intensidade distinta. Portanto, foi necessário descobrir qual o fator de correção de deformações para cada barra. Pode-se observar a primeira reflexão na figura. A razão entre a intensidade incidente e a refletida nos fornece o fator de correção de deformações. Foi encontrado um fator de $K_\epsilon = 2,1$ para a barra incidente. O mesmo procedimento foi realizado para a barra transmissora (FIG.5.10). Foi encontrado um valor de $K_\epsilon = 2,4$. O valor foi comparado com o pulso incidente.

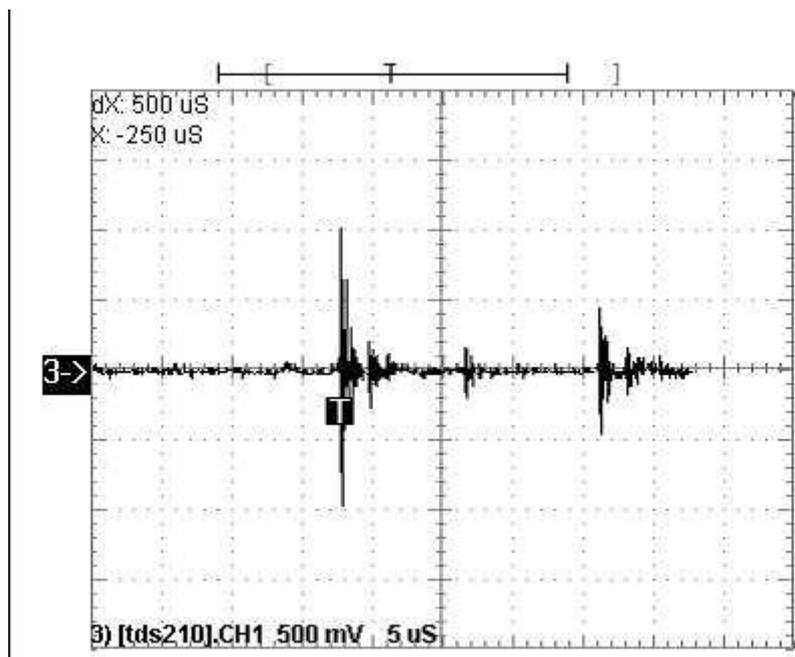


FIG.5.9 Exemplo de um pulso de calibração na barra incidente.

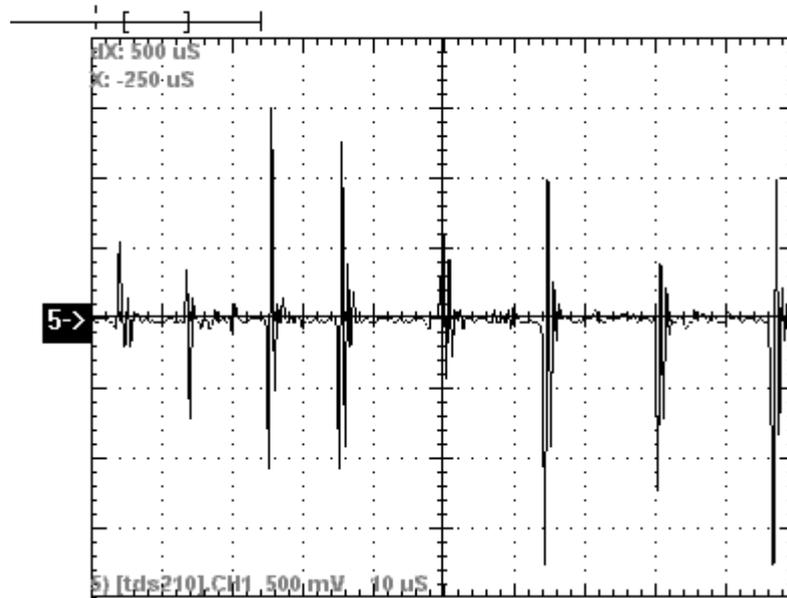


FIG.5.10 Exemplo de um pulso de calibração na barra transmissora.

Ao inserir o modelador de pulsos, a característica da curva muda, uma vez que a taxa de deformação passa a ser constante. A FIG.5.11 mostra um exemplo de curva de calibração para a barra incidente de impacto com modelador de pulsos. Foi encontrado um $K_e = 2,5$. Para o caso da barra transmissora, foi encontrado um $K_e = 1,85$ (FIG.5.12).

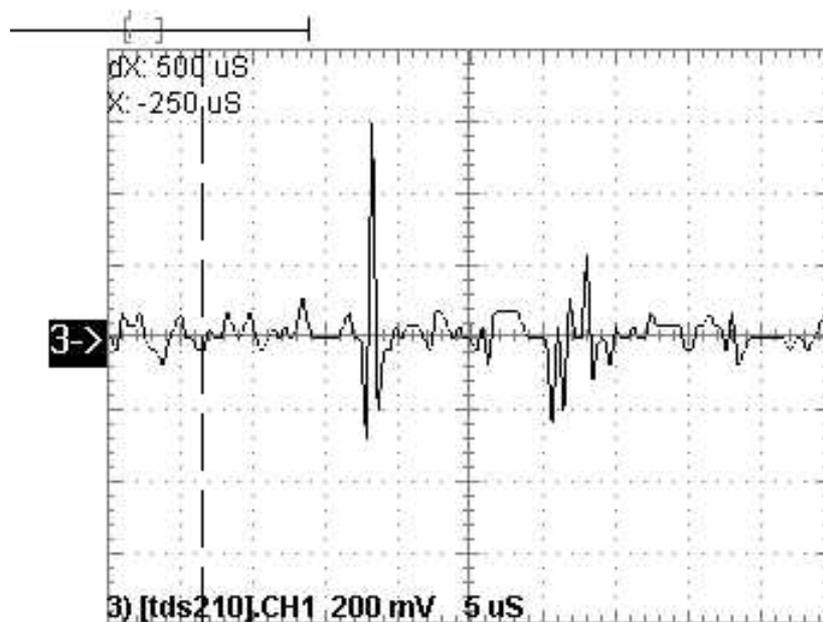


FIG.5.11 Exemplo de pulso de calibração em barra incidente, com modelador.

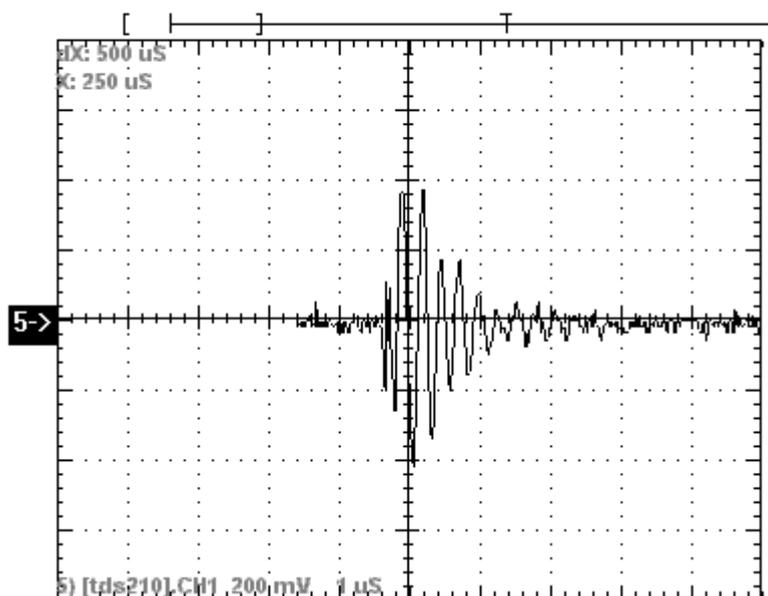


FIG.5.12 Exemplo de pulso de calibração em barra transmissora, com modelador.

Pode-se perceber um grande número de reverberações na amostra, que são atribuídas às dimensões empregadas. Mesmo assim, os valores acima descritos foram considerados bons. Entretanto, percebeu-se que ao longo dos experimentos, devido a contratempos observados, com descolamento dos sensores, desalinhamento da interface e indentação das barras, os valores de K_e tenderam a aumentar, chegando até 11,85 em um ensaio descartado.

Quanto ao cálculo do fator de correções de tensão ou fator de transmissão, calculado pelo método de "barras juntas", foram encontrados valores de $K_\sigma = 1,2$ para o ensaio sem modelador e de $K_e = 2,9$ para o ensaio com modelador. Entretanto, também foi observada a deterioração dos valores de K_σ ao longo dos experimentos, tendo sido alcançados valores de 4,0 em ensaios descartados.

5.5.2. ENSAIOS SEM MODELADOR DE PULSOS E SEM CONFINAMENTO

Nesta condição, a amostra rompe antes de entrar em equilíbrio, assim a deformação elástica sofrida não chega a atingir seu máximo. Entretanto, esta condição é importante, uma vez que é interessante ter-se uma noção de como um cerâmico se comporta, frente a uma sollicitação dinâmica, sem restrição nenhuma à propagação de trincas. O resultado obtido se encontra na FIG.5.13. O histórico de tensões está na FIG.5.14. A resistência máxima foi de meros 163 ± 20 MPa. O erro foi calculado em função do ruído presente. A taxa de deformação máxima obtida para o pulso refletido foi de 826 s^{-1} - FIG. 5.15. A amostra foi fragmentada dentro do porta-amostras em pequenos fragmentos, como se vê na FIG.5.17.

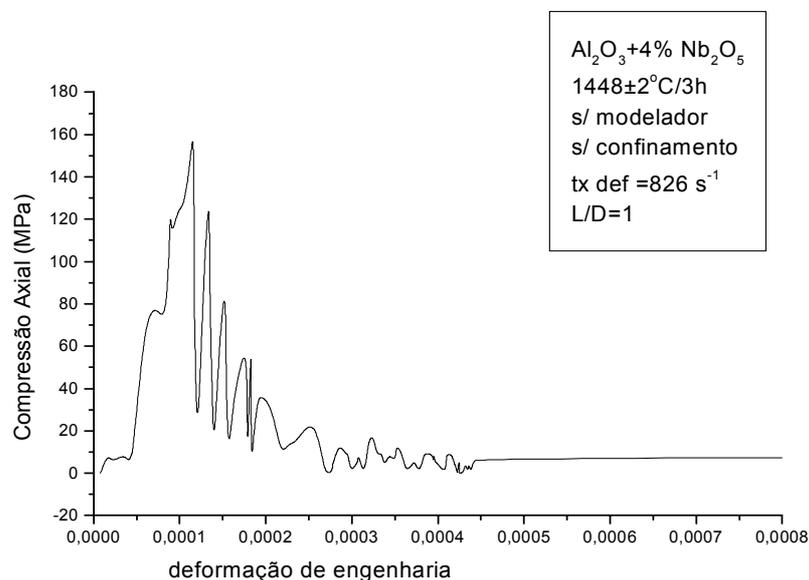


FIG.5.13 Curva de $\sigma \times \epsilon$ da amostra de AD92, sem confinamento e sem modelador.

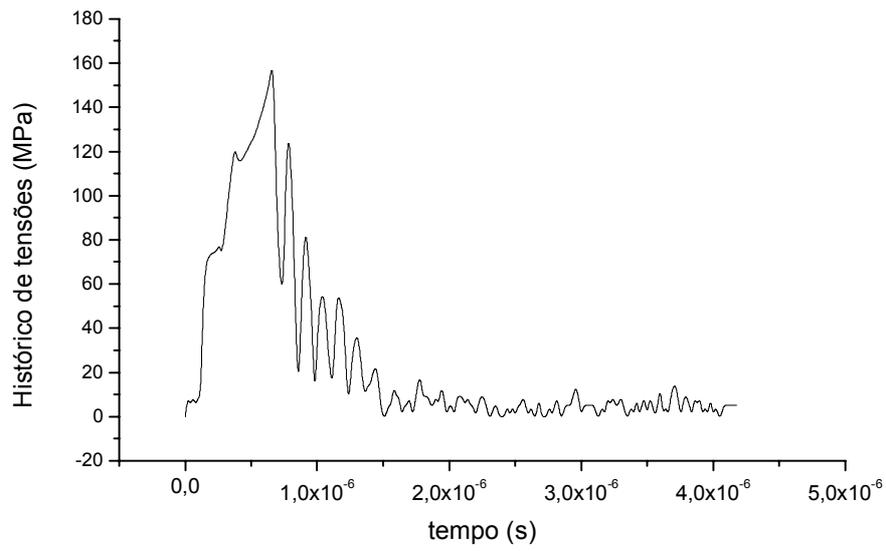


FIG.5.14 Histórico de tensões, amostra não confinada e sem modelador.

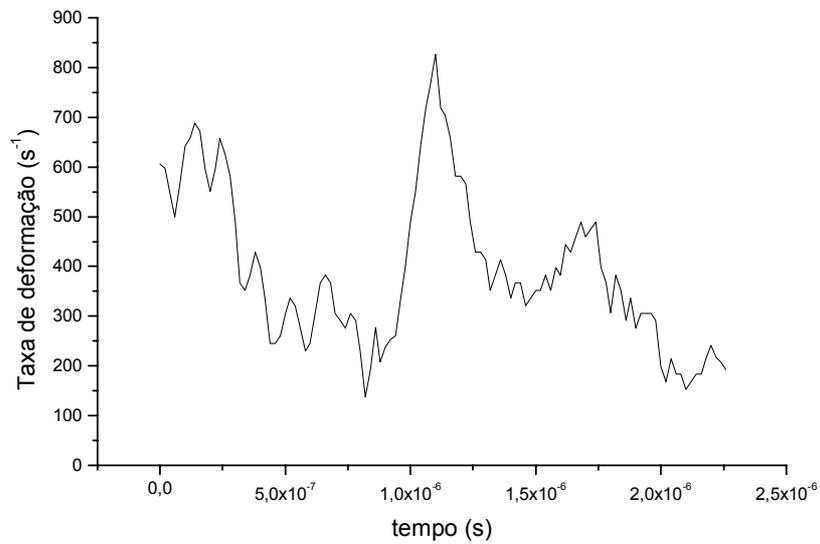


FIG.5.15 Histórico da taxa de deformação.



FIG.5.16 Amostra de AD92 fragmentada.

O carregamento em degrau, associado a facilidade de reflexão trativa na interface foram os responsáveis pelo baixo valor obtido. Infelizmente, apenas um ensaio nesta condição foi válido, implicando apenas em um valor de referência.

5.5.3. ENSAIOS COM CONFINAMENTO E SEM MODELADOR

Neste caso, o carregamento ainda foi abrupto, onde o pulso de tensão encontrou uma interface lateral cilíndrica feita de material com impedância sônica maior (cobre 99% de pureza), o que implicou em uma reflexão compressiva. Além disso, a presença de confinamento moderado proporcionou uma força de fechamento de trinca que dificultou a propagação do dano. O resultado desta soma dos fatores foi a grande resistência do material em falhar. Entretanto, como o carregamento foi rápido demais, o material rompeu em um valor de deformação acima da condição anterior (sem modelador e sem confinamento), mas abaixo dos valores citados em literatura ($\epsilon_{\text{elástico}} = 0,0143$) (REINHART e CHABILDAS, 2002). O valor de resistência máxima foi de 1160 ± 40 MPa e a taxa de deformação máxima obtida foi de 865 s^{-1} . A FIG.5.17 apresenta a curva $\sigma \times \epsilon$, a FIG.5.18 exibe o histórico das tensões e a FIG.5.19 a taxa de deformação. A FIG.5.20 mostra a amostra fragmentada.

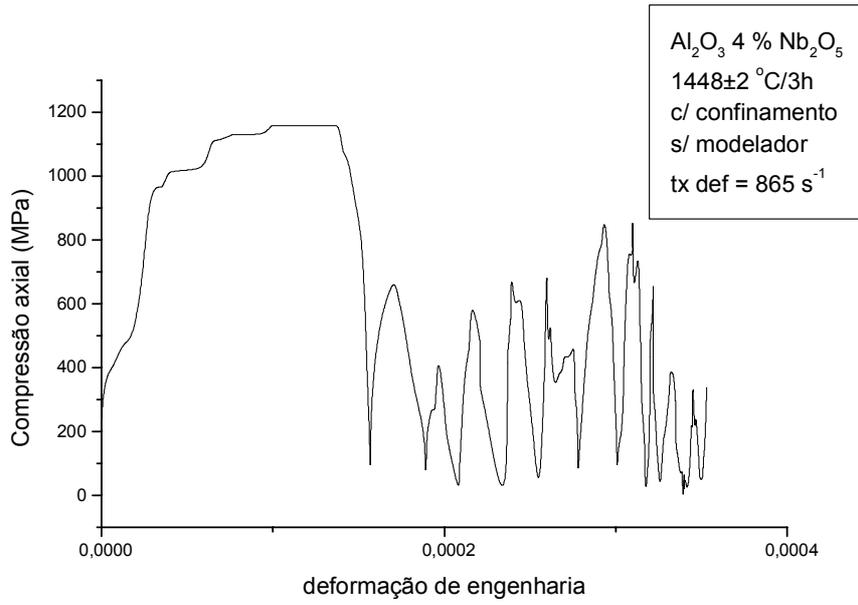


FIG.5.17 Curva de σ x ϵ da amostra, com confinamento e sem modelador.

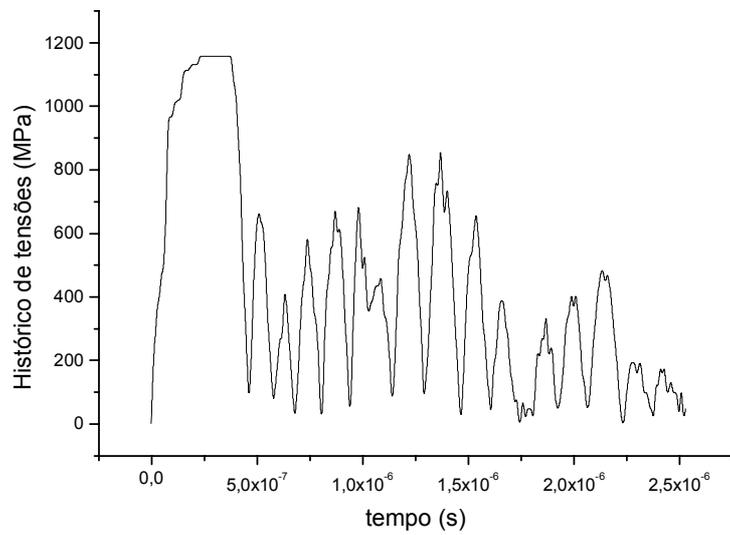


FIG.5.18 Histórico de tensões da amostra, com confinamento e sem modelador.

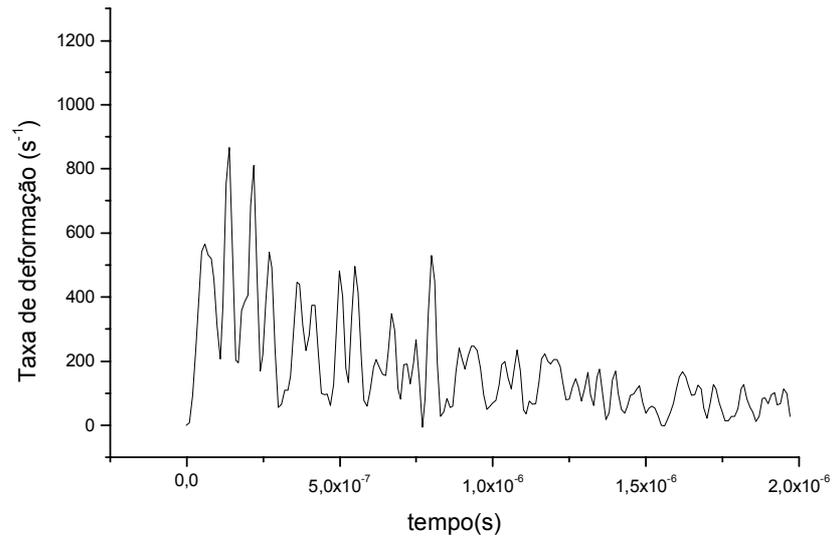


FIG.5.19 – Histórico da taxa de deformação, com confinamento e sem modelador.



FIG.5.20 Amostra fragmentada, na situação com confinamento e sem modelador.

5.5.4. ENSAIOS COM MODELADOR DE PULSOS

O controle da taxa de carregamento da amostra, a fim de minimizar os efeitos de inércia, permitiu a obtenção de valores maiores de deformação e de resistência mecânica. Como a superfície lateral da amostra não encontrou resistência à propagação do dano, os valores de deformação elástica foram ligeiramente superiores à condição sem modelador e sem

confinamento, o que permitiu a obtenção de valores de resistência ligeiramente superiores ao da condição citada. A resistência máxima foi de 830 ± 60 MPa. A taxa de deformação máxima foi de 1239 s^{-1} . A FIG.5.21 apresenta a curva $\sigma \times \epsilon$, a FIG.5.22 exhibe o histórico de tensões e a FIG.5.23 o da taxa de deformação. A FIG.5.24 mostra a amostra fragmentada.

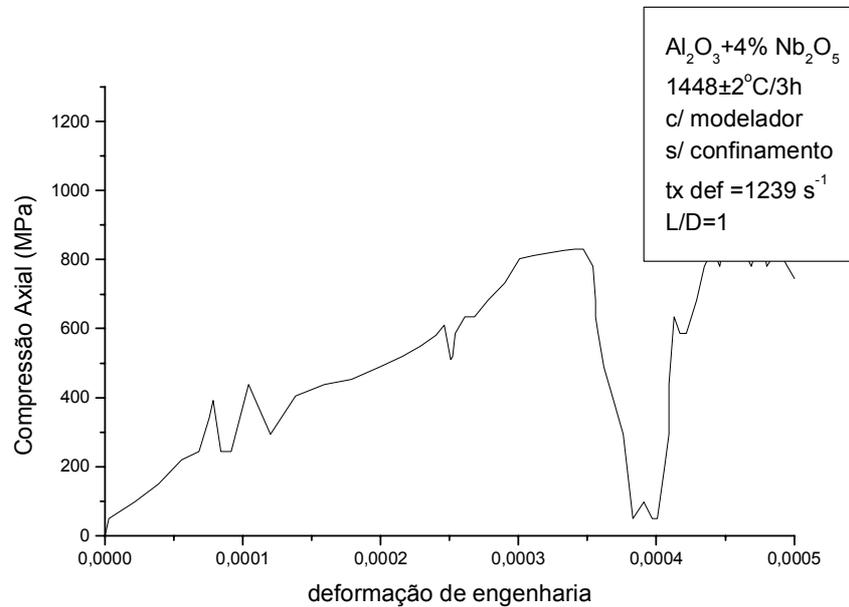


FIG.5.21 Curva de $\sigma \times \epsilon$ da amostra, sem confinamento e com modelador.

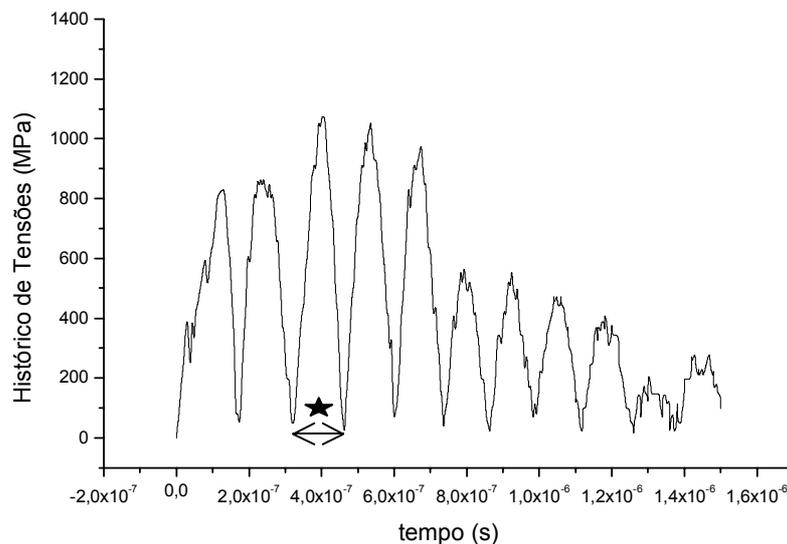


FIG.5.22 Histórico de tensões para amostra sem confinamento e com modelador.

Em destaque o Δt de propagação do dano de fragmentação de $0,05 \mu\text{s}$.

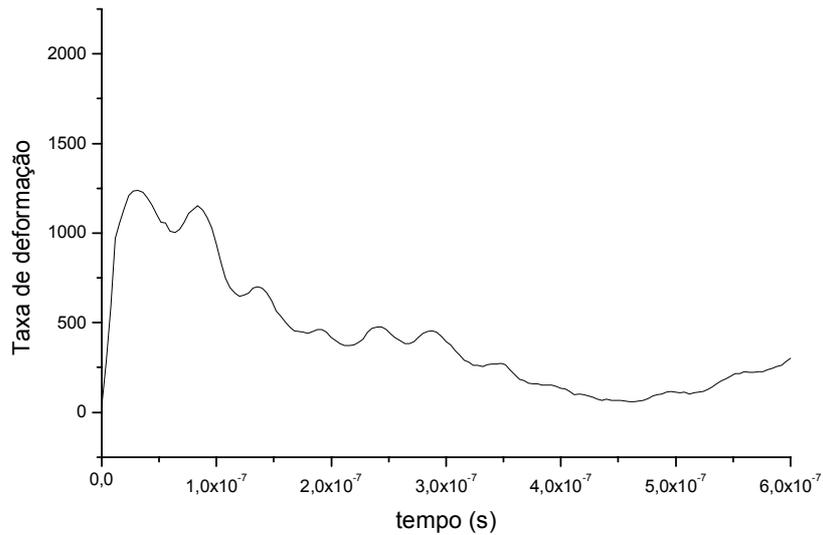


FIG.5.23 Histórico da taxa de deformação.



FIG.5.24 Amostra fragmentada na condição sem confinamento e com modelador.

5.5.5. ENSAIOS COM CONFINAMENTO E MODELADOR

Nesta configuração de ensaio, foram atingidos os melhores resultados para a amostra de AD92. Como a amostra tem uma taxa de carregamento controlada e a reflexão de ondas no sentido radial é compressiva, foram obtidos elevados valores de resistência, histórico de tensões e taxa de deformação, além da fragmentação (FIG.5.25, 5.26, 5.27 e 5.28, respectivamente). A resistência máxima foi de 1640 ± 40 MPa, a taxa de deformação máxima

foi de 1825 s^{-1} e a deformação máxima foi próxima da citada, $\epsilon = 6 \times 10^{-4}$. Na literatura, materiais com 92-99% de Al_2O_3 e 99% de densificação têm resistência dinâmica de aproximadamente 1650-2700 MPa (SENF e ROTHENHÄUSLER, 1992). Assim, é bastante aceitável que um material com 8% de porosidade deva apresentar uma resistência dinâmica na faixa de 1600 MPa.

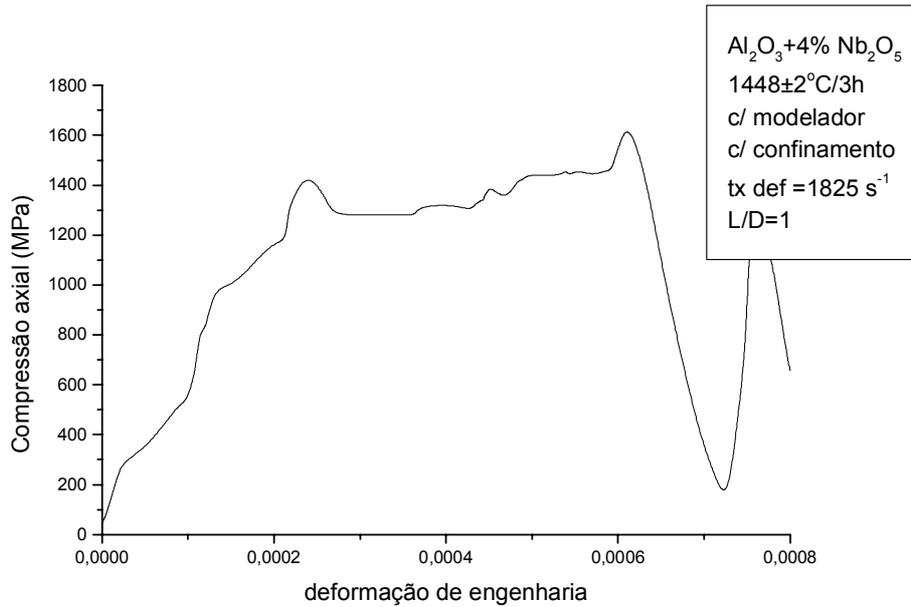


FIG.5.25 Curva de σ x ϵ da amostra de AD92, com confinamento e modelador.

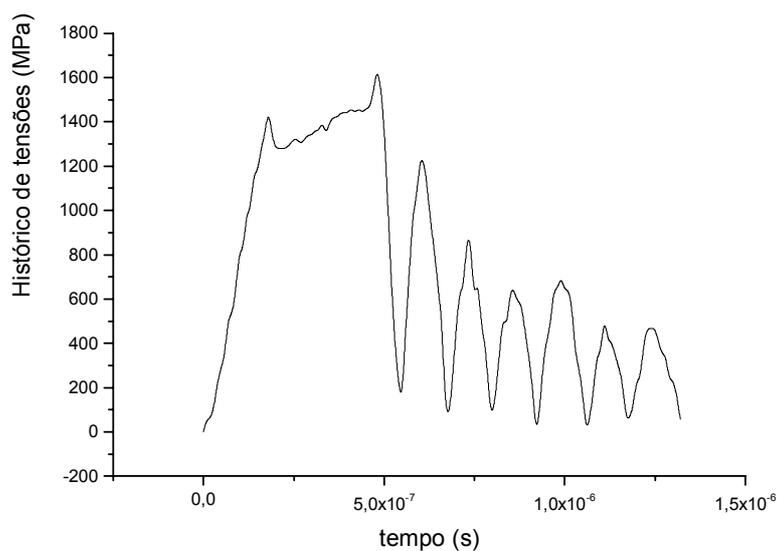


FIG.5.26 Histórico de tensões, amostra com confinamento e modelador.

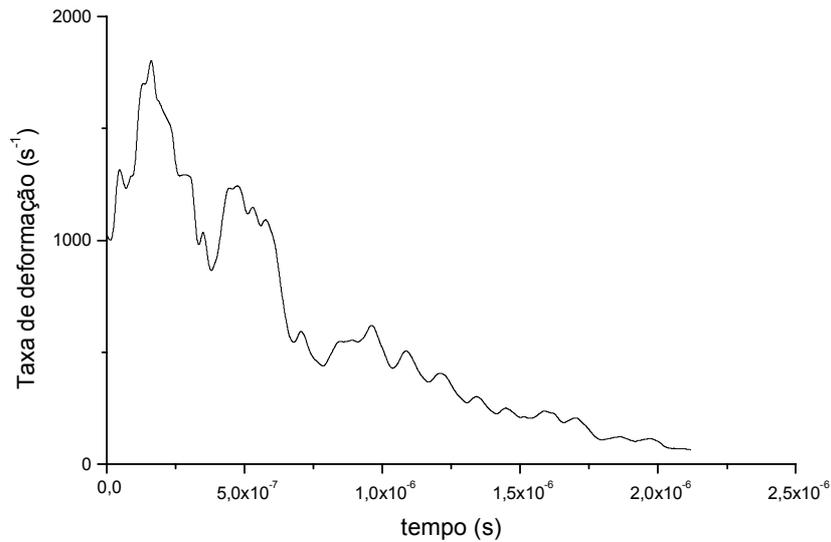


FIG.5.27 Histórico da taxa de deformação com confinamento e modelador.



FIG.5.28 Amostra de AD92 fragmentada com confinamento e modelador.

Um fato importante foi observado na amostra fragmentada de AD92. Devido a presença do confinamento e ao carregamento controlado, a amostra apresentou um padrão de fragmentação distinto das demais, possivelmente devido a um favorecimento de propagação de trinca na direção axial, que se refletiu na aparência dos fragmentos, que se assemelham a fatias (FIG.5.29). Nas fatias, percebe-se marcas da propagação da trinca, Estas marcas distam de $95,5 \pm 1,0 \mu\text{m}$.

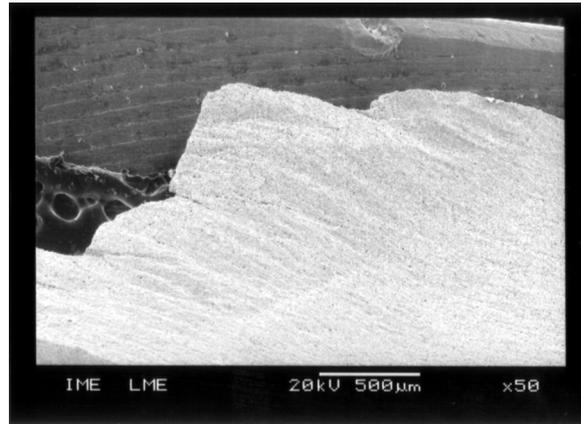


FIG.5.29 Detalhe de "fatia" de AD92, aumento 50 vezes.

5.5.6. ANÁLISE DOS RESULTADOS OBTIDOS NA SHPB

Diversos ensaios com SHPB foram realizados e a técnica confirmou ser muito boa para a determinação das propriedades de resistência dinâmica de cerâmicos. Algumas das dificuldades encontradas e descritas também foram relatadas por outros autores (RAJENDRAN, 1991; SURESH, 1997), como a dificuldade de se obter o sinal refletido na condição sem confinamento, o ajuste da espessura do modelador de pulso ou a escolha das dimensões do corpo de prova. Infelizmente, não foi possível obter réplicas para cada condição, mas alguns pontos foram bastante explícitos, como mostra análise abaixo.

1. Os melhores resultados foram obtidos com o uso de modelador de pulso e de confinamento. Além disso, um confinamento com impedância acústica maior (Cu, $Z=35,22 \times 10^6 \text{ kg.m}^{-2}.\text{s}^{-1}$) demonstrou ser muito eficiente como envelopamento da alumina ($Z=33,9 \times 10^6 \text{ kg.m}^{-2}.\text{s}^{-1}$), mesmo para pressões de confinamento modestas (aproximadamente 10 MPa). Assim, melhores resultados podem ser obtidos com pressões de confinamento maiores, como as do experimento de Nemat-Nasser de 2002;
2. A espessura do modelador de pulsos necessita ser maior a fim de estabilizar um pouco mais a taxa de carregamento da amostra. Na melhor situação obtida, o tempo de duração da taxa de deformação estabilizada foi de apenas 0,1 μs , sendo que são necessários 2 μs para cobrir todo o evento. Um trabalho recente (GAMA, 2004) indica modeladores de pulso com 0,5 a 1,0 mm de espessura e 2 a 3 mm de diâmetro, possivelmente obtidos de fios elétricos de alta pureza;

3. A dispersão do sinal foi muito elevada (propagação tridimensional), atrapalhando a interpretação dos resultados. Como se vê na FIG.5.30, o sinal incidente, refletido e transmitido apresenta muito harmônicos referentes a reverberações dentro da amostra. O ideal é aplicar o tratamento matemático de Pochhammer-Chree e se fazer um tratamento dos sinais, por meio de análise de Fourier (FOLLANSBEE e FRANTZ, 1983);

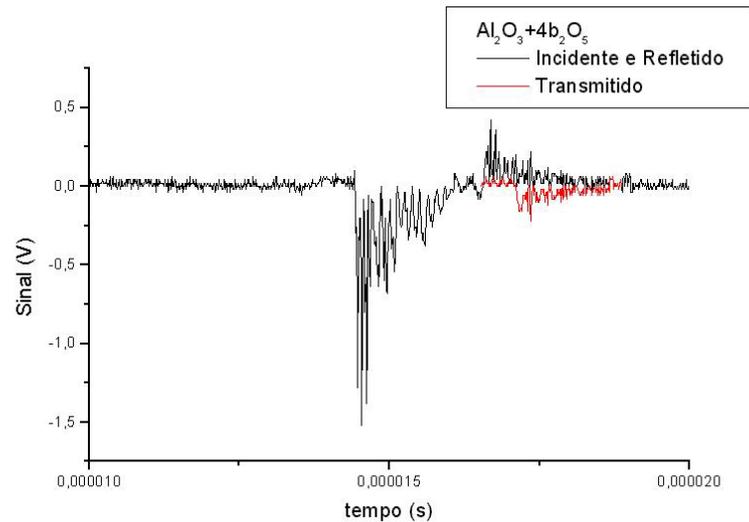


FIG.5.30 Sinal dos sensores da barra Hopkinson.

4. Há a necessidade de um acabamento mecânico melhor para as barras. Os valores excessivamente elevados de K_ϵ e K_σ refletem o mal alinhamento das barras e o mal acabamento superficial;
5. A robustez da eletrônica ainda não está adequada às condições de ensaio. Por mais de uma vez soldas da parte eletrônica partiram e sensores descolaram, revelando que há muito espaço para evolução no aspecto de projeto de equipamento;
6. A indentação das extremidades com contato metal/cerâmica da barra excedeu o recomendado, deteriorando os valores de K_ϵ e K_σ . Nemat-Nasser (NEMAT-NASSER e colab., 2002) sugere o uso de um par de discos espessos de carbeto de tungstênio (WC), que possui elevada dureza e elevado Z para acondicionar as amostras cerâmicas. Assim, é possível proteger a barra e o porta-amostras de identações indesejadas – FIG.5.31.

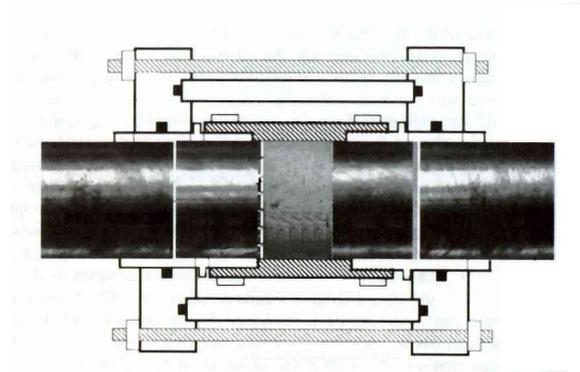


FIG.5.31 Proposta de uso de WC e confinamento (NEMAT-NASSER e colab., 2002)

7. O aspecto da microestrutura após o ensaio na SHPB mostrou uma tendência a fratura por clivagem no interior da amostra (FIG.5.32a) entretanto, nas proximidades da região de interface barra-amostra, ocorreram fraturas intergranulares e transgranulares (FIG.5.32b). Conforme se vê nas FIG.5.16, 5.20, 5.24 e 5.28, sempre há um pouco de fragmentos de menor tamanho presentes. Estes fragmentos estão associados às interfaces, enquanto que o interior é caracterizado por fragmentos maiores. De acordo com o aspecto macroscópico e com as micrografias realizadas, é plausível propor que tanto o mecanismo de clivagem quanto o de propagação de trinca pelos contornos de grão estejam presentes no início da fragmentação, porém a medida que as trincas caminham para o interior da amostra, o mecanismo preferencial de fratura é a clivagem, responsável pelo aspecto transgranular das fractografias.

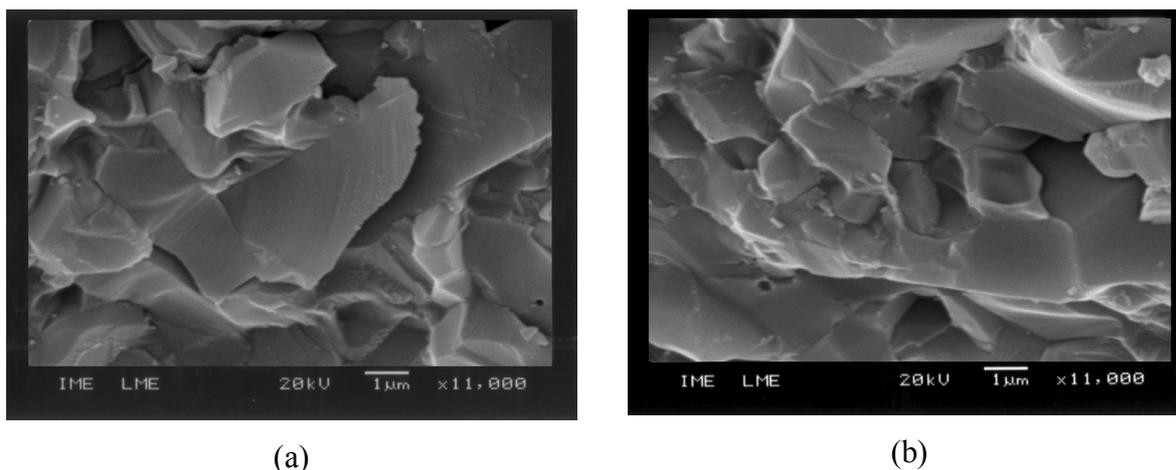


FIG.5.32 Aspecto microestrutural da amostra AD92 submetida a ensaio em SHPB: (a) Interior da amostra cilíndrica; (b) Região próxima à interface barra-amostra.

5.6. COMPARAÇÕES DOS RESULTADOS DA SHPB E DUREZA

O maior resultado obtido na SHPB (1640 MPa) foi inferior ao valor previsto pela equação de Milman-Chugunova para a resistência dinâmica da alumina (2700 MPa), mesmo tendo sido considerada a correção de porosidade de Dualib. Possivelmente, o coeficiente de ajuste de porosidade $b = 5,3$ emprestado do cálculo de K_{Ic} não é adequado para medições de resistência dinâmica. Um maior número de ensaios e um novo ajuste do parâmetro b devem ser realizados, visto que a indentação é muito mais rápida do que uma análise por SHPB, sendo muito oportuna em uma primeira investigação das propriedades dinâmicas para a seleção de materiais.

5.7. COMPARAÇÕES ENTRE RESULTADOS DA SHPB E CCI

Analisando os resultados da CCI e comparando-os com os resultados obtidos com a técnica convencional, percebe-se que estes aproximam-se. Isto se dá porque a amostra inicia a fratura antes de atingir seu equilíbrio dinâmico, e aí pouco importa se o impacto é planar ou se é um contato de Hertz. Assim, os resultados da CCI pouco tem haver com os resultados obtidos com o emprego de técnicas de confinamento, ou com modeladores de pulso ou com

canhões à gás, apesar de tais ensaios possuírem a mesma origem. Os valores obtidos na CCI se aproximaram mais dos obtidos em um ensaio de flexão em quatro pontos, talvez porque no contato de hertz, exista a tendência da amostra sofrer flexão como se vê na FIG.5.33.

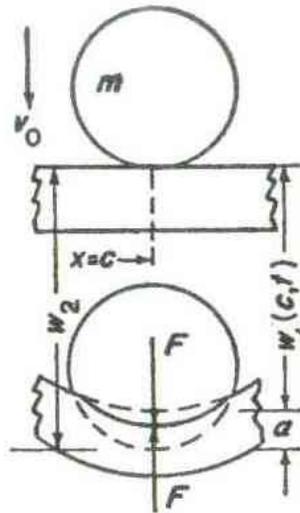


FIG.5.33 Flexão de placa ou viga sujeita a impacto por esfera (GOLDSMITH, 2002).

Portanto, ao utilizar um equipamento como a CCI, deve-se estar atento que sacrifica-se a informação sobre propriedade mecânica absoluta em favorecimento de um estado de tensões mais próximo de um impacto balístico real. Se a informação sobre a resistência máxima é muito relevante e vai ser utilizada, *a posteriori*, em uma simulação numérica então, os resultados de impacto planares serão os mais indicados. Entretanto, assim como a dureza, a CCI revelou-se uma metodologia de seleção de materiais bastante interessante, visto que não necessita de grandes preparações de superfície de amostra, bastando apenas existir bom contato entre a amostra e a extremidade da barra. Um outro ponto importante é que o método se baseia em uma penetração do tipo contato de Hertz, que é muito mais realista, do ponto de vista de balística terminal, que um impacto planar, como o da barra Hopkinson. Entretanto, para que a CCI possa realmente avaliar um cerâmico de alta densificação, torna-se necessário aumentar a velocidade de impacto, pois materiais como os carbetos de silício e de boro são bem mais duros e resistentes que a alumina. Um outro ponto importante é que os ensaios de indentação dinâmica com esferas de carvão de tungstênio são capazes de obter resultados semelhantes ao da CCI melhorada, mas com a desvantagem de necessitar de preparação da superfície da amostra.

5.8. O ENSAIO DE ULTRA-SOM

Os resultados obtidos quando confrontados com a literatura são muito consistentes e tornaram possíveis as análises de dureza, CCI e SHPB. Os resultados do ensaio por ultra-som são essenciais. Portanto este ensaio deve ser o primeiro a ser realizado em uma caracterização de cerâmica para fins balísticos. Além disso, os ensaios de impacto não se mostraram adequados para obtenção das constantes elásticas dos materiais.

5.9. CONSIDERAÇÕES FINAIS

As dificuldades de se obter sinal reverso na barra Hopkinson após a fragmentação das amostras, nas condições sem confinamento não impediram a obtenção de resultados após algumas tentativas. As análises com a CCI demonstraram que o método é uma boa opção para seleção de cerâmicas candidatas a componentes de blindagens. Já a avaliação por dureza ainda necessita de uma nova expressão que considere a plasticidade da alumina e de qualquer outro material com comportamento mecânico frágil. O fator δ_h não foi suficiente para dar ao ajuste feito por Milman e Chugunova a precisão desejada.

Os resultados de K_C serviram como referência de tenacidade para comparação entre materiais. Em um processo de seleção de materiais, bons valores de tenacidade estática podem ajudar a separar materiais que fraturariam prematuramente, antes de atingirem o limite de escoamento dinâmico, durante o impacto.

O resultado do ensaio de queda de peso e a formação das marcas de propagação indicam uma relação entre as marcas presentes na superfície de fratura e a velocidade de propagação de trinca. Este trabalho propõe que na etapa de fragmentação, as fatias são formadas quando a tensão cai a zero, e isto ocorre com uma periodicidade razoável, conforme se vê nas FIG.5.16, 5.19 e 5.21. O período de oscilação da tensão associado ao tempo de fragmentação, no caso da amostra cujas marcas foram medidas foi de $0,05 \mu s$ (FIG.5.22). Nesta situação, considerando que a análise da microestrutura em microscópio eletrônico de varredura (FIG.5.30) forneceu uma distância média entre marcas de $95,5 \pm 1,0 \mu m$, este trabalho propõe que a velocidade de propagação da onda de dano foi de $1910 \pm 20 m/s$.

A velocidade de onda prevista para um dano em metais frágeis, e possivelmente para um cerâmico, varia de $0,38C_R$ (Broek) a $0,5C_R$ (Knauss e Ravi-Chandar). Assim, se o valor medido pela técnica de ultra-som, da TAB.5.2, para alumina AD92, é de 5110 m/s, tem-se:

TAB. 5.8 Velocidade de propagação de dano.

$0,38C_R$ (m/s)	$0,5C_R$ (m/s)	Valor Medido (m/s)
1940	2555	1910 ± 20

Portanto, os resultados experimentais indicam uma proximidade maior com o valor proposto por Broek (BROEK, 1982) que com o valor predito por Knauss e Ravi-Chandar (KNAUSS e RAVI-CHANDAR, 1984).

6. CONCLUSÕES

Este trabalho alcançou os objetivos propostos ao desenvolver uma metodologia para caracterização das propriedades dinâmicas de um cerâmico, bem como medir a resistência dinâmica da alumina com 92% Al_2O_3 – 4% Nb_2O_5 – 2% Silicatos, por meio de um dispositivo de impacto linear conhecido por barra Hopkinson de pressão partida (*Split Hopkinson Pressure Bar*), além de demonstrar a viabilidade de se inferir sobre a resistência dinâmica dos cerâmicos por meio do ensaio de dureza com penetrador de diamante.

A análise dos resultados obtidos nos diferentes ensaios e metodologias adotadas permitiu chegar às seguintes conclusões:

- Quanto ao Ensaio de Ultra-som:
 1. A metodologia de avaliação das propriedades elásticas por ultra-som, de acordo com a norma ASTM E 494 permitiu a obtenção de valores satisfatórios de módulo de elasticidade (E), módulo de cisalhamento (G), módulo volumétrico (K) e coeficiente de Poisson;
 2. Estes valores são o ponto de partida para qualquer avaliação dinâmica de cerâmicos;
- Quanto ao Ensaio na Célula de Carga de Impacto:
 1. A metodologia é válida para uma seleção qualitativa de materiais candidatos a blindagem;
 2. Não é recomendável o uso da CCI para medição das propriedades elásticas das amostras;
 3. Devido aos problemas de reflexão das componentes de tração no interior da amostra, a metodologia não é recomendada para uma avaliação quantitativa da resistência dos cerâmicos, pois a fragmentação ocorre antes que a mostra entre em equilíbrio dinâmico, o que explica os valores da CCI estarem próximos dos valores obtidos na técnica convencional de SHPB;
- Quanto às marcas de propagação de trincas:
 1. A medição das marcas que apresentam periodicidade em uma amostra de cerâmico é o indicativo da taxa de propagação da trinca que as deu origem;
 2. A propagação das trincas que resultam no colapso da amostra não se dá de modo contínuo, mas por passos. Quando atinge-se o potencial de energia para

a propagação, aí se dá o fenômeno, com velocidade de formação de uma nova superfície. Dividindo-se a distância entre as marcas pelo tempo de oscilação da tensão no osciloscópio foi possível estimar velocidades de propagação de trinca coerentes com os resultados numéricos previstos no trabalho de Broek onde $da/dt \approx 0,38C_R$;

- Quanto aos ensaios de microdureza e tenacidade à fratura:
 1. São válidos e podem servir de dados de entrada para modelos de propagação de trinca que levem em consideração a taxa de liberação de energia G ;
 2. O coeficiente de ajuste de porosidade $b = 5,3$ emprestado do cálculo de dureza e K_{Ic} não está perfeitamente adequado para medições de resistência dinâmica. Mais ensaios e um novo ajuste do parâmetro b devem ser realizados;
 3. A equação de Milman-Chugunova ainda necessita de uma componente que considere a plasticidade da alumina. O fator δ_h não foi suficiente para fornecer a precisão desejada ao ajuste feito por Milman e Chugunova.
- Quanto ao projeto e instalação da SHPB:
 1. Foi possível projetar, executar o projeto, instalar o equipamento e realizar ensaios no âmbito do Exército Brasileiro;
 2. Ajustes no projeto referentes a um diâmetro de barra mais adequado ao tamanho das amostras se faz necessário para a redução das reverberações na amostra;
 3. É necessário incrementar a velocidade de impacto para análises em materiais mais resistentes como carbetos e nitretos;
 4. Melhorias na robustez da eletrônica são necessárias para o melhor aproveitamento dos sensores (*strain gages*);
- Quanto aos resultados dos ensaios na SHPB:
 1. Foi possível avaliar cerâmicos seguindo a metodologia convencional, com modelador de pulso e com confinamento moderado;
 2. O melhor resultado foi obtido combinado confinamento com modelador de pulso – 1640 ± 40 MPa. Isto se deu porque o material frágil necessita de confinamento para que a fratura se dê em níveis de tensões maiores e de um modelador de pulsos que permita uma taxa de carregamento controlada. Assim a amostra entra em equilíbrio dinâmico antes das tensões mais elevadas serem atingidas, devido ao confinamento;

3. Foram obtidas taxas de deformação de até 1825 s^{-1} , indicando que é possível realizar ensaios em altas taxas de formação em materiais frágeis.

7. TRABALHOS FUTUROS

A realização de trabalhos futuros é além de consequência dos trabalhos atuais, uma tentativa de se montar uma infra-estrutura mínima para a caracterização dinâmica de materiais, uma necessidade da engenharia militar e da sociedade civil.

Como proposta de trabalhos subseqüentes à tese é possível propor:

- Análise do aspecto de fratura dinâmica da alumina submetida a altas taxas de deformação e da formação de defeitos em nível cristalino. É um trabalho importante a ser realizado por microscopia óptica, eletrônica de varredura e eletrônica de transmissão;
- Construção de um sensor de Bragg para tensões em altas taxas de deformação, isto é, para elevadas taxas de aquisição. Este trabalho se encontra em andamento no CTEEx e no CBPF;
- Confecção de manuais e determinação de normas e procedimentos avaliação dinâmica de materiais;
- Estudo da variação da pressão de confinamento e dos materiais utilizados para este fim;
- Modelamento do comportamento mecânico de cerâmicos em altas-taxas de deformação;
- Avaliação dinâmica de carbetos de silício e de boro, segundo a metodologia estudada. Este trabalho tem por objetivo atender futuras necessidades em blindagens da Marinha do Brasil, da Aviação do Exército e da FAB;
- Avaliação profunda da metodologia de dureza em cerâmicos como modo de se inferir sobre a resistência dinâmica;
- Estudo da propagação das ondas principais e dos harmônicos em uma SHPB. Assunto essencialmente ligado à engenharia mecânica, sendo uma excelente oportunidade de integração mecânica-materiais. Abrirá a porta para o estudo com barras visco-elásticas, necessárias para a análise por SHPB de polímeros e compósitos para blindagens;
- Construção de um indentador dinâmico, por impacto de esferas. É um processo mais sofisticado de análise de cerâmicos por SHPB. Depende de captação de verbas.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABENDE, **Ultra-Som**, 2005, Disponível: http://www.abende.org.br/ultra_som.html [capturado em 30 mar 2005];
- ANSTIS, G.R., CHANTIKUL, P., LAWN, B.R., MARSHALL, D.B. **A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness I - Direct Crack Measurements**, J. Am. Ceram. Soc., vol. 64 (9), pp 533-538, 1981;
- ASKLAND, D.R. **The Science and Engineering of Materials**, PWS Pub. Co., 1989;
- ASTM, **Fracture Testing of High-Strength Sheet Materials**, ASTM Bulletin, No.243, Janeiro de 1960, pg.18-28;
- ASTM, ASTM C 1327-03, **Standard Test Method for Vickers Indentation Hardness of Advanced Ceramics**, ASTM-International, Metals Park, OH, 2003;
- ASTM, ASTM C 373-88, **Standard Test Method for Water Absorption, Bulk Density, Apparent Porosity, and Apparent Specific Gravity of Fired Whiteware Products**, ASTM-International, Metals Park, OH, 1999;
- ASTM, ASTM C 769-98, **Standard Test Method for Sonic Velocity in Manufactured Carbon and Graphite Materials for Use in Obtaining an Approximate Young's Modulus**, ASTM-International, Metals Park, OH, 1998;
- ASTM, ASTM C 885-87, **Standard Test Method for Young's Modulus of Refractory Shapes by Sonic Resonance**, ASTM-International, Metals Park, OH, 2002;
- ASTM, ASTM E 384-99, **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**, ASTM-International, Metals Park, OH, 2002;

- ASTM, ASTM E 494-95, **Standard Practice for Measuring Ultrasonic Velocity in Materials**, ASTM-International, Metals Park, OH, 2001;
- ASTM, ASTM E9-89a, **Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature**, ASTM-International, Metals Park, OH, 2000;
- BARTON, N.R., skeeve.ucsd.edu/~nathan/tech_reports/evppt_iron.pdf;
- BENEVIDES, M. C. C. S. M. **Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Compósitos Alumina-Zircônia em Próteses Dentárias**, Tese de Doutorado, IME, 2004;
- BROEK, D. **Elementary Engineering Fracture Mechanics**, Kluwer, 4ª ed., cap 6, pag. 173, 1982;
- CARDOSO, A.L.V. e DIAS Jr., A. **A Evolução das Blindagens para Viaturas Militares de Reconhecimento**, Anais do I Encontro Técnico de Química Militar, CD-ROM – IPqM, 2000;
- CHEN, W., RAVINCHANDRAN, G. **Dynamic Compressive Failure of a Glass Ceramic under Lateral Confinement**, J. Mech. Phys. Solids, 45 (8), 13303-1328, 1997;
- CHEN, W., SONG, B., FREW, D.J., FORRESTAL, M.J., **Recent Developments in Split Hopkinson Pressure Bar Testing**, Ceramic Armor Material by Design, ACerS, Ceramic Transactions vol. 134, Ohio, pp.217-224, 2002;
- CHHABILDAS, L.C., REINHART, W.D., DADENKAR, D.P. **Taylor-Impact Experiments for Brittle Ceramic Materials**, Ceramic Armor Material by Design, ACerS, Ceramic Transactions vol. 134, Ohio, pp. 269-276, 2002;
- CHURCH, P., GOLDTHORPE, B, CULLIS, I., ROSENFELD, D. **Development and validation of a dwell model**, Proceedings of 19th International Symposium of Ballistics, TB37, pp.1337-1344, 2001;

- CURRAN, D.R., SEAMAN, L., SHOCKLEY, D.A., **Dynamic Failure of Solids**, Physics Reports, North-Holland, Amsterdam, vol.147, nºs 5 e 6, pg. 349-355, 1987;
- DUALIB, J.F. **Efeito da adição do Ferro e do Silício na Densificação, Microestrutura e Propriedades Mecânicas do Nitreto de Silício**, Tese de Doutorado, IPEN/USP, São Paulo, SP, Brasil, 1994;
- EVANS, A. G. e MARSHALL, T.R. **Quasi-static solid particle damage in brittle solids: observations, analysis and implications**, Acta Metal., v.24, pp 939-956, 1976;
- EVANS, A. G. e MARSHALL, T.R. LAWN, B. R., MARSHALL, D. B., **Indentation fracture and strength degradation in ceramics**, Fracture Mechanics of Ceramics 3, ed. R. C. Bradt, D. P. H. Hasselman and F. F. Lange. Plenum, New York, pp. 205-230, 1978;
- FOLLANSBEE, P.S. ASM Handbook, **Split Hopkinson Bar Testing**, Metals Park, OH, vol.8, pp.198-207, 1985;
- FOLLANSBEE, P.S., FRANTZ, C. **Wave Propagation in the Split Hopkinson Pressure Bar**, ASME, J. Eng. Mater. Tech., 112, 309-314;
- FREUND, L.B. Int.J.Eng.Sci., 12, (1974), 179;
- FREW, D.J., FORRESTAL, M.J., CHEN, W., **Pulse Shaping Techniques for Testing Brittle Materials with a Split Hopkinson Pressure Bar**, Experimental Mechanics, vol.42, No.1, pp.93-106, 2002;
- GAMA, B.A., LOPATNIKOV, S.L., GILLESPIE Jr., J.W. **Hopkinson Bar Experimental Technique: A Critical Review**, Appl Mech Ver vol57., no.4, pp223-250, 2004;
- GOLDSMITH, W. **Impact – The Theory and Physical Behavior of Colliding Solids**, Dover, NY, pp 82-91, 2001;

- GOMES, A.V., **Comportamento Balístico de Alumina com Adições de Nióbia, Sílica e Magnésia**, Dissertação de Mestrado, IME, 1999;
- GOMES, A.V., **Comportamento Balístico de Alumina com Adições de Nióbia e Variação da Geometria do Alvo**, Tese de Doutorado, IME, 2004;
- GONG, J., WU, J., GUAN, Z. **Examination of the Indentation Size Effect in Low-load Vickers Hardness Testing of Ceramics**, Journal of the European Ceramic Society 19 (1999) pp. 2625-2631;
- GOOCH Jr., W.A. **An overview of ceramic armor applications**, US Army Research Laboratory, Aberdeen Proving Ground, Ceramic Armor Materials by Design , Ceramic Transactions, ACS, vol.134, pp. 3-21, 2002;
- GRADY, D.E., WISE, J.L. **Dynamic Properties of Ceramic Materials**, SAND93-0610, Sandia National Laboratories, 1993;
- GRAY III, G.T. ASM HANDBOOK, **Classic Split Hopkinson Bar Test**, Metals Park, OH, vol.8, pp.462-476, 2000;
- IRWIN, D.R. **Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminum Alloys**, Syracuse University Research Institute, Syracuse University, NY, Sagamore Research Conference Proceedings, Vol.2, 1956, pg.289-305;
- KAISER, M. A. **Advances in Split Hopkinson Bar Test**, Tese de Mestrado, Virginia Polytechnic Institute, 1998;
- KENEL, G.I., BLESS, S.J. **Compressive Fracture of Brittle Solids under Shock-Wave Loading**, Ceramic Armor Materials by Design, Ceramic Transactions 134, ACerS, 197-213, 2002;
- KOBAYASHI, A. S. **Dynamic Fracture of Ceramics and CMC**, Ceramic Armor Materials by Design, ACerS, Ceramic Transactions vol. 134, Ohio, pp. 185-196, 2002;

- KOLSKY, H. **Stress Waves in Solids**, Dover, pg.150-162, 1963;
- LANZ, W. **Initial Tests on Ceramics in Composite Armor**, Ceramic Armor Material by Design, ACerS, Ceramic Transactions vol. 134, Ohio, pp. 63-72, 2002;
- LATHI, B.P. **Signals, Systems and Controls**, Harper&Row, cap.7, pg.379-462, 1976;
- LAWN, B. R., EVANS, A. G., MARSHALL, D. B., **Elastic/plastic indentation damage in ceramics: the median/radial crack system**, J. Am. Ceram. Soc., 63, pp. 574-581, 1980;
- LIFSHITZ, J.M., LEBER, H. **Data Processing in the Split-Hopkinson Pressure Bar Tests**, Int. J. Impact Engng, Vol. 15 (6), pp. 723-733, 1994;
- LOURO, L.H.L., MEYERS, M.A. **Shock-induced Fracture and Fragmentation in Alumina**, Shock Waves in Condensed Matter (1990) ed. S.C. Schmidt, J.N. Johnson, and L.W. Davidson, North-Holland, p.465-468;
- LOURO, L.H.L., MEYERS, M.A. J. Mat. Sci., 24 (1989) 2516;
- LOURO, L.H.L. GOMES, A.V., COSTA, C.R.C. **Dynamic Fragmentation of Alumina with Additions of Niobia and Silica under Impact**, 19th International Symposium of Ballistics, Interlaken, Switzerland, (2001), TB 40, p.1361;
- LOURO, L.H.L. **Stress-Wave Induced Damage in Alumina-Based Ceramics**, Tese de Doutorado, New Mexico Institute of Mining and Technology, New Mexico, EUA, 1990;
- LOVE, A.E.H. **A Treatise on the Mathematical Theory of Elasticity**, Dover, NY, EUA, pp 119-124 e pp 229-309;
- LUNDBERG, P. **Impact of Metallic Projectiles on Ceramic Targets: Transition Between Interface Defeat and Penetration**, Int. J. Impact Engng, Vol. 24, pp. 259-275, 2000;
- LUNDBERG, P., RENSTROM, R., LUNDBERG, B. **Impact of Metallic Projectiles on Ceramic Target**, Int. J. Impact Engng, Vol. 24, pp.259-275;2000;

- MAYSELESS, M., GOLDSMITH, W., VIROSTER, S.P., FINNEGAN, S. A. **Impact on Ceramic Targets**, Journal of Applied Mechanics, v. 54, pp 373-377, 1987;
- MELO, F. C. L., DINIZ, P.G. **Blindagens para Aeronaves**, Anais do 3º ETQM, contribuição nº 19,CD-ROM, 1999;
- MENG, H., LI, Q.M. **An SHPB with Reduced Time-Shift and Pressure Bar Length**, Int. J. Impact Engng, Vol. 28, pp.677-696, 2003;
- MEYERS, M.A., **Dynamic Behavior of Materials**, John Willey & Sons Inc., cap.1,2,3,4, 1994;
- MILMAN, Y.U., CHUGUNOVA, S.I. **Mechanical Properties, Indentation and Dynamic Yield Stress of Ceramic Targets**, Int. J. Impact Engng, Vol. 23, pp.629-638;1999;
- MONTGOMERY, D.C. **Design and Analysis of Experiments**, John Wiley & Sons, 4ª ed., pg.496-498, 1997;
- MORGAN CERAMICS, Ceramic Group, **Catálogo on-line**, 2003, Disponível: <http://www.morganadvancedceramics.com/press/diamondshield.htm> [capturado em 01 mai 2004];
- NEMAT-NASSER, S. e RAVINCHANDRAN, G. **Hopkinson Techniques for Dynamic Recovery Experiments**, Proc.R.Soc.Lond.A (1991) 435, 371-391;
- NORMA MIL-P-46199 (MR), **Military Specification – Plate: Aluminum Oxide Ceramic (For use in Armor Composites)**, DOD, Washington, DC, 1989;
- NORMANDIA, M. J. e GOOCH Jr., W.A. **An Overview of Ballistic Testing Methods on Ceramics**, Ceramic Transactions 134, ACerS, 113-138, 2002;
- NUNES, J.R., ANDRADE, U.R., **Blindagens: Breve Estudo sobre seu Desenvolvimento**, RMCT, vol.II nº 4 out/dez 1985;

- ORPHAL, D. L. **Long Rod Penetration of Ceramics**, Ceramic Armor Material by Design, ACerS, Ceramic Transactions vol. 134, Ohio, pp. 151-164, 2002;
- PRIOR, A.P. **The Penetration of Composite Armor by Small Arms Ammunition**, Proceedings of International Ballistic Symposium, 1986;
- RAVI-CHANDAR, G., KNAUSS, W. Intl. J. Fract., 26 (1984), pp.141;
- RAVICHANDRAN, G. e NEMAT-NASSER, S. **Advances in Fracture Research**, 4, Proc. ICF-7, Houston, Texas, pp. 3–20, 1989;
- REAUGH, J.E., HOLT, A.C., WILKINS, M.L., CUNNIGHAM, B.J., HORD, B.L., KUSUBOV, A.S. **Impact Studies on Five Ceramic Materials and Pirex**, Int. J. Impact Engng, Vol. 23, pp. 771-782, 1999;
- RINEHART, J. S. **Stress Transients in Solids**, Dover, cap. 8, pp 96-112, 1975;
- SANTOS, M.A.P., COSTA, C. A., ROCHA, C. V. **Fabricação de Alumina Nacional Resistente à Projétil 7,62 mm Perfurante**, Anais do I Encontro Técnico de Química Militar – IPqM, 2000;
- TABOR, D., **Hardness of Metals**, Clarendon Press, Oxford, 1951;
- TATE, A. **Further Results in the Theory of Long Rod Penetration**, J Mech Phys Solids 1969; 17, pp.141-150;
- TAVARES, L.M.M., KING, R.P. **Estudos de Quebra de Partículas na Célula de Carga de Impacto Aplicados a Cominuição Industrial**, Anais do XVII Encontro Nacional de Tratamentos de Minérios e Metalurgia Extrativa, pg.115-134, 1998;
- TAVARES, L.M.M. **Microscale Investigation of Particle Breakage Applied to the Study of Thermal and Mechanical Predamage**, Tese de Doutorado, University of Utah, 1997;

TAYLOR, G.I., Proc. R.Soc.Lond, A194, (1948) 300-322;

WALLEY, S. **Acoustics and Vibrations ASIA98**, Singapore, 11-13 November 1998, pp. 9-38 DYMAT, Disponível: <http://www.dymat.org/html/highstrain.html> [capturado em 16 jan 2003];

WASLEY, J.R. **Stress Wave Propagation in Solids – An Introduction**, Marcel Dekker, NY, EUA, cap. I-4, pp 128-159, 1973;

WEICHERT, R., HERBST, J.A **An Ultrafast Load Cell Device for Measuring Particle Breakage** - Prepr. 1st World Congr. Particle Technology, Nurnberg II, 3, 1986;

WILKINS, M.L. **Mechanics of Penetration and Perforation**, Int. J. Impact Engng, Vol. 16, pp. 793-807, 1978;

WILLIS, J.R., MOVCHAN, A.B. **Dynamic Weight Functions of Moving Crack – Mode I Loading**, Journal of Mechanics and Physics of Solids, 43, pp.319-341;

YADAV, S., CHICHILI, D.R., RAMESH, K.T. **The Mechanical Response of a 6061-T6 Al/Al₂O₃ Metal Matrix Composite at High Rates of Deformation**, Acta Metall. Mater., 43, pp.4453-4464, 1995;

YAMAGUCHI, T., OKA K., OHTSUKA, Y. **Dynamic Photoelastic Analysis by Optical Heterodyne Polarimetry**, OPTICAL REVIEW Vol. 1, No. 2 (1994) 276-277;

YOFFÉ, E.H. **The Moving Griffith Crack**, Phil. Mag., 42 (1951), pp.739-750;

ZHAO, H. e GARY, G. **On the Use of SHPB Techniques to Determine the Dynamic Behavior of Materials in a Range of Small Strains**, Int. J. Solids Struc., 33 (23), pp.3363-3375, 1996;

ZILBERBRAND, E.L. **Failure Wave Effects in Hipervelocity Calculations**, Int. J. Impact Engng, Vol. 23, pp. 995-1001, 1999;

9. APÉNDICES

9.1 APÊNDICE 1 - ROTINA EM MATLAB 5.1 PARA CASAMENTO DE IMPEDÂNCIAS

Dados retirados de: M.A.Meyers, “Dynamic Properties of Materials”, Dynamic Behavior of Materials”, John Willey & Sons Inc, cap.5, pag. 133, 1994.

Carregar MatLab

V=1.2

Cwc=4.92

Swc=1.339

rho0wc=15.0

Cfe=3.57

Sfe1=1.92

Sfe2=-0.068

rho0fe=7.85

Ualvo=0:0.06:V

Uprojatil=V:-0.06:0

Usalvo=Cfe+Sfe1*Ualvo-Sfe2*Ualvo.^2

Uprojatil=Cwc+Swc*Uprojatil

P_alvo=rho0fe.*Usalvo.*Ualvo

P_projatil=rho0wc.*Uprojatil.*Uprojatil

plot(Ualvo,P_alvo,'g-o',V-Uprojatil,P_projatil,'k-+')

title('Solução gráfica de impacto de projatil de WC em um alvo de aço a 1,2 km/s')

xlabel('velocidade (km/s)')

ylabel('pressão (GPa)')

legend('alvo','projatil')

9.2 APÊNDICE 2 - ROTINA EM MATLAB 5.1 PARA USO DE FILTRO DE SINAIS

Carregar MatLab

Inputdata;

dados=cat(2,tempo,tensao);

plot(tempo,tensao)

fs=333000;

Wp=30000/fs, Ws=50000/fs;

Rp=0.05

Rs=3

(n,wn)=buttord(Wp,Ws,Rp,Rs)

(b,a)=butter(n,wn);

dadosf = filtfilt(b,a,dados(:,2));

plot(dados(:,1),dadosf)

xlabel ('Tempo (s)')

ylabel ('Tensão (MPa)')

9.3 APÊNDICE 3 - RESULTADOS OBTIDOS NA CCI

Rótulo	Partícula número	Massa partícula (g)	Vin (V)	Tempo	Energia de fratura(J)		Força (N)	Tensão (MPa)
				transcorrido (ms)	diferença	(J/kg)		
A12	1	88,5	25,7	0,122	4	47	20719	185
A13	2	88,5	25,7	0,101	3	32	17095	152
A15	3	88,5	25,7	0,331	19	212	53229	474
A18	4	88,5	25,7	0,172	12	132	44760	399
A20	5	88,5	25,7	0,100	2	25	16520	147
B13	6	90,5	26,5	0,100	7	80	50827	453
B14	7	90,5	26,5	0,093	5	52	41972	374
B15	8	90,5	26,5	0,069	9	95	80562	718
B22	9	90,5	26,5	0,107	5	56	35489	316
B26	10	90,5	26,5	0,089	6	64	59401	529
C01	11	90,5	26,2	0,212	4	41	9796	87
C07	12	90,5	26,2	0,152	1	16	4765	42
C12	13	90,5	26,2	0,071	4	47	41678	371
C21	14	90,5	26,2	0,077	3	39	26036	232
C22	15	90,5	26,2	0,121	5	54	26194	233
C24	16	90,5	26,2	0,067	3	29	25371	226
D01	17	93,5	27,0	0,119	3	31	24882	222
D02	18	93,5	27,0	0,163	8	83	32958	294
D03	19	93,5	27,0	0,645	17	178	14548	130
D04	20	93,5	27,0	0,111	6	61	35676	318
D05	21	93,5	27,0	0,175	6	69	29821	266
E03	22	93,5	27,0	0,154	12	132	42781	381
E16	23	93,5	27,0	0,198	9	100	36128	322
E17	24	93,5	27,0	0,586	31	337	30071	268
E20	25	93,5	27,0	0,160	4	48	15749	140
E27	26	93,5	27,0	0,168	4	46	39159	349
F01	27	93,5	27,0	0,234	4	46	68653	612

RESUMO:

Material	Δt (ms)	E (J)	Energia	Força	Tensão
		diferença	(J/kg)	(N)	(MPa)
A	0,165	8	90	30464	272
B - AD92	0,092	6	70	53650	478
C	0,117	3	38	22307	199
D	0,243	8	84	27577	246
E - AD85	0,253	12	132	32777	292
F - AD96	0,234	4	46	68653	612

9.4 APÊNDICE 4 - SIMULAÇÃO NO THERMOCALC

Fases termodinamicamente possíveis propostas pelo programa Thermocalc, ver. Q, para o sistema Al-Mg-Si-O. Foram rejeitadas as fases metálicas, iônicas, líquidas e imiscíveis. Utilizou-se o banco de dados PION.

```
SYS: SET-LOG PSEUDO1,,,, – Gera pseudo-binário
SYS: GO D
TDB_TCFE2: SW PION – Troca de base de dados
TDB_PION: D-SYS mg si al o – Define sistema a ser estudado
TDB_PION: L-SYS – Lista constituintes do sistema
TDB_PION: REJ CONST – Rejeição dos constituintes iônicos, líquidos, metálicos e
imiscíveis
PHASE: ION
SUBLATTICE NUMBER: 2
CONSTITUENT: VA
PHASE: LIQUID
CONSTITUENT: VA
PHASE: IMISCIBLE
SUBLATTICE NUMBER: 2
CONSTITUENT: VA
PHASE: SI
SUBLATTICE NUMBER: 2
CONSTITUENT: VA
PHASE: MG
SUBLATTICE NUMBER: 2
CONSTITUENT: VA
PHASE: AL
SUBLATTICE NUMBER: 2
CONSTITUENT: VA
PHASE: GAS
CONSTITUENT: VA
TDB_PION: L-SYS
.../CONSTITUENTS/: ↵ (Enter)
TDB_PION: GET
```

Página intencionalmente em branco