

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Marcus Vinicius da Silva

**PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE CERÂMICA A
BASE DE ALUMINA PARA USO EM BLINDAGEM BALÍSTICA**

Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina para a obtenção do Grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientadores:

Hazim Ali Al-Qureshi/UFSC

Dachamir Hotza/UFSC

Daniel Stainer/CMC Tecnologia

Florianópolis

15/03/2013

Marcus Vinicius da Silva

**PROCESSAMENTO E CARACTERIZAÇÃO DE CERÂMICA A
BASE DE ALUMINA PARA USO EM BLINDAGEM BALÍSTICA**

Esta Dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de Mestre, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

Florianópolis, 15 de Março de 2013.

Prof. Dr. Antonio Pedro Novaes de Oliveira
Coordenador do Programa

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Hazim Ali Al-Qureshi
Orientador/UFSC

Prof. Dr. Dachamir Hotza
Coorientador/UFSC

Eng. Daniel Stainer, M.Sc.
Coorientador/CMC Tecnologia

Prof. Dr. Carlos P. Bergmann
Membro Externo/UFRGS

Prof. Dr. Oscar R. K. Montedo
Membro Externo/UNESC

Prof. Dr. Guilherme M. O. Barra
Membro Interno/UFSC

Para aqueles que acreditam...

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço ao destino (ou Deus, Alá ou qualquer entidade superior) por estar vivo (e saudável) e por ter que enfrentar uma série de dificuldades e desafios que me levaram a desenvolver meus conhecimentos, ter oportunidade de estudar, trabalhar e me graduar como Mestre em um excelente curso.

Este trabalho é não aconteceria sem o suporte e participação da Empresa CMC Tecnologia, que por meio de seu representante Daniel Stainer e seu grupo de funcionários que forneceram-me condições, conselhos e críticas durante todo o desenvolvimento do trabalho permitindo eu adquirir experiências valiosas sobre os mais diversos assuntos.

Agradeço enormemente ao Professor Dachamir Hotza, que me acolheu como orientando em seu grupo no início do Mestrado, disponibilizando bolsa, me indicando para realizar este trabalho e (quase) sempre disponível para aconselhamentos, críticas e sugestões.

Ao Professor Hazim Ali Al-Qureshi que nos emprestou parte de seu conhecimento e experiência nas etapas iniciais, servindo como base-guia para o andamento do trabalho.

Ao Professor Oscar Rubem Klegues Montedo e ao colega-amigo Leandro Neckel por seu apoio e suporte junto a CMC Tecnologia.

A todos os acima citados um agradecimento humilde e sincero de alguém que também acredita na aproximação entre Indústria e Universidade e também trabalhará para isto.

A minha esposa Cheila Rampinelli que teve de compreender as viagens e estadias prolongadas em Florianópolis, e ainda assim continuou a me dar suporte e incentivo. Sua ajuda foi indispensável para a realização deste trabalho.

A meus avós Luis Fernando Andrades e Leonarda Rodrigues Andrades por permitirem a minha estada em sua pequena moradia quando venho à Florianópolis, sempre torcendo por meu sucesso e desenvolvimento.

A meus mestres, amigos e alunos do Aikido que me auxiliam em meu desenvolvimento físico, espiritual e mental, de modo a me tornar uma pessoa melhor para todos na minha vida.

"Não siga o caminho, apenas; ao contrário, vá por onde não haja caminho e deixe uma trilha..."

(Ralph Waldo Emerson, 1803-1882)

RESUMO

Com o objetivo de desenvolver uma cerâmica de alumina com propriedades para aplicações balísticas de elevados níveis energéticos, diversas amostras de alumina de três formulações (92, 96 e 99% em peso de Al_2O_3) em diferentes espessuras (6 e 10 mm) foram confeccionadas em meio industrial, com o intuito de se avaliar suas propriedades previamente e após a sinterização. Os parâmetros de processamento foram os mesmos para as três formulações, com pressão de compactação de 1100 kgf/cm^2 e sinterização a $1600 \text{ }^\circ\text{C}$ durante 6 h. As amostras foram submetidas a ensaios de densidade aparente, retração linear e difração de raios X, previamente e após a sinterização para se avaliar a densificação dos corpos e as estruturas formadas. As densidades relativas das composições ficaram em torno de 97%, com retração linear entre 15-20% e absorção de água inferior 0,03%. Ensaios de dureza *Vickers* (1 e 2 kg) e resistência a flexão 4 pontos também foram efetuados para se avaliar o comportamento mecânico das três formulações nas diferentes espessuras. Os valores de dureza obtidos ficaram em torno de 13 (96%) a 15 (92 e 99%) GPa para 1 kg de carga. As tensões de ruptura obtidas variaram de 210 a 300 MPa, sendo que as formulações mais espessas das composições 96 e 99% apresentaram valores de tensão de ruptura cerca de 20% inferiores (210 MPa - 96%; 240 MPa - 99%) em comparação as amostras mais finas (265 MPa - 96%; 300 MPa - 99%). A formulação 92% apresentou pouca redução de sua tensão de ruptura com o aumento da espessura (230 MPa - 92% 10 mm; 240 MPa - 92% 6mm, menos de 5%) e placas de 120 mm x 120 mm x 12 mm desta formulação foram selecionadas para os ensaios balísticos. As placas de alumina foram coladas em chapas metálicas de 4 mm de aço AISI 1045, para este servir como escoro e placa testemunha em caso de penetração/deformação. Os ensaios balísticos foram realizados utilizando a norma NIJ-0108.01 para a escolha do tipo de projétil a ser utilizado (7.62x51 AP, nível IV, 4068 J). Disparos foram efetuados em cinco placas de alumina. Nenhum dos cinco disparos atravessou ou sequer deformou as chapas metálicas, mostrando que a alumina 92% produzida apresenta potencial como cerâmica balística, sendo capaz de resistir impactos com mais de 4000 J de energia cinética.

Palavras-chave: Cerâmica Balística, Blindagem, Alumina.

ABSTRACT

Aiming to develop an alumina ballistic ceramic for high energy applications, several samples of alumina in three different formulations (92, 96 and 99 wt% of Al_2O_3) and thicknesses (6 and 10 mm) were developed in an industrial environment in order to evaluate their properties before and after sintering. The processing parameters were the same for all three formulations, with compaction pressure of 1100 kgf/cm^2 , sintered at 1600 °C for 6 h. Samples were subjected to tests of bulk density, linear retraction, and X-ray diffraction, before and after sintering to evaluate the densification of the bodies and the structures formed. The relative densities of the compositions were around 97%, with 15-20% of retraction and water absorption inferior to 0.03%. Vickers hardness tests (1 and 2 kg) and four point flexural strength were also performed to evaluate the mechanical behavior of the formulations. The hardness values obtained were around 13 (96%) 15 (92 and 99%) GPa for 1 kg load. The fracture resistance obtained ranged from 210 to 300 MPa, and the formulations of the thicker compositions of 96 and 99% showed a decrease of 20% (210 MPa - 96%; 240 MPa - 99%) compared to the thinner samples (265 MPa - 96%; 300 MPa - 99%). The 92% formulation showed little reduction of its tensile strength with increasing thickness (230 MPa - 92% 10 mm; 240 MPa – 6 mm 92%, less than 5%) and plates (120x120x12 mm) of this formulation were selected for the ballistic tests. The plates of alumina were glued to AISI 1045 metal sheets, who served as backing and witness plate in the case of penetration / deformation. The ballistic tests were performed using the standard NIJ-0108.01 for choosing the type of projectile to be used (7.62x51 AP, Level IV, 4068 J). Shots were made in five alumina plates. None of the five shots went through or even deformed sheet metal, showing that the 92% alumina body produced is a potential ballistic ceramic, being able to withstand impacts with more than 4000 J of kinetic energy.

Keywords: Ballistic Ceramic, Armor, Alumina.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Ciclo balístico ao se disparar um projétil	29
Figura 2 - Projéteis desenvolvidos para armas de mão, espingardas e fuzis, com diversas configurações.....	30
Figura 3 - Cartuchos multiprojéteis, flechete para fuzil, flechetes para espingarda e espingarda. Fonte: Jussila, 2005.	31
Figura 4 - Exemplo de relação entre pressão na câmara, comprimento do cano e velocidade de projétil para um cartucho 5,56x45	33
Figura 5 - Comportamento de um projétil de acordo com seu grau de estabilidade.....	35
Figura 6 - Esquema de uma blindagem mista sob impacto balístico.	36
Figura 7 – Pastilha de cerâmicas de alumina após impacto balístico.....	40
Figura 8 - Fluxograma do processo Bayer.	43
Figura 9 - O processamento cerâmico e o desenvolvimento das características do sistema.....	44
Figura 10 - Esquema de mudanças microestruturais densificantes e não-densificantes durante a queima de pós cerâmicos.....	49
Figura 11 - Diferença entre sinterização predominantemente densificante (a) ou coalescente (b).....	50
Figura 12 - Prensa PH-300.	55
Figura 13 - Compactação das placas para ensaio balístico.	55
Figura 14 - Carregamento dos corpos de prova no forno.	57
Figura 15 - Desenho esquemático do ensaio de flexão em 4 pontos e a distribuição de tensões mecânicas	59
Figura 16 - Desenho esquemático das placas para ensaio.....	62
Figura 17 - Desenho esquemático do suporte para ensaio.	62
Figura 18 - Munição utilizada no ensaio (7.62x51 AP).	63
Figura 19 - Amostra cerâmica inserida no suporte.	64
Figura 20 - Suporte colocado na distância especificada.	64
Figura 21 - Atirador preparando o disparo.	65
Figura 22 - Difratograma de raios X dos pós de Al ₂ O ₃ 92, 96 e 99%.....	67
Figura 23 - Difratogramas de raios X das amostras sinterizadas de Al ₂ O ₃ 92, 96 e 99%.....	72
Figura 24 - Tensão de fratura para as cerâmicas sinterizadas de 6 mm.	73

Figura 25 - Comparação dos valores de tensão de fratura para as cerâmicas sinterizadas de 10 mm.	74
Figura 26 - Ensaio balístico da amostra 1 da cerâmica balística 92%.....	76
Figura 27 - Vista do Impacto frontal sob a manta de poliuretano.	76
Figura 28 - Ensaio balístico da amostra 2 da cerâmica balística 92%.....	77

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades dos materiais e seu papel no desempenho balístico.	39
Tabela 2 - Propriedades típicas nominais das cerâmicas de alumina.....	42
Tabela 3 - Características desejáveis para pós de cerâmicas avançadas	46
Tabela 4 - Métodos comuns de conformação cerâmica e suas matérias-primas.	47
Tabela 5- Variáveis afetando sinterabilidade e microestrutura.....	51
Tabela 6 - Padrão NIJ-0108.01 para materiais resistentes a projéteis.....	52
Tabela 7 - Padrão STANAG 4569 para veículos blindados.	52
Tabela 8 - Análise química das formulações de alumina.....	66
Tabela 9 - Densidade aparente e relativa dos compactados.....	68
Tabela 10 - Retração linear para as diferentes composições e espessuras de alumina.....	69
Tabela 11 - Densidade e absorção de água das aluminas sinterizadas.....	70
Tabela 12 - Dureza <i>Vickers</i> das cerâmicas sinterizadas.....	71
Tabela 13 - Tensão de fratura para as aluminas sinterizadas, em suas diferentes composições e espessuras.....	73
Tabela 14 - Resultados dos ensaios balísticos realizados nas cerâmicas de alumina 92%.....	77

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT - Associação Brasileira de Normas Técnicas

AP - *Armour Piercing*

CMC Tecnologia - Construções Mecânicas Cocal - Tecnologia

CMC - Compósitos de Matriz Cerâmica

DRX - Difractometria de Raios X

FMJ - *Full Metal Jacketed*

JCPDS - *Joint Committee on Powder Diffraction Standards*

LABMAT - Laboratório de Materiais

LCM - Laboratório de Caracterização Microestrutural

LPS - *Liquid Phase Sintering*

NATO - *North Atlantic Treaty Organization*

NIJ - *National Institute of Justice*

STANAG - *Standardization Agreement*

USGS - *United States Geological Survey*

LISTA DE SÍMBOLOS

a - Comprimento médio da diagonal da impressão (m)

b - largura do corpo-de-prova (mm)

e - espaçamento dos pontos de aplicação da carga (mm)

E_c - Energia cinética (J)

h - espessura do corpo-de-prova (mm);

HV - Dureza *Vickers* (GPa)

L - espaçamento dos apoios (mm)

PC - Penetração completa

PP - Penetração parcial

Q - Carga aplicada pelo penetrador (kgf)

Q - carga aplicada (kgf)

v_0 - Velocidade de saída (m/s)

σ - Tensão de fratura (MPa)

Θ - Ângulo de inclinação do penetrador ($^\circ$)

σ - Tensão de flexão (MPa)

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	27
1.1 INTRODUÇÃO.....	27
1.2 OBJETIVOS.....	28
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	29
2.1 ARMAS DE FOGO E BALÍSTICA.....	29
2.1.1 Armas de Fogo e Projéteis	29
2.1.2 Balística	31
2.1.2.1 Balística Interna.....	32
2.1.2.2 Balística Intermediária.....	33
2.1.2.3 Balística Externa.....	34
2.1.2.4 Balística Terminal e de Trauma.....	35
2.2 CERÂMICAS BALÍSTICAS.....	38
2.2.1 Materiais Cerâmicos para Sistemas de Blindagem.....	38
2.2.1 Alumina	41
2.2.1.1 Propriedades e Aplicações.....	41
2.2.1.2 Processamento	42
2.3 PROCESSAMENTO DE CERÂMICAS	44
2.3.1 Conformação.....	45
2.3.2 Queima e Sinterização.....	48
2.3 ENSAIOS BALÍSTICOS	51
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	54
3.1 MATERIAIS E ADITIVOS	54
3.2 CONFORMAÇÃO	54
3.3 SINTERIZAÇÃO	56
3.4 CARACTERIZAÇÃO.....	57
3.4.1 Retração Linear	57
3.4.2 Densidade e Absorção de Água.....	57
3.4.3 Microdureza.....	58
3.4.4 Difração de Raios X.....	58
3.4.4 Resistência Mecânica.....	59
3.4.5 Ensaios Balísticos.....	61
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	66

4.1 PÓS E COMPACTADOS DE ALUMINA.....	66
4.1.1 Análise Química	66
4.1.2 Análise de Fases	67
4.1.3 Densidade	68
4.2 ALUMINA SINTERIZADA	68
4.2.1 Retração Linear	68
4.2.2 Densidade e Absorção de Água.....	69
4.2.3 Dureza.....	70
4.2.4 Análise de Fases	71
4.2.5 Resistência Mecânica.....	73
4.3 ENSAIO BALÍSTICO.....	75
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS	79
6 REFERÊNCIAS	80

1 INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

1.1 INTRODUÇÃO

Materiais cerâmicos têm sido considerados para aplicações de blindagem leve devido a sua baixa densidade, alta resistência à compressão e alta dureza (YADAV e RAVICHANDRAN 2003). Usualmente, a cerâmica faz parte de um sistema de proteção para aplicações em blindagens de veículos e pessoais. Por exemplo, um sistema pode consistir de um compósito de carbetos de boro ligado a fibras de vidro ou aramida, coberto com um tecido de proteção. A substituição de materiais metálicos por materiais cerâmicos em veículos blindados garante muitas melhorias, como redução de peso, autonomia e capacidade de transportes maiores, além da qualidade melhor de blindagem (COUTO, 2011).

Materiais cerâmicos normalmente formam a primeira camada de uma chamada blindagem mista e são aqueles que recebem o impacto inicial do projétil. Sua função é desgastar a ponta do projétil dissipando grande parte da energia cinética, fragmentar a massa do projétil e melhorar a distribuição da pressão de impacto sobre a segunda camada. A segunda camada da blindagem mista, também chamada de base ou *backing* é formada por materiais dúcteis e tem como função absorver a energia cinética residual do projétil, dos estilhaços oriundos do projétil e da própria cerâmica através de sua deformação plástica (MATWEB, 2012). O requisito mais importante para o material da base é que ele não falhe durante os estágios iniciais do processo de penetração do projétil; isto é, a base deve suportar as tensões de compressão que são transferidas para a cerâmica após o impacto, evitando penetração de estilhaços de projétil e/ou cerâmica com elevada energia cinética ou deformando-se excessivamente de maneira a colocar em risco a vida de pessoas por detrás da blindagem, ou a integridade de equipamentos. É importante citar que impactos em altas velocidades (elevadas energias cinéticas) são fenômenos que apresentam elevada complexidade e reprodução limitada, pois parâmetros como a incidência do projétil na blindagem, por exemplo, são extremamente difíceis de serem ajustadas ou prevenidas (NECKEL, 2012).

Os principais materiais cerâmicos para blindagem balística são a alumina, o carbetos de silício e o carbetos de boro. O carbetos de boro é o que apresenta as melhores propriedades mecânicas: maior dureza, módulo de elasticidade e tenacidade à fratura e a menor densidade; entretanto, possui o maior custo e dificuldade de fabricação. O carbetos

de silício possui propriedades mecânicas um pouco inferiores ao carbeto de boro, porém apresenta a vantagem de ter custo inferior. Ambos são utilizados em blindagens para calibres pesados. No entanto, a alumina apresenta maior praticidade na produção de blindagens em escala industrial, devido ao seu processamento amplamente conhecido e de baixo custo, e suas propriedades favoráveis.

O desenvolvimento de materiais balísticos é dependente de seu processamento (que influenciará suas propriedades) e de ensaios adequados para se garantir sua eficiência nas condições propostas.

O escopo deste trabalho é o processamento industrial de sistemas de proteção balística com base em bem como a avaliação de seu desempenho em situações realistas. O motivo para tal trabalho é a potencialidade de se utilizar a alumina como material viável para a produção industrial de blindagens (seja para coletes ou veículos) sujeitas a altos níveis de energia cinética (NIJ IV e STANAG III), um nicho tecnológico (e de mercado) pouco (ou não) explorado no Brasil.

1.2 OBJETIVOS

A produzir industrialmente um material com propriedades de blindagem efetiva contra impactos de elevados níveis energéticos, através da produção de uma cerâmica a base de alumina é o objetivo deste trabalho. Desenvolver e produzir tal material é um desafio tecnológico para qualquer indústria, entretanto seus usos potenciais (e comerciais) em programas de nacionais, sejam estes de defesa ou até aeroespaciais, não podem ser ignorados.

Os objetivos específicos deste trabalho são:

- Produzir uma cerâmica a base de alumina para blindagem balística capaz de resistir elevados níveis de energia cinética (> 4000 J).
- Produzir tal cerâmica em condições industriais, avaliando seu processamento, suas propriedades e seu desempenho balístico contra impactos de alta energia.
- Comparar as propriedades de diferentes configurações de sistemas de proteção a fim de otimizar o desempenho balístico.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ARMAS DE FOGO E BALÍSTICA

2.1.1 Armas de Fogo e Projéteis

O projétil de uma arma de fogo moderna é montado em uma cápsula metálica aberta em uma das extremidades, sendo que a extremidade fechada contém uma espoleta em conjunto do propelente (pólvora). Quando a agulha da arma de fogo é liberada ao se pressionar o gatilho ela acerta a espoleta que detona, inflamando a pólvora. Essa gera uma grande quantidade de gases quentes aumentando enormemente a pressão atrás do projétil empurrando-o ao longo do cano da arma. Esse ciclo balístico é apresentado na Figura 1.

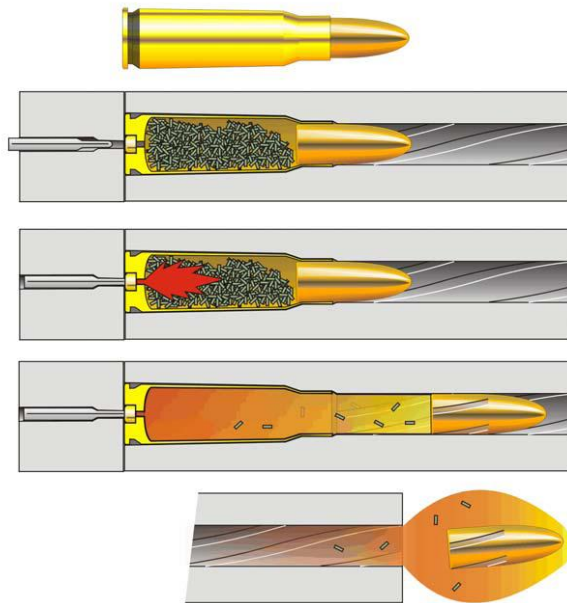


Figura 1- Ciclo balístico ao se disparar um projétil. Fonte: Jussila, 2005.

A combinação da quantidade de pólvora, sua velocidade de queima, espaço de combustão, comprimento do cano e peso do projétil são os principais fatores para se determinar a velocidade V_0 do projétil ao sair do cano da arma.

Armas de fogo são tradicionalmente divididas nas categorias de armas de mão (pistolas e revólveres), espingardas e fuzis, e seus projéteis são respectivamente associados a baixas e altas energias cinéticas. Um projétil pode ser feito de um único material como ligas de chumbo ou cobre, ou núcleos de chumbo ou aço envoltos por uma liga de cobre (conhecidas como "jaquetadas" ou *Full Metal Jacket*, FMJ). Seu modelo depende do propósito: um projétil pode ser desenvolvido para máxima penetração (munição perfurante ou *armor piercing*, AP), tendo materiais como aços temperados e carbeto de tungstênio em seu projeto. Outro desenvolvimento para projéteis é a máxima expansão sob impacto (beneficiando-se de maior poder de parada, *stopping power*). Um projétil pode se expandir utilizando de uma cavidade na ponta (ponta oca ou *hollow point*), e também ser projetado para se fragmentar por meio de falhas estruturais (causando maior dano em tecido humano) (JUSSILA, 2005). O potencial para dano, entretanto, não pode ser determinado pela aparência do projétil. Um projétil de ponta de chumbo exposta pode não se expandir sob impacto com tecido macio. De acordo com as leis da física, seu comportamento (e seu potencial para dano) é determinado por sua massa, velocidade, resistência estrutural e dependendo da resistência a ser vencida (JUSSILA, 2005).

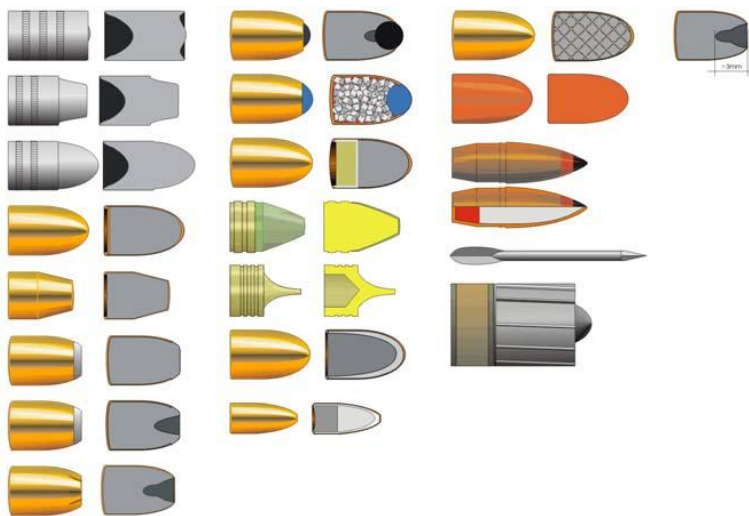


Figura 2 - Projéteis desenvolvidos para armas de mão, espingardas e fuzis, com diversas configurações. Fonte: Jussila, 2005.

O calibre (diâmetro) do cano de uma arma define o limite superior do diâmetro do projétil a ser utilizado. Um projétil também pode conter em seu interior vários projéteis independentes, conforme a Figura 3.

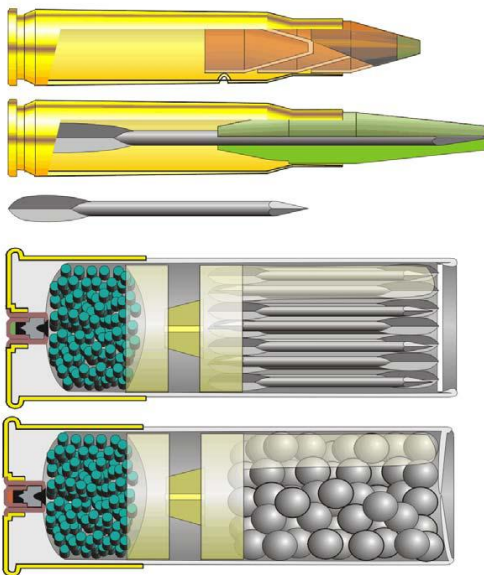


Figura 3 - Cartuchos multiprojéteis, flechete para fuzil, flechetes para espingarda e espingarda. Fonte: Jussila, 2005.

2.1.2 Balística

Balística é uma área da mecânica que estuda o comportamento, voo e efeitos de projéteis, especialmente balas, bombas gravitacionais, foguetes e similares. Seu escopo é desenvolver e acelerar projéteis para que estes atinjam determinado desempenho. Um projétil é qualquer corpo projetado em um espaço (vazio ou não) pela ação de uma força; embora uma bola lançada com a mão seja tecnicamente um projétil, o termo é normalmente associado a armas de fogo (MOSS, LEEMING e FARRAR, 1995). Um projétil (corpo balístico) é livre para se movimentar, podendo ter sua aparência, textura e trajetória modificadas por condições ambientais, substâncias ou forças externas, como a

pressão dos gases em uma arma, presença de raias, gravidade, temperatura e resistência do ar. Um míssil balístico é guiado apenas durante um breve momento em sua fase inicial de vôo, e subsequentemente, é governado pelas leis da mecânica clássica.

Pode-se analisar o movimento de um corpo balístico como um conjunto de movimentos, desconsiderando forças de caráter dissipativos. Na vertical, o projétil está exposto a um movimento retilíneo uniformemente variado em decorrência da aceleração da gravidade. Na horizontal, o projétil está exposto a um movimento uniforme uma vez que não há aceleração na horizontal. A balística subdivide-se em quatro seções principais: interna, intermediária, externa e terminal, descritas a seguir (JUSSILA, 2005).

2.1.2.1 Balística Interna

A balística interna estuda os eventos dentro do armamento quando a espoleta é detonada gerando a ignição do propelente. Cada tipo de pólvora tem sua velocidade de queima característica. A queima é na verdade uma explosão controlada, na qual nenhum oxigênio externo é necessário. Ela obedece a Lei de Piobert (MOSS, LEEMING e FARRAR, 1995) pela qual a superfície dos grânulos de pólvora queima antes da camada inferior, permitindo um controle na velocidade de queima e o aumento de pressão ao se utilizar pólvora com áreas superficiais decrescentes, constantes ou crescentes (pólvoras degressivas, neutras e progressivas) (MOSS, LEEMING e FARRAR, 1995).

Do ponto de vista tático, é importante que a pólvora e a espoleta sejam o mais indiferente a temperatura externa possível, contribuindo para um desempenho uniforme.

A combinação da quantidade de pólvora, sua velocidade de queima, seu volume de queima e a resistência do projétil no cano fornecem uma curva de pressão, demonstrando o quão rápido e o quão alto o aumento de pressão acontece. Uma pólvora ideal queima quase completamente antes do projétil sair do cano, o encurtamento do cano (assim como a redução da carga de pólvora) reduzirão a V_0 quando o mesmo cartucho for utilizado. A Figura 4 mostra um exemplo da relação entre pressão, comprimento do cano e velocidade de projétil.

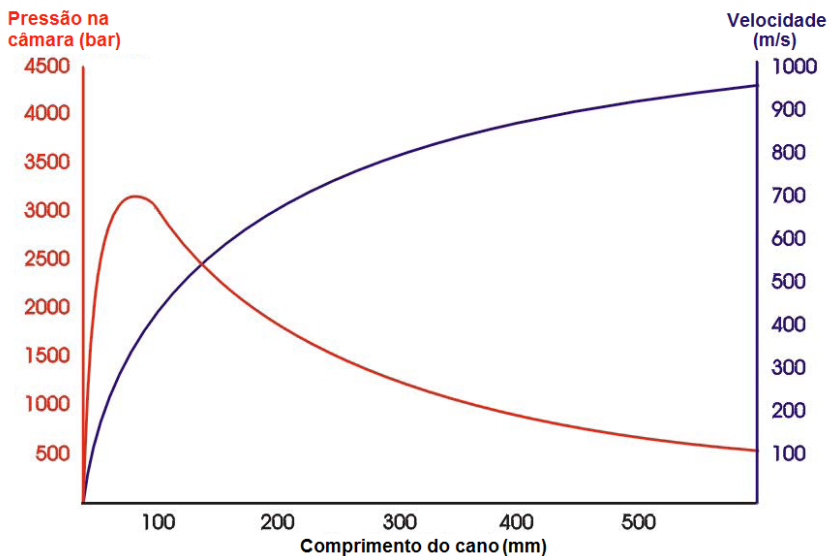


Figura 4 - Exemplo de relação entre pressão na câmara, comprimento do cano e velocidade de projétil para um cartucho 5,56x45. Fonte: Jussila, 2005

Quando a pressão aumenta o suficiente, ela empurra o projétil no cano, as forças envolvidas causam expansão radial e movimento rotatório, enquanto o projétil é forçado para fora do cano passando nas raias helicoidais, que junto com a propagação da onda de pressão no metal farão a arma oscilar (RINKER, 1998).

2.1.2.2 Balística Intermediária

Estudo dos fenômenos que atuam sobre os projéteis desde o momento em que saem do cano da arma até o momento em que deixam de estar influenciados pelos gases remanescentes da boca da arma.

Um importante efeito a ser estudado nesta seção da balística é a consequência da saída dos gases pelo cano. Os gases da queima saem do cano a uma velocidade maior que a do projétil, envolvendo-o e gerando certa turbulência, de maneira que o projétil oscila levemente podendo causar desvios na trajetória do disparo (MOSS, LEEMING e FARRAR, 1995). Pequenas falhas na boca do cano podem causar a saída de uma grande quantidade de gases, reduzindo a precisão do disparo. Outro fator

de estudo são os acessórios que atuam na boca do cano, tais como tapa-chamas, silenciadores e similares.

Silenciadores são basicamente, um tubo com várias câmaras separadas de maneira que os gases, ao viajarem mais rápido que o projétil, percam a sua velocidade nessas câmaras antes de chegarem ao fim, evitando assim a explosão sônica (produzida quando a velocidade dos gases ultrapassa a velocidade do som).

Tapa-chamas são dispositivos com o objetivo de reduzir o tamanho e intensidade da chama na boca. Existe também uma espécie de "travões" (*muzzle-brake*) e compensadores que projetam os gases de maneira a que contrariem o recuo, ou salto vertical da arma, respectivamente.

2.1.2.3 Balística Externa

A balística externa é o estudo das forças que atuam nos projéteis e seus correspondentes movimentos durante a sua travessia na atmosfera, a partir do momento que ficaram livres das influências dos gases do propelente, até os presumíveis choques com os seus alvos (JUSSILA, 2005).

As duas principais forças que atuam sobre os projéteis durante seu projeto são: força gravitacional e resistência do ar aos seus movimentos. Essa última, para corpos balísticos modernos pode ser considerada como tendo, grosso modo, um valor igual a 100 vezes o valor da força gravitacional.

Em teoria, a trajetória balística no vácuo caracteriza-se uma forma de uma parabólica. O ângulo de queda é igual ao de projeção. A velocidade de queda é igual à de projeção, para um alcance máximo correspondendo a um ângulo de 45°. Na realidade, há a influência gravitacional similar a que ocorre no vácuo e, principalmente, a resistência do ar, que tem três componentes: a força de sucção provocada pelo vácuo na base do projétil; uma componente de compressão sobre a ponta do projétil, devida a uma compressão do ar naquela zona; uma componente de fricção do ar sobre as superfícies e protuberâncias laterais do projétil. Para velocidades subsônicas, a força mais atuante é a de sucção, enquanto que para velocidades supersônicas a compressão é a mais importante.

O projétil não voa de maneira precisa e em linha reta, a menos que seja estabilizado por marcações simétricas mínimas no corpo do projétil ou centro de gravidade atrás do centro de pressão, como

acontece normalmente em formas aerodinamicamente eficientes. Existem dois mecanismos principais de estabilização: arrasto e rotação. A estabilização por arrasto é realizada por meio de calda em cone ou estabilizadores na calda, causando maior arrasto na traseira do projétil mantendo-o em linha reta (MOSS, LEEMING e FARRAR, 1995). A estabilização por rotação significa fornecer ao projétil uma rápida rotação em seu eixo longitudinal, seja por raias no cano ou estabilizadores angulados no projétil (MOSS, LEEMING e FARRAR, 1995). A rotação faz com que mesmo um projétil de cauda pesada voe em linha reta, contanto que sua velocidade de rotação seja elevada o suficiente, pois pouca rotação significará oscilações no projétil, fazendo com que seja influenciado negativamente pela resistência do ar, modificando sua trajetória. Muita rotação resultará em um projétil superestável, que irá resistir a qualquer mudança em sua trajetória e eventualmente voará com certo desvio, uma vez que o eixo longitudinal do projétil não acompanhará a trajetória do mesmo, mantendo seu ângulo inicial, resultando em aumento de arrasto e alcance inferior (JUSSILA, 2005). Os efeitos das estabilizações são mostrados na Figura 5.

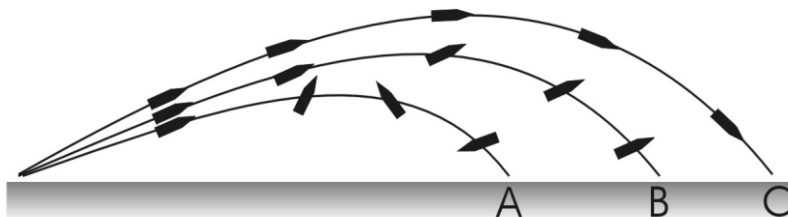


Figura 5 - Comportamento de um projétil de acordo com seu grau de estabilidade. A - instável, B - superestável, C- neutro. Fonte: Jussila, 2005.

2.1.2.4 Balística Terminal e de Trauma

Balística terminal é a ciência do comportamento do projétil em alvos inanimados, enquanto a balística de trauma é lida com projéteis em seres vivos. É caracterizada por eventos muito rápidos, grandes pressões e deformações (TIKKA, 1989). Um projétil deve possuir

energia cinética suficiente para alcançar um alvo, penetrá-lo e causar o dano designado (forças policiais preferem danos não letais com o intuito de parar o agressor).

A energia de um projétil impactando determinado alvo é mostrada na Equação 1, onde m_i (g) é a massa do projétil e v_i (m/s) sua velocidade:

$$E_c = 0,5 * m_i * v_i^2 / 1000 \quad (1)$$

Sua energia cinética E_c (J) é definida como energia de impacto e é parcialmente dissipada no alvo ao realizar trabalho sobre ele. Pode-se observar que a massa do projétil e mais significativamente, sua velocidade, determinam sua energia cinética.

Existem três tipos básicos de projéteis do ponto de vista de balística terminal, projetados respectivamente para:

- máxima precisão a distâncias variadas, utilizando de vários métodos de estabilização;
- máximo dano em um alvo (normalmente estruturas e veículos) através de maior penetração possível, conhecidos como perfurantes ou *armor piercing*;
- máximo dano em um alvo (normalmente seres vivos) ao se deformar para controlar a perfuração da bala; esta classe limita a penetração ao se expandir ou fragmentar e são conhecidos como ponta oca ou *hollow point* (JUSSILA, 2005).

O evento balístico ocorre quando o projétil entra em contato com seu alvo. No exemplo a seguir, se analisa o evento balístico sobre uma blindagem mista cerâmica/polímero:

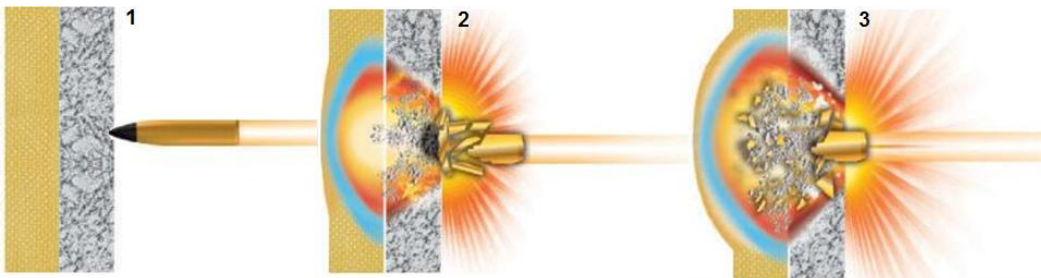


Figura 6 - Esquema de uma blindagem mista sob impacto balístico.

O mecanismo de dissipação de energia do impacto do projétil segue 3 etapas (MATCHEN, 1996):

- Destruição da ponta do projétil em 9 μ s e deformação do material de fundo na interface conoidal;
- Erosão do projétil pelos fragmentos da cerâmica em 9-15 μ s, com 40% da energia do impacto sendo carregada pela erosão do projétil;
- e
- Absorção por deflexão dinâmica dos 60% da energia de impacto remanescente pelo material de fundo depois de 15 μ s.

A primeira etapa é bem desempenhada pelos materiais cerâmicos, suportando a elevada carga de compressão causada pelo projétil, e causando a destruição da ponta do mesmo. Além disso, há em geral uma leve deformação do material de fundo.

A segunda etapa acontece com a grande tensão de compressão exercida pelos materiais cerâmicos ao projétil no instante do impacto, causando a erosão da ponta de projéteis endurecidos ou a deformação plástica da ponta dos projéteis dúcteis. Em ambos os casos, ocorre o aumento de área de contato favorecendo a distribuição da pressão sobre a blindagem.

Na terceira etapa, há absorção da energia residual dos fragmentos do projétil e da própria cerâmica, através da deformação plástica do material de fundo. Os materiais cerâmicos não são adequados para esta etapa, devido a sua inaptidão de efetuar tal tipo de deformação. Para os requisitos de resistência à flexão e ductilidade, os materiais metálicos ou poliméricos possuem melhor desempenho. Esses materiais podem ser alumínio aeronáutico, fibras de aramida (quando houver limitações de peso) ou aço dúctil (quando o peso não for fator determinante). Dependendo da resistência da blindagem, a deformação associada a essa etapa pode ser muito pronunciada (conforme mostra a Figura 1) ou quase inexistente se o material cerâmico apresentar espessura e/ou resistência suficiente para absorver a energia remanescente.

Os esforços iniciais de compressão sobre a cerâmica causam tensões de tração do lado oposto ao impacto. Sendo a base de material dúctil, é capaz de se deformar sem se romper e de suportar as tensões exercidas nesse local, evitando a ocorrência de falha. A função principal da base é não falhar durante os estágios iniciais do processo de penetração do projétil, devendo suportar toda tensão de compressão exercida sobre a cerâmica (WILKINS, 1978).

2.2 CERÂMICAS BALÍSTICAS

2.2.1 Materiais Cerâmicos para Sistemas de Blindagem

Materiais cerâmicos têm sido desenvolvidos para sistemas de blindagens de baixo peso e alto desempenho balístico. A blindagem cerâmica constitui um revestimento resistente e rígido capaz de fragmentar o projétil e reduzir sua velocidade, transformando-o em pequenos fragmentos que são absorvidos pela camada flexível da base que suporta a cerâmica. Para que isto ocorra, é necessário que o material cerâmico apresente resistência à deformação mecânica alta, isto é, módulo de elasticidade alto combinado com dureza elevada (XAVIER & COSTA, 1984). A tenacidade à fratura, que é a energia que o material é capaz de absorver antes que ocorra a sua fratura, é um requisito muito importante para esta aplicação.

Os principais materiais utilizados comercialmente no desenvolvimento de blindagens balísticas são Al_2O_3 , B_4C , SiC , além de compósitos de matriz cerâmica (CMCs), como o sistema Al_2O_3/ZrO_2 . Os principais motivos pelos quais os materiais cerâmicos não são tão utilizados majoritariamente em blindagens são seu custo elevado, difícil processabilidade e o fato de que é consideravelmente difícil de prever desempenho balístico a partir das propriedades dos materiais (KARANDIKAR, 2009). Apenas com um controle das propriedades relevantes e da microestrutura que se pode garantir um bom desempenho balístico.

Atualmente não se pode correlacionar efetivamente desempenho balístico a uma única característica ou propriedade de um material, devido à natureza dinâmica do evento (nano a micro segundos). Assim sendo, testes balísticos sob determinadas condições são sempre necessários, para se determinar a eficiência dos sistemas de proteção. Entretanto, várias propriedades estão sendo associadas a determinados papéis no desempenho balístico, como lista a Tabela 1.

Cerâmicas não-óxidas como o carbetto de boro e de silício apresentam um elevado desempenho balístico, devido as suas propriedades (alta dureza e baixa densidade), entretanto seu valor e seu processamento são de custo elevado (TRESSLER, 2002). A alumina é um dos materiais de blindagem que apresenta as melhores relações custo-benefício dentre as cerâmicas avançadas, apresentando módulo de elasticidade elevado, refratariedade alta, dureza alta, e viabilidade comercial. Entretanto, algumas de suas propriedades, como sua baixa

tenacidade à fratura e baixa resistência à flexão fazem com que seu desempenho balístico seja inferior ao dos carbeto de silício e boro. A Tabela 1 apresenta a influência das propriedades da cerâmica em seu desempenho balístico.

Tabela 1 - Propriedades dos materiais e seu papel no desempenho balístico.

Propriedade	Efeito no desempenho balístico
Densidade	Peso do sistema de proteção
Dureza	Dano ao projétil
Módulo de Elásticidade	Propagação das ondas de tensão
Resistência a Flexão	Resistência a múltiplos acertos
Tenacidade a Fratura (K_{IC})	Resistência a múltiplos acertos, durabilidade em campo
Modo da fratura (inter ou transgranular)	Absorção de energia

Fonte: Adaptado de Karandikar (2009).

Todas as propriedades listadas são afetadas diretamente pela microestrutura do material cerâmico, na forma de tamanho de grão, fases cristalinas, transformações de fases e porosidade. Assim sendo o controle microestrutural é extremamente importante no desenvolvimento de uma cerâmica balística, pois as propriedades chaves para o desempenho balísticos são dependentes desse.

As propriedades da alumina podem ser melhoradas, seja por meio da introdução de zircônia ou do desenvolvimento de compósitos de matriz cerâmica, que aumentam tenacidade à fratura e a resistência à flexão através da introdução de partículas pequenas de zircônia tetragonal policristalina ou de fibras cerâmicas, ampliando sua gama de aplicações estruturais (STEVENS & EVANS, 1984; HEIMANN, 2010).

O projeto de uma blindagem utilizando materiais cerâmicos deve considerar que nos impactos balísticos a fratura é associada com cargas instantâneas que são bem diferentes daquelas associadas com cargas estáticas. Na condição de carga estática, as tensões e deformações são distribuídas ao longo do corpo solicitado e todos os pontos participam do processo de início da fratura. Nas cargas instantâneas, as tensões e deformações encontram-se muito localizadas, de forma que as fraturas podem ocorrer em uma parte isolada do corpo. Esse tipo de impacto pode modificar drasticamente as propriedades mecânicas do material, devido às elevadas pressões e às rápidas taxas de carregamento. O

impacto na blindagem composta de cerâmica por projéteis com alta energia cinética normalmente dá origem a um cone de fraturas com trincas radiais e circunferenciais, como mostra a Figura 7 (COUTO, 2011).



Figura 7 – Pastilha de cerâmicas de alumina após impacto balístico.
Fonte: Couto (2011).

Projéteis disparados contra alvos de cerâmica de alumina, cujas pontas eram achatadas, apresentaram velocidades residuais maiores após a perfuração dos alvos e, portanto, maior poder de penetração em relação aos projéteis com geometria pontiaguda. Uma única camada de material cerâmico absorve mais energia que várias camadas com a mesma espessura (WILKINS, 1978). Imediatamente após o impacto na primeira placa, ocorre a formação de uma trinca axial na interface entre as duas placas, o que provoca a fratura prematura do conjunto. Durante o primeiro estágio do mecanismo de penetração, o fator mais importante é manter a integridade da cerâmica para que ela possa erodir a maior quantidade possível de massa do projétil, ou seja, retardando-se o início da fratura do material cerâmico. Esse fator é determinante para a escolha da cerâmica balística a ser utilizada, priorizando cerâmicas de alta dureza e baixa densidade.

2.2.1 Alumina

2.2.1.1 Propriedades e Aplicações

A alumina é um material estrutural de engenharia largamente utilizado com a melhor relação custo/benefício das cerâmicas avançadas. As matérias-primas utilizadas na produção dessa cerâmica técnica de alto desempenho são de fácil disponibilidade e de custo relativamente baixo, o que resulta em um bom valor agregado. Assim sendo, alumina (Al_2O_3 em forma cristalina α ou coríndon) é considerada o material de serviço entre as cerâmicas industriais. Sua dureza, resistência à abrasão e inércia química fazem-na um material ideal para utilizações em ambientes agressivos, desde indústrias mineradoras, químicas e siderúrgicas a armaduras balísticas e aplicações biomédicas. Sua natureza isolante, combinada com sua condutividade térmica moderada, permeabilidade dielétrica relativamente baixa e baixa perda dielétrica oferecem um leque de aplicações, que incluem substratos eletrônicos para circuitos integrados e velas de ignição automotivas (HEIMANN, 2010).

Entretanto, essas propriedades vantajosas são parcialmente compensadas por baixas (comparativamente a outras cerâmicas avançadas) resistências à tração, flexão, impacto e choque térmico. Portanto, decisões de incluir peças de alumina sujeitas a esforços em projetos de engenharia devem ser meticulosamente analisadas com o intuito de evitar falhas catastróficas. Uma análise das principais propriedades da alumina é mostrada na Tabela 2:

Tabela 2 - Propriedades típicas nominais das cerâmicas de alumina.

Propriedades	Faixa
Densidade relativa (g/cm ³)	3,4 - 3,7
Coefficiente de expansão térmica ($\times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$)	7,5 - 8,5
Resistência à compressão (MPa)	1000 - 2800
Resistência à tração (MPa)	140 - 170
Resistência à flexão (MPa)	280 - 420
Tenacidade à fratura (MPa·m ^{1/2})	3 - 4
Módulo elástico (GPa)	350 - 400
Módulo de cisalhamento (GPa)	140 - 160
Microdureza (kg·mm ⁻²)	1400 - 1800

Fonte: Heimann (2010).

A grande faixa de valores de propriedades atesta o fato de que as cerâmicas de alumina são dependentes dos parâmetros de processamento, como temperatura de sinterização, atmosfera de sinterização, impurezas, patamar de sinterização e outros fatores extrínsecos e intrínsecos. Por exemplo, alumina de extrema pureza e com grãos muito refinados é utilizada em cabeças femorais para endopróteses de quadril, apresentando valores de resistência mecânica, tenacidade e dureza notavelmente mais elevados.

2.2.1.2 Processamento

O processo produtivo para a geração de pó de alumina em grandes quantidades chama-se processo Bayer. O processo é iniciado com o minério de bauxita, uma combinação natural de óxido de alumina hidratado, caulim, óxido de ferro hidratado e dióxido de titânio, e segue as etapas mostradas na Figura 8 (BENGISU, 2001).

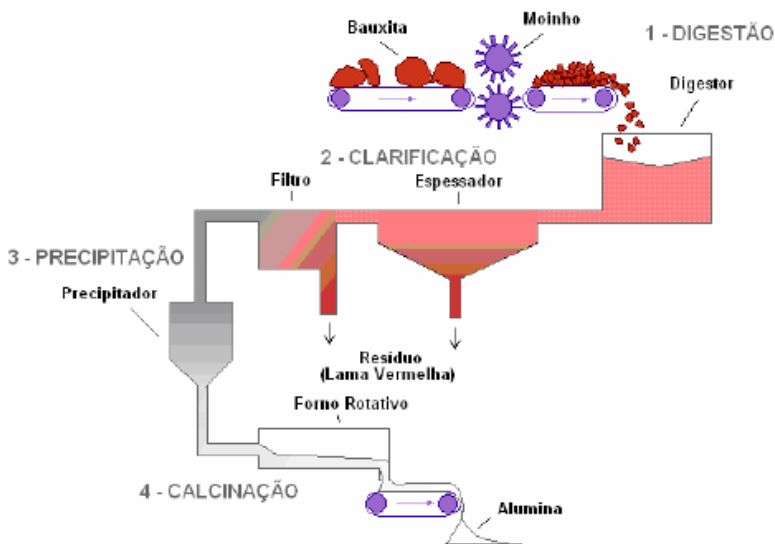
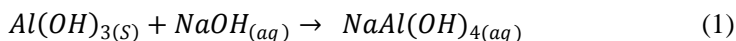


Figura 8 - Fluxograma do processo Bayer. Fonte: Adaptado de Heimann (2010).

- Previamente ao processamento o minério é seco e calcinado (aquecido até a remoção de matéria orgânica);

- Logo após o material é britado e moído para acelerar o processo de dessilicação ou digestão, que acontece numa solução de NaOH (de 2-8 horas a 160 °C e a 400 KPa) para formar íons de Na⁺ e AlO₂⁻ por meio da seguinte reação:



- Os resíduos insolúveis de Fe, Si e Ti são estabilizados e filtrados;

- A solução é então resfriada para precipitar Al(OH)₃ com o auxílio da adição Al(OH)₃ para fins de acelerar a nucleação do precipitado. As condições de precipitação, tais como tempo, temperatura e condições de nucleação, são importantes no controle da distribuição de tamanho da partícula, textura e pureza do hidróxido produzido;

- O lodo resultante é filtrado e lavado para se remover o Al(OH)₃ e o NaOH remanescente;

- A calcinação é a etapa final do processo, onde o Al(OH)₃ é lavado para remover qualquer resíduo do licor e posteriormente

calcinado, onde o produto é aquecido a aproximadamente 1100-1200 °C para desidratar os cristais, formando cristais de alumina puros, de aspecto arenoso e branco (BENGISU, 2001; HEIMANN, 2010).

- O produto é então britado e moído novamente na faixa de tamanho desejada, obtendo-se então o produto final.

A produção mundial de alumina foi estimada em 95,7 milhões de toneladas em 2012 um aumento de 2000 de 43 milhões de toneladas, de acordo com o USGS *Mineral Resources Program* os principais produtores são Austrália (21,5 milhões de toneladas), China (37,5 milhões de toneladas), Brasil (14,1 milhões de toneladas) e Estados Unidos (6,1 milhões de toneladas). Enquanto aproximadamente 90% da alumina é utilizada para extrair alumínio metálico via eletrólise, aproximadamente 10% do total é utilizada em aplicações cerâmicas.

2.3 PROCESSAMENTO DE CERÂMICAS

Vista como ciência, o processamento cerâmico é a seqüência de operações proposital que sistematicamente modifica aspectos químicos e físicos da estrutura, o qual é denominado características do sistema. As propriedades de cada estágio são dependentes das características dos sistemas de cada estágio, além da temperatura e pressão do ambiente, como mostra a figura 9: (REED, 1995).

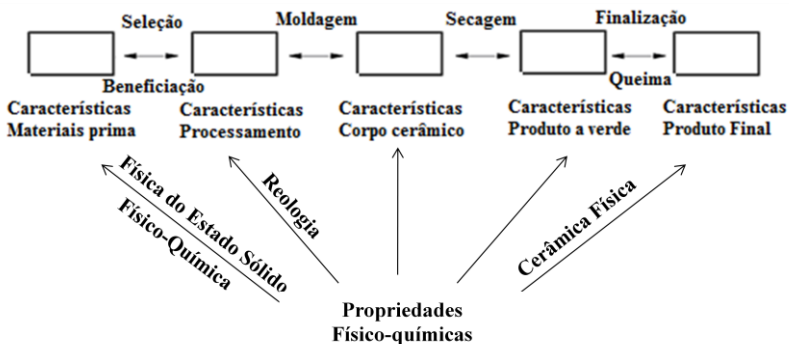


Figura 9 - O processamento cerâmico e o desenvolvimento das características do sistema. Fonte: Reed, 1995.

2.3.1 Conformação

A consolidação de pós cerâmicos para produzir um corpo a verde é normalmente referido como moldagem ou conformação. Os principais métodos de conformação incluem (I) prensagem a seco ou semi-seco (por exemplo, num molde ou matriz), (II) misturar o pó com a água ou polímeros orgânicos para produzir uma massa plástica, que é moldada por prensagem ou deformação (referido como moldagem plástica), e (III) a partir do vazamento de uma suspensão concentrada ou barbotina (colagem e tape casting são exemplos). Estes métodos são utilizados há muito tempo e a maioria foi originada na indústria de cerâmica tradicional para a fabricação de materiais à base de argila (RAHAMAN, 2003).

Talvez o maior avanço feito nos últimos 20 anos, foi a percepção de da importância da microestrutura do corpo a verde na fase de queima. Se ocorrerem variações graves no fator de empacotamento do corpo a verde, o corpo sinterizado certamente apresentará microestrutura heterogênea que limitará as propriedades e a confiabilidade do material.

O tamanho da partícula, sua distribuição, forma e estado de aglomeração influenciam a consolidação do pó e a microestrutura do corpo queimado. Um tamanho de partícula superior à 1 μm , geralmente impede o uso de moldagens coloidais, porque o tempo de sedimentação das partículas é muito curto.

A influência mais pronunciada do tamanho da partícula acontece na sinterização, no qual o corpo densifica fortemente com a diminuição do tamanho de partícula. Em situações onde fatores externos não dificultem o processo de queima, um tamanho de partícula inferior à ~1 μm permite a obtenção de altas densidades em tempos de queima viáveis (REED, 1995).

Pós com largas distribuições de tamanho de partículas (por vezes referido como um pós polidispersos) podem conduzir a uma maior densidade de empacotamento do corpo verde, o benefício é geralmente compensado pela dificuldade de controle microestrutural durante a sinterização. Um problema comum é que os grãos grandes se aglomeram rapidamente, à custa dos grãos menores, dificultando a obtenção de um corpo denso e com tamanho de grão controlado.

Formas esféricas ou equiaxiais são benéficas para se controlar uniformemente o fator de empacotamento das partículas. Aglomerados resultam em empacotamento heterogêneo, que geram diferentes

sinterizações durante a queima, e, conseqüentemente, diferentes retrações no corpo a verde, gerando deformações, defeitos e trincas internas ou até catastróficas. A Tabela 3 mostra a características favoráveis para pós cerâmicos utilizados em cerâmicas avançadas e a Tabela 4 mostra os principais métodos de conformação e sua morfologia de matéria prima.

Tabela 3 - Características desejáveis para pós de cerâmicas avançadas

Característica do pó	Propriedade desejada
Tamanho de partícula	Finos ($< \sim 1 \mu\text{m}$)
Distribuição de tamanho de partícula	Estreita ou monodispersa
Morfologia de partícula	Esférica ou equiaxial
Estado de aglomeração	Sem aglomerações ou aglomerado suaves
Composição química	Alta pureza
Composição de fases	Monofásico

Fonte: Rahaman, 2003.

Tabela 4 - Métodos comuns de conformação cerâmica e suas matérias-primas.

Método de conformação	Matéria-prima	Morfologia
Prensagem uniaxial	Pós finos	Formas pequenas Simples
Prensagem isostática	Pós finos	Formas maiores e mais intrincadas
Extrusão	Mistura úmida de solução de pó e ligante	Formas alongadas com seção transversal uniforme
Moldagem por injeção	Mistura granulada de pó e ligante sólido	Formas pequenas e intrincadas
Colagem de barbotina	Barbotina com baixo teor de ligantes	Formas finas e intrincadas
Colagem de fita	Barbotina com alto teor de ligantes	Lâminas finas

Fonte: Rahaman,2003.

A prensagem é o processo mais comum e econômico para a fabricação de cerâmica de alta alumina, porém é restrita a peças com geometrias simples e a espessuras de parede maiores que 1 mm. Usualmente, a prensagem é o método fundamental usado na fabricação de placas cerâmicas planas para os mercados de desgaste e de blindagem. No entanto, para que a prensagem possa se desenvolver de um modo bem sucedido um entendimento profundo do mecanismo da operação de prensagem e das propriedades do pó sendo prensado é requerido (AL-QURESHI et al 2008).

A prensagem por compactação semi-isostática tornou possível a produção econômica de diversos tipos e formatos de peças especiais. Dentre as vantagens deste sistema citam-se (THÜMLER & OBERACKER, 1993):

- Ciclo curto de manufatura;
- Baixo consumo energético;
- Adequada precisão dimensional das peças;
- Altas pressões de trabalho.

A qualidade do pó atomizado é de grande importância sobre o processo de compactação. Sua granulometria age diretamente sobre sua densidade a verde e resistência mecânica (STAINER, 1997). Como a prensabilidade da formulação é baixa devido umidade dos pós atomizados (normalmente entre 0,2-0,6% em massa), é necessária a adição de ligantes e plastificantes orgânicos que venham a contribuir na capacidade de densificação durante a prensagem e na resistência mecânica do material a verde.

2.3.2 Queima e Sinterização

Neste estágio de processamento produtos que foram secos e/ou tiveram sido moldados (chamados de "corpos a verde) sofrem um tratamento térmico para se produzir a microestrutura desejada e, conseqüentemente, as propriedades desejadas. Este processo acontece em três etapas: (1) reações prévias à sinterização as quais se incluem a queima de matéria orgânica e a eliminação de gases provenientes de decomposições e oxidações; (2) sinterização; e (3) resfriamento, que pode incluir recozimento térmico ou químico. As mudanças sofridas pelo material neste estágio podem ser bastante complexas, dependendo de suas matérias primas (RAHAMAN, 2003; REED, 1995).

"Sinterização" é o termo utilizado para se descrever a consolidação do produto durante a queima, o que implica que no interior do mesmo as partículas se uniram num aglomerado com mais resistência. O termo "sinterizado" é frequentemente empregado para sugerir que retração e densificação ocorreram, entretanto, mesmo isto sendo comum, a densificação nem sempre pode ocorrer. Produtos altamente porosos e refratários podem ser menos densos após serem sinterizados (REED, 1995).

Um dos casos mais simples de sinterização é quando temos um material puro e monofásico (por exemplo, alumina) que é aquecido à uma temperatura equivalente a 1/2 ou 3/4 da temperatura de fusão (no caso da alumina temos um ponto de fusão de 2073 °C, e uma temperatura de sinterização entre 1400-1650 °C). O pó não funde, suas partículas se unem por meio de difusão atômica no estado sólido,

reduzindo sua porosidade e densificando o corpo. Este fenômeno é normalmente chamado de sinterização em estado sólido, e mesmo sendo um dos casos mais simples de sinterização, os processos e interações que ocorrem podem ser bem complexos.

A força motriz para a sinterização ocorrer é a redução da energia superficial da massa consolidada de partículas, tal redução acontece por meio de processos de difusão atômica que levam a densificação do corpo (ao se transportar matéria dos grãos aos poros) e ao coalescimento da microestrutura (ao se rearranjar a matéria entre as diferentes partes da superfície do poro sem reduzir o volume do mesmo). Estes fenômenos são representados na Figura 10 para uma situação idealizada de duas partículas esféricas em contato (RAHAMAN, 2003; REED, 1995).

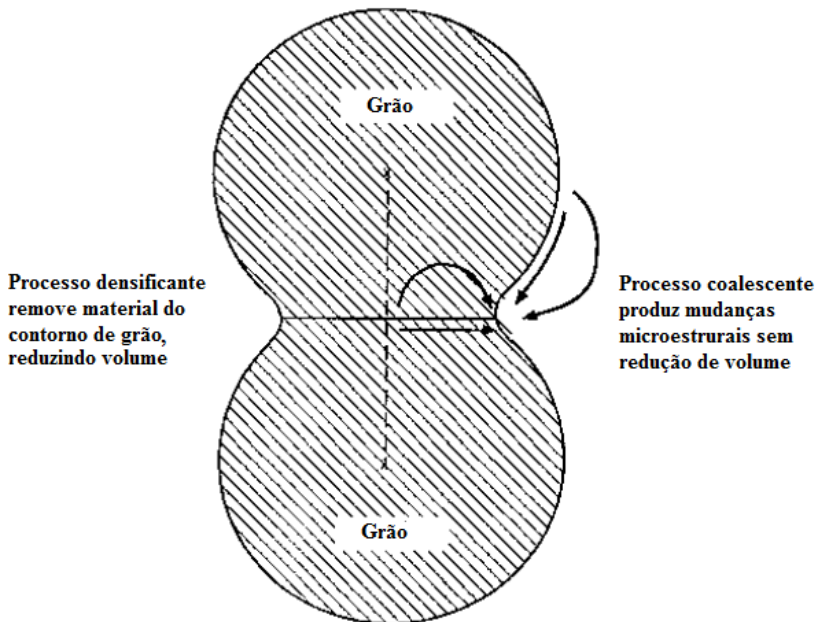


Figura 10 - Esquema de mudanças microestruturais densificantes e não-densificantes durante a queima de pós cerâmicos. Fonte: Rahaman, 2003

Do ponto de vista da densificação, o coalescimento de grãos reduz a força motriz da mesma, esta interação leva a afirmação que a sinterização envolve a competição entre densificação e coalescimento. Quando o processo difusivo é preponderantemente densificador, tem-se o favorecimento da produção de um corpo denso e de microestrutura

uniforme, entretanto quando temos o domínio do processo de coalescimento, um corpo altamente poroso será produzido, tais comportamentos são exemplificados na Figura 11.

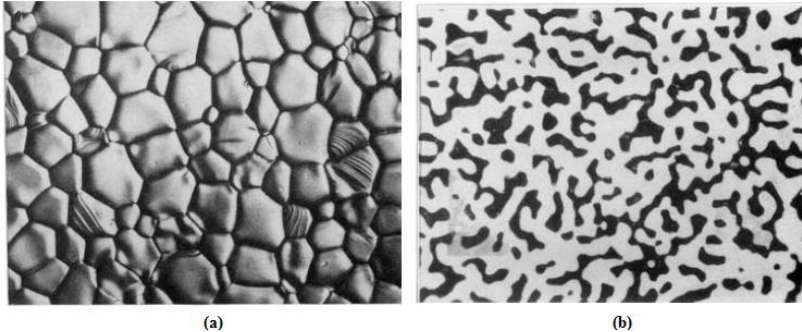


Figura 11 - Diferença entre sinterização predominantemente densificante (a) ou coalescente (b). Fonte: Rahaman,

Dependendo na técnica de moldagem utilizada, as condições de sinterização e suas propriedades podem variar consideravelmente. Na etapa de sinterização, também há uma grande variedade de técnicas e variáveis de processamento, resultando em modificações de propriedades e, conseqüentemente, na microestrutura sinterizada.

A sinterização visa, em geral, a produção de peças sinterizadas com reprodutibilidade e, se possível, determinada microestrutura através do controle das variáveis de sinterização.

A Tabela 5 faz uma compilação de variáveis que afetam sinterabilidade e microestrutura.

Tabela 5- Variáveis afetando sinterabilidade e microestrutura

<p>Variáveis relacionadas a matérias primas</p>	<p>Pó: morfologia, tamanho, distribuição de tamanho de partícula, aglomeração.</p> <p>Química: composição, impurezas, estequiometria, homogeneidade</p>
<p>Variáveis relacionadas a condições de sinterização (variáveis de processo)</p>	<p>Temperatura, tempo, pressão, atmosfera, taxa de aquecimento e resfriamento.</p>

Fonte: Rahaman, 2003

O controle microestrutural, significa o controle do tamanho de grão, densidade sinterizada, tamanho e distribuição de fases incluindo os poros. Na maioria dos casos, a meta do controle microestrutural é preparar um corpo completamente denso, com tamanho de partícula fino.

2.3 ENSAIOS BALÍSTICOS

Existem duas normas internacionais principais utilizadas para avaliar o desempenho da proteção balística: a NIJ - 0101.04 e 0108.0 (*National Institute of Justice*), Tabela 6, e a NATO (*North Atlantic Treaty Organization*)- STANAG 4569, Tabela 7. Recentemente a ABNT lançou a norma NBR 15000, sendo a Tabela balística apresentada na norma NBR semelhante à da norma NIJ. Existem diferentes níveis de exposição ao impacto que são relacionados por classes baseadas no calibre e tipo da arma, na massa e velocidade do projétil e distância de impacto.

As normas NIJ-0108.01 e STANAG 4569 apresentam os ensaios para materiais balísticos resistentes a projéteis, levando em conta a

proteção contra penetração e impacto (representadas pelas Tabelas 6 e 7).

Tabela 6 - Padrão NIJ-0108.01 para materiais resistentes a projéteis.

Padrão NIJ - 0108.01 MATERIAIS BALÍSTICOS RESISTENTES A PROJÉTEIS						
Nível	Tipo de Munição	Massa Nominal	Comprimento do Cano	Velocidade do Projétil	Energia Cinética	Disparos por Pannel
I	.22 LRHV Lead	2,6g	15-16,5 cm	320 ± 12m/s	133,12 J	5
	.38 Special RN Lead	10,2g	15-16,5 cm	259 ± 15m/s	342,12 J	
II-A	9mm FMJ	10,2g	10-12 cm	381 ±12 m/s	440,09 J	5
	.357 Mag JSP	8,0g	10-12 cm	332 ±12 m/s	740 J	
II	9mm FMJ	10,2g	15-16,5 cm	425 ±15 m/s	512,66 J	5
	.357 Mag JSP	8,0g	10-12 cm	358 ±12 m/s	921 J	
III-A	44 Magnum Lead SWC	15,55g	14-16 cm	426 ±15 m/s	725,9 J	5
	9mm FMJ	8,0g	24-26 cm	426 ±15 m/s	1406 J	
III	7,62x51 FJ NB	9,7g	56 cm	838 ± 15 m/s	3405 J	5
	308 Winchester FMJ					
IV	30-06 AP	10,8g	56 cm	868 ±15 m/s	4068 ,5 J	1

Fonte: NIJ -0108.01.

Tabela 7 - Padrão STANAG 4569 para veículos blindados.

Padrão NATO AEP-55 STANAG 4569 – Níveis de proteção para veículos blindados				
Nível	Ameaça	Tipo de Munição	Distância do Ensaio	Velocidade do Projétil (± 20 m/s)
I	Fuzil	7.62 x51 NATO Ball (Ball M80) 5.56 x 45 NATO SS109 5.56 x 45 M193	30 metros	833 m/s (M80) 900 m/s (SS109) 937 m/s (M193)
II	Fuzil de Infantaria	7.62 x 39 API BZ	30 metros	695 m/s
III	Rifle Sniper	7.62 x 51 AP (Núcleo WC) 7.62 x 64R B32 API (Dragunov)	30 metros	930 m/s (51 AP) 854 m/s (54R)
IV	Metralhadora Pesada	14.5x114AP / B32	200 metros	911 m/s
V	Canhão Automatico	25mm APDS-TM-791 ou TLB 073	500 metros	1258 m/s

Fonte: NATO AEP-55 STANAG 4569.

Para uma perfeita compreensão do ensaio balístico são necessárias algumas definições:

Penetração completa (PC) ocorre quando o projétil, seus fragmentos ou qualquer fragmento da própria blindagem perfura a placa testemunha permitindo a passagem de luz;

Penetração parcial (PP) ocorre quando a blindagem suporta o projétil e seus fragmentos, bem como os próprios fragmentos do material da blindagem, deixando intacta a placa testemunha;

Placa testemunha é uma placa de alumínio com espessura de 0,051 mm, localizada a 152,0 mm atrás do alvo para testemunhar a penetração completa.

De acordo com a norma, o alvo deve ser fixado de tal forma que a face de impacto seja perpendicular à linha de voo do projétil. A bancada que fixa a blindagem deve permitir movimentos nas direções vertical e horizontal, permitindo impactos em qualquer ponto do alvo (COUTO, 2011).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O procedimento experimental foi realizado nas instalações da empresa CMC Tecnologia, de Cocal do Sul, Santa Catarina em parceria com a UFSC. As caracterizações via , DRX, além de ensaios mecânicos foram efetuadas nas instalações do LABMAT e do CERMAT (Núcleo de Pesquisa em Materiais Cerâmicos e Vidros). Ensaios de retração linear e densidade foram efetuadas na própria empresa.

3.1 MATERIAIS E ADITIVOS

Para se definir uma formulação de alumina a ser utilizada na produção de cerâmica balística, optou-se inicialmente por uma formulação já utilizada pela empresa para a confecção de revestimentos resistentes ao desgaste e elementos moedores, esta formulação contém 92%* de Al_2O_3 e apresenta boa processabilidade. Outras duas formulações também foram disponibilizadas, a de 96%* e a de 99%* para fins de se avaliar suas propriedades em conjunto. Estas formulações são disponibilizadas prontas para o processamento* assim como as análises químicas das mesmas, cortesia da empresa.

3.2 CONFORMAÇÃO

A compactação das formulações foi efetuada em uma prensa industrial PH-300, onde se prensaram várias amostras das diferentes formulações de alumina:

- 30 corpos de cada formulação com as dimensões 100 mm × 15 mm × 6 mm para ensaios gerais;
- 30 corpos de cada formulação com maior espessura (100 mm × 15 mm × 10 mm) para ensaios comparativos a fim de se avaliar sinterabilidade de peças de maior espessura.

Adicionalmente prensaram-se 10 placas quadradas (120 mm × 120mm × 12 mm) da alumina 92% para eventuais ensaios balísticos. A pressão de compactação das aluminas foi de 1100 MPa. As Figuras 12 e 13 representam o equipamento e o processo de prensagem.

* As marcas e especificações das materiais primas são consideradas segredo industrial pela CMC Tecnologia, e não serão reveladas.



Figura 12 - Prensa PH-300.



Figura 13 - Compactação das placas para ensaio balístico. .

3.3 SINTERIZAÇÃO

Os corpos de prova foram sinterizados no forno industrial da CMC Tecnologia, com temperatura de termopar indicando 1600°C e a temperatura sob as amostras de alta alumina, medida com pirômetro ótico, em torno de 1580-1600°C. O ciclo de sinterização foi realizado com tempo de patamar de 6 h totalizando 30 h de queima.

Nessa etapa, foram sinterizados corpos de prova referentes a:

- 30 placas de 100 mm × 15 mm × 6 mm das formulações 92,96 e 99% para ensaios gerais;
- 30 placas de 100 mm × 15 mm × 6 mm das formulações 92,96 e 99% para ensaios gerais;
- 10 placas de 120 mm × 120 mm × 12 mm das formulações 92,96 e 99% para ensaios balísticos.

Os corpos de prova foram sinterizados próximos uns dos outros na parte superior do carro e sempre na mesma posição conforme destacados pela Figura 14. Para um controle maior de temperatura, utilizaram-se também anéis de queima Phillips, que indicam a temperatura de queima de acordo com a retração sofrida durante a queima. A Figura 14 mostra o carregamento das peças (em conjunto de várias outras queimadas pela empresa) no forno.

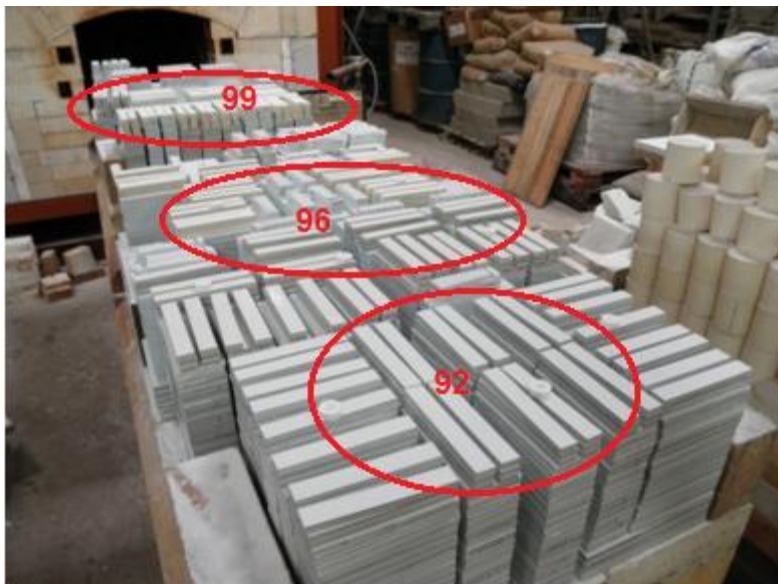


Figura 14 - Carregamento dos corpos de prova no forno.

3.4 CARACTERIZAÇÃO

3.4.1 Retração Linear

Utilizando-se paquímetro e micrômetro, foram feitas medidas em 15 amostras de cada espessura e de cada composição a verde e sinterizadas, com o intuito de se realizar comparações de seus comprimentos médios, avaliando sua retração linear.

3.4.2 Densidade e Absorção de Água

Previamente a sinterização efetuou-se um ensaio de densidade por imersão em mercúrio (peças "a verde") para se avaliar a densidade aparente dos corpos pré-sinterizados. Foram usadas 15 amostras de cada configuração para este ensaio.

As peças pós sinterizadas foram medidas de maneira similar as peças a verde, a fim de avaliar melhor a densificação das peças após a sinterização. Adicionalmente, efetuaram-se ensaios de absorção de água nos corpos de prova sinterizados, com o intuito de avaliar a densificação

e a presença de porosidade superficial. O ensaio de absorção consistiu na pesagem dos corpos de prova (em balança de precisão), sua imersão em água fervente por 1 h, retirada, leve secagem da superfície e nova pesagem.

3.4.3 Microdureza

As medidas de microdureza para os corpos de prova de alta alumina sinterizados foram feitas no microdurômetro *Vickers* marca shimadzu HMV.

O teste de microdureza *Vickers* é baseado na deformação da superfície da amostra sob ação de uma carga. A determinação da dureza depende do tamanho da impressão (diagonais da pirâmide) na superfície do material e da carga aplicada pelo penetrador de diamante

O tempo de impressão ou aplicação da carga é padrão para cada tipo de material e nível de dureza. Nos ensaios realizados com o material em alta alumina foi utilizado tempo de 15 s.

O cálculo utilizado para a microdureza *Vickers* é o seguinte:

$$Hv = \frac{2Q \operatorname{sen} \Theta / 2}{a^2} \quad (2)$$

onde:

HV = dureza *Vickers* (GPa);

Q = carga aplicada pelo penetrador (kgf);

Θ = ângulo de inclinação do penetrador; e

a = comprimento médio da diagonal da impressão (m).

Os ensaios foram realizados nos corpos de prova com duas cargas diferentes, 1 e 2 kg, de acordo com a literatura para cerâmicas balísticas (KARANDIKAR, 2009), cada corpo-de-prova recebeu polimento para nivelamento de superfície, foram feitas no mínimo 5 medidas.

3.4.4 Difração de Raios X

As análises de difração de raios X foram realizadas visando à detecção e identificação de fases presentes nas amostras pré e pós-sinterização, buscando relacionar as estruturas formadas com o processamento ao qual o material foi submetido e a influência de sua composição química em seu processamento. As análises foram

efetuadas no LCM/UFSC, no difratômetro Phillips X'Pert com detector de radiação cobre $K\alpha$, λ 1,5406 Å.

3.4.4 Resistência Mecânica

O método mais eficaz para determinação da resistência à fratura de cerâmicas estruturais é o ensaio de resistência à flexão em quatro pontos. Neste ensaio, o corpo-de-prova é apoiado em dois pontos e a carga é aplicada em dois pontos, permitindo que um volume maior do corpo seja submetido ao carregamento e criando uma região na qual a tensão e o momento fletor são máximos (COUTO, 2011) A Figura 15 apresenta um desenho esquemático da montagem para ensaio de flexão em quatro pontos, mostrando também a distribuição das tensões mecânicas ao longo do corpo-de-prova.

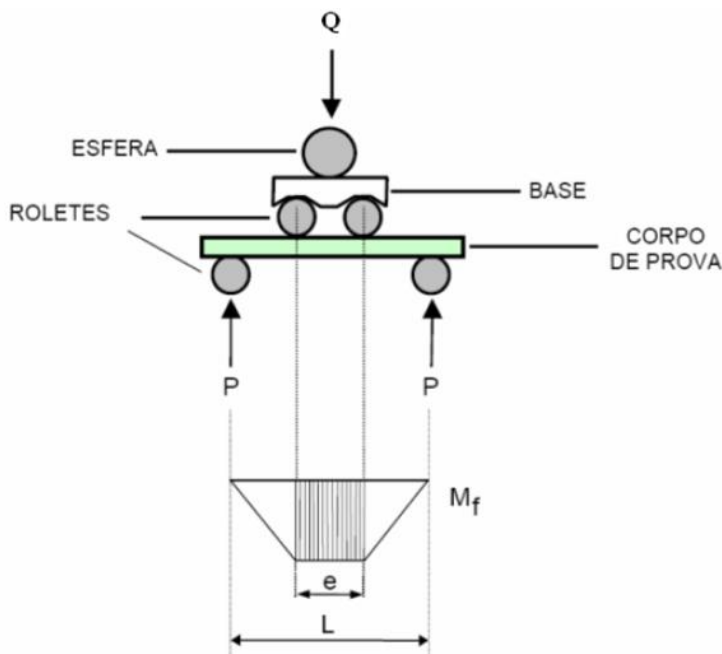


Figura 15 - Desenho esquemático do ensaio de flexão em 4 pontos e a distribuição de tensões mecânicas. Fonte: Couto, 2011.

A tensão de ruptura, em flexão em 4 pontos, é dada pela equação:

$$\sigma = \frac{3Q}{2bh^2}(L - e) \quad (3)$$

onde:

σ = tensão de flexão (MPa);

Q = carga aplicada (kgf);

b = largura do corpo-de-prova (mm);

h = espessura do corpo-de-prova (mm);

L = espaçamento dos apoios (mm); e

e = espaçamento dos pontos de aplicação da carga (mm).

Os ensaios de flexão foram realizados em 30 corpos de prova pequenos nas dimensões nominais de (100 mm × 15 mm × 6 mm) sinterizados a 1600°C, sendo utilizada a velocidade de aplicação da carga de 0,5 mm/min.

Materiais cerâmicos sofrem grande dispersão de seus valores de resistência, isto é decorrente das propriedades intrínsecas do material e de seu processo produtivo que resulta em um grande número de defeitos no material. Alguns desses defeitos apresentam tamanho crítico, e ao receberem aplicação de carga se propagam rapidamente causando ruptura do material com uma tensão mais baixa, causando a dispersão dos valores. A probabilidade de se encontrar, num volume de material ensaiado, um defeito com tamanho crítico, está diretamente associada a seu volume (quanto menor o volume do material a ser ensaiado, menor a probabilidade de um defeito crítico) e a seu processamento (que irá definir a microestrutura final do material e, conseqüentemente, seus defeitos internos). Os defeitos são distribuídos aleatoriamente nos materiais cerâmicos, podendo ser quantificado estatisticamente.

A distribuição probabilística dos defeitos e a dificuldade de sua detecção e quantificação por métodos não destrutivos conduzem à necessidade da utilização de tratamentos estatísticos dos valores de resistência mecânica, de maneira a melhorar a confiabilidade nos resultados.

Entre diversos tratamentos estatísticos aplicáveis às cerâmicas, a estatística de Weibull tem se mostrado bastante adequada. Weibull obteve a seguinte expressão para a probabilidade de fratura acumulativa:

$$P = 1 - e^{\left[\left(\frac{-v}{v_0} \right) \left\{ \frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right\} \right]^m} \quad (4)$$

onde:

P = probabilidade da fratura;

v = volume ensaiado do material;

v₀ = volume padrão;

m = módulo de Weibull;

σ = tensão de ruptura do material;

σ₀ = parâmetro de ajuste; e

σ_u = tensão abaixo da qual a probabilidade de fratura é zero

Para uma amostragem, considerando o volume dos corpos de prova constante, tem-se:

$$P = 1 - e^{\left[\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right]^m} \quad (5)$$

As constantes m, σ₀ e σ_u são conhecidas como parâmetros de Weibull. A determinação destes parâmetros é feita considerando primeiramente σ_u = 0 e depois modificando a expressão de forma a transformá-la na equação de uma reta segundo um sistema de eixos ln[ln(1/(1-P)) x ln σ]:

$$\ln \left[\ln \left(\frac{1}{1-P} \right) \right] = m \ln \sigma - m \ln \sigma_0 \quad (6)$$

Utilizando o método de regressão linear é possível determinar os valores dos parâmetros m e σ₀.

3.4.5 Ensaio Balísticos

Para a realização dos ensaios balísticos, as amostras das aluminas sinterizadas (92%, 120 mm × 120 mm × 12 mm) foram coladas em chapas metálicas (120 mm × 120 mm × 4 mm) de aço SAE 1045.

Utilizou-se um tratamento superficial nas chapas metálicas (jateamento abrasivo) a fim de melhorar a adesão com a resina epóxi comercial utilizada. O tempo de cura foi de 24 h. A Figura 16 apresenta um desenho esquemático das amostras após a montagem.

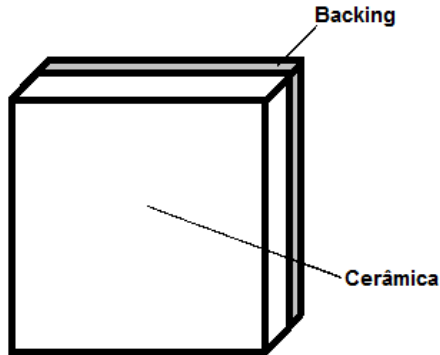


Figura 16 - Desenho esquemático das placas para ensaio.

Um suporte metálico também foi desenvolvido para servir como encaixe e suporte da amostra ao sofrer o impacto do disparo como mostra a Figura 17:

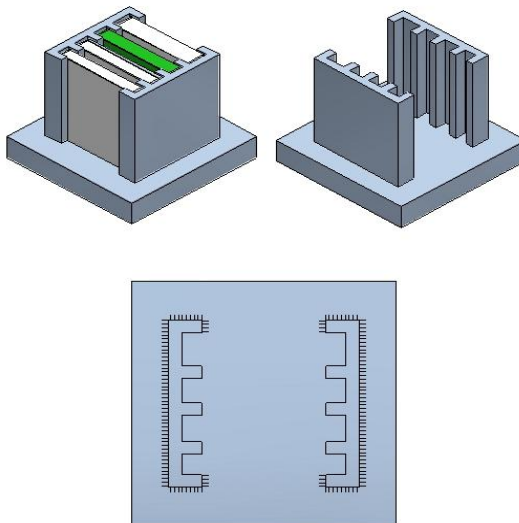


Figura 17 - Desenho esquemático do suporte para ensaio.

Os ensaios balísticos foram realizados com a parceria da empresa CMC Tecnologia que disponibilizou o armamento (fuzil Mauser M1908) e as munições (7.62 AP, Figura 22) necessárias para os disparos. Um disparo foi efetuado no centro de cada placa balística, totalizando cinco disparos, a uma distância de 15 m de acordo com as normas NIJ-0108.01 e NBR 15000 que serviram como guia para este ensaio. Utilizaram-se mantas de ~3 mm de poliuretano a frente das placas de cerâmica de modo a reter estilhaços do projétil e da própria cerâmica durante o ensaio. Como placa testemunha utilizou-se a própria chapa metálica, onde a cerâmica está colada, já que qualquer penetração nesta será considerada completa. As Figuras 18, 19, 20 e 21 mostram as etapas do ensaio balístico.



Figura 18 - Munição utilizada no ensaio (7.62x51 AP).



Figura 19 - Amostra cerâmica inserida no suporte.



Figura 20 - Suporte colocado na distância especificada.



Figura 21 - Atirador preparando o disparo.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados serão apresentados de maneira sequencial, iniciando com os resultados da preparação dos materiais para a sinterização, que incluem: prensagem de corpos de prova e medidas de densidade a verde. Logo após, serão apresentados os resultados das caracterizações pós-sinterização, onde serão discutidos os resultados dos ensaios de retração linear, densidade aparente, microdureza, difração de raios X, flexão 4 pontos. Por fim, serão apresentados a preparação das amostras para o ensaio balístico e o próprio ensaio balístico.

4.1 PÓS E COMPACTADOS DE ALUMINA

4.1.1 Análise Química

As análises químicas das diferentes composições de alumina estão apresentadas na Tabela 8:

Tabela 8 - Análise química das formulações de alumina

% Alumina Teórico	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	MgO	Na ₂ O	Fe ₂ O ₃	Somatório Teórico
92	92	2,5	2,3	2,8	0,1	0,03	100
96	96	3,1	0,1	0,6	0,1	0,04	100
99	99,7	0,0	0,0	0,1	0,1	0,02	100

A formulação 92% apresenta em sua composição MgO, CaO e SiO₂, muito provavelmente utilizados como aditivos de sinterização na forma de caulim, carbonato de cálcio e óxido de magnésio (STAINER, 1997).

A formulação 96% apresenta teores de SiO₂ mais elevados (3,1%) e apenas 0,1% de MgO, sendo uma formulação intermediária entre a 92% (com aditivos de sinterização) e a 99% (forma mais pura). Os teores de Na₂O e Fe₂O₃ de todas as formulações são decorrentes do próprio processo Bayer.

4.1.2 Análise de Fases

A Figura 22 apresenta os difratogramas de raios X dos pós das respectivas formulações, os picos característicos foram indexados com o auxílio da microficha JCPDS 10-0173.

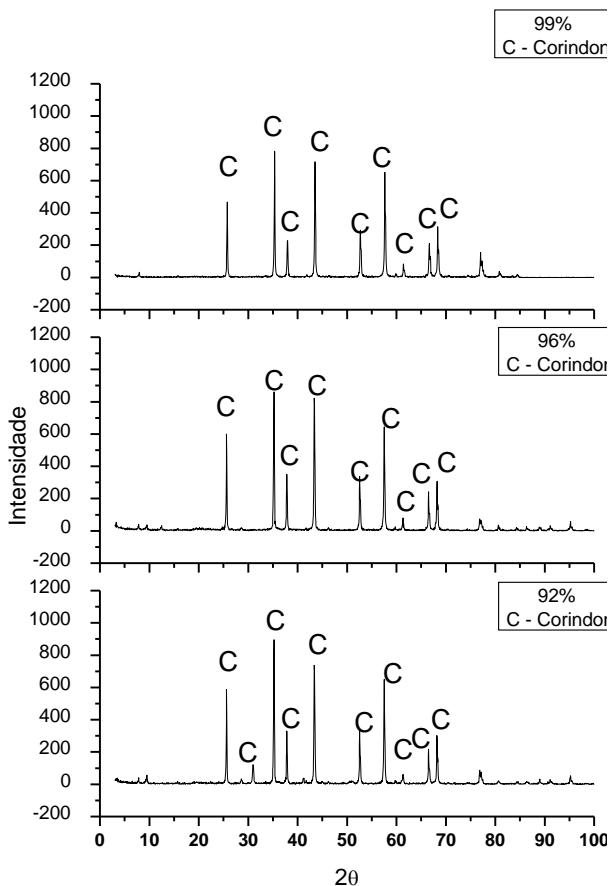


Figura 22 - Difratograma de raios X dos pós de Al₂O₃ 92, 96 e 99%.

Nessas difrações, observam-se apenas os picos característicos da fase cristalina α da alumina (coríndon), não foram detectados picos característicos dos outros componentes, por estarem em quantidades muito baixas e/ou não cristalinas.

4.1.3 Densidade

Os valores de densidade aparente dos compactados são mostrados na Tabela 9, para as três formulações de alumina nas espessuras 6 e 10 mm.

Tabela 9 - Densidade aparente e relativa dos compactados de alumina a verde.

Alumina	92	96	99
Densidade específica teórica (g/cm ³)	3,70	3,80	3,96
Densidade aparente média dos compactados 6 mm (g/cm ³)	2,44 ± 0,03	2,52 ± 0,02	2,31 ± 0,02
Densidade aparente média dos compactados 10 mm (g/cm ³)	2,43 ± 0,04	2,52 ± 0,02	2,32 ± 0,03
Densidade relativa dos compactados 6 mm (%)	65,87 ± 1,03	66,41 ± 0,51	58,28 ± 0,62
Densidade relativa dos compactados 10 mm (%)	65,33 ± 0,97	66,26 ± 0,63	58,20 ± 0,74
Porosidade (%)	35	34	42

Os valores de densidade relativa dos compactados por prensagem uniaxial estão em torno de 65%. A alumina 99% apresentou densidade relativa de 58%, inferior as de 92 e 96%, isto se explica devido à diferença de fator de empacotamento entre as amostras, que está relacionado à diferença de tamanho de partícula entre os pós (a alumina 99% é mais fina* que as outras, enquanto as formulações 92 e 96% apresentam distribuição de tamanho de partícula similares). Isto implica em uma compactação diferenciada para a formulação de 99% e, conseqüentemente, uma diferença de densificação. Comparativamente os resultados encontrados para as diferentes espessuras não é expressivo, o que implica em pouca influência do aumento da espessura no processo de compactação nas espessuras designadas.

4.2 ALUMINA SINTERIZADA

4.2.1 Retração Linear

A retração linear média das amostras após a sinterização se apresenta na Tabela 10:

* As distribuições de tamanho de partícula são consideradas segredo industrial pela CMC Tecnologia, e não serão reveladas.

Tabela 10 - Retração linear para as diferentes composições e espessuras de alumina.

Alumina	92	96	99
L inicial médio das amostras compactadas 6 mm (mm)	120,53 ± 0,34	120,60 ± 0,34	120,60 ± 0,34
L inicial médio das amostras compactadas 10 mm (mm)	120,55 ± 0,34	120,60 ± 0,34	120,62 ± 0,34
L final médio das amostras sinterizadas 6 mm (mm)	102,70 ± 0,40	104,58 ± 0,26	100,15 ± 0,16
L final médio das amostras sinterizadas 10 mm (mm)	102,68 ± 0,33	104,59 ± 0,24	100,14 ± 0,14
Retração linear média 6 mm (%)	17,36 ± 0,62	15,32 ± 0,26	20,42 ± 0,33
Retração linear média 10 mm (%)	17,40 ± 0,55	15,31 ± 0,29	20,45 ± 0,24

Dentre as 3 composições utilizadas, a mais pura (99%) sofreu maior retração linear, o que implica também uma maior densificação (a ser confirmado pelo ensaio de densidade dos sinterizados), entretanto tal resultado também pode ser efeito da diferente distribuição granulométrica (materiais mais finos retraem mais que suas contrapartes grossas). A baixa retração linear da composição 96 (15%) se explica por sua composição química que não apresenta os aditivos de sinterização presentes na formulação 92%.

4.2.2 Densidade e Absorção de Água

A Tabela 11 apresenta as densidades dos corpos após a sinterização e suas absorções de água:

Tabela 11 - Densidade e absorção de água das aluminas sinterizadas.

Alumina	92	96	99
Densidade específica teórica (g/cm ³)	3,70	3,80	3,96
Densidade aparente média dos sinterizados 6 mm (g/cm ³)	3,650 ±0,007	3,700 ± 0,005	3,850 ± 0,016
Densidade aparente média dos sinterizados 10 mm (g/cm ³)	3,650 ± 0,003	3,700 ± 0,018	3,85 0 ± 0,025
Densidade relativa dos sinterizados 6 mm (%)	98,70 ± 0,19	97,60 ± 0,12	97,10 ± 0,41
Densidade relativa dos sinterizados 10 mm (%)	98,70 ± 0,09	97,30 ± 0,48	97,20 ± 0,64
Absorção de água média (%)	0,02	0,03	0,03
Porosidade (%)	1,3	2,4	2,9

As densidades relativas das cerâmicas sinterizadas ficaram em torno de 97% o que mostra eficiência na sinterização pelo forno industrial. As absorções de água, que ficaram entre 0,02 e 0,03% reforçam tal constatação. Mesmo com uma densidade relativa a verde inferior às outras formulações, a composição 99% se mostrou a composição de maior densidade após a sinterização, já indicada por sua retração linear térmica.

A diferença entre os resultados em relação às espessuras não é expressiva. Portanto, pode-se afirmar que, para essa propriedade, o aumento de espessura não influenciou na sinterabilidade das composições.

Com o aumento do percentual de alumina, menor foi a densidade relativa. Entretanto, a diferença entre as densidades das aluminas 92, 96 e 99 não é tão significativa, dada a ordem de magnitude das medidas das retrações.

4.2.3 Dureza

Os valores do ensaio de microdureza *Vickers* estão dispostos na Tabela 12:

Tabela 12 - Dureza Vickers das cerâmicas sinterizadas.

Amostra	HV - 1 kgf (GPa)	HV - 2 kgf (GPa)
92% 6 mm	15,18± 0,58	12,92± 0,61
92% 10 mm	14,87± 0,67	12,36± 0,95
96% 6 mm	13,63± 0,85	11,91± 93
96% 10 mm	13,36± 0,93	11,15± 1,03
99% 6 mm	15,30± 0,63	12,80± 0,60
99% 10 mm	14,85± 0,77	12,72± 0,85

Observa-se que as composições 92 e 99, em suas duas espessuras alcançaram durezas comparáveis e até superiores às cerâmicas balísticas comerciais (KARANDIKAR, 2009), que estão na ordem de 14 GPa. As formulações de 96% apresentaram dureza inferior e maior dispersão de dados, o que resultou em desvio padrões maiores, especialmente nas placas de 10 mm. Tais resultados implicam que a formulação 96% pode apresentar propriedades mecânicas inferiores (decorrentes do processo produtivo), algo já indicado por sua retração linear inferior e densificação.

4.2.4 Análise de Fases

A Figura 23 mostra os difratogramas das amostras cerâmicas das composições 92, 96 e 99%. A identificação das fases cristalinas foi feita utilizando os dados tabelados nas fichas JCPDS.

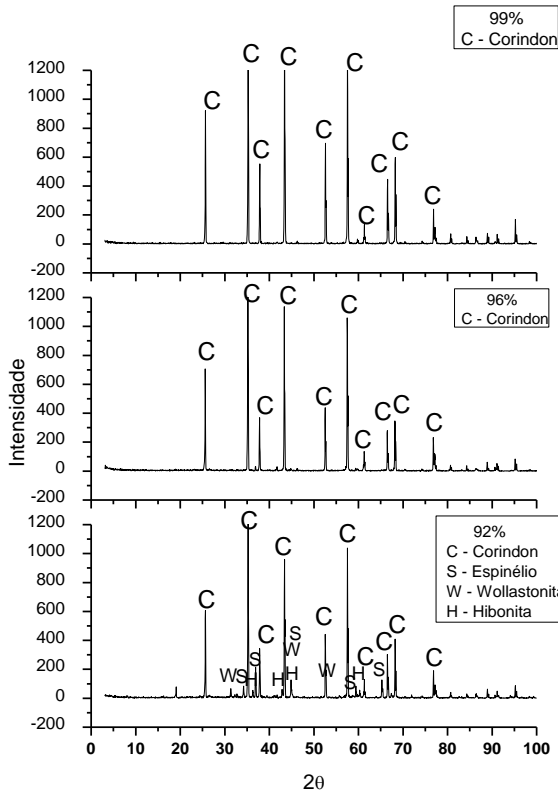


Figura 23 - Difratomogramas de raios X das amostras sinterizadas de Al_2O_3 92, 96 e 99%.

Os difratogramas indicam a presença de outras fases cristalinas na composição 92% além de coríndon: espinélio (MgAl_2O_4), wollastonita (CaSiO_3) e hibonita ($\text{CaAl}_{12}\text{O}_{19}$). Essas fases são explicadas pelos aditivos de sinterização empregados, correspondente à análise química. A composição 96% apresentou traços de espinélio, mas com intensidade muito baixa. A composição 99% apresentou, conforme esperado, somente os picos intensos correspondentes ao coríndon ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$).

4.2.5 Resistência Mecânica

A Tabela 13 mostra os valores médios da tensão de ruptura, desvio padrão, $\sigma_{50\%}$ e módulo de Weibull para as aluminas sinterizadas de 6 e 10 mm. As Figuras 24 e 25 representam estes dados na forma de gráfico para melhor compreensão.

Tabela 13 - Tensão de fratura para as aluminas sinterizadas, em suas diferentes composições e espessuras.

Alumina	92	96	99
Tensão de fratura - σ (MPa) 6 mm	231± 29	243± 39	271± 41
$\sigma_{50\%}$ (MPa)	232	245	265
Módulo de Weibull - m	9,5	7,3	6,9
Tensão de fratura - σ (MPa) 10 mm	221± 40	195± 40	227± 24
$\sigma_{50\%}$ (MPa)	225	201	231
Módulo de Weibull - m	6,4	4,8	8,0

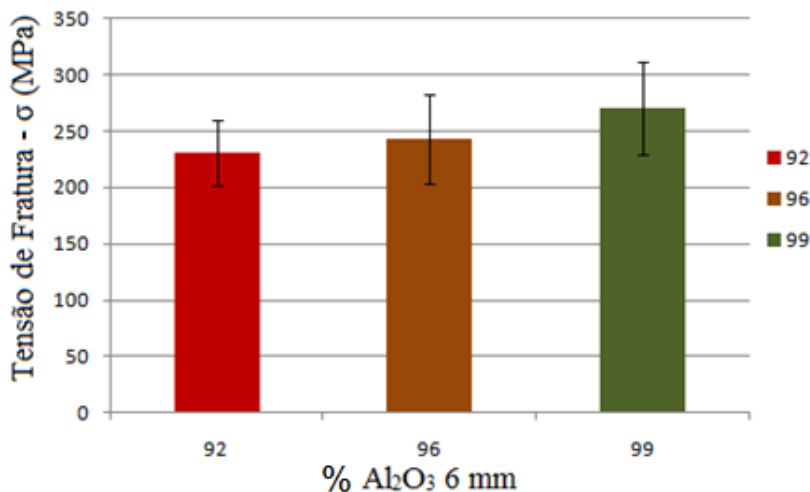


Figura 24 - Tensão de fratura para as cerâmicas sinterizadas de 6 mm.

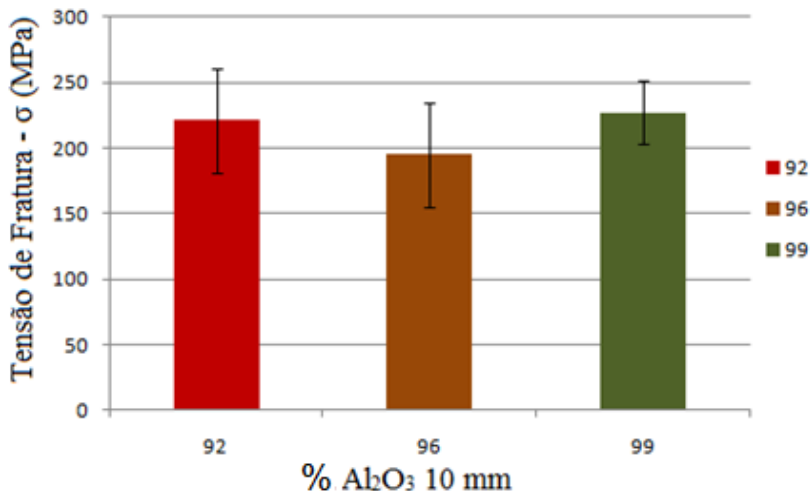


Figura 25 - Comparação dos valores de tensão de fratura para as cerâmicas sinterizadas de 10 mm.

Os valores obtidos mostram que para as amostras de 6 mm o aumento de resistência a flexão ocorre de maneira crescente com o percentual total de alumina. Nas amostras mais espessas, a composição de 92% apresenta propriedades muito próximas da alumina mais pura (99%) enquanto as amostras de 96% apresentaram uma média de resultados inferiores às outras. Tal redução de propriedade para a composição 96% pode estar relacionado a defeitos internos gerados em seu processo produtivo, conforme já visto no ensaio de dureza e confirmados neste ensaio.

Para espessuras de 10 mm nas formulações de 96 e 99% obteve-se propriedades ~17% inferiores quando comparadas com as de 6 mm inferiores na espessura de 10 mm, enquanto as amostras de 92% apresentaram propriedades reduzidas inferiores a 5% na mesma espessura.

O módulo de Weibull (m), que representa o espalhamento das tensões de fratura apresentou o valor maior para a composição 92% (6 mm), implicando que esta formulação apresentou o menor espalhamento dos valores de tensão de fratura, porém, é a composição que obteve o menor valor médio deste parâmetro de propriedade mecânica entre as amostras de 6 mm. Nas amostras de 10 mm as composições de 92 e 99% apresentaram resultados similares (com leve superioridade da composição de 99%), mas inferiores as de 6 mm, enquanto a

composição 96% apresentou os resultados mais baixos do ensaio, tanto na resistência a flexão, como maior espalhamento conforme o módulo de Weibull.

Os valores de desvio padrão e módulo de Weibull não são satisfatórios (desvio padrão elevado e módulo baixo), tais valores são decorrentes de uma grande dispersão de valores de resistência à flexão encontrados. Esta dispersão de valores está relacionada as grandes espessuras dos materiais testados e seu processo produtivo, o aumento da espessura em um material também aumenta a probabilidade de se encontrar defeitos de tamanho crítico, isto associado a seu processamento (que pode gerar ainda mais defeitos) define as propriedades finais do material.

4.3 ENSAIO BALÍSTICO

Para o ensaio balístico havia-se a possibilidade de se efetuar apenas 5 disparos, entretanto haviam 10 placas de cada formulação para serem testadas. Ao se considerar os resultados dos ensaios de flexão e dureza optou-se para efetuar os disparos nas placas de 92 %, a formulação 96 % foi excluída por suas propriedades inferiores enquanto a formulação de 99% foi excluída por sua redução elevada com o aumento da espessura, algo que poderia influenciar negativamente este ensaio (uma vez que as placas balísticas apresentavam área e espessura maiores que os corpos de prova ensaiados).

As Figuras 26, 27 e 28 apresentam a realização dos disparos nas amostras 1 e 2 da cerâmica balística 92%:



Figura 26 - Ensaio balístico da amostra 1 da cerâmica balística 92%: (a) vista frontal antes do impacto, (b) vista frontal após o impacto do projétil 7,62x51 AP e (c) vista frontal da placa metálica após retirada do suporte e limpeza dos fragmentos.



Figura 27 - Vista do Impacto frontal sob a manta de poliuretano.



Figura 28 - Ensaio balístico da amostra 2 da cerâmica balística 92%: (a) vista frontal antes e (b) depois do impacto do projétil 7,62x51 AP e (c) após retirada do suporte e limpeza dos fragmentos.

A Tabela 14 apresenta o resultado dos ensaios balísticos nas placas de alumina 92% 120 mm × 120 mm × 12 mm que foram submetidas ao impacto do projétil 7,62 × 51 AP. De um total de cinco impactos, as cerâmicas se fragmentaram totalmente em todas as amostras com exceção da nº 2 (Figura 28). Nesse caso, a alumina fragmentada se descolou quase que totalmente da placa metálica, provavelmente em função da oxidação de placa, que reduziu a adesão entre cerâmica e metal. Em nenhum caso, as bases metálicas sofreram penetração ou deformações perceptíveis.

Tabela 14 - Resultados dos ensaios balísticos realizados nas cerâmicas de alumina 92% (nível IV da NIJ-0108.01 e NBR 15000).

Amostra	Projétil	Massa	<i>Ec</i> estimada (J)	Laudo
1	7,62x51 AP	10,8	4068	PP
2	7,62x51 AP	10,8	4068	PP
3	7,62x51 AP	10,8	4068	PP
4	7,62x51 AP	10,8	4068	PP
5	7,62x51 AP	10,8	4068	PP

A energia cinética estimada foi calculada com o auxílio das normas NIJ e NBR que fornecem os valores de velocidade estimada (868 m/s), aplicando tal valor e a massa do projétil calcula-se a energia cinética do projétil pela fórmula básica de energia cinética como mostra a Equação 1.

As aluminas desenvolvidas suportaram impactos com energia cinética superior a 4.000 J, sem deformação ou penetração do material de escoro. A espessura da alumina utilizada foi de 12 mm, enquanto a chapa metálica utilizada como escoro tinha 4 mm, com um total de 16mm no sistema. Com esses resultados, pode-se dizer que as aluminas 92% desenvolvidas apresentaram propriedades compatíveis com o uso em balística.

Comparativamente, Couto (2011) desenvolveu proteções para NBR 15000 níveis III (cerca de 3000J) com sistemas balísticos utilizando 11,3 mm de cerâmica mista de alumina/zircônia, enquanto os sistemas comerciais de proteção a base de alumina mais modernos (KARANDIKAR, 2009) apresentam espessuras em torno de 10 mm de cerâmica .

Uma vez que a única formulação a ser testada foi a de 92%, que apresentou propriedades mecânicas similares a de 99% em altas espessuras, é de se supor esta deve se comportar de maneira similar quando submetida ao ensaio balístico.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Dentre as cerâmicas de alumina obtidas, a composição de 92% se mostrou como material com propriedades favoráveis a blindagens balísticas. A composição 99% também apresentou propriedades muito favoráveis e poderia, em prática, ser utilizada também, entretanto devido a seu custo mais elevado e sua processabilidade mais complexa, recomenda-se uma investigação mais completa desta formulação.

As placas produzidas e testadas resistiram impactos com energia cinética superior a 4000 J, apresentando um desempenho balístico satisfatório, atingindo o objetivo proposto. Sugere-se que esta formulação seja desenvolvida numa blindagem mista para ser testada utilizando as normas certificadoras em sua totalidade, a fim de se obter melhores resultados de desempenho balístico.

A redução das propriedades mecânicas com o aumento da espessura é algo que merece maior investigação, pois implica em limitações dimensionais nos produtos desenvolvidos, algo crítico para cerâmicas balísticas

Como sugestão para trabalhos futuros indicam-se mais estudos enfatizando formulações com maior percentual alumina (96, 98 e 99%), sendo que estas apresentam potencial de propriedades mecânicas superiores (mesmo necessitando de um controle mais rigoroso de processamento), o que pode ser um fator decisivo para o desempenho balístico. Outra sugestão é o desenvolvimento de sistemas de proteção balísticas utilizando combinações das cerâmicas balísticas estudadas e materiais diversos (metálicos e poliméricos), procurando otimizar densidade e desempenho balísticos.

6 REFERÊNCIAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR 15000: **Blindagens para impactos balísticos - Classificação e critérios de avaliação**. Rio de Janeiro, 2005.

AL-QURESHI, H.A, SOARES M.R, HOTZA D, ALVES M.K, KLEIN N.A. **Analyses of the fundamental parameters of the cold die compaction of powder metallurgy**. Journal of Material Processing Technology, v. 199, p. 417- 424, 2008.

BENGISU, M., **Engineering Ceramics**. Springer, Berlin, 2001, 620 p.

CALLISTER Jr, W. D., **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais**. 2ª LTC, Rio de Janeiro, 2006, 724 p.

COUTO, C.A.O., **Estudo de blindagem para proteção contra impactos de micrometeoróides em satélites artificiais**. 2011. 133 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Materiais e Sensores) - Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, São José dos Campos, 2011.

EDWARDS, T. D. **Felonious killings of state police and highway patrol officers: a descriptive and comparative evaluation**, American Journal of Police, v. 14, n. 2, p.89-105, 1995.

GERMAN, R. M., **Liquid phase sintering**. Plenum Press, New York, 1985, 240 p.

GONÇALVES, D. P. **Análise e investigação de impactos em blindagem composta cerâmica / metal**. 2000. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2000.

HEIMANN, R. B., **Classic and advanced ceramics: from fundamentals to applications**, Wiley-VCH, Weinheim, 2010, 576 p.

HOLMQUIST, T.J.; RAJENDRAN, A.J.; TEMPLETON, D.W.; BISHNOI K.D., **A ceramic armor material database**. Disponível em: <http://www.dtic.mil/>. Acesso em 12/2012.

JUSSILA, J. **Wound ballistic simulation: Assessment of the legitimacy of law enforcement firearms ammunition by means of wound ballistic simulation**. 2005. 112 f, Tese (Conclusão de curso) - University of Helsinki, Faculty of Medicine, Institute of Clinical Medicine, Helsinki, 2005.

KANG, S. L., **Sintering: densification, grain growth, and microstructure**. Elsevier, New York, 2005, 280 p.

KARANDIKAR, P. G. **A review of ceramics for armor applications**. Advances in Ceramic Armor IV, The American Ceramic Society, v.29, n. 6, p. 163-75, 2009.

MATCHEN B. **Applications of ceramics in armor products**. Key Engineering Materials, v. 122–124, p. 333–42, 1996.

MATWEB MATERIAL PROPERTY DATA, **Alumina, alpha Al₂O₃, 99.5%**. Disponível em <http://www.matweb.com/search>. Acesso em: 12/2012.

MOCELLIN, A.; KINGERY W. D., **Microstrutural changes during heat treatment of sintered alumina**. Journal of American Ceramic Society, v. 56. n. 6, p. 309-314, 1973.

MOSS ,G.M.; LEEMING, D.W.; FARRAR, C.L., **Military ballistics – A basic manual**. Brassey's, London, 1995, 230 p.

NECKEL, L., Modelamento e simulação de impacto balístico em sistema cerâmica-metal. 2012. 90 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2012.

NATIONAL INSTITUTE OF JUSTICE STANDARD. NIJ-0101.06,, **Ballistic resistance of body armor**. Estados Unidos da América, 2008.

NORTH ATLANTIC TREATY ORGANIZATION, STANAG 4569 - **Ballistic protection for light armoured vehicles**, Estados Unidos da América, OTAN, 2008.

RAHAMAN, M. N., **Ceramic processing and sintering**. 2nd ed. Taylor & Francis, New York, 2003, 875 p.

REED, J. S., **Principles of Ceramics Processing**. 2nd ed. Wiley & Sons, 1995, 682 p.

RINKER, R.A., **Understanding firearm ballistics**. 3rd ed. Mulberry, Croydon, 1998, 430 p.

ROSSI, G.; BURKE, J. E., **Influence of additives on the microstructure of sintered Al₂O₃**. Journal of American Ceramic Society, v. 56. n. 12, p. 654-659, 1973.

SEBASTIÀ, A. C.; RENAU, R. G., **Apuntes de operaciones básicas en la fabricación de pavimentos y revestimientos cerámicos**. Castellon: Instituto de Formación Profesional, p. 98-99, 1991.

STAINER, D., **Influência dos parâmetros de processo na sinterabilidade de elementos de moagem em alta alumina**. 1997. 116 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1997.

STEVENS, R.; EVANS, A. G., **Transformation toughening by polycrystalline zirconia**. British Ceramic Transactions and Journal, v. 83, p. 18-31, 1984.

THÜMMLER, F.; OBERACKER R., **Introduction to powder metallurgy**. The Institute of Materials, London, 1993, 332 p.

TIKKA, S.; CEDERBERG, A.; LEVÄNEN, J.; LÖTJÖNEN, V.; ROKKANEN, P., **Local effects of three standard assault rifle projectiles in live tissue**. Acta Chirurgica Scandinavica, Suppl. 508, p.61-77, 1982,

TRESSLER, R. E., An assessment of low cost manufacturing technology for advanced structural ceramics and its impact on ceramic

armor. In: McCAULEY, J. W. et al. (Ed.) **Ceramic armor materials by design, ceramic transactions**. Ohio: The American Ceramic Society, v. 134, p. 451-462, 2002.

WILKINS, M. L., **Mechanics of penetration and perforation**. International Journal of Engineering. Science, v. 16, p. 793-807, 1978.

XAVIER, C.; COSTA, C. R. C., **Study on mechanical behavior of alumina plates under ballistic impact**. Cerâmica, v. 30. n. 175, p. 161 – 168, 1984.

YADAV, S; RAVICHANDRAN G., **Penetration resistance of laminated ceramic/polymer structures**. International Journal of Impact Engineering; v. 28, p. 557–574, 2003

YEH, T. S.; SACKS, M. D., **Effect of particle size distribution on the sintering of alumina**. Journal of American Ceramic Society, v. 71. n. 12, p. C484-487, 1988.