

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
ESCOLA DE ENGENHARIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,  
METALÚRGICA E DE MATERIAIS**

**ALEXANDER BRAUN DRESCH**

**ESTUDO DE COMPÓSITOS ALUMINA/NITRETO DE SILÍCIO E  
ALUMINA/SÍLICA/ZIRCÔNIA PARA PROTEÇÃO BALÍSTICA**

**PORTO ALEGRE  
2024**

**ALEXANDER BRAUN DRESCH**

**ESTUDO DE COMPÓSITOS ALUMINA/NITRETO DE SILÍCIO E  
ALUMINA/NITRETO DE SILÍCIO/ZIRCÔNIA PARA PROTEÇÃO  
BALÍSTICA**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia, modalidade Acadêmica

Orientador: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

**PORTO ALEGRE  
2024**

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA  
E DE MATERIAIS

Coordenador: Prof. Dr. Rodrigo Peroni

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Oscar Rubem Klegues Montedo

Prof<sup>a</sup>. Dra. Annelise Kopp Alves

Prof<sup>a</sup>. Dra. Sabrina Arcaro

Dedico esse trabalho aos meus filhos Arthur e Bernardo e a minha esposa Renata. O apoio de vocês foi a força motriz por trás de toda a minha dedicação.

## AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. Carlos Pérez Bergmann, orientador deste trabalho, pelo enorme auxílio, dedicação, incentivo e conhecimentos transmitidos.

Ao Dr. Janio Venturini pela enorme dedicação, auxílio e por estar sempre disponível a qualquer momento.

Aos professores, Dr. Oscar Rubem Klegues Montedo e Dra. Sabrina Arcaro, pela gigante contribuição e apoio durante a pesquisa.

Aos colegas, professores e funcionários do LACER – Laboratório de Materiais Cerâmicos, perante toda a ajuda, discussões e explicações durante a realização do programa experimental.

Aos laboratórios LAMEF – Laboratório de Metalurgia Física e LDSM – Laboratório de Design e Seleção de Materiais pela atenção e auxílio na execução de alguns ensaios.

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS por me proporcionar um ensino de qualidade.

Aos meus filhos Arthur Lauermann Dresch e Bernardo Lauermann Dresch, além de minha esposa Renata Lauermann, que sempre estão ao meu lado e a razão da minha dedicação.

Aos meus colegas de trabalho da Polícia Civil do Estado do Rio Grande do Sul, que estão sempre ao meu lado, dia a dia, incansavelmente lutando e contribuindo para a construção de um mundo melhor, apesar de todas as adversidades.

Você pode encarar um erro como uma besteira a ser esquecida, ou como um resultado que aponta uma nova direção.

Steve Jobs

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>JUSTIFICATIVA</b> .....	<b>5</b>
<b>3</b>	<b>OBJETIVOS</b> .....	<b>7</b>
3.1	<b>OBJETIVO GERAL</b> .....	<b>7</b>
3.2	<b>OBJETIVOS ESPECÍFICOS</b> .....	<b>7</b>
<b>4</b>	<b>LIMITAÇÕES DO TRABALHO DE PESQUISA</b> .....	<b>8</b>
<b>5</b>	<b>FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA</b> .....	<b>9</b>
5.1	<b>EVOLUÇÃO HISTÓRICA DA BLINDAGEM PESSOAL</b> .....	<b>10</b>
5.2	<b>BALÍSTICA</b> .....	<b>12</b>
5.2.1	BALÍSTICA INTERNA.....	13
5.2.2	BALÍSTICA INTEMEDIÁRIA.....	15
5.2.3	BALÍSTICA EXTERNA .....	15
5.2.4	BALÍSTICA TERMINAL.....	16
5.3	<b>CARTUCHOS DE ARMAS DE FOGO</b> .....	<b>19</b>
5.3.1	PROJÉTIL .....	20
5.4	<b>CLASSIFICAÇÕES DE PROTEÇÃO BALÍSTICA</b> .....	<b>22</b>
5.5	<b>QUESTÕES ASSOCIADAS AO NÍVEL DE PROTEÇÃO E IMPACTO BALÍSTICO</b> .....	<b>23</b>
5.6	<b>MATERIAIS CERÂMICOS AVANÇADOS</b> .....	<b>26</b>
5.7	<b>CERÂMICAS BALÍSTICAS</b> .....	<b>27</b>
5.8	<b>FRATURA FRÁGIL EM MATERIAIS CERÂMICO</b> .....	<b>29</b>
5.9	<b>TENACIDADE À FRATURA EM MATERIAIS CERÂMICOS</b> .....	<b>33</b>
5.10	<b>RESISTÊNCIA À FLEXÃO EM MATERIAIS CERÂMICOS</b> .....	<b>34</b>
5.11	<b>DUREZA DOS MATERIAIS CERÂMICOS</b> .....	<b>36</b>
5.12	<b>INFLUÊNCIA DA POROSIDADE EM CERÂMICAS</b> .....	<b>38</b>
5.13	<b>ÓXIDO DE ALUMÍNIO (ALUMINA)</b> .....	<b>39</b>
5.13.1	ESTRUTURA E PROPRIEDADES DO ÓXIDO DE ALUMÍNIO.....	40
5.13.2	SINTERIZAÇÃO DO ÓXIDO DE ALUMÍNIO .....	41
5.14	<b>NITRETO DE SILÍCIO</b> .....	<b>42</b>
5.14.1	ESTRUTURA E PROPRIEDADES DO NITRETO DE SILÍCIO.....	42
5.14.2	SINTERIZAÇÃO DO NITRETO DE SILÍCIO .....	45
5.15	<b>ÓXIDO DE ZIRCÔNIO</b> .....	<b>46</b>
5.15.1	ESTRUTURA E PROPRIEDADES DO ÓXIDO DE ZIRCÔNIA.....	47
5.15.2	SINTERIZAÇÃO DO ÓXIDO DE ZIRCÔNIA .....	50
5.16	<b>COMPÓSITOS DE ALUMINA-ZIRCÔNIA (ZTA)</b> .....	<b>51</b>
5.17	<b>SINTERIZAÇÃO EM DUAS ETAPAS (TWO-STEP SINTERING)</b> .....	<b>54</b>
	<b>CAPÍTULO I</b> .....	<b>57</b>
<b>6</b>	<b>CERÂMICA BALÍSTICA E ANÁLISE DE SUAS PROPRIEDADES MECÂNICAS PARA APLICAÇÕES EM PROTEÇÕES BALÍSTICAS: UMA REVISÃO</b> .....	<b>58</b>

6.1	INTRODUÇÃO.....	60
6.2	CERÂMICA BALÍSTICA .....	61
6.3	ALUMINA.....	66
6.4	CARBETO DE SILÍCIO .....	71
6.5	CARBETO DE BORO .....	74
6.6	MÉTODOS DE TESTE DE DESEMPENHO BALÍSTICO .....	79
6.7	DESEMPENHO BALÍSTICO DA CERÂMICAS .....	85
6.8	MECANISMO DE PROTEÇÃO BALÍSTICA .....	94
6.9	REQUISITOS MECÂNICOS PARA CERÂMICA BALÍSTICA .....	96
6.10	VISÃO GERAL .....	101
6.11	PERSPECTIVAS FUTURAS .....	101
6.12	CONCLUSÃO.....	102
<b>CAPÍTULO II .....</b>		<b>105</b>
<b>7</b>	<b>CERÂMICA BALÍSTICA DE MOSAICO: UMA REVISÃO .....</b>	<b>106</b>
7.1	INTRODUÇÃO.....	108
7.2	SISTEMAS DE CERÂMICA BALÍSTICA.....	110
7.2.1	CERÂMICA BALÍSTICA MONOLÍTICA.....	111
7.2.2	CERÂMICA BALÍSTICA DE MOSAICO .....	114
7.2.3	TESTES DE AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO BALÍSTICO.....	123
7.2.4	REQUISITOS MECÂNICOS DE CERÂMICA BALÍSTICA DE MOSAICO .....	136
7.2.5	ESTUDOS NUMÉRICOS SOBRE ARMADURAS DE MOSAICO.....	139
7.3	VISÃO GERAL .....	143
7.4	PERSPECTIVAS FUTURAS .....	144
7.5	CONCLUSÃO.....	145
<b>CAPÍTULO III.....</b>		<b>147</b>
<b>8</b>	<b>APRIMORAMENTO DA RELAÇÃO RESISTÊNCIA À FLEXÃO / DENSIDADE EM CERÂMICAS DE ALUMINA COM ADIÇÃO DE NITRETO DE SILÍCIO .....</b>	<b>148</b>
8.1	INTRODUÇÃO.....	150
8.2	MATERIAIS E MÉTODOS .....	151
8.3	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	153
8.3.1	ASPECTO VISUAL.....	153
8.3.2	ANÁLISE DRX.....	153
8.3.3	ANÁLISE MEV.....	157
8.3.4	ANÁLISES DE RETRAÇÃO, DENSIDADE E ABSORÇÃO.....	158
8.3.5	ANÁLISE DE DUREZA.....	160
8.3.6	ANÁLISE DE TENACIDADE À FRATURA.....	161
8.3.7	ANÁLISE RESISTÊNCIA MECÂNICA À FLEXÃO.....	163
8.3.8	ANÁLISE DA RELAÇÃO RESISTÊNCIA À FLEXÃO X DENSIDADE .....	164
8.4	VISÃO GERAL .....	166
8.5	CONCLUSÃO.....	167
<b>CAPÍTULO IV.....</b>		<b>169</b>
<b>9</b>	<b>COMPÓSITO ALUMINA/SÍLICA/ZIRCÔNIA POR TWO-STEP SINTERING PARA USO BALÍSTICO .....</b>	<b>170</b>

<b>9.1</b>	<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>170</b>
<b>9.2</b>	<b>MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>172</b>
<b>9.3</b>	<b>MATERIAIS</b> .....	<b>173</b>
9.3.1	ALUMINA.....	173
9.3.2	NITRETO DE SILÍCIO .....	173
9.3.3	OXIDO DE ZIRCÔNIO.....	173
<b>9.4</b>	<b>MÉTODOS</b> .....	<b>174</b>
9.4.1	FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	174
9.4.2	PRENSAGEM DOS CORPOS DE PROVA.....	174
9.4.3	QUEIMA DOS CORPOS DE PROVA.....	175
9.4.4	CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA .....	176
<b>9.5</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>182</b>
9.5.1	MATÉRIAS-PRIMAS .....	182
9.5.2	CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS CERÂMICOS .....	184
<b>9.6</b>	<b>CONCLUSÃO</b> .....	<b>199</b>
<b>10</b>	<b>CONSIDERAÇÕES FINAIS DA TESE</b> .....	<b>200</b>
	<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	<b>202</b>

## FORMATO DA TESE DE DOUTORADO

A presente tese de doutorado segue o formato proposto pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul sendo composta por uma fundamentação teórica, três manuscritos originais e um estudo experimental sobre o tema abordado, a saber:

1. Cerâmica Balística de Mosaico: Uma Revisão;
2. Cerâmica balística e análise de suas propriedades mecânicas para aplicações em proteções: uma revisão;
3. Aprimoramento da relação resistência à flexão / densidade em cerâmicas de alumina com adição de nitreto de silício.
4. Compósito de alumina reforçada com sílica e zircônia sinterizadas por *two-step sintering* para uso balístico.

## RESUMO

Desde o surgimento das armas de fogo, a humanidade tem estudado e desenvolvido proteções balísticas mais eficientes, capazes de acompanhar a evolução dos armamentos. Contudo, entre os principais desafios está a obtenção de materiais que não apenas resistam aos impactos, mas também sejam leves o suficiente para não comprometer a mobilidade do usuário. A presente tese investiga o desenvolvimento e a caracterização de cerâmicas balísticas com o objetivo de melhorar o desempenho e reduzir o peso das proteções balísticas. O trabalho foi estruturado em três manuscritos que exploram diferentes aspectos das propriedades mecânicas e do comportamento dinâmico das cerâmicas utilizadas em armaduras. O primeiro manuscrito apresenta uma revisão crítica das propriedades mecânicas das principais cerâmicas balísticas, como alumina, carbetto de silício (SiC) e carbetto de boro (B<sub>4</sub>C), identificando suas vantagens e limitações. A análise destaca a necessidade de correlacionar propriedades estáticas, como dureza e tenacidade à fratura, ao desempenho dinâmico sob impacto balístico, visto que muitos testes laboratoriais não refletem as condições reais de impacto. O segundo manuscrito examina a configuração de mosaico em cerâmicas balísticas, um arranjo que permite segmentar a proteção em blocos menores, reduzindo a propagação de trincas e aumentando a absorção de energia. Os resultados indicam que essa configuração é eficaz na contenção de múltiplos impactos e na preservação da integridade estrutural das armaduras. O terceiro manuscrito aborda o aprimoramento da relação resistência à flexão/densidade em cerâmicas de alumina com adição de nitreto de silício (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), demonstrando que a inclusão de até 10% de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> resulta em um material mais leve e resistente, com melhor tenacidade à fratura e resistência à flexão. Além disso, a presente tese inclui um estudo envolvendo compósitos de alumina, sílica e zircônia por two-step sintering, que resultaram em um material bastante leve. Embora tenha apresentado alta porosidade, o material exibiu uma resistência mecânica à flexão muito próxima à da alumina. Os resultados obtidos nesta tese contribuem significativamente para o campo das proteções balísticas, oferecendo diretrizes para a fabricação de cerâmicas avançadas com propriedades otimizadas para aplicações em armaduras leves e eficazes.

**Palavras-chave:** Cerâmicas balísticas, Alumina, Nitreto de Silício, Propriedades mecânicas, Armaduras de proteção.

## ABSTRACT

Since the advent of firearms, humanity has been studying and developing more efficient ballistic protections capable of keeping pace with the evolution of weaponry. However, one of the main challenges lies in obtaining materials that not only withstand impacts but are also light enough not to compromise user mobility. This thesis investigates the development and characterization of ballistic ceramics aimed at improving performance and reducing the weight of ballistic protections. The work is structured into three manuscripts that explore different aspects of the mechanical properties and dynamic behavior of ceramics used in armor. The first manuscript presents a critical review of the mechanical properties of the main ballistic ceramics, such as alumina, silicon carbide (SiC), and boron carbide (B<sub>4</sub>C), identifying their advantages and limitations. The analysis highlights the need to correlate static properties, such as hardness and fracture toughness, with dynamic performance under ballistic impact, as many laboratory tests do not reflect real impact conditions. The second manuscript examines the mosaic configuration in ballistic ceramics, an arrangement that segments the protection into smaller blocks, reducing crack propagation and increasing energy absorption. The results indicate that this configuration is effective in containing multiple impacts and preserving the structural integrity of the armor. The third manuscript addresses the enhancement of the flexural strength-to-density ratio in alumina ceramics with silicon nitride (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) addition, demonstrating that including up to 10% Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> results in a lighter and stronger material with improved fracture toughness and flexural strength. Additionally, this thesis includes a study involving alumina, silica, and zirconia composites produced through two-step sintering, resulting in a very lightweight material. Although it exhibited high porosity, the material achieved flexural strength very close to that of alumina. The results obtained in this thesis significantly contribute to the field of ballistic protections, providing guidelines for the fabrication of advanced ceramics with optimized properties for applications in lightweight and effective armor.

**Keywords:** Ballistic ceramics, Alumina, Silicon Nitride, Mechanical properties, Armor protection.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1 - Número de artigos indexados no site Sciencedirect contendo o termo "ballistic armors" por ano de publicação. Acessado em 22/Setembro/2024. ....	2
Figura 1.2 - Número de artigos indexados no site Sciencedirect contendo o termo "ceramic armors" por ano de publicação. Acessado em 22/Setembro/2024. ....	3
Figura 6.1 - Diagrama esquemático da configuração do teste de profundidade de penetração: (a) Referência do DOP em placa de apoio sem revestimento cerâmico ( $P_0$ ); (b) DOP residual na placa de apoio ( $P_b$ ). ....	83
Figura 6.2 - Relação entre DOP diferencial ( $P_0 - P_b$ ) e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de tungstênio. ....	86
Figura 6.3 - Relação entre eficiência de massa e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de Tungstênio. ....	87
Figura 6.4 - Relação entre fator de eficiência diferencial e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de tungstênio. ....	87
Figura 6.5 - Relação entre eficiência de espessura e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de tungstênio. ....	88
Figura 6.6 - Relação entre eficiência de espessura da cerâmica e energia cinética dos projéteis. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de tungstênio. ....	89
Figura 6.7 - Relação entre espessura crítica e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de Tungstênio. ....	90
Figura 6.8 - Relação entre fator de eficiência balística e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de Tungstênio. ....	91
Figura 6.9 - Relação entre DOP diferencial e: a) Dureza; b) Resistência à flexão das cerâmicas de carbeto de boro e carbeto de silício para espessuras semelhantes. ...	93
Figura 6.10 - Relação entre tamanho de grão e: a) Dureza; b) Resistência à flexão de cerâmicas balísticas de carbeto de boro e carbeto de silício para espessuras semelhantes. ....	93
Figura 6.11 - Relação entre dureza e tenacidade à fratura de cerâmicas balísticas. ....	99
Figura 7.1 - Esquema das forças envolvidas no impacto balístico: (a) armadura cerâmica monolítica; (b) armadura cerâmica de mosaico. ....	111
Figura 7.2 - Diferença esquemática entre os dois sistemas de blindagem de placas monolíticas: (a) blindagem cerâmica monolítica; (b) blindagem cerâmica multicamadas. ....	112

Figura 7.3 - As geometrias da cerâmica de mosaico: (a)cilíndrica; (b)hexagonal; (c)quadrada. ....	120
Figura 7.4 - Configuração esquemática do teste de profundidade de penetração (DOP): (a)DOP de referência na placa de apoio sem ladrilhos cerâmicos ( $P_0$ ); (b)DOP residual na placa de apoio com ladrilho cerâmico ( $P_b$ ). ....	126
Figura 7.5 - Os três estágios do impacto balístico em cerâmicas de mosaico: são: (a)Primeiro estágio; (b)Segundo estágio; e (c)Terceiro estágio. ....	130
Figura 7.6 - Relação entre os critérios de fragilidade e DOP residual. A linha azul representa o ajuste dos resultados à equação 7.9 relacionada ao DOP Residual. ....	134
Figura 7.7 - Relação entre o critério índice de mérito e Residual DOP. A linha azul representa o ajuste dos resultados à equação 7.11 relacionada ao DOP Residual. ....	135
Figura 7.8 - A relação inversa entre dureza e tenacidade à fratura. ....	138
Figura 8.1 - Aspecto visual do exterior (parte superior) e interior (parte inferior) da cerâmica $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Al}_2\text{O}_3$ produzida com diferentes teores de massa de $\text{Si}_3\text{N}_4$ . ....	153
Figura 8.2 - Difractogramas de raios X da superfície externa da cerâmica $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$ produzida (A: alumina, M: mulita). ....	154
Figura 8.3 - Difractogramas de raios X do interior da cerâmica $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$ produzida (A: alumina, M: mulita, N: nitreto de silício, S: $\text{SiAlON}$ ). ....	155
Figura 8.4 - Imagens MEV em diferentes ampliações da face fraturada dos corpos cerâmicos $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$ produzidos. As porcentagens indicadas referem-se ao teor inicial em massa de $\text{Si}_3\text{N}_4$ . ....	158
Figura 8.5 - Dureza Vickers em função do teor mássico inicial de $\text{Si}_3\text{N}_4$ dos corpos cerâmicos produzidos. ....	161
Figura 8.6 – Módulo de ruptura à flexão em função do teor em massa de $\text{Si}_3\text{N}_4$ nos corpos cerâmicos produzidos por $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$ (Total de 7 amostras para cada composição). ....	164
Figura 9.1 - Fluxograma do programa experimental adotado nesta pesquisa. ....	172
Figura 9.2 - Dimensões dos corpos de prova. ....	178
Figura 9.3 - Esquema do ensaio de flexão em quatro pontos desta pesquisa. ....	180
Figura 9.4 – Difractograma de raios X do pó cerâmico $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (A – Alumina). ....	182
Figura 9.5 - Difractograma de raios X do pó cerâmico $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ (N – Nitreto de silício). ....	183
Figura 9.6 - Difractograma de raios X do pó cerâmico $\text{ZrO}_2$ (Z – Zircônia). ....	184

Figura 9.7 - Difratoogramas de raios X da borda interna das cerâmicas – A100t – A1001 – A1002 – A1003 (A – alumina). .....	185
Figura 9.8 - Difratoogramas de raios X da borda interna das cerâmicas A80S812t (A – alumina, Z – zircônia, S – Sílica). .....	187
Figura 9.9 - Imagens por MEV da face de fratura dos corpos cerâmicos estudados. ....	189
Figura 9.10 - Resistência mecânica à flexão dos corpos cerâmicos estudados. ....	194

## LISTA DE TABELAS

Tabela 5.1 - Classificação Balística conforme NIJ Standard-0101.06. ....	23
Tabela 5.2 - Especificações técnicas de alguns calibres. ....	24
Tabela 5.3 - Características técnicas de alguns calibres impactados a 15 m. ....	26
Tabela 5.4 - Propriedades da cerâmica de alumina. ....	41
Tabela 5.5 - Propriedades da cerâmica de nitreto de silício. ....	45
Tabela 5.6 - Aditivos de sinterização do nitreto de silício. ....	46
Tabela 5.7 - Propriedades da cerâmica de zircônia. ....	50
Tabela 5.8 - Propriedades do compósito cerâmico de alumina – zircônia. ....	52
Tabela 6.1 - Propriedades das cerâmicas de alumina. ....	67
Tabela 6.2 - Propriedades das cerâmicas de carbetos de silício. ....	72
Tabela 6.3 - Propriedades do carbetos de boro. ....	76
Tabela 6.4 - Métodos de teste balístico para materiais cerâmicos. ....	79
Tabela 6.5 - Propriedades dos materiais e seu papel no desempenho balístico. ....	96
Tabela 7.1 - Estado da arte da cerâmica balística monolítica. ....	112
Tabela 7.2 - Estado da arte da cerâmica balística de mosaico. ....	115
Tabela 7.3 - Desempenho balístico do carbetos de silício contra projéteis de 7,62 x 51 mm. ....	133
Tabela 8.1 - Quantificação do conteúdo das fases. ....	156
Tabela 8.2 - Retração, densidade, densidade relativa, porosidade aberta e fechada. ....	159
Tabela 8.3 - Tenacidade à fratura das cerâmicas produzidas. ....	162
Tabela 8.4 - Resistência à flexão em relação à densidade da cerâmica. ....	165
Tabela 8.5 - Relação das propriedades de diversas cerâmicas balísticas com alumina. ....	165
Tabela 9.1 – Composições investigadas e sua nomenclatura. ....	174
Tabela 9.2 – Critério de rejeição para 95% de confiabilidade. ....	181
Tabela 9.3 – Distribuição granulométrica por difração a laser da alumina. ....	182
Tabela 9.4 – Distribuição granulométrica por difração a laser do nitreto de silício. ....	183
Tabela 9.5 – Distribuição granulométrica por difração a laser da zircônia. ....	184
Tabela 9.6 - Tamanho de grão das amostras estudadas. ....	190
Tabela 9.7 – Retração, densidade, perda de massa e absorção de água dos corpos cerâmicos investigados. ....	192
Tabela 9.8 – Resistência mecânica à flexão dos corpos cerâmicos investigados. ....	194

Tabela 9.9 – Relação entre resistência mecânica à flexão e densidade dos corpos cerâmicos investigados.....	196
---	-----

# SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

## SÍMBOLOS

- $\sigma$ : Tensão (MPa)
- a: Comprimento da trinca (mm)
- $\rho_e$ : Raio da ponta da trinca (mm)
- $K_e$ : Fator de concentração de tensões
- E: Módulo de elasticidade (GPa)
- $\gamma_s$ : Energia de superfície específica
- $\pi$ : Constante matemática (3,1416...)
- $K_{IC}$ : Tenacidade à fratura (MPa.m<sup>1/2</sup>)

## ABREVIATURAS

- Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> : Óxido de Alumínio (Alumina)
- Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> : Nitreto de Silício
- B<sub>4</sub>C : Carbetto de Boro
- SiC : Carbetto de Silício
- DRX : Difractometria de Raios X
- MEV : Microscopia Eletrônica de Varredura
- DOP : Depth of Penetration (Profundidade de Penetração)
- FMJ : Full Metal Jacket (Projétil Encamisado)
- AP : Armor Piercing (Projétil Perfurante)
- SJHP : Semi-Jacketed Hollow Point (Ponta Oca Semiencamisada)
- V50 : Limite de Velocidade Balística

# 1 INTRODUÇÃO

A história das blindagens remonta aos primórdios das civilizações, em que os povos antigos desenvolveram proteções corporais contra as ameaças da época, como espadas e flechas. Os persas utilizavam coletes de palha, enquanto gregos e romanos usavam armaduras de couro e placas metálicas para aumentar sua defesa. Durante a Idade Média, os cavaleiros medievais empregavam armaduras de metal pesado, que cobriam todo o corpo, maximizando a proteção, mas comprometendo significativamente a mobilidade dos guerreiros [1–3]. No entanto, com o advento da pólvora e a introdução das armas de fogo, essas proteções tornaram-se obsoletas, pois o peso elevado necessário para resistir aos projéteis de chumbo inviabilizava a mobilidade e a eficiência em combate [2,4].

No século XX, especialmente durante e após a Guerra do Vietnã, a introdução de materiais cerâmicos nas armaduras representou um avanço significativo no design de proteções balísticas. Esses materiais, caracterizados por sua alta dureza e baixa densidade, oferecem uma relação favorável entre proteção e mobilidade, essencial em cenários de combate modernos [1–3,5,6].

Com o aumento do poder destrutivo das armas de fogo e a crescente demanda por proteções mais eficazes e leves, a pesquisa e o desenvolvimento de materiais cerâmicos avançados para blindagens balísticas tornaram-se uma área de grande interesse [1–3,5–9]. Cerâmicas como a alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), o carbetto de silício ( $\text{SiC}$ ), o carbetto de boro ( $\text{B}_4\text{C}$ ) e o nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) são amplamente utilizadas por suas propriedades mecânicas, como alta resistência à compressão, elevada dureza e baixo peso [10–14]. No entanto, o grande desafio na aplicação dessas cerâmicas está em equilibrar suas propriedades mecânicas estáticas com as demandas dinâmicas dos impactos balísticos [15,16]. Muitos estudos buscam otimizar a relação entre resistência à flexão e densidade das cerâmicas, visando melhorar o desempenho balístico sem aumentar o peso [17–20].

As cerâmicas de alumina, por exemplo, apresentam uma excelente relação custo-benefício e têm sido amplamente utilizadas em sistemas de blindagem [21,22]. Contudo, sua elevada densidade é um fator limitante que reduz a mobilidade do usuário [23]. Por essa razão, esforços têm sido feitos para desenvolver composições cerâmicas que combinem a alumina com outros materiais, a fim de reduzir o peso sem

sacrificar a resistência mecânica [24–29]. Atualmente, as cerâmicas balísticas são objeto de intensa pesquisa e desenvolvimento, como pode ser observado nas Figuras 1.1 e 1.2, que mostram um número crescente de publicações ao longo dos últimos anos, demonstrando grande interesse científico por este tema. A necessidade de aprimorar as propriedades mecânicas e a eficiência balística desses materiais impulsiona a investigação de novas composições e métodos de fabricação. Entre os principais desafios está a obtenção de cerâmicas que não apenas resistam aos impactos, mas também sejam leves o suficiente para não comprometer a mobilidade do usuário.

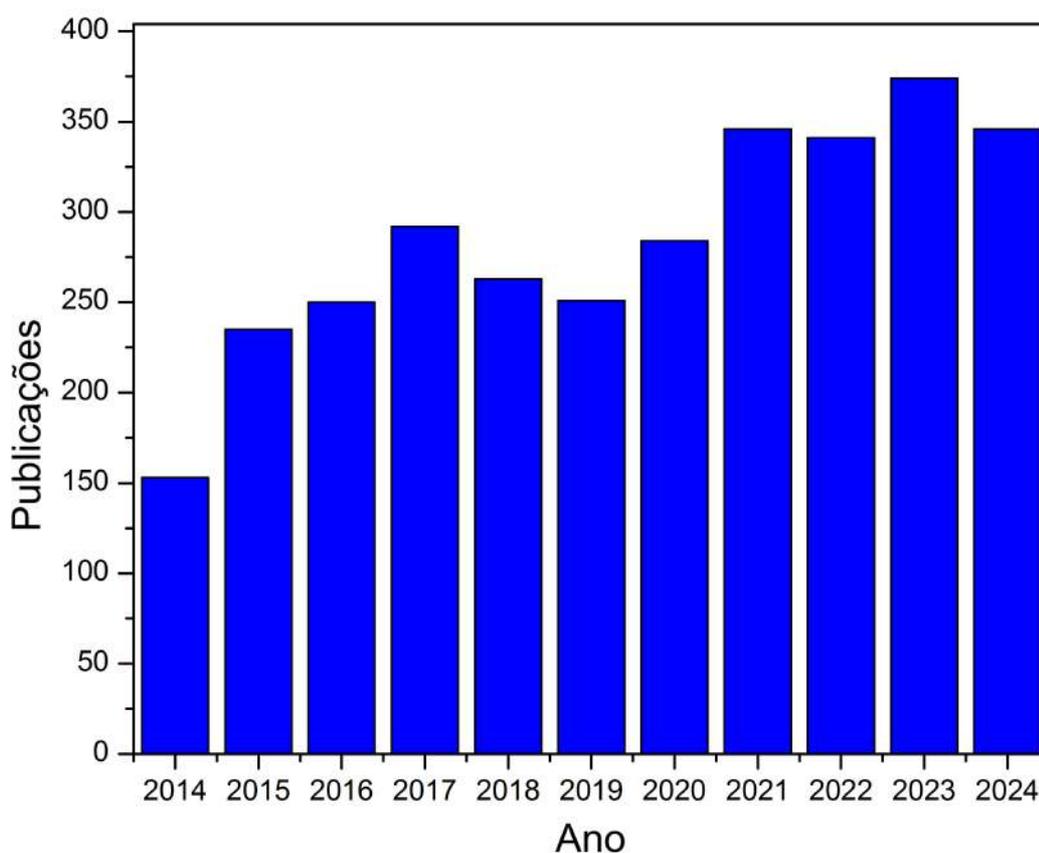


Figura 1.1 - Número de artigos indexados no site Sciencedirect contendo o termo "ballistic armors" por ano de publicação. Acessado em 22/Setembro/2024.

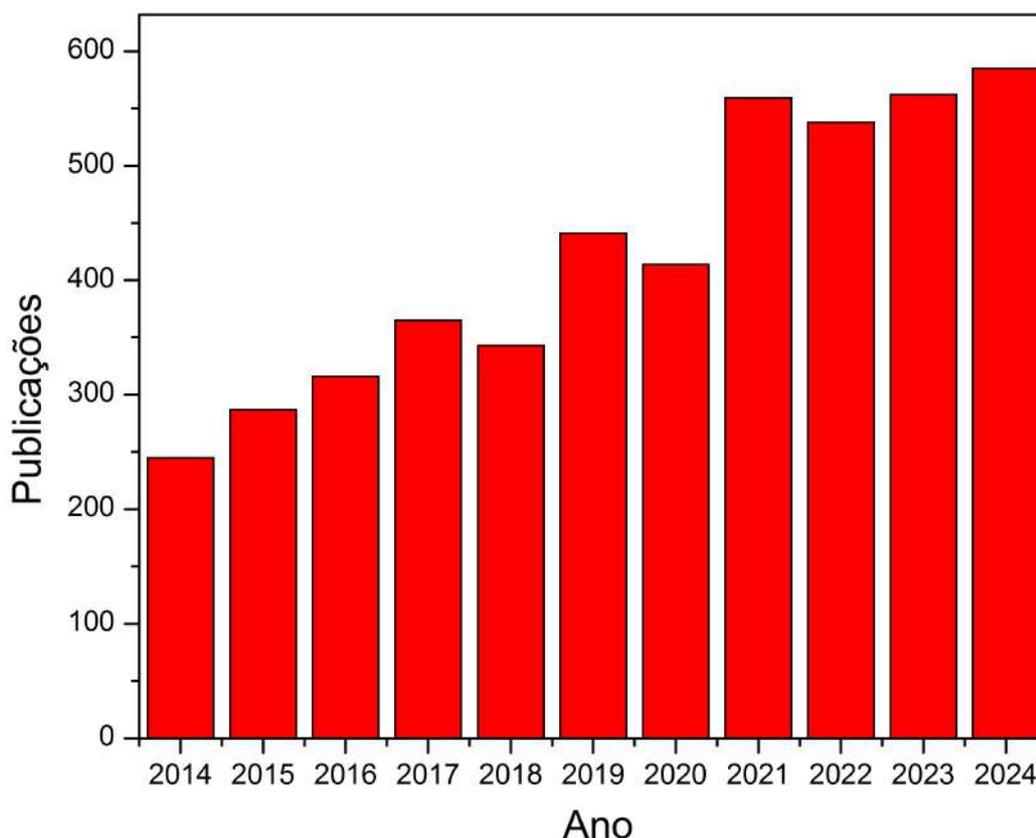


Figura 1.2 - Número de artigos indexados no site Sciencedirect contendo o termo "ceramic armors" por ano de publicação. Acessado em 22/Setembro/2024.

Neste contexto, os manuscritos apresentados nesta tese exploram diferentes aspectos e inovações no campo das cerâmicas balísticas.

O primeiro capítulo realiza uma análise abrangente das propriedades mecânicas de diferentes cerâmicas balísticas, comparando suas performances e identificando as vantagens e limitações de cada material. Além disso, discute a importância de correlacionar propriedades estáticas, como dureza e tenacidade à fratura, com o desempenho balístico dinâmico, uma vez que muitos dos testes de laboratório não refletem fielmente as condições reais de impacto.

O segundo capítulo revisa o uso de cerâmicas em sistemas de blindagem mosaico, uma configuração que busca otimizar a proteção ao permitir a segmentação da cerâmica em pequenos blocos, reduzindo a propagação de fraturas e melhorando a absorção de energia de impacto. Essa abordagem apresenta um grande potencial para melhorar a eficiência das blindagens contra múltiplos impactos, mantendo a integridade estrutural do sistema.

O terceiro capítulo aborda o aprimoramento da relação resistência à flexão/densidade em cerâmicas de alumina com adição de nitreto de silício, buscando melhorar o desempenho balístico sem aumentar o peso do material. A adição de  $\text{Si}_3\text{N}_4$

à alumina mostrou-se promissora ao aumentar a tenacidade à fratura e a resistência à flexão, ao mesmo tempo em que reduziu a densidade da cerâmica, fatores essenciais para aplicações em que a mobilidade do usuário é um requisito crítico.

O quarto capítulo apresenta uma combinação cerâmica de alumina, sílica e zircônia para aplicações balísticas, bem como a sinterização em duas etapas (*two-step sintering*). Os resultados mostram que cerâmicas de alumina, sílica e zircônia podem ser candidatas potenciais para aplicações balísticas devido aos mecanismos tenacificadores de resistência mecânica, que fazem efeito mesmo em condições adversas. Além disso, a sinterização em duas etapas mostrou ser uma boa opção para tornar a microestrutura mais refinada.

Assim, a presente tese conecta a evolução histórica das proteções balísticas ao desenvolvimento de cerâmicas avançadas que atendem às demandas contemporâneas de proteção, mobilidade e eficiência. Os resultados apresentados sugerem que a utilização de sistemas de blindagem inovadores pode proporcionar avanços significativos na proteção balística, reduzindo o peso. O objetivo é contribuir para o desenvolvimento de proteções balísticas mais leves e eficientes, capazes de oferecer segurança sem comprometer a mobilidade dos usuários em cenários de combate. Além disso, a comparação entre diferentes composições e a análise de sistemas monolíticos e de mosaico permitirá uma melhor compreensão das vantagens e limitações de cada abordagem na proteção contra projéteis de alta energia.

## 2 JUSTIFICATIVA

A tese apresentada tem como objetivo explorar e contribuir significativamente para o desenvolvimento e aprimoramento de cerâmicas balísticas mais eficientes, focando em quatro principais abordagens que são discutidas em profundidade nos manuscritos anexos. A justificativa para a realização deste trabalho baseia-se nos seguintes aspectos:

1. **Comparação de Propriedades Mecânicas de Diferentes Cerâmicas:** O primeiro manuscrito realiza uma análise abrangente das propriedades mecânicas das principais cerâmicas utilizadas em aplicações balísticas, como alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), carbetto de silício (SiC) e carbetto de boro ( $\text{B}_4\text{C}$ ). A comparação detalhada visa identificar as vantagens e limitações de cada material em termos de resistência mecânica, densidade, dureza, tenacidade à fratura e comportamento sob impacto balístico. Em resumo, o manuscrito fornece uma visão crítica e comparativa das propriedades mecânicas das cerâmicas mais utilizadas em proteções balísticas, oferecendo uma base sólida para a seleção e desenvolvimento de novos materiais que atendam às exigências crescentes de eficiência, resistência e leveza.
2. **Inovações em Sistemas de Blindagem:** O segundo manuscrito revisa o uso de configurações de mosaico em cerâmicas balísticas, que permite segmentar a proteção em blocos menores, reduzindo a propagação de fraturas e melhorando a absorção de energia. Essa abordagem inovadora se justifica pela busca de soluções que não apenas resistam ao impacto de projéteis, mas também maximizem a integridade estrutural após impactos repetidos.
3. **Necessidade de Melhorias em Materiais Balísticos:** A crescente ameaça de projéteis de alta energia exige proteções balísticas mais eficientes. O terceiro manuscrito aborda a otimização das propriedades de cerâmicas, como resistência à flexão, densidade e tenacidade à fratura, elementos essenciais para melhorar a eficiência balística sem aumentar o peso das armaduras. A combinação de materiais como a alumina e o nitreto de silício é explorada para alcançar um equilíbrio entre resistência e leveza, conforme discutido no primeiro manuscrito sobre a relação resistência à flexão/densidade.
4. **Testar novas composições:** Como forma de continuar os estudos realizados no terceiro manuscrito, a tese propõe uma análise da opção de incorporação

do composto zircônia ( $ZrO_2$ ), juntamente com alumina e nitreto de silício. Essa combinação é explorada visando aprimorar os mecanismos de fortalecimento da resistência à flexão discutidos. Outrossim, por não ser uma composição usualmente conhecida e estudada na literatura, estuda-se para conhecer seus fenômenos e efeitos.

O trabalho desenvolvido nesta tese é relevante tanto para a academia quanto para a indústria de proteção balística, pois proporciona um entendimento aprofundado das interações entre diferentes fases cerâmicas e suas implicações no desempenho sob condições de impacto dinâmico. Além disso, os resultados obtidos abrem novas possibilidades para o desenvolvimento de armaduras mais eficientes e leves, o que é crucial para a mobilidade e segurança de usuários em operações de alto risco.

Por fim, ao apresentar uma análise detalhada das propriedades estáticas e dinâmicas de diferentes composições cerâmicas, a tese contribui para a construção de um arcabouço teórico e experimental robusto que pode orientar futuras pesquisas e aplicações práticas em proteção balística avançada. Essa justificativa reflete a importância dos três manuscritos e sua contribuição coletiva para o avanço da ciência e tecnologia de materiais cerâmicos aplicados à proteção balística.

Além disso, a lacuna tecnológica no mercado de blindagens reside na dificuldade em equilibrar a leveza e resistência sem comprometer a proteção oferecida. Os materiais atualmente disponíveis apresentam limitações, principalmente no quesito de adaptação a impactos de alta energia e na capacidade de resistir a múltiplos impactos sem comprometer a integridade estrutural. Essa pesquisa busca preencher essa lacuna por meio de composições inovadoras que incorporam alumina, nitreto de silício e zircônia, materiais conhecidos por suas propriedades superiores de dureza, tenacidade e baixa densidade.

A proposta deste trabalho destaca-se por oferecer soluções que alinhem inovação com aplicabilidade prática, desenvolvendo compósitos que não apenas atendem às demandas atuais, mas também apontam caminhos para futuras implementações em sistemas de proteção balística. Ao propor melhorias substanciais nos processos de fabricação e nos próprios materiais, a tese contribui diretamente para o avanço das tecnologias disponíveis no setor.

## 3 OBJETIVOS

### 3.1 OBJETIVO GERAL

Investigar as propriedades, composições e configurações de cerâmicas balísticas avançadas a fim de correlacionar propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas e desenvolver soluções mais leves, resistentes e eficientes para aplicações em proteção balística. Além disso, estudar compósitos de alumina contendo sílica e zircônia como partículas de reforço por *two-step sintering* para uso balístico.

### 3.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- a) Entender o desempenho balístico das principais cerâmicas balísticas: alumina, carbetto de silício e carbetto de boro;
- b) Compreender as características e desempenho de diferentes geometrias, em especial monolítico e mosaico, de sistemas de proteção cerâmica;
- c) Investigar o efeito da adição de nitreto de silício na densidade e resistência à flexão de cerâmicas de alumina;
- d) Compreender o comportamento balístico de compósitos de alumina contendo sílica e zircônia como partículas de reforço sinterizadas por *two-step sintering*.

## 4 LIMITAÇÕES DO TRABALHO DE PESQUISA

As investigações científicas envolvidas neste trabalho apresentam limitações quanto ao foco central das pesquisas e abrangência de dados. Entre elas, destacam-se:

- I) Embora o tema das cerâmicas balísticas seja amplo, boa parte do trabalho está direcionado para questões centrais, apontadas por outros autores;
- II) O estudo não é suficiente em esgotar todos os pontos abordados, sendo necessário mais estudos e trabalhos específicos.

O ineditismo deste trabalho está em estudar as propriedades e os fenômenos envolvendo compósitos de alumina/nitreto de silício/zircônia por *two-step sintering* para uso balístico.

## 5 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Apesar de toda a evolução na área de blindagem pessoal, principalmente no tocante às blindagens contra projéteis de grande energia cinética, ainda há muito a se progredir. Projéteis com grande carga de impacto representam um desafio para os desenvolvedores de proteções balísticas, pois, ao contrário de outros ramos, este não admite erros que possam custar vidas. Em outras palavras, proteções com classificações de blindagem nível III ou superior precisam ser elaboradas com materiais de alto desempenho, pois as forças envolvidas em um impacto balístico do calibre 7,62 x 51 mm, por exemplo, exigem ao máximo dos componentes empregados para garantir a segurança do usuário.

Além disso, à medida que o poder de destruição das armas aumenta, são necessários avanços no desenvolvimento de materiais que possam oferecer proteção contra essas ameaças. Ademais, não basta que os materiais utilizados sejam resistentes; eles também precisam ser leves para não comprometer a mobilidade do usuário [17,30–32]. Diante disso, poucos materiais se enquadram, sendo o material cerâmico o preferido devido às suas propriedades mecânicas e baixa densidade [12–14]. Ao contrário das proteções compostas por componentes metálicos, as proteções cerâmicas apresentam peso reduzido, proporcionando melhor conforto e mobilidade para o usuário, sendo este último um fator crítico. Por outro lado, a fragilidade inerente aos materiais cerâmicos torna desafiadora sua aplicação, fazendo-se necessário o uso de cerâmicas avançadas unidas a técnicas de engenharia [33,34].

Dessa forma, as cerâmicas avançadas utilizadas para aplicações balísticas são conhecidas como cerâmicas balísticas, e, nas últimas décadas, tem crescido a demanda por elas, bem como as pesquisas relacionadas ao assunto. Sem dúvida, um dos fatores que dificulta esse tipo de estudo são seus altos custos, incluindo o valor agregado aos insumos, como os pós cerâmicos [35,36]. Além disso, os testes necessários para validar as proteções também são caros, e durante a pesquisa e desenvolvimento de cerâmicas balísticas, são necessários inúmeros ensaios e composições, tornando um projeto promissor inviável em muitas ocasiões. A literatura também não ajuda muito, pois há muita inconsistência, sobretudo no que diz respeito à relação entre as propriedades mecânicas estáticas e os ensaios balísticos dinâmicos. Ainda não estão claras as formas que possam ser utilizadas para o dimensionamento das armaduras cerâmicas, visto ser uma etapa crucial na fase de projeto. Da mesma forma, os diferentes tipos de proteção cerâmica às vezes geram

dúvidas quanto à sua diferenciação, como as proteções cerâmicas monolíticas e as cerâmicas de mosaico, cuja forma de tratamento é diferenciada.

Levando esses aspectos em consideração, desenvolveu-se a presente pesquisa, que pretende aprofundar o conhecimento sobre cerâmicas balísticas e suprir algumas lacunas encontradas na literatura. O tema é extenso, mas o que é proposto, a exemplo das questões já citadas acima, pode favorecer estudos e práticas futuras, facilitando uma “triagem” inicial de materiais para aplicações em blindagens balísticas. Diante disso, neste capítulo abordaremos vários aspectos relacionados à blindagem cerâmica, incluindo histórico, físico, químico, seguidos dos respectivos artigos inovadores, que são o tema desta tese.

## **5.1 EVOLUÇÃO HISTÓRICA DA BLINDAGEM PESSOAL**

As técnicas de 'blindagem' são muito antigas e remetem ao início das civilizações, quando eram necessárias proteções para defender contra as armas da época, ou seja, espadas e flechas. Os persas utilizavam coletes de palha que ofereciam uma certa proteção contra flechas e golpes. Os gregos e romanos usavam armaduras de couro com placas de bronze, além de pesados escudos de madeira e metal. Já os cavaleiros medievais empregavam armaduras pesadas que cobriam o corpo inteiro [1–3]. Na imagem 5.1, é possível visualizar exemplos das armaduras utilizadas pelos romanos e cavaleiros medievais, respectivamente.



Figure 5.1 - Armadura romana e armaduras utilizadas pelos cavaleiros medievais.  
Fonte: [1]

Ao longo da história, as armaduras foram desenvolvidas visando o máximo de proteção do usuário, alinhando proteção e mobilidade, sempre considerando o tipo de arma envolvida. Entretanto, com o emprego da pólvora e, conseqüentemente, o uso das armas de fogo, as armaduras metálicas que até então eram utilizadas passaram a ser obsoletas, não garantindo a proteção contra os projéteis de chumbo. Outrossim, os materiais utilizados na época não conseguiam prover a proteção adequada contra projéteis sem antes comprometer a mobilidade, devido ao alto peso. Assim sendo, com o emprego das armas de fogo, foi necessário um grande avanço nas proteções pessoais para que pudessem fazer frente aos armamentos utilizados na atualidade [1–3].

Foi a partir da Guerra do Vietnã (1959-1976) que a blindagem pessoal passou a ter avanços significativos, com a introdução de materiais cerâmicos para obter proteções mais leves [1,2]. No entanto, o primeiro registro do uso de materiais cerâmicos em proteções corporais foi em 1918, quando o Major Neville Monroe-

Hopkins explorou a possibilidade de usar uma fina camada de esmalte em uma placa de aço [6]. Mais tarde, em 1970, a empresa Goodyear Aerospace registrou a patente de uma proteção com revestimento cerâmico de alumina [3]. Dessa forma, até os dias atuais, têm-se desenvolvido materiais e técnicas que são incorporados aos coletes balísticos, garantindo que a proteção acompanhe a evolução dos armamentos [1–3,5]. Ao contrário das armaduras utilizadas no passado, uma blindagem pessoal moderna deve ser a mais leve possível e interferir o mínimo na mobilidade do indivíduo [1]. Na Figura 5.2, é possível visualizar um sistema de proteção balística pessoal moderno. Na imagem, além do tecido incorporado ao colete, como o Kevlar, que protege contra disparos de baixa energia cinética, é possível adicionar duas placas balísticas adicionais para proteger o peito e as costas do usuário, proporcionando proteção contra calibres de elevada energia cinética [2,32].



Figure 5.2 - Blindagem pessoal moderna.  
Fonte: [32]

## 5.2 BALÍSTICA

A balística é uma área da mecânica dedicada ao estudo do comportamento, voo e impactos de projéteis, incluindo projéteis de armas de fogo, bombas, foguetes, entre outros. Em um conceito mais específico, balística é a ciência que estuda as armas de fogo, munições, trajetórias, efeitos e lesões causadas pelos projéteis. Seu objetivo é otimizar o desempenho dos projéteis, garantindo que alcancem os resultados desejados. Projétil é um termo que se refere a qualquer objeto lançado em um espaço, seja ele vazio ou não, por meio da aplicação de uma força. Embora uma bola lançada à mão possa ser considerada um projétil, o termo é mais comumente

associado a armas de fogo. Um projétil, ou corpo balístico, pode alterar sua aparência, textura e trajetória devido a diversos fatores, como condições ambientais e forças externas, incluindo a pressão dos gases em uma arma, presença de estrias, gravidade, temperatura e resistência do ar. Já um míssil balístico é guiado apenas brevemente durante a fase inicial do voo e, após esse período, sua trajetória é controlada pelas leis da mecânica clássica [37–39].

O movimento de um corpo balístico pode ser estudado como um conjunto de movimentos, desconsiderando forças dissipativas. Na direção vertical, o projétil realiza um movimento retilíneo uniformemente variado devido à aceleração da gravidade. Já na direção horizontal, o projétil segue um movimento uniforme, uma vez que não há aceleração nesta direção [40,41]. Dada a complexidade do tema, a balística pode ser subdividida em áreas mais específicas para facilitar o estudo. Assim, as principais classificações incluem a balística interna, intermediária, externa e terminal [37,39,41].

### **5.2.1 BALÍSTICA INTERNA**

A balística interna tem por objeto estudar as armas e munições antes que o disparo aconteça, ou seja, antes que o projétil abandone o cano da arma. Em outras palavras, estuda-se os eventos dentro da arma a partir do momento que a espoleta é detonada, gerando a ignição do propelente [37,39,41]. Existem vários aspectos balísticos relevantes para se conhecer, como por exemplo raiamento do cano, sistema de percussão, mecanismos da arma ou munição, etc. Entretanto, os principais fatores são aqueles que afetam a velocidade do projétil, como composição química do propelente, quantidade e comprimento do cano [39,41].

Cabe esclarecer que a queima de um propelente, como pólvora por exemplo, é na verdade uma explosão controlada, nenhum oxigênio externo é necessário. Esse controle da queima da pólvora permite uma velocidade de queima e acúmulo de pressão, usando área de superfície crescente, constante ou decrescente do grânulo de pólvora, assim como estabelecido pela lei de Piobert [38].

Do ponto de vista balístico, é crucial que tanto a pólvora quanto a espoleta sejam o mais resistentes possível às variações de temperatura externa, a fim de garantir um desempenho consistente. A combinação da quantidade de pólvora, a velocidade de queima, o volume de queima e a resistência do projétil no cano

determina uma curva de pressão, que ilustra a rapidez e a intensidade com que a pressão aumenta e diminui. Uma carga ideal de pólvora queima praticamente de forma completa antes que o projétil deixe o cano. Reduzir o comprimento do cano diminuirá a velocidade inicial do projétil quando o mesmo cartucho for utilizado. Da mesma forma, uma redução na carga de pólvora também afetará a velocidade. A Figura 5.3 ilustra a relação entre pressão, comprimento do cano e a velocidade do projétil para um cartucho calibre 5,56 x 45 mm [41].

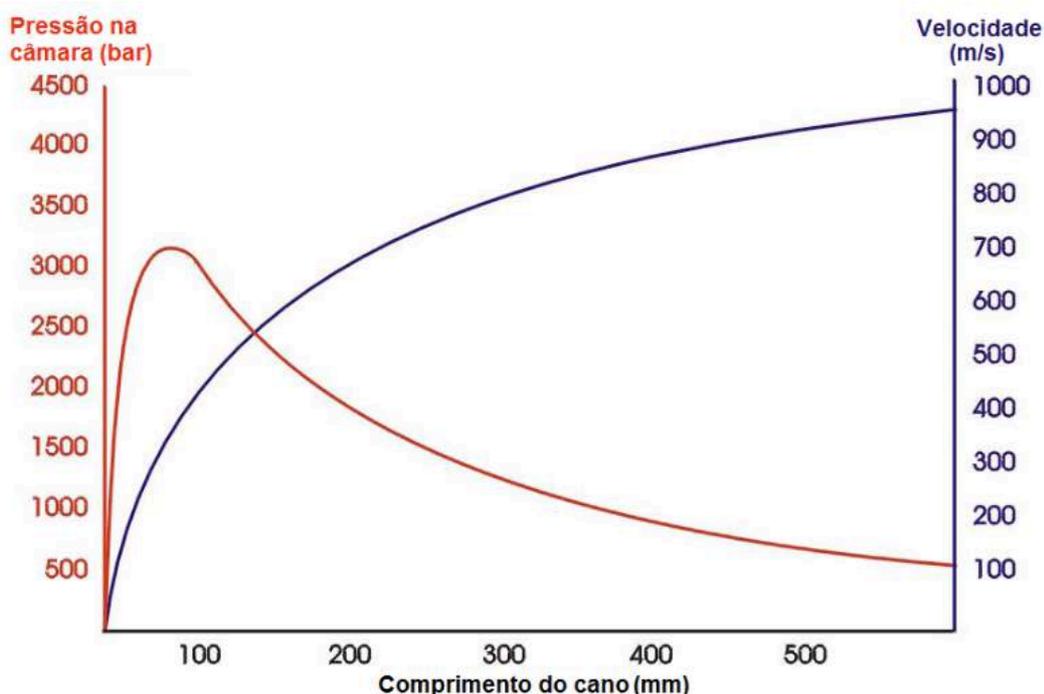


Figure 5.3 - Exemplo da relação entre pressão da câmara, comprimento do cano e velocidade do projétil para um cartucho calibre 5,56 x 45 mm.

Fonte: [41]

Quando a pressão atinge níveis elevados, ela força o projétil a avançar pelo cano. As forças envolvidas causam uma expansão radial e uma torção no cano, enquanto o projétil se move através do raiamento do cano, fazendo com que ele gire. Esse efeito, combinado com a onda de pressão que se propaga através do metal do cano, faz com que o cano oscile [41]. A taxa de queima do propelente é ajustada para assegurar que a pressão aumente continuamente, permitindo que o projétil avance pelo cano. Em função disso, o propelente utilizado em cartuchos de armas curtas tende a queimar mais rapidamente do que o propelente em cartuchos de armas longas. Essa queima mais lenta nos cartuchos de armas longas é projetada para proporcionar uma aceleração constante do projétil ao longo de um cano mais longo.

Esse ajuste é o motivo pelo qual um projétil disparado de um cartucho com um cano mais curto resultará em uma velocidade menor em comparação com um cano mais longo. Além disso, projéteis disparados de espingardas ou rifles com canos "serrados" também terão velocidades reduzidas [42].

### **5.2.2 BALÍSTICA INTERMEDIÁRIA**

Para alguns autores, tem-se a balística intermediária, que é o estudo dos fenômenos que ocorrem após o projétil deixar o cano da arma, mas ainda sob efeitos dos gases do propelente [39]. Um aspecto crucial a ser analisado na balística intermediária é o impacto da liberação de gases através do cano [37]. Os gases de alta pressão que empurram o projétil podem causar turbulência, afetando a sua estabilidade, pois saem em velocidade maior que a do projétil. Pequenas variações na quantidade de pólvora e na sua queima podem fazer com que o projétil saia do cano em diferentes fases de oscilação, o que pode impactar negativamente a precisão [41].

O grau de deterioração na precisão depende das características dessa oscilação. Além disso, a oscilação do cano pode aumentar a guinada inicial do projétil [41]. A guinada, que é o ângulo entre o eixo longitudinal do projétil e a sua trajetória, pode chegar a até 6 graus, ou cerca de 4 graus para projéteis de fuzil de assalto de 7,62 x 39 mm nos primeiros metros de voo. Na maioria dos casos, o projétil recupera a estabilidade devido ao mecanismo de estabilização que será descrito a seguir [41].

### **5.2.3 BALÍSTICA EXTERNA**

A balística externa é o estudo voltado para as forças físicas que atuam sobre o projétil desde o momento em que abandona o cano da arma até o impacto. O projétil é submetido a forças aerodinâmicas que podem causar guinada, tombamento, precessão, nutação, bem como forças de rotação e a ação da gravidade [39,41]. Um projétil necessita de estabilização para atingir precisão e manter uma trajetória retilínea. Existem dois métodos principais para alcançar essa estabilização: arrasto e giro. A estabilização por arrasto é obtida através de dispositivos como um cone na cauda, aletas traseiras ou uma cauda de arrasto, que aumentam a resistência na parte traseira do projétil e ajudam a mantê-lo alinhado. Por outro lado, a estabilização por giro envolve a aplicação de uma rotação rápida ao projétil em torno de seu eixo longitudinal. Isso pode ser conseguido com o uso de um cano raiado. O giro é eficaz

até mesmo para projéteis com a cauda pesada, desde que a rotação seja suficientemente rápida. Se a rotação for insuficiente, o projétil pode começar a desviar e atingir o alvo em ângulos imprevisíveis, com resultados balísticos variáveis. Por outro lado, uma rotação excessiva pode levar a um excesso de estabilização, fazendo com que o projétil mantenha um ângulo fixo de elevação e resulte em maior resistência e menor alcance. A Figura 5.4 ilustra os efeitos da estabilização [37,41].

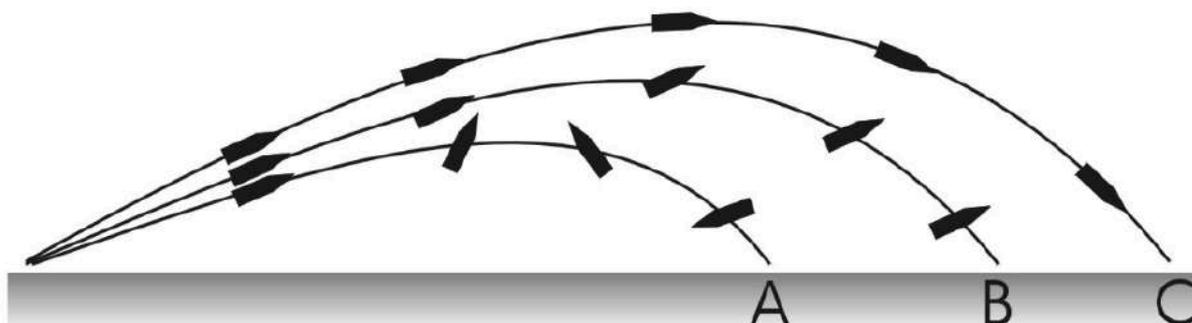


Figure 5.4 - Comportamento de um projétil em relação ao grau de estabilidade. A: Instável, B: Sobreestável, C: Neutro.

Fonte: [41]

Quando um projétil é disparado, a gravidade imediatamente começa a puxá-lo para baixo. A distância que ele percorrerá antes de atingir o solo depende da sua velocidade e da capacidade de mantê-la. A trajetória é afetada pelo ângulo de disparo, pela massa, velocidade, diâmetro, comprimento e forma do projétil, bem como pelas condições atmosféricas, como temperatura, pressão, umidade e vento. A eficiência aerodinâmica do projétil, que é medida pelo coeficiente balístico ( $C_b$ ), indica sua capacidade de manter a velocidade ao superar a resistência do ar. Quanto maior o  $C_b$ , melhor o projétil consegue manter sua velocidade. Embora aumentar o ângulo de elevação da arma possa ampliar o alcance até certo ponto, calcular a trajetória em distâncias muito longas é desafiador, especialmente sob estresse. A precisão inerente do sistema, que depende das características da arma e da munição, é crucial para determinar o potencial de impacto [41].

#### 5.2.4 BALÍSTICA TERMINAL

A balística terminal, também chamada de balística dos efeitos, estuda o comportamento do projétil e os danos causados por ele até sua parada total ao atingir o alvo. Essa área é caracterizada por fenômenos que ocorrem em alta velocidade,

com grandes pressões e significativas taxas de deformação. Para que um projétil seja eficaz, ele precisa possuir uma quantidade substancial de energia cinética para penetrar o alvo e cumprir sua função. A principal função das forças policiais não é causar danos ou mortes, mas sim neutralizar uma ameaça iminente à vida e à saúde pública. Contudo, é lamentável que, muitas vezes, o resultado seja um ferimento grave ou até a morte do infrator. Apesar disso, é crucial buscar minimizar danos desnecessários, em conformidade com o Direito Internacional e os Direitos Humanos [39,41].

Quando um projétil atinge o alvo, ele possui uma massa de impacto  $m$  (kg) e uma velocidade  $v$  (m/s). Sua energia cinética  $E_C$  (J) é calculada da seguinte forma [37,41]:

$$E_C = \frac{m v^2}{2} \quad (5.1)$$

A energia de impacto  $E_C$  é parcialmente dissipada no alvo ao realizar trabalho sobre ele. Conforme a Equação 5.1, tanto a massa do projétil quanto, de forma ainda mais significativa, sua velocidade determinam a quantidade de energia cinética. Se essa energia não for dissipada no alvo, ela será utilizada em outro lugar. A equação que descreve a energia balística do ferimento pode ser expressa como [41]:

$$E_r = E_C - E_{def} - E_d \quad (5.2)$$

A energia cinética residual ( $E_r$ ) é a energia remanescente após um impacto, enquanto  $E_C$  representa a energia do impacto,  $E_{def}$  é a energia utilizada para deformar o projétil e  $E_d$  é a energia dissipada no alvo. Para minimizar a energia cinética residual, é essencial maximizar  $E_{def}$  e  $E_d$ , uma vez que  $E_C$  deve ser significativa. A energia residual é um fator crucial na avaliação do perigo quando o projétil penetra totalmente e continua seu trajeto ao sair do alvo primário. A dissipação da energia cinética ( $E_d$ ) pode ser aumentada pela instabilidade, deformação e fragmentação do projétil. Quando um projétil rígido e pesado atinge o alvo, tende a perder estabilidade e começar a descer, especialmente porque a rotação não é suficiente para manter o equilíbrio em um meio denso, diferentemente do ar. Isso aumenta a área de seção transversal na direção da penetração, resultando em maior dissipação de energia cinética. Contudo, o ponto exato em que o projétil começa a cair é difícil de prever,

pois depende do ângulo de impacto, das características do alvo e das instabilidades internas do projétil [41].

De forma prática, os mecanismos de dissipação de energia cinética no impacto do projétil podem ser analisados na Figura 5.5, em que é visualizado um evento balístico sobre uma blindagem mista de cerâmica e polímero.

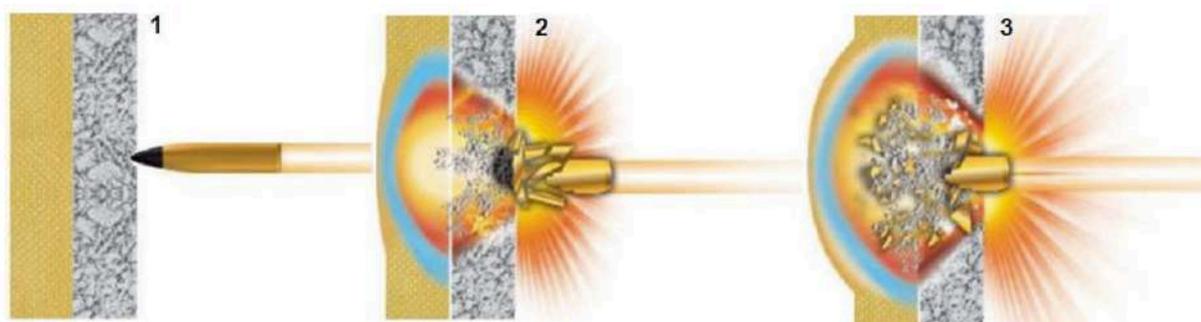


Figure 5.5 - Evento Balístico em uma blindagem mista, Cerâmica/Polímero.  
Fonte: [37]

Em um impacto balístico contra blindagens mistas compostas de cerâmica e polímero, os esforços iniciais de compressão sobre a cerâmica geram tensões de tração no lado oposto ao impacto. A base, feita de um material dúctil, tem a capacidade de se deformar sem quebrar e suportar essas tensões, prevenindo falhas. Sua principal função é garantir que a cerâmica não falhe durante as fases iniciais do processo de penetração do projétil, absorvendo toda a tensão de compressão aplicada [37,43].

Esse processo pode ser dividido em três etapas [37,44]:

1. **Primeira Etapa:** Os materiais cerâmicos lidam bem com a alta carga de compressão gerada pelo impacto do projétil, destruindo a ponta do projétil. Durante esta fase, a base de material dúctil pode sofrer uma leve deformação.
2. **Segunda Etapa:** Nesta fase, a compressão adicional aplicada pelos materiais cerâmicos ao projétil resulta na erosão da ponta dos projéteis endurecidos ou na deformação plástica dos projéteis dúcteis. Em ambos os casos, há um aumento na área de contato, o que melhora a distribuição da pressão na blindagem. Aproximadamente 40% da energia cinética do impacto é dissipada pela erosão do projétil.

3. **Terceira Etapa:** A energia residual dos fragmentos do projétil e da cerâmica é absorvida pela deformação plástica do material de fundo. Cerca de 60% da energia cinética restante é absorvida pela deflexão dinâmica da base. Materiais cerâmicos não são ideais para esta fase devido à sua baixa capacidade de deformação plástica. Para atender aos requisitos de resistência à flexão e ductilidade, materiais metálicos ou poliméricos são mais eficazes. Dependendo da resistência da blindagem, a deformação nesta etapa pode ser significativa (como ilustrado na Figura 5.5) ou quase inexistente, caso a cerâmica tenha espessura e resistência suficientes para absorver a energia remanescente.

### 5.3 CARTUCHOS DE ARMAS DE FOGO

O cartucho metálico moderno é a unidade de munição das armas de fogo em que estão presentes todos os elementos necessários ao tiro. Assim sendo, o cartucho é composto pelo projétil, que é uma ogiva expelida pelo cano da arma; pela pólvora, também chamada de propelente, que gerará os gases que acelerarão o projétil ao longo do cano da arma; e pela espoleta, que, ao sofrer percussão, detona, inflamando a pólvora e dando sequência ao conjunto. Todos os componentes estão unidos em um único recipiente chamado de estojo [37,39]. Os elementos que compõem o cartucho podem ser visualizados na Figura 5.6.

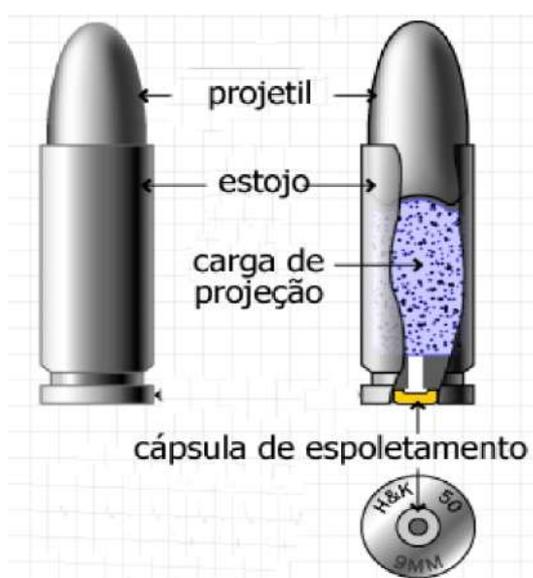


Figure 5.6 - Esquema da munição moderna.  
Fonte: [45]

Além disso, o esquema de percussão, que acionará a espoleta e, ao ser percutida, iniciará o conjunto, gerando a queima do propelente e impulsionando o projétil, pode ser visualizado na Figura 5.7. Outrossim, a velocidade com que o projétil sai da arma é uma combinação dos seguintes fatores: quantidade de propelente e velocidade de queima, espaço de combustão, peso do projétil e comprimento do cano.

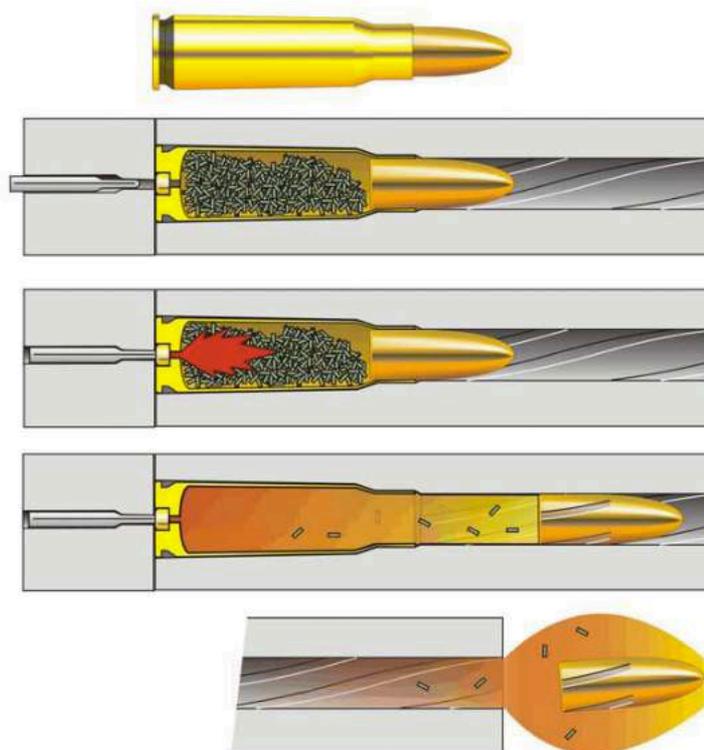


Figure 5.7 - Esquema da percussão e disparo do projétil.  
Fonte: [37]

### 5.3.1 PROJÉTIL

As munições modernas podem ser compostas por uma infinidade de tipos diferentes de projéteis, variando conforme sua geometria, material e revestimento. O modelo de cada munição pode depender do propósito; por exemplo, para máxima penetração, temos a munição perfurante (*armor piercing*, AP), cuja composição do núcleo inclui aços temperados e/ou carbeto de tungstênio. Outra configuração de projétil visa a máxima expansão sob impacto, podendo se expandir através de uma cavidade, conhecida como ponta oca (*hollow point*), ou ser projetado para se fragmentar, causando maior dano em tecidos humanos. Como regra geral, podemos dividir os projéteis em três grandes grupos (Figura 5.8): de liga de chumbo, semiencaimados e encamisados [37,39,46].



Figure 5.8 - Classificação dos projéteis.

Fonte: [46]

Os projéteis semiencamisados e encamisados possuem um núcleo de chumbo e são revestidos com latão, alumínio, teflon, polímero ou latão níquelado. A figura 5.9 apresenta um corte transversal dos projéteis semiencamisado e encamisado, respectivamente, em que é possível visualizar a diferença entre eles [46].

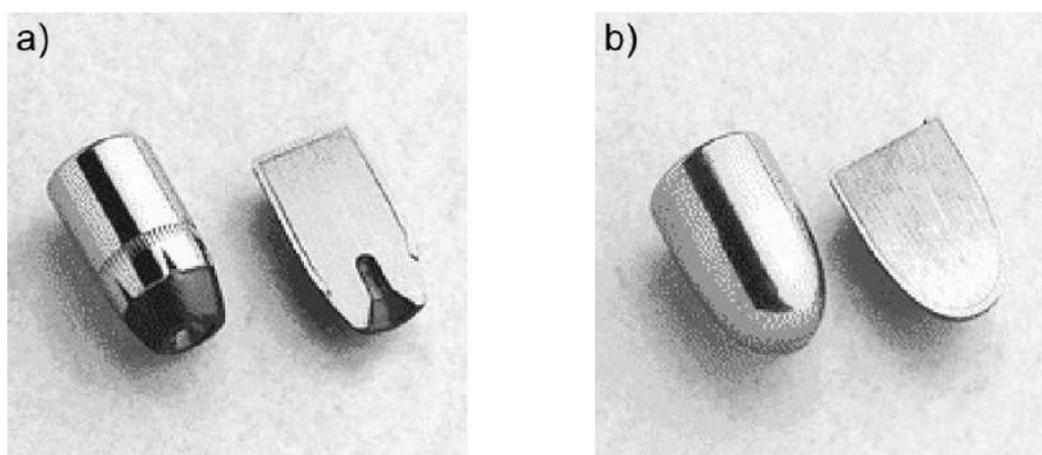


Figure 5.9 - Corte transversal: a) projétil semiencamisado; b) projétil encamisado.

Fonte: [46]

A utilização de camisa de latão nos projéteis diminui o atrito com o interior do cano, aumentando a velocidade de saída. Com relação às munições de fuzil, isto é, projéteis com grande energia cinética que podem atingir grandes velocidades, é inviável a utilização de chumbo não encamisado, visto que o chumbo não suporta velocidades superiores a 609,9 m/s, e, como resultado, fragmentos de chumbo ficariam aderidos à parede interna do cano devido ao atrito. Assim sendo, a arma pode apresentar desestabilização do projétil e, conseqüentemente, menor precisão, mesmo em curtas distâncias [39]. Além disso, na Figura 5.10 podem ser observadas as diferenças entre um cartucho utilizado para armas curtas e outro utilizado para armas longas (fuzis). A principal distinção que se nota é no tamanho e no formato do estojo. Como os projéteis de fuzil atingem altas velocidades, acima de 600 m/s, o estojo necessita ser maior para acomodar mais propelente, além de ter o formato de "garrafa" para favorecer a pressão gerada pelos gases [39,45,46].



Figure 5.10 - Diferença entre munições para armas curtas e munições para armas longas (Fuzil): a) Cartucho Calibre 9 x 19 mm (Luger); b) Cartucho 7,62 x 51 mm (NATO).

Fonte: [47,48]

#### 5.4 CLASSIFICAÇÕES DE PROTEÇÃO BALÍSTICA

Para que um sistema de projeção balística seja efetivamente classificado como tal, é necessário que sejam realizados testes padronizados. Existem diversos sistemas normativos sobre blindagem balística ao redor do mundo, e esses padrões oferecem classificações muito semelhantes, como pode ser observado na Tabela 5.1 [49–53].

Tabela 5.1 - Classificação Balística conforme NIJ Standard-0101.06.

Nível	Munição	Massa do Projétil (g)	Velocidade do Projétil (m/s)	Disparos por painel
II2	9 mm FMJ	8,0 (124 gr)	373	6
	.40 S&W FMJ	11,7 (180 gr)	352	6
II	9 mm FMJ	8,0 (124 gr)	398	6
	.357 Magnum JSP	10,2 (158 gr)	436	6
IIIA	.357 SIG FMJ	8,1 (125 gr)	448	6
	.44 Magnum SJHP	15,6 (240 gr)	436	6
III	7,62 mm NATO FMJ	9,6 (147 gr)	847	6
IV	.30 M2 AP	10,8 (166 gr)	878	1-6

Fonte: [51]

Salienta-se que as classificações de blindagem até o nível IIIA, como regra geral, são destinadas à proteção contra armas curtas, projéteis de baixa velocidade e, conseqüentemente, baixa energia cinética. Para esse nível de proteção, é suficiente utilizar apenas uma única camada de tecido protetor, como, por exemplo, Aramida ou Kevlar [2,32,54]. Já a classificação nível III refere-se a proteções contra projéteis de grande velocidade e elevada energia cinética, como, por exemplo, munições utilizadas em fuzis. Para proteger contra esse tipo de ameaça, é necessária uma camada adicional de armadura, compondo um sistema de proteção multicamadas. Ademais, essa camada adicional é a primeira barreira encontrada pelo projétil e é geralmente composta por um material cerâmico ou metálico [54–56].

## 5.5 QUESTÕES ASSOCIADAS AO NÍVEL DE PROTEÇÃO E IMPACTO BALÍSTICO

Uma das forças associadas ao impacto balístico é a energia cinética, que pode ser definida pela expressão 5.1. Por meio desta equação, nota-se que apenas estão envolvidas duas grandezas: massa e velocidade [51]. Além disso, percebe-se que, ao aumentar a massa do projétil, a energia cinética cresce linearmente, enquanto que, ao se aumentar a velocidade, a energia cinética do projétil aumenta exponencialmente.

$$E_c = \frac{m v^2}{2} \quad (5.1)$$

Entretanto, a energia cinética não pode ser o único fator considerado ao se analisar projéteis e proteções balísticas. Como exemplo, temos a Tabela 5.2, na qual, ao sair do cano da arma, o calibre .44 Magnum EXPP possui 1891 J de energia cinética, enquanto o calibre 5,56 x 45 mm M193 tem 1763 J. Isso resulta em uma diferença de 128 J. Diante dessas informações, seria fácil supor que o calibre 5,56 x 45 mm M193 é inferior ao calibre .44 Magnum EXPP. No entanto, é justamente o contrário: o calibre .44 Magnum EXPP tem um poder de penetração inferior, sendo necessário apenas a classe de blindagem nível IIIA para oferecer proteção. Já o calibre 5,56 x 45 mm M193 possui maior poder de penetração, exigindo pelo menos a classificação de blindagem nível III.

Tabela 5.2 - Especificações técnicas de alguns calibres.

Calibre	Peso Projétil (g)	Velocidade (m/s)			Energia (J)		
		Boca	50 m	100 m	Boca	50 m	100 m
.44 Magnum EXPP	15,6 (240 gr)	493	433	383	1891	1459	1138
5,56 x 45 mm M193	3,6 (55gr)	995	-	874	1763	-	1360

Fonte: [57,58]

Ao observar a Figura 5.11, percebe-se a clara diferença entre as respectivas munições. O calibre .44 Magnum EXPP apresenta uma ponta plana, ou seja, a pressão exercida durante o impacto é inferior à pressão exercida pelo projétil calibre 5,56 x 45 mm M193, que possui uma área de contato no ponto de impacto muito menor. A pressão no ponto de impacto pode ser definida pela equação 5.3, que, em combinação com as equações 5.4 a 5.6, permite determinar a pressão exercida pelo projétil no ponto de impacto [51].

**.44 Magnum EXPP****5,56 x 45 mm M193**

Figure 5.11 - Imagem dos calibres .44 Magnum EXPP e 5,56 x 45 mm M193.

Fonte: [57,58]

$$P = \frac{F}{A} \quad (5.3)$$

$$F = m a \quad (5.4)$$

$$a = \frac{\Delta v}{\Delta t} \quad (5.5)$$

$$S = S_0 + V_0 t + \frac{at^2}{2} \quad (5.6)$$

A Tabela 5.3 apresenta uma aplicação das fórmulas acima, considerando os projéteis referentes ao calibre .44 Magnum EXPP e ao 5,56 x 45 mm M193, impactados a uma distância de 15 m. Vale ressaltar que a força exercida por ambos os projéteis é muito semelhante, sendo que o projétil .44 Magnum EXPP é 16,814 N superior. Por outro lado, a área de contato com o alvo do projétil 5,56 x 45 mm M193 é cerca de 49 vezes inferior à área de contato do projétil .44 Magnum EXPP. Diante desses fatores, temos uma diferença gigantesca na pressão exercida por esses dois calibres. O projétil do calibre 5,56 x 45 mm M193 exerce uma pressão no ponto de impacto aproximadamente 46 vezes superior à do projétil do calibre .44 Magnum EXPP.

Tabela 5.3 - Características técnicas de alguns calibres impactados a 15 m.

Calibre	Peso Projétil (g)	Velocidade (m/s)		Energia (J)		Aceleração (m/s <sup>2</sup> )*	Área da ponta do projétil (mm <sup>2</sup> )	Força (N)	Pressão (MPa)*
		Boca	15 m	Boca	15 m				
.44 Magnum EXPP	15,6 (240 gr)	493	475	1891	1760	-16488,294	38,485	257,217	6,684
5,56 x 45 mm M193	3,6 (55 gr)	995	976	1763	1715	-66778,523	0,785	240,403	306,25

\*No ponto de impacto

Essa diferença entre as pressões exercidas por esses dois projéteis explica o motivo pelo qual a proteção balística nível IIIA atende apenas ao calibre .44 Magnum EXPP. Já para se proteger contra projéteis 5,56 x 45 mm M193, é necessário um nível de proteção superior, ou seja, nível III. Dessa forma, ficou demonstrado nos tópicos até aqui, que basear um comparativo balístico apenas em grandezas como energia cinética não é suficiente. É fundamental considerar outros fatores, como a composição e a estrutura dos projéteis, bem como as características dos materiais de proteção, para garantir uma avaliação completa e precisa da eficácia de uma proteção balística.

## 5.6 MATERIAIS CERÂMICOS AVANÇADOS

Os materiais cerâmicos são muito importantes na engenharia, principalmente as cerâmicas avançadas, que apresentam propriedades diferenciadas como elevada resistência mecânica, alta dureza, resistência química, além de propriedades óticas, térmicas e elétricas [59]. Assim sendo, seu uso pode variar desde componentes eletrônicos [60], biomedicina [61], aplicações na indústria aeroespacial [62,63] e blindagem balística [36,64]. As cerâmicas avançadas, também conhecidas como “de engenharia” ou “técnicas”, são materiais produzidos a partir de pós de elevada pureza e baixa granulometria, ou seja, são altamente refinados, formulados e processados. Dessa forma, é possível controlar a sua microestrutura e conseqüentemente as propriedades desses materiais cerâmicos. Todo esse processamento, exige matérias-primas de elevado valor agregado, além de equipamentos mais sofisticados, por isso as cerâmicas avançadas são mais caras se comparado as cerâmicas tradicionais [61,65,66].

As cerâmicas avançadas são geralmente divididas em: cerâmica de óxido e não óxido. Além disso, as suas propriedades são determinadas pelas ligações atômicas, estrutura cristalina e átomos presentes. A estrutura cristalina desses materiais pode ser formada por ligações iônica, covalente ou uma combinação de ambas. Assim sendo, o tipo de ligação atômica envolvida, será responsável pelas propriedades de dureza e módulo de elasticidade desses materiais. Dessa forma, cerâmicas com predominância de ligações covalentes são tipicamente duras e tem uma temperatura de fusão elevada, entretanto, são frágeis e não conseguem suportar grandes deformações [66–68].

Os materiais sempre são o gargalo em muitas aplicações extremas onde as temperaturas são mais elevadas, velocidades maiores, altas tensões e ambientes muito mais hostis [62,66]. Por isso as cerâmicas avançadas, ao longo das últimas décadas, têm sido amplamente estudadas e exploradas [66,69]. Assim sendo, principalmente devido a suas propriedades diferenciadas como a capacidade de operarem em altas temperaturas, elevada dureza, alta resistência mecânica e ao desgaste; essas cerâmicas técnicas são empregadas de diversas formas, como em rolamentos, motores, implantes na área médica, componentes de computadores e na indústria aeroespacial [66,70,71].

## **5.7 CERÂMICAS BALÍSTICAS**

A ampla gama de aplicações de proteções balísticas inclui uso pessoal, veículos, aviões, navios e construções. Contudo, as tecnologias mais recentes são usadas em veículos blindados e coletes à prova de balas [54]. A grande maioria dos sistemas de proteção balística pessoal tem apenas uma única camada de tecido de proteção (aramida) [72]. Portanto, esta proteção é limitada a projéteis com baixa energia cinética. Proteção contra projéteis de alta velocidade e alta energia requerem uma camada adicional de armadura (sistema de armadura de múltiplas camadas) [55]. Essa camada adicional, a primeira barreira impactada pelo projétil, é geralmente composta por um material cerâmico [56]. Atualmente, os materiais mais amplamente aplicados na proteção são os compósitos de cerâmica, que usam cerâmica como placa frontal e metal, fibra ou outro material resistente como placa traseira [54]. Comparado aos materiais de armadura de metal convencionais, o sistema de armadura de cerâmica é cada vez mais usado, principalmente devido às suas propriedades, como baixa densidade, alta resistência e alta dureza [73–75]. Materiais

cerâmicos oferecem a vantagem de serem relativamente leves, com uma resistência mecânica equivalente à dos metais [76]. No entanto, são mais caros e seu comportamento quebradiço causa considerável degradação no impacto, resultando em uma menor capacidade de resistir a múltiplos impactos [77].

As principais cerâmicas usadas em aplicações balísticas são alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), carbeto de silício ( $\text{SiC}$ ) e carbeto de boro ( $\text{B}_4\text{C}$ ) [73,78–80]. O carbeto de boro sugere o melhor desempenho balístico dos três, combinando ótimas propriedades mecânicas com baixíssima densidade. Porém, possui maior custo de aplicação [81,82]. A alumina é a cerâmica mais utilizada para proteção balística. Apresenta excelente relação custo-benefício, relacionando às suas propriedades mecânicas ao baixo custo de aplicação. Por outro lado, sua baixa tenacidade à fratura e resistência à flexão podem levar a uma falha catastrófica. Além disso, sua alta densidade é um fator limitante em coletes à prova de balas, onde o fator peso é fundamental [78,81,83]. O carbeto de silício é um meio termo entre a alumina e o carbeto de boro, tanto em termos de propriedades mecânicas, densidade e desempenho balístico, quanto no custo de aplicação [78,81].

Além das cerâmicas primárias, outros materiais cerâmicos estão sendo pesquisados e desenvolvidos para aplicações balísticas, como o sistema alumina-zircônia (ZTA) [73,78,79,84]. A cerâmica de alumina dopada pela zircônia ( $\text{ZrO}_2$ ) exibe um aumento na tenacidade à fratura devido à transformação de fase de zircônia tetragonal para monoclinica, que está associada à expansão de volume e à geração de tensões compressivas [29]. Outra cerâmica proeminente em estudos e aplicações balísticas recentes é o nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) [85–88]. Suas propriedades, como alta resistência à flexão, alta tenacidade à fratura, alta Dureza, alto módulo de elasticidade combinado com absorção de energia e baixa densidade, são fatores muito interessantes para aplicações em proteções balísticas [89–92].

Existem também outras cerâmicas usadas em aplicações balísticas, como compósitos de matriz cerâmica (CMC) [15,93–95] e compostos de espinélio Al-Mg [96,97]. Contudo, eles não são tão amplamente usados quanto as cerâmicas estudadas nesta revisão. Os CMCs consistem em uma matriz cerâmica com elementos de reforço, normalmente fibras. Essas fibras aumentam a resistência à fratura da cerâmica, permitindo que o material suporte múltiplos impactos. As fibras mais comumente usadas para CMCs são compostas de carbono, alumina, carbeto de silício ou mulita ( $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ ), e esses mesmos materiais também podem ser usados

como a matriz primária [93,95]. No entanto, o foco principal das aplicações CMC é para ambientes extremos com altas temperaturas, juntamente com altas cargas mecânicas e condições corrosivas e oxidativas [98]. Por fim, os compostos de espinélio Al-Mg, geralmente utilizados em veículos, apresentam baixo custo, alta dureza e baixa densidade, além de serem transparentes. A precipitação de magnésio desempenha um papel importante na melhoria da tenacidade à fratura do compósito [96,97].

## 5.8 FRATURA FRÁGIL EM MATERIAIS CERÂMICO

Os materiais cerâmicos normalmente fraturam antes que qualquer deformação plástica possa ocorrer decorrente de uma tensão aplicada. A natureza frágil da fratura pode ser observada na Figura 5.12, que apresenta gráficos de tensão-deformação de uma cerâmica de alumina densa policristalina submetida à tração e à compressão. Em ambos os ensaios a ruptura do material ocorreu na região elástica, além disso, outra característica dramática é a diferença entre os valores de tração (280 MPa) e compressão (2.100 MPa). Assim sendo, os resultados mostram apenas um comportamento linear e elástico ao contrário de ligas metálicas que normalmente demonstram uma quantidade considerável de deformação plástica [99].

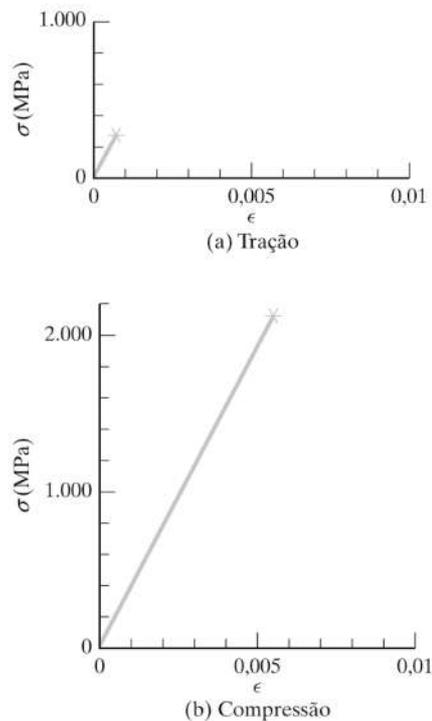


Figure 5.12 - Comportamento frágil da cerâmica de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  submetida: a) Ensaio de tração; b) Ensaio de compressão.

Fonte: [99]

Dessa maneira, a fratura frágil em materiais cerâmicos ocorre por meio da rápida propagação de uma trinca sem que aconteça nenhuma deformação apreciável. A direção de propagação da trinca é perpendicular a tensão de tração aplicada e gera uma fratura relativamente plana, que pode ser observado na Figura 5.13 e comparado a outros tipos de fratura [66,100].

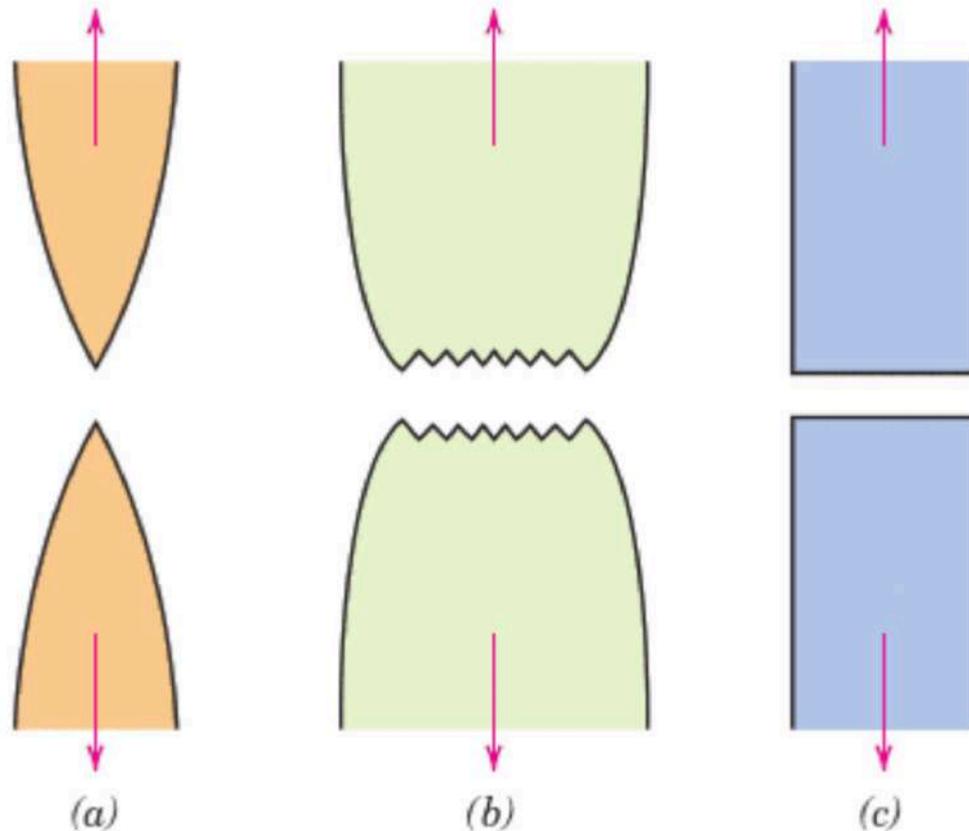


Figure 5.13 - Tipos de fratura: a) altamente dúctil, forma um pescoço até um único ponto; b) moderadamente dúctil, com pouca formação de pescoço; c) frágil, sem nenhuma deformação plástica.

Fonte: [100]

Em muitos materiais cerâmicos frágeis a propagação de uma trinca acontece através da ruptura sucessiva e repetida de ligações atômicas por toda a extensão de planos cristalográficos específicos. Esse tipo de fratura pode ser visualizado na Figura 5.14 e é conhecido como fratura transgranular ou transcristalina, ao qual a trinca se propaga através do interior dos grãos. Além disso, também pode acontecer a propagação da trinca ao longo dos contornos de grão. Assim, esse tipo de fratura é denominado intergranular e pode ser observado na Figura 5.15 [66,100].

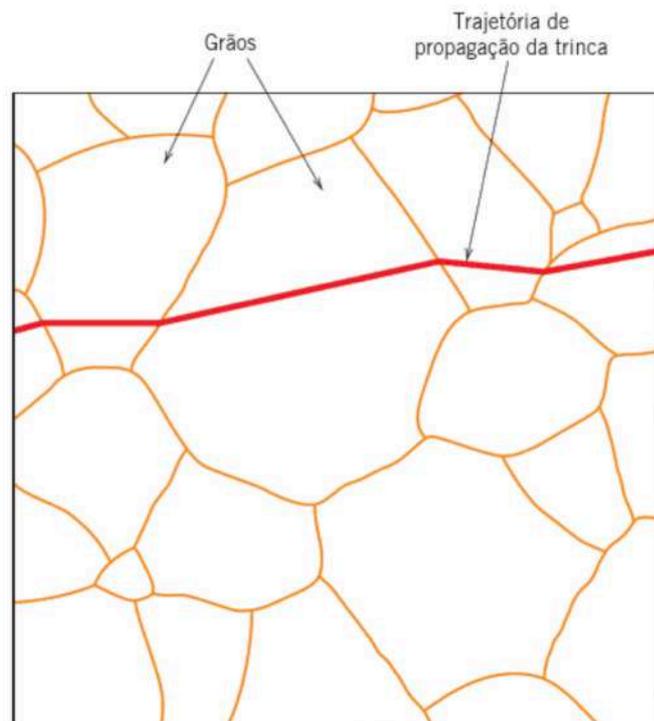


Figure 5.14 - Propagação da trinca através do interior dos grãos (fratura transgranular).  
Fonte: Adaptado de [100]

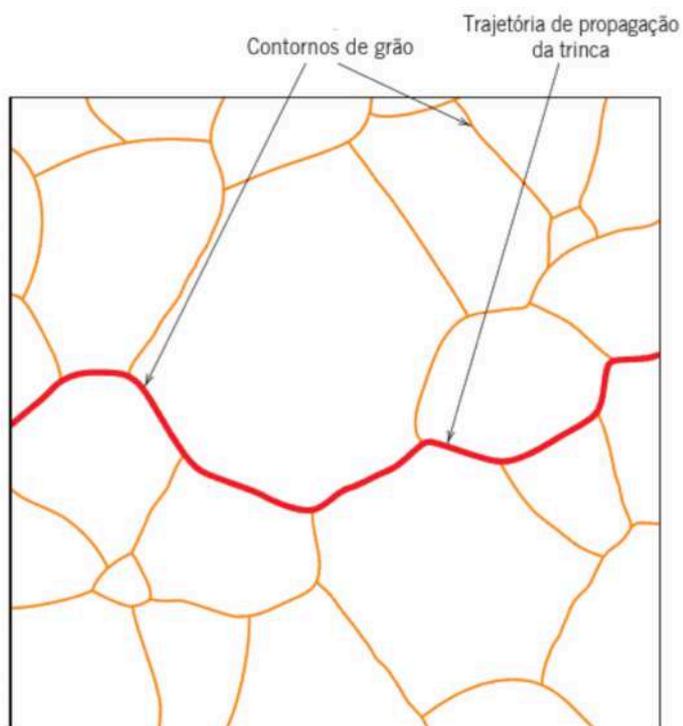


Figure 5.15 - Propagação da trinca ao longo dos contornos de grão (fratura intergranular).  
Fonte: Adaptado de [100]

A resistência a fratura dos materiais é significativamente menor que a resistência teórica prevista a partir das ligações atômicas. Esse fenômeno é explicado através da presença de trincas e defeitos. Esses defeitos são um efeito negativo e atuam como concentradores de tensões, sendo mais significativos nos materiais frágeis, pois a tensão pode ser amplificada. Uma das formas de avaliar o comportamento mecânico dos materiais frágeis é através da teoria de Griffith que pode ser expresso pela Equação 5.7 [66,99–101]:

$$\sigma_m = 2\sigma_0 \left( \frac{a}{\rho_e} \right)^{1/2} \quad (5.7)$$

onde:

$\sigma_m$  – Maior tensão na ponta de uma trinca (MPa);

$\sigma_0$  – Tensão aplicada (MPa);

$a$  – Comprimento da trinca (mm);

$\rho_e$  – Raio da ponta da trinca (mm).

Além disso, a expressão 5.8 apresenta o fator de concentração de tensões ( $K_e$ ) que é o grau a qual uma tensão externa é amplificada na extremidade de uma trinca [100]:

$$K_e = \frac{\sigma_m}{\sigma_0} = 2 \left( \frac{a}{\rho_e} \right)^{1/2} \quad (5.8)$$

Por último mas não menos importante, a equação 5.9 demonstra através dos princípios de mecânica da fratura, a tensão crítica necessária para a propagação de uma trinca em um material frágil [100]:

$$\sigma_c = \left( \frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (5.9)$$

onde:

$\sigma_c$  – Tensão crítica (MPa);

$E$  – Módulo de elasticidade (GPa);

$a$  – Metade do comprimento de uma trinca interna (mm);

$\gamma_s$  – Energia de superfície específica;

$\pi$  – Constante matemática (PI).

## 5.9 TENACIDADE À FRATURA EM MATERIAIS CERÂMICOS

A capacidade de um material cerâmico em resistir à fratura na presença de uma trinca, é denominado de tenacidade à fratura, sendo uma propriedade que representa a resistência de um material submetido à fratura quando um defeito concentrador de tensões ou uma trinca estiver presente. A Figura 5.16 apresenta os 3 modos de deslocamento de uma trinca, sendo que a maioria das situações se aplica ao modo I de deslocamento de trinca em deformação plana. Materiais frágeis possuem baixos valores de  $K_{IC}$ , ao qual não é possível uma deformação plástica apreciável, dessa maneira são sujeitos a falhas catastróficas. Além disso a tenacidade à fratura em deformação plana,  $K_{IC}$ , pode ser definida pela expressão [100]:

$$K_{IC} = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (5.10)$$

onde:

$K_{IC}$  – Tenacidade à fratura (MPa.m<sup>1/2</sup>);

$Y$  – Parâmetro adimensional que depende do tamanho e da geometria da trinca;

$\sigma$  – Tensão crítica (MPa);

$a$  – Comprimento da trinca (m).

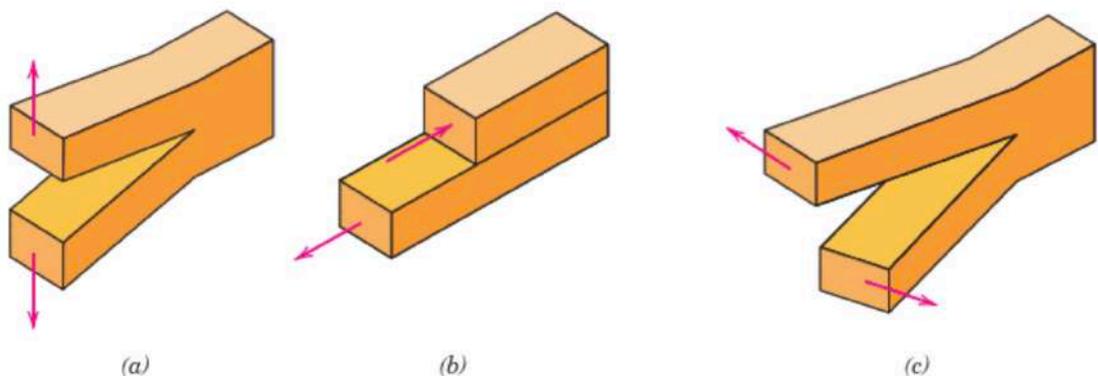


Figure 5.16 - Modos de deslocamento de uma trinca: a) Modo I (tração); b) Modo II (cisalhamento); c) Modo III (rasgamento).

Fonte: [100]

Cerâmicas normalmente tem uma baixa tenacidade à fratura, em virtude disso, é necessário aprimorar essa resistência para muitas das aplicações de engenharia. Assim sendo, é necessário parar o movimento de uma trinca, aumentando a quantidade de energia necessária para a que a propagação da fissura aconteça. Como exemplo, temos a alumina reforçada com zircônia, ao qual durante o resfriamento, ocorre a transformação de fases da zircônia tetragonal para monoclinica acompanhada de um aumento de volume em torno de 3%. Essa variação no volume ocasiona tensões em torno da partícula transformada na matriz da alumina, ocorrendo o microfissuramento. Essas microtrincas têm a capacidade de dificultar a propagação de uma fissura, bifurcando e desviando, aumentando a tenacidade à fratura do material cerâmico [66,102].

## 5.10 RESISTÊNCIA À FLEXÃO EM MATERIAIS CERÂMICOS

Para evitar as dificuldades e o alto custo de se realizar testes de tração em cerâmicas, a resistência a tração é normalmente avaliada pelo teste de flexão. Além do baixo custo, o ensaio de flexão utiliza geometrias simples que podem ser retangulares ou cilíndricas. Existem duas configurações de ensaio, flexão em quatro ou flexão em três pontos, como pode ser observado na Figura 5.17, respectivamente. O teste de flexão em quatro pontos é geralmente preferido pois uma região estendida com momento de flexão constante existe entre os rolos internos. Neste ensaio, o corpo de prova é flexionado até a ruptura, ocorrendo tensões de compressão na superfície superior e tensões de tração superfície inferior. Para a grande maioria dos materiais cerâmicos, os limites de resistência à tração são cerca de 1/10 da sua resistência à compressão. A fratura acontece na superfície tracionada da cerâmica, logo abaixo dos pontos de aplicação de cargas, na região de tração máxima. Assim, a tensão máxima de tração na superfície da viga quando ela quebra é denominada de módulo de ruptura e pode ser obtido pelas expressões [99,100,102–104]:

$$\text{Flexão em quatro pontos: } \sigma_{max} = \frac{3 P D}{h^2 d} \quad (5.11)$$

$$\text{Flexão em três pontos: } \sigma_{max} = \frac{3 P L}{2 h^2 d} \quad (5.12)$$

onde:

$\sigma_{max}$  – Módulo de ruptura (MPa);

$P$  – Carga na fratura (N);

$L$  – Distância entre os pontos de apoio (mm);

$D$  – Distância do apoio até o ponto de aplicação da carga (mm);

$h$  – Altura do corpo de prova (mm);

$d$  – Largura do corpo de prova (mm).

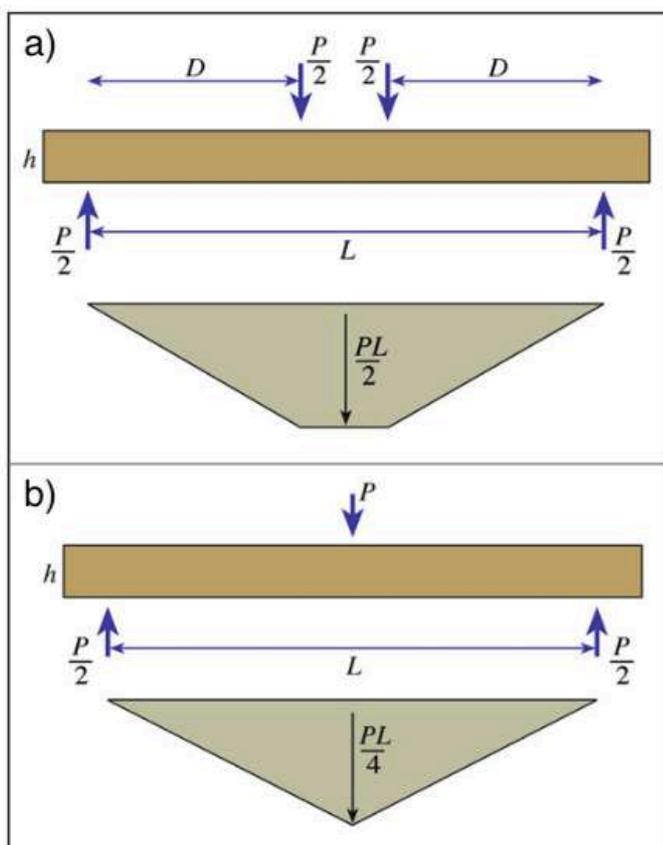


Figure 5.17 - Configuração do ensaio de flexão: a) Flexão em quatro pontos; b) Flexão em 3 pontos.

Fonte: Adaptado de [102]

Contudo, a principal desvantagem do teste de flexão é que as distribuições de tensões podem ser complexas e não uniformes que muda com o aumento da deformação se ocorrer alguma deformação plástica. Além disso, alguns problemas estão relacionados a análise de probabilidade de falha, ou seja, quanto maior for o corpo de prova, maior é a chance de existir um defeito capaz de produzir uma trinca, portanto, menor será a resistência à flexão. Assim sendo, todos esses fatores são desvantagem para a interpretação dos dados resultantes [100,102,104].

## 5.11 DUREZA DOS MATERIAIS CERÂMICOS

A dureza é uma das características mecânicas mais apreciáveis das cerâmicas, pois os materiais mais duros conhecidos fazem parte desse grupo. Nos materiais cerâmicos, existe um número limitado de sistemas de deslizamento, dificultando os movimentos de discordância. Assim, essa é a razão pela qual esses materiais têm elevada dureza e também são frágeis. Dessa forma, é difícil realizar medições de dureza precisas, pois a fragilidade das cerâmicas as torna muito suscetíveis ao trincamento quando penetradores são forçados contra a sua superfície. Assim sendo, os penetradores esféricos não são recomendados para os materiais cerâmicos, pois produzem trincas muito severas, como nos ensaios de Rockwel e Brinell. Por isso, as técnicas Vickers e Knoop são as mais recomendadas para a medição de dureza nas cerâmicas, que aplicam indentadores piramidais. Contudo, em ambas as técnicas, a dureza diminui em função da carga aplicada até atingir um platô de dureza constante que é independente da carga [66,100].

A dureza é a resistência de um material à formação de uma impressão superficial permanente provocada por um penetrador. Além disso, a dureza também pode ser vista como a resistência de um material à deformação, erosão e arranhões. Fatores como a geometria da ponta do penetrador, a orientação do cristal, sua microestrutura, afetam a dureza. Nas cerâmicas, existe uma grande variação nos valores de dureza, pois envolve fissuras e deformação plástica. A dureza das cerâmicas é obtida através dos ensaios de indentação, onde uma impressão de superfície permanente é formada no material por um indentador (Figura 5.18). Assim, a dureza pode ser determinada pela expressão [102,104,105]:

$$H = \frac{P}{A} \quad (\text{Equação 5.13})$$

Onde:

$H$  – Dureza (GPa);

$P$  – Carga aplicada (kN);

$A$  – Área da indentação (mm).

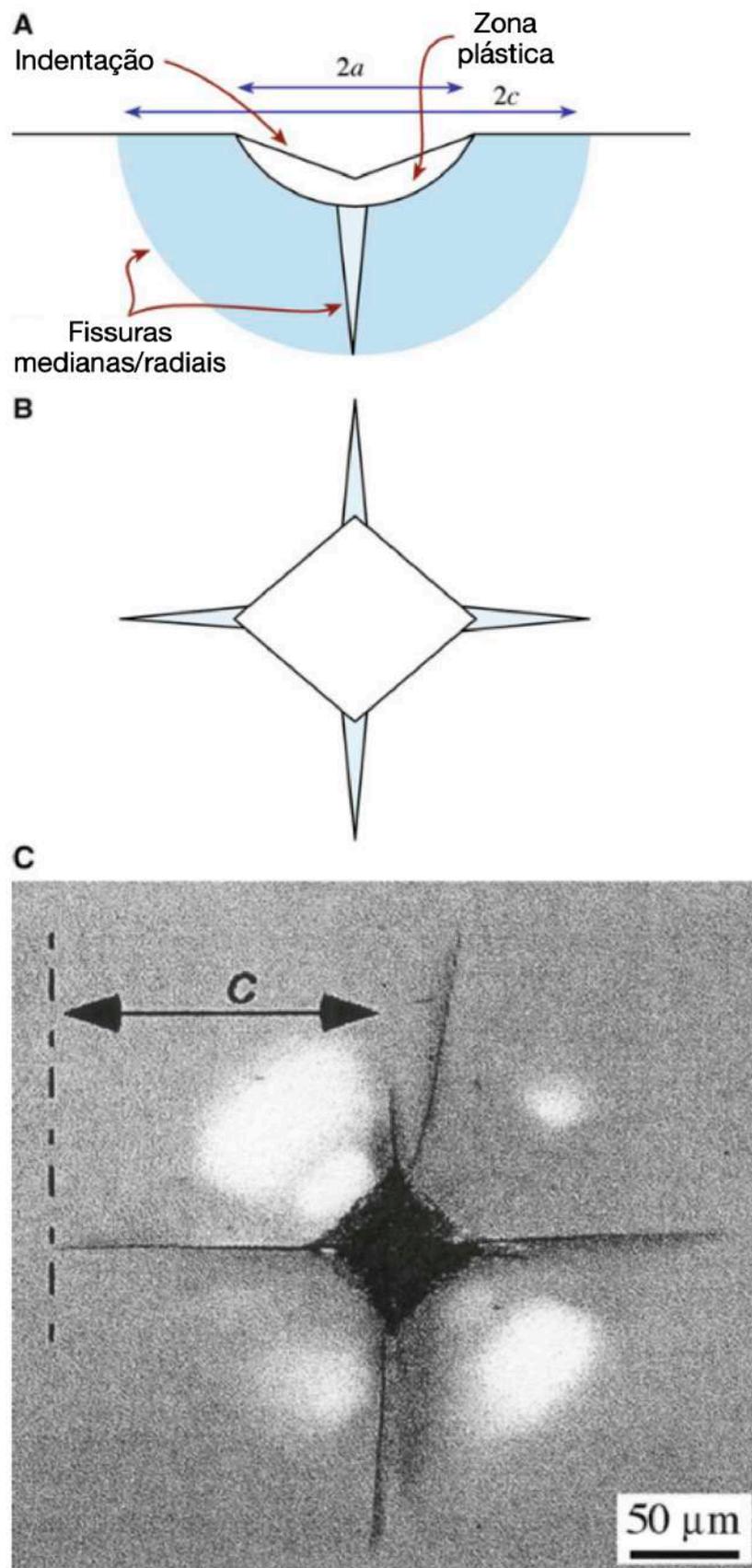


Figure 5.18 - Impressão e fissuras formadas por um indentador.  
Fonte: Adaptado de [102]

Além disso, as fissuras impressas no ensaio de indentação podem ajudar a determinar a tenacidade à fratura da cerâmica ( $K_{IC}$ ) através da expressão [106,107]:

$$K_{IC} = 1,59 \times 10^5 E^{0,4} P^{0,4} a^{-0,7} \left(\frac{c}{a}\right)^{-0,36} \quad (\text{Equação 5.14})$$

Onde:

$K_{IC}$  – Tenacidade à fratura (MPa.m<sup>1/2</sup>);

$P$  – Carga aplicada (g);

$E$  – Módulo de elasticidade (Pa);

$a$  – Metade da diagonal média da indentação (μm);

$c$  – Comprimento médio das trincas obtido nas pontas da indentação (μm).

## 5.12 INFLUÊNCIA DA POROSIDADE EM CERÂMICAS

Para vários usos como em sensores cerâmicos de gás e umidade, a porosidade não é apenas desejável, mas necessária. Contudo, em aplicações estruturais e elétricas, é preciso que o material cerâmico tenha o mínimo possível de porosidade [61,92]. A depender das técnicas de fabricação das cerâmicas, a maior parte da porosidade é eliminada no tratamento térmico, no entanto, esse processo pode ser incompleto, permanecendo uma certa porosidade residual. Essa porosidade residual tem um efeito negativo sobre as propriedades elásticas e mecânicas. A Figura 5.19 apresenta a influência da porosidade sobre o módulo de elasticidade e a resistência à flexão do óxido de alumínio. Assim sendo, o módulo de elasticidade diminui em função da fração volumétrica da porosidade. Da mesma forma, a resistência a flexão diminui exponencialmente em função da fração volumétrica da porosidade. Os poros atuam como concentradores de tensões além de reduzirem a área da seção transversal na qual a carga é aplicada [100,102,108].

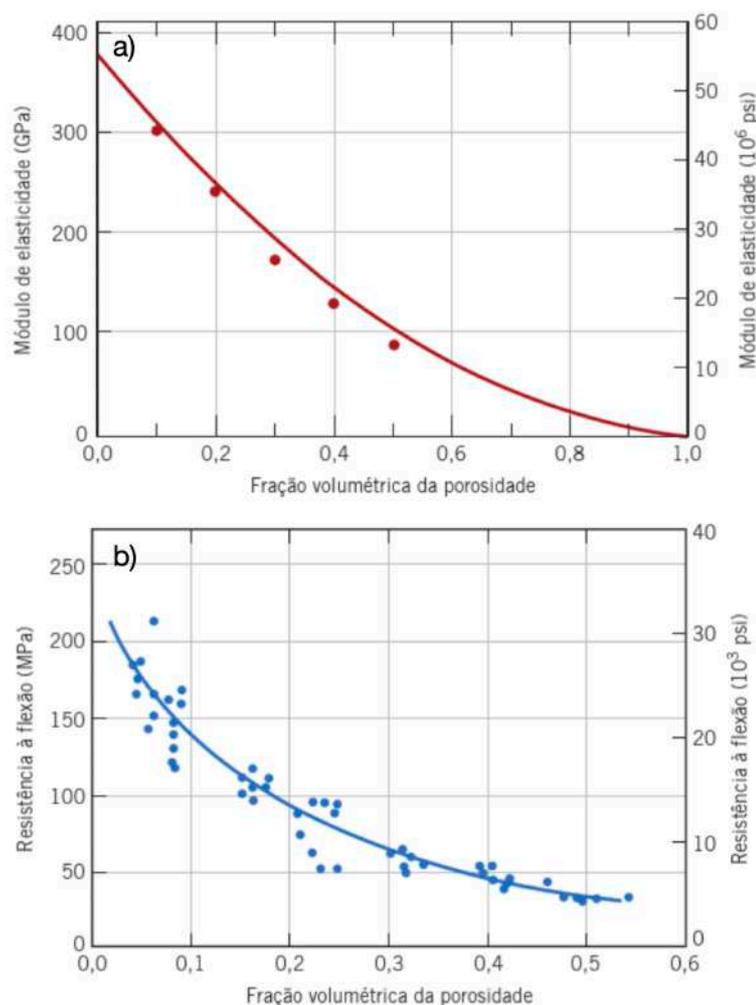


Figure 5.19 - Influência da porosidade para o Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: a) Módulo de elasticidade; b) Resistência à flexão.

Fonte: Adaptado de [100]

### 5.13 ÓXIDO DE ALUMÍNIO (ALUMINA)

O óxido de alumínio (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), também denominado alumina, é uma das primeiras cerâmicas avançadas, além de ser a mais aplicada e estudada entre as cerâmicas de engenharia, principalmente devido ao seu baixo custo, facilidade de obtenção e a vantagem de apresentar excelentes propriedades mecânicas, elétricas, térmicas, químicas e biocompatibilidade [28,64,109,110]. A alumina é um material largamente utilizado em ambientes agressivos, nas indústrias químicas, siderúrgica e de mineração, bem como em armaduras balísticas e aplicações ópticas e biomédicas [64,111–116]. No campo das armaduras balísticas, a alumina tem sido amplamente utilizada, principalmente devido ao seu custo relativamente baixo [23]. Por último, mas não menos importante, entre as cerâmicas balísticas mais utilizadas, apenas a alumina é translúcida [117]. Embora este material tenha alta densidade para

aplicações em cerâmicas balísticas ( $3,96 \text{ g/cm}^3$ ), ele oferece propriedades físicas e desempenho relativamente bons, aliado ao baixo custo e à capacidade de ser fabricado por meio de uma ampla variedade de técnicas [23,118].

### 5.13.1 ESTRUTURA E PROPRIEDADES DO ÓXIDO DE ALUMÍNIO

O óxido de alumínio tem várias formas alotrópicas; entretanto, a fase mais estável é a  $\alpha$ -alumina, também chamada de coríndon, que é predominantemente iônica. A  $\alpha$ -alumina (Figura 5.20) tem uma estrutura cristalina romboédrica em uma rede de empacotamento hexagonal com dois terços dos sítios octaédricos ocupados simetricamente por cátions  $\text{Al}^{3+}$  rodeados por seis íons  $\text{O}^{2-}$  equidistantes [119,120].

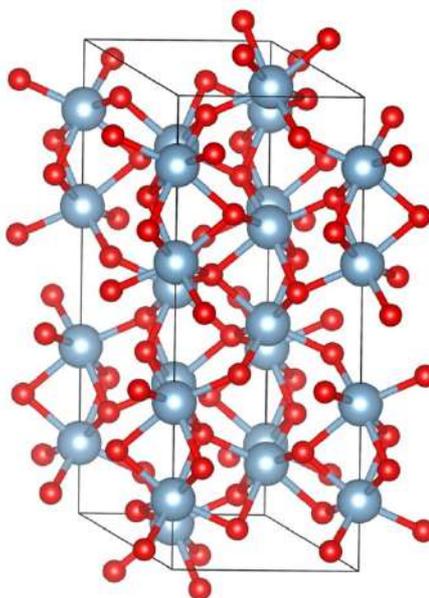


Figure 5.20 - Estrutura cristalina da  $\alpha$ -alumina.  
Fonte: [121]

As fortes forças de ligações interatômicas entre os íons  $\text{Al}^{3+}$  e  $\text{O}^{2-}$ , parcialmente iônicos e parcialmente covalentes, dão à alumina suas excelentes propriedades, como estabilidade física, alto ponto de fusão ( $2050 \text{ }^\circ\text{C}$ ), alta dureza, alta resistência mecânica, resistência ao desgaste e a vantagem de não sofrer oxidação [100,104,122].

Entretanto, suas excelentes propriedades são contrapostas pela baixa resistência à flexão e tenacidade à fratura, além de baixa resistência ao choque térmico, sendo mais sensível que o carbetto de silício e o nitreto de silício, por exemplo [122]. Além disso, a alumina possui uma grande variação em suas propriedades, como pode ser observado na Tabela 5.4, indicando uma grande dependência dos

parâmetros de processamento, teor de impurezas, tamanho de grãos e temperaturas de sinterização [123].

Tabela 5.4 - Propriedades da cerâmica de alumina.

Propriedades	Sinterizada [118,124]
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	3,6-3,95
Velocidade ultra Sônica (km/s)	9,5-11,6
Resistência à flexão (MPa)	200-400
Módulo de elasticidade (GPa)	300-450
Tenacidade à fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	3,0-4,5
Dureza (GPa)	12-18

### 5.13.2 SINTERIZAÇÃO DO ÓXIDO DE ALUMÍNIO

A sinterização da alumina ocorre de 1/2 a 3/4 da sua temperatura de fusão [66,125]. A sinterização acontece via estado sólido (Figura 5.21), a qual as partículas do pó do material se unem por meio da difusão atômica no estado sólido, ocasionando a densificação e reduzindo a porosidade. A força motriz da sinterização é a minimização da energia livre de superfície, bem como eliminação dos poros, defeitos e discordâncias. Assim sendo, o contato entre as partículas aumenta, criando apenas uma única interface, que possui menor energia superficial que as duas superfícies que lhe originaram [37,66,125]. Além disso, pode-se utilizar aditivos de sinterização como  $Y_2O_3$ ,  $La_2O_3$ ,  $TiO_2$ ,  $Nb_2O_5$ ,  $NiO$  e  $FeO$  que podem afetar a resistência mecânica, densificação, crescimento de grão e a taxa de sinterização. Um aditivo comumente utilizado para alumina é o  $MgO$  que evita o crescimento exagerado de grãos, elimina a porosidade que poderia comprometer as propriedades mecânicas e óticas [66,126,127].

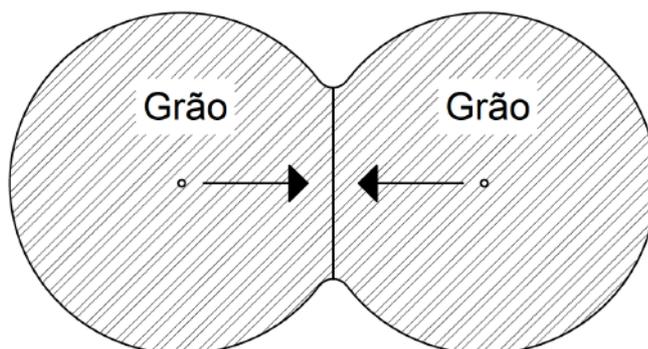


Figure 5.21 - Sinterização via estado sólido.  
Fonte: [66]

## 5.14 NITRETO DE SILÍCIO

O estudo envolvendo cerâmicas de nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) é relativamente recente, datando da década de 50. Entretanto, somente a partir da década de 80, o nitreto de silício teve sua aplicação ampliada, muito em função de suas propriedades, capacidade de processamento em escala industrial e o conhecimento de sua microestrutura [127]. Esta cerâmica foi o primeiro material da família dos nitretos desenvolvido para aplicações de engenharia. A sua microestrutura apresenta um efeito direto nas propriedades mecânicas e tribológicas, sendo a morfologia dos grãos, um fator importante para o controle desses parâmetros [128]. Esse conjunto de propriedades, garante ao nitreto de silício uma ampla gama de aplicações, tais como: em componentes para motores; turbinas e propulsores de foguetes; ferramentas de corte; rolamentos e equipamentos em ambientes corrosivos ou qualquer situação onde o desgaste, a corrosão, a resistência em altas temperaturas limite a utilização de outros materiais [71,127].

### 5.14.1 ESTRUTURA E PROPRIEDADES DO NITRETO DE SILÍCIO

O nitreto de silício apresenta três estruturas cristalinas possíveis, denominadas  $\alpha$ ,  $\beta$  e  $\gamma$ . As fases  $\alpha$  e  $\beta$  podem ser produzidas sob condições normais de pressão e são as formas mais comuns desse composto [128,129]. A fase cristalina  $\gamma$  ainda não possui uso prático e só pode ser formada com pressões extremamente altas, apresentando uma dureza de 35 GPa [130,131]. A unidade básica do nitreto de silício é um tetraedro (Figura 5.22), com um átomo de silício no centro e quatro átomos de nitrogênio em cada um dos vértices [66,130]. Os tetraedros são unidos através dos vértices, onde cada átomo de nitrogênio é comum a três tetraedros, dessa maneira,

os átomos de nitrogênio possuem três átomos de silício como vizinhos. As ligações químicas desse composto apresentam caráter aproximadamente 70% covalente [66,128,130]. A fase  $\gamma$  tem uma estrutura cristalina espinélio cúbica em que um átomo de silício é coordenado tetraedricamente por quatro átomos de nitrogênio e dois átomos de silício coordenam cada seis átomos de nitrogênio octaedricamente. Dessa maneira, este arranjo resulta em uma densidade de  $3,75 \text{ g/cm}^3$ , superior as densidades de  $3,19 \text{ g/cm}^3$  de  $\alpha$  e  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  [66,129,130].

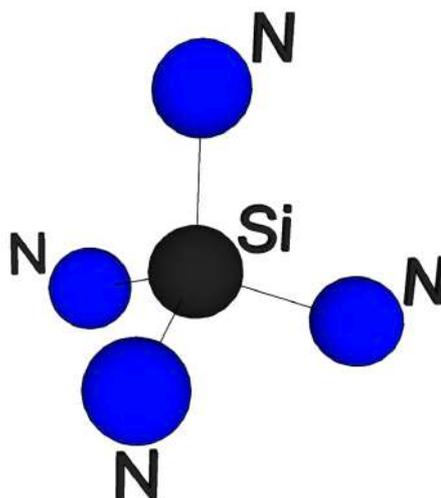


Figure 5.22 - Unidade tetraédrica de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .  
Fonte: [66]

As estruturas cristalinas das fases  $\alpha$  e  $\beta$  apresentam simetria trigonal e hexagonal respectivamente. A diferença entre cada fase está nos arranjos dos planos basais das camadas Si-N. O  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  (Figura 5.23) é formado pelo empilhamento das camadas atômicas Si-N na ordem ABCDABCD ..., já o  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  (Figura 5.24) apresenta os planos basais empilhados na sequência ABAB ...[128,130]. Contudo, em comparação com a fase  $\beta$ , a fase  $\alpha$  é quimicamente instável. Dependendo da técnica utilizada e na presença de uma fase líquida, a fase  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  sempre se transformará na fase  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$  em temperaturas de transição entre  $1400$  e  $1500 \text{ }^\circ\text{C}$  [66,130,132]. A fase  $\beta$  apresenta um crescimento anisotrópico dos grãos em formato de prismas hexagonais com grande razão de aspecto, denominado de reforço *in-situ*. Este fenômeno é associado a um aumento na tenacidade do material, relacionado a uma melhora nas propriedades mecânicas como resistência à flexão e tenacidade à fratura pela deflexão das trincas [66,91,128,132].

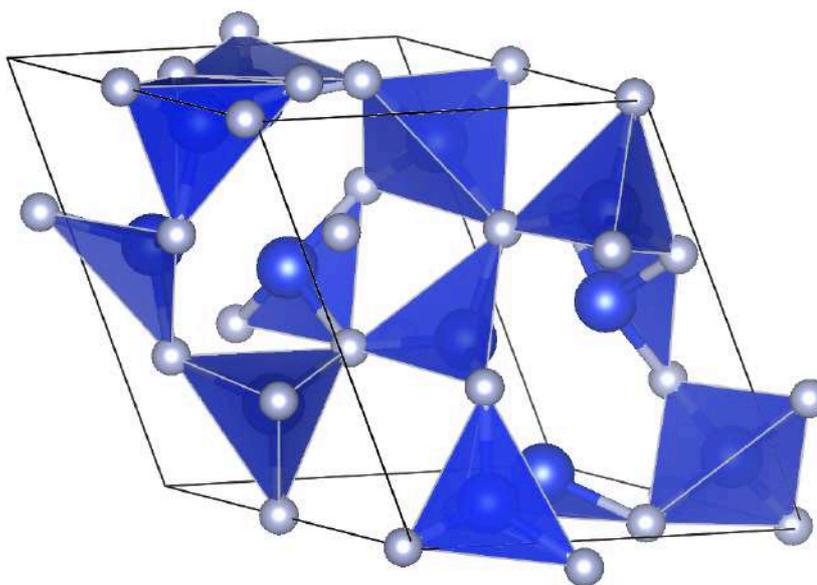


Figure 5.23 - Estrutura cristalina  $\alpha$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ .  
Fonte: [133]

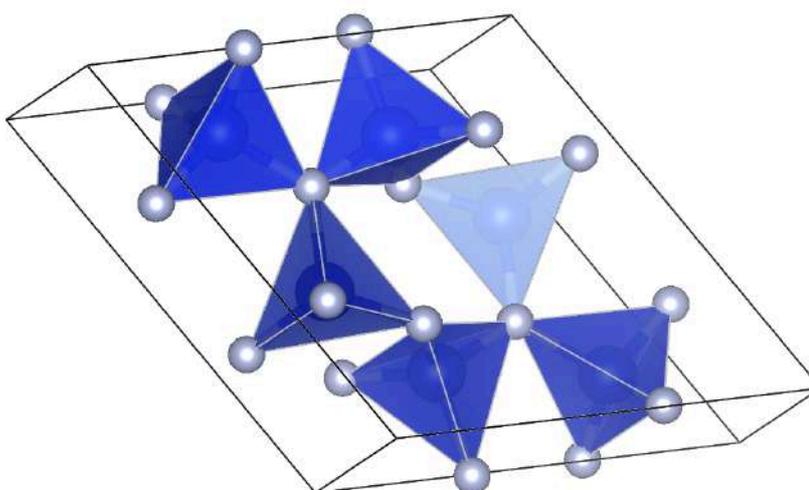


Figure 5.24 - Estrutura cristalina  $\beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ .  
Fonte: [134]

Além disso, o nitreto de silício é conhecido por suas propriedades excepcionais, tais como elevada resistência mecânica em temperatura ambiente e elevadas, resistência ao choque térmico, baixa densidade, resistência ao desgaste e baixo coeficiente de expansão térmica [128,135]. As principais propriedades mecânicas do nitreto de silício estão listadas na Tabela 5.5. A variação observada está relacionada aos parâmetros de sinterização usados no processo de fabricação e às características microestruturais do produto final [100,118,124,136].

Tabela 5.5 - Propriedades da cerâmica de nitreto de silício.

Propriedades	Prensado a quente [100,118,124]	Sinterização sem pressão [136]
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	3,2-3,45	3,03
Velocidade ultra Sônica (km/s)	-	-
Resistência à flexão (MPa)	690-830	271
Módulo de elasticidade (GPa)	304	250
Tenacidade à fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	6,3-9,0	5,8
Dureza (GPa)	16-19	15,1

### 5.14.2 SINTERIZAÇÃO DO NITRETO DE SILÍCIO

Existe uma grande dificuldade de sinterização do nitreto de silício em pressão atmosférica, resultando na sua decomposição e obtenção de peças de baixa densidade [125]. Isso porque esta cerâmica apresenta um forte caráter covalente, possuindo um baixo coeficiente de difusão do nitrogênio na rede cristalina do Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Dessa maneira, torna-se difícil a densificação via estado sólido, necessitando a utilização de aditivos que promovam a fase líquida (de composição eutética) entre as partículas. Assim sendo, a fase líquida (Figura 5.25) ocupa os espaços vazios entre as partículas, aproximando-as devido à forças de capilaridade, retraindo e reduzindo a porosidade da peça [125,127].

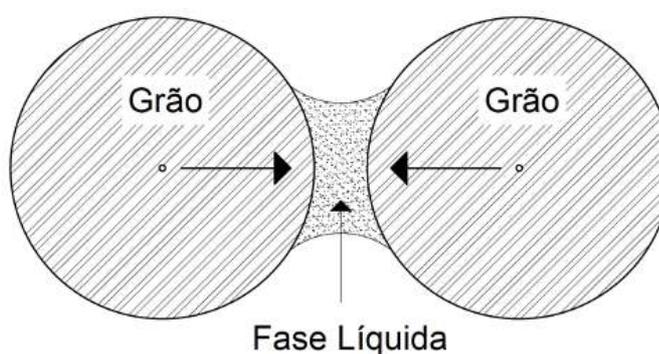


Figure 5.25 - Sinterização via fase líquida.  
Fonte: [66]

Os aditivos de sinterização reagem quimicamente com a camada de sílica e formam a fase líquida durante a sinterização, permitindo que a fase  $\alpha$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> se dissolva e precipite formando a fase  $\beta$ -Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> conforme mostrado na Figura 5.26 [130,137].

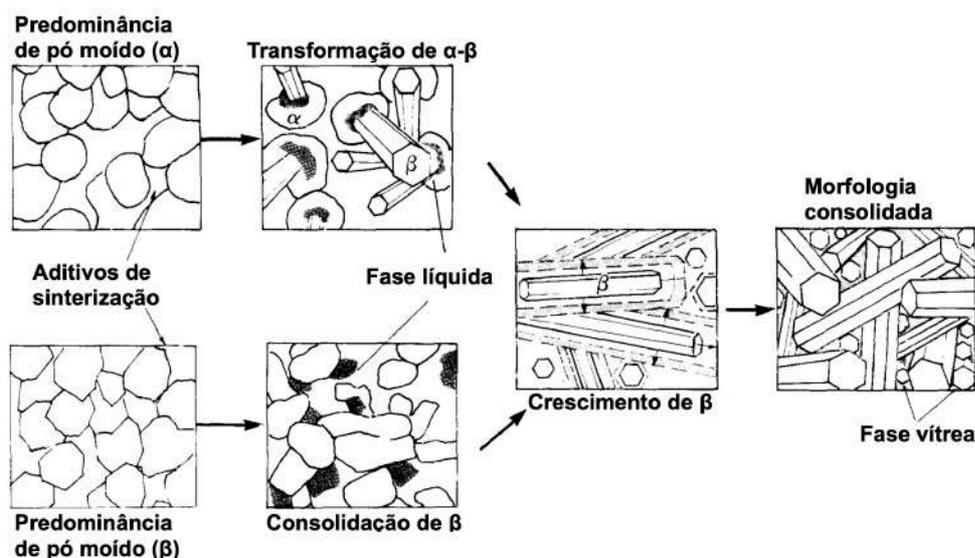


Figure 5.26 - Esquema da transformação da fase  $\alpha \rightarrow \beta$ - $\text{Si}_3\text{N}_4$ .  
Fonte: Adaptada de [137]

O tipo e a quantidade de aditivos utilizados têm relação direta com a taxa e temperatura de sinterização, bem como inferem características morfológicas aos grãos e seus contornos, influenciando nas propriedades do material. A Tabela 5.6 apresenta os tipos de aditivos utilizados na sinterização do nitrato de silício [66,128,132,135,138].

Tabela 5.6 - Aditivos de sinterização do nitrato de silício.

Tipo	Aditivos
Formam soluções sólidas	$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{AlN}$ ; $\text{AlN} + \text{Y}_2\text{O}_3$ ; BeO e $\text{BeSiN}_2$
Não formam soluções sólidas	$\text{Y}_2\text{O}_3$ ; $\text{CeO}_2$ ; MgO; $\text{La}_2\text{O}_3$ ; $\text{ZrO}_2$ ; $\text{Sc}_2\text{O}_3$ ; SrO; $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ ; $\text{LiO}_2$ e $\text{ZrSiO}_4$
Evitar fases de baixa viscosidade nos contornos de grão	Zr + AlN; ZrC; ZrN; $\text{Mg}_3\text{N}$ e $\text{Be}_3\text{N}$

Fonte: [128,132,138]

## 5.15 ÓXIDO DE ZIRCÔNIO

O óxido de zircônio ( $\text{ZrO}_2$ ), também chamado de zircônia, é uma importante cerâmica estrutural com excelentes características mecânicas, contudo, muito de suas propriedades está relacionada com sua transformação de fases [125,139]. Um dos principais usos da zircônia é na produção de cerâmicas duras, a exemplo da

utilização em odontologia [140], além de outras aplicações incluindo o uso como material refratário, em revestimentos protetores de partículas de pigmentos de dióxido de titânio, em esmaltes, isolantes e abrasivos [141]. Além disso, a zircônia estabilizada é utilizada em membranas de células de combustível e sensores de oxigênio pois permite que os íons de oxigênio se movam livremente através da estrutura cristalina em altas temperaturas. Assim, sua alta condutividade iônica e baixa condutividade eletrônica a torna uma das eletrocerâmicas mais úteis [141].

### 5.15.1 ESTRUTURA E PROPRIEDADES DO ÓXIDO DE ZIRCÔNIA

A zircônia possui três formas alotrópicas, sendo elas, monoclinica (estável abaixo dos 1170 °C), tetragonal (estável entre 1170 e 2370 °C) e Cúbica °C (estável de 2370 °C até o ponto de fusão 2680 °C) [142–144]. A Figura 5.27 mostra uma representação esquemática de cada uma dessas fases.

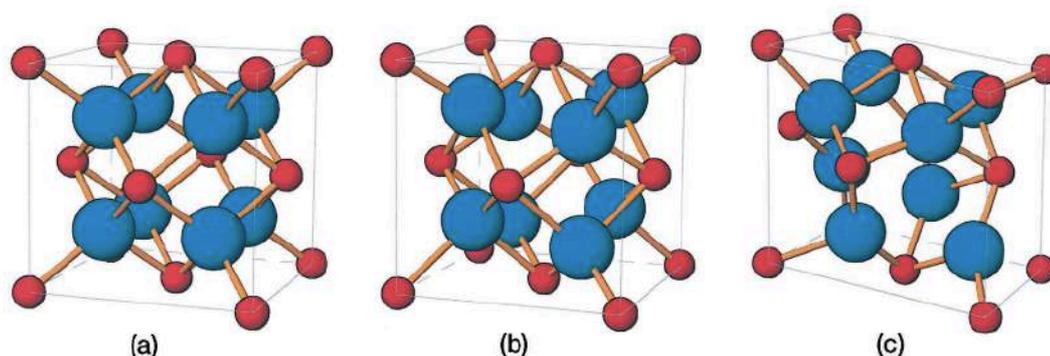


Figure 5.27 - Representação das três formas alotrópicas do  $ZrO_2$ : (a) cúbico, (b) tetragonal e (c) monoclinica.

Fonte: [145]

Na transformação da fase tetragonal para monoclinica, ocorre um aumento no volume de 3 a 5%, causando uma grande variação na estrutura cristalina. A transformação é do tipo martensítica, ocorre em uma faixa de temperatura, podendo provocar tensões internas e fraturar o material, dessa forma, inviabilizando o uso da  $ZrO_2$  pura em muitas aplicações de engenharia [125,142–146]. Assim sendo, o uso de aditivos tais como MgO, CaO,  $Y_2O_3$  e  $Ce_2O_3$ , possibilitam a estabilização das fases tetragonal e cúbica em temperatura ambiente. Contudo, a melhor relação entre as propriedades mecânicas desejáveis são obtidas utilizando a zircônia multifase, conhecida como zircônia parcialmente estabilizada (PSZ) [125,147–149]. Uma

representação dessa estabilização pode ser visualizada na Figura 5.28, que mostra o posicionamento dos íons de ítria na estrutura cristalina cúbica da zircônia [150,151].

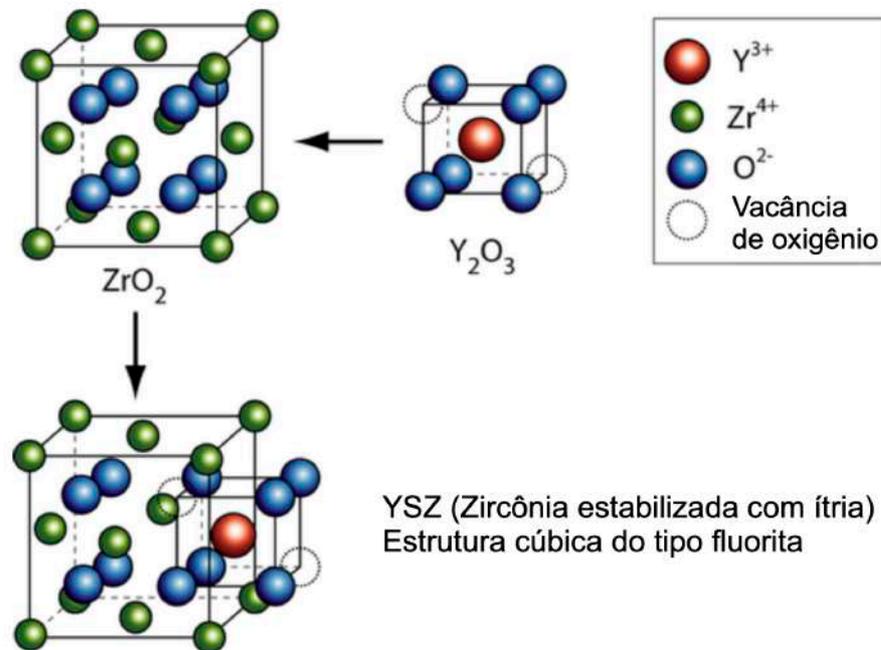


Figure 5.28 - Representação da estabilização da zircônia cúbica pela adição de ítria.  
 Fonte: Adaptado de [151]

A mudança da fase tetragonal para monoclinica na zircônia parcialmente estabilizada, pode ser induzida por tratamentos de superfície, temperatura e principalmente por tensões, ao se aplicar uma carga externa. Dessa maneira, proporciona uma melhora nas propriedades mecânicas via dois mecanismos distintos [142,143,145]. No primeiro mecanismo a mudança da fase tetragonal para monoclinica ocorre devido a propagação de uma fissura, conforme observado na Figura 5.29. As tensões impostas pela propagação da fissura, diminuem a compressão da matriz sobre as partículas de zircônia tetragonal, favorecendo a transformação para a fase monoclinica. Essa transformação, associada a uma expansão volumétrica de 3 a 5%, resulta em uma deformação compressiva na matriz cerâmica. Devido a este fenômeno estar relacionado a propagação de uma fissura, energia extra é necessário para que a trinca continue a se propagar através da microestrutura do material, dessa forma, resultando em um aumento da tenacidade à fratura e da tensão de ruptura da cerâmica [142,152,153].

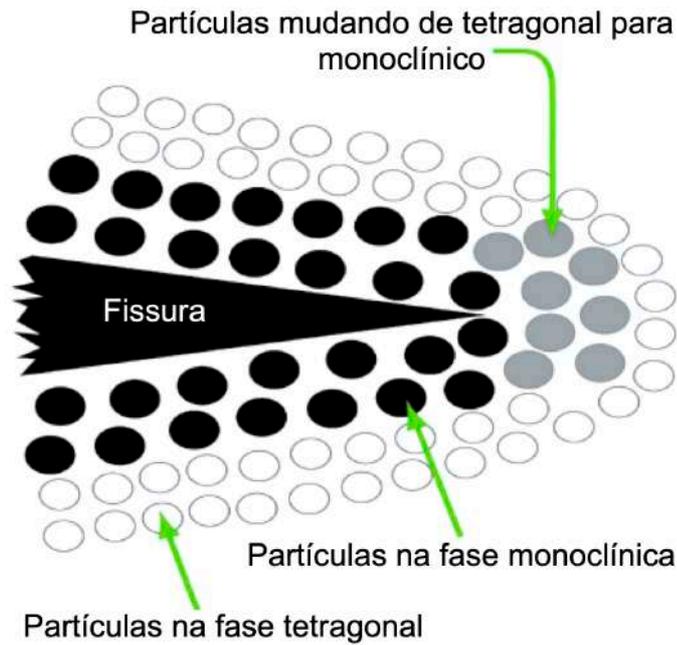


Figure 5.29 - Representação do mecanismo de tenacificação pela transformação da fase tetragonal para monoclinica em cerâmicas de zircônia.  
Fonte: Adaptado de [144]

No segundo mecanismo a transformação de fase tetragonal para monoclinica induz micro trincas na matriz cerâmica ao redor das partículas de zircônia (Figura 5.30), ocasionando um reforço por micro fissuras. Essas micro fissuras tem a capacidade de absorver parte da energia associada a uma trinca em propagação, dificultando o seu avanço, resultando em um aumento na tenacidade da cerâmica [142,154,155].

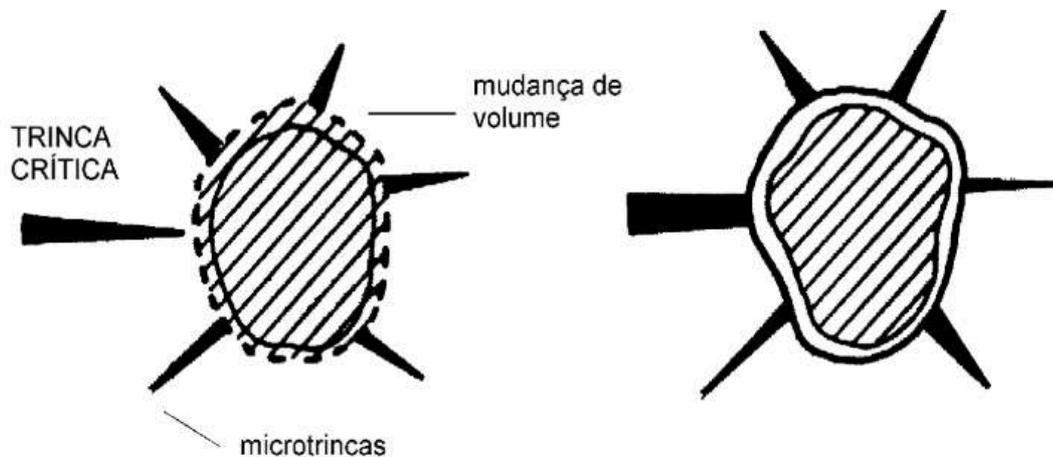


Figure 5.30 - Reforço pela presença de microfissuras ao redor da partícula de zircônia.  
Fonte: [142]

Essas características garante a cerâmica de zircônia excelentes propriedades mecânicas, sendo comparada em termos de resistência ao aço inoxidável [143]. Além disso, esta cerâmica pode ser usada em aplicações até 2400 °C; apresenta baixa condutividade térmica, cerca de 20% a da alumina; possui inercia química; resistência a metais fundidos; alta densidade; condução elétrica iônica; resistência ao desgaste; alta dureza e principalmente alta tenacidade à fratura [144]. Algumas de suas propriedades podem ser observadas na Tabela 5.7, destacando-se a elevada resistência à flexão e tenacidade à fratura.

Tabela 5.7 - Propriedades da cerâmica de zircônia.

<b>Propriedades</b>	<b>Sinterizado 3 mol% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>[100]</b>
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	6,0
Velocidade ultra Sônica (km/s)	-
Resistência à flexão (MPa)	800-1000
Módulo de elasticidade (GPa)	205
Tenacidade à fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	7,0-12
Dureza (GPa)	11,7

### 5.15.2 SINTERIZAÇÃO DO ÓXIDO DE ZIRCÔNIA

A sinterização de cerâmicas de zircônia é geralmente procedida entre 1250 a 1600 °C, e a temperatura adotada tem relação direta com o crescimento de grãos e as propriedades do material sinterizado [145]. O crescimento de grãos acontece em todos os estágios da sinterização, entretanto, se a sinterização for realizada em altas temperaturas por um longo período, além do crescimento exagerado dos grãos, haverá perda na resistência mecânica [156,157]. A adição de 2-3% de Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> como agente estabilizador na zircônia permite a sinterização de materiais cerâmicos de grãos finos totalmente tetragonais, metaestáveis, conhecidos como Zircônia tetragonal policristalina dopada com ítria (Y-TZP) [144,145]. Na Figura 5.31 pode ser observado que a quantidade de 3 mols de ítria é um pouco acima do mínimo necessário para a estabilização da fase tetragonal em temperatura ambiente.

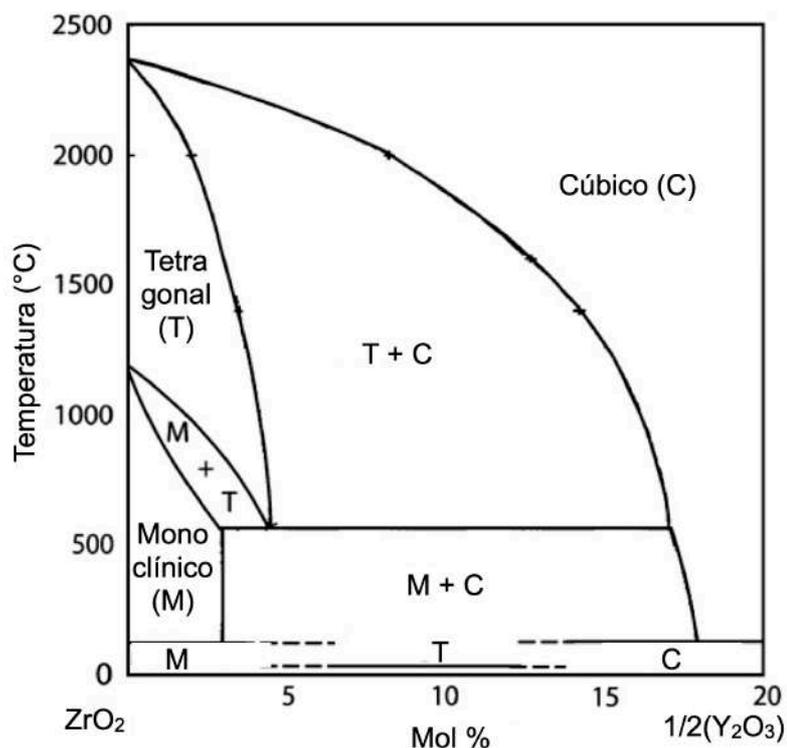


Figure 5.31 - Diagrama de fases do sistema  $ZrO_2 - Y_2O_3$ .  
Fonte: [158]

## 5.16 COMPÓSITOS DE ALUMINA-ZIRCÔNIA (ZTA)

A introdução de partículas de zircônia tetragonal na matriz cerâmica da alumina, proporciona uma melhora nas propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade a fratura em comparação com a alumina base. Esses compostos de alumina – zircônia (ZTA) são muito utilizados para aplicações estruturais, além de componentes para indústria aeroespacial como rotores, válvulas cones de exaustão de foguetes, cilindros e orifícios. O aumento das propriedades mecânicas da alumina é devido a expansão das partículas de zircônia na matriz cerâmica da alumina, que durante um carregamento, ocasionando a transformação martensítica da fase tetragonal para monoclínica [142,153,159]. Esse fenômeno gera microtrincas na matriz da alumina em torno das partículas de zircônia que atuam dissipando a energia necessária para que a trinca continue a se propagar. Dessa maneira, para que uma trinca se propague, é necessário que se aplique uma tensão externa mais elevada, o que resulta em um aumento na tenacidade à fratura e conseqüentemente na resistência à flexão do compósito cerâmico alumina – zircônia [142,155,159]. A Tabela 5.8 apresenta as propriedades do compósito cerâmico, ao qual mostra um aumento nas propriedades mecânicas em comparação com os valores da alumina (Tabela 1).

Tabela 5.8 - Propriedades do compósito cerâmico de alumina – zircônia.

Propriedades	Sinterizado
	$\text{Al}_2\text{O}_3$ / 3Y-ZrO <sub>2</sub> [150]
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	3,4 – 6,0
Velocidade ultra Sônica (km/s)	-
Resistência à flexão (MPa)	280-1000
Módulo de elasticidade (GPa)	205
Tenacidade à fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	3,4-9,0
Dureza (GPa)	14-28

A zircônia apresenta baixa solubilidade na alumina, como pode ser verificado na Figura 5.32. Dessa maneira, as composições resultam em uma mistura de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{ZrO}_2$ . O diagrama apresenta um ponto eutético a cerca de 42,5% em massa de  $\text{ZrO}_2$  a aproximadamente 1910 °C. Além disso, em torno de 1900 °C ocorre o aparecimento de uma fase líquida, assim sendo, não se deve ultrapassar essa temperatura para sinterizações via estado sólido [142,150,160].

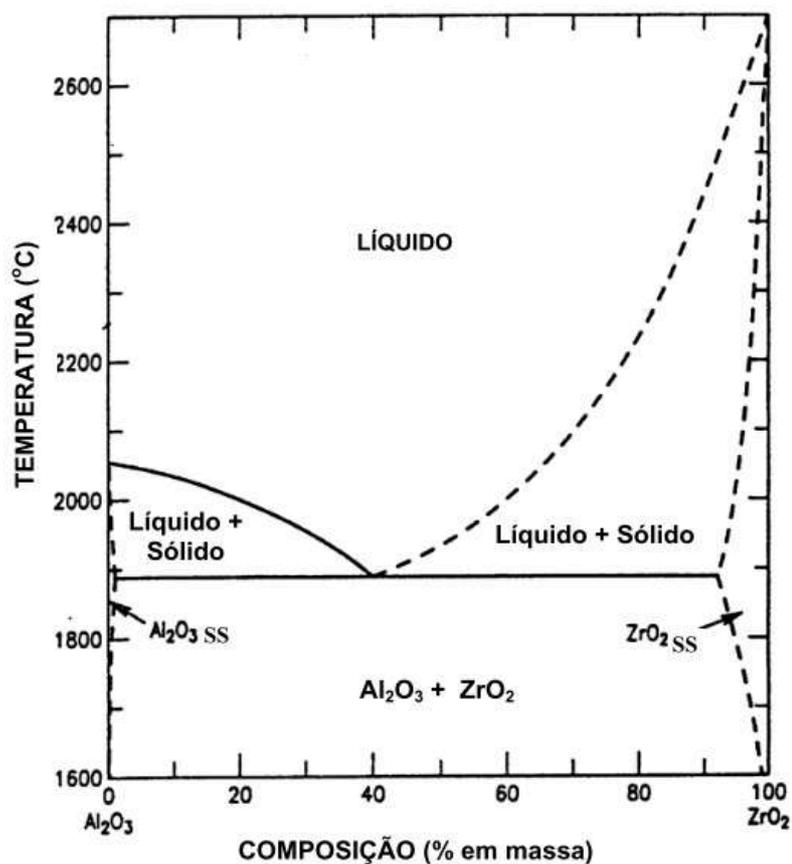


Figure 5.32 - Diagrama de fases do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3$  -  $\text{ZrO}_2$ .  
Fonte: [142]

Em função do teor de ítria adicionado ao sistema, a estrutura cristalina da zircônia pode se estabilizar na forma tetragonal ou cúbica, conforme mostrado na Figura 5.27. Dessa maneira, de acordo com o diagrama de fases ternário  $\text{Al}_2\text{O}_3$  -  $\text{ZrO}_2$  -  $\text{Y}_2\text{O}_3$  (Figura 5.33), esse sistema apresenta dois pontos eutéticos. A utilização de 3% em mol de ítria promove a transformação da estrutura da zircônia em tetragonal, apresentando um ponto eutético a cerca de 41,5 % em massa de  $\text{ZrO}_2$ . Com 9% em mol de ítria, a zircônia apresenta uma estrutura cúbica e o ponto eutético a cerca de 39% em massa de  $\text{ZrO}_2$ . Além disso, a fase cristalina tetragonal não está em equilíbrio termodinâmico, portanto esta estabilização é metaestável [142,145,161,162].

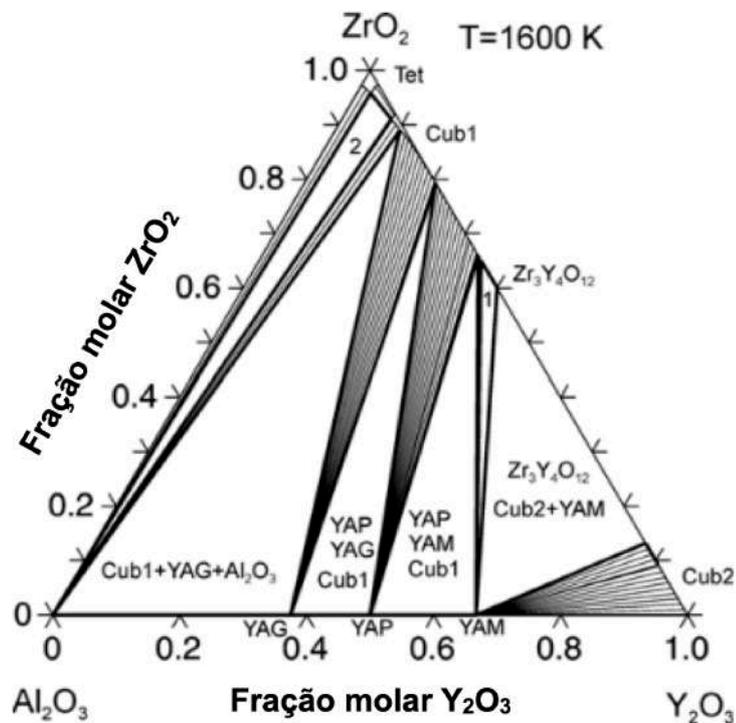


Figure 5.33 - Diagrama de fases ternário do sistema  $\text{Al}_2\text{O}_3$  -  $\text{ZrO}_2$  -  $\text{Y}_2\text{O}_3$  em 1327 °C. Fonte: [162]

Os materiais cerâmicos de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  -  $\text{ZrO}_2$  sinterizados no ponto eutético, apresentam propriedades mecânicas superiores, devido ao alto estado de compressão da microestrutura. Assim sendo, a tenacidade à fratura mostra ser a máxima no ponto eutético. Contudo, isto também implica em uma redução nos valores de dureza. Dessa maneira, fatores como a composição e a microestrutura têm grande influência nas propriedades desses compósitos cerâmicos [142,163]. Por fim, mas não menos importante, o tamanho dos grãos de zircônia possui grande influência nas propriedades mecânicas. Grãos menores resultam em uma melhor eficiência na

transformação da fase tetragonal para monoclinica e no desenvolvimento das microtrincas. Por isso as propriedades finais do material mostram uma melhora considerável na tenacidade à fratura, resistência à ruptura, desgaste e choque térmico [142,164–166].

### 5.17 SINTERIZAÇÃO EM DUAS ETAPAS (*TWO-STEP SINTERING*)

A sinterização em duas etapas consiste em uma metodologia de refinamento da microestrutura por meio da manipulação das curvas de sinterização, apresentando como vantagem a simplicidade e economia. O procedimento compreende a determinação da relação entre a taxa de densificação e a taxa de crescimento de grão, propondo valores de tempo de sinterização e temperatura para a densificação do material. A eliminação das partículas mais finas em baixas temperaturas causa o atraso no estágio inicial de densificação. Assim sendo, nos estágios iniciais de densificação, a eliminação dessas partículas reduz a densificação diferencial e a formação de regiões mais densas. Portanto, as variações de densidade no corpo cerâmico são reduzidas, levando a uma microestrutura final mais homogênea. [167–169]. A Figura 5.34 mostra um comparativo esquemático da sinterização convencional com a sinterização de duas etapas.

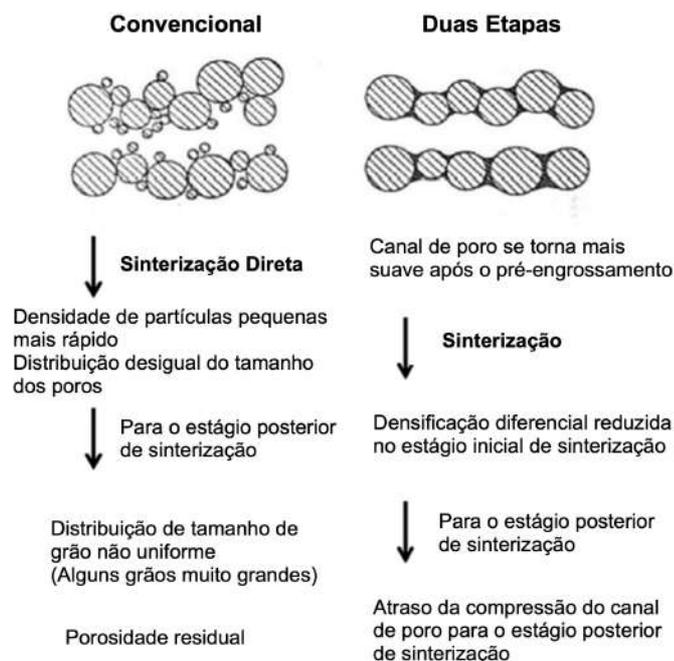


Figure 5.34 - Diagrama comparativo sobre o refinamento microestrutural produzido pela sinterização convencional e em duas etapas.

Fonte: Adaptado de [167]

Uma metodologia amplamente utilizada é a proposta em 2000 por Chen e Wang [170] para a obtenção de corpos cerâmicos com microestrutura controlada. Nessa técnica, o corpo cerâmico é rapidamente submetido a uma alta temperatura e posteriormente resfriado e mantido em uma temperatura mais baixa. A densificação ocorre sem o crescimento do grão em uma determinada faixa de temperatura denominada “janela cinética”. Assim sendo, neste nível de temperatura a porosidade residual é eliminada sem que ocorra o crescimento do grão, o que acontece na fase final [167,170,171]. A Figura 5.35 apresenta uma representação esquemática da metodologia de sinterização proposta por Chen e Wang.

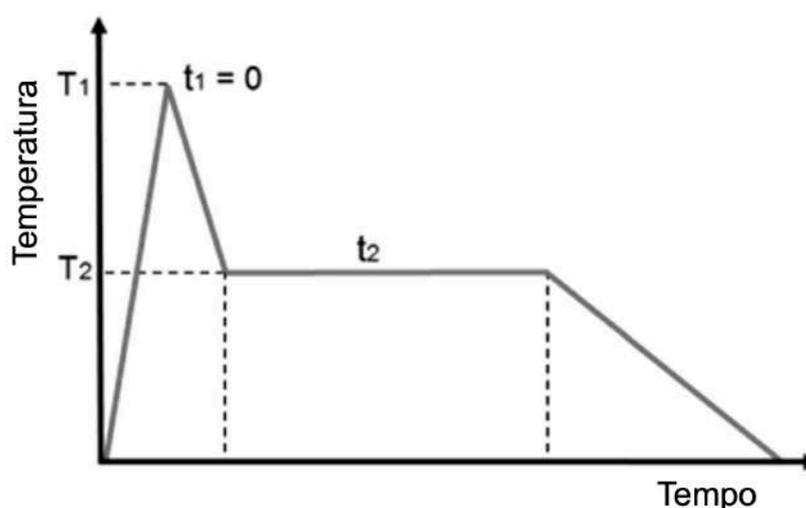


Figure 5.35 - Representação da sinterização em duas etapas proposto por Chen e Wang (TSS-CW).  
Fonte: Adaptado de [167]

Diversos estudos de sinterização em duas etapas (TSS-CW) aplicados em cerâmicas de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), determinaram que a faixa de temperatura ideal correspondente ao primeiro estágio  $T_1$  é entre 1330-1450 °C. Assim sendo, a densidade mínima que deve ser alcançada na primeira etapa de sinterização deve conferir a 92% da densidade relativa. Já a temperatura ideal para o segundo estágio  $T_2$  é entre 1100-1160 °C. Além disso, cerca de 98,8% da densidade relativa e um tamanho de grão de 0,9  $\mu\text{m}$  foi obtido com  $T_1$  a 1400-1450 °C e  $T_2$  a 1150 °C [167,172–174].

Em cerâmicas de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) dopadas com zircônia ( $\text{ZrO}_2$ ), várias pesquisas determinaram que a faixa de temperatura para o primeiro estágio  $T_1$  é entre 1400-1450 °C e para o segundo estágio  $T_2$  é de 1300-1400 °C. A melhor temperatura

para o primeiro estágio T1 de sinterização foi de 1450 °C, onde foi obtida a menor densidade final. Já para o segundo estágio T2, a melhor faixa de temperatura foi de 1350-1400 °C, pois houve uma boa densificação sem que ocorresse o efeito de difusão superficial aparente no crescimento do grão. Além disso, a temperatura mais elevada no segundo estágio em relação a alumina pura se deve pela presença da zircônia, que aumenta a energia de ativação necessária para densificar a alumina. Outrossim, a zircônia induz uma mudança na janela cinética para uma temperatura mais elevada, o que inibe o crescimento do grão e altera a relação entre o tamanho e a densidade do grão, em comparação a alumina pura. Neste caso, a cerâmica final de alumina dopada com zircônia teve um tamanho de grão de 0,62 a 0,88  $\mu\text{m}$  e uma densidade relativa superior a 99% [167,173–177].

# CAPÍTULO I

## **Ballistic Ceramics and Analysis of their Mechanical Properties for Ballistic Armor Applications: A Review**

Artigo publicado no periódico Ceramics International

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.12.095>

## **6 CERÂMICA BALÍSTICA E ANÁLISE DE SUAS PROPRIEDADES MECÂNICAS PARA APLICAÇÕES EM PROTEÇÕES BALÍSTICAS: UMA REVISÃO**

Alexander B. Dresch<sup>1\*</sup>, Janio Venturini<sup>1,2</sup>, Sabrina Arcaro<sup>3</sup>, Oscar R. K. Montedo<sup>3</sup>,  
Carlos P. Bergmann<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais,  
Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil

<sup>2</sup> Departamento de Engenharia Industrial, Universidade Federal do Rio Grande do  
Sul, Porto Alegre, Brasil

<sup>3</sup> Programa de Pós-Graduação em Engenharia em Ciência dos Materiais e  
Engenharia, Universidade do Extremo Sul Catarinense, Criciúma, Brazil

\*Autor correspondente: [alexander.dresch@ufrgs.br](mailto:alexander.dresch@ufrgs.br)

## RESUMO

As cerâmicas balísticas mais comumente usadas (alumina, carbetto de silício e carbetto de boro) são comparadas por meio de vários mecanismos de desempenho nesta revisão. Este trabalho teve como objetivo estudar as propriedades mecânicas das cerâmicas e seu papel no desempenho balístico dinâmico dos materiais para abordar a controvérsia existente na literatura quanto à viabilidade de comparar as propriedades estáticas com o desempenho dinâmico das cerâmicas. O melhor desempenho balístico contra a família de projéteis calibre 7,62 AP foi obtido pelo carbetto de silício, seguido pela alumina e pelo carbetto de boro. Foi verificada a correlação da dureza e resistência à flexão com o desempenho da cerâmica em ensaios de profundidade de penetração. O desempenho balístico da cerâmica mostrou-se dependente de diversas propriedades. A microestrutura da cerâmica tem influência direta em todas as propriedades mecânicas. A dureza é vital na fratura e erosão de projéteis. A resistência à fratura e a resistência à flexão ajudam a cerâmica a resistir a múltiplos impactos. O módulo elástico está relacionado à propagação das ondas de tensão. O modo de fratura está ligado à quantidade de energia absorvida pela cerâmica. Assim, melhorias em diversas propriedades são necessárias para que sua combinação resulte em uma cerâmica balística mais eficiente.

**Palavras-chave:** Alumina; Carbetto de Silício; Carbetto de Boro; Armadura Balística.

## 6.1 INTRODUÇÃO

As cerâmicas são excelentes materiais para aplicação em armaduras balísticas [7–9], principalmente devido às suas propriedades mecânicas e baixa densidade, que proporcionam uma ótima relação resistência mecânica/densidade em comparação com outros materiais utilizados para a mesma finalidade [12–14]. As cerâmicas balísticas mais comumente usadas são alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), carbeto de silício ( $\text{SiC}$ ) e carbeto de boro ( $\text{B}_4\text{C}$ ) [10,11]. Dentre as cerâmicas avançadas, a alumina apresenta a melhor relação custo-benefício [21,22]. O carbeto de silício tem um custo mais elevado que a alumina, mas é mais atrativo quando se considera sua menor densidade e melhores propriedades mecânicas [178]. O carbeto de boro tem o custo mais alto entre os três materiais; entretanto, apresenta a menor densidade e as melhores propriedades mecânicas [95,179].

A principal função da proteção balística, tanto para coletes quanto para veículos, é evitar que projéteis penetrem no corpo humano. No entanto, a seleção do material depende de vários critérios, como peso, capacidade de absorção de energia, resistência a danos e resistência a múltiplos impactos [3]. Outras características a serem consideradas incluem a combinação de propriedades físicas e microestrutura além da otimização dos processos de fabricação [88,180]. Vale ressaltar que o custo normalmente é o fator decisivo na escolha desses materiais [35,36]. Portanto, o uso de cerâmica balística depende de quais propriedades, avaliadas para cada caso, são consideradas essenciais para a aplicação específica da blindagem.

Muitos estudos têm procurado traçar a relação entre as propriedades mecânicas da cerâmica e seu desempenho balístico dinâmico [15,16]. As principais propriedades desejadas são dureza, resistência à flexão, tenacidade à fratura e módulo de Young [16,33]. Alguns estudos afirmam que a dureza da cerâmica está diretamente ligada ao desempenho balístico [181], enquanto outros defendem que basta que a dureza seja superior à do projétil [182]. No entanto, as propriedades analisadas sob condições estáticas podem não se traduzir diretamente em desempenho dinâmico sob impacto balístico [59,183,184]. Assim, há considerável controvérsia na literatura, principalmente no que diz respeito à relação entre resistência à flexão e desempenho balístico [185]. Estudos selecionados mostram uma contribuição mínima da resistência à flexão para o desempenho balístico, indicando que é um fator insignificante [186]. No entanto, a maioria dos artigos

argumenta que a resistência à flexão desempenha um papel essencial no desempenho balístico da cerâmica [17,18]. Seu principal argumento é que, a partir do ponto de impacto, a fratura dos corpos cerâmicos é governada por tensões de flexão através da propagação de ondas de choque que geram tensões de tração perpendiculares à espessura do material [187,188]. A pesquisa também mostrou que a espessura está diretamente associada ao desempenho balístico, exigindo uma relação resistência à flexão/densidade eficiente [19,20]. A este respeito, o desenvolvimento atual de armaduras balísticas visa reduzir o seu peso sem perder proteção [30,31,189]. Portanto, um sistema desejável emprega materiais de baixa densidade e alta resistência mecânica. A escolha desses materiais depende do que o engenheiro pretende alcançar [190].

Este artigo tem como objetivo comparar o desempenho de cerâmicas balísticas comumente usadas (alumina, carbetto de silício e carbetto de boro) com base em critérios selecionados. Além disso, será realizada uma análise para esclarecer a controvérsia encontrada na literatura sobre se é possível relacionar as propriedades estáticas com o desempenho dinâmico das cerâmicas. Temas relacionados à melhoria do design não são abordados nesta revisão.

## **6.2 CERÂMICA BALÍSTICA**

A ampla gama de aplicações de proteção balística inclui uso pessoal, veículos, aviões, navios e edifícios. No entanto, as tecnologias mais recentes são utilizadas em veículos blindados e coletes à prova de balas [54]. A grande maioria dos sistemas de proteção balística pessoal possui apenas uma única camada de tecido protetor (aramida) [72]. Portanto, esta proteção está limitada a projéteis com baixa energia cinética. A proteção contra projéteis de alta velocidade e alta energia requer uma camada adicional de armadura (sistema de armadura multicamadas) [55]. Essa camada adicional, a primeira barreira impactada pelo projétil, é geralmente composta de cerâmica [56]. Atualmente, os materiais mais amplamente aplicados na proteção são os compósitos cerâmicos, que utilizam cerâmica como placa frontal, e metal, fibra ou outro material resistente como placa traseira [54]. Comparado aos materiais convencionais de armadura metálica, o sistema de armadura cerâmica é cada vez mais utilizado, principalmente devido às suas propriedades, como baixa densidade, alta resistência e alta dureza [73–75]. A cerâmica oferece a vantagem de ser relativamente leve e com resistência mecânica equivalente à dos metais [76]. No

entanto, são mais caros e o seu comportamento frágil provoca uma degradação considerável no impacto, resultando numa menor capacidade de resistir a múltiplos impactos [77].

Embora as principais cerâmicas utilizadas em aplicações balísticas sejam alumina, carbetos de silício e carbetos de boro [73,78,79], outros materiais cerâmicos estão atualmente sendo pesquisados e desenvolvidos para aplicações balísticas, como o sistema alumina-zircônia ( $ZrO_2$ ) [84]. Esta cerâmica de alumina temperada com zircônia (ZTA) exibe um aumento na tenacidade à fratura devido à transformação de fase de zircônia tetragonal para monoclinica, que está associada à expansão de volume e à geração de tensões de compressão [29]. Outra cerâmica proeminente em estudos e aplicações balísticas recentes é o nitreto de silício ( $Si_3N_4$ ) [85–88]. Suas propriedades, como alta resistência à flexão, alta dureza, alta tenacidade à fratura, alto módulo de elasticidade combinado com absorção de energia e baixa densidade, são fatores muito interessantes para aplicação em armaduras balísticas [89–92].

Existem também outras cerâmicas utilizadas em aplicações balísticas, como compósitos de matriz cerâmica (CMC) [15,93–95] e compostos de espinélio Al-Mg [96,97]. No entanto, elas não são tão amplamente utilizadas quanto as cerâmicas estudadas nesta revisão. Os CMCs consistem em uma matriz cerâmica com elementos de reforço, normalmente fibras. Essas fibras aumentam a resistência à fratura da cerâmica, permitindo que o material resista a múltiplos impactos. As fibras mais comumente utilizadas para CMCs são compostas de carbono, alumina, carbetos de silício ou mulita ( $Al_2O_3-SiO_2$ ), e esses mesmos materiais também podem ser utilizados como matriz primária [93,95]. No entanto, o foco principal das aplicações CMC é para ambientes extremos com altas temperaturas, juntamente com altas cargas mecânicas e condições corrosivas e oxidativas [98]. Por fim, os compostos de espinélio Al-Mg, geralmente utilizados em veículos, apresentam baixo custo, alta dureza e baixa densidade, além de serem transparentes. A precipitação de magnésio desempenha um papel importante na melhoria da tenacidade à fratura do compósito [96,97].

Swab e outros [93] estudaram o estado da arte da cerâmica balística CMC. Estudos indicam que os CMCs reforçados com fibra podem proporcionar uma melhor capacidade de resistir a múltiplos impactos. No entanto, o seu desempenho contra um único impacto é significativamente inferior ao da cerâmica monolítica. Além disso, verificou-se que algumas fibras cerâmicas possuem propriedades semelhantes às das

fibras poliméricas de alto desempenho. Os principais mercados para CMCs são as indústrias aeroespacial e automotiva, onde o foco está em componentes estruturais leves que podem suportar altas temperaturas. No entanto, há poucas evidências de que os CMCs disponíveis comercialmente tenham um desempenho balístico superior ao das cerâmicas monolíticas. Akella [13] comparou o desempenho balístico de cerâmicas monolíticas e em camadas com base em experimentos e análises numéricas. Para cerâmica monolítica foi adotada a espessura de 5 mm. Nas cerâmicas multicamadas, a espessura das camadas foi escolhida de forma que a espessura total fosse igual à da cerâmica monolítica, 5 mm. As camadas cerâmicas foram unidas por uma camada adesiva epóxi de 0,1 mm. Os resultados indicaram que a cerâmica estratificada apresentou redução na resistência à penetração à medida que o número de camadas aumentou. Com mais camadas, ocorrem múltiplas ondas de reflexão em cada interface. Assim, a falha ocorre mais cedo e o projétil sempre encontra material fraturado. No entanto, quando um material de interface de boa resistência é utilizado, uma cerâmica em camadas pode ter uma resistência à penetração superior à da cerâmica monolítica. Interfaces mais fortes inibem rachaduras e retardam o progresso dos danos. Portanto, a cerâmica em camadas apresentou melhor capacidade de resistir a múltiplos impactos além de possuir área de dano reduzida.

Kirmızı e outros [191] estudaram experimentalmente as propriedades mecânicas e o comportamento balístico de FGMs e materiais de espuma funcionalmente graduados (FGFMs) compostos de alumínio reforçado com carbeto de silício. Testes balísticos foram realizados com projéteis AP de núcleo M80 de 7,62 × 51 mm com velocidade de impacto variando de 437 a 359. Os resultados mostraram que os valores de dureza e resistência à ruptura transversal aumentaram em função da fração volumétrica de carbeto de silício. Além disso, os FGFMs apresentaram melhor desempenho balístico, pois absorveram a energia cinética do projétil com menor DOP.

Hallam e outros [181] compararam o comportamento das indentações Vickers e Knoop em cerâmicas de carbeto de boro e carbeto de silício com testes de desempenho balístico V50 contra projetos incendiários perfurantes de armadura (API) Mk2 7,62 × 54R B32 a 616-883 m/s . Verificou-se que a natureza do dano por indentação tem pouca relação com o desempenho balístico. No entanto, a alta variabilidade da cerâmica de carbeto de silício no teste de indentação Vickers de alta

carga parece estar relacionada a uma variabilidade significativa no desempenho balístico. Além disso, a dureza Knoop e as velocidades de transição correlacionaram-se com o desempenho balístico do V50, apoiando assim a possibilidade de que o teste de indentação pudesse ser usado para filtrar materiais cerâmicos para aplicações balísticas. Zhang e outros. [192] utilizaram uma abordagem numérica e experimental para investigar o desempenho balístico de cerâmicas com pré-tensão. Placas cerâmicas com diferentes níveis de pré-tensão foram aplicadas em projetos cilíndricos de aço com 7,62 mm de diâmetro e 20 mm de comprimento. Os resultados mostraram melhora no desempenho balístico correlacionado ao nível de pré-esforço, com ganhos de até 25% no limite balístico. Além disso, o pré-esforço proporcionou melhor erosão e deformação do projeto, resultando em maior dissipação de energia cinética. Por fim, o estudo indicou que a pré-tensão resulta em menos danos à cerâmica e maior capacidade de resistir a diversos impactos.

Appleby-Thomas e outros [7] estudaram o efeito da morfologia das partículas cerâmicas durante o impacto balístico. Fragmentos cerâmicos prensados a frio feitos com pós de alumina pulverizados por plasma com duas morfologias diferentes (esférica e angular) foram submetidos ao impacto de projéteis perfurantes de armadura (AP) FFV de 7,62 mm usando o método de profundidade de penetração (DOP). O efeito da morfologia das partículas nos eventos balísticos foi evidente. Alvos feitos de matéria-prima angular exibiram melhor desempenho balístico em termos de eficiência balística. Além disso, houve aumento da eficiência balística devido ao aumento da espessura, que se estabilizou em espessuras maiores. Braga e outros [193] caracterizaram o efeito e o comportamento balístico de sistemas de blindagem multicamadas com faces de ataque planas e convexas. O teste foi baseado na metodologia NIJ-0101.06 nível III e utilizou projéteis NATO 7,62 × 51 mm. A caracterização baseou-se na deformação por trás da proteção, que foi impressa em material de referência. Os resultados mostraram que a cerâmica com face convexa apresentou desempenho superior àquela com face plana, pois a face convexa reduziu a deformação em aproximadamente 19% no material de referência. Além disso, o impacto balístico nas faces convexas é principalmente oblíquo, o que significa que as tensões são distribuídas por um volume maior de material. Portanto, um maior número de fissuras intergranulares se propaga e atinge uma distância maior do ponto de impacto, consumindo mais energia no processo.

Bresciani e outros [12] desenvolveram e aprimoraram um modelo analítico baseado na equação de Bernoulli modificada e no equilíbrio de forças entre o projétil e a placa cerâmica. Este modelo pode simular o impacto balístico padrão de projéteis ponta plana em alvos cerâmicos sem uma camada de suporte. Os autores validaram este modelo comparando-o com testes de impacto utilizando projéteis AP de 12,7 mm e dados experimentais da literatura. Os testes experimentais foram realizados com velocidade média de impacto de 900 m/s e velocidade residual média de 662 m/s. Os resultados mostraram que este método prevê os principais parâmetros de interesse, como a massa do projétil e a velocidade residual, com erro reduzido. O modelo também pode fornecer a evolução temporal dos parâmetros, mostrando o comportamento da placa cerâmica e do projétil em diferentes estágios.

Tasdemirci e outros [194] realizaram análises numéricas e experimentais sobre o efeito da borracha, Teflon e espuma de alumínio como material intercalar em armaduras compostas contra projéteis AP da OTAN de  $7,62 \times 51$  mm. As velocidades de impacto foram medidas em cerca de 800 m/s. Os resultados mostraram que a presença de um material intercamada alterou a transmissão da onda de tensão, causando um atraso inicial na formação de tensão. A espuma de teflon e alumínio causou o atraso mais significativo, além de reduzir a magnitude da tensão transmitida à placa de apoio. Além disso, as configurações intercamadas de espuma de teflon e alumínio adicionaram mais energia cinética à cerâmica, fragmentando efetivamente a camada cerâmica e espalhando o dano na direção radial.

Cui e outros [195] realizaram uma análise do desempenho balístico de cerâmicas monolíticas (alumina, carbetto de silício, carbetto de boro e diboreto de titânio ( $TiB_2$ )) usando dados publicados na literatura. O estudo abrange vários calibres em diferentes velocidades de projéteis variando de 500 a 2.700 m/s. Foram investigados os efeitos das diferentes cerâmicas e suas propriedades no DOP (não incluindo a espessura da cerâmica) e no fator de eficiência diferencial (DEF). As análises indicaram que a velocidade do projétil, bem como o tipo de cerâmica, espessura do ladrilho, influenciam consideravelmente o desempenho balístico. O DEF mostrou-se dependente da densidade da cerâmica, apresentando os melhores resultados de desempenho para carbetto de boro, carbetto de silício, alumina e diboreto de titânio. O DEF aumentou de acordo com a espessura da cerâmica, o que é consistente com os resultados do DOP. Além disso, tanto o DOP quanto o DEF aumentaram inicialmente e diminuíram à medida que a velocidade do projétil

aumentava. No parâmetro DEF é considerada a penetração na placa de apoio. À medida que a velocidade do projétil aumenta, a penetração na placa de apoio também aumenta, mostrando uma redução na DEF. Ademais, a espessura da cerâmica também influencia a penetração, pois existe uma relação linear entre a penetração residual e a espessura da cerâmica. Porém, à medida que a espessura e a densidade aumentam, há uma tendência à diminuição da DEF caso não haja redução do DOP, uma vez que esta medida é um critério de eficiência de massa. A eficiência balística máxima contra projéteis AP foi alcançada entre velocidades de impacto de 800 e 900 m/s. Foi encontrada correlação entre resistência à flexão e desempenho balístico, indicando um possível critério de avaliação para armaduras cerâmicas.

Harris e outros [196] realizaram testes balísticos em painéis de alumina e carbetto de silício com tratamento a laser na interface entre a cerâmica e as camadas de suporte e os compararam com amostras não tratadas. As cerâmicas de alumina foram testadas usando um único disparo com um projétil incendiário AP de 14,5 mm em velocidades de 878 a 911 m/s. A cerâmica de carbetto de silício foi testada usando quatro disparos consecutivos de projéteis AP 7,62 × 54 mm a uma velocidade entre 796 e 832 m/s em cada painel. As amostras tratadas com laser apresentaram melhor desempenho balístico do que aquelas sem tratamento. Outrossim, a cerâmica de carbetto de silício melhorou a capacidade de impacto único para múltiplos. O estudo mostrou que o tratamento a laser da superfície cerâmica aumenta a concentração de grupos hidroxila, proporcionando maior número de ligações de hidrogênio e conseqüentemente melhorando a resistência de união entre a cerâmica e a camada de suporte. A inspeção indicou que as amostras sem tratamento falharam na interface entre a cerâmica e o adesivo. Em contraste, a análise da cerâmica tratada a laser indicou que ocorreu falha na camada adesiva.

### **6.3 ALUMINA**

O óxido de alumínio ( $Al_2O_3$ ), também chamado de alumina, é uma das primeiras cerâmicas avançadas. Além disso, é a mais aplicada e estudada entre as cerâmicas de engenharia, principalmente pelo seu baixo custo, pela facilidade de obtenção e pelas suas propriedades mecânicas, elétricas, térmicas e químicas; também apresenta biocompatibilidade [28,64,109,110].

Tabela 6.1 - Propriedades das cerâmicas de alumina.

Propriedades	Sinterizada [118,124]
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	3,6-3,95
Velocidade de onda sônica (km/s)	9,5-11,6
Resistência à flexão (MPa)	200-400
Módulo de elasticidade (GPa)	300-450
Tenacidade à fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	3,0-4,5
Dureza (GPa)	12-18

Porém, suas excelentes propriedades são contrapostas por sua baixa resistência à flexão e tenacidade à fratura, além de sua baixa resistência ao choque térmico (por exemplo, é mais sensível que o carbetto de silício e o nitreto de silício) [122]. Além disso, a alumina apresenta uma grande variação em suas propriedades, conforme mostrado na Tabela 6.1, indicando uma dependência significativa dos parâmetros de processamento, teor de impurezas, tamanho de grão e temperaturas de sinterização [123]. No campo das armaduras balísticas, a alumina tem sido amplamente utilizada, principalmente devido ao seu custo relativamente baixo [23]. Além disso, entre as cerâmicas balísticas mais utilizadas, apenas a alumina é translúcida [117]. Embora este material tenha alta densidade para aplicação em cerâmica balística (3,96 g/cm<sup>3</sup>), ele oferece propriedades físicas e desempenho relativamente bons, combinados com baixo custo e capacidade de ser fabricado utilizando uma ampla variedade de técnicas [23,118]. No entanto, sua baixa tenacidade à fratura e resistência à flexão podem levar a falhas catastróficas [78].

Sávio e outros [84] conduziram estudos comparativos do desempenho balístico de alumina e ZTA usando o método DOP contra projéteis AP calibre 7,62 × 54 mm R. As velocidades dos projéteis foram medidas em aproximadamente 820 m/s. Verificou-se que não houve diferença significativa no DOP residual ou na eficiência de massa para ambas as cerâmicas. Além disso, à medida que a espessura da telha aumentou, o DOP residual da cerâmica diminuiu linearmente, aumentando conseqüentemente o DEF.

Zhang e outros [29] investigaram o desempenho balístico de cerâmicas de alumina e ZTA em impactos de alta velocidade com projéteis de haste longa de tungstênio com base no método DOP. A velocidade de impacto variou de 1100 a 1500 m/s. Os resultados mostraram que o fator de eficiência balística aumentou com a

velocidade do projétil. Comparando a cerâmica através da espessura específica do ladrilho, o fator de eficiência balística do ZTA aumentou mais rapidamente do que o da alumina.

Huang e outros [36] estudaram o comportamento balístico de materiais com classificação funcional (FGMs) contra o impacto de projéteis .30 AP. A velocidade dos projéteis foi fixada em cerca de 868 m/s. Cada camada FGM era composta por folhas de proporções variadas de alumina e zircônia. Verificou-se que a dureza e a tenacidade à fratura são fatores fundamentais que afetam o desempenho balístico dos materiais cerâmicos. O sistema FGM teve maior capacidade de resistir ao impacto na cerâmica, reduzindo fissuras entre cada camada e aumentando o efeito de abrasão. Além disso, a disposição das camadas FGM pode retardar a formação do cone hertziano e, conseqüentemente, fraturar. Portanto, a integração de cerâmicas de alta dureza e alta tenacidade à fratura favorece o desempenho balístico dos FGMs.

Fabris e outros [197] avaliaram a correlação entre as propriedades mecânicas e o desempenho balístico de alumina de alta pureza e composições de alumina/vitrocerâmica sinterizadas na fase líquida. O teste balístico foi realizado com projéteis de calibre 7,62 mm x 51 mm a uma velocidade de cerca de 878 m/s. As composições vitrocerâmicas de alumina e  $MgO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$  alcançaram um desempenho balístico semelhante ao da alumina de alta pureza. No que diz respeito à processabilidade destes sistemas, a adição de precursores vitrocerâmicos na matriz de alumina proporcionou maior densificação em menor tempo e em menor temperatura de sinterização. Além disso, foi proposto um modelo estatístico que permitiu prever a eficiência balística com um bom nível de certeza. Também foi verificada a relação da dureza e tenacidade à fratura com o comportamento balístico.

Rahbek e outros [198] estudaram a fragmentação de projéteis M2 AP calibre 7,62 × 63 mm submetidos ao impacto em corpos cerâmicos de alumina recobertos por camadas de material compósito reforçado com fibra de vidro. As velocidades de impacto variaram de cerca de 200 m/s a 900 m/s. Com a aplicação das placas de cobertura, houve redução de 84% na energia cinética do projétil. Desta forma, as placas de cobertura contribuíram para o atraso na abertura da fissura de tração, aumentando o tempo de interação com o projétil e conseqüentemente melhorando o desempenho balístico.

Appleby-Thomas e outros [22] compararam o desempenho balístico da alumina sinterizada convencionalmente e da alumina impressa em 3D de protótipo rápido por

meio de experimentos de balística direta e reversa. Os testes foram conduzidos usando cartuchos BXN de 7,62 x 39 mm com núcleo de aço (AP) em velocidades de até 850 m/s. Ambas as cerâmicas exibiram microestruturas e propriedades muito semelhantes, diferenciando-se em dureza e porosidade (que foram maiores na alumina de protótipo rápido). No entanto, estas cerâmicas apresentaram um desempenho balístico ligeiramente inferior (mas comparável) ao da alumina convencional. Os resultados demonstraram um grande potencial para a aplicação de cerâmica balística de impressão 3D de protótipo rápido.

Jones e outros [199] investigaram e caracterizaram placas balísticas de alumina fabricadas usando dois métodos de impressão 3D, deposição por spray pressurizado (PSD) e escrita direta com tinta (DIW), e as compararam com uma composição de armadura de alumina isoprimida (IP) disponível comercialmente. As placas balísticas foram testadas contra projéteis AP M2 de 12,7 mm a uma velocidade de impacto de 840 m/s. Dentre os corpos testados, os fabricados pela DIW apresentaram maior dureza, seguidos pelas placas IP. A maior resistência à flexão foi encontrada para as amostras IP, o que foi suficiente para atingir a permanência, estilhaçamento e erosão do núcleo do projétil. Portanto, as telhas IP foram mais eficientes em testes balísticos do que as telhas DIW e PSD. Defeitos (como poros) entre as linhas de impressão causaram variabilidade significativa nos resultados das amostras DIW e PSD, explicando seu desempenho inferior. Assim, devem ser desenvolvidas técnicas e controle de processamento que limitem os defeitos entre cada camada.

Jiusti e outros [21] testaram o desempenho balístico de painéis balísticos de mosaico hexagonal de alumina contra projéteis NATO de 7,62 x 51 mm em torno de 876 m/s, pois esta configuração se adapta melhor às superfícies e maximiza a preservação dos revestimentos cerâmicos após o impacto. Além disso, foi estudada a influência no preenchimento das placas cerâmicas, onde a impedância do material de preenchimento alterou a intensidade da onda refletida na placa cerâmica. A maior elasticidade da utilização do epóxi como material de preenchimento proporcionou melhor integridade às telhas adjacentes, além de melhor confinar os mosaicos, resultando em maior área de armadura preservada após o impacto.

Kędzierski e outros [200] desenvolveram uma metodologia para otimização de armaduras de duas camadas (cerâmica + metal) que pode determinar as espessuras das camadas com densidades de área mínimas. Nesse sentido, placas cerâmicas de

alumina suportadas por ligas de aço ou alumínio foram submetidas a impactos balísticos de projéteis B32 AP de 7,62 × 54 mm. A velocidade inicial do projétil foi fixada em 854 m/s. A análise consistiu na combinação do método dos elementos finitos (MEF) com ferramentas de otimização. O estudo mostra que a resistência à tração da cerâmica é um fator fundamental na eficiência da armadura de duas camadas.

Sávio e outros [201] estudaram o efeito do material de suporte, a velocidade do projétil e a espessura de diferentes revestimentos cerâmicos (alumina, carbetto de boro e ZTA) contra projéteis AP 7,62 × 54 R mm por meio de testes DOP. Todos os experimentos foram conduzidos com velocidades de 600 m/s a 820 m/s. Foi introduzido um novo método de eficiência balística, DEF normalizado (NDEF), através da normalização da eficiência de espessura do DEF, eliminando a influência da resistência do material de suporte. Além disso, foi introduzida a eficiência balística normalizada (NBE), que elimina a influência da densidade do material de suporte. Portanto, tanto o NDEF quanto o NBE seguiram uma tendência em que a eficiência balística da cerâmica diminuía à medida que a velocidade do projétil aumentava. Da mesma forma, tanto o NBE quanto o NDEF produziram tendências de eficiência semelhantes em termos de espessura da cerâmica e velocidade do projétil. Assim, o NBE mostrou-se o melhor parâmetro para demonstrar a eficiência balística e classificar os materiais cerâmicos, pois o NBE elimina o efeito da resistência e densidade do material de suporte no cálculo da eficiência balística.

Polla e outros [202] avaliaram o desempenho balístico de estruturas multicamadas à base de alumina/epóxi e o efeito da fibra de vidro como material de reforço. Os resultados foram comparados com placas de alumina monolíticas com a mesma espessura do sistema multicamadas total. Testes balísticos foram realizados em sistemas de mosaico com formatos quadrados utilizando a técnica DOP contra projéteis AP 7,62 × 51 mm a uma velocidade aproximada de 868 m/s de acordo com o nível IV da NIJ 0108.01. Os resultados mostraram que as placas monolíticas apresentaram o melhor desempenho balístico. Também foi possível perceber através da análise do cone de fratura que cada placa de alumina no sistema multicamadas se comporta de forma individual, sugerindo fratura com maior predomínio de tensões de flexão. O desempenho balístico nas armaduras multicamadas diminuiu com a redução da espessura da alumina e o aumento da espessura da camada epóxi. Portanto, uma camada mais fina de epóxi tende a reduzir os efeitos da flexão e melhorar o

comportamento geral do sistema. Além disso, constatou-se que a distância do ponto de impacto ao centro da placa cerâmica reduziu o desempenho balístico dos sistemas de mosaico. Por último, a adição de fibra de vidro como material de reforço não teve efeito significativo no desempenho balístico.

Monteiro e outros [203] estudaram a capacidade de dissipação de energia de armaduras cerâmicas multicamadas. Placas cerâmicas  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Nb}_2\text{O}_5$ , foram comparadas nas superfícies convexas e planas. Simulações computacionais e testes experimentais foram realizados. O calibre NATO 7,62 × 51 mm foi utilizado a uma distância de 15 m dos alvos a uma velocidade de impacto em torno de 820 m/s. A dissipação de energia da camada frontal foi estimada com base na deformação plástica associada ao recuo da placa de apoio. Os resultados mostraram que as superfícies convexas dissipam cerca de 18% mais energia do que as superfícies planas nos testes experimentais e cerca de 16% na simulação computacional. O impacto sobre uma superfície convexa apresentou as mesmas consequências de um impacto oblíquo, que gera fissuras radiais com simetria axial. Contudo, as fissuras deverão propagar-se não só de forma assimétrica, mas também para uma maior extensão, resultando em mais danos à cerâmica frontal e, portanto, contribuindo para a dissipação de mais energia.

## 6.4 CARBETO DE SILÍCIO

O carbetto de silício (SiC) é a cerâmica não óxido mais amplamente utilizada. Sua principal aplicação é como abrasivo devido à sua alta dureza, que é superada apenas pelo diamante, nitreto cúbico de boro e carbetto de boro [61,204]. O carbetto de silício é um material cerâmico promissor com excelentes características termomecânicas, incluindo alta condutividade térmica, excelentes propriedades mecânicas, excelente resistência ao desgaste e à oxidação [205,206]. Esses atributos fornecem diversas aplicações para este carbetto, como em materiais para dispositivos semicondutores, selos mecânicos, cerâmicas estruturais, trocadores de calor, espelhos ópticos e armaduras balísticas [207–209].

As principais propriedades mecânicas do carbetto de silício estão listadas na Tabela 6.2. A variação observada está relacionada aos parâmetros de sinterização utilizados no processo de fabricação e às características microestruturais do produto final [118,124,182,210–213]. Devido à sua alta dureza e baixa densidade, esta cerâmica é de grande interesse para proteção balística, é normalmente escolhida para

ameaças moderadas e pesadas [214,215]. A principal vantagem do uso de carbeto de silício são suas propriedades superiores em comparação às da cerâmica de alumina. Além disso, essas propriedades do carbeto de silício permitem que ele seja competitivo com o carbeto de boro, mas a um custo de fabricação consideravelmente menor [81,215,216]. Portanto, o carbeto de silício é um meio termo entre a alumina e o carbeto de boro, tanto em termos de propriedades mecânicas, densidade e desempenho balístico, bem como no custo de aplicação [78,81].

Tabela 6.2 - Propriedades das cerâmicas de carbeto de silício.

Propriedades	Sinterizada [118,124]	Prensagem a quente [118,124]	Prensagem isostática a quente [212,213]	Reação de ligação [182]	Sinterização por plasma de faísca [210,211]
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	3,10-3,20	3,25-3,28	3,01-3,13	3,02	3,12-3,20
Velocidade de onda Sônica (km/s)	11,0-11,4	11,2-12,0	-	-	12,19-12,73
Resistência à flexão (MPa)	300-340	500-730	366-950	260	420-850
Módulo de elasticidade (GPa)	400-420	440-450	-	359	420-460
Tenacidade à fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	3,0-4,0	5,0-5,5	4,51-5,79	4,0	3,4-7,0
Dureza (GPa)	22-23	20	10,5-20,0	17,23	19,8-32,7

Hu e outros [16] realizaram experimentos sobre o comportamento balístico de mosaicos de carbeto de silício com diferentes geometrias e polietileno de ultra-alto peso molecular (UHMWPE) como camada de suporte quando submetidos ao impacto de projéteis AP 7,62 × 51 mm em velocidades de impacto em torno de 780 m/s. Estudos demonstraram que o mecanismo de mosaico pode prolongar o tempo de interação entre o projétil e o alvo. Portanto, a bala sofre erosão e desacelera durante a penetração na camada frontal de cerâmica, e a energia cinética residual é absorvida pela camada de suporte. Além disso, as propriedades da cerâmica, como dureza, tenacidade à fratura e resistência à flexão, demonstraram ser críticas para o desempenho balístico.

Shen e outros [217] também realizaram testes em mosaicos de carbeto de silício com UHMWPE como camada de suporte, além de colagem de adesivos entre as duas camadas. Os testes foram realizados com condições de penetração próximas

ao limite balístico. Os testes foram realizados com balas com núcleo de aço de 7,62 mm em velocidades iniciais de 776 m/s a 791 m/s. Eles estabeleceram um modelo numérico para calcular as respostas dinâmicas e determinar a confiabilidade da armadura usando o ponto de projeto e os métodos de Monte Carlo. Os resultados indicam que a resistência adesiva influencia fortemente o desempenho balístico, reduzindo a deformação protuberante na camada de suporte.

Wu e outros [54] investigaram a resistência balística de um compósito de carbetto de silício/fibra Dyneema. Os testes foram realizados com projéteis calibre .30 AP e ajustados para atingir uma velocidade inicial de cerca de 868 m/s, e os autores utilizaram a absorção de energia para determinar a resistência balística dos alvos. Além disso, foram realizadas análises numéricas utilizando o FEM para determinar a combinação ideal de espessura do compósito que apresentasse densidade de área mínima e atendesse às normas NIJ IV.

Flinders e outros [218] realizaram experimentos para determinar se a tenacidade à fratura e a dureza levariam a um melhor desempenho balístico em cerâmicas de carbetto de silício. Os testes DOP foram realizados usando projéteis M993 de 7,62 × 51 mm em velocidades de impacto variando de 640 a 752 m/s em alvos cerâmicos. Os resultados mostraram que a alta tenacidade à fratura não era fortemente dependente do tamanho do grão, mas era controlada principalmente pela fratura intergranular. Os testes balísticos mostraram que as cerâmicas com maior dureza apresentaram o menor DOP, embora todas as cerâmicas tivessem uma dureza pelo menos 3 GPa superior à do projétil. Os autores concluíram que maior tenacidade à fratura não resultou em melhor desempenho balístico, e o teste DOP foi um indicador fraco para avaliação do desempenho balístico.

Luo e outros [219] realizaram impactos de alta velocidade (1250 m/s) de projéteis de liga pesada de tungstênio de 16 mm de diâmetro e 40 mm de comprimento em alvos cerâmicos de carbetto de silício cobertos com materiais metálicos, incluindo aço, uma liga de alumínio, uma liga de titânio, e uma liga de cobre. Além disso, foram realizadas simulações do processo de penetração e propagação do dano na cerâmica. O objetivo foi investigar os efeitos de diversos materiais de cobertura em cerâmica e seu papel nos mecanismos de falha e dissipação de energia. Os resultados mostraram que um material de cobertura sobre a cerâmica poderia facilitar o fluxo radial e prolongar o tempo de permanência do projétil, melhorando a resistência balística. Entre as placas de cobertura, a liga de alumínio proporcionou os melhores resultados

porque a baixa impedância da placa de cobertura de alumínio melhorou a distribuição do impacto na cerâmica. Portanto, uma maior diferença de impedância entre a placa de cobertura e a cerâmica produz uma onda refletida induzida maior na placa de cobertura, melhorando conseqüentemente a resistência balística à penetração da cerâmica.

Liu e outros [220] compararam as propriedades mecânicas e o desempenho balístico de cerâmicas de carbeto de silício que foram sinterizadas sem pressão nos estados líquido e sólido contra projéteis .30 AP a uma velocidade de cerca de 868 m/s. A resistência à flexão e a tenacidade à fratura foram maiores no carbeto de silício sinterizado em fase líquida; no entanto, a dureza foi geralmente maior no carbeto de silício sinterizado no estado sólido. Os resultados mostraram que, apesar de ter um desempenho balístico inferior ao do carbeto de silício sinterizado no estado sólido, o carbeto de silício sinterizado na fase líquida poderia ser usado para armaduras balísticas. Além disso, a dureza tem se mostrado fundamental porque fratura e corrói o projétil em pedaços menores. A tenacidade à fratura também desempenha um papel essencial na capacidade da cerâmica de suportar múltiplos impactos. Por fim, os autores propuseram classificar as cerâmicas balísticas através de um índice de desempenho baseado na relação dureza/densidade.

Chabera e outros [178] realizaram um estudo numérico e experimental para investigar o comportamento balístico de sistemas de blindagem composta. Os testes foram realizados contra projéteis B32 AP de 7,62 × 54 mm R a velocidades de 850 m/s. As simulações FEM foram utilizadas para determinar as dimensões iniciais das camadas cerâmicas antes do teste balístico. Cerâmicas de alumina e carbeto de silício foram fabricadas com aço como camada de suporte de acordo com os resultados da simulação. Foi realizada uma comparação da resistência ao impacto desses dois sistemas cerâmicos. O estudo observou que o carbeto de silício proporcionou o melhor desempenho, conforme evidenciado por pequenas deformações na segunda camada. Além disso, testaram uma camada intermediária de cerâmica-elastômero, que absorveu a energia cinética residual do impacto, proporcionando um DOP menor para o projétil.

## **6.5 CARBETO DE BORO**

O carbeto de boro (B<sub>4</sub>C) possui uma combinação incomum de propriedades, que resulta em muitas aplicações interessantes. Seu alto ponto de fusão e

estabilidade térmica se traduzem em excelentes propriedades refratárias. Possui dureza extremamente elevada, superada apenas pelas do diamante e do nitreto de boro, e apresenta alto módulo de elasticidade e uma das menores densidades entre as cerâmicas de engenharia [123,221]. O carbetto de boro possui uma estrutura cristalina complexa baseada em icosaedros atômicos. A fórmula química ideal não é aquela normalmente descrita como  $B_4C$ , mas sim  $B_{12}C_3$ , devido à unidade estrutural  $B_{12}$ . A rede possui duas unidades estruturais básicas, o icosaedro  $B_{12}$  e o octaedro  $B_6$ . Devido ao seu pequeno tamanho, os octaedros  $B_6$  não podem se interconectar. Em vez disso, eles se ligam ao icosaedro  $B_{12}$  na camada vizinha, o que diminui a força de ligação no plano C. O icosaedro  $B_{12}$  e os átomos de carbono conectados formam um plano de rede que se espalha paralelamente ao plano-c e se acumula ao longo do eixo-c, formando uma estrutura em camadas [222–225].

O carbetto de boro oferece inúmeras vantagens sobre qualquer material duro disponível comercialmente. Além de seus pós, a forma sinterizada tem uma ampla gama de utilizações em armaduras balísticas, medicina e componentes de engenharia [226]. Além disso, é utilizado em diversas outras aplicações industriais, como superabrasivos, bicos de jato de areia e rebolos para afiação de ferramentas de corte [227]. No entanto, a sua aplicação é limitada pela sua fraca sinterabilidade devido ao elevado grau de covalência das ligações entre os átomos de boro e carbono. Portanto, é necessário utilizar altas temperaturas de sinterização, muito próximas do ponto de fusão do material. Estas altas temperaturas resultam em porosidade residual e consequente espaçamento de grãos, deteriorando as propriedades e o desempenho do material. Assim, geralmente são utilizadas prensagem a quente ou sinterização isostática a quente, o que leva a custos de fabricação mais elevados [228–230].

O carbetto de boro tem recebido considerável atenção na literatura para aplicações em armaduras leves, em grande parte devido à sua alta dureza e densidade relativamente baixa em comparação com outras cerâmicas avançadas [231–234]. Portanto, é considerado um material ideal para resistência balística [235]. A este respeito, o desempenho balístico está ligado à dureza dos materiais. Assim, o carbetto de boro, que é o terceiro material mais duro entre as cerâmicas típicas, deve ser eficaz contra impactos de alta velocidade. No entanto, este desempenho não é observado na prática [236], o que implicaria que o carbetto de boro não é eficaz contra impactos de alta velocidade, confirmando alguns relatórios [237–239]. Além disso, seu

processo de produção (sinterização por prensagem a quente) é caro e desafiador, o que impede sua aplicação em larga escala [81,82,236].

As propriedades mecânicas do carbetto de boro podem ser vistas na Tabela 6.3, que mostra sua baixa densidade, alta dureza e alto módulo de elasticidade relatados anteriormente. No entanto, o carbetto de boro não apresenta boa tenacidade à fratura e resistência à flexão quando comparado com outras cerâmicas avançadas.

Tabela 6.3 - Propriedades do carbetto de boro.

Propriedades	Prensagem a quente [118,124]	Prensagem isostática a quente [240]	Reação de ligação [241]	Sinterização por plasma de faísca [181,229,242]
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	2,45-2,52	2,42-2,51	2,48-2,54	2,43-2,60
Velocidade de onda sônica (km/s)	13,0-13,7	-	-	13.25
Resistência à flexão (MPa)	200-500	365-627	235-321	607-627
Nódulo de elasticidade (GPa)	440-460	393-444	330-426	403-590
Tenacidade à fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	2,0-4,7	2,4-3,3	4,1-4,4	2,8-5,8
Dureza (GPa)	29-35	25-31	13,4-18,0	30,5-38,3

Sávio e outros [243] avaliaram o desempenho balístico de cerâmicas de carbetto de boro prensadas a quente contra o impacto de projéteis AP de 7,62 × 54 mm R em velocidades de 600 a 820 m/s usando o método DOP. Foram analisadas a variação da velocidade do projétil e da espessura da telha e o efeito do tipo de confinamento radial. Verificou-se que, à medida que a velocidade do projétil aumentava, o DOP também aumentava, assim como o DEF. A velocidade do projétil teve uma influência limítrofe na possibilidade de o projétil quebrar. Além disso, não houve aumento significativo na eficiência balística com o aumento da espessura. O confinamento em aço apresentou melhores resultados no desempenho balístico que a liga de alumínio. Isto provavelmente foi devido à alta impedância do aço, que facilita a propagação das ondas de tensão para o confinamento radial. Sávio e outros [183] também compararam o desempenho balístico do carbetto de boro prensado a quente (HPBC) e do carbetto de boro ligado por reação (RBBC) usando o método DOP contra projéteis AP calibre 7,62 x 54 mm R. A eficiência balística foi calculada utilizando o NDEF e o NBE, eliminando a influência do material de suporte. A comparação mostrou que o HPBC apresentou eficiência balística superior à do RBBC. Além disso, o DOP e o

peso residual do disparo foram maiores na cerâmica RBBC. O desempenho inferior do RBBC está relacionado ao processo de fabricação, o que prejudica as propriedades mecânicas dos componentes finais.

Chao e outros [244] aplicaram a tecnologia de “squeeze casting” para fabricar FGMs com três camadas compostas por diferentes frações de empacotamento de pós de carbeto de boro e pós de liga de alumínio. Os materiais foram submetidos ao impacto balístico de projéteis API de 7,62 mm em velocidades de 785 a 810 m/s. Os resultados mostraram que a estrutura graduada diminuiu a magnitude da onda elástica refletida, melhorando a capacidade do alvo de resistir à fratura. Além disso, foram observadas grandes quantidades de fratura das partículas de carbeto de boro na camada superior, além de dissipação de energia e erosão por projéteis. A camada intermediária atrasou a falha desviando as fissuras. Igualmente importante, a camada inferior absorveu a energia cinética residual através da deformação plástica.

Yin e outros [235] testaram cerâmicas de carbeto de boro temperadas por plaquetas de grafeno (GPLs) preparadas com sinterização por plasma de faísca, submetendo-as ao impacto de projéteis de 7,62 mm a velocidades de aproximadamente 818 m/s. A resistência balística do carbeto de boro/GPLs foi comparada usando o método DOP com as cerâmicas balística comerciais de carbeto de silício e carbeto de boro. Os resultados mostraram que os GPLs aumentaram a tenacidade à fratura do carbeto de boro porque, além de restringir o crescimento dos grãos, os GPLs atuaram como uma rede, unindo firmemente os grãos e fortalecendo os limites interfaciais dos grãos. Portanto, a cerâmica de carbeto de boro/GPLs produziu o menor DOP; assim sendo, o desempenho balístico foi superior ao das cerâmicas comerciais de carbeto de silício e carbeto de boro.

Xie e outros [245] caracterizaram a microestrutura do carbeto de boro prensado a quente comercial usado para aplicações de blindagem. Os autores forneceram estudos que podem servir de base para a produção de carbeto de boro em escala laboratorial e diretrizes para projetos microestruturais para melhorar a cerâmica balística. Eles descobriram que a composição dos grãos de carbeto de boro estava muito próxima da estequiometria  $B_4C$ ; além disso, foram observados poucos defeitos planares. A segunda fase mais proeminente foram inclusões intergranulares de grafite rodeadas por grãos de carbeto de boro. O carbeto de boro comercial provavelmente contém aproximadamente 1% de inclusões de grafite, que são consideravelmente mais macias que o carbeto de boro e reduzem a resistência geral da folha. Porém, o

carbeto de boro consolidado em laboratório pode conter aditivos, que formam fases secundárias relativamente mais resistentes, aumentando a resistência mecânica geral. Além disso, precipitados intergranulares de AlN e BN e grãos submicrométricos intergranulares foram observados nos limites dos grãos e dentro de alguns grãos de carbeto de boro. Igualmente importante, dispersões finas de precipitados de AlN também foram observadas em alguns grãos, o que foi atribuído à fusão e resolidificação incipientes locais. Não foi observada fratura intergranular, o que sugere maior tenacidade à fratura no modo transgranular.

Hohan e outros [231] analisaram a fragmentação induzida de uma cerâmica balística comercial de carbeto de boro prensada a quente. Os experimentos de impacto foram conduzidos com projéteis esféricos de 6,35 mm de diâmetro feitos de 93% de carbeto de tungstênio, 6% de cobalto e 1% de níquel, que foram impactados a velocidades de 275 e 930 m/s. Os resultados indicaram que a fragmentação resultante do impacto estava relacionada com a orientação e espaçamento dos defeitos. Ao controlar o espaçamento entre os defeitos é possível controlar o tamanho dos fragmentos produzidos pelos mecanismos de fragmentação. Portanto, aumentar o espaçamento dos discos de grafite e reduzir o número de defeitos aumentaria o tamanho dos fragmentos. Fragmentos maiores ficam melhor interligados, causando melhor erosão do projétil e conseqüentemente proporcionando melhor desempenho balístico em cerâmicas monolíticas.

Gao e outros [246] estudaram o efeito de uma camada adesiva de epóxi em compósitos de diboreto de titânio/carbeto de boro com uma liga de alumínio como camada de suporte. Foram consideradas estruturas cerâmicas monolíticas C/E/A (cerâmica/epóxi/alumínio) e estruturas adesivas lamelares C/E/C/E/A. O impacto foi causado por bolas de tungstênio de 8 mm a uma velocidade de 1.900 m/s. Os resultados mostraram que o tamanho da cerâmica fraturada e o DOP diminuiram com o aumento da espessura da camada adesiva. Nos alvos C/E/C/E/A, os danos ocorreram principalmente na segunda camada cerâmica, e o tamanho dos fragmentos foi menor que nos alvos C/E/A. Além disso, a espessura do adesivo teve influência limítrofe na propagação das ondas de tensão. Porém, devido à diferença na amplitude elástica entre as camadas, a amplitude da onda de pressão final foi reduzida pela adição das camadas adesivas. Finalmente, a tensão de cisalhamento na camada adesiva diminuiu com o aumento da espessura, melhorando assim o desempenho balístico das armaduras C/E/C/E/A.

## 6.6 MÉTODOS DE TESTE DE DESEMPENHO BALÍSTICO

Existem vários métodos para avaliar o desempenho de materiais cerâmicos durante o impacto balístico. Nesse sentido, uma série de testes foram desenvolvidos, conforme mostra a Tabela 6.4 [247]. Testes de permanência (DWE), transição de permanência-penetração (DPT), geometria de alvo fixo (FTG) e densidade de área do alvo (TAD) podem ser usados para avaliar sistemas de blindagem inteiros. Em contraste, testes de penetração não deformante (NDP), penetração semi-infinita (PEN), DOP e velocidade limite balística (VBL) podem ser usados para avaliar componentes individuais [248].

Tabela 6.4 - Métodos de teste balístico para materiais cerâmicos.

Teste	Tipo de Teste	Observações	Ref.
VBL	Velocidade Limite Balístico (V50) ou Dados Residuais	Requisito típico para blindagem aceitável, testes individuais medem as características residuais do penetrador.	[247–249]
NDP	Penetração Não Deformante	Normalmente usado para metais macios e alvos duros, aplica-se a concreto, calcário e outros materiais geológicos.	[247,250–252]
PEN	Profundidade de Penetração Direta ou impacto reverso	Curvas de velocidade de penetração, resistência à penetração, taxa de penetração, taxa de consumo do penetrador.	[247,253–257]
DWE	Testes de permanência	Condições totais de derrota da interface.	[247,258–265]
DPT	Permanência / Transição de Penetração	A velocidade define uma carga que é característica de uma resistência ao cisalhamento de ruptura da cerâmica ou de uma deformação de transição.	[247,264,266, 267]
FTG	Geometria de alvo fixa	Experimento genérico de comparação de materiais em configurações semelhantes a armaduras, particularmente na obliquidade.	[247,268–271]

TAD	Mapas de desempenho de densidade de área alvo	Ajuda a determinar configurações de blindagem quase ideais, além de permitir a extrapolação para diferentes ameaças.	[247,272,273]
DOP	Profundidade de penetração modificada	Relevante para determinação de metas de desempenho em função da espessura da cerâmica - semelhante ao TAD, mas em configuração semi-infinita.	[22,195,243,247–249,274–279]

#### *Velocidade limite balística (V50) (VBL)*

Apesar do alto custo, o teste V50 é preferido nas fases finais do desenvolvimento da proteção balística. O teste consiste em disparar projéteis padrão contra proteção balística em várias velocidades (4-8 tiros por tiro para cada velocidade durante o máximo de tiros possível). À medida que a velocidade aumenta, a probabilidade do projétil penetrar na armadura aumenta até que todos os projéteis penetrem na armadura. A velocidade limite (V50) é a velocidade na qual 50% dos projéteis não penetram no alvo. Desta forma, é possível determinar curvas de probabilidade de um projétil derrotar a proteção da armadura. Outra abordagem é variar a espessura da armadura; portanto, é possível obter uma curva limite balístico para o projétil e a armadura [247–249].

#### *Penetração não deformante (NDP)*

O ensaio de penetração não deformante consiste na utilização de penetradores de aço endurecido para penetrar materiais frágeis, solo, rochas e concreto em modo de penetração não deformado ou rígido durante o impacto. Abaixo da velocidade com que o penetrador se deforma, o DOP durante o impacto é proporcional à razão entre a força do penetrador e a força do alvo. Acima da velocidade na qual o penetrador se deforma durante o impacto, o DOP é proporcional à raiz quadrada da razão entre a resistência do penetrador e a resistência do alvo. Além disso, as características da deformação e do fluxo de penetração não afetam os resultados. Porém, se o penetrador se deforma, esse comportamento deve ser analisado para compreender as informações obtidas [250–252].

### *Penetração semi-infinita (PEN)*

O experimento consiste em disparar uma longa haste cilíndrica de tungstênio contra armaduras de cerâmica em várias velocidades. A resistência à penetração, a taxa de erosão do penetrador e a densidade de área por unidade de massa penetrada podem ser obtidas. A relação entre penetração e velocidade de impacto pode ser determinada. Além disso, técnicas de impacto balístico direto e reverso podem ser aplicadas e comparadas. Devido à massa constante do alvo, as características do movimento durante o impacto reverso são diferentes daquelas presentes durante o impacto direto. Além disso, o DOP é o menos afetado pelo impacto inverso. Se o DOP for o mesmo para ambas as técnicas, o tempo de penetração durante o impacto direto pode ser determinado [247,253–257].

### *Permanência (DWE)*

Esta técnica analisa a permanência na superfície de alvos cerâmicos. Em termos simples, a alta dureza da cerâmica ajuda-a a resistir à penetração, deformando o projétil até que a cerâmica falhe e a penetração comece. Este fenômeno, chamado de permanência ou derrota de interface, força o projétil a fluir radialmente sem penetração significativa ou qualquer penetração. Portanto, a permanência está relacionada ao fluxo radial do projétil na superfície cerâmica durante o tempo de permanência, seguido da penetração no alvo. Porém, se a penetração não ocorrer, esse evento é denominado derrota de interface. Ambos os fenômenos são muito significativos para o desenvolvimento e melhoria das armaduras cerâmicas porque se o estágio de permanência for prolongado, a energia cinética é drasticamente reduzida pela erosão e desaceleração do projétil durante o estágio de permanência [247,258–265].

### *Transição de permanência-penetração (DPT)*

Ao contrário da técnica de permanência, este método cobre a velocidade limite do projétil para a transição da permanência para a penetração. À medida que a velocidade de impacto do projétil aumenta, chega-se a um nível em que a permanência na cerâmica não é mais possível e ocorre a penetração. A velocidade nesse ponto é chamada de velocidade de transição permanência-penetração, que varia de acordo com as características do projétil e do alvo cerâmico [247,264,266,267].

### *Geometria de alvo fixa (FTG)*

Ao contrário dos métodos tradicionais que geram limites probabilísticos, esta técnica utiliza alvos de geometria fixa para classificar a proteção balística em ambientes mais realistas. Portanto, essa técnica utiliza proteção balística que possui mais de uma camada, além de design próprio. Assim, são testados alvos multicamadas, simulando armaduras balísticas reais nas quais é avaliado o efeito da espessura finita dos diferentes materiais aplicados. Além disso, os alvos são testados com impactos normais e impactos a 45° e 60° [247,268–271].

### *Densidade de área do alvo (TAD)*

Este teste inclui outras metodologias e visa determinar a densidade de área mínima necessária para proteção balística para condições específicas de impacto. Desta forma, o teste fixa as condições de impacto até atingir um limite de penetração para uma espessura específica, além de limitar o peso da proteção através da alocação de materiais. Realizando este procedimento para diversas espessuras cerâmicas, é possível obter uma curva limite. Através da análise da curva de limiar, pode ser alcançada uma configuração ideal de proteção balística que minimize a densidade da área alvo para aquela ameaça. Portanto, a condição ideal do alvo para aquela ameaça específica é usada para determinar as densidades mínimas de área para diversas outras ameaças e condições de impacto [247,272,273].

### *Profundidade de penetração (DOP)*

Entre os testes balísticos, o teste DOP é de longe o mais utilizado, principalmente como método de triagem pelo qual uma grande quantidade de dados pode ser coletada de forma rápida e barata. Os dados coletados nos testes DOP não incluem tensão, estresse ou acúmulo de danos. No entanto, o teste DOP é um método prático e eficaz para avaliar o desempenho relativo da cerâmica [248]. Devido à proposta de revisão e à maior quantidade de dados de teste disponíveis, este método será explicado de forma mais completa; servirá de base para a comparação de desempenho entre as armaduras cerâmicas primárias analisadas. A Figura 6.1 apresenta um esquema do teste DOP, que consiste na análise do momento residual direto em um suporte semi-infinito. O DOP do projétil no suporte é medido com e sem proteção cerâmica. O desempenho balístico é determinado comparando a diferença

entre a penetração do projétil no suporte protegido pela cerâmica e no suporte desprotegido [195].

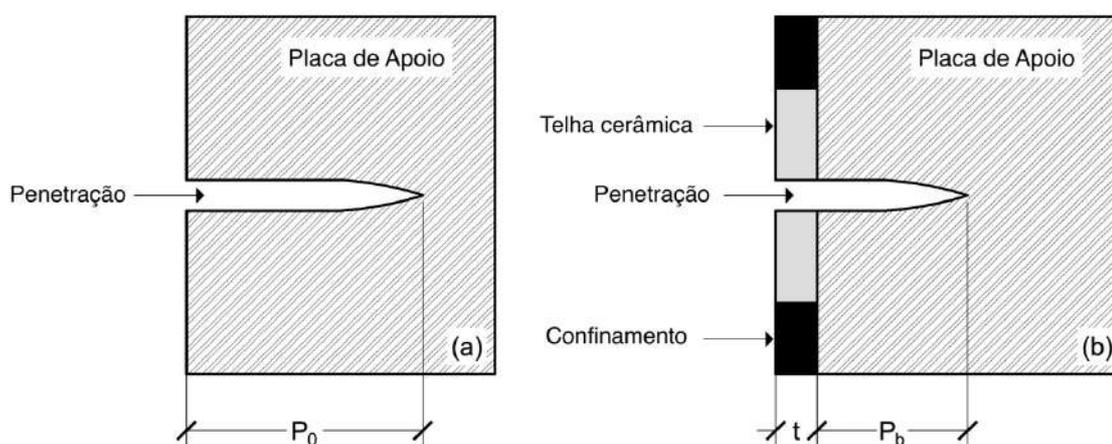


Figura 6.1 - Diagrama esquemático da configuração do teste de profundidade de penetração: (a) Referência do DOP em placa de apoio sem revestimento cerâmico ( $P_0$ ); (b) DOP residual na placa de apoio ( $P_b$ ).

Fonte: Elaborado pelo autor.

Diversas equações têm sido propostas na literatura que auxiliam na análise e comparação dos resultados obtidos em ensaios de DOP e na determinação de um fator de desempenho para cerâmicas balísticas. As fórmulas mais comumente usadas são apresentadas aqui. Elas fornecem informações suficientes para escolher em quais cerâmicas vale a pena investir para uma pesquisa mais aprofundada; essas equações constituem em um conjunto de ferramentas básicas para avaliar testes de DOP. Em geral, os materiais que não apresentam bom desempenho no teste de DOP apresentam desempenho ruim em aplicações de sistemas de blindagem [248,276].

A eficiência de massa ( $E_m$ ) da cerâmica balística pode ser determinada usando a Equação 6.1, onde  $\rho_b$  é a densidade da placa de apoio,  $\rho_c$  é a densidade do revestimento cerâmico,  $P_0$  é o DOP de referência na placa de apoio desprotegida,  $P_b$  é o DOP residual na placa de apoio após atingir o revestimento cerâmico e  $t$  é a espessura da cerâmica. A eficiência de massa aumenta de acordo com a diminuição do DOP residual, dependendo do tipo de cerâmica e da sua espessura. Porém, aumentar a espessura também aumenta o peso e conseqüentemente leva à diminuição da eficiência [22,249,277,278].

$$E_m = \frac{\rho_b \times P_0}{(\rho_c \times t) + (\rho_b \times P_b)} \quad (6.1)$$

A eficiência de espessura ( $E_{eq}$ ), eficiência de massa ( $M_{eq}$ ), e fator de eficiência balística ( $q^2$ ) são definidos pelas Equações 6.2, 6.3 e 6.4, respectivamente. A eficiência da espessura representa a espessura da placa de apoio que pode ser substituída pela espessura do material cerâmico para obter a mesma proteção. A eficiência de massa é definida como a massa da placa de apoio que pode ser substituída pela massa cerâmica para ter o mesmo efeito no projétil. Tanto os valores de eficiência de espessura quanto de eficiência de massa são fatores adimensionais e comparam o desempenho da cerâmica com a placa de suporte. O fator de eficiência balística está relacionado à massa e espessura porque o peso e as dimensões da armadura são considerações críticas no projeto da proteção [277,279].

$$E_{eq} = \frac{P_0 \times P_b}{t} \quad (6.2)$$

$$M_{eq} = \frac{P_0 \times P_b}{t} \times \frac{\rho_b}{\rho_c} \quad (6.3)$$

$$q^2 = M_{eq} \times E_{eq} \quad (6.4)$$

A DEF (Equação 6.5) é outra fórmula sugerida pela eficiência de massa utilizada nos testes de DOP. O DEF mostra que existe uma relação linear entre a penetração residual e a espessura da cerâmica. Esta relação linear indica que a resistência da cerâmica contra a penetração é constante [243,249,274].

$$DEF = \frac{\rho_b \times (P_0 - P_b)}{\rho_c \times t} \quad (6.5)$$

Essa diminuição linear da penetração residual devido ao aumento da espessura da cerâmica pode ser utilizada para determinar a espessura da cerâmica que para completamente o projétil, denominada espessura crítica ( $t_{crit}$ ) (Equação 6.6). A espessura crítica define a máxima eficiência de massa e os parâmetros característicos máximos da cerâmica [275].

$$t_{crit} = \frac{t \times P_0}{P_0 - P_b} \quad (6.6)$$

## 6.7 DESEMPENHO BALÍSTICO DA CERÂMICAS

Existem poucas referências que forneçam informações suficientes para permitir um estudo mais aprofundado da cerâmica balística. Nesta seção, os dados obtidos na literatura sobre o teste de DOP [84,183,201,218,243,280–282] são analisados e comparados. As Tabelas 6.6, 6.7 e 6.8 dos Anexos apresentam os resultados do teste DOP com a família calibre de projéteis 7.62 AP, bem como projéteis .30 AP M2 e haste de tungstênio para as três cerâmicas mais comumente utilizadas como proteção balística: alumina, carbetto de silício e carbetto de boro.

As equações apresentadas anteriormente foram aplicadas para comparar o desempenho entre as cerâmicas. Nas Figuras 6.2 a 6.8, os resultados de desempenho estão correlacionados com a espessura da cerâmica, apresentando crescimento linear à medida que a espessura aumenta. Contudo, os resultados dos testes da haste de tungstênio mostram uma diminuição no desempenho em função da espessura. Esse fenômeno pode ser explicado pela grande variação na velocidade do projétil utilizada para obtenção dos resultados. À medida que a velocidade do projétil aumenta, a energia cinética no impacto aumenta exponencialmente (como pode ser visto na Tabela 6.8 dos Anexos), causando maiores danos e, conseqüentemente, pior desempenho.

A Figura 6.2 mostra a relação entre a espessura da cerâmica e o DOP diferencial ( $P_0 - P_b$ ), que representa a eficácia da cerâmica em parar o projétil. Contra projéteis calibre 7.62 AP, os resultados de DOP residual de carbetto de boro foram muito próximos aos da alumina. Em contrapartida, a alumina apresentou desempenho inferior contra projéteis calibre .30 AP M2 e haste de tungstênio, que possuíam mais massa e velocidade que os projéteis calibre 7.62 AP, levando a alumina a um desempenho inferior quando submetida a eventos com grande energia cinética. O carbetto de silício apresentou os melhores resultados de DOP residual quando comparado com outras cerâmicas contra os calibres .30 AP M2 e haste de tungstênio testados. Com relação à resistência à penetração do projétil no corpo cerâmico, fica evidente que o carbetto de silício apresentou o melhor desempenho. Curiosamente, o carbetto de boro, que possui uma dureza extremamente elevada, não teve um desempenho satisfatório, conforme esperado de acordo com o consenso da literatura. Este fenômeno mostra que a dureza extrema pode não ser um fator determinante para a penetração em cerâmicas balísticas. Como será explicado posteriormente em tópico específico, para promover a erosão do projétil e conseqüentemente reduzir a

penetração, é necessário retardar a falha da cerâmica. Portanto, o momento fletor gerado pelo impacto deve ser reduzido ou a capacidade da cerâmica de resistir aos esforços fletores deve ser melhorada.

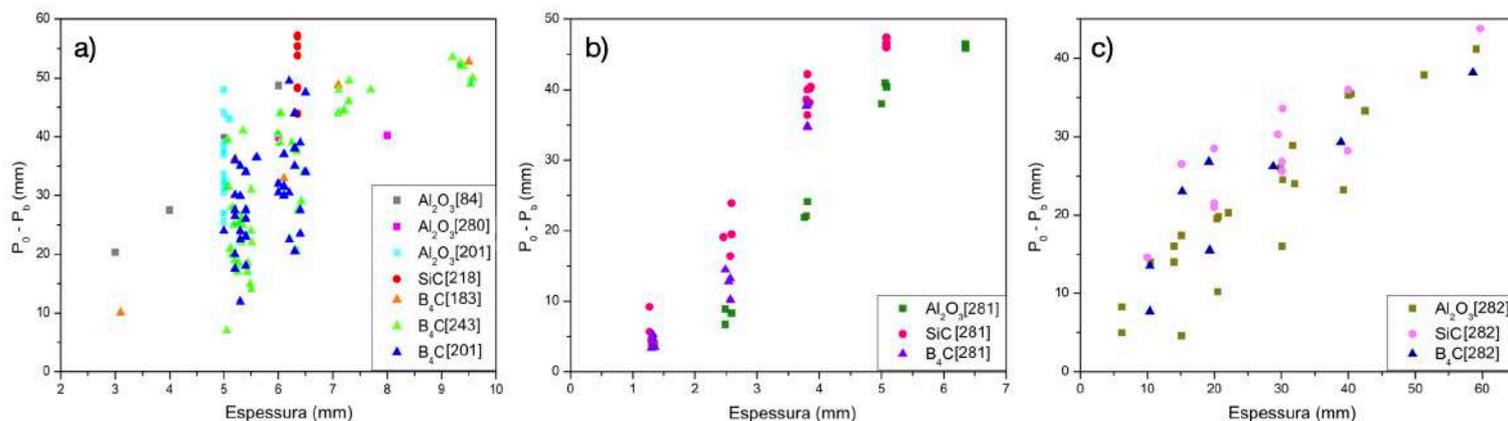


Figura 6.2 - Relação entre DOP diferencial ( $P_0 - P_b$ ) e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de tungstênio. Dados obtidos de [84,183,201,218,243,280–282].

A análise utilizando as equações de eficiência de massa ( $E_m$ ,  $M_{eq}$ , e DEF) indicam resultados semelhantes com espessuras de 5 mm para alumina quando comparada ao carbetto de boro contra projéteis calibre 7,62 AP, conforme mostrado nas Figuras 6.3 e 6.4. Contudo, devido a maior densidade da alumina, espessuras acima de 5 mm não apresentam boa eficiência. Além disso, nos resultados de outros calibres, a alumina apresentou tendência a menor eficiência. Os valores de DOP diferencial da alumina contra esses projéteis de maior energia cinética, combinados com uma maior densidade, contribuíram para esses resultados inferiores. Porém, o carbetto de boro, que possui densidade consideravelmente menor que as das outras duas cerâmicas, tem um grande diferencial neste tipo de análise. Mesmo assim, teve um desempenho fraco, como mostra a eficiência relativamente baixa na parada dos projéteis. Portanto, a baixa densidade do carbetto de boro não foi suficiente para proporcionar uma eficiência de massa marcadamente mais elevada. Os resultados foram geralmente muito próximos aos da alumina, que possui uma densidade significativamente maior. O destaque da análise de eficiência de massa foi o carbetto de silício contra projéteis calibre .30 AP M2 e haste de tungstênio, que apresentaram melhor desempenho ao combinar excelente capacidade de resistência à penetração de projéteis e baixa densidade.

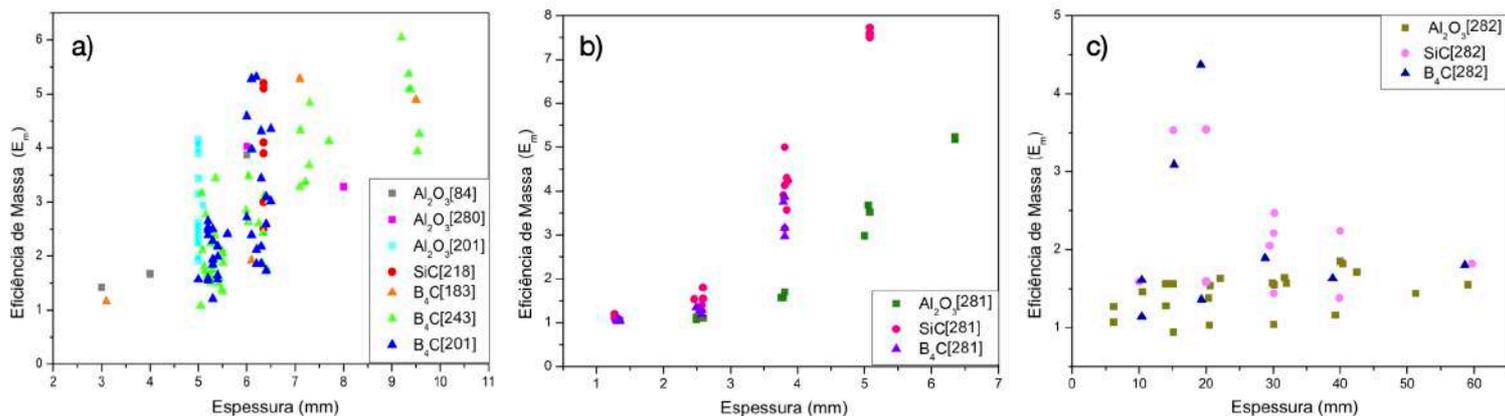


Figura 6.3 - Relação entre eficiência de massa e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de Tungstênio. Dados obtidos de [84,183,201,218,243,280–282].

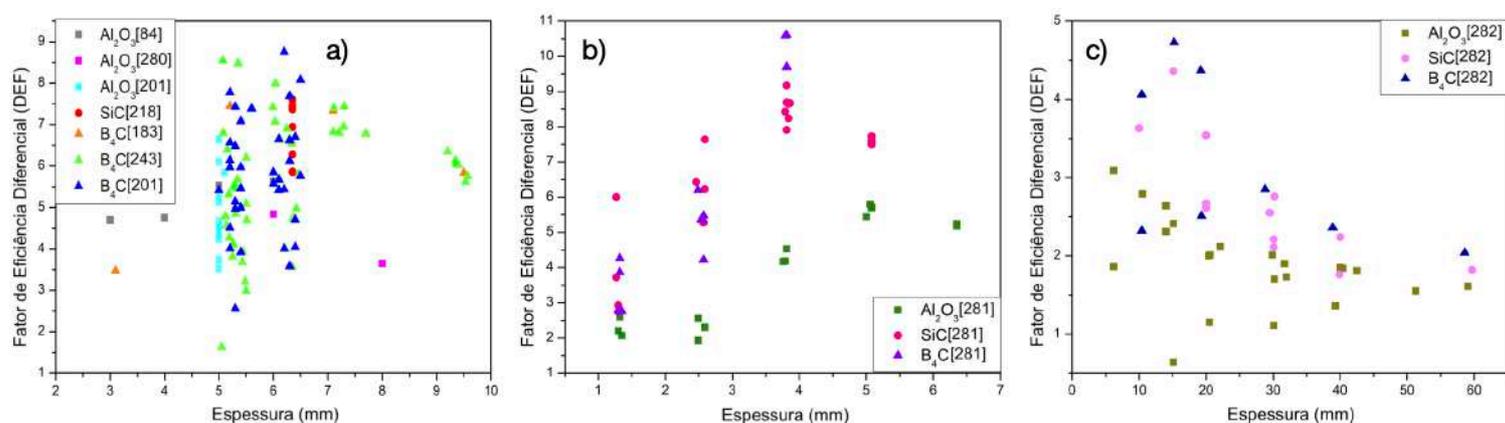


Figura 6.4 - Relação entre fator de eficiência diferencial e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de tungstênio. Dados obtidos de [84,183,201,218,243,280–282].

A Figura 6.5 mostra os resultados da eficiência de espessura aplicada aos diferentes calibres. Este tipo de análise demonstra a eficiência da espessura da cerâmica em parar os projéteis. Para os projéteis calibre 7.62 AP, a alumina com espessura de até 5 mm apresentou resultados superiores; a mesma espessura foi mais eficiente na redução da penetração do projétil quando comparada à cerâmica de carbeto de boro. Em contraste, a eficiência da espessura da cerâmica de alumina apresentou o pior desempenho para os outros dois calibres de projéteis. A cerâmica com a melhor eficiência de espessura foi novamente o carbeto de silício testados contra os calibres .30 AP M2 e haste de tungstênio. Seus resultados se destacam pelas diversas espessuras e tipos de projéteis analisados. As cerâmicas de carbeto de boro, apesar de apresentarem desempenho intermediário (principalmente em calibres com maior energia cinética), em alguns casos, contra projéteis de haste de

tungstênio, demonstraram desempenho muito próximo ao das cerâmicas balísticas de alumina.

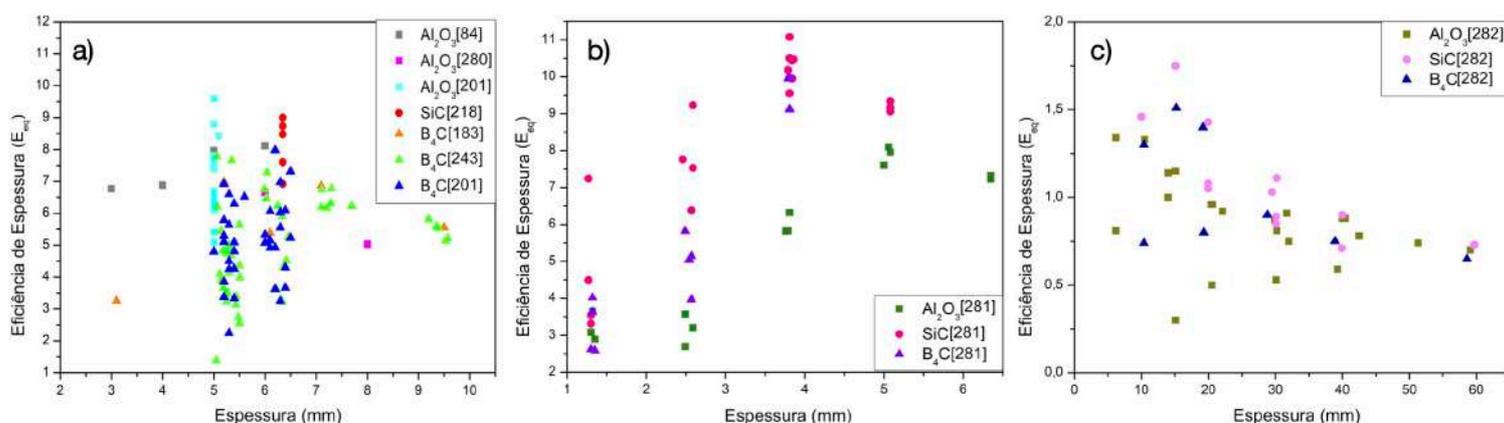


Figura 6.5 - Relação entre eficiência de espessura e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de tungstênio. Dados obtidos de [84,183,201,218,243,280–282].

A Figura 6.6 mostra a relação entre a eficiência de espessura da cerâmica e a energia cinética dos projéteis. Esse tipo de análise transmite informações sobre a espessura dos materiais estudados e correlaciona-os com a energia cinética dos projéteis em diferentes velocidades. Desta forma, pode-se verificar o real papel de cada cerâmica na prevenção da penetração dos projéteis. A alumina se destacou frente aos projéteis calibre 7.62 AP, apresentando excelente desempenho até 3500 J de energia cinética, padrão para esse tipo de projétil. Para energias cinéticas mais altas, ou seja, velocidades de projéteis mais elevadas (acima de 820 m/s), a alumina apresentou queda no desempenho. O carbeto de boro teve o pior desempenho, mesmo em velocidades variadas de projéteis. Seus valores de eficiência de espessura foram sempre os mais baixos. Contra projéteis .30 AP M2 e haste de tungstênio, o melhor desempenho geral foi alcançado pela cerâmica de carbeto de silício, onde a maior parte dos resultados se concentrou em altos valores de eficiência balística. As cerâmicas de alumina e carbeto de boro apresentaram resultados relativamente próximos contra os projéteis de haste de tungstênio. No caso dos projéteis .30 AP M2, a grande dispersão nos resultados do carbeto de boro dificultou uma análise mais conclusiva.

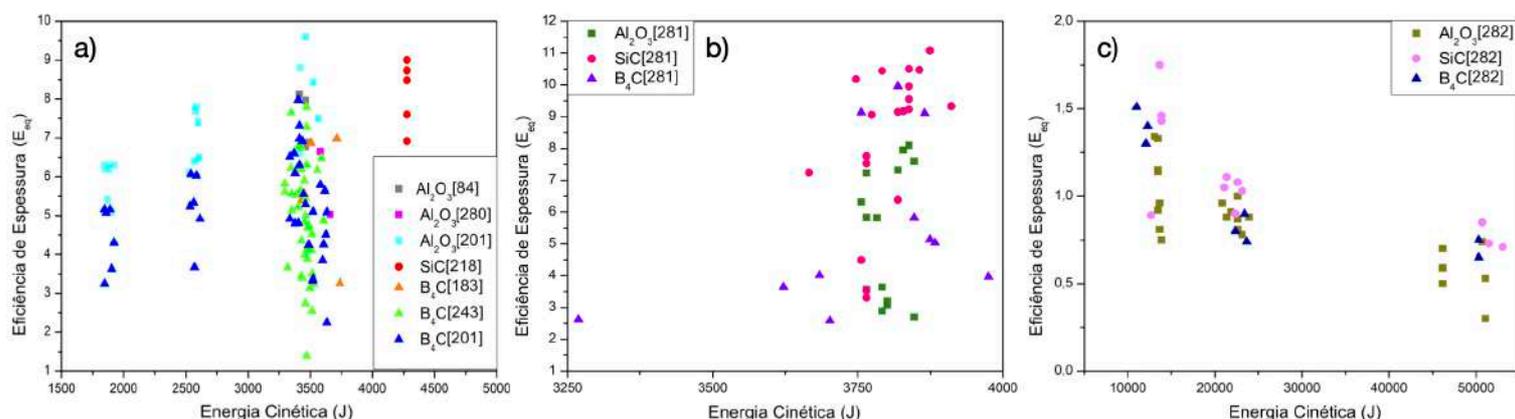


Figura 6.6 - Relação entre eficiência de espessura da cerâmica e energia cinética dos projéteis. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de tungstênio. Dados obtidos de [84,183,201,218,243,280–282].

A Figura 6.7 mostra a relação entre a espessura crítica e a espessura da cerâmica estudada. Existe uma relação linear entre a espessura da cerâmica e a sua capacidade de derrotar os projéteis. Portanto, este tipo de análise ajuda a determinar os limites dos parâmetros característicos e da eficiência de massa. Desta forma, cerâmicas com menores valores de espessura crítica são mais eficientes na parada de projéteis porque a espessura necessária é menor, consequentemente incorporando menos massa ao sistema. Contra a família de projéteis calibre 7.62 AP, a espessura crítica necessária para parar o projétil foi muito maior para o carbeto de boro, destacando uma ineficiência na redução da penetração. Alumina e carbeto de silício apresentaram os menores valores de espessura crítica, demonstrando melhor eficácia de espessura. Contra projéteis .30 AP M2, a alumina apresentou o pior desempenho, necessitando de maior espessura para derrotar os projéteis. O carbeto de boro apresentou resultados intermediários, mas o destaque foi o carbeto de silício, que apresentou menores valores de espessura crítica. Contra projéteis de haste de tungstênio, a alumina e o carbeto de boro apresentaram resultados relativamente próximos, embora com grande dispersão nos valores. Novamente o carbeto de silício apresentou o melhor desempenho, sempre mostrando os menores resultados de espessura crítica.

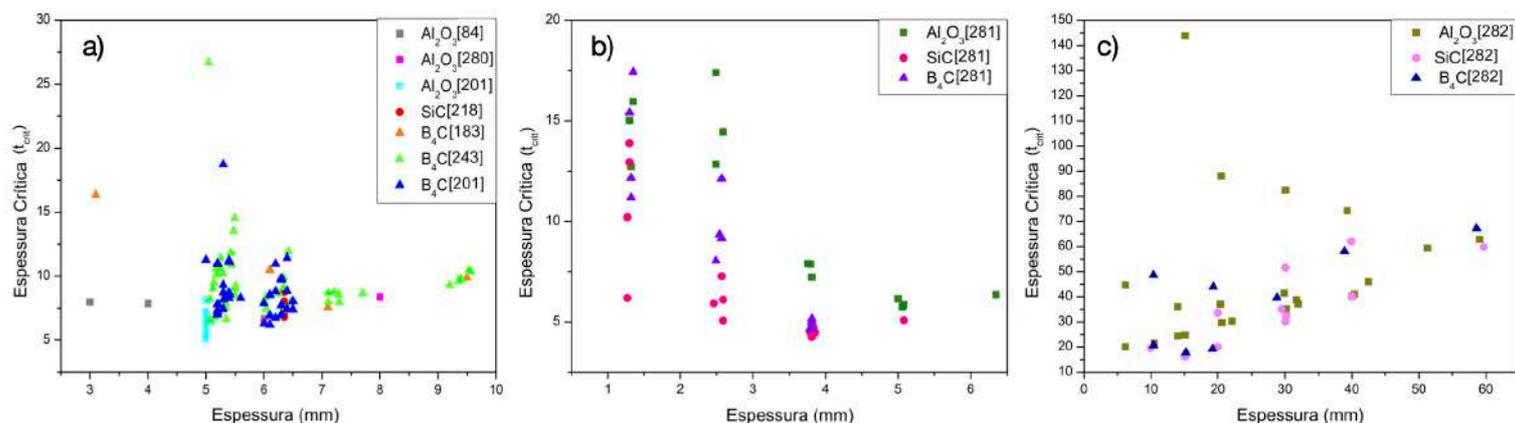


Figura 6.7 - Relação entre espessura crítica e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de Tungstênio. Dados obtidos de [84,183,201,218,243,280–282].

Por fim, o fator de eficiência balística, que indica o desempenho balístico em função da densidade e dos aspectos dimensionais, estão relacionados à espessura das cerâmicas na Figura 4.7. Este tipo de verificação é importante porque valores mais elevados de eficiência balística indicam uma melhor qualidade de o material, dado que esta equação inclui a eficiência de massa e a eficiência de espessura. Contra projéteis calibre 7.62 AP, o carbeto de boro apresentou resultados semelhantes para uma espessura de 5 mm quando comparado à alumina. À medida que a espessura da alumina aumentou, este fator de eficiência diminuiu devido à maior densidade deste óxido em comparação com as outras cerâmicas. Ao considerar projéteis calibre .30 AP M2 e haste de tungstênio, a alumina apresentou o pior desempenho, o que está ligado principalmente à sua maior densidade e à ineficiência em parar projéteis com alta energia cinética. O carbeto de boro apresentou resultados intermediários, onde seu principal diferencial é que sua densidade é muito inferior à das outras duas cerâmicas. Porém, não mostrou muita eficiência em impedir a penetração dos projéteis. O carbeto de silício apresentou o melhor desempenho, como já era esperado, pois esta cerâmica apresentou consistentemente os melhores resultados na capacidade de parar projéteis (já analisados nas demais imagens), aliado a uma densidade relativamente baixa.

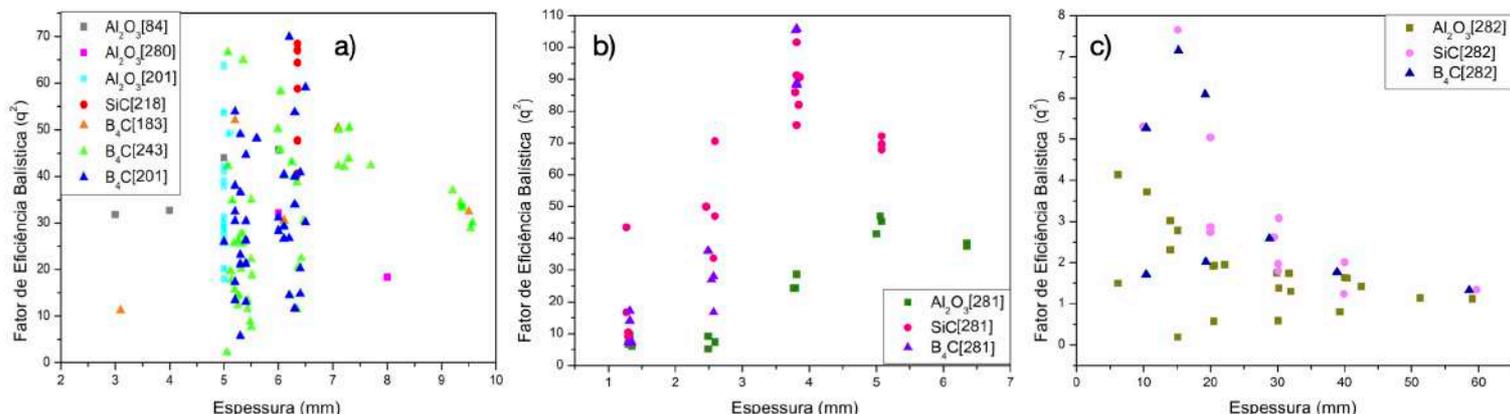


Figura 6.8 - Relação entre fator de eficiência balística e espessura da cerâmica. a) 7.62 AP; b) .30 AP M2; c) Haste de Tungstênio. Dados obtidos de [84,183,201,218,243,280–282].

Em resumo, considerando todos os aspectos avaliados, a alumina apresentou desempenho razoável frente à família de projéteis calibre 7.62 AP. Porém, seu desempenho apresentou queda acentuada contra projéteis com maior energia cinética, demonstrando um limite em sua eficácia até aproximadamente 3500 J. Acima deste limite, todos os seus indicadores de eficiência ficaram entre os resultados mais baixos quando comparados às demais cerâmicas estudadas. Embora a alumina apresentasse um DOP diferencial satisfatório, a maior densidade deste composto em relação ao carbeto de boro e ao carbeto de silício resultou em valores de desempenho inferiores, por exemplo, nos parâmetros que abordam a eficiência de massa.

Surpreendentemente, o carbeto de boro, considerado pelo consenso popular e defendido por diversos autores como o melhor material cerâmico balístico [32,49,81,179,281], não apresentou resultados satisfatórios nos testes. Contra projéteis calibre 7.62 AP, este material apresentou resultados muito próximos da alumina para praticamente todos os fatores avaliados. Porém, não é possível definir um consenso sobre o desempenho devido à grande variação nos dados. Além disso, para os projéteis calibre .30 AP M2 e haste de tungstênio, o carbeto de boro apresentou em muitos casos um resultado ligeiramente superior ao da alumina ou um comportamento muito semelhante. O desempenho insatisfatório do carbeto de boro torna-se ainda mais dramático quando relacionado à sua densidade (aproximadamente 54% mais leve que a alumina e 26% mais leve que o carbeto de silício), além de um custo de fabricação muito mais elevado. Além disso, as amostras analisadas apresentaram dureza quase duas vezes maior que a da alumina. Este fator refuta a suposição comum de que o desempenho balístico das cerâmicas está

diretamente associado à sua dureza [117,181,186,215,216]. No entanto, as incertezas no desempenho podem ser atribuídas ao fenômeno da amorfização (explicado mais adiante no texto), que ocorre quando o carbeto de boro é submetido a altas pressões, como aquelas causadas por projéteis de alta velocidade [182,283,284].

Em contrapartida, utilizando todas as equações comparativas, o melhor desempenho foi obtido pelo carbeto de silício, demonstrando que esta cerâmica possui a melhor relação entre DOP residual, densidade e aspectos dimensionais. Foi possível observar uma clara vantagem em relação às demais cerâmicas nos testes de DOP com calibre .30 AP M2 e projéteis de haste de tungstênio. A única espessura prevista para o calibre 7.62 AP dificulta uma análise conclusiva sobre o desempenho desta cerâmica frente a este projétil. Ao analisar a eficiência de massa e espessura, a vantagem do carbeto de silício fica ainda mais evidente. Vale ressaltar que, embora a dureza do carbeto de silício tenha sido intermediária entre as da alumina e do carbeto de boro, sua resistência à flexão se destacou; em alguns casos, era mais de três vezes maior que o do carbeto de boro.

A Figura 6.9 mostra a relação da dureza e resistência à flexão com o DOP diferencial ( $P_0 - P_b$ ) para revestimentos cerâmicos com espessuras semelhantes. Apesar da aparente dispersão nos valores de dureza, é possível perceber uma certa ligação quando se analisa apenas os dados de carbeto de silício. Houve uma tendência de aumento da eficácia na parada do projétil com o aumento da dureza. Igualmente importante, é possível perceber uma relação entre a resistência à flexão e o DOP diferencial ( $P_0 - P_b$ ) porque existe uma certa correlação entre os resultados. Portanto, os maiores valores de resistência à flexão levaram aos maiores resultados de DOP diferencial e, inversamente, os valores mais baixos de resistência à flexão produziram o menor DOP diferencial. Assim, a partir da análise dos dados dos dois gráficos, fica evidente que tanto a resistência à flexão quanto a dureza têm certa influência no desempenho balístico da cerâmica. Consequentemente, vincular o desempenho da cerâmica balística a uma única propriedade provou ser difícil.

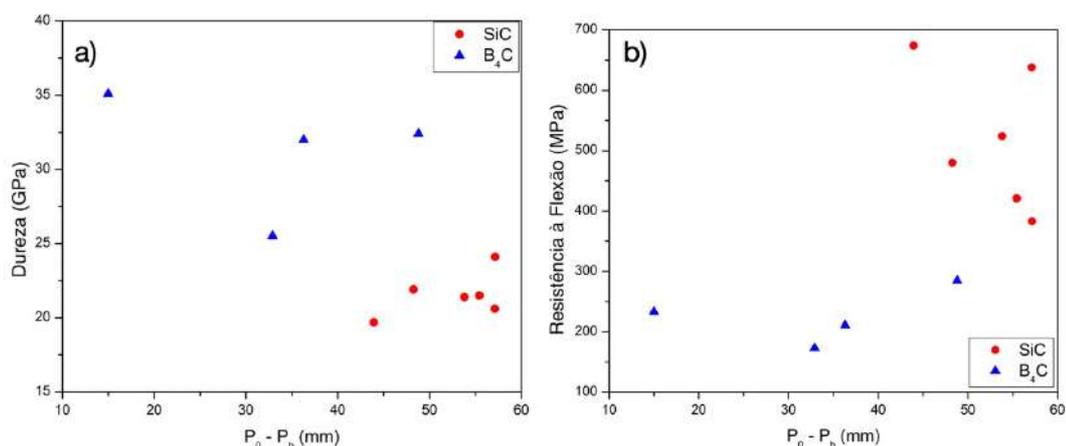


Figura 6.9 - Relação entre DOP diferencial e: a) Dureza; b) Resistência à flexão das cerâmicas de carbeto de boro e carbeto de silício para espessuras semelhantes. Dados obtidos de [183,218,243].

Na Figura 6.10 é possível perceber uma correlação entre o tamanho de grão, dureza e resistência à flexão de revestimentos cerâmicos com espessuras semelhantes. Há uma tendência de tamanhos de grãos menores favorecerem a resistência à flexão. Um tamanho de grão menor promove a formação de mais contornos de grão, favorecendo um caminho mais tortuoso para criar uma grande superfície de fratura e, conseqüentemente, levando a uma maior resistência à flexão. Em contrapartida, é evidente que a dureza não está tão correlacionada com o tamanho do grão, indicando que não afeta a resistência à flexão da mesma maneira. Isto sugere que a dureza do carbeto de boro e do carbeto de silício pode ser controlada principalmente pela química do contorno de grão [285].

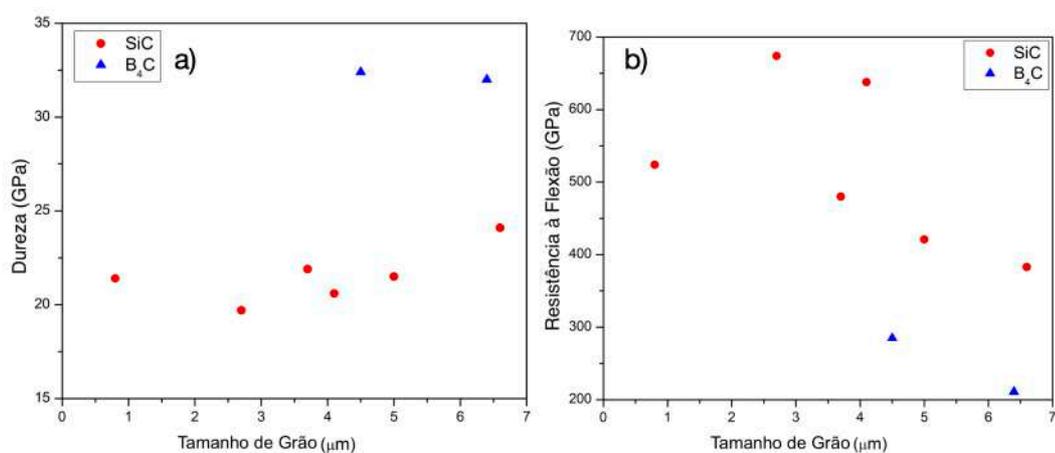


Figura 6.10 - Relação entre tamanho de grão e: a) Dureza; b) Resistência à flexão de cerâmicas balísticas de carbeto de boro e carbeto de silício para espessuras semelhantes. Dados obtidos de [183,218].

## 6.8 MECANISMO DE PROTEÇÃO BALÍSTICA

Em um estudo envolvendo cerâmica balística, talvez o passo mais difícil seja correlacionar as propriedades obtidas em testes estáticos com o desempenho dinâmico do material durante um evento balístico. Porém, primeiro é necessário compreender os processos e mecanismos presentes durante o impacto. Os processos que ocorrem em um evento balístico podem ser descritos pelo seguinte [182,286]:

- 1) O projétil atinge a cerâmica, transmitindo energia cinética.
- 2) Uma onda de choque é gerada na cerâmica, causando tensões de compressão, tração e cisalhamento.
- 3) São gerados um cone hertziano e fissuras radiais.
- 4) A cerâmica devolve a tensão ao projétil.
- 5) O projétil é deformado ou quebrado.
- 6) Fragmentos do projétil e da cerâmica podem continuar a penetrar na camada cerâmica.
- 7) Os fragmentos podem entrar em contato com a camada de suporte e serem parados.
- 8) Deformação residual pode ser criada na parte traseira do sistema de blindagem.
- 9) O momento é transferido para o corpo do usuário.

Durante vários anos, foram estudados os danos resultantes do impacto de projéteis na cerâmica. Testes de queda de peso quase estáticos foram vinculados a testes AP, onde foram encontrados mecanismos de danos semelhantes. Esses estudos identificaram danos de curto alcance associados às tensões quase estáticas geradas pela frente de tensão que se propaga na cerâmica. Além disso, também foram identificados danos dinâmicos de longo alcance relacionados a múltiplas ondas de choque refletidas. Danos quase estáticos ocorrem na forma de fissuras de tração radiais resultantes da flexão biaxial; começa na face oposta do ponto de impacto e se espalha ao longo da espessura como uma fissura semi-elíptica. Além disso, devido à alta energia cinética e à alta tensão de compressão, uma trinca cônica hertziana ocorre na borda do ponto de impacto e se propaga através da espessura até a superfície posterior [49,287].

Igualmente importante, o dano dinâmico é gerado por ondas de choque refletidas na interface da cerâmica e da camada de revestimento. As ondas refletidas

originam-se das ondas de choque geradas no lado impactado da cerâmica desde o estágio inicial do impacto. A diferença de impedância entre os dois materiais (cerâmica e placa de apoio) influencia a reflexão e a refração da onda de choque [21,246,288,289]. Portanto, quando a onda de choque atinge a interface entre a cerâmica e a placa de apoio, ondas de reflexão são geradas e se propagam na direção oposta em direção à superfície de impacto. Porém, a cerâmica é comprimida pelo impacto e fica mais densa que seu estado original, além de apresentar trincas causadas pela onda inicial. Esses fatores influenciam a velocidade da onda refletida, que após um pequeno atraso é seguida pela ruptura da cerâmica [44,49,124,243,290].

Atrasar a falha da cerâmica balística, mesmo que por microssegundos, pode promover a erosão dos projéteis. Para que isso ocorra, é necessário reduzir o momento fletor e conseqüentemente reduzir o aparecimento de danos quase estáticos. A redução do dano dinâmico também é muito importante para o desempenho de corpos cerâmicos sujeitos a múltiplos impactos [49].

Uma blindagem eficiente evita a penetração do projétil com peso e custo mínimos por unidade de área. Pode ser necessária uma armadura espessa para superar o projétil; portanto, para reduzir o peso, os danos ao projétil devem ser maximizados e os danos à armadura devem ser minimizados. Nos primeiros microssegundos de impacto, fissuras e erosão reduzem a massa e a velocidade do projétil, aumentando a área de contato sobre a qual a energia é dissipada, reduzindo a tensão de impacto e aumentando o volume de material que contribui para a dissipação de energia. Assim, aniquilar o projétil é a primeira opção, o que levou à necessidade da alta dureza da cerâmica, que fratura e erode os projéteis [49,258]. Contudo, a quantidade de energia cinética absorvida pelos corpos cerâmicos é limitada pela sua baixa tenacidade à fratura e resistência à flexão; assim, esse excesso de energia cinética é absorvido pela segunda camada de armaduras compostas, o que reduz as tensões de flexão no substrato e evita falhas cerâmicas prematuras. Portanto, a resistência à flexão e a tenacidade à fratura são propriedades muito importantes porque evitam o colapso da armadura cerâmica, particularmente no caso de múltiplos impactos, o que é um pré-requisito para a classificação do nível de armadura balística por vários padrões em todo o mundo [49–53].

Para superar eficazmente o impacto, a cerâmica deve ser suficientemente robusta para quebrar ou deformar o projétil e reduzir a energia cinética suficientemente para que não haja deformação excessiva na camada de suporte. A

deformação traseira excessiva resulta em trauma contuso para o usuário. O pior cenário é a penetração do projétil ou fragmentos no corpo do usuário, o que resulta na total ineficiência do sistema de proteção diante do impacto e pode ter consequências fatais [182,291].

## 6.9 REQUISITOS MECÂNICOS PARA CERÂMICA BALÍSTICA

Devido à natureza dinâmica do impacto balístico, o desempenho da cerâmica balística não pode ser correlacionado com uma única propriedade estática. Estas propriedades e sua relação com o desempenho balístico estão descritas na Tabela 6.5. Todas as propriedades relacionadas ao desempenho balístico são diretamente afetadas pela microestrutura da cerâmica. Assim, o controle microestrutural é muito importante para o desenvolvimento de cerâmicas balísticas de alto desempenho. Entretanto, uma simples comparação dessas propriedades não pode substituir os testes balísticos para determinar a real eficiência de um sistema de superação dos projéteis, mas servem como uma triagem inicial promissora [182].

Tabela 6.5 - Propriedades dos materiais e seu papel no desempenho balístico.

Propriedades	Efeito no desempenho balístico
Microestrutura	
Tamanho de grão	
Fases menores	
Transformação de fase ou amorfização (induzida por estresse)	Afetam todas as propriedades listadas na coluna da esquerda abaixo
Porosidade	
Densidade	Peso do sistema de proteção
Dureza	Danos ao projétil
Módulo de elasticidade	Propagação de ondas de tensão
Resistência à Flexão	Resistência a múltiplos impactos
Tenacidade à fratura	Resistência a múltiplos impactos, durabilidade em campo
Modo de fratura (inter vs. trans granular)	Absorção de energia

Fonte: [182]

### *Densidade e espessura*

A espessura tem uma influência significativa nos resultados balísticos da cerâmica [292,293]; isso pode ser confirmado através da análise das Figuras 6.2 a 6.8. Além disso, outros estudos também mostram um aumento linear no desempenho balístico em cerâmicas de alumina e carbetos de silício com o aumento da espessura [195,243,283]. No entanto, o mesmo comportamento não pode ser visto em cerâmicas de carbetos de boro (conforme explicado mais adiante neste texto) [195]. Um fator muito importante na análise de cerâmicas balísticas é determinar a relação entre densidade, espessura e desempenho. Assim, não é possível simplesmente aumentar a espessura de uma cerâmica sem considerar o peso do sistema de proteção, pois há uma tendência crescente de buscar um desempenho eficiente em relação à densidade da cerâmica [20]. Portanto, o peso é um dos principais fatores limitantes dos sistemas de proteção balística, e o desenvolvimento de novos sistemas visa inteiramente melhorar a relação peso/desempenho [17,30,31]. O uso de proteção balística pesada pode causar redução da mobilidade, o que é crítico em muitas situações operacionais. Além disso, o uso de armaduras pessoais pesadas pode acarretar riscos ergonômicos e consequências de longo prazo para a saúde do usuário [4,32].

### *Microestrutura*

A microestrutura dos materiais cerâmicos é de suma importância porque suas características afetam diretamente as propriedades mecânicas das placas [284,294] e conseqüentemente seu desempenho balístico. A escolha entre processos de fabricação, como sinterização por prensagem a quente, sinterização em estado sólido ou sinterização em fase líquida, pode influenciar diretamente a porosidade e as fases secundárias. No caso do carbetos de boro, essas fases menores podem ser inclusões de grafite e carbono, o que pode levar à diminuição do módulo de elasticidade dependendo das fases formadas. Porém, a porosidade é a mais prejudicial porque causa a maior redução no módulo de elasticidade. Esses efeitos podem ter um impacto extremo no desempenho balístico. Outro fator importante é o tamanho do grão, que também afeta as propriedades da cerâmica. Tanto a resistência à flexão quanto a dureza diminuem com o aumento do tamanho do grão. Assim, a microestrutura deve ser cuidadosamente controlada para atingir as propriedades desejadas [182].

A pressão de impacto gerada depende do módulo de volume, da resistência ao escoamento e da densidade da cerâmica, bem como da velocidade do projétil [295]. Quando esta pressão excede o limite crítico, podem ocorrer amorfizações ou transformações de fase em certos materiais cerâmicos. A amorfização é um mecanismo de rápida dissipação de energia induzida por choque que envolve rearranjo atômico. Este fenômeno é um mecanismo de deformação exibido por alguns materiais quando são submetidos a cargas de alta taxa de deformação [296]. De acordo com o seu diagrama de fases, o carbeto de boro não é um composto de linha, o que leva à amorfização local sob alta pressão [228,237,297]. Este comportamento foi verificado em alguns estudos com impactos balísticos de alta energia cinética, nos quais o desempenho do carbeto de boro foi inferior ao esperado, principalmente em comparação com o carbeto de silício, mais denso e macio [276,278,298]. Em contraste, o carbeto de silício é um composto de linha que não sofre amorfização em altas pressões dinâmicas [182,298]. No entanto, o carbeto de silício pode exibir transformações de fase induzidas por pressão que podem ter efeitos adversos no seu desempenho de impacto balístico [299].

#### *Dureza e tenacidade à fratura*

Na maioria dos materiais, a dureza e a tenacidade à fratura tendem a seguir uma relação inversa. Para cerâmica balística é necessária uma dureza superior à dos projéteis. É também desejável que a tenacidade à fratura seja a mais alta possível, o que pode melhorar a capacidade de um material resistir a vários impactos e reduzir a quebra [182]. Essa relação entre as duas propriedades pode ser observada na Figura 6.11 [11,184,214,218,229,275,300,301], na qual são comparadas cerâmicas de alumina, carbeto de silício e carbeto de boro.

Uma diminuição geral na dureza pode ser claramente vista à medida que a tenacidade à fratura aumenta. Alguns autores sugerem que a dureza da cerâmica só precisa ser maior que a do projétil [218]. Portanto, é necessário que os valores sejam maiores que aqueles do núcleo de carbeto de tungstênio-cobalto/carbeto de tungstênio ponta AP comumente usado em projéteis. O carbeto de boro apresentou a maior dureza e conseqüentemente a menor tenacidade à fratura. O carbeto de silício apresentou a melhor relação entre as duas propriedades, seguido pela alumina, que ocupa posição intermediária.

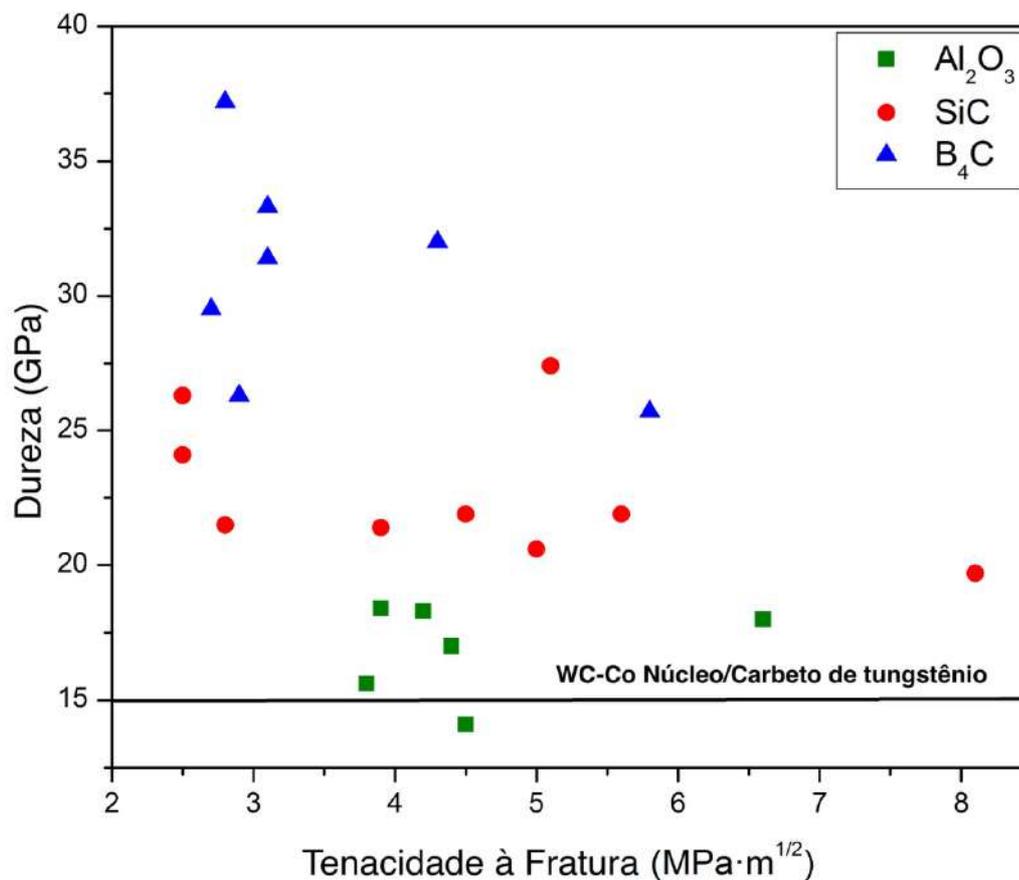


Figura 6.11 - Relação entre dureza e tenacidade à fratura de cerâmicas balísticas. Dados obtidos de [11,184,214,218,229,275,300,301].

A relação entre dureza e tenacidade à fratura está relacionada principalmente à microestrutura. É extremamente difícil produzir um material que seja ao mesmo tempo resistente à fratura e duro. A fratura intergranular favorece a tenacidade à fratura porque os limites dos grãos aumentam a quantidade de energia necessária para a propagação da trinca. Simultaneamente, a fraca química dos contornos dos grãos permite um deslocamento mais rápido e fácil sob uma carga de indentação, resultando numa diminuição da dureza com o aumento da carga. Em suma, para materiais com alta dureza, é necessário eliminar os limites dos grãos. Entretanto, para alcançar uma alta tenacidade à fratura, é necessário promover contornos de grão para facilitar a fratura intergranular. Portanto, obter uma cerâmica monolítica dura e resistente à fratura é um processo desafiador [124,285,302].

#### *Módulo de elasticidade*

Existe uma relação indireta entre desempenho balístico e módulo de elasticidade, que está diretamente ligada à impedância e à propagação de ondas de

choque na cerâmica. Uma placa cerâmica com maior impedância dissipa menos energia no corpo cerâmico e absorve mais energia do projétil. Isto reduz a velocidade de propagação da onda porque velocidades mais altas das ondas transferem rapidamente a energia do ponto de impacto. Uma relação mais direta entre o módulo de elasticidade e o desempenho balístico pode ser estabelecida porque o impacto do projétil induz tensões de flexão consideráveis na cerâmica; conseqüentemente, uma maior rigidez pode resistir melhor a altas deflexões [17].

Além disso, a influência do módulo de elasticidade no desempenho balístico depende do início e do curso da fragmentação, da placa de apoio e do nível de ameaça. Um alto módulo de elasticidade aumenta a resistência balística devido à contribuição da rigidez na deformação por flexão, o que resulta em fragmentação e maior duração da fase de permanência. Portanto, valores mais altos de módulo de elasticidade podem prolongar a interação do projétil com a superfície cerâmica, o que é benéfico para o desempenho balístico. O processo de permanência desempenha um papel significativo quando se trata de danos aos projéteis [186].

### *Resistência à Flexão*

Estudos indicam que a falha em corpos cerâmicos submetidos a impactos balísticos é governada por tensões de flexão [21,187,188]. Após o impacto do projétil, iniciam-se fissuras na superfície posterior da cerâmica devido às altas tensões de tração desenvolvidas a partir da flexão da placa balística [17]. Com base neste mecanismo de falha, a resistência à tração é um dos parâmetros que pode ser atribuído ao desempenho de um material [18,195]. Uma alta resistência à flexão significa que a cerâmica pode suportar uma carga de tração considerável até a sua ruptura. Portanto, a resistência à flexão é uma das propriedades que contribui para a capacidade de uma cerâmica resistir a múltiplos impactos balísticos [182]. Além disso, a armadura balística pode ser submetida a vários disparos automáticos de arma de fogo, onde vários projéteis são disparados contra um único alvo. Conseqüentemente, os sistemas de proteção balística devem resistir a múltiplos impactos ou a blindagem será comprometida [303,304]. Esta necessidade de sistemas de proteção resistirem a múltiplos impactos pode ser confirmada comparando os vários padrões de classificação de armaduras de vários países do mundo [50–53]. São unânimes na sua exigência de que os sistemas de proteção sejam capazes de resistir a mais de um impacto para a sua classificação.

### *Modo de fratura*

O modo de fratura está relacionado à quantidade de energia absorvida pela cerâmica. Num evento balístico, as maiores taxas de tensão estão no local do impacto, e a taxa de tensão diminui à medida que a distância do local do impacto aumenta. Assim, para regiões distantes do ponto de impacto, o modo de fratura com baixa taxa de deformação pode fornecer o mecanismo de falha. Portanto, testes estáticos de flexão podem ser analisados para identificar o tipo potencial de fratura. Em comparação com a fratura transgranular, a fratura intergranular segue um caminho mais tortuoso através dos limites dos grãos que requer mais energia para criar uma superfície de fratura maior, o que conseqüentemente resulta em uma maior tenacidade à fratura [182,285,302]. Esta propriedade facilita a absorção de energia no material e conseqüentemente beneficia a tenacidade à fratura, resultando na capacidade de resistir a múltiplos impactos [182].

## **6.10 VISÃO GERAL**

Ao analisar os objetivos propostos pela revisão, foi possível comparar o desempenho das cerâmicas balísticas primárias através de dados obtidos na literatura por meio de diversas metodologias de comparação. A cerâmica que mais se destacou nos resultados discutidos foi o carbetto de silício. Em contrapartida, o carbetto de boro não produziu os excelentes resultados esperados e, em alguns casos, teve um desempenho inferior ao da alumina. Também foi possível verificar que existe uma relação entre as propriedades estáticas e o desempenho balístico dinâmico das cerâmicas. Porém, apesar das heurísticas relacionarem a dureza ao desempenho balístico, foi demonstrado que não é possível relacionar uma única propriedade ao comportamento da cerâmica sob impacto balístico. Em vez disso, um conjunto de características demonstra uma influência marcante no desempenho das armaduras cerâmicas. Análises posteriores mostraram que cada propriedade tem um papel específico no comportamento balístico da cerâmica.

## **6.11 PERSPECTIVAS FUTURAS**

Estudos têm demonstrado que o controle microestrutural é o fator determinante para o desempenho das cerâmicas balísticas. Neste sentido, é possível obter cerâmicas com elevada dureza e elevada tenacidade à fratura, bem como elevada resistência à flexão e módulo de elasticidade. É necessário um controle rigoroso

dessas características para obter a melhor relação entre essas propriedades-chave, o que é essencial para a produção de cerâmicas balísticas melhoradas. Estes aspectos são fundamentais, principalmente para placas cerâmicas monolíticas que devem resistir a múltiplos impactos. Além disso, os sistemas de blindagem em mosaico são uma alternativa que tem recebido crescente interesse, apresentando diversas vantagens em relação às cerâmicas monolíticas, conforme já relatado [16,21,202,303]. Estes sistemas reduzem a propagação de danos ao longo da cerâmica; assim, o dano concentra-se na parte afetada e no seu entorno. O sistema mosaico atende às especificações normativas para resistir a múltiplos impactos e não exige um grau de controle tão alto sobre as propriedades como o exigido pelas cerâmicas monolíticas. Neste caso, a absorção de energia é realizada principalmente através da deformação por fratura frágil.

Materiais adicionais com grandes perspectivas são os CMCs, que têm sido estudados para aplicações balísticas e comparados com cerâmicas monolíticas nos últimos anos [93,94,98,305]. Atualmente, a maioria dos CMCs são projetados para aplicações em ambientes extremos nas indústrias automotiva e aeroespacial. Os CMCs usam fibras como reforços para melhorar a fragilidade e a resistência à fratura da cerâmica. Essas melhorias tornam esses materiais muito interessantes para uso em armaduras balísticas devido à sua capacidade de resistir a múltiplos impactos. Por último, embora não sejam abordados nesta revisão, os aspectos de design podem ter uma grande influência no desempenho balístico. Por exemplo, a utilização de configurações convexas em revestimentos cerâmicos [203] pode permitir que grande parte das tensões de flexão causadas pelo impacto sejam convertidas em tensões de compressão. Este fenômeno proporciona a resistência considerável das cascas dos ovos e das estruturas em cúpula e arco. Portanto, um design inteligente pode melhorar as propriedades da cerâmica e aumentar o seu desempenho balístico.

## **6.12 CONCLUSÃO**

Nesta revisão, as cerâmicas balísticas primárias foram comparadas utilizando diversos mecanismos de avaliação de desempenho. O desempenho contra projéteis calibre 7.62 AP foi muito semelhante para cerâmicas de alumina e carbetos de boro; além disso, a grande dispersão dos dados dificultou uma análise conclusiva. Quando impactada com projéteis .30 AP M2 e haste de tungstênio, a alumina apresentou os piores resultados, enquanto o carbetos de silício apresentou o melhor desempenho.

Foi observada correlação da dureza e resistência à flexão com o DOP diferencial, indicando que é impossível relacionar apenas uma única propriedade ao desempenho balístico da cerâmica. Além disso, cada propriedade mostrou-se relacionada a um fator importante para o desempenho balístico:

- a) A espessura da cerâmica está diretamente ligada ao desempenho; portanto, a densidade é um fator crucial para proporcionar menor peso ao sistema de proteção.
- b) A microestrutura da cerâmica desempenha um papel importante; suas características afetam diretamente todas as propriedades mecânicas e conseqüentemente o desempenho balístico.
- c) Existe uma relação inversa entre a dureza e a tenacidade à fratura. No entanto, ambas as propriedades são muito importantes porque a dureza corrói e fratura o projétil, enquanto a tenacidade à fratura ajuda a cerâmica a resistir a múltiplos impactos. Portanto, recomenda-se que a dureza seja maior que a do projétil e que a tenacidade à fratura seja a maior possível.
- d) O módulo de elasticidade influencia a propagação da onda de tensão, reduzindo sua velocidade. Além disso, o módulo de elasticidade aumenta o tempo de interação do projétil com a superfície cerâmica, conseqüentemente permitindo que mais energia seja absorvida pela cerâmica.
- e) A resistência à flexão está ligada ao mecanismo de falha das cerâmicas submetidas a impactos balísticos. Portanto, esta propriedade também é necessária para permitir que a cerâmica resista a múltiplos impactos.
- f) O modo de fratura está relacionado à quantidade de energia absorvida pela cerâmica. Portanto, a fratura transgranular é preferível à fratura intergranular porque apresenta um trajeto mais tortuoso, necessitando de mais energia para a propagação da fissura.

Assim, a combinação de diversas propriedades é necessária para alcançar uma cerâmica balística mais eficiente, pois cada propriedade individual contribui de forma crítica para o desempenho da cerâmica nessa aplicação crucial.

**Agradecimentos**

Os autores agradecem ao Centro de Microscopia e Microanálise da UFRGS pelo apoio técnico e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq, processos n. 307761/2019-3 e 308669/2016-9), à Coordenação do Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e ao Programa de Apoio a Núcleos de Excelência da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio Grande do Sul (PRONEX/FAPERGS) pelo apoio financeiro. Este estudo foi financiado em parte pela Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código Financeiro 001.

## CAPÍTULO II

### **Mosaic Ballistic Ceramics: A Review**

Artigo publicado no periódico Journal of Alloys and Compounds Communications

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jacomc.2024.100012>

## 7 CERÂMICA BALÍSTICA DE MOSAICO: UMA REVISÃO

Alexander B. Dresch<sup>1\*</sup>, Fernando Otávio Pizzatto<sup>2</sup>, Janio Venturini<sup>1,3</sup>, Oscar R. K. Montedo<sup>2</sup>, Sabrina Arcaro<sup>2</sup>, Carlos P. Bergmann<sup>1,4</sup>

<sup>1</sup> Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil I

<sup>2</sup> Programa de Pós-Graduação em Engenharia em Ciência dos Materiais e Engenharia, Universidade do Extremo Sul Catarinense, Criciúma, Brazil

<sup>3</sup> Faculdade de Ciências Naturais, Departamento de Química, Universidade Técnica de Munique, Garching bei München, Alemanha

<sup>4</sup> Departamento de Engenharia Industrial, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil

\* Autor correspondente: [alexander.dresch@ufrgs.br](mailto:alexander.dresch@ufrgs.br)

## RESUMO

A fragilidade inerente dos materiais cerâmicos é um obstáculo à produção de cerâmicas resistentes e duras. Além disso, o uso de blindagem de placas cerâmicas monolíticas para aplicações balísticas é desafiador porque as proteções precisam resistir a múltiplos impactos. Uma das soluções são os sistemas de blindagem cerâmica de mosaico, que consistem em telhas cerâmicas dispostas lado a lado. No entanto, há uma grande variedade de formatos de telhas cerâmicas, bem como diferentes dimensões. Ao contrário das cerâmicas monolíticas, os sistemas em mosaico apresentam comportamento diferente quando submetidos a um evento balístico. Como resultado, seus mecanismos de dissipação de energia e as propriedades necessárias para esse propósito são distintos. As principais propriedades das proteções cerâmicas de mosaico são dureza, módulo de elasticidade e tenacidade à fratura, das quais esta última, de acordo com a análise de figuras de mérito, deve ser a mais baixa possível, ao contrário da dureza e módulo de elasticidade, que são desejados para serem os mais altos possíveis. Podemos aproveitar eficientemente os mecanismos de fratura frágil para absorver a energia cinética do projétil durante a fratura da telha cerâmica. Além disso, o material de preenchimento de vãos é de extrema importância, pois permite o confinamento das telhas cerâmicas e reduz a propagação de danos. A análise numérica é uma grande aliada para o estudo de cerâmicas balísticas, e inúmeras variáveis podem ser consideradas, possibilitando resultados muito próximos dos experimentais a um baixo custo. Dessa forma, é possível entender os fatores-chave para a produção de cerâmicas balísticas mais eficientes, bem como obter dados de pesquisa que podem contribuir para a evolução do setor de proteção balística. Nesse contexto, este trabalho apresenta uma revisão de mosaicos cerâmicos para armaduras balísticas.

**Palavras chave:** Mosaico Cerâmico; Armadura Balística; Armadura de Mosaico; Armadura Cerâmica.

## 7.1 INTRODUÇÃO

Cerâmicas avançadas são materiais muito importantes em aplicações de engenharia, com diversas propriedades como alta resistência mecânica, alta dureza e resistência química, além de variadas propriedades ópticas, térmicas e elétricas [59]. Portanto, materiais cerâmicos podem ser usados em componentes eletrônicos [60], biomedicina [102], indústria aeroespacial [62,63] e blindagem balística [36,64]. No campo da blindagem balística, materiais cerâmicos avançados são excelentes para este tipo de aplicação [7–9,306]. As aplicações para cerâmicas balísticas podem variar de uso pessoal à construção, aeronaves e veículos. Além disso, a maioria das tecnologias atuais são aplicadas em veículos blindados e coletes à prova de balas [54].

A maioria dos sistemas de proteção individual é composta por uma única camada de tecido, o que limita a proteção a projéteis de baixa energia cinética [72]. Para proteção contra projéteis de alta velocidade e alta energia, uma camada adicional de armadura – conhecida como sistema de armadura multicamadas (MAS) – é necessária [55]. Essa camada adicional é a primeira barreira impactada pelo projétil e geralmente é composta por um material cerâmico [56]. Da mesma forma, as propriedades mecânicas e a baixa densidade estão entre as principais vantagens das cerâmicas balísticas em comparação a outros materiais para a mesma finalidade [12–14]. As cerâmicas têm uma densidade em torno de 2,42-3,95 g/cm<sup>3</sup>, o que impacta significativamente o peso das proteções e conseqüentemente a mobilidade do usuário [4,32,80]. Além disso, esses materiais são resistentes o suficiente para absorver a maior parte da energia cinética do impacto, porque são rígidos o suficiente para fragmentar e corroer os projéteis, além de dissipar a energia recebida [14,117].

A escolha da cerâmica balística ideal depende de uma combinação de vários critérios, como peso, resistência a múltiplos impactos, absorção de energia e resistência a danos [3,88,180]. Assim, as principais propriedades necessárias durante um evento balístico são módulo de elasticidade, resistência à flexão, dureza e tenacidade à fratura [16,33]. No entanto, o comportamento frágil inerente aos materiais cerâmicos pode ser um fator limitante ou mesmo desafiador [33,34]. Quando um projétil atinge e penetra uma placa cerâmica monolítica, ocorre uma extensa fragmentação da placa devido à fratura frágil. Esse comportamento pode comprometer a capacidade da armadura de suportar múltiplos impactos [303].

Uma das maneiras de contornar o comportamento frágil da cerâmica em aplicações balísticas é por meio do uso do sistema de mosaico, que consiste em um painel balístico composto por múltiplas peças cerâmicas menores dispostas em um mosaico. Portanto, quando a proteção cerâmica é atingida, a propagação do dano é reduzida por ser concentrada em uma área menor [202,303]. Assim, o sistema de mosaico é adotado para melhorar a capacidade à prova de balas contra múltiplos impactos [16]. No entanto, há um grande número de estudos envolvendo cerâmicas de mosaico mostrando que a adoção do design do ladrilho, bem como o material usado na interface, tem uma influência significativa no desempenho desse tipo de sistema [21,202,217,303,307]. Além disso, as propriedades necessárias e os métodos de dimensionamento são diferentes daqueles usados em outros sistemas de proteção, como sistemas de proteções cerâmicos monolíticos, por exemplo [17,34,80,88,117].

Uma das maneiras de contornar o comportamento frágil da cerâmica em aplicações balísticas é por meio do uso do sistema mosaico, que consiste em um painel balístico composto por múltiplas peças cerâmicas menores dispostas em um mosaico. Portanto, quando a proteção cerâmica é atingida, a propagação do dano é reduzida por ser concentrada em uma área menor [202,303]. Assim, o sistema mosaico é adotado para melhorar a capacidade à prova de balas contra múltiplos impactos [16]. No entanto, há um grande número de estudos envolvendo cerâmicas mosaico mostrando que a adoção do design do ladrilho, bem como o material usado na interface, tem uma influência significativa no desempenho desse tipo de sistema [21,202,217,303,307]. Além disso, as propriedades necessárias e os métodos de dimensionamento são diferentes daqueles usados em outros sistemas de proteção, como sistemas de ladrilhos cerâmicos monolíticos, por exemplo [17,34,80,88,117].

Neste trabalho, foi abordado uma revisão abrangente das diferenças, bem como os critérios de seleção entre sistemas de proteção balística monolítica e cerâmica de mosaico. Além disso, os fenômenos envolvendo o impacto balístico sobre os ladrilhos de mosaico, bem como o efeito da geometria dos ladrilhos serão apresentados. Finalmente, as propriedades necessárias das armaduras de mosaico serão analisadas, além de formas de avaliar o desempenho e o dimensionamento deste tipo de sistema. A pesquisa abrange trabalhos de 1967 até os dias atuais.

## 7.2 SISTEMAS DE CERÂMICA BALÍSTICA

Cerâmicas avançadas aplicadas em proteções balísticas apresentam inúmeras vantagens em comparação a outros tipos de proteções, como placas metálicas; no entanto, a fragilidade inerente das cerâmicas implica que algumas soluções de engenharia são necessárias para tornar esses materiais viáveis [34,44,100,102]. Uma estratégia é a adoção de muitos sistemas de proteção cerâmica, além de subsistemas, cada um deles tentando contornar alguma solicitação específica. Atualmente, a proteção cerâmica pode ser dividida em dois grandes sistemas de proteção balística: cerâmica balística monolítica e cerâmica balística de mosaico [32,303,308,309]. A escolha do sistema leva a diferentes requisitos de dimensionamento. Uma placa cerâmica monolítica precisa ter grande resistência à flexão, além de alta tenacidade à fratura, pois esse sistema de proteção não pode colapsar durante o primeiro impacto e precisa ser capaz de suportar vários tiros [59,80]. Por outro lado, placas cerâmicas em mosaico, que são compostas por vários ladrilhos menores, não levam a preocupações sobre a falha catastrófica da proteção cerâmica, pois os danos dos impactos são concentrados em cada ladrilho ou em seus arredores. Portanto, alta dureza e alto módulo de elasticidade são necessários, pois este sistema utiliza o mecanismo de fratura do material cerâmico para ajudar a absorver a energia cinética do impacto [17,34,88,117,303].

O impacto balístico é um evento dinâmico que causa efeitos complexos em armaduras cerâmicas. No ponto de impacto do projétil, altas cargas compressivas são geradas, causando as rachaduras características conhecidas como rachaduras cônicas hertzianas [260,310]. Além disso, na face oposta da armadura cerâmica, também ocorrem rachaduras de tração por flexão [49]. O impacto gera tensões de compressão e cisalhamento ao longo da espessura do material, e tensões de tração e cisalhamento perpendiculares à espessura da cerâmica, além de rachaduras devido à propagação de ondas de choque [21,187,188]. Na Figura 7.1, é possível visualizar as forças envolvidas no evento balístico. Em armaduras cerâmicas monolíticas, o dano pode se propagar por toda a placa e, se a cerâmica não tiver resistência à flexão e tenacidade à fratura adequadas, toda a capacidade de suportar múltiplos impactos será comprometida [16,33,59,188]. Em armaduras cerâmicas de mosaico, os esforços são confinados a apenas um ladrilho cerâmico ou seus arredores; desta forma, a telha certamente irá trincar, mas sem comprometer a capacidade de impacto múltiplo do sistema [16,21,202,303].

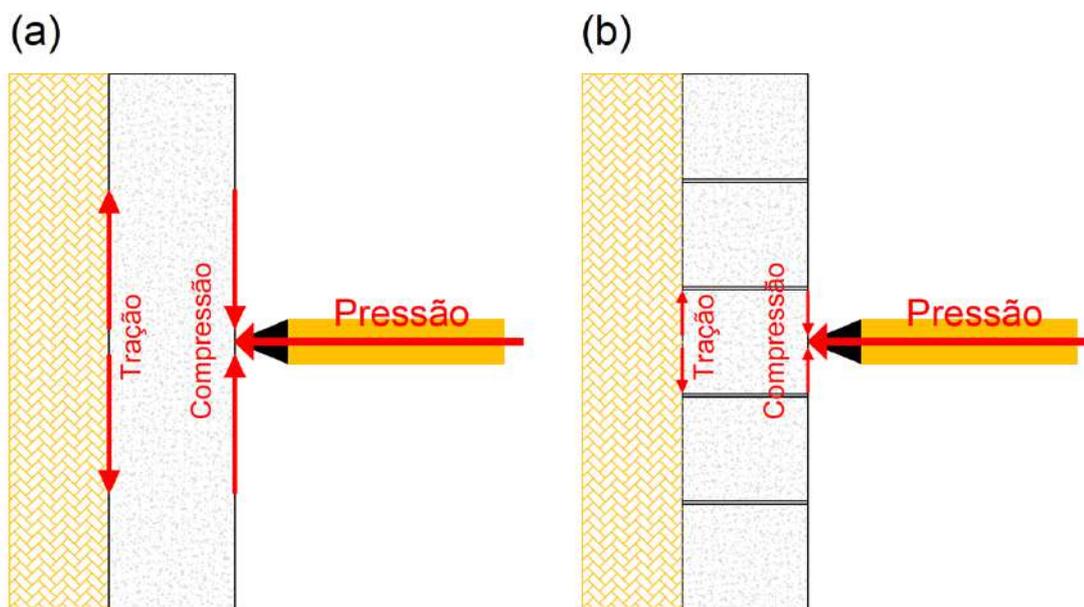


Figura 7.1 - Esquema das forças envolvidas no impacto balístico: (a) armadura cerâmica monolítica; (b) armadura cerâmica de mosaico.  
Fonte: Elaborado pelo autor.

### 7.2.1 CERÂMICA BALÍSTICA MONOLÍTICA

A facilidade de fabricação é a principal vantagem do sistema de placas cerâmicas monolíticas. Consequentemente, a adoção desse sistema acaba produzindo sistemas de blindagem mais baratos em comparação a outros modelos de proteção. No entanto, a produção desse tipo de cerâmica com propriedades balísticas satisfatórias é desafiadora [59]. Suportar múltiplos impactos é a principal dificuldade para placas monolíticas, e esse fator é um requisito de proteção imposto por diversas normas ao redor do mundo [50–52,80]. Para atender a essas solicitações, as placas cerâmicas precisam ter alta resistência à flexão e alta tenacidade à fratura [80,182,303,304]. Além disso, a cerâmica precisa ter alta dureza, para fraturar e erodir o projétil [49,258]. A combinação dessas propriedades torna desafiadora a produção de placas balísticas monolíticas que sejam simultaneamente resistentes e duras, pois há uma relação inversa entre tenacidade à fratura e dureza [118,124,285,302].

Além disso, a própria fragilidade inerente ao material cerâmico já indica os obstáculos que devem ser superados para a utilização deste sistema de proteção [102,287]. A cerâmica é naturalmente um material duro e com baixa tenacidade à fratura, portanto, para ser utilizada como cerâmica balística, uma placa monolítica necessita da utilização de materiais avançados, além de um rigoroso controle de

qualidade, para atingir propriedades e resistência muito superiores às das cerâmicas convencionais [7,9,12–14].

Vale destacar uma variação do sistema de blindagem cerâmica monolítica, através da utilização do modelo de placas monolíticas multicamadas. Este sistema utiliza um sanduíche de placas cerâmicas mais finas ao invés de uma única placa mais espessa. A adoção desta alternativa permite uma maior capacidade de suportar múltiplos impactos em comparação ao sistema monolítico convencional [13,202,308,311]. A Figura 7.2 mostra a diferença entre estas duas variações dos sistemas de blindagem que utilizam placas cerâmicas monolíticas, enquanto a Tabela 7.1 apresenta o estado da arte das cerâmicas balísticas monolíticas.

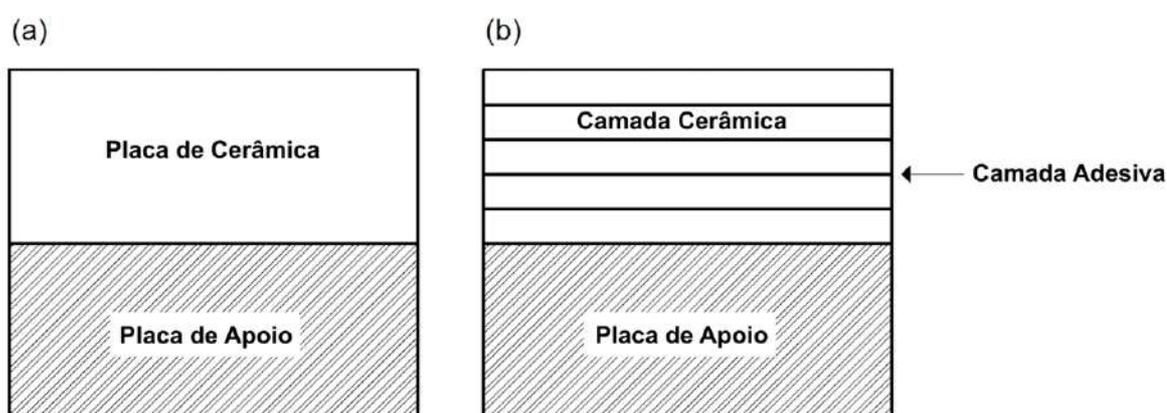


Figura 7.2 - Diferença esquemática entre os dois sistemas de blindagem de placas monolíticas: (a)blindagem cerâmica monolítica; (b)blindagem cerâmica multicamadas.  
Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 7.1 - Estado da arte da cerâmica balística monolítica.

<b>Autores</b>	<b>Assunto estudado</b>	<b>Resumo dos resultados</b>
Swab e outros [93]	Investigaram o estado da arte da cerâmica balística de composto de matriz cerâmica (CMC) em comparação com cerâmica monolítica.	Concluiu-se que as cerâmicas CMC disponíveis comercialmente apresentam pouca evidência de serem superiores às cerâmicas monolíticas.
Dresch e outros [59]	Estudaram a melhoria da resistência à flexão de cerâmicas de alumina através do uso de	A composição de 10% em massa de nitreto de silício foi destacada como promissora para aplicações

	pequenas adições de nitreto de silício.	como placas cerâmicas balísticas monolíticas.
Cui e outros [195]	utilizaram dados publicados na literatura e realizaram uma análise do desempenho balístico de diversas cerâmicas balísticas, incluindo alumina, carbeto de silício, carbeto de boro e diboreto de titânio.	Foi observada a relação entre desempenho balístico e resistência à flexão, mostrando esta relação como um possível critério de avaliação para revestimentos cerâmicos monolíticos.
Akella [13]	Desenvolveu um estudo numérico comparando o desempenho balístico de revestimentos cerâmicos monolíticos e em camadas.	As cerâmicas multicamadas mostraram uma redução na resistência à penetração conforme o número de camadas aumentou. No entanto, quando um adesivo forte é usado na interface das camadas, as cerâmicas multicamadas podem superar as cerâmicas monolíticas.
Hohan e outros [231]	Estudaram a fragmentação induzida de uma cerâmica balística monolítica comercial de carbeto de boro prensada a quente.	Os resultados mostraram que é possível controlar o tamanho dos fragmentos produzidos pelos mecanismos de fragmentação durante o impacto controlando o espaçamento dos defeitos.
Gao e outros [246]	Realizaram experimentos para analisar o efeito da camada adesiva epóxi em sistemas de blindagem multicamadas C/E/C/E/A em comparação ao sistema monolítico convencional C/E/A (cerâmica/epóxi/alumínio).	O desempenho balístico das cerâmicas multicamadas foi melhorado, devido à diminuição da tensão de cisalhamento causada pelo aumento da espessura da camada adesiva.

Nos estudos abordados por Swab e outros. [93] e Dresch e outros. [59], foi possível verificar a necessidade de cerâmicas monolíticas resistirem a múltiplos impactos. Da mesma forma, Akella [13] também abordou a questão da capacidade de

suportar múltiplos impactos das cerâmicas, demonstrando que uma estratégia eficiente seria utilizar a configuração de múltiplas camadas monolíticas. Cada camada cerâmica foi colada com um adesivo epóxi. Os resultados mostraram que o adesivo utilizado na interface influencia diretamente nos resultados. Além disso, Gao e outros. [246] também trataram de cerâmicas multicamadas, envolvendo novamente uma camada de adesivo epóxi entre cada placa cerâmica. O desempenho balístico das cerâmicas multicamadas foi melhorado, devido à diminuição da tensão de cisalhamento causada pelo aumento da espessura da camada adesiva.

Outro ponto em comum ao trabalhar com cerâmicas monolíticas é a necessidade da resistência à flexão. De acordo com os estudos de Cui e outros. [195] e Dresch e outros. [59], há uma clara relação entre desempenho balístico e resistência à flexão, mostrando essa relação como um possível critério de avaliação para placas cerâmicas monolíticas. Além disso, uma alta resistência à flexão permite que a cerâmica monolítica resista a múltiplos impactos, como discutido anteriormente. Finalmente, os resultados de Hohan e outros [231] exibem outra maneira de melhorar o desempenho de cerâmicas monolíticas. A solução mostrou que é possível controlar o tamanho dos fragmentos produzidos pelos mecanismos de fragmentação durante o impacto, controlando o espaçamento dos defeitos. Assim, a fragmentação estava relacionada à orientação e ao espaçamento entre os defeitos. Fragmentos maiores causaram melhor desempenho balístico para placas cerâmicas monolíticas, pois proporcionam melhor erosão ao projétil.

### **7.2.2 CERÂMICA BALÍSTICA DE MOSAICO**

Conforme discutido anteriormente, os sistemas de armadura de cerâmica em mosaico são uma maneira engenhosa de contornar algumas das peculiaridades que envolvem materiais cerâmicos. As cerâmicas têm baixa tenacidade à fratura; portanto, têm baixa ductilidade, razão pela qual são materiais frágeis [312]. Portanto, durante um evento balístico, a cerâmica é danificada na interação com o projétil por meio de uma fratura frágil. Para garantir a capacidade de proteção contra múltiplos impactos, a área danificada ao redor de cada impacto deve ser minimizada [313]. Esse feito é geralmente obtido usando ladrilhos cerâmicos dispostos em mosaicos com lacunas definidas entre eles [313]. As armaduras compostas são geralmente formadas por módulos ou ladrilhos cerâmicos dispostos em um mosaico, suportados por fibras fortes de matrizes orgânicas [314]. Vários estudos demonstraram ao longo dos anos

que as cerâmicas de mosaico apresentaram vantagens no desempenho balístico em comparação com uma placa cerâmica monolítica [21,315–317]. Ao contrário das cerâmicas monolíticas, as cerâmicas em mosaico podem controlar eficientemente a zona danificada, de modo que o dano pode se estender às telhas adjacentes no máximo. Isso demonstra que a cerâmica em mosaico pode atingir capacidade de proteção contra múltiplas impactos [180,315,318].

Em cerâmicas de mosaico, vários ladrilhos são montados em uma matriz padronizada, portanto, durante um evento balístico, a destruição de um ladrilho causaria danos mínimos aos outros ladrilhos, reduzindo a propagação de danos e rachaduras na proteção [319]. Além disso, o espaço entre cada ladrilho deve ser preenchido por algum componente, e a escolha do material de preenchimento de lacunas tem uma forte influência na propagação de danos aos ladrilhos adjacentes [319]. Além disso, a geometria dos mosaicos pode influenciar significativamente o desempenho balístico [16,320]. Os formatos dos ladrilhos afetam o tempo de interação entre a cerâmica e os projéteis. Por fim, a geometria dos ladrilhos pode influenciar o preenchimento de lacunas [16,319]. A Tabela 7.2 mostra o estado da arte da cerâmica balística de mosaico.

Tabela 7.2 - Estado da arte da cerâmica balística de mosaico.

<b>Autores</b>	<b>Assunto estudado</b>	<b>Resumo dos resultados</b>
Seifert e outros [313]	Examinaram a influência da posição de impacto e do espaço entre as telhas cerâmicas no desempenho balístico de peças de mosaico de cerâmica/metal.	O impacto na borda do azulejo cerâmico quadrado (48,9 mm x 48,0 mm x 10 mm) resultou em uma maior velocidade residual ( $V_r$ ) em comparação com um impacto direto na lacuna entre os azulejos.
Hazell e outros [303]	Estudaram o efeito da proximidade de um ponto de impacto central a uma superfície livre no desempenho balístico da blindagem cerâmica, variando o tipo de cerâmica	Ladrilhos cerâmicos quadrados com espessura de 7,5 mm foram usados em dimensões de 33 mm x 33 mm, 51 mm x 51 mm, 66 mm x 66 mm e 85 x 85 mm. O efeito de borda foi considerado insignificante para uma proximidade de impacto de aproximadamente 30-35 mm.

	e o tamanho do revestimento.	
Gao e outros [315]	Realizaram testes balísticos para avaliar a resistência à penetração de blindagens em diferentes construções contra projéteis perforantes de 12,7 mm.	Foram utilizados ladrilhos cerâmicos quadrados medindo 50 mm x 50 mm, com espessuras variando entre 3 e 6 mm. Placas cerâmicas de mosaico tiveram vantagem em casos de múltiplos impactos em comparação a uma única placa balística cerâmica.
Hu e outros [16]	Realizaram estudos balísticos combinando a camada frontal rígida com o suporte traseiro flexível, utilizando 3 geometrias nos mosaicos.	Todas as placas cerâmicas foram testadas em espessuras de 8 mm. Cada formato tinha as seguintes dimensões: 1) cilíndrico com 13 mm de diâmetro; 2) hexagonal com 30 mm entre cada face paralela; 3) quadrado com um lado de 50 mm. Os resultados mostraram que a adoção do sistema mosaico pode prolongar o tempo de interação entre o projétil e a cerâmica. Além disso, a geometria das placas cerâmicas influenciou significativamente o comportamento balístico.
Jiusti e outros [21]	Avaliou-se o desempenho balístico de painéis de mosaico hexagonal de alumina com diferentes condições de preenchimento: sem preenchimento, usando epóxi e usando geopolímero.	Os painéis de mosaico foram compostos por hexágonos de 30 mm de comprimento e 8 mm de espessura. Com o uso de materiais de preenchimento de vãos, o contato com ladrilhos adjacentes foi evitado, resultando em uma área de preservação maior. A maior elasticidade do epóxi permitiu melhor confinamento e maior integridade aos ladrilhos adjacentes.

Çelikbas e outros [321]	Por meio de simulações numéricas, foi investigado o desempenho de revestimentos cerâmicos esféricos com esfericidade variável.	Foram examinados ladrilhos cerâmicos esféricos com valores de raio variando de 0 (plano) a 7 mm. Os resultados demonstraram que ladrilhos cerâmicos com raio de 4,5 mm apresentaram uma melhoria no desempenho de 56%.
Liu e outros [309]	Foram realizados testes em sistemas de blindagem composta de cerâmica com camada cerâmica composta por cilindros, além de simulações numéricas para avaliar penetração e energia cinética.	Telhas cilíndricas de cerâmica com diâmetro de 18 mm e espessura de 18 mm dissiparam cerca de 60% da energia cinética do impacto.
Zhao e outros [322]	Utilizou-se uma abordagem experimental e numérica (elementos finitos), considerando armaduras cerâmicas de mosaico e monolíticas.	Cerâmicas quadradas em mosaicos medindo 20 mm x 20 mm x 5 mm foram testadas. Os resultados mostraram que armaduras cerâmicas em mosaico podem limitar a região danificada em comparação com proteções cerâmicas monolíticas.

Seifert e outros [313] encontraram uma intensa zona de fraqueza expandida, causada por vãos entre os ladrilhos. A área dessas zonas está relacionada ao diâmetro do projétil. Em ladrilhos quadrados de 48,9 mm, impactadas na junta com projéteis de 5 mm de diâmetro, as cerâmicas adjacentes apresentaram uma área superficial em torno de 20% de desempenho balístico reduzido. Além disso, em revestimentos de última geração, que apresentam peças cerâmicas quadradas de 30 mm, essa redução nas propriedades balísticas pode ultrapassar 50% da área do revestimento cerâmico. Por fim, ao considerar que essas telhas cerâmicas são necessárias para suportar impactos de calibres de 7,62 mm de diâmetro, essa perda de taxa de desempenho pode ser ainda maior. No entanto, mais estudos são necessários. Hazell e outros [303] descreveram que um impacto nas bordas dos

ladrilhos apresentam uma redução significativa no desempenho em comparação a um impacto central, devido ao efeito de borda. Por outro lado, em um ladrilho de cerâmica SiC de 7,5 mm de espessura, o efeito de borda mostrou-se insignificante em uma proximidade de impacto de aproximadamente 30-35 mm. Além disso, telhas com diâmetro de 85 mm apresentaram maior fase de permanência em comparação com placas com diâmetro de 33 mm. Assim, a telha de 33 mm de diâmetro acumulou danos em uma taxa mais rápida do que o alvo de 85 mm. A maior extensão de danos causados ao ladrilho de 33 mm de diâmetro leva a menos erosão do projétil, o que consequentemente fornece maior penetração do projétil.

Gao e outros [315] e Hu e outros [16] ambos perceberam em seus estudos que cerâmicas de mosaico têm desempenho balístico superior em termos de capacidade de resistir a múltiplos impactos em comparação a uma única placa de cerâmica. Além disso, eles afirmam que o formato de ladrilho quadrado tem propriedades balísticas superiores em comparação a outros formatos. Além disso, ao analisar a velocidade residual do projétil, eles descobriram que quanto maior a redução na velocidade residual, maior a energia cinética consumida pela armadura. No entanto, dependendo da região impactada pelo projétil na cerâmica de mosaico, haverá uma diferença significativa no desempenho. A pior situação foi observada quando o projétil atingiu a interface entre os ladrilhos, onde uma redução menor na velocidade residual foi demonstrada em comparação às outras regiões impactadas. Zhao e outros [322] entre outras conclusões, demonstraram que a lacuna e o material de preenchimento são importantes, portanto, há uma relação de espaçamento ideal entre as lacunas dos ladrilhos, com uma piora no desempenho balístico quando o tamanho da lacuna é reduzido ou aumentado além das dimensões críticas. Da mesma forma, Jiusti e outros [21], concluiu que o material de preenchimento influencia diretamente no desempenho balístico do sistema de blindagem. O material de preenchimento impede o contato entre os ladrilhos, resultando em uma área de preservação maior. Aspectos dos formatos dos ladrilhos e do preenchimento de lacunas serão discutidos posteriormente em um tópico específico.

### **7.2.2.1 GEOMETRIA DOS LADRILHOS CERÂMICOS**

Os ladrilhos cerâmicos são dispostas em forma de mosaico, podendo utilizar formas hexagonais, quadradas, circulares, esféricas e, às vezes, triangulares [16,306,321]. A escolha do formato de ladrilho cerâmico pode impactar não somente

no desempenho balístico, mas também no custo de produção [313,315]. Hu e outros [16], demonstraram que proteções cerâmicas compostas por mosaicos quadrados apresentaram desempenho balístico superior em comparação às armaduras de mosaico em formas hexagonais e cilíndricas. Por outro lado, seu estudo abrangeu apenas uma configuração específica para cada geometria, o que não é suficiente para assumir definitivamente que o formato quadrado é superior aos demais. Não foram encontrados estudos que apresentem uma análise crítica entre os formatos de placas cerâmicas que permita uma comparação real de desempenho; portanto, a verificação de qual formato apresenta melhores propriedades balísticas permanece prejudicada.

O comportamento balístico das cerâmicas está relacionado ao tamanho dos ladrilhos cerâmicos. Portanto, tamanhos muito pequenos de ladrilhos levam a uma diminuição no desempenho devido à menor resistência das telhas devido ao efeito de borda [303,322,323]. Nesse sentido, simulações realizadas por Zhao e outros [322], verificaram que a dimensão crítica do ladrilhos quadrados de alumina é em torno de 50 mm. Para larguras maiores que 50 mm, o desempenho balístico se mostrou insensível às dimensões. No entanto, tamanhos menores que 50 mm resultaram em uma rápida diminuição no desempenho balístico. Um tamanho maior de ladrilhos geralmente leva a um melhor desempenho balístico, devido à região de concentração de tensões se estender para uma área muito maior, o que implica maior dissipação de energia pela placa traseira.

Hazell e outros [303], demonstraram que o tamanho crítico de ladrilhos quadrados é de 70 x 70 mm considerando as propriedades intrínsecas do material, neste caso uma cerâmica de carbetto de silício. Foi observado que ladrilhos menores levam a uma menor erosão do projétil e conseqüentemente um projétil mais intacto penetra mais na armadura. Alvos maiores apresentam maior permanência nos microssegundos iniciais e menos danos causados pelo projétil. Portanto, um equilíbrio entre tamanho e desempenho é necessário, pois ladrilhos menores apresentam vantagem de custo. Zhang e outros [192], conduziram estudos de ladrilhos cerâmicos de alumina em formatos circulares em que os diâmetros variaram de 30 a 70 mm. Desta forma, verificaram que o desempenho balístico para ladrilhos cerâmicos com diâmetros abaixo de 50 mm foi fortemente afetado pelo tamanho, enquanto o desempenho para ladrilhos cerâmicos acima de 50 mm permaneceu constante.

Embora a abordagem sobre tamanhos de ladrilhos tratada por esses autores seja muito interessante, há muito pouca referência na literatura sobre o assunto, ou

seja, não foram encontradas outras fontes que pudessem convergir para conclusões semelhantes. Além disso, muitos desses estudos compreendem apenas simulações numéricas e, mesmo que seus resultados sejam semelhantes aos observados nos estudos citados anteriormente, ainda carecem de confirmação experimental. Portanto, mais estudos sobre esse tema são necessários, pois a simples escolha do tipo de cerâmica e espessura utilizada pode influenciar significativamente no desempenho e na variação de tamanho dos ladrilhos. Na Figura 7.3 é possível visualizar um esquema da configuração das principais geometrias utilizadas em armaduras cerâmicas de mosaico.

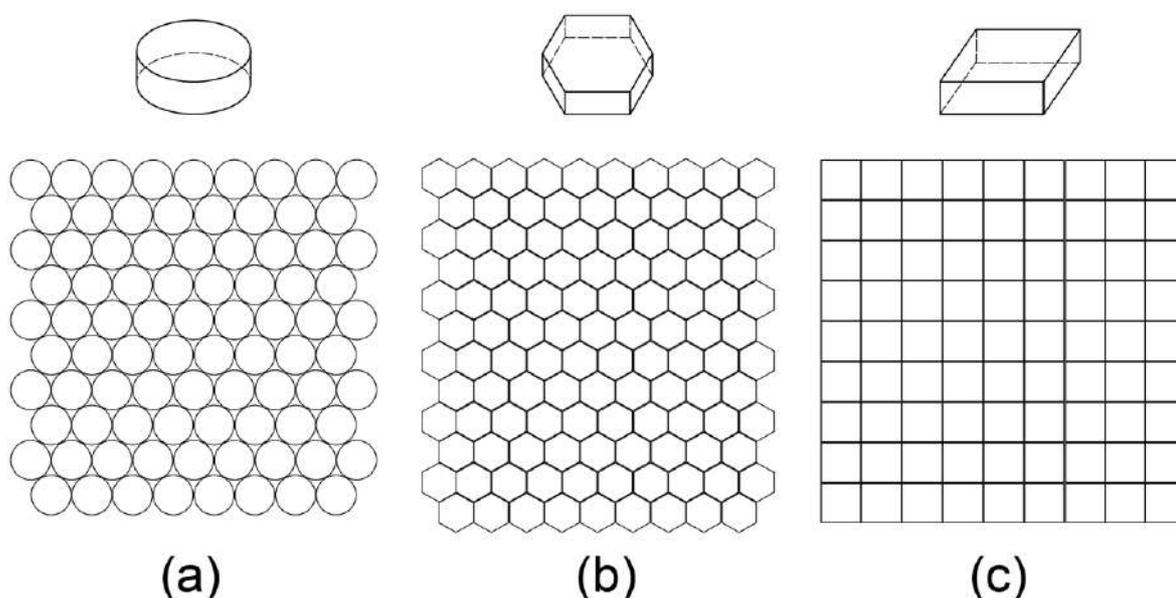


Figura 7.3 - As geometrias da cerâmica de mosaico: (a)cilíndrica; (b)hexagonal; (c)quadrada.

Fonte: Elaborado pelo autor.

Hu e outros [16], ao estudar sistemas de mosaico (cilíndrico com 13 mm de diâmetro; hexagonal com 30 mm entre cada face paralela; quadrado com 50 mm de lado), perceberam que o tempo de interação entre a cerâmica e o projétil é muito importante. Quanto maior o tempo de interação, mais energia cinética do projétil pode ser dissipada. Nesse sentido, para os autores, a geometria em armaduras de mosaico que apresentou o maior tempo de interação entre a cerâmica e o projétil é o formato quadrado. O oposto pode ser dito do formato cilíndrico, que apresenta maior número de vãos entre as peças adjacentes. Os limites de ligação extras podem reduzir o comportamento balístico nas zonas de ligação entre a peça e a placa de apoio, o que resulta em um menor desempenho dessa configuração [16,309]. Nesse contexto, fica

claro que a área de fragilidade corresponde ao vão entre as peças cerâmicas. Ou seja, quanto maior a área de vãos no sistema de mosaico, maior a chance do projétil atingir esse local de menor desempenho. Dentre as configurações de formato apresentadas, o formato cilíndrico apresentou maior área de vãos em comparação aos formatos quadrado e hexagonal. Quanto a uma possível diferença na penetração de projéteis entre as diferentes geometrias utilizadas, não foram encontrados estudos específicos ou dados suficientes que pudessem corroborar uma análise específica.

#### **7.2.2.2 MATERIAIS DE PREENCHIMENTO DE LACUNA**

Por várias razões, a existência de lacunas entre os ladrilhos é necessária. Primeiramente, as lacunas limitam os danos à peça cerâmica afetada e impedem a propagação dos danos de uma peça para outra [313]. O material adesivo usado entre as lacunas dos ladrilhos cerâmicos funciona como uma moldura, inibindo o contato peça a peça, o que mantém o confinamento da telha fraturada e evita que as peças adjacentes se quebrem, bem como a propagação de rachaduras [5,21,187,324–326]. Além disso, o processo de arranjo entre as telhas cerâmicas influencia as lacunas entre as peças. Os espaços entre os ladrilhos também são necessários por razões de custo de projeto e fabricação [313]. Em resumo, com o uso de materiais de preenchimento de lacunas, o contato peça a peça é evitado, o que resulta em uma maior área de preservação da armadura. Nessa configuração, a intensidade de deformação da peça cerâmica é menor do que a do mosaico não preenchido, sugerindo que as peças adjacentes são expostas a cargas menores quando um material de preenchimento é usado.

Vários estudos sobre o confinamento radial de ladrilhos cerâmicos submetidas a impactos balísticos – quando comparados a alvos sem qualquer tipo de confinamento radial – mostraram que a dinâmica de fragmentação da cerâmica aumentou a quantidade de energia cinética absorvida, além de diminuir a profundidade de penetração do projétil na placa de suporte. No entanto, esse comportamento pode variar dependendo da placa de suporte utilizada e da velocidade do projétil durante o impacto [21,324,325,327–332]. Portanto, a inserção de um material de preenchimento nos vãos entre as peças cerâmicas pode reduzir a vulnerabilidade da armadura. Além disso, a presença de um material de preenchimento com impedância diferente da cerâmica leva à transmissão parcial das

ondas de choque, atenuando assim as ondas de choque ao longo do plano de um painel com material de preenchimento.

Em estudos conduzidos por Jiusti e outros [21], placas balísticas de mosaico cerâmico hexagonal foram estudadas e comparadas, utilizando resina epóxi e geopolímero como materiais de preenchimento de lacunas. Os painéis cerâmicos foram compostos por peças hexagonais com 30 mm de cada lado e uma lacuna de 1,2 mm entre cada ladrilho. Munição de calibre 7,62 x 51 mm a uma velocidade de 875 m/s foi usada no teste. Ao analisar o desempenho em relação aos materiais de preenchimento de lacunas utilizados, o geopolímero apresentou desempenho inferior em comparação à resina epóxi. A maior elasticidade do epóxi permite maior integridade da camada adesiva e das peças adjacentes. Além disso, por meio do uso de preenchimento epóxi, é possível confinar as peças cerâmicas nas condições descritas acima. Portanto, devido à sua fácil aplicação, baixo custo e alta disponibilidade, o epóxi é o material ideal para uso no preenchimento de lacunas em blindagens balísticas com mosaicos cerâmicos.

Guo e outros [319] desenvolveram um estudo numérico usando elementos finitos comparando armadura de mosaico em dois tipos diferentes de projeto de interface: 1) Interface ladrilho-ladrilho em favo de mel; 2) usando epóxi como material de preenchimento de lacunas. Eles demonstraram que o material da interface, embora absorva apenas uma pequena quantidade da energia cinética decorrente do impacto, influencia a mudança na capacidade balística, incluindo a placa de apoio e as telhas adjacentes. Em comparação, as ondas de estresse transmitidas às telhas adjacentes através da interface em favo de mel foram maiores do que através da resina epóxi. Essa transmissão de ondas de estresse permite que mais energia cinética seja absorvida pelas telhas adjacentes. No entanto, da mesma forma que a interface em favo de mel permite maior distribuição de tensões para a absorção conjunta de energia cinética, ela pode causar o colapso e a fratura de telhas adjacentes no caso de tensões excessivas, expandindo a área de dano. Visto deste ponto, pode-se inferir que o preenchimento de lacunas com resina epóxi proporciona melhor confinamento das telhas cerâmicas, reduzindo a probabilidade de propagação do dano. Além disso, fica evidente que o material de interface/preenchimento de lacunas é um parâmetro a ser considerado e adaptado no projeto de cerâmicas em mosaico, mantendo-as dentro de um limite, de modo a não induzir fratura e comprometer a resistência a múltiplos impactos do sistema.

### 7.2.3 TESTES DE AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO BALÍSTICO

Na literatura, existem muitos estudos sobre o desempenho balístico de placas feitas de materiais compósitos fabricados por diferentes processos tecnológicos [333]. Para avaliar o desempenho balístico dessas placas, são realizados testes balísticos.

A pesquisa de Sorrentino e outros [333] teve como objetivo avaliar o desempenho de uma armadura composta por tecidos de Kevlar 29 impregnados com uma resina termofixa. Os ensaios não foram aplicados em materiais cerâmicos neste trabalho, porém, servem como parâmetro de análise a ser considerado em pesquisas futuras. Para tanto, foram realizados ensaios balísticos com um dispositivo de disparo e projéteis 9 mm FMJ para demonstrar a adequação do processo tecnológico e dos materiais utilizados na fabricação da armadura. O trabalho também avaliou a confiabilidade do modelo analítico de Walker [334] presente na literatura para prever a velocidade limite balística de armaduras. Este modelo analítico foi utilizado para verificar sua eficiência em reduzir o número de ensaios destrutivos para futuros reforços compósitos com maiores espessuras. Os ensaios balísticos foram realizados em armaduras compósitas utilizando uma arma de gás. Os projéteis utilizados tinham diâmetro de 9 mm, massa de 8 g e núcleo de chumbo revestido com cobre. O sistema continha um tanque para acumular o gás, um cano para acelerar os projéteis e uma câmara de contenção. Presente na câmara de contenção estava uma estrutura metálica, através da qual era colocado um dispositivo capaz de fixar e girar placas para realizar vários disparos em cada placa. O teste balístico mostrou, de modo geral, desempenho balístico satisfatório e esses testes permitiram determinar o limite balístico das placas com uma boa aproximação. Todas as placas apresentaram formação de cone nas faces traseiras dos alvos após os testes balísticos, formação de tampão de cisalhamento nas faces frontais, delaminação e rachaduras na matriz na área laminada que forma o cone. Levantamentos fotográficos usando uma câmera de alta velocidade durante os testes balísticos mostraram que a energia cinética do projétil foi transferida em movimento durante o evento de impacto balístico para o alvo e uma quantidade significativa dessa energia foi transferida como energia cinética do cone. No entanto, os principais mecanismos de absorção de energia foram a deformação dos fios secundários e a fratura dos fios primários, ocorrendo também falha por cisalhamento. Além disso, ocorreu geração de calor durante alguns impactos entre a superfície de contato do projétil e a placa.

Em Luz e outros [56], o desempenho balístico de uma blindagem composta por uma frente de cerâmica e um compósito intermediário, bem como camadas traseiras de alumínio, foi investigado em termos de profundidade de penetração no núcleo de argila simulando um corpo pessoal. O teste balístico foi conduzido usando munição militar de 7,62×51 mm NATO (7,62 mm) com um projétil de 9,7 g impulsionado através do cano de uma arma, seguindo o NIJ 0101.06. Neste teste, a arma foi posicionada a 15 m do alvo. O alvo foi posicionado por uma estrutura de aço e mantido no lugar com o auxílio de cliques de mola. A arma foi apontada para o centro da placa usando um feixe de laser. Neste teste, as velocidades exatas do projétil deixando a arma e também imediatamente antes de impactar o alvo foram medidas usando uma barreira óptica, usando um sistema de radar Doppler de cabeça fixa, modelo SL-52 OP Weibel. Para testes em que os alvos foram completamente perfurados, foi possível medir a velocidade residual do projétil que se aproximava.

Em estudos de Oliveira e outros [335], o objetivo foi avaliar o desempenho balístico, em termos do padrão Teste de assinatura na placa traseira (BFS), de um sistema de blindagem multicamadas (MAS) com revestimento cerâmico frontal, seguido de um laminado de até 50% de volume de matriz epóxi reforçado com back e back fabric por uma liga de alumínio 5062H34. O compósito de tecido de 40% por volume foi considerado uma melhor alternativa para substituir o Kevlar™. Os testes balísticos foram realizados com base nos procedimentos do padrão NIJ 0101.04. Impulsionado pelo cano de uma arma, foi utilizada munição militar de 7,62 × 51 mm NATO com um projétil de 9,7 g. De acordo com o BFS, o alvo é posicionado na frente de uma testemunha de argila. A testemunha de argila simula a consistência do corpo humano. A profundidade de penetração (indentação) associada ao BFS no núcleo de argila é medida usando um sensor a laser. De acordo com a regulamentação (NIJ 0101.04), o recuo deve ser de no máximo 44 mm para que o MAS seja considerado eficiente. Usando a análise de Weibull, os dados do BFS foram processados para concluir qual compósito teve o melhor desempenho balístico usando uma função de distribuição cumulativa, de acordo com a Equação 7.1.

$$F(x) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{x}{\theta}\right)^\beta\right] \quad (7.1)$$

Onde  $x$  corresponde ao BFS, os parâmetros  $\beta$  referem-se ao módulo de Weibull, e  $\theta$  ao recuo característico. Ao aplicar um logaritmo duplo, uma expressão linear permite a interpretação gráfica dos parâmetros de Weibull, conforme mostrado na Equação 7.2. Os menores e maiores valores de BFS para cada material foram descartados, seguindo as normas.

$$\ln \left[ \frac{1}{1-F(x)} \right] = \beta \ln x - (\beta \ln \theta) \quad (7.2)$$

Além disso, vários outros métodos podem ser utilizados para avaliar o desempenho balístico de materiais cerâmicos. Entretanto, entre os principais, destacamos a Velocidade Limite Balística (V50) ou Dado Residual, e a Profundidade de Penetração (DOP). Ambos os ensaios possuem suas características particulares e podem ser utilizados para avaliar componentes individuais [247,248].

### 7.2.3.1 LIMITE DE VELOCIDADE BALÍSTICA V50 (VBL)

Este teste é um conceito estatístico amplamente utilizado no desenvolvimento de materiais e soluções balísticas. Esta metodologia explora o limite balístico do material, ou seja, o quanto a proteção balística pode suportar tiros, em termos de velocidade máxima, sem perfuração. Portanto, o teste busca estimar a velocidade máxima na qual, ao disparar um projétil contra blindagem balística, a penetração não ocorre; qualquer aumento na velocidade além deste limite resultaria em penetração total da proteção balística. A velocidade limite V50 é definida como a velocidade na qual 50% dos projéteis não penetram no alvo. Para qualquer aumento na velocidade, a chance de penetração total aumenta em detrimento da chance de atingir apenas penetração parcial. À medida que a velocidade aumenta, a probabilidade do projétil penetrar na blindagem aumenta até que todos os projéteis penetrem na blindagem. Desta forma, é possível determinar curvas de probabilidade para um projétil derrotar a proteção da blindagem. Também é possível variar a espessura da blindagem, o que nos permite obter uma curva limite balística tanto para o projétil quanto para a blindagem [80,247–249].

### 7.2.3.2 PROFUNDIDADE DE PENETRAÇÃO (DOP)

O teste DOP é um método prático e eficaz para avaliar o desempenho relativo de sistemas de entrega balística. É, sem dúvida, o método mais utilizado, principalmente como uma forma de seleção inicial, na qual uma grande quantidade de dados pode ser coletada de forma rápida, barata e precisa. Por outro lado, o acúmulo de danos, tensão e estresse não estão entre os dados coletados. A Figura 7.4 mostra uma configuração esquemática de teste de profundidade de penetração (DOP). O teste consiste em medir a profundidade de penetração do projétil em uma placa de apoio sem proteção cerâmica e compará-la com uma medição do DOP do projétil em uma placa de apoio com proteção cerâmica. Desta forma, é possível determinar o desempenho balístico analisando a diferença entre a penetração do projétil no suporte desprotegido e no suporte protegido pela cerâmica [80,195,248].

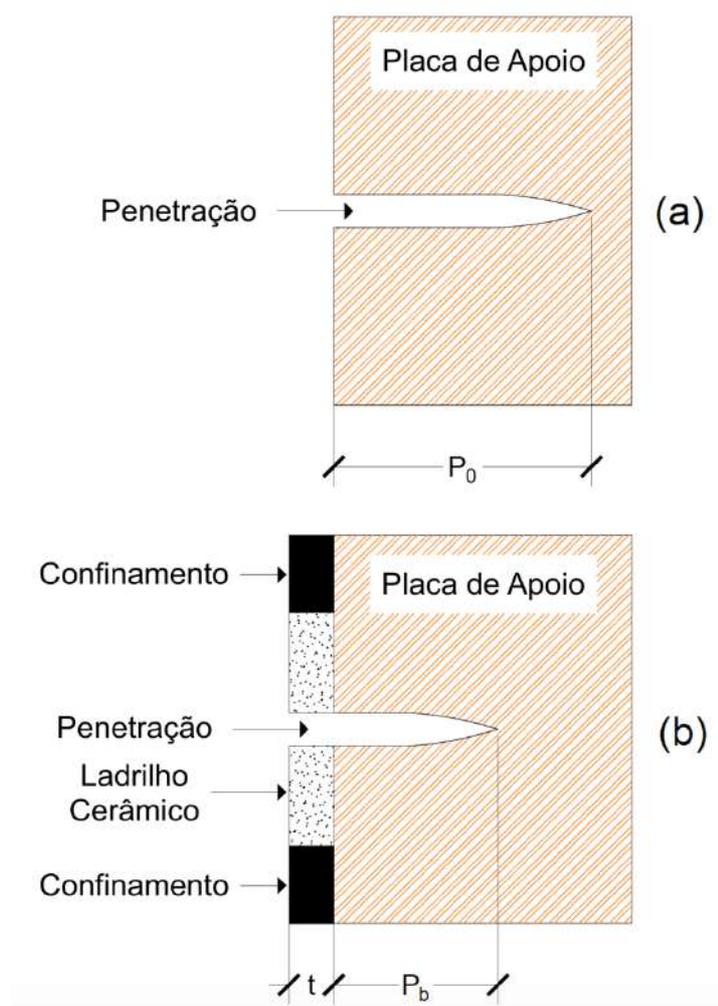


Figura 7.4 - Configuração esquemática do teste de profundidade de penetração (DOP): (a) DOP de referência na placa de apoio sem ladrilhos cerâmicos ( $P_0$ ); (b) DOP residual na placa de apoio com ladrilho cerâmico ( $P_b$ ).

Fonte: Elaborado pelo autor.

Há uma série de equações propostas na literatura para analisar o desempenho de sistemas de proteção cerâmicos em testes de profundidade de penetração (DOP). Essas equações consistem em um conjunto de ferramentas básicas nas quais é possível identificar materiais para aplicações em sistemas de blindagem balística [248,276]. Usando a Equação 7.3, a eficiência de massa ( $E_m$ ) da cerâmica pode ser determinada. Pode-se observar que a eficiência de massa aumenta à medida que o DOP residual diminui, o que depende da espessura e do tipo de cerâmica testada. Por outro lado, ao aumentar a espessura, o peso conseqüentemente aumentará, resultando em uma diminuição na eficiência [22,80,249,277,278].

A equação 7.4 define a eficiência de espessura ( $E_{eq}$ ), que representa a espessura do material cerâmico que substitui a espessura da placa de apoio para obter o mesmo nível de proteção. A equação 7.5 calcula a eficiência de massa ( $M_{eq}$ ), que define a massa cerâmica que substitui a massa da placa de apoio para ter o mesmo efeito no projétil. Os valores de eficiência de espessura ( $E_{eq}$ ) e eficiência de massa ( $M_{eq}$ ) são fatores adimensionais e comparam e correlacionam o desempenho da cerâmica com a placa de apoio. A equação 7.6 produz o fator de eficiência balística ( $q^2$ ), relacionado à massa e espessura, uma vez que as dimensões dos sistemas de blindagem são considerações críticas em sistemas de proteção balística [80,277,279]. A equação 7.7 apresenta o fator de eficiência diferencial (DEF), que nada mais é do que outra expressão para analisar a eficiência de massa. Portanto, apresenta os mesmos resultados da equação 7.5; em outras palavras, demonstra que há uma relação linear entre a penetração residual e a espessura da cerâmica, indicando assim que a resistência à penetração do projétil é constante [80,243,249,274]. A equação 7.8, espessura crítica ( $t_{crit}$ ), define a espessura máxima da cerâmica para que não haja penetração na placa de apoio. Dessa forma, por meio da relação linear entre a espessura da cerâmica e a penetração residual, é possível determinar a espessura da cerâmica que detém completamente o projétil, devido à diminuição linear da penetração em função do aumento da espessura [80,275].

$$E_m = \frac{\rho_b \times P_o}{(\rho_c \times t) + (\rho_b \times P_b)} \quad (7.3)$$

$$E_{eq} = \frac{P_o \times P_b}{t} \quad (7.4)$$

$$M_{eq} = \frac{P_o \times P_b}{t} \times \frac{\rho_b}{\rho_c} \quad (7.5)$$

$$q^2 = M_{eq} \times E_{eq} \quad (7.6)$$

$$DEF = \frac{\rho_b \times (P_o - P_b)}{\rho_c \times t} \quad (7.7)$$

$$t_{crit} = \frac{t \times P_o}{P_o - P_b} \quad (7.8)$$

Onde:

$E_m$  é a eficiência de massa;

$E_{eq}$  é a eficiência de espessura;

$M_{eq}$  é a eficiência de massa;

$q^2$  é o fator de eficiência balística;

DEF é o fator de eficiência diferencial;

$t_{crit}$  é a espessura crítica;

$\rho_b$  é a densidade da placa de apoio;

$\rho_c$  é a densidade da cerâmica;

$P_o$  é a DOP de referência na placa de apoio desprotegida;

$P_b$  é o DOP residual na placa de apoio após atingir o ladrilho cerâmico;

$t$  é a espessura da cerâmica.

### 7.2.3.3 AVALIAÇÃO DA DISSIPAÇÃO DE ENERGIA BALÍSTICA

Podemos dividir um evento balístico envolvendo blindagem cerâmica em mosaico em três estágios [16]. O primeiro estágio é o contato inicial do projétil com a placa cerâmica. No segundo estágio, o impacto do projétil empurra a cerâmica fraturada que interage com a camada de suporte flexível. No terceiro estágio, o projétil erodido e deformado atinge diretamente a placa de suporte flexível. Os três estágios consomem toda a energia cinética do projétil. A Figura 7.5 apresenta um diagrama gráfico desses 3 estágios. Há um quarto estágio, que consiste na transfixação da placa de suporte traseira, porém esse fenômeno não será abordado neste artigo. Os três estágios serão descritos com mais detalhes a seguir.

No primeiro estágio, ocorre a interação entre a cerâmica e o projétil, causando assim a erosão do projétil e a quebra da cerâmica. Nesse processo, parte da energia cinética do projétil é consumida, o que inclui uma redução na sua velocidade e uma diminuição na massa devido à abrasão. A resistência à flexão da camada cerâmica impede a deformação da placa de suporte flexível traseira neste primeiro estágio. No entanto, a fragilidade da cerâmica faz com que fissuras radiais e circunferenciais (fissuras do cone herziano) apareçam sob a carga de alto impacto, o que resulta no colapso completo do mosaico cerâmico e de sua capacidade balística. Vale ressaltar que neste estágio inicial, os fragmentos cerâmicos participam da erosão do projétil e não são ejetados do alvo. Além disso, o material de preenchimento mantém a pressão de confinamento ao redor da cerâmica fraturada, o que aumenta a abrasão no projétil [16,49,287].

No segundo estágio, o projétil empurra os fragmentos cerâmicos para interagir com a camada de suporte flexível traseira. O projétil é continuamente deformado e erodido devido à abrasão dos fragmentos cerâmicos e à resistência com a placa de suporte traseira. A deformação convexa da placa de suporte começa quando o projétil é desacelerado e a energia cinética é gradualmente consumida. A ponta do projétil é achatada devido à dureza da cerâmica e ocorre perda de massa devido à abrasão, o que resulta em aumento da resistência à penetração. Nesta etapa, parte dos fragmentos cerâmicos se expande na direção radial e outra parte é ejetada na direção oposta ao impacto em alta velocidade. Durante o processo de deformação convexa da placa traseira, a camada adesiva na interface entre a cerâmica e a camada flexível começa a falhar; portanto, a área de desprendimento da camada adesiva aumenta com o comprimento de deformação da placa traseira flexível. Além disso, devido à ligação fraca na interface da cerâmica e da camada flexível, o efeito de delaminação ocorre sob a ação de tensões de flexão e tensões transversais. Neste intervalo, os fragmentos cerâmicos abaixo do projétil são transformados em pó e o projétil começa a penetrar diretamente na placa traseira [16,182,286].

No terceiro estágio, ocorre a interação entre o projétil deformado e a placa flexível traseira deformada convexa. Nesse estágio, a energia cinética residual do projétil é consumida principalmente pela deformação da placa traseira, quebras de fibras e separação entre camadas. Durante esse estágio, o ponto de impacto desenvolve uma cratera devido à quebra e cisalhamento das fibras. Em função desse

aspecto, uma das características necessárias das fibras é a alta tenacidade, que pode desenvolver grande alongamento e deformação [16,49].

Vale ressaltar que, de acordo com os três estágios descritos anteriormente, diferentes configurações na camada frontal do mosaico cerâmico afetam principalmente a absorção de energia cinética nos dois primeiros estágios. No entanto, o grande comportamento de deformação da placa de suporte flexível prolonga o tempo de interação entre o projétil e a cerâmica. A camada flexível se projeta na direção da velocidade do projétil, de modo que o desempenho do sistema de proteção composto pode ser melhorado com base na conservação do momento. Para resumir, uma compreensão profunda dessas três etapas é necessária para projetar sistemas de blindagem compostos de uma camada frontal dura/quebradiça e uma camada de suporte traseira flexível [16].

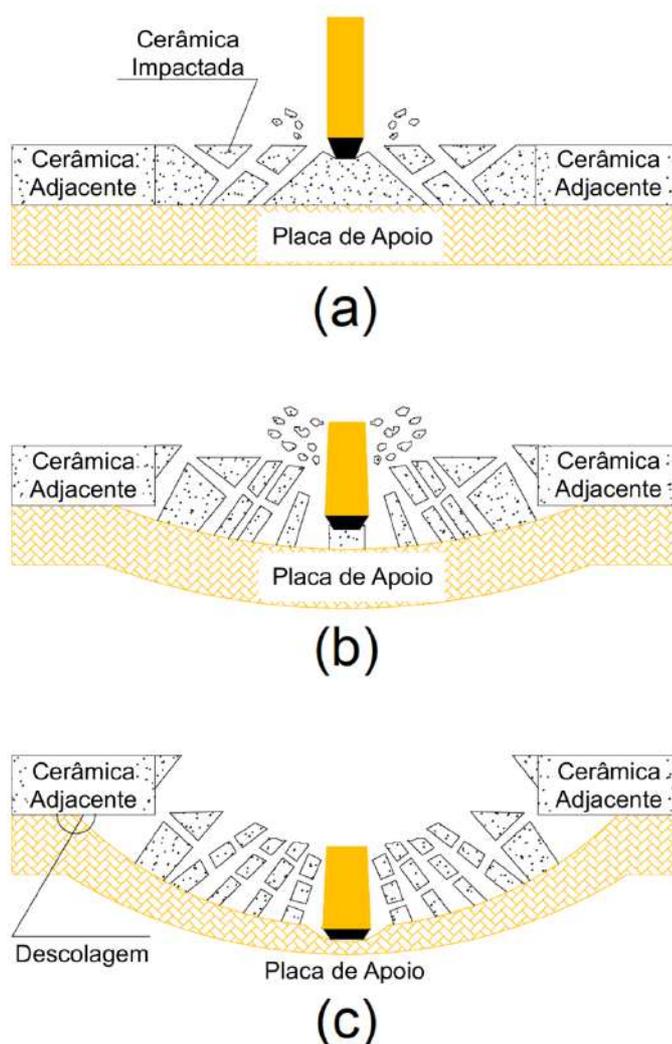


Figura 7.5 - Os três estágios do impacto balístico em cerâmicas de mosaico: são: (a)Primeiro estágio; (b)Segundo estágio; e (c)Terceiro estágio.

Fonte: Elaborado pelo autor.

A relação entre fragilidade e capacidade de dissipação de energia balística é diretamente afetada pelo desempenho balístico da cerâmica. Este fator influencia a propagação de ondas de estresse durante o impacto balístico [336]. A capacidade de dissipação de energia balística e a fragilidade estão relacionadas às propriedades mecânicas do material cerâmico, segundo Medvedovski [88]. Utilizando a Equação 7.9 e a Equação 7.10, a fragilidade e a capacidade de dissipação de energia balística podem ser calculadas. Conseqüentemente, uma das formas de avaliar este tipo de configuração é através dos mecanismos de fratura frágil da cerâmica, nos quais a energia cinética do impacto é absorvida; para isso, a cerâmica precisa ser o mais frágil possível.

Quando analisamos a Equação 7.9, onde (*B*) representa a fragilidade da cerâmica, e a Equação 7.10, onde (*D*) representa a capacidade de dissipação de energia balística, ambas as equações têm em seus numeradores valores referentes às propriedades de módulo de elasticidade e dureza. Entretanto, ambas as expressões têm em seu denominador valores de tenacidade à fratura. Portanto, podemos inferir que para projetar armaduras de mosaico eficientes que possam atender aos três estágios descritos acima é necessário ter menor tenacidade à fratura e conseqüentemente maior módulo de elasticidade e dureza. Conseqüentemente, quanto maior for a fragilidade da armadura cerâmica e, por sua vez, maior será sua capacidade de dissipar a energia cinética do projétil, resultando em grande parte da energia sendo absorvida durante os dois primeiros estágios e pouca ou nenhuma energia residual a ser absorvida durante o terceiro estágio [17,34,88,117].

$$B = \frac{HK \times E}{K_{IC}^2} \quad (7.9)$$

$$D = \frac{0.36(HK \times E \times c)}{K_{IC}^2} \quad (7.10)$$

Onde:

*B* é a fragilidade da cerâmica;

*D* é a capacidade de dissipação de energia balística;

HK é a dureza Knoop (GPa);

*E* é o módulo de elasticidade (GPa);

*c* é a velocidade longitudinal do som (m/s);

$K_{IC}$  é a tenacidade à fratura ( $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ).

Outros autores propuseram um índice de mérito simplificado (equação 7.11) que leva em conta várias propriedades na aplicação balística e considera vários estudos relacionados. Em contraste com as relações apresentadas nas equações 7.9 e 7.10, sugere-se que quanto maior a tenacidade à fratura, menor a dissipação de energia. Esta informação entra em conflito com a noção geral de que melhorias no desempenho balístico estão relacionadas a aumentos na tenacidade à fratura [25].

$$MI = \frac{\sigma_f \times K_{IC} \times HV}{\rho} \quad (7.11)$$

Onde:

MI é o índice de mérito;

$\sigma_f$  é a resistência à flexão (MPa);

$K_{IC}$  é a tenacidade à fratura ( $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ );

HV é a microdureza Vickers (GPa);

$\rho$  é a densidade cerâmica ( $\text{g}/\text{cm}^3$ ).

A energia necessária para dissipação de energia pelas ondas de choque em um material poroso é maior do que em um material denso. Concentrada no ponto de impacto, haverá aquecimento devido à porosidade do material, consumindo energia da onda de choque, conforme demonstrado pela Equação 7.12, segundo Meyers e outros [337].

$$EN = \frac{1}{2} P (V_{00} - V) \quad (7.12)$$

Onde:

EN é a energia consumida pela onda de choque compressiva;

P é a pressão durante sua passagem pelo material;

$V_{00}$  é o volume reduzido de material poroso;

V é o volume inicial.

Para que um material homogeneamente poroso tenha desempenho satisfatório, há uma tendência à fratura dinâmica a partir de trincas nucleadas em vazios durante a passagem da onda de choque compressiva, desde que o número de poros não seja alto o suficiente para prejudicar a resistência do material cerâmico [337].

#### 7.2.3.4 AVALIAÇÃO DE DESEMPENHO BALÍSTICO

Existem poucas referências na literatura que forneçam informações suficientes para desenvolver um estudo mais aprofundado e detalhado sobre o desempenho balístico de cerâmicas, considerando a aplicação das equações abordadas no tópico anterior. Esta seção apresenta, as análises e compara os dados compilados [218]. De toda a literatura observada, apenas um artigo apresentou os dados necessários para realizar este tipo de comparação. Ressalta-se ainda que o artigo em especial apresentou valores de espessura cerâmica e velocidade do projétil praticamente constantes, o que facilita o isolamento destas variáveis para realizar a análise proposta neste tópico. Vale destacar que a simples variação da espessura cerâmica e da velocidade do projétil influenciaria no resultado do DOP residual, como observado em outros estudos [84,183,201,243,280–282], dificultando uma correlação através das equações propostas. A Tabela 7.3 apresenta os resultados obtidos em ensaios de DOP utilizando cerâmicas de carbeto de silício impactadas com projéteis de calibre 7,62 x 51 mm. Além disso, são apresentados também dados de propriedades: dureza, tenacidade à fratura, módulo de elasticidade e resistência à flexão.

Tabela 7.3 - Desempenho balístico do carbeto de silício contra projéteis de 7,62 x 51 mm.

Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Dureza Vickers (GPa)	Dureza Knoop (GPa)	Resistência à Flexão (MPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Tenacidade à Fratura (MPa.m <sup>1/2</sup> )	Espessura (mm)	Velocidade do Projétil (m/s)	DOP Residual (mm)	Referência (DOP) (mm)
3.15*	24.1±1.0	20.1±0.3	383	401±1	2,5±0,1			4.3±0.8	61.46
3.15*	21.5±0.7	18.5±0.3	421	401±3	2,8±0,1			9.0±5.3	64.43
3.14*	19.7±0.4	17.1±0.4	674	395±5	8,1±0,4	6.35	907±4.0	16.8±3.9	60.74
3.25*	21.4±0.4	18.1±0.3	524	418±3	3,9±0,1			7.1±1.2	60.92
3.22*	21.9±1.2	17.5±0.5	480	418±5	5,6±0,5			12.6±1.6	60.86
3.21*	20.6±1.2	20.0±0.3	638	448±1	5,0±0,5			4.4±1.2	61.52

\* prensado a quente. Dados obtidos de [218].

As equações 7.9 e 7.11 foram aplicadas como parâmetro para fins de comparação de desempenho. A equação 7.10 não foi utilizada devido à falta de dados que pudessem satisfazer todas as variáveis; portanto, foi utilizada a equação 9, pois apresenta comportamento semelhante. Se estimarmos valores tabelados para o coeficiente "c" (velocidade longitudinal do som) para aplicar a equação 7.10, obteremos o mesmo comportamento apresentado ao aplicar a equação 7.9. A Figura 7.6 mostra os critérios de seleção apresentados conforme a equação 7.9, que está correlacionado ao DOP residual obtido nos ensaios balísticos. Cabe ressaltar que o DOP residual é o valor medido considerando a perfuração na cerâmica e na placa de apoio. Como pode ser observado no gráfico, há uma tendência de que quanto maior o critério de fragilidade da cerâmica, ou seja, quanto maior o resultado obtido ao aplicar a equação 7.9, menor será a penetração residual do projétil. Conforme explicado no tópico anterior, esse critério de seleção é uma relação entre dureza, módulo de elasticidade e tenacidade à fratura. Portanto, os piores resultados nesta comparação foram os das cerâmicas que apresentaram os maiores valores de tenacidade à fratura, que, ao olhar diretamente para a Tabela 7.3, são as cerâmicas que apresentaram maior penetração residual do projétil.

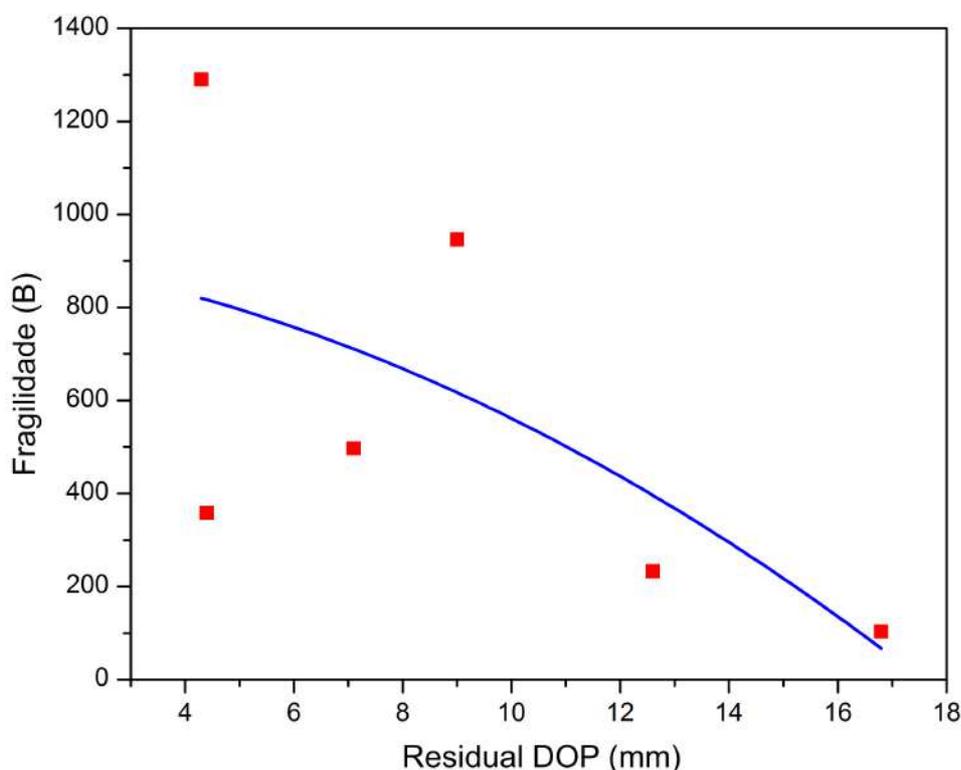


Figura 7.6 - Relação entre os critérios de fragilidade e DOP residual. A linha azul representa o ajuste dos resultados à equação 7.9 relacionada ao DOP Residual. Dados obtidos da [218].

A Figura 7.7 mostra a aplicação da equação 7.11 correlacionada com a penetração residual. Desta forma, é possível perceber uma tendência crescente nos valores obtidos na figura de mérito com o aumento da penetração residual, indicando que quanto maior o valor obtido na equação 7.11, maior a penetração residual. Vale destacar que a equação 7.11 apresenta no numerador grandezas como resistência à flexão, tenacidade à fratura e dureza, e como denominador tem a densidade da cerâmica. Entretanto, a tendência observada mostra o resultado oposto ao esperado, em que as amostras que obtiveram melhores valores neste critério de seleção, apresentaram os piores resultados na penetração residual.

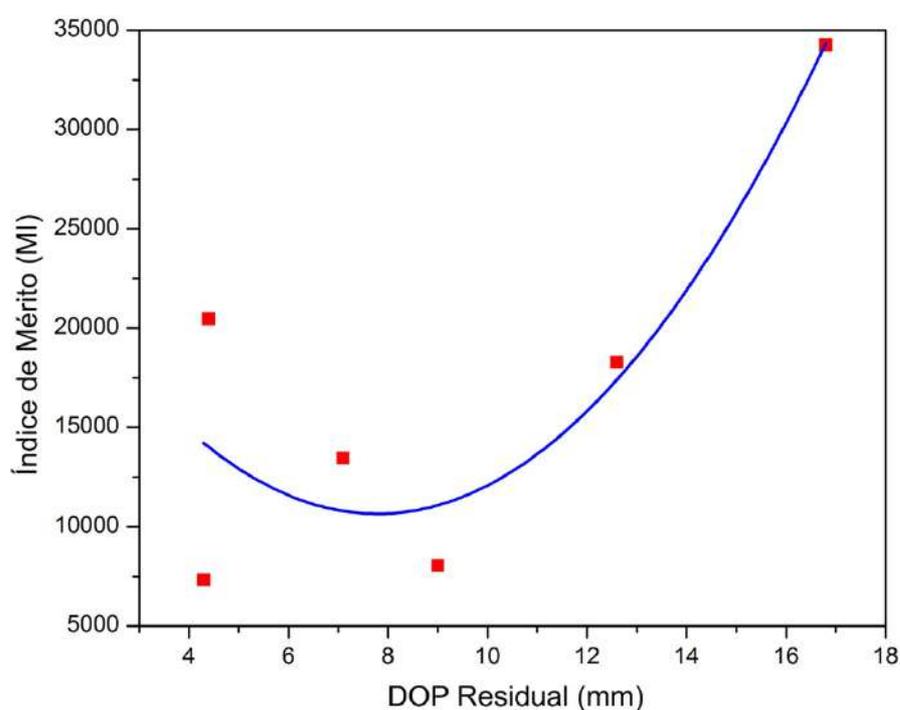


Figura 7.7 - Relação entre o critério índice de mérito e Residual DOP. A linha azul representa o ajuste dos resultados à equação 7.11 relacionada ao DOP Residual. Dados obtidos da [218].

Portanto, com base nas análises acima, verifica-se que a equação 7.11 não é adequada para uso como forma de avaliação de desempenho em cerâmicas de mosaico. Por outro lado, a equação 7.9 apresentou resultados satisfatórios conforme o esperado, segundo mecanismos de fratura e absorção de energia cinética discutidos no tópico anterior. Uma cerâmica balística frágil e quebradiça favorece a dissipação de energia cinética durante o impacto. Por analogia, seria da mesma forma que a carroceria de deformação programada funciona em veículos, nos quais ela é projetada para se deformar de forma prevista e absorver energia cinética durante o impacto,

reduzindo a transmissão aos ocupantes do carro. Portanto, a equação 7.9 e, conseqüentemente, a equação 7.10, demonstram a fragilidade das cerâmicas e sua capacidade de absorver energia cinética com base nos mecanismos de deformação e resistência das cerâmicas, que têm em seu cerne as grandezas de dureza, módulo de elasticidade e resistência à fratura.

Além disso, figuras de mérito como as expressões 7.9 e 7.10 são boas indicações como critério de seleção e projeto para cerâmicas balísticas de mosaico. No entanto, estudos e análises mais aprofundados são necessários para abordar esse assunto, o que pode confirmar com maior precisão os indicadores demonstrados neste artigo, dada a escassez de dados específicos na literatura. Sugerimos pesquisas voltadas para a aplicação dessas figuras de mérito que possam satisfazer todas as variáveis das equações discutidas. Como dito anteriormente, a variação na velocidade do projétil, espessura da cerâmica e distância de disparo influenciaria significativamente o teste de penetração e tornaria impossível uma comparação confiável de desempenho.

#### **7.2.4 REQUISITOS MECÂNICOS DE CERÂMICA BALÍSTICA DE MOSAICO**

Durante um impacto balístico em sistemas de armadura composta de suporte flexível/mosaico cerâmico, a energia cinética do projétil pode ser amplamente reduzida devido à deformação convexa da placa flexível sob tensão de flexão [16,338]. Dessa forma, o deslocamento entre a placa cerâmica é acompanhado pela placa de suporte traseira flexível para consumir a energia do projétil. Portanto, altas energias de tração são transferidas para as fibras flexíveis, que são esticadas a comprimentos incríveis. As fibras são puxadas até excederem seu limite de escoamento, não as restaurando ao seu estado original [16].

A grande carga de impacto causada pelo projétil na superfície cerâmica gera uma forte onda de compressão que danifica o material. Como as cerâmicas são inerentemente quebradiças, a maior área de dano significa que a maior parte da energia cinética do projétil é absorvida. Além disso, a maioria das rachaduras é causada por deformações de flexão durante o processo de penetração do projétil. Portanto, a rigidez da placa frontal cerâmica é importante para o comportamento balístico de sistemas de blindagem cerâmica em mosaico compostos por placas de suporte flexíveis [16]. No momento em que o projétil atinge o alvo cerâmico, uma forte onda de compressão se propaga da placa frontal para a placa traseira, causando o

fenômeno de delaminação. Esse fenômeno é causado pela interface fraca entre os materiais e pode consumir a energia cinética do projétil [339,340].

Conforme demonstrado em diversos estudos, corpos cerâmicos submetidos a impactos balísticos são regidos por tensões de flexão, principal causa de falha cerâmica nessas condições [21,187,188]. Portanto, após o impacto do projétil, a flexão da placa balística provoca fissuras na face oposta da cerâmica, devido às altas tensões de tração. Em cerâmicas monolíticas, esse é o principal mecanismo de falha que pode ser atribuído ao seu desempenho; por outro lado, esse parâmetro é desejável em cerâmicas em mosaico. Como resultado, a fratura da placa cerâmica será responsável por absorver a energia cinética do projétil, conforme explicado no tópico 3.1 [17,18,34,88,117,195,303].

#### **7.2.4.1 DUREZA E TENACIDADE À FRATURA**

Existe uma relação inversa entre dureza e tenacidade à fratura em materiais cerâmicos, como pode ser visto na Figura 7.8 [11,184,214,218,229,275,300,301], onde são apresentados vários dados de cerâmicas balísticas, incluindo alumina, carbetto de silício e carbetto de boro. Em outras palavras, quanto maior a dureza da cerâmica, menor sua tenacidade à fratura, mais quebradiça ela será; quanto maior a tenacidade à fratura, mais flexível a cerâmica será, levando a uma menor dureza. Portanto, é extremamente difícil produzir cerâmicas que sejam duras e resistentes [80]. A microestrutura do material é o fator responsável pela relação entre dureza e tenacidade à fratura. Para atingir alta tenacidade à fratura, é necessário promover contornos de grãos para facilitar a fratura intergranular, pois os contornos de grãos aumentam a energia necessária para que ocorra a propagação da trinca. Por outro lado, para obter alta dureza, é necessário eliminar contornos de grãos, o que resulta em uma fratura transgranular [124,285,302].

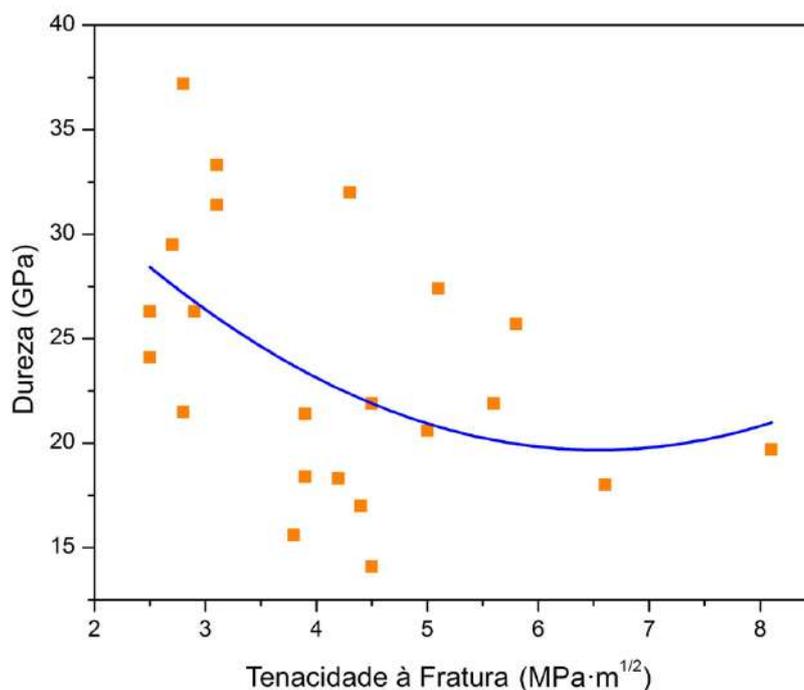


Figura 7.8 - A relação inversa entre dureza e tenacidade à fratura. Dados obtidos de [11,184,214,218,229,275,300,301].

Em blindagens cerâmicas de mosaico, a principal propriedade necessária é a alta dureza, que é responsável pela fratura e erosão do projétil, além de tornar a cerâmica quebradiça quando contrastada com a baixa tenacidade à fratura [34,49,258]. Dessa forma, a dureza promove o desgaste do projétil e, combinada com mecanismos de fratura frágeis, proporciona a absorção de energia cinética durante o impacto. Portanto, a dureza pode ser definida como uma propriedade fundamental para produzir proteções balísticas de mosaico eficientes, pois influencia vários fatores balísticos, como a capacidade de absorver energia cinética e a erosão do projétil, explicados anteriormente [180,312,313,315,318].

#### 7.2.4.2 MÓDULO DE ELASTICIDADE

Um alto módulo de elasticidade aumenta o desempenho balístico devido à contribuição da rigidez para as deformações de flexão, o que resulta na fragmentação do projétil em função de uma fase de permanência mais longa. Portanto, o fenômeno de permanência desempenha um papel importante nos danos causados aos projéteis, pois um maior tempo de permanência promove maior fratura e erosão no projétil. Assim, um maior módulo de elasticidade pode prolongar a interação do projétil com a superfície cerâmica, o que é favorável ao desempenho balístico, pois quanto maior o

tempo de interação, maior a erosão causada ao projétil e, conseqüentemente, menor a pressão resultante do tiro no sistema de proteção balística [17,80,186].

Como é amplamente conhecido, a pressão é o resultado da razão entre uma força e a área na qual essa força é aplicada. Transpondo esse conceito para um evento balístico, ao analisar as 3 fases demonstradas na Figura 7.5, é possível notar que, à medida que as fases avançam, a ponta do projétil se achata, aumentando a área de contato entre a cerâmica e o projétil. Portanto, no momento inicial do impacto, há uma enorme pressão, na qual toda a força do tiro se concentra em uma área muito pequena. Em decorrência da dureza e do módulo de elasticidade, ao longo das etapas restantes, a fase de permanência permite que ocorra a erosão da ponta do projétil, achatando-a e conseqüentemente aumentando a área de contato do projétil que está aplicando a força de impacto, o que resulta em menor pressão.

Além disso, há uma relação indireta entre o módulo de elasticidade, que está ligado à impedância e à propagação das ondas de choque, com o desempenho balístico. Ou seja, quanto maior a impedância cerâmica, menor a energia dissipada no corpo cerâmico e maior a energia do projétil absorvida. Em outras palavras, uma alta impedância reduz a velocidade de propagação da onda de choque, afinal, altas velocidades transmitem rapidamente energia de um ponto a outro [17,80].

### **7.2.5 ESTUDOS NUMÉRICOS SOBRE ARMADURAS DE MOSAICO**

A blindagem tradicional baseada em um único material, como aço ou liga de alumínio, pode ser usada em veículos, mas dificulta a mobilidade, pois requer peças mais grossas e/ou pesadas para ser eficaz na parada de projéteis e, portanto, não é adequada para proteção individual [341,342]. Recentemente, houve esforços contínuos para melhorar o desempenho geral, buscando propriedades de materiais aprimoradas ou conceitos de design e design estrutural otimizados [343]. Um exemplo é o Sistema de Blindagem Multicamadas (MAS), que consiste em uma camada de cerâmica, seguida por um compósito e um painel traseiro [341]. A cerâmica é usada para quebrar o projétil, é chamada de painel de impacto, e sua finalidade é reduzir a energia cinética do projétil e fraturá-lo no processo. As cerâmicas avançadas comumente usadas são: alumina, carbetto de silício, diboreto de titânio, nitreto de silício, nitreto de alumínio e carbetto de boro [342]. No entanto, o design e os testes iterativos consomem tempo e geralmente não são econômicos [102]. Modelos numéricos estão sendo usados atualmente como uma ferramenta de teste virtual para

avaliar o desempenho de proteções balísticas feitas de armaduras cerâmicas e suportes compostos. Essas ferramentas de modelagem permitem a otimização e reduzem o esforço necessário para testes experimentais. No entanto, requer um conhecimento profundo de modelagem material e numérica, pois a definição correta de tais modelos não é direta [342]. Os estudos experimentais e numéricos iniciais sobre a sequência de formação de danos e fratura mediante o impacto de um projétil afiado em finas placas cerâmicas para armaduras leves, incluindo  $B_4C$  e  $AD85 Al_2O_3$  com uma placa de suporte de alumínio (6061-T6) foram realizados por Wilkins e outros [344–346] na década de 1960. Nas décadas seguintes, com os avanços na pesquisa e desenvolvimento de novos métodos, os estudos evoluíram em termos de ferramentas de análise e cruzamento de informações [43,282].

No estudo de Guo e outros [343], o desempenho balístico de dois projetos de blindagem diferentes sob impacto por projéteis de alta velocidade, ou seja, dois projetos de blindagem sob impacto de impacto único e duplo, foi investigado usando o método dos elementos finitos (FE). O modelo de FE de cada componente dos sistemas foi validado separadamente. Este método serve para entender os aspectos do projétil e também para fornecer diretrizes para novos projetos de blindagem. O modelo elimina as incertezas encontradas ao validar todo o sistema simultaneamente. Atualmente, há um avanço notável na computação e possibilidades de novos modelos em software comercial nesta área. O primeiro projeto de blindagem consiste em uma camada frontal de cerâmica de alumina. Esta camada é suportada por uma camada composta de Kevlar-29. O segundo projeto consiste em uma camada frontal feita de favo de mel (mosaico) preenchida com placas de cerâmica de alumina e uma camada traseira feita de compósitos de Kevlar-29. Quando um MAS é submetido a um impacto de projétil, fraturas e fragmentação ocorrem além da área de impacto, degradando a capacidade de múltiplos ataques. Um candidato promissor para melhorar a capacidade de múltiplos impactos de um sistema de blindagem são as estruturas de mosaico, que buscam restringir os danos dentro de uma área local. Para simulação numérica, modelos FE foram desenvolvidos no software comercial Abaqus/Explicit. Uma comparação direta foi feita entre os dois projetos, permitindo que a diferença no mecanismo de penetração fosse entendida e a diferença no desempenho fosse quantificada.

De acordo com os resultados, foi possível ver que, por meio de uma comparação direta, explicou-se os diferentes mecanismos de dano nos dois projetos

de armadura. A falha da cerâmica longe do projétil é causada por tensão de tração e a falha da cerâmica sob o ponto de impacto é devido a alta tensão compressiva. A presença da estrutura em mosaico induz dano na interface entre a parede celular e a cerâmica e reflete a propagação das ondas de estresse. Quando o mosaico está presente, a propagação da fratura é interrompida. Ao adicionar a estrutura em mosaico, o desempenho de impacto de um único golpe diminui, mas não para o segundo golpe, o que valida este modelo como um candidato promissor para design avançado.

O estudo de Saleem e outros [347] teve como objetivo preparar dois coletes à prova de balas com diferentes designs a partir de compósitos laminados híbridos e estudar experimental e numericamente o comportamento balístico usando a ferramenta de simulação ANSYS R20. O objetivo do uso do Ansys Autodyn e da dinâmica explícita foi calcular a quantidade de energia cinética e absorvida e comparar a quantidade de deformação com os resultados experimentais. O Ansys Workbench V20.R2 foi usado para resolver o modelo no Ansys Explicit Dynamics e no Ansys AUTODYN 3D Solver. O método dos elementos finitos calcula as regras de conservação de massa e momento na forma. Os parâmetros mecânicos e as respostas de falha dos materiais simulados devem ser especificados no código. A partir daí, o programa calculará e exibirá as tensões em termos de energia interna, pressão e volume. Os conjuntos de saída da solução calculam a deformação geral e direcional das camadas para determinar o comportamento balístico do sistema. A partir dos resultados, foi possível concluir que a simulação pode prever restrições de projeto e comportamento balístico e também fornecer informações valiosas durante todo o processo de desenvolvimento do produto, ajudando a minimizar os custos de desenvolvimento de blindagem balística.

Na pesquisa de Shokrieh e outros [348], o material da armadura em estudo tinha uma espessura constante. A armadura era composta por duas camadas: uma era uma cerâmica de carbetto de boro e a outra era um material composto de fibra de Kevlar 49. Para análise, o software utilizado foi o Ansys/Lsdyna, a fim de obter a velocidade limite balística desta armadura. De acordo com os resultados do Ansys/LS-Dyna, a erosão do projétil em um impacto oblíquo foi maior do que em um impacto normal. O principal fator foi o caminho de penetração no impacto oblíquo, que é mais longo do que no impacto normal. Os resultados mostram que, à medida que o ângulo de impacto aumenta, a velocidade limite balística também aumenta. Os modelos FE

requerem a implementação de um algoritmo de erosão para remover elementos distorcidos da análise.

Fawaz e outros [349] investigaram o desempenho de reforços de compósitos cerâmicos quando submetidos a impactos normais e oblíquos por disparos de 7,62 AP. Os resultados foram obtidos usando elementos finitos 3-D. Usando o código de computador Hypermesh como uma ferramenta de pré-processamento, a análise numérica de impacto e penetração não linear foi realizada usando o código de elementos finitos não lineares LS-DYNA3D. O LS-DYNA3D busca uma solução para a equação de momento que satisfaça as condições de contorno de tração e deslocamento nos limites externo e interno. Foi feita uma comparação de históricos de energia, distribuições de tensões e forças de reforço submetidas a impactos normais e oblíquos. O estudo de problemas dinâmicos associados a grandes deformações, impactos de baixa e alta velocidade, penetração balística e propagação de ondas foi verificado. O código de computador LSPOST foi usado para pós-processamento. As várias simulações numéricas mostraram detalhes dos processos de penetração, distribuições de energia e tensões. Foi demonstrado que as distribuições de energia cinética interna global e total em função do tempo são semelhantes para ambos os impactos (normal e oblíquo). A erosão do projétil no impacto oblíquo é maior do que no impacto normal, e as tensões interlaminares na interface cerâmica-composto e as forças na interface projétil-cerâmica para o impacto oblíquo são menores do que aquelas para o impacto normal.

No estudo de Krishnan e outros [209], o desenvolvimento de um modelo FE foi discutido, que é usado como uma ferramenta no projeto de um sistema de armadura corporal envolvendo cerâmica e polietileno de alto desempenho. No artigo, os autores afirmam que um modelo FE efetivamente desenvolvido com um modelo de material é fundamental para entender as várias nuances da interação projétil-armadura e torna possível encontrar maneiras eficazes de desenvolver soluções leves. Uma análise FE foi usada e uma explicação de como os modelos foram construídos e os resultados verificados também foi buscada. O modelo de material Johnson-Holmquist em LS-DYNA foi usado para modelar o fenômeno de impacto em material cerâmico. O material cerâmico foi modelado usando o modelo de material JH-2 e os parâmetros de resistência e dano JH-2 são calibrados usando testes de profundidade de penetração. Como resultado, os testes de laboratório do pacote protótipo mostraram

que, embora as deformações da face traseira sejam menores do que o previsto, as previsões de danos do elemento finito são excelentes.

Conforme demonstrado neste tópico, fica evidente que a análise numérica/computacional é muito promissora quando se trata de blindagem balística cerâmica. Os avanços nos softwares de computador têm garantido uma simulação muito próxima da realidade, o que por si só permitiria uma infinidade de simulações considerando inúmeras variáveis. Se esses mesmos testes fossem realizados experimentalmente, seriam muito caros e demorados. Muitos projetos de pesquisa promissores nem sequer começariam devido aos altos custos da pesquisa. Nesse ambiente, os estudos numéricos são uma excelente forma de triagem inicial, permitindo grande economia e praticidade na seleção e qualificação dos materiais, e um direcionamento mais preciso para que os testes experimentais possam então ser realizados.

### **7.3 VISÃO GERAL**

O sistema de blindagem cerâmica em mosaico é amplamente utilizado na área de proteção balística [235,350–352], principalmente como uma forma prática de superar a fragilidade do material cerâmico. Dessa forma, esse comportamento cerâmico é usado a nosso favor, pois mecanismos de fratura frágeis proporcionam melhor absorção da energia cinética do projétil. Também foi possível verificar que existem diversos formatos e tamanhos de placas cerâmicas em sistemas de blindagem em mosaico. Em relação às dimensões das placas cerâmicas, ainda não há estudos suficientes para poder confirmar um tamanho ideal, pois a simples escolha do tipo de material cerâmico ou mesmo a espessura pode influenciar significativamente na comparação do desempenho em relação ao tamanho da placa. Estudos específicos sobre o assunto são necessários. Além disso, o uso de material de preenchimento de lacunas é muito importante no desempenho balístico, pois evita o contato entre placas adjacentes e causa um efeito de confinamento, restringindo a propagação do dano. Por meio da análise de figuras de mérito que avaliam a fragilidade e a capacidade de dissipação de energia cinética desses sistemas de proteção, observa-se que propriedades como dureza, tenacidade à fratura e módulo de elasticidade são as principais características para um dimensionamento eficiente. Conseqüentemente, com base nas comparações de desempenho estudadas, sugere-se que os ladrilhos cerâmicos de mosaico devem ter a maior dureza e módulo de elasticidade possíveis

e a menor tenacidade à fratura. No entanto, estudos mais focados são necessários, dado o grande número de variáveis associadas, fornecendo uma declaração mais concreta.

#### **7.4 PERSPECTIVAS FUTURAS**

À medida que o poder destrutivo das armas aumenta, também é necessário avançar em mecanismos e sistemas que forneçam proteção contra essas ameaças. Nesse sentido, a própria adoção do sistema de mosaico apresenta uma evolução na forma que supera a fragilidade inerente aos materiais cerâmicos. Por outro lado, ainda há muito a ser feito quando se trata de cerâmicas mosaico, principalmente em relação a formas e configurações. O formato ideal para revestimentos cerâmicos ainda é uma das lacunas que permanecem abertas. A maioria dos estudos abrange principalmente formatos quadrados; poucas pesquisas são encontradas sobre formatos hexagonais e principalmente triangulares. Outra questão importante que pode ser uma tendência para o futuro é a esfericidade da superfície impactante de revestimentos cerâmicos. Esse tipo de configuração pode se beneficiar do efeito arco, no qual grande parte das tensões geradas durante o impacto seriam transformadas em tensões de compressão. Como a fratura do corpo cerâmico é causada principalmente por tensões de flexão, essa configuração seria uma forma de aumentar a resistência balística da blindagem em mosaico. Por fim, uma grande barreira apresentada pelos ensaios experimentais envolvendo armaduras de mosaico é que para cada estudo de comparação, um grande número de variáveis deve ser estudado, sejam as formas dos ladrilhos, seus respectivos tamanhos, além do espaçamento das frestas, entre outros. Devido a esse grande número de fatores, a quantidade de corpos de prova necessários para satisfazer um estudo crítico do sistema cresce quase exponencialmente, o que torna o estudo muito caro e demorado. As simulações numéricas são uma das formas de pesquisa que estão crescendo e visam atuar de forma eficaz, pois tem sido demonstrado que seus resultados podem corresponder muito bem ao comportamento real desses materiais. Portanto, as análises numéricas são a maneira mais eficiente de iniciar um estudo para chegar a determinados resultados e então partir para ensaios experimentais formais mais incisivos.

## 7.5 CONCLUSÃO

Nesta revisão, os sistemas balísticos cerâmicos de mosaico foram estudados e diferenciados do sistema de proteção monolítico. A adoção de armaduras cerâmicas de mosaico veio para superar a fragilidade inerente aos materiais cerâmicos, uma vez que é extremamente difícil produzir cerâmicas resistentes e duras. Nas armaduras cerâmicas de mosaico, os danos causados pelo impacto balístico são limitados a apenas uma peça cerâmica ou seu entorno. Dessa forma, a peça certamente trincará, mas sem comprometer a capacidade de resistir a múltiplos impactos do sistema. Além disso, vários fatores têm grande influência no desempenho balístico desse tipo de sistema de proteção:

- a) São produzidos diferentes formatos de mosaicos cerâmicos, como hexagonal, quadrado e cilíndrico. No entanto, com base nos estudos existentes, não é possível inferir um tamanho ideal de peça, pois a simples variação do tipo de material cerâmico utilizado, bem como a espessura da peça, influencia significativamente no resultado. Portanto, para o desenvolvimento de armaduras cerâmicas de mosaico, são necessários estudos específicos;
- b) O uso de material preenchedor de vãos evita o contato com as peças adjacentes, o que resulta em uma maior área de preservação, atuando como um confinamento que evita a fratura das peças adjacentes. O epóxi tem se mostrado um material preenchedor de vãos muito promissor, devido ao seu baixo custo, e fácil aplicação, além de possuir alta flexibilidade e conferir maior integridade à camada adesiva e às peças adjacentes;
- c) Propriedades como dureza, módulo de elasticidade e tenacidade à fratura são fundamentais para o projeto de sistemas de armadura de mosaico. De acordo com a análise de figuras de mérito, altos valores de módulo de elasticidade e dureza são necessários, enquanto baixa tenacidade à fratura também é desejável. Dessa forma, o sistema de mosaico cerâmico pode aproveitar eficientemente os mecanismos de fratura frágeis da cerâmica para absorver a energia cinética do projétil, no entanto, estudos adicionais são necessários para que as declarações propostas possam ser refinadas;
- d) Considerando os avanços dos softwares computacionais, a análise numérica apresenta resultados muito próximos da realidade. Portanto, esse tipo de estudo é uma ferramenta fundamental para a pesquisa de armaduras

cerâmicas, possibilitando uma série de simulações envolvendo inúmeras variáveis, como materiais, formas, espaçamentos, configurações, design, etc. Todas essas simulações podem ser realizadas antes dos ensaios experimentais, como uma forma de filtragem inicial, oferecendo grande economia e praticidade nos estudos.

A combinação desses diferentes fatores apresentados é necessária para projetar e produzir sistemas de blindagem de mosaico cerâmico mais eficientes.

### **Agradecimentos**

Os autores gostariam de agradecer ao Centro de Microscopia e Microanálise da UFRGS pelo apoio técnico e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e ao Programa de Apoio a Núcleos de Excelência da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio Grande do Sul (PRONEX/FAPERGS) pelo apoio financeiro. Este estudo foi financiado em parte pela Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001. J.V. agradece uma bolsa financiada pelo programa TUM Talent factory.

## CAPÍTULO III

### **Improving the flexural-strength-to-density ratio in alumina ceramics with the addition of silicon nitride**

Artigo publicado no periódico Ceramics International

DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.09.260>

## **8 APRIMORAMENTO DA RELAÇÃO RESISTÊNCIA À FLEXÃO / DENSIDADE EM CERÂMICAS DE ALUMINA COM ADIÇÃO DE NITRETO DE SILÍCIO**

Alexander B. Dresch<sup>1,\*</sup>, Janio Venturini<sup>1,2</sup>, Carlos P. Bergmann<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil

<sup>2</sup> Departamento de Engenharia Industrial, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil

\*Autor correspondente: [alexander.dresch@ufrgs.br](mailto:alexander.dresch@ufrgs.br)

## RESUMO

Composições cerâmicas de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) e nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) foram estudadas como materiais prospectivos para cerâmicas balísticas. Cerâmicas de alumina com teores de 0, 5, 10 e 15% em massa de nitreto de silício estudadas a fim de melhorar sua relação resistência à flexão/densidade. As amostras foram moldadas por prensagem uniaxial e sinterizadas a 1600 °C. Foram determinadas a retração, a densidade, a absorção de água e a perda de massa das amostras, bem como sua dureza, resistência mecânica e tenacidade à fratura. As cerâmicas produzidas na presença de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  exibiram um interior com aspecto bastante diferente da sua superfície externa. A difração de raios X mostrou que a maioria das composições apresentou duas fases, alumina e mulita, enquanto o interior da composição de 15% em massa apresentou quatro fases: alumina, mulita, nitreto de silício e X-SiAlON. Amostras com 10% em massa de nitreto de silício apresentaram a maior tenacidade à fratura e a melhor resistência à flexão. Além disso, esta amostra alcançou uma densidade aproximadamente 21% inferior à das amostras de controle, proporcionando a melhor relação resistência à flexão/densidade, aproximadamente 53% superior à da alumina sem  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Assim, essas cerâmicas apresentam grande potencial para utilização em proteções cerâmicas avançadas, onde o peso é um grande fator limitante.

**Palavras-chave:** Alumina; Nitreto de Silício; Cerâmicas Avançadas; armaduras balísticas.

## 8.1 INTRODUÇÃO

Materiais cerâmicos avançados são amplamente estudados devido às suas propriedades distintas, como alta resistência mecânica, alta dureza, excelente resistência química e interessantes propriedades elétricas, térmicas e ópticas. Assim, são utilizados nas mais variadas aplicações, como aeroespacial [62,63], biomedicina [61], componentes eletrônicos [60] e blindagem balística [36,64]. No campo das proteções, as cerâmicas balísticas desempenham um papel crucial: são rígidas o suficiente para fragmentar os projéteis que se aproximam e dissipar significativamente a energia que chega. Além disso, estes materiais apresentam baixas densidades – melhorando assim a mobilidade do objeto ou pessoa protegida – e são fortes o suficiente para absorver a maior parte da energia do impacto [14,117].

Os materiais mais utilizados para cerâmica balística são carboneto de silício (SiC), carboneto de boro (B<sub>4</sub>C) e alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Dentre as cerâmicas avançadas, a alumina apresenta a melhor relação custo-benefício, apresentando excelentes propriedades mecânicas [95]. No entanto, a sua densidade relativamente elevada acaba por ser um factor limitante, resultando numa blindagem balística mais pesada e diminuindo a mobilidade do usuário [23]. Outra cerâmica que é regularmente utilizada em armaduras balísticas é o nitreto de silício (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) [88]. Este composto apresenta propriedades únicas, como alta resistência mecânica, alta dureza, baixa densidade e alta resistência ao choque térmico [89,90]. Sua microestrutura também pode promover o surgimento de mecanismos de fortalecimento [91]. No entanto, uma ampla gama de dificuldades envolvendo a sinterização do nitreto de silício puro dificulta a sua aplicação como material de blindagem balística economicamente viável [92].

O impacto balístico causa efeitos complexos nas armaduras cerâmicas. Este evento dinâmico gera altas cargas de compressão (Fratura *concoide* de *hertzian*) no ponto de impacto e fissuras de tração por flexão biaxial na face oposta [49]. As fissuras ocorrem através da propagação de ondas de choque, além de tensões de compressão e cisalhamento ao longo de sua espessura e tensões de tração e cisalhamento perpendiculares à direção da espessura [21,187]. Trincas por flexão que emanam do ponto de impacto são uma indicação de que a fratura em corpos cerâmicos é governada por tensões de flexão [188]. Muitos estudos procuram determinar a relação de desempenho da cerâmica através de sua eficiência de peso e espessura [111].

Outros relatos consideram a dureza, a resistência à flexão e a tenacidade à fratura como propriedades importantes para aplicações em armaduras cerâmicas [16,33]. Contudo, as condições dinâmicas sob o impacto balístico representam um problema adicional. Mais comumente, as propriedades medidas em laboratório são analisadas em condições estáticas, o que pode não se traduzir diretamente nos requisitos dinâmicos do desempenho balístico. No entanto, cerâmicas com dureza mecânica acima de 10 GPa, grande tenacidade à fratura e alta resistência à flexão são geralmente consideradas excelentes candidatas para aplicações em blindagem balística [33].

Um dos principais fatores limitantes das armaduras balísticas é o seu peso total. O desenvolvimento de novos materiais está fortemente focado na redução do peso sem perda de desempenho ou diminuição da proteção [17,30,31]. As pesadas proteções balísticas usadas pelas forças de segurança e militares sacrificam a sua mobilidade, o que muitas vezes pode ter consequências terríveis durante as operações militares [32]. O uso de proteções balísticas pesadas também pode alterar os padrões de movimento do usuário, causando tensões nas articulações e aumentando o risco de danos musculoesqueléticos que podem causar consequências à saúde a longo prazo [4]. Nesse aspecto, o desenvolvimento de cerâmicas mais leves e resistentes ao impacto é de suma importância [190].

O objetivo deste trabalho foi estudar e comparar os efeitos dos teores de nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) nas propriedades mecânicas de cerâmicas de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). O objetivo é melhorar algumas propriedades fundamentais que possam proporcionar um melhor desempenho balístico para cerâmicas à base de alumina. Materiais com até 15% em massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  foram queimados e analisados quanto às suas propriedades mecânicas estáticas. Em comparação com a alumina, as amostras com 10% em massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  apresentaram uma melhoria significativa na relação resistência à flexão/densidade com uma pequena diminuição na dureza mecânica, apontando assim para um possível candidato para aplicações balísticas.

## 8.2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram preparadas cerâmicas de alumina com teores de 0, 5, 10 e 15% em massa de nitreto de silício. Foram utilizados pós de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (fase  $\alpha$ ; tamanho médio de partícula de 1,63  $\mu\text{m}$ ; Almatis – Premium Alumina) e  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (fase  $\alpha$ ; tamanho médio de partícula de 17,35  $\mu\text{m}$ ; Wacker-Chemie). Os precursores foram homogeneizados em

moinho de bolas por 10 min. Uma quantidade de 5% em massa de uma solução aquosa de acetato de polivinila a 5% foi usada como aglutinante. As cerâmicas foram moldadas por prensagem uniaxial sob carga de 40 MPa. As amostras conformadas foram posteriormente queimadas em atmosfera de ar a 1600 °C (forno SIGMA SHF, VB3/18, sinterização sem pressão). A temperatura foi elevada a uma taxa de 1,25 °C·min<sup>-1</sup> e mantida a 550 °C por 2 h para decomposição dos ligantes orgânicos. Posteriormente, a temperatura foi aumentada de 550 para 1600 °C a uma taxa de 8,75 °C·min<sup>-1</sup>. Esta temperatura foi mantida por 6 h, após as amostras foram deixadas esfriar naturalmente.

As dimensões e o peso dos corpos de prova foram medidos antes e depois da sinterização para determinar sua retração e densidade geométrica. As densidades aparentes foram medidas pelo método de Arquimedes em água deionizada. A resistência à flexão foi determinada pelo teste de flexão em quatro pontos [61]; a carga foi aplicada na mesma direção da conformação (tempo de carregamento de 1,0 mm·min<sup>-1</sup>, vão inferior de 30,0 mm e vão superior de 15,0 mm) (SHIMADZU AGX50). As amostras foram serradas em pedaços menores para testes de MEV, DRX e indentação (serra de baixa velocidade IsoMet, Buehler, 15LC Diamond 127 mm). A técnica de difração de raios X (X'Pert MPD, Phillips, Cu-K<sub>α</sub>) foi empregada para realizar análises de fases no exterior e interior das cerâmicas produzidas de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. O parâmetro da célula unitária das fases foi obtido após refinamento do fator de escala, e célula unitária. A dureza mecânica foi medida pelo ensaio de indentação Vickers (carga de 20 kgf). A tenacidade à fratura foi determinada através do método de fratura por indentação [106]. Um mínimo de 7 corpos de prova foi usado para cada teste. Todos os dados foram processados estatisticamente [353] (critério de rejeição de Chauvenet, 95% de confiança) para descartar amostras não representativas. Imagens da superfície fraturada das amostras foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura (EVO MA10, Zeiss, tensão de aceleração de 10 kV). Utilizou-se um disco diamantado para serrar os corpos de prova para observação do aspecto interno das amostras (serra de baixa rotação IsoMet, Buehler, 15LC Diamond 127 mm).

## 8.3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 8.3.1 ASPECTO VISUAL

A Figura 8.1 mostra a aparência externa e interna das amostras queimadas. As vistas internas indicadas na imagem foram obtidas a partir de corpos de prova serrados transversalmente. A linha superior de imagens fotográficas representa uma seção da superfície externa dos corpos cerâmicos. Da mesma forma, a linha inferior mostra o aspecto de uma seção transversal dos corpos queimados, isto é, a sua aparência interna. Uma clara diferença visual entre as cerâmicas produzidas com teor inicial variável de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  pode ser vista tanto interna quanto externamente. As amostras de alumina pura apresentam uma cor amarelada, tanto interna quanto externamente. Entretanto, as amostras contendo nitreto de silício apresentaram coloração externa esbranquiçada. Internamente, os corpos com composição mista apresentavam aspecto acinzentado. O volume coberto pela região cinza aumentou com o aumento do teor de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , indicando assim que a presença deste componente mais escuro está ligada à adição de nitreto de silício.

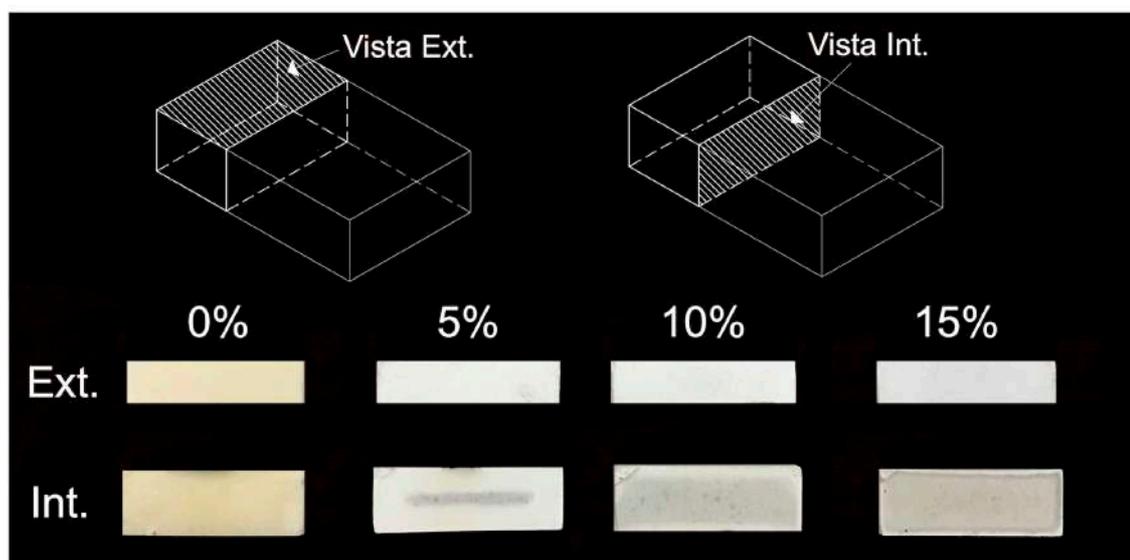


Figura 8.1 - Aspecto visual do exterior (parte superior) e interior (parte inferior) da cerâmica  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Al}_2\text{O}_3$  produzida com diferentes teores de massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

### 8.3.2 ANÁLISE DRX

Para esclarecer a causa de seus diferentes aspectos visuais, as amostras queimadas foram analisadas por difratometria de raios X. A Figura 8.2 mostra os padrões de difração de raios X da superfície externa das amostras produzidas. A

amostra preparada sem nitreto de silício apresentou apenas alumina ( $(\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , grupo espacial  $R\bar{3}c$ , n. 167, ICSD 085137), como seria de esperar. Por outro lado, todas as outras amostras apresentaram duas fases em sua superfície externa, alumina e mulita (grupo espacial  $Pbam$ , n. 55, ICSD 023726). Este fenômeno é uma indicação de que o nitreto de silício próximo à superfície externa sofreu uma reação de decomposição, gerando a fase secundária observada nestes difratogramas. Em altas temperaturas, como as utilizadas durante a sinterização, o nitreto de silício pode se decompor, gerando óxido de silício que reage ainda mais com a alumina, formando mulita e liberando gás nitrogênio [354]. Além disso, a intensidade das reflexões associadas à mulita aumenta em função do teor de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , confirmando ainda que o nitreto de silício reagiu com a atmosfera oxidante, formando a mulita.

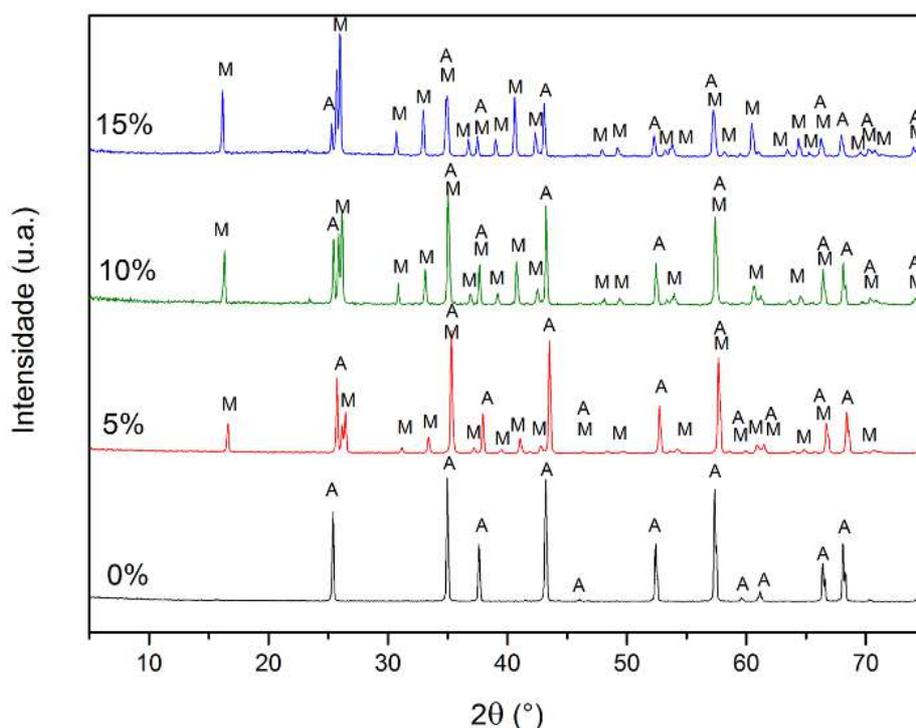


Figura 8.2 - Difratogramas de raios X da superfície externa da cerâmica  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  produzida (A: alumina, M: mulita).

A Figura 8.3 mostra os difratogramas de raios X do interior dos corpos de prova produzidos com concentrações iniciais variáveis de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . A amostra controle e os corpos de prova com 5 e 10% em massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  continuaram apresentando as mesmas fases de sua superfície externa. Entretanto, as cerâmicas  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  produzidas com 15% em massa de nitreto de silício apresentaram quatro fases diferentes em sua composição, sendo elas alumina, mulita, nitreto de silício (grupo

especial *P31c*, n. 159, ICSD 035565) e SiAlON (fase X). Mesmo que as amostras de 5 e 10% não apresentem outras fases secundárias nos difratogramas de raios X, pode-se inferir pela Figura 8.1 – pela diferença de cor – que também apresentam outras fases além de alumina e mulita. A menor concentração dessas fases pode não ter sido suficiente para serem totalmente discernidas pela técnica de difração de raios X, embora estivessem presentes em quantidade suficiente para promover o efeito visual observado. Também foi observada neste difratograma uma diminuição na intensidade das reflexões da mulita, o que pode indicar o consumo da fase secundária para a formação do X-SiAlON. O X-SiAlON possui propriedades mecânicas inferiores ao seu análogo  $\beta$ -SiAlON, e tem sido sugerido que sua presença é prejudicial às propriedades mecânicas, pois reduz a resistência e a tenacidade à fratura [355,356].

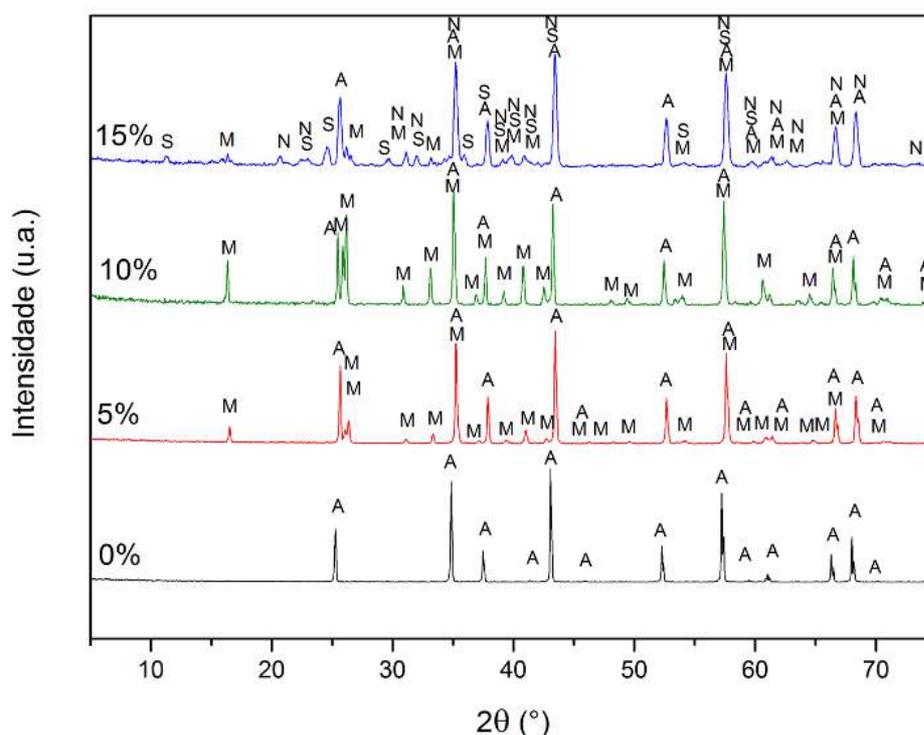


Figura 8.3 - Difratogramas de raios X do interior da cerâmica  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  produzida (A: alumina, M: mulita, N: nitreto de silício, S: SiAlON).

A Tabela 8.1 apresenta a quantificação das fases interna e externa das cerâmicas estudadas. Nota-se um aumento gradual da fase mulita e uma diminuição da fase alumina à medida que o teor de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  na composição aumenta. Essa tendência mostra ainda que ocorreu a decomposição do nitreto de silício na atmosfera oxidante, liberando nitrogênio, e a subsequente reação do silício com alumina e oxigênio, formando mulita. A reação de decomposição começa externamente e

progride para o corpo cerâmico à medida que o oxigênio da atmosfera penetra no material. Este fenômeno fica evidente pelas maiores concentrações de mulita externamente do que internamente e também pela diminuição da fração cinza, como pode ser visto na Figura 8.1.

Tabela 8.1 - Quantificação do conteúdo das fases.

Composições		Quantificação (%)				Total
		Alumina	Mulita	Nitreto de Silício	SiAlON	
0%	Ext.	100				100
	Int.	100				100
5%	Ext.	71.9	28.1			100
	Int.	79	21			100
10%	Ext.	49.3	50.7			100
	Int.	50.9	49.1			100
15%	Ext.	24	76			100
	Int.	-	-	-	-	-

Quanto maior o teor de nitreto de silício na composição, maior será a quantidade de silício disponível para a formação da mulita. Porém, como o teor de nitreto de silício não é completamente decomposto, teores mais elevados também resultam na presença mais significativa de outras fases além da alumina e da mulita. Este comportamento explica a presença da seção cinza dos corpos (Figura 8.1), ligada a fases secundárias que só foram detectadas por DRX na composição de 15% em massa devido à sua proporção mais substancial.

A quantificação das fases internas do corpo cerâmico de 15% em massa não pôde ser realizada devido à presença de X-SiAlON, uma vez que esta fase não possui uma célula unitária bem definida. As fases  $\alpha$ -SiAlON e  $\beta$ -SiAlON possuem estrutura definida e sua cristalização ocorre via sinterização em fase líquida com excesso de aditivos. Assim, os aditivos são consumidos gradativamente à medida que ocorre a reação da solução sólida de SiAlON. Porém, se não houver fase líquida suficiente, a densificação não será completa e a fase líquida será transformada em uma fase amorfa nos contornos de grão, contendo SiAlON e as impurezas dos componentes iniciais [357,358]. Portanto, o fato de não terem sido utilizados aditivos para promover

a fase líquida nas composições explica o aparecimento da fase não estequiométrica X-SiAlON.

### 8.3.3 ANÁLISE MEV

A Figura 8.4 mostra as imagens de MEV da superfície fraturada das amostras após serem submetidas a um ensaio de flexão em quatro pontos. Sugere-se uma diminuição no tamanho de grão nas composições com nitreto de silício, como pode ser observado comparando as amostras controle com composições de até 15% em massa de nitreto de silício. As estruturas formadas com adições de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  dificultaram a densificação, sugerindo que a sinterização dos pós da matriz é inibida na presença de nitreto de silício. A cinética de crescimento dos grãos é fortemente dependente da densidade sinterizada, conforme relatado anteriormente para sistemas semelhantes [359]. Nas amostras com adição de nitreto de silício, pode-se observar a densificação através do encolhimento dos pós da matriz, resultando em diferença no tamanho dos grãos e evitando retração na região. Além disso, forças repulsivas fracas e diferentes características superficiais entre as fases são responsáveis pela densificação parcial e formação de poros. Esses vazios são difíceis de remover na sinterização sem pressão devido às longas distâncias de difusão para que as vacancias se movam para o limite do grão [359].

Uma maior presença de poros é sugerida nas cerâmicas  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  produzidas. Esta porosidade interna é um fator que contribui negativamente para o desempenho mecânico crítico. Como é amplamente conhecido, os poros atuam como concentradores de tensões, reduzindo a resistência mecânica das cerâmicas em função da fração volumétrica dos poros [100]. Em contrapartida, a presença de alguns grãos alongados pode ser observada nas imagens MEV da composição de 10% em massa, sendo ainda mais pronunciada nas amostras de 15% em massa. Este crescimento anisotrópico de grãos é característico do nitreto de silício, que geralmente pode ser observado na forma de prismas hexagonais. A presença destes grãos conduz a um fenômeno de reforço *in situ*, promovendo o surgimento de mecanismos de fortalecimento, contribuindo assim para uma maior resistência mecânica [91].

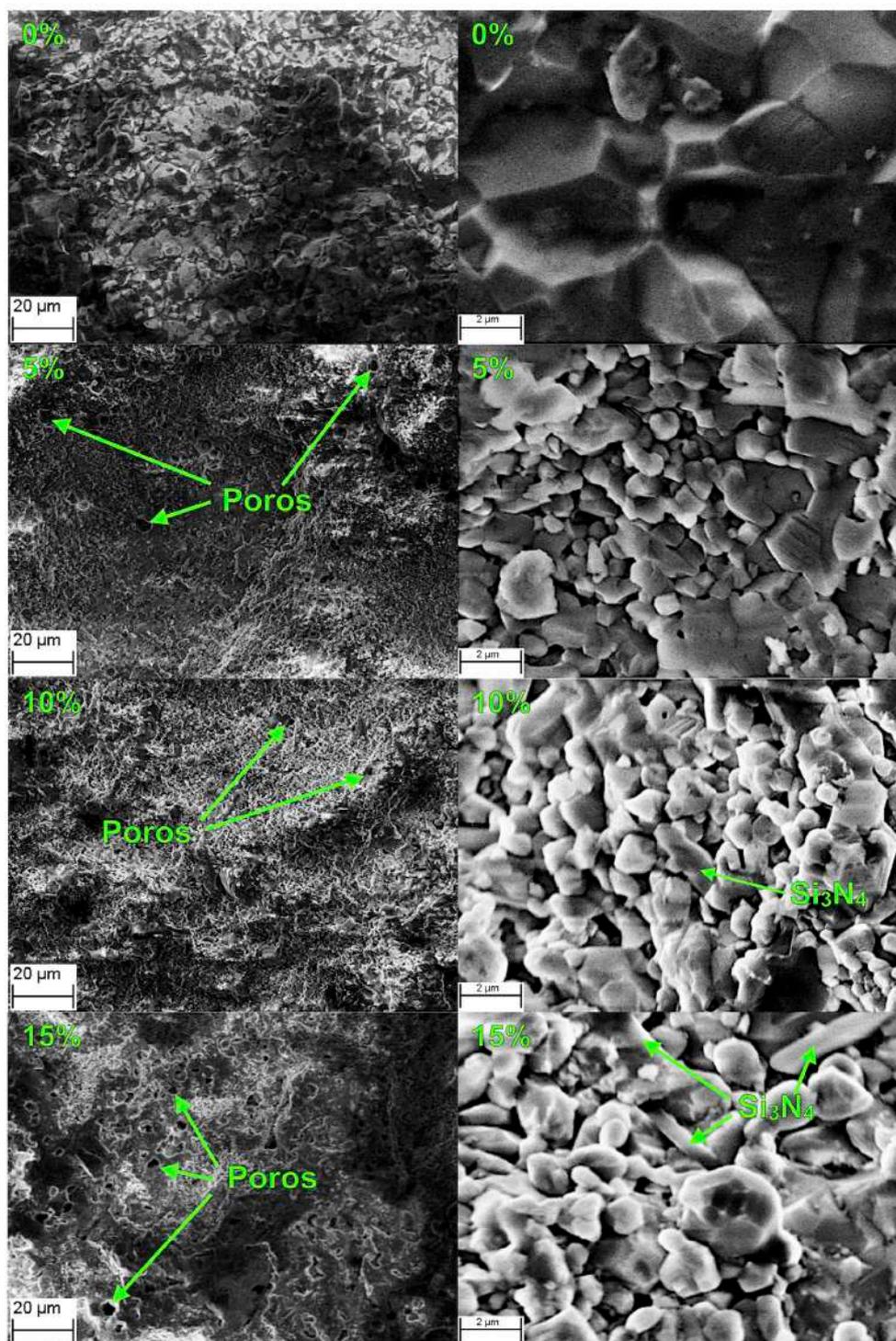


Figura 8.4 - Imagens MEV em diferentes ampliações da face fraturada dos corpos cerâmicos  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  produzidos. As porcentagens indicadas referem-se ao teor inicial em massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

### 8.3.4 ANÁLISES DE RETRAÇÃO, DENSIDADE E ABSORÇÃO

A Tabela 8.2 apresenta as propriedades estruturais das cerâmicas  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  produzidas. Ambas as densidades (calculadas pelo método de Arquimedes e pela relação peso/volume medida) produziram valores muito semelhantes. Com o aumento

da proporção de nitreto de silício, a retração dos corpos de prova diminuiu. Portanto, também foi observada uma diminuição na densidade. A alumina pura apresentou densidade muito próxima dos valores teóricos, indicando que ocorreu uma sinterização efetiva [360]. Além disso, por ser o material mais denso dentre as composições estudadas, essas amostras também apresentaram a maior retração. Na composição de 5% em massa de nitreto de silício, houve uma diminuição acentuada na densidade. Este fenômeno ocorre devido à menor densidade da mulita quando comparada à alumina, 3,2 contra 3,9 g·cm<sup>-3</sup>, respectivamente [361]. Nas amostras com adição de 10% em massa de nitreto de silício, houve uma concentração ainda maior de mulita. Portanto, esta amostra também apresentou uma densidade ainda menor que as amostras anteriores. A menor densidade (3,02 g·cm<sup>-3</sup>) foi obtida pela composição com 15% em massa de nitreto de silício, que também foi sugerida como tendo porosidade interna, conforme Figura 8.4. De acordo com os difratogramas da Figura 8.3, estas amostras apresentaram quatro fases internas. Entre estas, mulita, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> e X-SiAlON possuem densidades muito inferiores às da alumina pura [362], explicando assim a diminuição geral da densidade juntamente com o aumento na concentração inicial de nitreto de silício.

Tabela 8.2 - Retração, densidade, densidade relativa, porosidade aberta e fechada.

<b>Composição (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>%)</b>	<b>Retração (%)</b>	<b>Perda de Massa (%)</b>	<b>Densidade Aparente (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Densidade Geométrica (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Absorção de Água (%)</b>
<b>0%</b>	17,66 ± 0,24	2,90 ± 0,31	3,88 ± 0,01	3,88 ± 0,01	0,01 ± 0,00
<b>5%</b>	11,92 ± 0,21	1,72 ± 0,23	3,21 ± 0,00	3,24 ± 0,02	1,69 ± 0,05
<b>10%</b>	10,19 ± 0,28	2,07 ± 0,32	3,05 ± 0,01	3,08 ± 0,02	0,79 ± 0,09
<b>15%</b>	9,29 ± 0,36	1,50 ± 0,35	3,02 ± 0,01	3,02 ± 0,02	0,65 ± 0,17

Amostras com 5% em massa de nitreto de silício apresentaram maior absorção de água, o que poderia ter facilitado a passagem do oxigênio e permitido uma melhor queima interna. O melhor transporte de oxigênio na composição de 5% em massa poderia ter levado ao aumento da decomposição de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> e SiAlON, o que, por sua vez, levaria à diminuição do volume da área cinzenta no interior das amostras. Este fenômeno pode de fato ser observado na Figura 8.1, onde a composição de 5% em massa apresenta uma área cinza muito menor quando comparada às composições

com maiores quantidades de nitreto de silício. Esta cor cinza indica que houve oxidação incompleta, causada pela queima em ambiente redutor.

Em contraste, as composições de 10 e 15% em massa apresentaram menor permeabilidade ao oxigênio (conforme indicado pela absorção de água), resultando em uma decomposição incompleta de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Durante um processo de queima convencional, como o utilizado em nosso estudo, a superfície externa das amostras sofre sinterização antes da parte interna da cerâmica, à medida que o calor é transmitido do ambiente externo para o interno. Esta sinterização externa inicial impede a passagem interna de oxigênio para continuar a decomposição dos nitretos até a conclusão. A menor absorção indica dificuldade de permeabilidade e transporte de oxigênio para o interior do material. O resultado seria uma região escura mais ampla nessas amostras, como é visto na Figura 8.1.

Os corpos de alumina sem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  apresentaram menor absorção de água, provavelmente devido à sua maior retração e densificação, resultando em menor número de poros. Nenhuma perda de massa pronunciada foi obtida para nenhuma das composições, indicando que essas perdas estão provavelmente relacionadas à quantidade de água retida e à decomposição do PVA utilizado como aglutinante.

### 8.3.5 ANÁLISE DE DUREZA

A Figura 8.5 apresenta os resultados dos ensaios de dureza Vickers das cerâmicas produzidas. A cerâmica de alumina pura apresentou a maior dureza, com praticamente os mesmos resultados tanto externamente ( $2080 \text{ HV} \pm 156 \text{ HV}$ ) quanto internamente ( $2088 \text{ HV} \pm 214 \text{ HV}$ ). No entanto, a dureza alcançada é ligeiramente inferior à esperada para cerâmicas de alumina [100]. As amostras apresentaram redução gradativa da dureza à medida que aumentava a quantidade de nitreto de silício, apresentando também diferenças nos resultados para o interior e exterior das amostras. A composição de 5% em massa apresentou valores de  $1163 \pm 100 \text{ HV}$  externamente e  $1479 \pm 86 \text{ HV}$  internamente. A superfície externa das amostras a 10% em massa apresentou  $890,3 \pm 45,6 \text{ HV}$  contra  $1173 \pm 157 \text{ HV}$  no interior da cerâmica. Este fenômeno pode ser explicado pela diferença na dureza da alumina e das demais fases formadas. A dureza mecânica das amostras diminuiu à medida que o teor de alumina diminuiu. As composições de 5 e 10% em massa apresentaram maior concentração de mulita externamente do que internamente, conforme indicado nos difratogramas (Figuras 8.2 e 8.3) e Tabela 8.1. Este aluminossilicato apresenta dureza

(1300 - 1500 HV) [363] inferior à da denso alumina (2650 HV) [100]. Este fator explicaria a diferença de dureza entre as superfícies interna e externa da cerâmica, pois a maior fração de mulita nas superfícies externas incorreria em uma diminuição na dureza mecânica.

As amostras de 15% em massa apresentaram aumento nos resultados de dureza externa ( $1021 \pm 121$  HV) e diminuição na dureza interna ( $982 \pm 90$  HV) em comparação com a composição de 10% em massa. Porém, estatisticamente, a composição de 15% em massa obteve equilíbrio na dureza, apresentando os mesmos valores internos e externos. Além disso, a diminuição nos valores de dureza interna pode estar relacionada à presença de quatro fases internas nesta composição: alumina, nitreto de silício, mulita e X-SiAlON. O X-SiAlON possui a menor dureza (1280 HV) [355] entre essas fases, o que contribuiria para reduzir a dureza interna para valores inferiores aos apresentados por sistemas onde existem apenas duas fases, mulita e alumina. Vale ressaltar que todas as composições atenderam à condição de dureza mínima necessária estabelecida na literatura para aplicações em cerâmica balística [33].

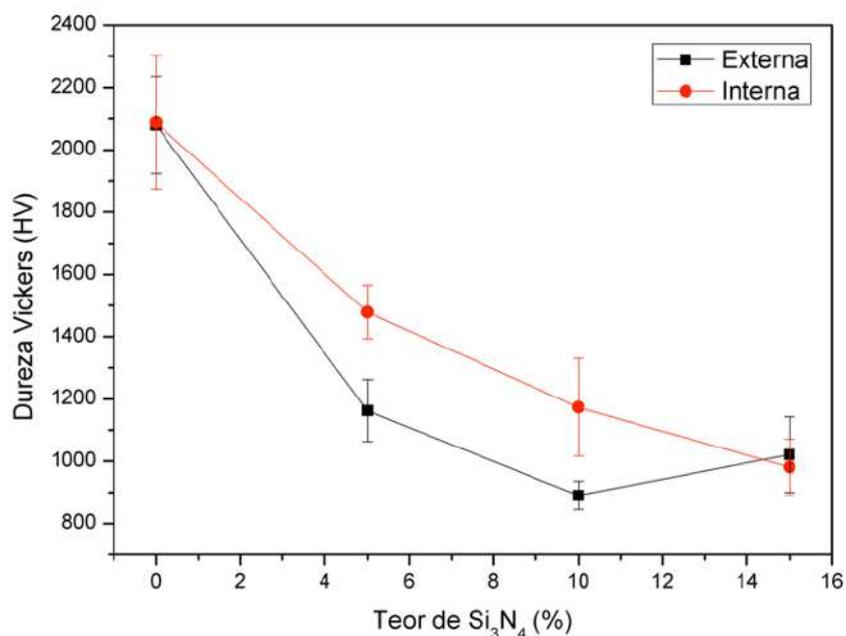


Figura 8.5 - Dureza Vickers em função do teor mássico inicial de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  dos corpos cerâmicos produzidos.

### 8.3.6 ANÁLISE DE TENACIDADE À FRATURA

Para uma compreensão mais aprofundada das diferentes propriedades mecânicas das composições produzidas, também foi avaliada a sua tenacidade à

fratura. A tenacidade à fratura foi determinada através da técnica de indentação [106], apesar das incertezas inerentes ao método. A Tabela 8.3 apresenta os valores de  $K_{IC}$  tanto para o interior quanto para o exterior das cerâmicas estudadas. Os corpos cerâmicos de alumina sem  $Si_3N_4$  apresentaram os maiores valores de tenacidade à fratura ( $6,2$  e  $6,8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ), até um pouco acima daqueles normalmente esperados para alumina densa ( $4,2 - 5,9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) [100,301]. Dentre as composições com nitreto de silício, as amostras com 10% em massa apresentaram a maior tenacidade à fratura, com valores muito semelhantes tanto em sua superfície quanto em seu interior. Os menores resultados foram obtidos na parte externa da cerâmica com 15% em massa de  $Si_3N_4$ , seguindo a tendência observada de degradação das propriedades mecânicas para esta composição.

Tabela 8.3 - Tenacidade à fratura das cerâmicas produzidas.

Composição	$K_{IC} \text{ (MPa}\cdot\text{m}^{1/2})$	
	Ext.	Int.
0%	$6,8 \pm 1,3$	$6,2 \pm 0,7$
5%	$4,2 \pm 0,7$	$4,0 \pm 0,9$
10%	$5,8 \pm 0,6$	$5,5 \pm 0,7$
15%	$2,7 \pm 0,1$	$4,1 \pm 0,3$

Considerando o desvio padrão dos resultados, as cerâmicas com até 10% em massa de  $Si_3N_4$  apresentaram os mesmos valores de tenacidade à fratura externa e internamente. De longe, as amostras preparadas com 15% em massa de  $Si_3N_4$  apresentam a variação mais extrema. Embora apresente duas fases externas (alumina e mulita), a tenacidade à fratura obtida para esta amostra foi próxima da esperada para a mulita ( $1,5 - 3,0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) [363]. Este fenômeno indica que a alta concentração de mulita (conforme observado na Tabela 8.1) leva a uma diminuição dos mecanismos de fortalecimento [364]. Além disso, as amostras de 5 e 10% em massa apresentam indicações visuais de uma pequena concentração inicial de outras fases secundárias (provavelmente  $Si_3N_4$  e X-SiAlON, como mostrado pela composição de 15% em massa) que não são capturadas por difração de raios X, como anteriormente explicado. O X-SiAlON deve contribuir negativamente para o resultado, pois apresenta menor tenacidade à fratura ( $1,77 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) quando comparado à alumina [365]. Porém, o resultado encontrado internamente mostra que, mesmo na

presença de X-SiAlON, há uma resistência maior do que na superfície externa, sugerindo que o  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ( $8 - 11 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) também está levando ao surgimento de fortalecimento mecanismos [91,366].

As tendências observadas nos valores de tenacidade à fratura podem estar relacionadas ao comportamento relatado nas imagens SEM (Figura 8.5) em relação à quantidade de poros nas amostras. Um poro tem resistência zero e atua como concentrador de tensões, reduzindo exponencialmente a resistência mecânica de acordo com a fração volumétrica da porosidade [100]. Este fator provavelmente explicaria o pior desempenho relatado pelas composições com maior número de poros internos.

### 8.3.7 ANÁLISE RESISTÊNCIA MECÂNICA À FLEXÃO

Várias propriedades mecânicas podem ser analisadas e relacionadas ao desempenho balístico [15]. Dentre eles, a resistência à flexão da cerâmica é uma excelente indicação de desempenho sob os requisitos dinâmicos do impacto balístico [195]. A Figura 8.6 mostra a resistência à flexão obtida através do teste de flexão em 4 pontos da cerâmica produzida. As amostras com 10% em massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  apresentaram os melhores resultados,  $101,1 \pm 10,2 \text{ MPa}$ , seguidas dos corpos cerâmicos sem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  na composição com  $83,8 \pm 13,6 \text{ MPa}$ . Os menores resultados foram observados para as cerâmicas com 5 e 15% em massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  –  $73,0 \pm 2,3 \text{ MPa}$  e  $66,6 \pm 8,7 \text{ MPa}$ , respectivamente. Pode-se observar nas imagens de MEV (Figura 8.5) que as composições com nitreto de silício sugerem maior porosidade interna. Esse caráter também foi sinalizado pela densidade e absorção de água (Tabela 8.2). A porosidade contribui negativamente para a resistência à flexão, o que explicaria porque essas amostras apresentaram os resultados mais baixos em relação à sua resistência à flexão.

Nas amostras com teores de nitreto de silício ocorre um equilíbrio entre porosidade, granulometria e reforço *in situ*, razão pela qual as cerâmicas estão estatisticamente empatadas quanto à sua resistência. A balança aponta positivamente para resistência à flexão em amostras preparadas com 10% em massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Além de apresentarem tamanho de grão reduzido em comparação aos corpos cerâmicos sem  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , essas cerâmicas também apresentaram pequena contribuição do reforço *in situ*, o que contribui para a resistência mecânica. Além disso, conforme os difratogramas internos (Figura 8.3), esta composição apresenta a maior concentração

interna de mulita. A presença de mulita também está relacionada à melhoria das propriedades mecânicas [367] e ao aparecimento de mecanismos tenacificantes, o que também foi indicado pela Tabela 8.3 para esta composição.

Na composição de 15% em massa de nitreto de silício foi verificada a presença de quatro fases, dentre elas o SiAlON fase X. Este material apresenta menor resistência mecânica quando comparado às demais fases presentes, fator que também contribui para a redução da resistência à flexão dos corpos cerâmicos queimados [356]. Além disso, suas micrografias sugeriram alta porosidade, o que pode ter influenciado negativamente na resistência mecânica.

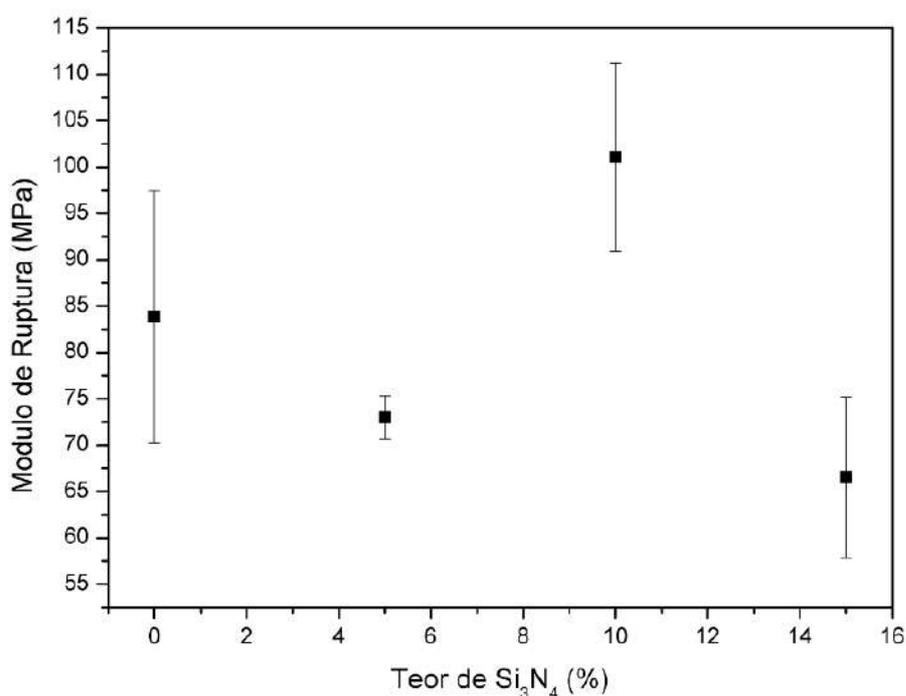


Figura 8.6 – Módulo de ruptura à flexão em função do teor em massa de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> nos corpos cerâmicos produzidos por Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (Total de 7 amostras para cada composição).

### 8.3.8 ANÁLISE DA RELAÇÃO RESISTÊNCIA À FLEXÃO X DENSIDADE

Num contexto de cerâmica balística, a relação entre a resistência à flexão e a densidade dos materiais é fundamental, uma vez que o peso global da proteção cerâmica é um fator relevante na seleção destes compostos avançados [19]. Estudos comprovaram que a espessura da cerâmica está diretamente ligada ao seu desempenho balístico, havendo tendência crescente na eficiência das cerâmicas em função da diminuição da densidade [20]. A relação entre a resistência à flexão e a

densidade das cerâmicas  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  produzidas podem ser observadas na Tabela 8.4.

Tabela 8.4 - Resistência à flexão em relação à densidade da cerâmica.

Composição	$\sigma/\rho$ ( $\text{MPa}\cdot\text{g}^{-1}\cdot\text{cm}^3$ )
0%	$21,6 \pm 3,5$
5%	$22,7 \pm 0,7$
10%	$33,1 \pm 3,4$
15%	$22,0 \pm 2,9$

A cerâmica de alumina sem  $\text{Si}_3\text{N}_4$  apresentou a menor relação entre resistência e densidade. Amostras produzidas com 5 e 15% em massa apresentaram valores ligeiramente superiores desta relação. Este fenômeno, que causou a perda de resistência, provavelmente está relacionado à menor densificação e à presença da fase X-SiAlON, uma vez que este material apresenta propriedades mecânicas inferiores às da alumina, mulita e nitreto de silício [362]. Os melhores resultados foram alcançados com a composição de 10% em massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Apesar da resistência à flexão semelhante de todas as composições, a menor densidade das amostras de 10% em massa resultou em uma resistência específica muito maior, aproximadamente 53% maior que a dos corpos cerâmicos sem  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Tabela 8.5 - Relação das propriedades de diversas cerâmicas balísticas com alumina.

Cerâmicas	Resistência à flexão (%)	Densidade (%)	Resistência à flexão / Densidade (%)
Alumina / Nitreto de Silício	+ 20%	- 21%	53%
Alumina / Zircônia	+39%	+12%	24%
Alumina / Mulita	-8%	-8%	1%
Carbeto de Silício	+5%	-20%	33%
Carbeto de Boro	+5%	-37%	68%

Fonte: [88]

A Tabela 8.5 mostra uma comparação entre os resultados obtidos neste trabalho com valores de referência obtidos por outras cerâmicas balísticas em relação à alumina. A cerâmica  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  obteve a segunda melhor relação resistência à flexão/densidade, sendo superada apenas pela cerâmica de carbeto de boro. Muitos autores consideram o  $\text{B}_4\text{C}$  como a melhor cerâmica balística, que combina alta resistência mecânica com baixa densidade; entretanto, apresenta alto custo de aplicação [81,82]. Assim, a composição de 10% em massa é uma cerâmica com excelentes características mecânicas, baixo custo de produção e grande potencial para aplicações em blindagem balística.

#### 8.4 VISÃO GERAL

Para um desempenho eficaz durante o impacto, a cerâmica deve quebrar ou deformar o projétil e reduzir a energia cinética para que não haja deformação excessiva na camada de suporte [182]. Portanto, diversas propriedades mecânicas podem servir como uma triagem inicial de possíveis materiais para aplicações balísticas. A dureza é a primeira opção, pois é necessário fraturar e erodir o projétil [49]. Como regra geral, a dureza da armadura deve ser superior à dos projéteis [182]. A tenacidade à fratura e a resistência à flexão também são críticas, pois auxiliam na absorção da energia cinética e evitam falhas prematuras da cerâmica [49]. Portanto, a resistência à flexão e a tenacidade à fratura são necessárias no caso de múltiplos impactos balísticos, o que é um pré-requisito para vários padrões de classificação em todo o mundo [50–53]. No entanto, vários estudos relatam uma relação inversa entre dureza e tenacidade à fratura, ou seja, à medida que a dureza da cerâmica aumenta, há uma tendência contrária de diminuição da tenacidade à fratura [124,285,302]. Assim, obter cerâmicas duras e resistentes é um grande desafio.

Analisando os resultados, as amostras com 10% em massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  obtiveram os valores mais consistentes, ao mesmo tempo que apresentaram uma densidade aproximadamente 21% menor que a das amostras controle de alumina. A composição de 10% em massa também apresentou dureza acima daquelas amplamente consideradas necessárias para uma cerâmica balística ideal [33]. Dentre as composições com nitreto de silício, foi a que apresentou maior tenacidade à fratura, ainda superior aos valores usualmente relatados na literatura para alumina [301]. Além disso, esta composição alcançou uma resistência à flexão 20% maior que a da

alumina sem  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , o que é ainda mais dramático, considerando a densidade significativamente menor.

Todos esses resultados foram obtidos comparando as cerâmicas nos mesmos processos de produção. A sinterização sem pressão em atmosfera oxidante que é frequentemente usada para alumina (uma das razões para seu baixo custo de fabricação) não é benéfica para o nitreto de silício. Mesmo assim, o teor de 10% em massa de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  apresentou melhora significativa em suas propriedades essenciais, conforme relatado neste artigo. As cerâmicas  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  também apresentaram relação resistência à flexão/densidade superior a muitas cerâmicas balísticas comerciais, conforme mostrado na Tabela 8.5. Além disso, esse material oferece praticamente o mesmo custo de produção da alumina convencional usada em armaduras balísticas. Assim, um teor de 10% em massa de nitreto de silício na alumina rendeu cerâmicas muito mais resistentes e leves, com grande potencial para aplicação em armaduras balísticas. Os dados apresentados neste artigo serviram para uma triagem inicial da cerâmica  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$ . Posteriormente, são necessários testes balísticos para confirmar o real desempenho desta cerâmica. Atualmente estão sendo realizados novos estudos sobre sua aplicação como cerâmica balística avançada, além de novas formas de processamento que permitiriam menor decomposição do nitreto de silício e melhor melhoria de suas propriedades.

## 8.5 CONCLUSÃO

Neste artigo, cerâmicas de alumina e nitreto de silício foram estudadas como candidatas para uso como blindagem balística. Aumentos no teor de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  na composição foram acompanhados de diminuição na densidade, retração, dureza e tamanho de grão da cerâmica. As amostras de controle apresentaram um valor de tenacidade à fratura mais alto, seguido de perto pela cerâmica de nitreto de silício com 10% em massa. A análise de difração de raios X mostrou que toda composição apresentou duas fases, alumina e mulita, com exceção do interior da composição de 15% em massa, que apresentou quatro fases: alumina, mulita, nitreto de silício e X-SiAlON. Amostras com adição de 10% em massa de nitreto de silício apresentaram os maiores resultados de resistência à flexão quando comparadas às demais amostras. Além disso, esta amostra alcançou uma densidade cerca de 21% inferior à das amostras de controle, proporcionando a melhor relação resistência à flexão/densidade, cerca de 53% superior à da alumina sem  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . As cerâmicas

$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Si}_3\text{N}_4$  também apresentaram maior relação resistência à flexão/densidade do que outras cerâmicas balísticas utilizadas comercialmente. Assim, nossos resultados são uma forte indicação de que estas cerâmicas são candidatas promissoras para aplicações em blindagem balística, uma vez que permitiriam a mesma resistência com peso reduzido ou, inversamente, maior resistência com o mesmo peso. Porém, são necessários testes balísticos para comprovar o real desempenho dessas cerâmicas.

### **Agradecimentos**

Os autores agradecem ao Centro de Microscopia e Microanálise da UFRGS pelo apoio técnico e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e ao Programa de Apoio aos Centros de Excelência da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Rio Grande do Sul (PRONEX/FAPERGS) pelo apoio financeiro.

## CAPÍTULO IV

**Compósito Alumina/Sílica/Zircônia por *Two-Step Sintering* Para Uso Balístico**

## 9 COMPÓSITO ALUMINA/SÍLICA/ZIRCÔNIA POR TWO-STEP SINTERING PARA USO BALÍSTICO

### 9.1 INTRODUÇÃO

A evolução das cerâmicas balísticas está fortemente associada à busca por materiais que combinem alta resistência mecânica, leveza e eficiência em proteção contra projéteis de alta energia [7–9,12–14]. Entre as opções mais exploradas, a alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) destaca-se pelo equilíbrio entre desempenho balístico e custo-benefício, sendo amplamente utilizada em aplicações de proteção balística [21,22]. No entanto, suas limitações, como alta densidade e baixa tenacidade à fratura, impulsionaram o desenvolvimento de composições alternativas capazes de otimizar seu desempenho [23].

Dentre as estratégias para superar essas limitações, a incorporação de reforços cerâmicos tornou-se uma abordagem eficaz. O nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) surgiu como uma opção promissora devido à sua elevada resistência à flexão, alta tenacidade à fratura e densidade inferior à da alumina [88–91]. Esses atributos contribuem para a criação de compósitos mais leves e resistentes, ideais para aplicações onde a mobilidade e a eficiência balística são cruciais. Por outro lado, a zircônia ( $\text{ZrO}_2$ ) chamou a atenção por sua capacidade de aumentar a tenacidade dos compósitos através do mecanismo de transformação de fase [125,139]. Durante esse processo, a transformação de zircônia tetragonal para monoclinica gera tensões compressivas ao redor de partículas na matriz, dificultando a propagação de trincas e melhorando a resistência do material [142–144,152–155]. Essa combinação pode possibilitar o desenvolvimento de compósitos com propriedades mecânicas superiores e maior eficiência em absorção de energia de impacto.

Além disso, a sinterização em duas etapas (*two-step sintering*) surge como uma técnica fundamental para a fabricação desses compósitos [167–169]. Nesse processo, o material é submetido a uma primeira etapa de aquecimento até uma temperatura elevada, próxima à de sinterização completa, seguida por um resfriamento controlado até uma temperatura inferior, onde permanece por um período prolongado [170]. Essa abordagem evita o crescimento excessivo dos grãos durante a densificação, permitindo a obtenção de uma microestrutura fina e

homogênea, crucial para a melhoria das propriedades mecânicas e balísticas. Além disso, a sinterização em duas etapas reduz a formação de porosidade residual, um fator crítico para o desempenho sob impacto [167,170,171].

No primeiro estágio, a temperatura é elevada até um ponto onde ocorre a sinterização inicial, permitindo o início da compactação do material, mas antes que os grãos comecem a crescer significativamente. No segundo estágio, a temperatura é reduzida para um nível que ainda suporta o avanço da densificação, mas suprime o crescimento anômalo dos grãos. Essa abordagem reduz a porosidade residual, pois a densificação ocorre em temperaturas mais baixas e de forma mais uniforme, evitando a formação de grandes cavidades ou aglomerações que poderiam comprometer a integridade estrutural do material. Além disso, ao limitar o crescimento desigual dos grãos, a técnica evita a criação de regiões estruturalmente fracas, reduzindo defeitos internos que poderiam servir como pontos de nucleação de trincas ou fraturas [167–177].

No contexto de materiais balísticos, como os compósitos de alumina/sílica/zircônia, essa redução de porosidade e defeitos é crítica. Uma microestrutura refinada e homogênea melhora significativamente as propriedades mecânicas, como a resistência à flexão e a tenacidade à fratura [100,102,108], tornando o material mais eficaz contenção de danos localizados sob impactos de alta energia e a resistir a múltiplos impactos [21,182,187,188,303,304].

O presente capítulo aborda a inclusão de materiais complementares, como nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), sílica, ( $\text{SiO}_2$ ) e zircônia ( $\text{ZrO}_2$ ), como uma estratégia eficaz para superar as limitações da alumina. Ademais, a sinterização em duas etapas (*two-step sintering*) é investigada como uma técnica promissora para a obtenção de microestruturas refinadas, minimizando a porosidade e maximizando o desempenho mecânico. Por fim, este capítulo tem como objetivo expandir a pesquisa e explorar uma nova possibilidade de composição cerâmica, bem como avaliar a sinterização em duas etapas e a utilização de PVA como ligante.

## 9.2 MATERIAIS E MÉTODOS

A condução da pesquisa seguiu o fluxograma da Figura 9.1. Este trabalho foi desenvolvido no Laboratório de Materiais Cerâmicos (LACER) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).

Essa metodologia contempla tanto a experimentação com novos materiais quanto uma análise crítica e comparativa das abordagens existentes, oferecendo uma contribuição teórica e prática para o campo das cerâmicas balísticas.

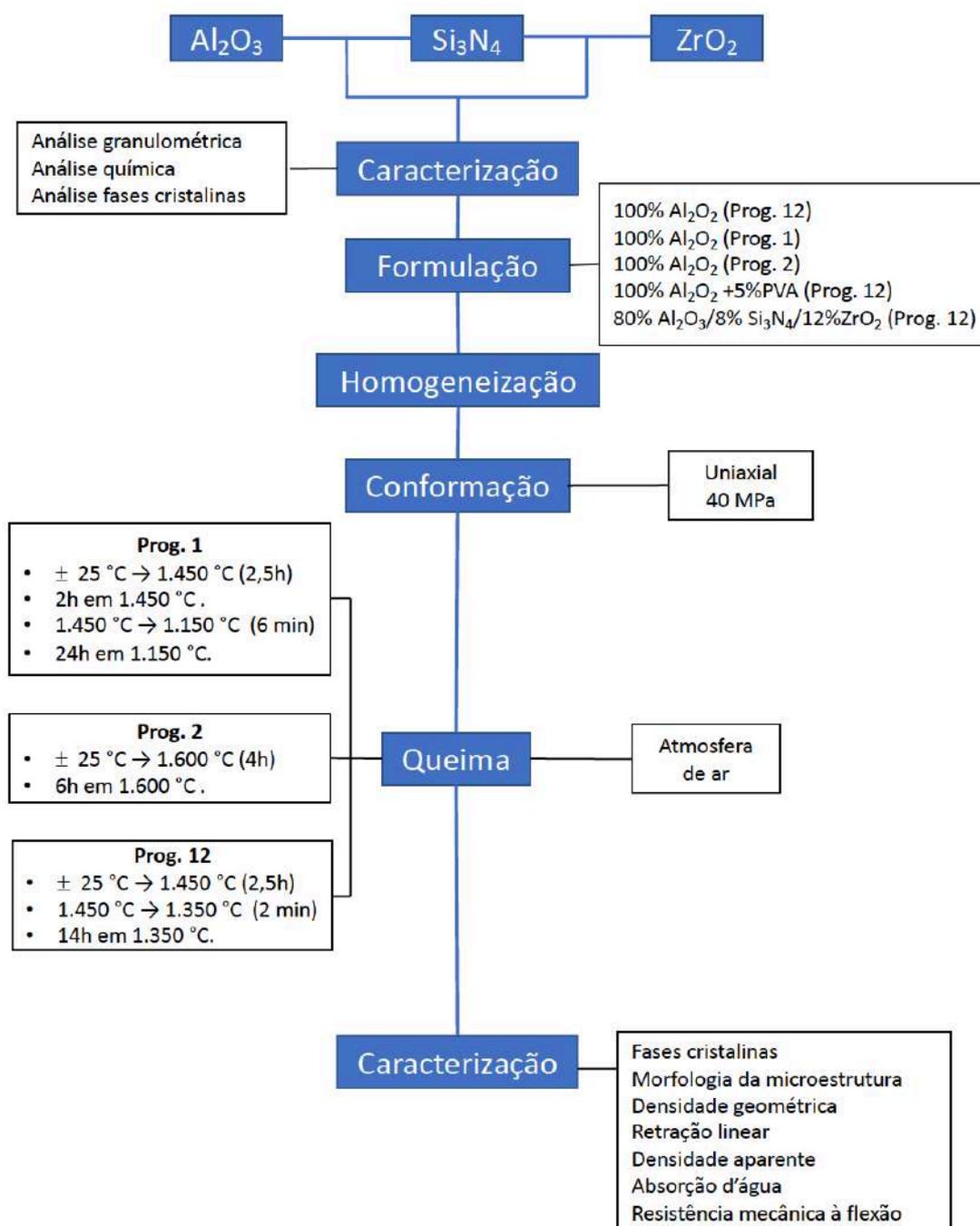


Figura 9.1 - Fluxograma do programa experimental adotado nesta pesquisa.

## 9.3 MATERIAIS

### 9.3.1 ALUMINA

O pó cerâmico de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) foi obtido da empresa Almatris – Premium Alumina, localizada em Frankfurt, Alemanha, com uma composição de 99,73%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 0,23%  $\text{SiO}_2$  e 0,04%  $\text{CaO}$ . A granulometria foi analisada com o equipamento CILAS 1180. Para identificar as fases cristalinas, utilizou-se a técnica de difração de raios X (DRX), empregando um difratômetro da marca Phillips, modelo X'Pert MPD, com radiação  $\text{Cu-K}_\alpha$ .

### 9.3.2 NITRETO DE SILÍCIO

O pó cerâmico de nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) empregado neste estudo foi fornecido pela empresa Wacker-Chemie, localizada em Kempten, Alemanha. A análise do tamanho das partículas foi realizada com o equipamento CILAS 1180. A caracterização das fases cristalinas foi feita por difração de raios X (DRX), utilizando o aparelho da marca Phillips, modelo X'Pert MPD, equipado com um emissor de raios X de radiação  $\text{Cu-K}_\alpha$ .

### 9.3.3 OXIDO DE ZIRCÔNIO

O pó cerâmico de óxido de zircônio ( $\text{ZrO}_2$ ), estabilizado com óxido de ítrio ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ), utilizado neste estudo, foi fornecido pela empresa Evonik Industries AG, localizada em Essen, Alemanha. A análise do tamanho das partículas foi realizada com o equipamento CILAS 1180. A caracterização das fases cristalinas foi feita por difração de raios X (DRX), utilizando um aparelho da marca Phillips, modelo X'Pert MPD, equipado com um emissor de raios X de radiação  $\text{Cu-K}_\alpha$ .

## 9.4 MÉTODOS

### 9.4.1 FABRICAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

#### 9.4.1.1 COMPOSIÇÕES

A Tabela 9.1 apresenta as Composições e suas respectivas nomenclaturas investigadas. Os valores correspondem à fração mássica dos componentes na mistura inicial. Como ponto de partida, foi mantida a mesma proporção entre alumina e nitreto de silício utilizada nos resultados do Artigo 3 (capítulo III), ou seja, 10%. No caso da zircônia, adotou-se uma proporção de 15% em relação à alumina, quantidade suficiente para gerar mecanismos de tenacificação, sem impactar significativamente na densidade, considerando que a zircônia é bem mais densa que a alumina.

Tabela 9.1 – Composições investigadas e sua nomenclatura.

Nome	Composição	Programação Queima
A100t	100% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Prog. 12
A1001	100% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Prog. 1
A1002	100% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Prog. 2
A1003	100% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 5% PVA	Prog. 2
A80S8Z12t	80% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + 8% Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> + 12% ZrO <sub>2</sub>	Prog. 12

Os pós cerâmicos foram cuidadosamente separados e pesados em uma balança digital, conforme os dados apresentados na Tabela 9.1, até atingir um total de 350 g. A mistura foi homogeneizada em um moinho de bolas (Servitech, modelo CT-242) por um período de 10 min. Antes de iniciar o processo de prensagem, os pós cerâmicos foram peneirados utilizando uma malha de 1,0 mm (16/18). Para a composição de A1003, foi adicionada uma solução aquosa de PVA (Acetato de polivinila) a 5% em massa, sendo que essa solução também representava 5% da massa total.

#### 9.4.2 PRENSAGEM DOS CORPOS DE PROVA

O procedimento de compactação e conformação das misturas de pós cerâmicos foi realizado utilizando uma prensa hidráulica uniaxial equipada com uma

matriz prismática. O molde, com dimensões de 20 mm x 60 mm x 21 mm, foi preenchido com o pó cerâmico previamente preparado, sendo compactado por prensagem uniaxial sob uma pressão de 40 MPa, mantida durante 10 segundos. Após a compactação, a peça foi ejetada após um tempo de espera de aproximadamente 20 segundos. A quantidade de corpos de prova conformados variou conforme a composição, pois, nas misturas sem a utilização de PVA como ligante, as amostras ficaram mais suscetíveis a não manter a integridade estrutural antes da queima. Assim sendo, o número de amostras resultantes foi:

- 7 corpos de prova da composição A100t;
- 14 corpos de prova da composição A1001;
- 13 corpos de prova da composição A1002;
- 12 corpos de prova da composição A1003;
- 13 corpos de prova da composição A80S8Z12t.

#### 9.4.3 QUEIMA DOS CORPOS DE PROVA

A sinterização dos corpos de prova foi realizada em um forno SIGMA, modelo SHF. VB3/18, com capacidade de até 1800 °C. Foram utilizados três tipos de programações de rampas de queima em uma atmosfera de ar, sendo elas:

1. **Programação 1:** O aquecimento iniciou-se a partir da temperatura ambiente, elevando-se em 2,5 h até 1450 °C. A temperatura foi mantida em 1450 °C por 3 h, correspondendo à primeira etapa da sinterização. Após essa etapa, a temperatura foi reduzida em 6 min para 1150 °C, onde permaneceu por 24 h para a segunda etapa da sinterização.

A programação 1 foi baseada nos estudos de Li and Ye [172] e Bodišová e outros [173], que utilizaram cerca de 1450 °C como temperatura da primeira etapa. Além disso, Bodišová e outros empregaram 1150 °C como temperatura da segunda etapa, que foi mantida por 24 h. Eles alcançaram cerca de 92% da densidade relativa já na primeira etapa e obtiveram um tamanho final de grão de 200 nm.

2. **Programação 2:** O aquecimento iniciou-se a partir da temperatura ambiente, elevando-se em 4 h até 1600 °C, onde permaneceu por 6 h para a sinterização.

A programação 2 foi elaborada com base nas temperaturas de queima utilizadas nos estudos abrangidos pelo artigo 3 (capítulo III). Basicamente, eliminou-se o patamar de temperatura de 550 °C, utilizado anteriormente para a eliminação do PVA. Como na programação 2 a temperatura foi elevada a 1600 °C em 4 h, esse tempo já seria suficiente para a eliminação do PVA, caso estivesse presente na composição.

3. **Programação 12:** O aquecimento iniciou-se a partir da temperatura ambiente, elevando-se em 2,5 h até 1.450 °C, para a primeira etapa da sinterização. Após atingir a temperatura da primeira etapa, a temperatura foi reduzida em 2 min para 1350 °C, onde permaneceu por 14 h para a segunda etapa da sinterização.

A programação 12 foi baseada nos estudos de Wang e outros [175] nos quais variaram a temperatura T1 entre 1400 e 1450 °C e a temperatura T2 entre 1300 e 1400 °C. Essas temperaturas foram as que apresentaram os maiores valores de densificação da cerâmica de alumina dopada com zircônia. Além disso, esses autores utilizaram tempos para o patamar de temperatura T2 variando de 8 a 24 h. Foi alcançado uma densificação de 88% já na primeira etapa de sinterização. As temperaturas empregadas nesta programação também estavam de acordo com 80% da temperatura de sinterização para o nitreto de silício [368].

Para todas as programações, o resfriamento ocorreu de forma natural e todo o processo de queima foi realizado em atmosfera de ar oxidante.

#### 9.4.4 CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Após a queima, os corpos de prova foram submetidos a caracterizações das seguintes propriedades:

- Fases cristalinas por difração de raios X (DRX);
- Morfologia da microestrutura por microscopia eletrônica de varredura (MEV);
- Densidade geométrica e retração linear;
- Densidade aparente e absorção de água;
- Resistência mecânica à flexão.

Para as análises de MEV e DRX, foram utilizadas as partes fraturadas dos corpos de prova após o ensaio de flexão, focando na análise das superfícies rompidas.

#### 9.4.4.1 FASES CRISTALINAS POR DRX

A análise das fases cristalinas formadas após o processo de queima dos corpos de prova foi realizada por difração de raios X (DRX). Utilizou-se um difratômetro da marca Phillips, modelo X'Pert MPD, equipado com um emissor de raios X de radiação Cu-K $\alpha$ . Em cada amostra rompida no ensaio de flexão, foi analisada a borda interna. Os difratogramas gerados para as amostras foram examinados no software X'Pert HighScore Plus e comparados com um banco de dados para identificar as fases cristalinas presentes.

#### 9.4.4.2 MORFOLOGIA DE MICROESTRUTURA POR MEV E TAMANHO DE GRÃO

Para analisar a morfologia da microestrutura dos corpos de prova após o processo de queima, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca Zeiss, modelo EVO MA10. As regiões de fratura resultantes do teste de flexão foram examinadas para cada composição. As imagens foram obtidas com uma ampliação de 10.000 vezes e uma voltagem de 10 kV. As amostras foram analisadas sem a aplicação de metalização. Por meio das imagens, o tamanho de grão foi determinado utilizando o método do Intercepto. Traçaram-se linhas horizontais e verticais nas imagens, com espaçamento variando de 500 a 1500 nm (dependendo da amostra). A partir do comprimento total das linhas traçadas ( $L_T$ ) e do número de interceptos entre as linhas e os contornos de grão ( $N_I$ ), foi possível determinar o tamanho de grão (equação 9.1).

$$l = \frac{L_T}{N_I} * 100 \quad (\text{Equação 9.1})$$

onde:

$l$  – Comprimento médio de intercepto (proporcional ao tamanho de grão);

$L_T$  – Comprimento total das linhas traçadas;

$N_I$  – Número total de interseções registradas;

#### 9.4.4.3 RETRAÇÃO LINEAR

Para determinar a retração após a queima, foram realizadas medições das dimensões de cada corpo de prova utilizando um paquímetro digital. Três leituras foram feitas para cada dimensão (largura, altura e comprimento), conforme ilustrado na Figura 9.2, e a média dessas leituras foi usada nos cálculos. A retração linear foi obtida comparando as dimensões antes e depois da sinterização (Equação 9.2). A quantidade de corpos de prova analisados variou de acordo com a composição de cada amostra, conforme descrito anteriormente.

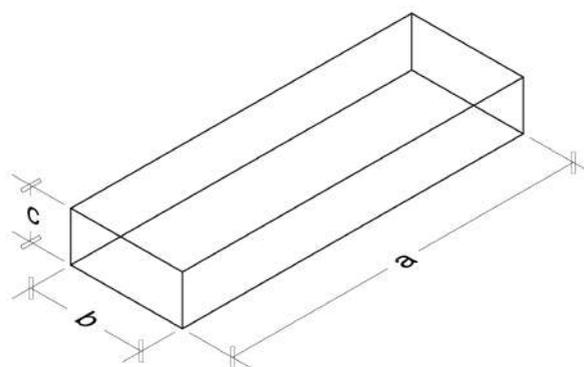


Figura 9.2 - Dimensões dos corpos de prova.

$$R_L = \frac{D_i - D_f}{D_i} * 100 \quad (\text{Equação 9.2})$$

onde:

$R_L$  – Retração Linear (%);

$D_i$  – Dimensão inicial (mm);

$D_f$  – Dimensão final (mm);

#### 9.4.4.4 DENSIDADE APARENTE E ABSORÇÃO DE ÁGUA

A determinação da densidade aparente foi realizada com base no método de Arquimedes [369]. Com os dados obtidos por essa técnica, também foi possível calcular a absorção de água. Foram utilizados sete corpos de prova de cada composição para esse teste. Inicialmente, as amostras foram pesadas em uma balança analítica digital para medir a massa seca ( $m_c$ ), sendo em seguida imersas em água por um período de 24 h. Após esse tempo, a densidade foi calculada utilizando um aparato específico para o método de Arquimedes. O equipamento consiste em uma haste com um suporte para a amostra, que deve ficar totalmente submerso em

água dentro de um béquer, que, por sua vez, é mantido por uma plataforma. A haste deve ficar sobre o prato da balança, sem tocar a plataforma ou o béquer.

A massa aparente ( $M_{AP}$ ) foi medida colocando-se a amostra no suporte imerso em água. Durante o procedimento, a temperatura da água no béquer foi registrada, pois a densidade da água ( $d_L$ ) varia conforme a temperatura. Em seguida, as amostras foram removidas da água e secas para medir a massa com os poros preenchidos ( $m_u$ ). A densidade ( $d_c$ ) e a absorção de água ( $A$ ) das amostras foram então calculadas usando as Equações 9.3 e 9.4.

$$d_c = \left( \frac{m_c}{m_u - m_{AP}} \right) * d_L \quad (\text{Equação 9.3})$$

$$A = \frac{m_u - m_c}{m_c} * 100 \quad (\text{Equação 9.4})$$

onde:

$d_c$  – Densidade amostra (g/cm<sup>3</sup>);

$m_c$  – Massa da amostra seca (g);

$m_u$  – Massa da amostra com os poros preenchidos com água (g);

$M_{AP}$  – Massa aparente da amostra quando imersa em água (g);

$d_L$  – Densidade da água (g/cm<sup>3</sup>);

$A$  – Absorção de água (%).

#### 9.4.4.5 RESISTÊNCIA MECÂNICA À FLEXÃO

Foi realizada a determinação da resistência mecânica à flexão em quatro pontos em 7 corpos de prova prismáticos de cada composição, utilizando uma máquina de ensaios da marca Shimadzu, modelo AG-X com capacidade de 50 kN. O procedimento seguiu as diretrizes da norma ASTM C1161-18 [103], que especifica os métodos para ensaios de flexão em cerâmicas avançadas [61]. Durante o ensaio, a distância entre os apoios superiores foi de 15 mm, e entre os apoios inferiores, 30 mm, com a velocidade de avanço da mesa de carga ajustada para 1,0 mm/min. A distância do apoio até o ponto de aplicação da carga foi de 7,5 mm. A Figura 9.3 ilustra as configurações do ensaio. Com as medidas da altura ( $h$ ), largura ( $d$ ) dos corpos de prova e a carga de ruptura ( $P$ ), a tensão máxima de ruptura ( $\sigma_{max}$ ) foi calculada utilizando a Equação 5.11.

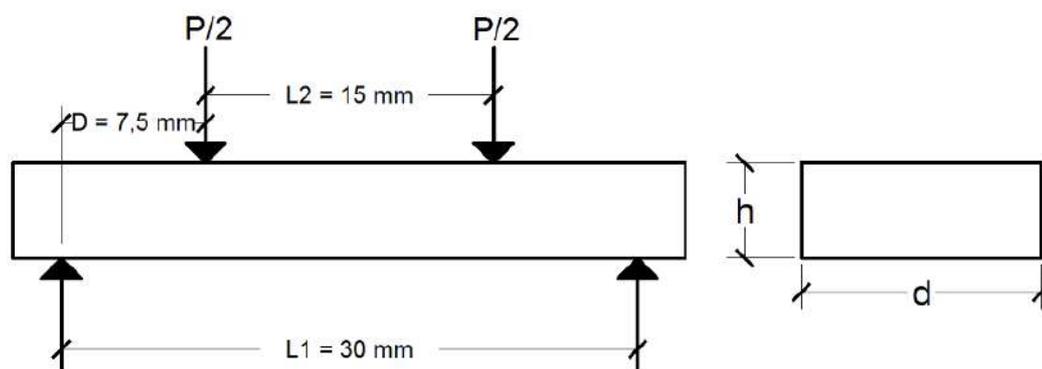


Figura 9.3 - Esquema do ensaio de flexão em quatro pontos desta pesquisa.

$$\text{Flexão em quatro pontos: } \sigma_{max} = \frac{3 P D}{h^2 d} \quad (5.11)$$

onde:

$\sigma_{max}$  – Módulo de ruptura (MPa);

$P$  – Carga na fratura (N);

$L$  – Distância entre os pontos de apoio (mm);

$D$  – Distância do apoio até o ponto de aplicação da carga (mm);

$h$  – Altura do corpo de prova (mm);

$d$  – Largura do corpo de prova (mm).

#### 9.4.4.6 TRATAMENTO DE DADOS

Todos os dados foram analisados estatisticamente com base no critério de Chauvenet [353] para identificar e rejeitar amostras não representativas. Cada grupo de dados incluiu, no mínimo, sete resultados por ensaio. O procedimento seguiu os seguintes passos:

1. Foi calculada a média dos dados, conforme indicado na Equação 9.5.
2. Em seguida, o desvio padrão dos dados foi calculado, como descrito na Equação 9.6.
3. Para cada valor individual, determinou-se a razão entre o desvio do valor em relação à média e o desvio padrão (Equação 9.7).
4. Essa razão foi comparada ao valor crítico do critério de rejeição de Chauvenet, que depende da quantidade de amostras (Tabela 9.2 e Equação 9.8).

Adotou-se um critério de rejeição com 95% de confiabilidade. Após eliminar os dados que não atenderam ao critério, uma nova média e um novo desvio padrão foram recalculados. O processo foi repetido até que nenhum dado adicional precisasse ser excluído.

$$\bar{X} = \frac{\sum X_i}{n} \quad (\text{Equação 9.5})$$

$$S = \sqrt{\frac{\sum (X_i - \bar{X})^2}{n-1}} \quad (\text{Equação 9.6})$$

$$r = \frac{|X_i - \bar{X}|}{s} \quad (\text{Equação 9.7})$$

$$r \text{ medido} \leq R_c \quad (\text{Equação 9.8})$$

$\bar{X}$  – Média aritmética;

$S$  – Desvio padrão;

$r$  – Razão;

$R_c$  – Critério de rejeição;

$X_i$  – Valor medido;

$n$  – Número de medidas realizadas.

Tabela 9.2 – Critério de rejeição para 95% de confiabilidade.

$n$	$R_c$	$n$	$R_c$	$n$	$R_c$
2	1,15	13	2,07	24	2,31
3	1,38	14	2,10	25	2,33
4	1,53	15	2,13	26	2,35
5	1,64	16	2,15	30	2,39
6	1,73	17	2,18	40	2,49
7	1,80	18	2,20	50	2,57
8	1,86	19	2,22	100	2,81
9	1,91	20	2,24	200	3,02
10	1,96	21	2,26	300	3,14
11	2,00	22	2,28	500	3,29
12	2,04	23	2,30	1000	3,48

Fonte: Adaptada de [353]

## 9.5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Esta seção tem como objetivo apresentar e discutir de forma detalhada os resultados obtidos durante a fase experimental do estudo complementar ao artigo 1. Serão analisados os dados coletados, suas implicações, bem como comparações com a literatura existente, permitindo uma reflexão crítica sobre os achados. A partir dessa análise, busca-se destacar as contribuições do experimento para o campo de estudo e possíveis caminhos para trabalhos futuros.

### 9.5.1 MATÉRIAS-PRIMAS

#### 9.5.1.1 ALUMINA

Os resultados das análises do pó de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) são apresentados nesta seção. A Tabela 9.3 exibe os dados da análise granulométrica, revelando que o tamanho médio das partículas é de 1,63  $\mu\text{m}$ . A Figura 9.4 apresenta o difratograma de raios X, onde a análise das fases cristalinas identificou a presença de  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ , pertencente ao grupo espacial  $R\bar{3}c$ , n. 167, ICSD 075479.

Tabela 9.3 – Distribuição granulométrica por difração a laser da alumina.

Matéria-Prima	D <sub>10%</sub> ( $\mu\text{m}$ )	D <sub>50%</sub> ( $\mu\text{m}$ )	D <sub>90%</sub> ( $\mu\text{m}$ )	D <sub>médio</sub> ( $\mu\text{m}$ )
Alumina	0,20	1,01	3,82	1,63

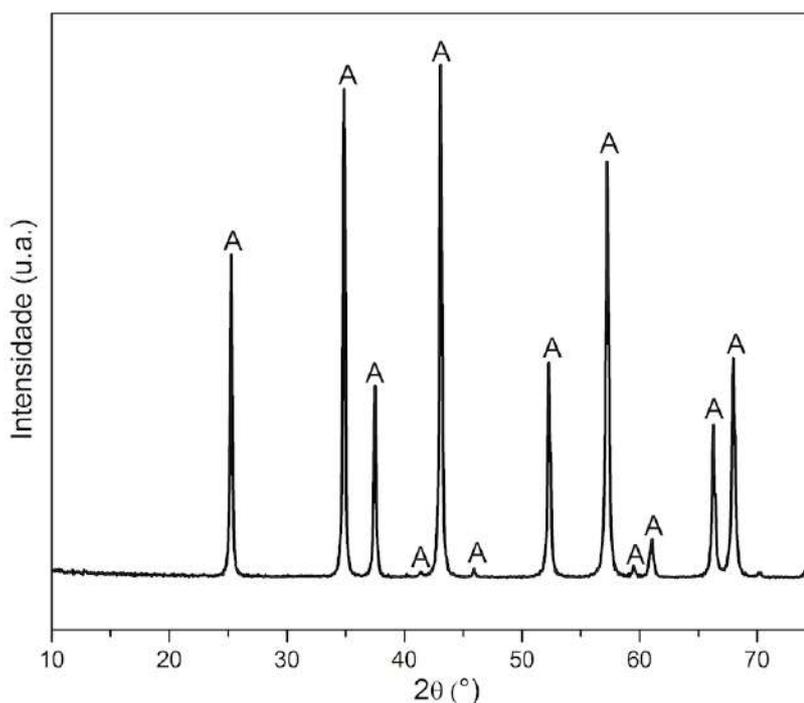


Figura 9.4 – Difratograma de raios X do pó cerâmico  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (A – Alumina).

### 9.5.1.2 NITRETO DE SILÍCIO

Os resultados das análises do pó cerâmico de nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) estão apresentados nesta seção. A Tabela 9.4 exibe os dados referentes à análise granulométrica, revelando um tamanho médio de partículas de 17,35  $\mu\text{m}$ . Já a Figura 9.5 apresenta o difratograma de raios X, onde a análise das fases cristalinas identifica a presença de  $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ , pertencente ao grupo espacial  $P31c$ , n.º 159, conforme o ICSD 035560.

Tabela 9.4 – Distribuição granulométrica por difração a laser do nitreto de silício.

Materia-Prima	$D_{10\%}(\mu\text{m})$	$D_{50\%}(\mu\text{m})$	$D_{90\%}(\mu\text{m})$	$D_{\text{médio}}(\mu\text{m})$
Nitreto de silício	5,06	15,14	32,98	17,35

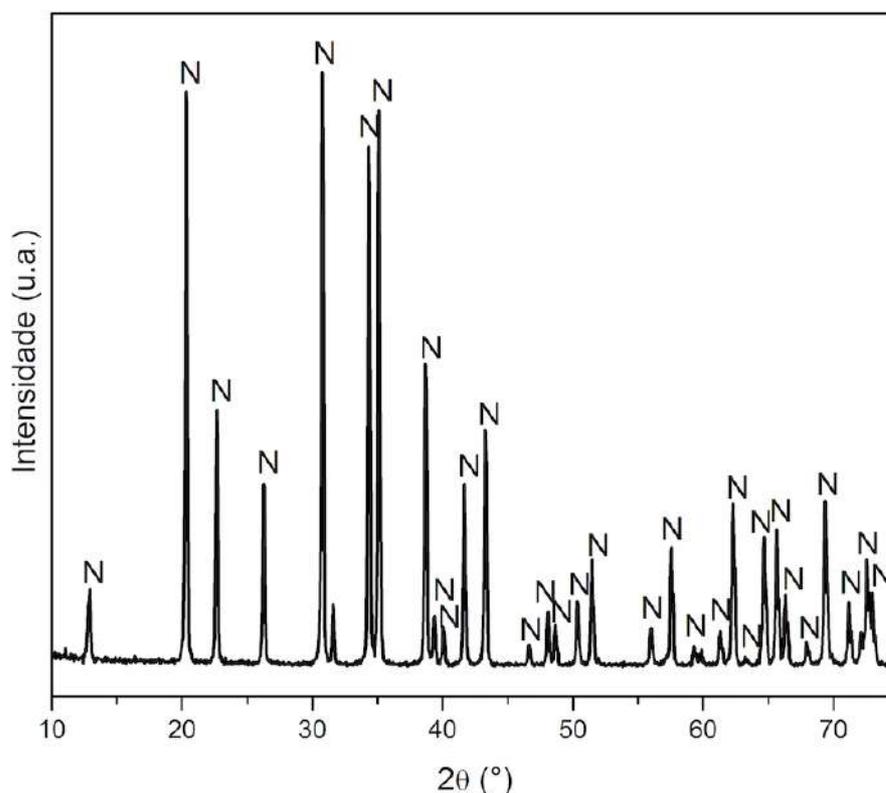


Figura 9.5 - Difratograma de raios X do pó cerâmico  $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$  (N – Nitreto de silício).

### 9.5.1.3 ZIRCÔNIA

Os resultados das análises do pó cerâmico de zircônia ( $\text{ZrO}_2$ ) também estão apresentados nesta seção. A Tabela 9.5 exibe os dados referentes à análise granulométrica, revelando um tamanho médio de partículas de 3,98  $\mu\text{m}$ . Já a Figura 9.6 apresenta o difratograma de raios X, onde a análise das fases cristalinas identifica

a presença de  $ZrO_2$ , pertencente ao grupo espacial  $P2_1/c$ , n.º 14, conforme o ICSD 080048.

Tabela 9.5 – Distribuição granulométrica por difração a laser da zircônia.

Materia-Prima	$D_{10\%}(\mu m)$	$D_{50\%}(\mu m)$	$D_{90\%}(\mu m)$	$D_{médio}(\mu m)$
Zircônia	0,25	2,84	9,77	3,98

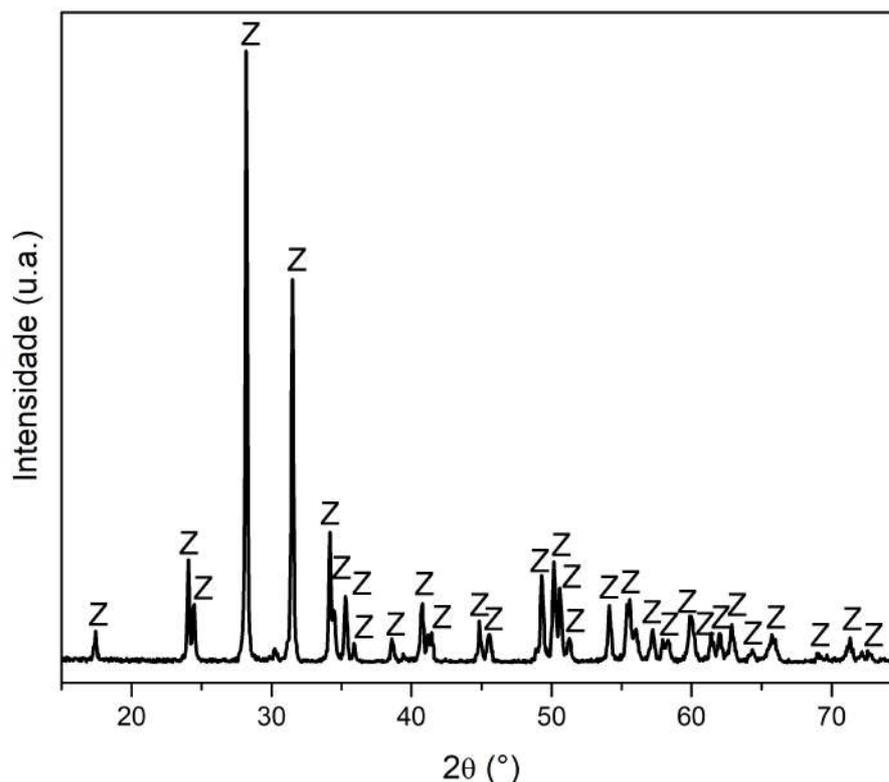


Figura 9.6 - Diffractograma de raios X do pó cerâmico  $ZrO_2$  (Z – Zircônia).

## 9.5.2 CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS CERÂMICOS

### 9.5.2.1 ANÁLISE DE FASES POR DRX

Neste tópico, são analisados os resultados da difração de raios X (DRX) das amostras ensaiadas, com o objetivo de identificar as fases cristalinas formadas após o processo de preparação. Diferentemente do aspecto visual obtido no estudo do artigo 3 (capítulo III), estas amostras apresentaram uma única colocação esbranquiçada. Dessa forma, optou-se por apenas realizar a análise de DRX na borda interna nas amostras cerâmicas. A Figura 9.7 apresenta os padrões de difração de raios X para as amostras preparadas exclusivamente com alumina, correspondendo às composições A100t, A1001, A1002 e A1003. Conforme esperado, todas as amostras exibiram apenas a fase cristalina da alumina, identificada como  $\alpha-Al_2O_3$

(alumina alfa), pertencente ao grupo espacial  $R\bar{3}c$  (nº 167, de acordo com o banco de dados ICSD 085137).

A fase  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  é a forma mais estável da alumina em altas temperaturas e é caracterizada por sua estrutura trigonal, com propriedades como alta dureza, elevada resistência ao desgaste e estabilidade térmica [370]. Esses resultados confirmam que, nas condições experimentais utilizadas, não houve a formação de outras fases cristalinas ou compostos secundários. A presença exclusiva de  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  nas amostras também sugere que o processamento térmico foi eficiente na transformação de qualquer possível fase transitória de alumina, como  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ , em sua forma mais estável [64,110].

Além disso, a nitidez e intensidade dos picos observados nos padrões de DRX indicam um alto grau de cristalinidade nas amostras, o que pode ser associado a um bom controle do processo de sinterização. Esse comportamento é consistente com a literatura sobre a transformação de fases da alumina em função da temperatura e confirma a eficácia das técnicas de preparação aplicadas às amostras [110,371].

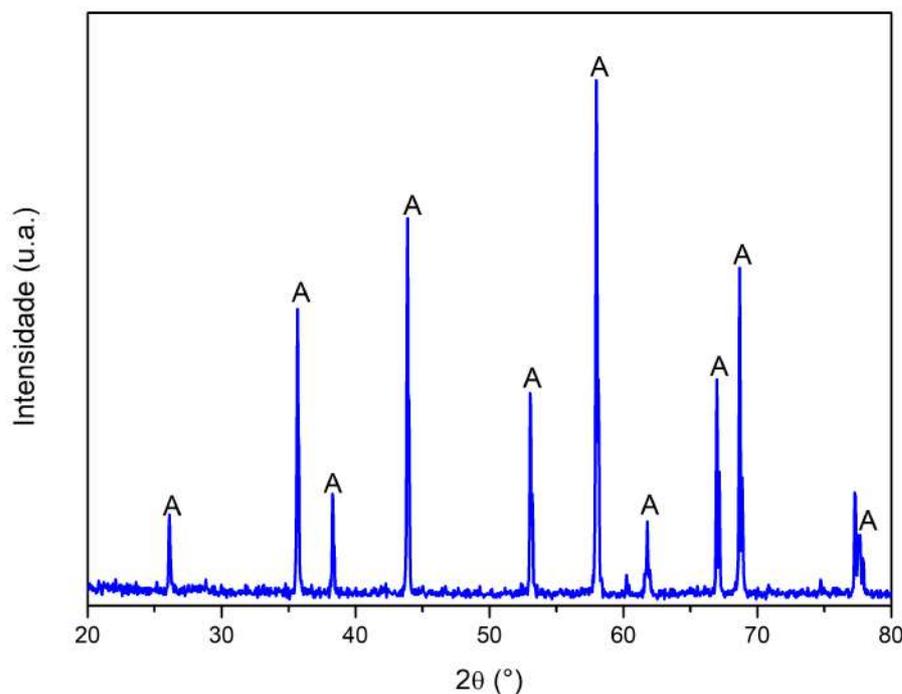


Figura 9.7 - Difratogramas de raios X da borda interna das cerâmicas – A100t – A1001 – A1002 – A1003 (A – alumina).

A Figura 9.8 apresenta os difratogramas de raios X da amostra A80S8Z12t, composta por pós cerâmicos com 80% de  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 8% de  $\text{Si}_3\text{N}_4$  e 12% de  $\text{ZrO}_2$ . A análise dessa amostra revelou a presença de três fases cristalinas distintas: alumina

( $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, grupo espacial  $R\bar{3}c$ , n. 167, ICSD 085137), zircônia (tetragonal-ZrO<sub>2</sub>, grupo espacial  $P4_2/nmc$ , n. 137, ICSD 070014) e sílica (tetragonal-SiO<sub>2</sub>, grupo espacial  $P4_12_12$ , n. 92, ICSD 075301).

Vale destacar que a fase tetragonal da zircônia é metaestável à temperatura ambiente, o que indica que houve estabilização dessa fase, prevenindo sua transformação para a fase monoclinica durante o resfriamento. Esse comportamento é fundamental, pois a transformação da zircônia tetragonal para monoclinica pode causar mudanças volumétricas indesejadas, comprometendo a integridade da microestrutura cerâmica.

Adicionalmente, a presença de sílica (SiO<sub>2</sub>) na amostra indica que ocorreu a decomposição do nitreto de silício (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), gerando a fase observada nos difratogramas. Esse processo de decomposição pode ocorrer em temperaturas elevadas, como as utilizadas na sinterização. Durante esse processo, o nitreto de silício pode se decompor, liberando gás nitrogênio e formando óxido de silício ao entrar em contato com a atmosfera oxidante do forno [359,372,373].

Em contraste com o artigo 3 apresentado no capítulo III, este que apresenta uma composição cerâmica de 90% de alumina e 10% de nitreto de silício, que foi queimada a uma temperatura de 1600 °C por 6 h, formando apenas duas fases: uma referente à alumina e outra referente à mulita (3Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·2SiO<sub>2</sub>). Neste caso, a formação da mulita é explicada pela reação entre a alumina e o nitreto de silício durante a sinterização, com o nitreto de silício se decompondo a altas temperaturas, liberando sílica (SiO<sub>2</sub>) e nitrogênio gasoso (N<sub>2</sub>). A sílica gerada pode reagir com a alumina para formar a mulita, especialmente em temperaturas acima de 1400 °C. A formação de mulita (3Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·2SiO<sub>2</sub>) a partir da reação entre alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) e sílica (SiO<sub>2</sub>) é um processo bem documentado na literatura. Essa reação ocorre predominantemente em temperaturas elevadas, geralmente acima de 1400 °C [374,375].

Além disso, A presença da zircônia pode ser outro ponto que influenciou na diferença entre as fases encontradas nos dois estudos, pois a zircônia pode atuar como estabilizadora de microestruturas, reduzindo a formação de mulita ao interferir na reação entre alumina e sílica. Dessa forma, estudos evidenciam que a zircônia desempenha um papel crucial na modulação das reações entre alumina e sílica, afetando a formação de mulita e contribuindo para a estabilização da microestrutura em materiais cerâmicos [376,377].

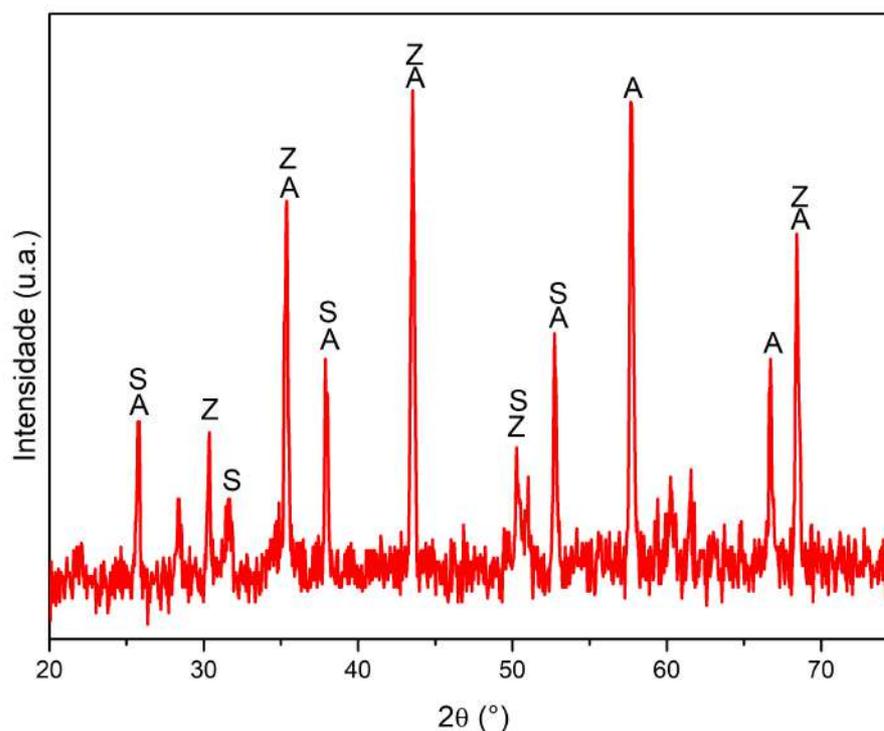


Figura 9.8 - Difratomogramas de raios X da borda interna das cerâmicas A80S812t (A – alumina, Z – zircônia, S – Sílica).

### 9.5.2.2 MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA POR MEV

Na Figura 9.9, são apresentadas as imagens da morfologia e da microestrutura das amostras produzidas, obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura (MEV). Na Tabela 9.6, é apresentado o tamanho médio dos grãos das amostras estudadas neste capítulo. Além disso, a título de comparação, a tabela também apresenta o tamanho médio dos grãos das amostras estudadas no Capítulo III. Com exceção da composição A1003, todas as demais amostras compostas por 100% de alumina neste estudo apresentaram um tamanho de grão significativamente menor em comparação com a amostra AD001, composta por 100% de alumina, analisada no Capítulo III. De modo geral, as amostras AD001 e A1003, ambas compostas por 100% de alumina e com a adição de 5% de PVA (acetato de polivinila) como ligante, exibiram uma configuração de grão muito similar.

Ressalta-se que a única diferença entre as composições A1002 e A1003 foi a presença de PVA na composição A1003, ainda assim resultando em configurações de grão significativamente distintas entre elas, respectivamente 289,62 nm e 5602,26 nm de tamanho médio de grão. Assim sendo, quanto as amostras contendo PVA apresentarem grãos maiores do que as sem PVA, isso pode ser atribuído a como o PVA influencia o processo de sinterização, especialmente em temperaturas mais

altas, onde o crescimento dos grãos é acentuado. O PVA, ao ser degradado e volatilizado no início do processo de sinterização, pode deixar resíduos que atuam como um intermediário, aumentando a mobilidade iônica durante o crescimento dos grãos. Essa maior mobilidade dos íons favorece o crescimento dos grãos em altas temperaturas. Estudos mostram que a presença de ligantes orgânicos como o PVA pode resultar em microestruturas com grãos mais desenvolvidos devido a um crescimento facilitado pelo efeito residual [378,379]. Além disso, a adição de PVA e sua subsequente remoção podem reduzir as forças inibidoras ao crescimento dos grãos durante a sinterização, levando a um aumento do tamanho de grão final. A volatilização de PVA remove barreiras físicas entre os grãos, o que pode facilitar a coalescência dos grãos em amostras com temperaturas de queima elevadas [380–382]. Outrossim, com a presença de PVA, a densidade da matriz cerâmica antes da sinterização pode ser ligeiramente menor devido aos espaços ocupados pelo PVA. Com sua volatilização, o material pode sofrer uma retração maior, formando uma estrutura com menor porosidade e promovendo o crescimento dos grãos em regiões onde os grãos podem se fundir mais facilmente. Em cerâmicas, uma maior densidade final e a redução de porosidade estão associadas ao crescimento de grãos maiores [383–385].

As amostras A100t (composta por 100% de alumina) e A80S8Z12t (80% de alumina, 8% de nitreto de silício e 12% de zircônia) apresentaram um tamanho de grão mais reduzido e uma microestrutura mais homogênea em comparação com as demais. Ambas as composições foram submetidas a uma sinterização em duas etapas (programação 12), que envolve o aquecimento inicial a uma temperatura mais alta para alcançar uma densificação rápida, seguido por uma etapa de manutenção a uma temperatura mais baixa. Esse processo reduz o crescimento de grãos durante a fase de densificação final ao minimizar a difusão superficial e o crescimento exagerado dos grãos. Essa técnica é eficaz para controlar o tamanho final dos grãos e produzir uma microestrutura mais refinada [167–169]. Na composição A80S8Z12t, a presença de nitreto de silício e zircônia atua como inibidores do crescimento de grão. Essas fases secundárias podem restringir a mobilidade dos contornos de grão da alumina, dificultando a coalescência e, conseqüentemente, mantendo os grãos menores. A adição de zircônia, por exemplo, é conhecida por melhorar a resistência mecânica e controlar o crescimento de grão em compósitos de alumina [386,387].

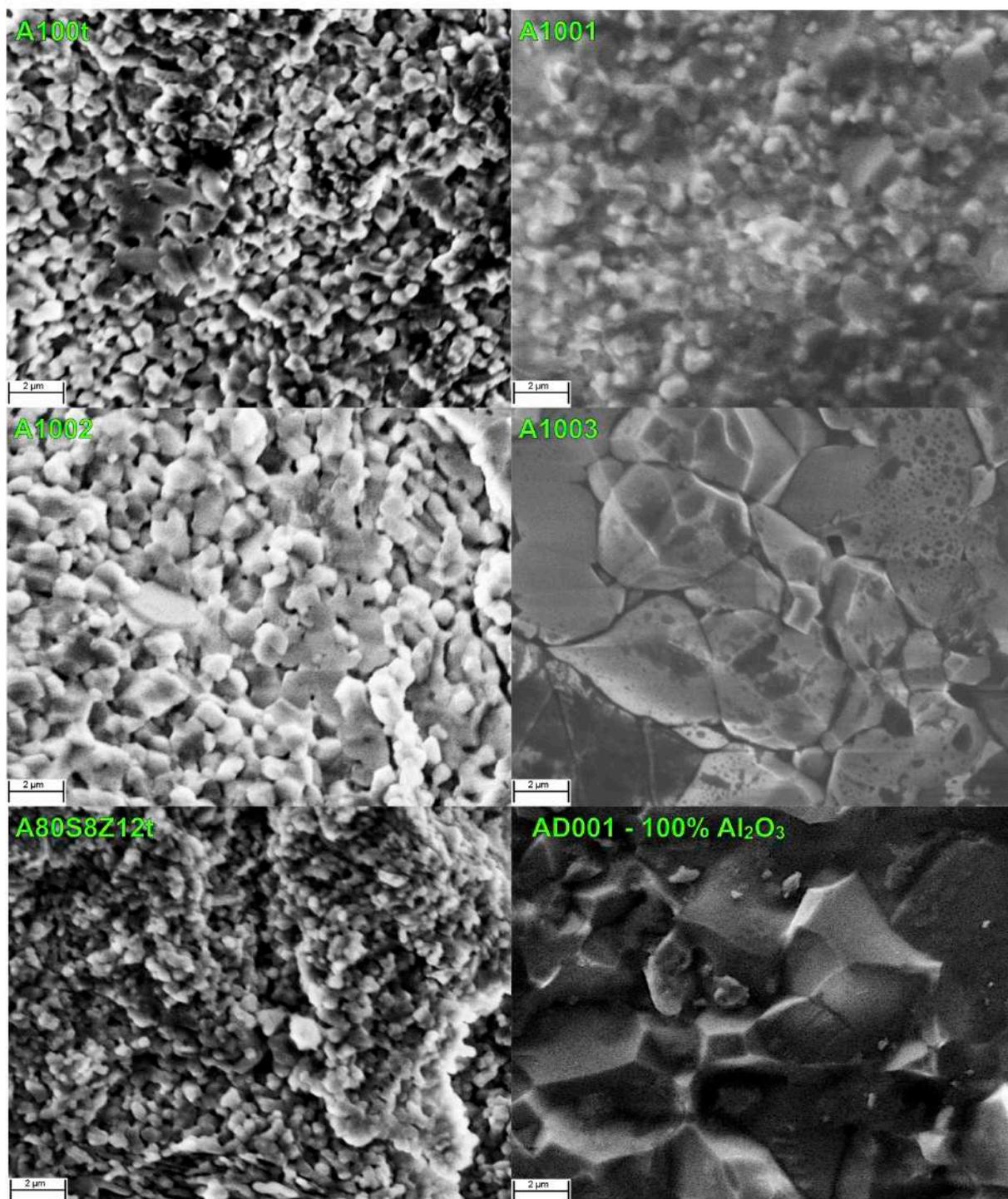


Figura 9.9 - Imagens por MEV da face de fratura dos corpos cerâmicos estudados.

Tabela 9.6 - Tamanho de grão das amostras estudadas.

Composição	Tamanho de grão (nm)
A100t	216,72
A1001	1083,38
A1002	289,62
A1003	5602,26
A80S8Z12t	65,07
AD001(100% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	5637,14
AD002 (5%Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	519,72
AD003 (10% Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	503,99
AD004 15% (Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	453,10

### 9.5.2.3 DENSIDADE, RETRAÇÃO LINEAR E ABSORÇÃO DE ÁGUA

Neste tópico, são apresentadas algumas propriedades dos corpos cerâmicos estudados, que podem ser observadas conforme a Tabela 9.7. As composições A1002 e A1003 apresentaram uma densidade muito próxima aos valores teóricos considerados para a alumina [360], demonstrando que ocorreu uma efetiva sinterização. Além disso, essas duas composições seguiram a mesma programação de sinterização (Programação 2), com a diferença de que as amostras A1003 tiveram um acréscimo de 5% em massa de PVA como ligante em sua composição. Como já mencionado na metodologia, procurou-se estudar o efeito do PVA na composição. Dessa forma, foram elaboradas composições com e sem PVA para comparação. Outrossim, essas duas amostras também apresentaram valores semelhantes de retração, densidade geométrica e absorção de água, com exceção da perda de massa, na qual as composições A1003 registraram  $4,45 \pm 0,3\%$ , contra  $0,96 \pm 0,07\%$  das composições A1002. Os valores elevados de perda de massa apresentados pela composição A1003 estão relacionados ao fato de ser a única composição em que foi incorporada uma solução aquosa de 5% de acetato de polivinila.

As amostras A100t e A1001 foram sinterizadas utilizando, respectivamente, as programações de aquecimento número 12 (programação 12) e 1 (programação 1). A programação 12 refere-se ao processo de sinterização em duas etapas proposto por Chen e Wang (TSS-CW) [167]. Das composições de alumina pura estudadas, foram essas amostras que obtiveram a menor densidade,  $3,55 \pm 0,3 \text{ g/cm}^3$  para a composição A100t e  $3,68 \pm 0,02 \text{ g/cm}^3$  para a composição A1001, o que condiz com a retração linear apresentada, respectivamente  $14,34 \pm 1\%$  e  $16,38 \pm 0,33\%$ . Essas duas composições também apresentaram maior porosidade superficial aberta em

relação às outras amostras de alumina pura, dados que são indicados pela absorção de água.

A menor densidade foi alcançada pela composição A80S8Z12t, cerca de  $3,04 \pm 0,04 \text{ g/cm}^3$ , o que está muito abaixo do esperado para corpos de prova que levaram em sua composição pós cerâmicos de alumina, zircônia e nitreto de silício. Ademais, as próprias composições de alumina/zircônia, que são bastante conhecidas, apresentam densidades bem mais elevadas, entre  $4,35$  e  $4,39 \text{ g/cm}^3$  [88]. No entanto, a cerâmica composta por óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) e zircônia ( $\text{ZrO}_2$ ) podem apresentar uma densidade final abaixo do esperado, mesmo contendo materiais intrinsecamente densos, como a alumina e a zircônia. Esse fenômeno é explicado pela dificuldade de sinterização completa, que resulta em microestruturas porosas e baixa retração [388,389]. A principal causa disso é a incompatibilidade nas taxas de expansão térmica entre esses materiais, o que leva à formação de defeitos como poros e impede a compactação total durante o processo de sinterização. Além disso, o nitreto de silício tem baixa difusão em temperaturas convencionais de sinterização e tende a se decompor sem a presença de aditivos que promovam a densificação. Esses fatores contribuem para uma menor densificação e consequente baixa densidade do produto, mesmo quando são utilizados sistemas auxiliares de sinterização, como a adição de ítria ou alumina [390,391].

Outrossim, chama a atenção que essa composição apresentou um ganho de massa de  $0,49 \pm 0,07\%$ , conforme Tabela 9.7. Durante a sinterização, em condições normais, não é esperado um ganho de massa significativo, pois o processo consiste basicamente no aquecimento e densificação do material, sem adição de novos componentes. No entanto, alguns fenômenos podem causar pequenas variações de massa. Um desses fenômenos é a oxidação do nitreto de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), que pode ocorrer na presença de oxigênio em altas temperaturas, formando uma camada de óxido de silício ( $\text{SiO}_2$ ) na superfície, o que leva ao ganho de massa devido à incorporação de oxigênio, fato que já foi indicado anteriormente conforme tópico 9.5.2.1 ao analisar o difratograma da Figura 9.8. Além disso, reações com a atmosfera durante a sinterização, especialmente se o ambiente não for controlado, podem resultar na interação de gases como o nitrogênio com o oxigênio, formando novos compostos e alterando a massa do material. Outro fenômeno possível é a transformação de fases em determinados materiais, como a zircônia, que pode mudar de fase monoclinica para tetragonal ou cúbica a depender da temperatura, o que pode

modificar levemente a densidade e, conseqüentemente, a massa aparente. Embora esses fenômenos sejam incomuns em ambientes controlados, eles explicam variações sutis de massa durante o processo de sinterização [388].

Por fim, cabe ressaltar que a sinterização em duas etapas utilizada no estudo, pode também ter contribuído para uma menor densidade das composições, devido a fatores relacionados ao mecanismo desse processo. Esse método, conhecido como *Two-Step Sintering* (TSS), foi desenvolvido para controlar o crescimento de grãos, o que influencia a densificação e a microestrutura final do material. Na primeira etapa, ocorre uma sinterização em uma temperatura mais alta, que promove a densificação inicial. Porém, na segunda etapa, a temperatura é reduzida para inibir o crescimento excessivo de grãos. Embora isso seja desejável para manter a microestrutura fina, o controle no crescimento de grãos também pode reduzir a mobilidade atômica e limitar os mecanismos de densificação, resultando em uma densidade final menor [392].

Além disso, durante a primeira etapa, a densificação inicial pode não ser suficientemente completa antes da redução da temperatura, deixando poros ou falhas residuais na microestrutura. A segunda etapa, realizada em uma temperatura mais baixa, desacelera a difusão de massa, dificultando a eliminação de poros e comprometendo a densificação total. Conseqüentemente, o material pode apresentar porosidade residual. Como o objetivo principal da segunda fase é inibir o crescimento de grãos, isso também pode limitar o processo de densificação. Portanto, sem um tempo de retenção suficientemente longo na segunda fase, a densificação do material será prejudicada, resultando em uma menor densidade final em comparação com outros métodos de sinterização [392].

Tabela 9.7 – Retração, densidade, perda de massa e absorção de água dos corpos cerâmicos investigados.

<b>Composição</b>	<b>Retração (%)</b>	<b>Perda de Massa (%)</b>	<b>Densidade Arquimedes (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b>Absorção de Água (%)</b>
<b>A100t</b>	14,34 ± 1	1,3 ± 1,9	3,55 ± 0,3	2,84 ± 2
<b>A1001</b>	16,38 ± 0,33	0,91 ± 0,03	3,68 ± 0,02	1,04 ± 0,04
<b>A1002</b>	17,58 ± 0,79	0,96 ± 0,07	3,93 ± 0,03	0,15 ± 0,03
<b>A1003</b>	16,92 ± 0,62	4,45 ± 0,3	3,91 ± 0,01	0,03 ± 0,01
<b>A80S8Z12t</b>	9,00 ± 0,84	(-0,49 ± 0,07)	3,04 ± 0,04	6,23 ± 0,51

#### 9.5.2.4 RESISTÊNCIA MECÂNICA À FLEXÃO

Neste tópico, é apresentada uma análise dos resultados de resistência à flexão em quatro pontos das amostras estudadas, conforme pode ser visualizado na Tabela 9.8. Além disso, os mesmos resultados também podem ser observados de forma gráfica na Figura 9.10. Os maiores valores de resistência à flexão foram alcançados pelas amostras A1003, compostas de alumina 100%, obtendo valores de resistência de cerca de  $84,90 \pm 9,08$  MPa. Em seguida, a composição A80S8Z12t (80% de alumina, 8% de nitreto de silício e 12% de zircônia) obteve aproximadamente  $73,38 \pm 11,13$  MPa de resistência à ruptura. Os menores valores foram observados para as amostras cerâmicas A1001, compostas por 100% de alumina, com resistência à ruptura de  $56,21 \pm 5,91$  MPa. Já as composições A100t e A1002 apresentaram valores intermediários, cerca de  $67,01 \pm 13,01$  MPa e  $65,16 \pm 14,94$  MPa, respectivamente. Entretanto, ao se considerar o desvio padrão, praticamente todas as amostras estão no mesmo patamar de resistência à ruptura.

A composição A80S8Z12t (80% de alumina, 8% de nitreto de silício e 12% de zircônia) poderia teoricamente ter uma resistência mecânica superior, já que tanto a zircônia quanto o nitreto de silício são conhecidos por atuar como agentes tenacificadores. No entanto, alguns fatores podem ter influenciado o desempenho relativamente inferior dessa composição. Nem todas as combinações de materiais têm interações favoráveis. A zircônia, por exemplo, pode passar por transformações de fase que, ao invés de aumentar a tenacidade, introduzem microfissuras, enfraquecendo o material [393]. O nitreto de silício, por outro lado, pode reagir com a alumina ou a zircônia durante o processamento, formando fases secundárias menos resistentes [394]. Essas interações dependem das condições de processamento e da compatibilidade química entre os componentes. Além disso, as propriedades finais de cerâmicas compostas dependem fortemente dos parâmetros de sinterização, como temperatura, tempo e atmosfera. Se as condições de sinterização não forem ideais para uma das fases, especialmente para a zircônia e o nitreto de silício, o material final pode apresentar uma microestrutura com defeitos, como porosidade elevada ou fases indesejadas, que prejudicam a resistência mecânica [395].

Outro ponto que cabe salientar é que a composição A80S8Z12t apresentou a maior porosidade superficial, o que indica que, internamente, também possui maior porosidade em comparação com as demais amostras. Como já explicado anteriormente, um poro atua como concentrador de tensões, reduzindo

exponencialmente a resistência mecânica à flexão em função do aumento da porosidade [100,102,108]. Ainda assim, a composição A80S8Z12t exibiu uma resistência mecânica à flexão muito próxima à da amostra A1003, que apresentou baixíssima porosidade superficial. Além disso, ao considerar o desvio padrão, essa diferença diminui ainda mais, deixando essas amostras praticamente empatadas em termos de resistência mecânica à flexão.

Tabela 9.8 – Resistência mecânica à flexão dos corpos cerâmicos investigados.

Composição	Resistência à Flexão (MPa)	Absorção de Água (%)
<b>A100t</b>	67,01 ± 13,01	2,84 ± 2
<b>A1001</b>	56,21 ± 5,91	1,04 ± 0,04
<b>A1002</b>	65,16 ± 14,94	0,15 ± 0,03
<b>A1003</b>	84,90 ± 9,08	0,03 ± 0,01
<b>A80S8Z12t</b>	73,38 ± 11,13	6,23 ± 0,51

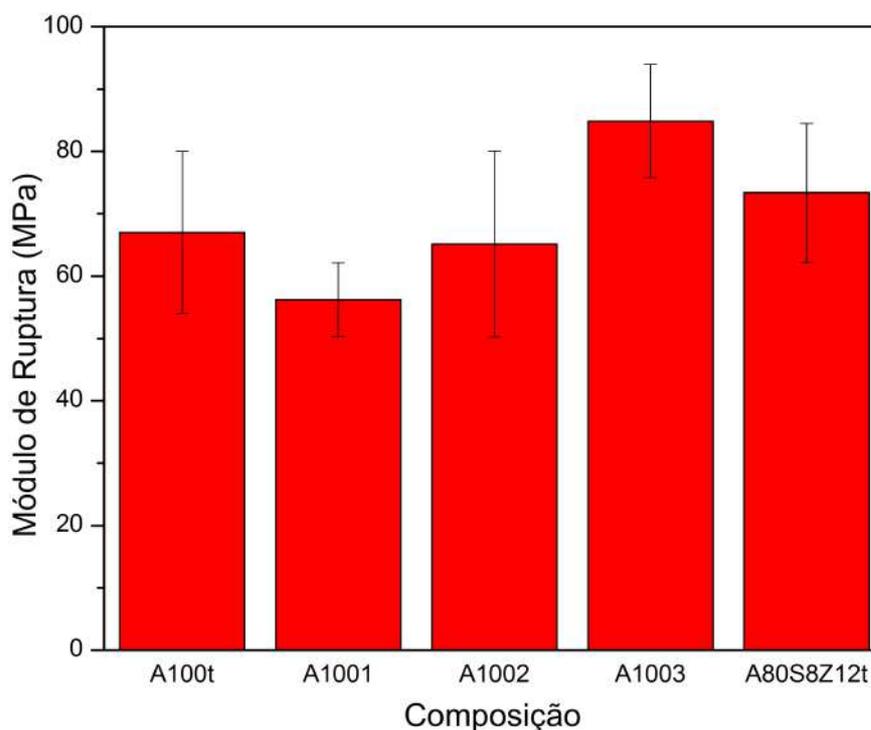


Figura 9.10 - Resistência mecânica à flexão dos corpos cerâmicos estudados.

#### 9.5.2.4.1 RELAÇÃO RESISTÊNCIA À FLEXÃO X DENSIDADE

No cenário das cerâmicas aplicadas para fins balísticos, como já demonstrado, para cerâmicas monolíticas, a relação entre resistência à flexão e densidade é um fator importante a ser considerado, visto que o peso das proteções é um fator limitante

[19,20]. Dessa forma, a Tabela 9.9 apresenta a relação entre resistência à flexão e densidade das composições cerâmicas produzidas neste estudo complementar.

As amostras A100t, A1001 e A1002, compostas de 100%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , apresentaram os menores valores dessa relação, sendo inclusive inferiores aos resultados apresentados no Capítulo III, referentes à alumina pura (composição AD001), que obteve  $21,60 \pm 3,50 \text{ MPa/g/cm}^3$ . Destaca-se que as amostras A1003, também de alumina pura, atingiram valores praticamente idênticos às amostras AD001. Essas duas composições são muito semelhantes, ambas utilizando 5% de PVA como ligante, com a única diferença de que nas amostras AD001 foi empregado um patamar intermediário para queima do PVA a  $550 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Os maiores resultados foram obtidos pela composição A80S8Z12t (80% de alumina / 8% de nitreto de silício / 12% de zircônia), ligeiramente superiores aos resultados das composições A1003 e AD001. Entretanto, ao considerar o desvio padrão, as amostras A80S8Z12t, A1003 e AD001 apresentam praticamente a mesma relação entre resistência à flexão e densidade. Assim como foi salientado no tópico anterior, que tratou da resistência mecânica à flexão, a composição A80S8Z12t apresentou, de longe, a maior porosidade entre as amostras estudadas. Mesmo com essa maior porosidade, que impacta negativamente a resistência à ruptura, apresentou resultados de resistência muito próximos aos da alumina pura. Quando aliados à baixíssima densidade, esses resultados proporcionaram a melhor relação entre resistência à flexão e densidade.

Assim sendo, caso a porosidade seja controlada, essa composição pode atingir resultados muito superiores tanto em resistência mecânica à flexão quanto na sua relação com a densidade. A eliminação desses poros pode ocorrer por meio da adição de aglutinantes orgânicos, como, por exemplo, o PVA, que favorecem a compactação e a eliminação de poros durante a queima. Esses aglutinantes aumentam a coesão entre as partículas cerâmicas durante a conformação, proporcionando maior resistência mecânica às peças verdes, o que facilita o manuseio e garante uma compactação uniforme. Durante a sinterização, esses aglutinantes são queimados, deixando a estrutura cerâmica mais densa e com menor porosidade [396].

Outro ponto importante seria ajustar os ciclos de aquecimento, especialmente no que diz respeito ao *Two-Step sintering* otimizado, testado em diferentes temperaturas, até que se alcancem maiores taxas de densificação sem o crescimento excessivo dos grãos. Por fim, métodos alternativos de fabricação podem ser

utilizados, como a sinterização por prensagem a quente, que combina calor e pressão para promover a densificação de forma mais rápida e eficiente, reduzindo significativamente a presença de poros [212,213].

Tabela 9.9 – Relação entre resistência mecânica à flexão e densidade dos corpos cerâmicos investigados.

<b>Composição</b>	<b>Densidade (g/cm<sup>3</sup>)</b>	<b><math>\sigma/\rho</math> (MPa/g/cm<sup>3</sup>)</b>
<b>A100t</b>	3,55 ± 0,3	18,9 ± 3,8
<b>A1001</b>	3,68 ± 0,02	15,26 ± 1,59
<b>A1002</b>	3,93 ± 0,03	16,60 ± 3,89
<b>A1003</b>	3,91 ± 0,01	21,69 ± 2,36
<b>A80S8Z12t</b>	3,04 ± 0,04	24,12 ± 3,74
<b>Carbeto de Silício [88]</b>	3,06-3,10	33%
<b>Carbeto de Boro [88]</b>	2,4-2,5	68%

Outrossim, também é necessária uma comparação com cerâmicas balísticas tradicionais, como o carbeto de boro (B<sub>4</sub>C) e o carbeto de silício (SiC), para contextualizar os avanços apresentados no cenário das proteções balísticas amplamente adotadas. Os compósitos desenvolvidos (A80S8Z12t) oferecem uma solução equilibrada entre resistência mecânica à flexão e densidade. Embora o carbeto de boro apresente maior leveza e o carbeto de silício maior resistência à flexão, ambos apresentam uma relação superior entre resistência mecânica à flexão e densidade. Ainda assim, a combinação investigada nesta pesquisa se destaca, pois, mesmo com a elevada porosidade encontrada, demonstrou boa resistência à flexão e baixa densidade. Ou seja, como já mencionado anteriormente, caso a porosidade excessiva seja controlada, é possível atingir valores e relações ainda melhores.

Outro ponto importante é que a aplicação de materiais para proteções balísticas exige não apenas uma resistência inicial, mas também desempenho sob condições extremas e repetitivas. Em cenários de múltiplos impactos, o compósito A80S8Z12t apresenta potencial significativo devido às propriedades sinérgicas das fases cerâmicas. Os compostos envolvidos contribuem para a dissipação de energia e o controle da propagação de trincas, além de proporcionarem mecanismos de reforço por transformação, reduzindo a chance de falhas catastróficas. Essas características permitem que o material suporte disparos consecutivos, garantindo a integridade e

sem comprometer a capacidade balística do sistema monolítico, por exemplo. Por fim, a baixa densidade dessa cerâmica contribui para sua aplicação em sistemas de proteção com menor peso.

#### **9.5.2.4.2 POROSIDADE X DESEMPENHO BALÍSTICO**

A porosidade em materiais cerâmicos influencia diretamente o desempenho balístico e as propriedades mecânicas. Estudos indicam que a presença de poros pode reduzir a densidade do material, afetando negativamente sua capacidade de dissipar energia durante impactos balísticos. Além disso, os poros atuam como pontos de concentração de tensões, facilitando a propagação de trincas sob cargas dinâmicas [182,397].

A presença de poros diminui a densidade local, comprometendo a eficiência na transferência de carga e na distribuição uniforme das tensões durante o impacto balístico, o que reduz a capacidade da cerâmica de resistir à penetração do projétil. Em materiais densos, como a alumina, a ausência de poros aumenta a eficiência de absorção de energia balística. Níveis elevados de porosidade (>5%) podem limitar essa capacidade, afetando negativamente o desempenho do material. Materiais porosos apresentam maior suscetibilidade ao desgaste dinâmico, pois as regiões porosas oferecem menor resistência ao esmagamento sob impacto, especialmente em condições de múltiplos impactos [95,398].

Em cerâmicas densas, a dissipação de energia ocorre por mecanismos como a erosão do projétil e a formação de microfraturas controladas. A porosidade reduz a área efetiva de contato, limitando a contribuição do material na dissipação de energia. Em cerâmicas porosas, uma parte significativa da energia de impacto pode ser convertida em energia de fratura prematura, reduzindo a eficiência geral do material [398].

Além disso, os poros atuam como pontos de concentração de tensões. Durante o impacto balístico, essas tensões são amplificadas em torno dos poros, facilitando o início e a propagação de trincas. Estudos indicam que a porosidade elevada está associada a uma diminuição da tenacidade à fratura e resistência mecânica, comprometendo a integridade estrutural sob carga dinâmica [100,102,108,399].

A compreensão desses efeitos é crucial para o desenvolvimento de cerâmicas avançadas com desempenho balístico otimizado, onde a minimização da porosidade desempenha um papel fundamental na melhoria das propriedades mecânicas e na

resistência ao impacto. Para minimizar a porosidade sem comprometer as propriedades mecânicas, diversas estratégias têm sido exploradas:

1. Otimização do Processo de Sinterização: A sinterização em duas etapas permite uma densificação mais uniforme, controlando o crescimento de grãos e reduzindo a porosidade [212,213].
2. Uso de Aditivos de Sinterização: A adição de óxidos como  $Y_2O_3$  ou MgO pode melhorar a densificação da matriz cerâmica, resultando em menor porosidade e melhorando as propriedades mecânicas [66,126,127].
3. Controle da Granulometria e Morfologia das Partículas: Uma distribuição granulométrica adequada favorece a compactação eficiente, minimizando espaços vazios e, conseqüentemente, a porosidade [400].

Implementar essas estratégias pode levar à produção de cerâmicas com menor porosidade, melhorando seu desempenho balístico e mantendo ou até aprimorando suas propriedades mecânicas. Embora certa porosidade seja inevitável na fabricação de cerâmicas, sua redução controlada é essencial para maximizar o desempenho balístico. Estratégias como a sinterização avançada e o uso de aditivos desempenham papel crucial na densificação eficiente. Além disso, correlacionar experimentalmente a porosidade com propriedades como resistência mecânica à flexão é fundamental para projetar cerâmicas que atendam às rigorosas exigências de proteção balística.

## 9.6 CONCLUSÃO

A pesquisa utilizou métodos de sinterização em duas etapas, bem como composições envolvendo alumina, nitreto de silício e zircônia, com o objetivo de continuar o estudo apresentado no Capítulo III e aprimorar os mecanismos tenacificadores de resistência mecânica à flexão por meio da utilização da zircônia. Além disso, buscou-se controlar a microestrutura das cerâmicas e otimizar propriedades como a densidade. A metodologia também incluiu caracterizações detalhadas por difração de raios X (DRX) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), que permitiram avaliar a formação de fases cristalinas e a morfologia das fraturas após os testes de flexão, além de ensaios de densidade e resistência mecânica à flexão.

A análise dos resultados permitiu concluir que:

- a) As amostras A80S8Z12t apresentaram os menores valores de densidade, cerca de  $3,04 \pm 0,04 \text{ g/cm}^3$ ;
- b) As amostras de alumina pura (A1003) exibiram a maior resistência à flexão, alcançando aproximadamente  $84,90 \pm 9,08 \text{ MPa}$ , seguidas da composição A80S8Z12t, com  $73,38 \pm 11,13 \text{ MPa}$ ;
- c) Entre as amostras analisadas, a relação mais elevada entre resistência à flexão e densidade foi registrada nas amostras A80S8Z12t, com  $24,12 \text{ MPa/g/cm}^3$ , seguidas pela composição A1003, que apresentou  $21,69 \pm 2,36 \text{ MPa/g/cm}^3$ ;
- d) As amostras A80S8Z12t apresentaram uma porosidade superficial de  $6,23 \pm 0,51\%$ , enquanto as amostras A1003 mostraram uma porosidade superficial de  $0,03 \pm 0,01\%$ .

Embora a maior porosidade tenha sido obtida pelas amostras A80S8Z12t, o que influencia significativamente a resistência mecânica das cerâmicas, essa composição ainda apresentou uma resistência mecânica à flexão muito próxima à das amostras A1003. Além disso, a baixa densidade resultou em uma melhor relação resistência à flexão/densidade. Assim, caso essa porosidade seja controlada, essa composição pode superar significativamente as propriedades mecânicas da alumina e, conseqüentemente, a relação com a densidade. Portanto, essa composição cerâmica pode ser uma candidata promissora para aplicações em cerâmicas balísticas monolíticas. Estudos adicionais são necessários para validar essa composição cerâmica.

## 10 CONSIDERAÇÕES FINAIS DA TESE

A presente tese aborda de forma abrangente e inovadora o desenvolvimento e caracterização de cerâmicas balísticas, contribuindo para o avanço científico e tecnológico na área de proteção balística. O estudo foi estruturado em torno de três manuscritos que exploram diferentes aspectos do comportamento mecânico e dinâmico de composições cerâmicas, com foco na otimização de suas propriedades para uso em sistemas de blindagem.

A revisão crítica das propriedades mecânicas das cerâmicas balísticas utilizadas atualmente revelou a importância de se considerar não apenas os parâmetros estáticos, como dureza e resistência à flexão, mas também como esses parâmetros se traduzem em desempenho dinâmico sob impacto balístico. A análise comparativa entre diferentes composições e o estudo de sistemas de blindagem em configuração mosaico permitiram uma visão aprofundada das potencialidades e limitações de cada material e abordagem, fornecendo subsídios para futuras pesquisas e desenvolvimento de novos materiais.

Outro ponto relevante desta tese foi a exploração das cerâmicas de mosaico, uma configuração que se mostrou eficiente na absorção de energia e na contenção de múltiplos impactos, reduzindo a propagação de trincas e preservando a integridade estrutural da proteção. Este conceito inovador abre novas perspectivas para a utilização de cerâmicas em aplicações que demandam alta resistência e durabilidade, como blindagens militares e de veículos.

Além disso, dentre os principais resultados obtidos ao longo desta pesquisa indicam que a combinação de alumina com nitreto de silício é uma estratégia promissora para a produção de cerâmicas balísticas mais leves e com desempenho superior. A adição de até 10% em massa de nitreto de silício resultou em uma melhora significativa na resistência à flexão e na tenacidade à fratura, ao mesmo tempo em que reduziu a densidade do material, um dos principais desafios para a aplicação de cerâmicas em blindagens. Esses resultados destacam a possibilidade de desenvolver proteções balísticas que ofereçam um melhor equilíbrio entre proteção e mobilidade, atendendo às crescentes demandas por materiais mais eficientes e leves.

Por fim, cerâmicas de alumina contendo zircônia e sílica como partículas de reforço podem ser candidatas promissoras para aplicações balísticas e estruturais, visto que, mesmo com uma porosidade excessiva, apresentam boa resistência

mecânica à flexão. Ademais, à medida que for possível aprimorar os meios de produção e controlar a porosidade, poderão ser alcançados resultados de resistência mecânica ainda melhores.

Apesar dos avanços alcançados, é importante destacar que o desempenho balístico das cerâmicas desenvolvidas ainda precisa ser validado em testes experimentais sob condições reais de impacto. Para tanto, futuros trabalhos deverão focar na realização de ensaios balísticos específicos para confirmar a eficácia das composições estudadas e avaliar sua capacidade de proteção em cenários práticos. Além disso, investigações adicionais sobre o processamento e a sinterização de cerâmicas com diferentes aditivos podem contribuir para a otimização de suas propriedades mecânicas e de densificação, aprimorando ainda mais sua aplicabilidade como material de blindagem.

Em suma, a presente tese oferece uma contribuição significativa para o desenvolvimento de cerâmicas balísticas avançadas, propondo novos caminhos para a fabricação de proteções mais leves, resistentes e eficazes. Os resultados obtidos servem como base para o desenvolvimento de soluções inovadoras em proteção balística, alinhadas com as necessidades de segurança e mobilidade dos usuários em ambientes de alto risco.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] E.M. Marins, E. de Campos, D.B. Netto, Otimização e caracterização microestrutural de cerâmicas de carbetto de silício obtidas com material nacional para uso em blindagem balística, Universidade Estadual Paulista, 2008.
- [2] D.S. de Souza, E.C. Botelho, F.C.L. de Melo, Estudo de cerâmicas avançadas para fins de blindagem balística, Universidade Estadual Paulista, 2012.
- [3] R. Yadav, M. Naebe, X. Wang, B. Kandasubramanian, Body armour materials: from steel to contemporary biomimetic systems, *RSC Adv.* 6 (2016) 115145–115174. <https://doi.org/10.1039/c6ra24016j>.
- [4] B. Larsen, K. Netto, B. Aisbett, The Effect of Body Armor on Performance, Thermal Stress, and Exertion: A Critical Review, *Mil. Med.* 176 (2011) 1265–1273. <https://doi.org/10.7205/milmed-d-10-00470>.
- [5] W.A. Gooch, An overview of ceramic armor applications, *Ceram. Trans.* 134 (2002) 3–21. [https://www.researchgate.net/profile/William-Gooch-2/publication/292398604\\_An\\_Overview\\_of\\_Ceramic\\_Armor\\_Applications/links/56ae342d08ae28588c61b34e/An-Overview-of-Ceramic-Armor-Applications.pdf](https://www.researchgate.net/profile/William-Gooch-2/publication/292398604_An_Overview_of_Ceramic_Armor_Applications/links/56ae342d08ae28588c61b34e/An-Overview-of-Ceramic-Armor-Applications.pdf).
- [6] S. Dunstan, R. Volstad, Osprey - Men at Arms 157 - Flak Jackets 20th Century Military Body Armour (Back Cover Missing), (1984).
- [7] G.J. Appleby-Thomas, D.C. Wood, A. Hameed, J. Painter, B. Fitzmaurice, On the effects of powder morphology on the post-comminution ballistic strength of ceramics, *Int. J. Impact Eng.* 100 (2017) 46–55. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.10.008>.
- [8] X. Guo, X. Sun, X. Tian, G.J. Weng, Q.D. Ouyang, L.L. Zhu, Simulation of ballistic performance of a two-layered structure of nanostructured metal and ceramic, *Compos. Struct.* 157 (2016) 163–173. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.08.025>.
- [9] J. Pittari, G. Subhash, J. Zheng, V. Halls, P. Jannotti, The rate-dependent fracture toughness of silicon carbide- and boron carbide-based ceramics, *J. Eur. Ceram. Soc.* 35 (2015) 4411–4422. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2015.08.027>.
- [10] D.B. Rahbek, J.W. Simons, B.B. Johnsen, T. Kobayashi, D.A. Shockey, Effect of composite covering on ballistic fracture damage development in ceramic

- plates, *Int. J. Impact Eng.* 99 (2017) 58–68.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.09.010>.
- [11] J.D. Clayton, Dimensional analysis and extended hydrodynamic theory applied to long-rod penetration of ceramics, *Def. Technol.* 12 (2016) 334–342.  
<https://doi.org/10.1016/j.dt.2016.02.004>.
- [12] L.M. Bresciani, A. Manes, M. Giglio, An analytical model for ballistic impacts against ceramic tiles, *Ceram. Int.* 44 (2018) 21249–21261.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.08.172>.
- [13] K. Akella, Studies for Improved Damage Tolerance of Ceramics Against Ballistic Impact Using Layers, *Procedia Eng.* 173 (2017) 244–250.  
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.12.006>.
- [14] C.E.J. Dancer, J.N.F. Spawton, S. Falco, N. Petrinic, R.I. Todd, Characterisation of damage mechanisms in oxide ceramics indented at dynamic and quasi-static strain rates, *J. Eur. Ceram. Soc.* 39 (2019) 4936–4945. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.06.054>.
- [15] M. V. Silva, D. Stainer, H.A. Al-Qureshi, O.R.K. Montedo, D. Hotza, Alumina-Based Ceramics for Armor Application: Mechanical Characterization and Ballistic Testing, *J. Ceram.* 2014 (2014) 1–6.  
<https://doi.org/10.1155/2014/618154>.
- [16] D. Hu, Y. Zhang, Z. Shen, Q. Cai, Investigation on the ballistic behavior of mosaic SiC/UHMWPE composite armor systems, *Ceram. Int.* 43 (2017) 10368–10376. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.05.071>.
- [17] E.J. Haney, G. Subhash, Damage Mechanisms Perspective on Superior Ballistic Performance of Spinel over Sapphire, *Exp. Mech.* 53 (2013) 31–46.  
<https://doi.org/10.1007/s11340-012-9634-0>.
- [18] J.C. Lasalvia, J. Campbell, J.J. Swab, J.W. McCauley, Beyond hardness: Ceramics and ceramic-based composites for protection, *Jom.* 62 (2010) 16–23.  
<https://doi.org/10.1007/s11837-010-0004-z>.
- [19] B. Tepeduzu, R. Karakuzu, Ballistic performance of ceramic/composite structures, *Ceram. Int.* 45 (2019) 1651–1660.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.10.042>.
- [20] Z. Rosenberg, E. Dekel, *Terminal Ballistics*, Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2012. <https://doi.org/10.1007/978-3-642-25305-8>.
- [21] J. Justi, E.H. Kammer, L. Neckel, N.J. Lóh, W. Trindade, A.O. Silva, O.R.K.

- Montedo, A. De Noni, Ballistic performance of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mosaic armors with gap-filling materials, *Ceram. Int.* 43 (2017) 2697–2704.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.11.087>.
- [22] G.J. Appleby-Thomas, K. Jaansalu, A. Hameed, J. Painter, J. Shackel, J. Rowley, A comparison of the ballistic behaviour of conventionally sintered and additively manufactured alumina, *Def. Technol.* (2019).  
<https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.06.020>.
- [23] A. Rashed, M. Yazdani, A.A. Babaluo, P. Hajizadeh Parvin, Investigation on high-velocity impact performance of multi-layered alumina ceramic armors with polymeric interlayers, *J. Compos. Mater.* 50 (2016) 3561–3576.  
<https://doi.org/10.1177/0021998315622982>.
- [24] J.L. Dos Santos, T.J. De Souza Oliveira, D.N. Da Rocha, C.C. Lopes, M.H.P. Da Silva, Ballistic behavior of new alumina composites reinforced with niobophosphate glass, *Mater. Res.* 22 (2019) 1–7. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2019-0191>.
- [25] C.A. de O. Couto, S. Ribeiro, F.R. Passador, Effect of carbon nanotubes reinforcement on the mechanical properties of alumina and ZTA composites for ballistic application, *Cerâmica.* 64 (2018) 608–615.  
<https://doi.org/10.1590/0366-69132018643722475>.
- [26] D.C.N. Fabris, M.B. Polla, J. Acordi, A.L. Luza, A.M. Bernardin, A. De Noni, O.R.K. Montedo, Effect of MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·SiO<sub>2</sub> glass-ceramic as sintering aid on properties of alumina armors, *Mater. Sci. Eng. A.* 781 (2020).  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139237>.
- [27] S. Huang, J. Binner, B. Vaidhyanathan, P. Brown, C. Hampson, C. Spacie, Development of Nano Zirconia Toughened Alumina for Ceramic Armor Applications, in: *Ceram. Eng. Sci. Proc.*, 2011: pp. 103–113.  
<https://doi.org/10.1002/9781118095256.ch10>.
- [28] P. Milak, F.D. Minatto, C. Faller, A. De Noni, O.R. Klegues Montedo, The influence of dopants in the grain size of alumina - A review, *Mater. Sci. Forum.* 820 (2015) 280–284. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.820.280>.
- [29] X.F. Zhang, Y.C. Li, On the comparison of the ballistic performance of 10% zirconia toughened alumina and 95% alumina ceramic target, *Mater. Des.* 31 (2010) 1945–1952. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.10.046>.
- [30] B.B. Singh, G. Sukumar, P.P. Senthil, P.K. Jena, P.R.S. Reddy, K.S. Kumar, V.

- Madhu, G.M. Reddy, Future armour materials and technologies for combat platforms, *Def. Sci. J.* 67 (2017) 412–419.  
<https://doi.org/10.14429/dsj.67.11468>.
- [31] L.S.A. Gallo, M.O.C. Villas Boas, A.C.M. Rodrigues, F.C.L. Melo, E.D. Zanotto, Transparent glass-ceramics for ballistic protection: Materials and challenges, *J. Mater. Res. Technol.* 8 (2019) 3357–3372.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.05.006>.
- [32] I.G. Crouch, Body armour – New materials, new systems, *Def. Technol.* 15 (2019) 241–253. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.02.002>.
- [33] I.G. Crouch, M. Kesharaju, R. Nagarajah, Characterisation, significance and detection of manufacturing defects in Reaction Sintered Silicon Carbide armour materials, *Ceram. Int.* 41 (2015).  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.06.083>.
- [34] A.B. Dresch, J. Venturini, Ballistic Performance of Nanostructured Armors, in: 2022: pp. 107–122. [https://doi.org/10.1007/978-3-030-86901-4\\_6](https://doi.org/10.1007/978-3-030-86901-4_6).
- [35] T. Benitez, S. Y. Gómez, A.P.N. de Oliveira, N. Travitzky, D. Hotza, Transparent ceramic and glass-ceramic materials for armor applications, *Ceram. Int.* 43 (2017) 13031–13046.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.07.205>.
- [36] C.Y. Huang, Y.L. Chen, Effect of mechanical properties on the ballistic resistance capability of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> functionally graded materials, *Ceram. Int.* 42 (2016) 12946–12955. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.05.067>.
- [37] M.V. da Silva, H.A. Al-Qureshi, D. Hotza, D. Stainer, *Processamento e caracterização de cerâmica a base de alumina para uso em blindagem balística*, Universidade Federal de Santa Catarina, 2013.
- [38] G.M. Moss, D.W. Lemming, C.L. Farrar, *Military Ballistics - A Basic Manual*, London, 1995.
- [39] J. da C. Neto, *Balística para profissionais do direito*, Clube de autores, São Paulo, 2020.
- [40] D. Halliday, R. Resnick, J. Walker, *Fundamentos de Física Meânica - Volume 1*, 9th ed, n.d.
- [41] J. Jussila, A. Leppäniemi, H. Pihlajamäki, U.P. Arborelius, Wound ballistic simulation: assessment of the legitimacy of lawenforcement firearms ammunition by means of wound ballistic simulation, University of Helsinki,

2005. <http://ssf1910.dk/document/info/balistik.pdf>.
- [42] J. Birkett, D. Bradley, J. Clews, C. Goldstone, C. Humphreys, Understanding Ballistics, 2021. <http://researchonline.ljmu.ac.uk/id/eprint/16743/>.
- [43] M.L. Wilkins, Mechanics of penetration and perforation, *Int. J. Eng. Sci.* 16 (1978) 793–807. [https://doi.org/10.1016/0020-7225\(78\)90066-6](https://doi.org/10.1016/0020-7225(78)90066-6).
- [44] B. Matchen, Applications of ceramics in armor products, *Key Eng. Mater.* 124 (1996) 333–342. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.122-124.333>.
- [45] M. Sgaravatti, B. Gauer, C.C. Nunes, C.C. Bettoni, D. Scolmeister, E. Bernardi, E.V. Baggio, C. Franck, L. Regina, S. Gris, L.D.M. Verga, M. José, S. Carpes, P. dos S. Correa, P.B. Wegner, V. Fassina, *Química e Toxicologia Forense Curso - Departamento de Perícias laboratoriais Perilab - Curso de Formação Acadepol 2022/2023*, (2023) 96.
- [46] *Criminalística - Curso de Formação Acadepol 2022/2023*, (2023) 149.
- [47] CBC, Cartucho 9x19 mm ETOG 124gr, (n.d.). <https://www.cbc.com.br/produto/9mm-etog-124gr/>.
- [48] CBC, Cartucho 7,62x51mm Comum (NATO Ball), (n.d.). <https://www.cbc.com.br/produto/762x51mm-comum-nato-ball/>.
- [49] D. Sherman, D. Brandon, *Mechanical Properties and their Relation to Microstructure*, 2008. <https://doi.org/10.1002/9783527618217.ch3>.
- [50] Association of Test Laboratories for Bullet Resistant Materials and Constructions, VPAM Standard APR 2006 - General basis for ballistic material, construction and product testing, (2006) 1–29.
- [51] U.S. Department of Justice, NIJ Standard-0101.06 - Ballistic Resistance of Body Armor, (2008).
- [52] Russian Federation, GOST 34286-2017 - Armored clothing. Classification and general specifications, (2017) 1–12.
- [53] Associação Brasileira de Normas Técnicas, ABNT NBR 15000 - Blindagens para impactos balísticos - Classificação e critério de avaliação, (2020) 1–10.
- [54] K.K. Wu, Y.L. Chen, J.N. Yeh, W.L. Chen, C.S. Lin, Ballistic Impact Performance of SiC Ceramic-Dyneema Fiber Composite Materials, *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2020 (2020). <https://doi.org/10.1155/2020/9457489>.
- [55] S.N. Monteiro, A.C. Pereira, C.L. Ferreira, É.P. Júnior, R. PondéWeber, F.S. de Assis, Performance of plain woven jute fabric-reinforced polyester matrix composite in multilayered ballistic system, *Polymers (Basel)*. 10 (2018) 1–10.

- <https://doi.org/10.3390/polym10030230>.
- [56] F.S. da Luz, E.P. Lima Junior, L.H.L. Louro, S.N. Monteiro, Ballistic Test of Multilayered Armor with Intermediate Epoxy Composite Reinforced with Jute Fabric, *Mater. Res.* 18 (2015) 170–177. <https://doi.org/10.1590/1516-1439.358914>.
- [57] CBC, Cartucho .44 Mag EXPP 240gr, (n.d.). <https://www.cbc.com.br/produto/44-mag-expp-240gr/>.
- [58] CBC, Cartucho 5,56x45mm Comum (Ball) M193, (n.d.). <https://www.cbc.com.br/produto/556x45mm-comum-ball-m193/>.
- [59] A.B. Dresch, J. Venturini, C.P. Bergmann, Improving the flexural-strength-to-density ratio in alumina ceramics with the addition of silicon nitride, *Ceram. Int.* 47 (2021) 3964–3971. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.09.260>.
- [60] L.K. Namitha, M.T. Sebastian, High permittivity ceramics loaded silicone elastomer composites for flexible electronics applications, *Ceram. Int.* 43 (2017) 2994–3003. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.11.080>.
- [61] C. Barry Carter, M. Grant Norton, *Ceramic Materials*, Springer New York, New York, NY, 2007. <https://doi.org/10.1007/978-0-387-46271-4>.
- [62] N.P. Padture, Advanced structural ceramics in aerospace propulsion, *Nat. Mater.* 15 (2016) 804. <https://doi.org/10.1038/nmat4687>.
- [63] R. Savino, L. Criscuolo, G.D. Di Martino, S. Mungiguerra, Aero-thermochemical characterization of ultra-high-temperature ceramics for aerospace applications, *J. Eur. Ceram. Soc.* 38 (2018) 2937–2953. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.12.043>.
- [64] A. Eftekhari, B. Movahedi, G. Dini, M. Milani, Fabrication and microstructural characterization of the novel optical ceramic consisting of  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>@amorphous alumina nanocomposite core/shell structure, *J. Eur. Ceram. Soc.* 38 (2018) 3297–3304. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.02.038>.
- [65] K.C. Patil, Advanced ceramics: Combustion synthesis and properties, *Bull. Mater. Sci.* 16 (1993) 533–541. <https://doi.org/10.1007/BF02757654>.
- [66] A.B. Dresch, J. Venturini, C.P. Bergmann, Cerâmicas balísticas de alumina com adições de nitreto de silício: aprimoramento da relação resistência à flexão / densidade, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2020. <http://hdl.handle.net/10183/213192>.
- [67] K. Ramesh, S.H. Yeo, S. Gowri, L. Zhou, Experimental evaluation of super

- high-speed grinding of advanced ceramics, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 17 (2001) 87–92. <https://doi.org/10.1007/s001700170196>.
- [68] W.M. Sigmund, N.S. Bell, L. Bergström, Novel Powder-Processing Methods for Advanced Ceramics, *J. Am. Ceram. Soc.* 83 (2004) 1557–1574. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2000.tb01432.x>.
- [69] H. Huang, Y.C. Liu, Experimental investigations of machining characteristics and removal mechanisms of advanced ceramics in high speed deep grinding, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 43 (2003) 811–823. [https://doi.org/10.1016/S0890-6955\(03\)00050-6](https://doi.org/10.1016/S0890-6955(03)00050-6).
- [70] M. Horvath, J. Kundrak, A.G. Mamalis, K. Gyani, On the precision grinding of advanced ceramics, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 20 (2002) 255–258. <https://doi.org/10.1007/s001700200150>.
- [71] Amedica Corporation, The story of silicon nitride, (2016) 1–8.
- [72] P. V. Cavallaro, Soft Body Armor : An Overview of Materials , Manufacturing , Testing , and Ballistic Impact Dynamics Naval Undersea Warfare Center Division, NUWC-NPT Tech. Rep. 12. 12 (2011) 1–22.
- [73] J. Venkatesan, M.A. Iqbal, V. Madhu, Ballistic Performance of Bilayer Alumina/Aluminium and Silicon Carbide/Aluminium Armours, in: *Procedia Eng.*, 2017: pp. 671–678. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.12.141>.
- [74] J. Yu, F. He, S. Liping, W. Xintao, Simulation on ballistic performance of ceramic/metal composite armor, *Adv. Mater. Res.* 581–582 (2012) 759–763. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.581-582.759>.
- [75] N.J. Lóh, L. Simão, J. Jiusti, S. Arcaro, F. Raupp-Pereira, A. De Noni, O.R.K. Montedo, Densified alumina obtained by two-step sintering: Impact of the microstructure on mechanical properties, *Ceram. Int.* 46 (2020) 12740–12743. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.02.042>.
- [76] A. Haynes, L. Reinhardt, C. Lim, Design and Processing of Alumina Plate Composites for Ballistic Nacre Alumina Structures, *MRS Adv.* 3 (2018) 957–962. <https://doi.org/10.1557/adv.2017.631>.
- [77] K. Akella, N.K. Naik, Composite armour - A review, *J. Indian Inst. Sci.* 95 (2015) 297–312.
- [78] A.B.-H. da S. Figueiredo, É.P. Lima Júnior, A.V. Gomes, G.B.M. de Melo, S.N. Monteiro, R.S. de Biasi, Response to Ballistic Impact of Alumina-UHMWPE Composites, *Mater. Res.* 21 (2018). <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr->

- 2017-0959.
- [79] E. Medvedovski, Lightweight ceramic composite armour system, *Adv. Appl. Ceram.* 105 (2006) 241–245. <https://doi.org/10.1179/174367606X113537>.
- [80] A.B. Dresch, J. Venturini, S. Arcaro, O.R.K. Montedo, C.P. Bergmann, Ballistic ceramics and analysis of their mechanical properties for armour applications: A review, *Ceram. Int.* 47 (2021) 8743–8761. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.12.095>.
- [81] G. Sabadin, M. Gaiotti, C.M. Rizzo, A. Bassano, Development and validation of a numerical model for the simulation of high-velocity impacts on advanced composite armor systems, *Nonlinear Dyn.* 91 (2018) 1791–1816. <https://doi.org/10.1007/s11071-017-3981-4>.
- [82] F. Thevenot, A Review on Boron Carbide, *Key Eng. Mater.* 56–57 (1991) 59–88. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.56-57.59>.
- [83] L.H.L. Louro, M.A. Meyers, Effect of stress state and microstructural parameters on impact damage of alumina-based ceramics, *J. Mater. Sci.* 24 (1989) 2516–2532. <https://doi.org/10.1007/BF01174523>.
- [84] S.G. Savio, V. Madhu, A.K. Gogia, Ballistic performance of alumina and zirconia-toughened alumina against 7.62 armour piercing projectile, *Def. Sci. J.* 64 (2014) 464–470. <https://doi.org/10.14429/dsj.64.6745>.
- [85] H. Nahme, V. Hohler, A. Stilp, Determination of the dynamic material properties of shock loaded silicon-nitride, in: *AIP Conf. Proc.*, AIP, 1994: pp. 765–768. <https://doi.org/10.1063/1.46211>.
- [86] R.L. Yeckley, Alpha-beta sialon ballistic armor ceramic and method for making the same, US 2012/0190531 A1, 2012.
- [87] R.L. Yeckley, SiAlON CERAMIC AND METHOD OF MAKING THE SAME, WO 2006/121477 A2, 2006.
- [88] E. Medvedovski, Ballistic performance of armour ceramics: Influence of design and structure. Part 1, *Ceram. Int.* 36 (2010) 2103–2115. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.05.021>.
- [89] B.J. McEntire, R. Lakshminarayanan, Processing and Characterization of Silicon Nitride Bioceramics, *Bioceram. Dev. Appl.* 6 (2016) 1–9. <https://doi.org/10.4172/2090-5025.100093>.
- [90] N. Liu, J. Zhang, Y. Duan, X. Li, S. Dong, Effect of rare earth oxides addition on the mechanical properties and coloration of silicon nitride ceramics, *J. Eur.*

- Ceram. Soc. 40 (2020) 1132–1138.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.11.058>.
- [91] F. Yang, S. Zhao, Z. Yang, G. Chen, K. Li, Z. Fei, Z. Luo, Microstructure and properties of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> foam ceramics modified by in-situ self-grown nanowires, *Ceram. Int.* 45 (2019) 16725–16730.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.05.046>.
- [92] X. Zhu, Y. Sakka, Textured silicon nitride: processing and anisotropic properties, *Sci. Technol. Adv. Mater.* 9 (2008) 033001.  
<https://doi.org/10.1088/1468-6996/9/3/033001>.
- [93] J.J. Swab, E.J. Sandoz-Rosado, Identifying Opportunities in the Development of Ceramic Matrix Composite (CMC) Materials for Armor Applications, 2017.
- [94] N. Kedir, D. Faucett, L. Sanchez, S.R. Choi, Foreign Object Damage in an Oxide/Oxide Ceramic Matrix Composite (CMC) Under Prescribed Tensile Loading, in: Vol. 6 Ceram. Control. Diagnostics Instrumentation; Educ. Manuf. Mater. Metall., American Society of Mechanical Engineers, Seoul, South Korea, 2016: pp. 1–11. <https://doi.org/10.1115/GT2016-58058>.
- [95] M.V. da Silva, D. Stainer, H.A. Al-Qureshi, D. Hotza, Blindagens cerâmicas para aplicações balísticas: uma revisão, *Cerâmica.* 60 (2014) 323–331.  
<https://doi.org/10.1590/S0366-69132014000300003>.
- [96] C. Huang, T. Lu, L. Lin, M. Lei, C. Huang, A study on toughening and strengthening of Mg-Al spinel transparent ceramics, *Key Eng. Mater.* 336-338 II (2007) 1207–1210. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.336-338.1207>.
- [97] S.R. Sigit, B.T. Sofyan, Characteristics of heat treated Al<sub>7</sub>Si-Mg-Zn - 5 wt.% SiC squeeze casted composite with variation of mg content for tactical vehicle application, *Adv. Mater. Res.* 789 (2013) 198–203.  
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.789.198>.
- [98] T. Machry, J. Venturini, F. V. de Camargo, C.P. Bergmann, H.A. Al-Qureshi, G. Minak, Manufacturing of Fiber-Reinforced Ceramic Matrix Composites by Filament Winding and Freeze Gelation, in: Ref. Modul. Mater. Sci. Mater. Eng., Elsevier, 2021. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.11860-0>.
- [99] J.F. Shackelford, *Ciência dos Materiais*, 6ª Edição, Pearson Universidades, 2008.
- [100] W.D. Callister, D.G. Rethwisch, *Materials Science and Engineering – An*

- Introduction, in: Mater. Sci. Eng. – An Introd., 9th Ed., Editora LTC, 2016: p. 912.
- [101] M. Ambati, T. Gerasimov, L. De Lorenzis, A review on phase-field models of brittle fracture and a new fast hybrid formulation, *Comput. Mech.* 55 (2014) 383–405. <https://doi.org/10.1007/s00466-014-1109-y>.
- [102] C.B. Carter, M.G. Norton, *Ceramic Materials*, Springer New York, New York, NY, 2013. <https://doi.org/10.1007/978-1-4614-3523-5>.
- [103] A. International, Standard Test Method for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature C1161 – 18, (1996) 1–15. <https://doi.org/10.1520/C1161-02CR08E01.2>.
- [104] J.B. Wachtman, W.R. Cannon, M.J. Matthewson, *Mechanical Properties of Ceramics*, Second Edi, John Wiley & Sons, Inc., 2009.
- [105] A. International, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, (2017). <https://doi.org/10.1520/E0384-17>.
- [106] E. Rocha-Rangel, Fracture Toughness Determinations by Means of Indentation Fracture, in: *Nanocomposites with Unique Prop. Appl. Med. Ind.*, InTech, 2011: p. 13. <https://doi.org/10.5772/18127>.
- [107] A.G. EVANS, E.A. CHARLES, Fracture Toughness Determinations by Indentation, *J. Am. Ceram. Soc.* 59 (1976) 371–372. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1976.tb10991.x>.
- [108] F.J. Paneto, J.L. Pereira, J.O. Lima, E.J. Jesus, L.A. Silva, E. Sousa Lima, R.F. Cabral, C. Santos, Effect of porosity on hardness of  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$  ceramic composite, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 48 (2015) 365–368. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.09.010>.
- [109] E.W. Neuman, G.E. Hilmas, W.G. Fahrenholtz, A high strength alumina-silicon carbide-boron carbide triplex ceramic, *Ceram. Int.* 43 (2017) 7958–7962. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.03.104>.
- [110] S. Lamouri, M. Hamidouche, N. Bouaouadja, H. Belhouchet, V. Garnier, G. Fantozzi, J.F. Trelkat, Control of the  $\gamma$ -alumina to  $\alpha$ -alumina phase transformation for an optimized alumina densification, *Boletín La Soc. Española Cerámica y Vidr.* 56 (2017) 47–54. <https://doi.org/10.1016/j.bsecv.2016.10.001>.
- [111] M.J. Pawar, A. Patnaik, S.K. Biswas, U. Pandel, I.K. Bhat, S. Chatterjee, A.K. Mukhopadhyay, R. Banerjee, B.P. Babu, Comparison of ballistic performances

- of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and AlN ceramics, *Int. J. Impact Eng.* 98 (2016) 42–51.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.08.002>.
- [112] B.J. McEntire, B.S. Bal, M.N. Rahaman, J. Chevalier, G. Pezzotti, *Ceramics and ceramic coatings in orthopaedics*, *J. Eur. Ceram. Soc.* 35 (2015) 4327–4369. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2015.07.034>.
- [113] B. Ratzker, A. Wagner, M. Sokol, S. Kalabukhov, M.P. Dariel, N. Frage, *Optical and mechanical properties of transparent alumina fabricated by high-pressure spark plasma sintering*, *J. Eur. Ceram. Soc.* 39 (2019) 2712–2719.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.03.025>.
- [114] C. Gajdowski, J. Böhmler, Y. Lorgouilloux, S. Lemonnier, S. d'Astorg, E. Barraud, A. Leriche, *Influence of post-HIP temperature on microstructural and optical properties of pure MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> spinel: From opaque to transparent ceramics*, *J. Eur. Ceram. Soc.* 37 (2017) 5347–5351.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.07.031>.
- [115] O.R.K. Montedo, P.C. Milak, C.A. Faller, C.P. Bergmann, A. De Noni Jr., *Effect of LZSA glass-ceramic addition on the erosive wear of pressureless sintered alumina*, *REM - Int. Eng. J.* 73 (2020) 179–188. <https://doi.org/10.1590/0370-44672019730024>.
- [116] O.R.K. Montedo, P.C. Milak, C.A. Faller, M. Peterson, A. De Noni Junior, *Effect of LZSA Glass-Ceramic Addition on Pressureless Sintered Alumina. Part II: Mechanical Behavior*, *Mater. Res.* 21 (2017). <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2017-0012>.
- [117] J.C. LaSalvia, ed., *Advances in Ceramic Armor XI*, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, NJ, USA, 2015. <https://doi.org/10.1002/9781119211549>.
- [118] C. Armor, *Ceramic Armor and Armor Systems II*, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, NJ, USA, 2006. <https://doi.org/10.1002/9781118408100>.
- [119] P. Auerkari, *Mechanical and physical properties of engineering alumina ceramics*, VTT Tied. - Valt. Tek. Tutkimusk. (1996).
- [120] A.M. Abyzov, *Aluminum Oxide and Alumina Ceramics (review). Part 1. Properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Commercial Production of Dispersed Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>*, *Refract. Ind. Ceram.* 60 (2019) 24–32. <https://doi.org/10.1007/s11148-019-00304-2>.
- [121] E.N. Maslen, V.A. Streltsov, N.R. Streltsova, N. Ishizawa, Y. Satow, *Synchrotron X-ray study of the electron density in  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>*, *Acta Crystallogr. Sect. B.* 49 (1993) 973–980. <https://doi.org/10.1107/S0108768193006901>.

- [122] R.E. Smallman, R.J. Bishop, *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering*, Sixth Edit, Butterworth Heinemann, 1999.  
<https://doi.org/10.1016/b978-075064564-5/50010-0>.
- [123] R.B. Heimann, *Classic and Advanced Ceramics: From Fundamentals to Applications*, 2010. <https://doi.org/10.1002/9783527630172>.
- [124] E. Medvedovsk, ed., *Ceramic Armor and Armor Systems*, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, NJ, USA, 2006. <https://doi.org/10.1002/9781118406793>.
- [125] C. Dauber, A.K. Alves, C.P. Bergmann, *Resistência à erosão a frio e a quente (850°C) de cerâmicas de engenharia (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ZrO<sub>2</sub>, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) e sua avaliação comparativa pelas equações de wiederhorn e de evans*, Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), 2018.
- [126] R. Oliveira, A. Sinatora, *Ultra baixo coeficiente de atrito no deslizamento de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>: efeito das variáveis químicas (pH e concentração de sílica coloidal).*, Universidade de São Paulo, 2012.  
<http://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3151/tde-19112012-122615/en.php>.
- [127] V. Ferreira, A. Sinatora, *Ultra-baixo coeficiente de atrito entre o par cerâmico Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> em água*, Universidade de São Paulo, 2008.
- [128] Á.L.N. Nascimento, M. Filgueira, *SINTERIZAÇÃO DE NITRETO DE SILÍCIO POR ALTAS PRESSÕES E ALTAS TEMPERATURAS*, Universidade Estadual do Norte Fluminense, 2014.
- [129] Y. Ding, H. Zhou, M. Xu, Y. Shen, Q. Chen, W.J. Zhu, H. He, *First-principles study of gamma-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> with generalized gradient approximation and local density approximation*, *Int. J. Mod. Phys. B.* 22 (2008) 2157–2167.  
<https://doi.org/10.1142/S0217979208039368>.
- [130] S.F. do Nascimento, C.C.G. e Silva, *Cerâmicas de nitreto de silício contendo óxidos de silício, estrôncio e alumínio para substituições ósseas*, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN- CNEN/SP, 2019.
- [131] J.Z. Jiang, F. Kragh, D.J. Frost, K. Stäyhli, H. Lindelov, *Hardness and thermal stability of cubic silicon nitride*, *J. Phys. Condens. Matter.* 13 (2001) 515–520.  
<https://doi.org/10.1088/0953-8984/13/22/111>.
- [132] J.L. Pereira, J.V.C. de Souza, R. de F. Cabral, *Desenvolvimento de cerâmicas à base de Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> para aplicações estruturais*, Centro Universitário de Volta Redonda - UniFOA, 2016.

- [133] K. Persson, Materials Data on  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (SG:159) by Materials Project, 2016. <https://doi.org/10.17188/1277366>.
- [134] K. Persson, Materials Data on  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (SG:176) by Materials Project, 2014. <https://doi.org/10.17188/1316765>.
- [135] C. dos Santos, K. Strecker, S. Ribeiro, Sinterização e propriedades mecânicas do nitrato de silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) aditivado com misturas de  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_2\text{O}_3$  ou  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ce}_2\text{O}_3$ , in: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Lorena / SP, 2000: pp. 2701–2712.
- [136] O.A. Lukianova, V. V. Sirota, V. V. Krasil'nikov, A.A. Parkhomenko, Mechanical properties and microstructure of silicon nitride fabricated by pressureless sintering, in: 2016 Int. Conf. Nanomater. Appl. Prop., IEEE, 2016: pp. 02NSA09-1-02NSA09-3. <https://doi.org/10.1109/NAP.2016.7757310>.
- [137] V.. Sarin, On the  $\alpha$ -to- $\beta$  phase transformation in silicon nitride, Mater. Sci. Eng. A. 105–106 (1988) 151–159. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(88\)90491-0](https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90491-0).
- [138] C. do. Santos, K. Strecker, S. Ribeiro, Estudo da compactação do  $\text{Si}_3\text{N}_4$  aditivado com  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Y}_2\text{O}_3$ , in: 45º Congresso Brasileiro de Cerâmica, Florianópolis / SC, 2001: pp. 1–12.
- [139] E.P. Butler, Transformation-toughened zirconia ceramics, Mater. Sci. Technol. (United Kingdom). 1 (1985) 417–432. <https://doi.org/10.1179/mst.1985.1.6.417>.
- [140] P. Papaspyridakos, K. Lal, Complete arch implant rehabilitation using subtractive rapid prototyping and porcelain fused to zirconia prosthesis: A clinical report, J. Prosthet. Dent. 100 (2008) 165–172. [https://doi.org/10.1016/S0022-3913\(08\)00110-8](https://doi.org/10.1016/S0022-3913(08)00110-8).
- [141] R.H. Nielsen, G. Wilfing, Zirconium and Zirconium Compounds, in: Ullmann's Encycl. Ind. Chem., Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, Germany, 2010. [https://doi.org/10.1002/14356007.a28\\_543.pub2](https://doi.org/10.1002/14356007.a28_543.pub2).
- [142] J.M.K. de Assis, F.P. Neto, M. do C. de A. Nono, Estudo comparativo de compósitos alumina-zircônia tetragonal e de cerâmicas de alumina aditivada com nióbia para aplicações estruturais, MINISTÉRIO DA CIÊNCIA E TECNOLOGIA INSTITUTO NACIONAL DE PESQUISAS ESPACIAIS, 2007. <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0749641997000454>.
- [143] S. Saridag, O. Tak, G. Alniacik, Basic properties and types of zirconia: An overview, World J. Stomatol. 2 (2013) 40. <https://doi.org/10.5321/wjs.v2.i3.40>.
- [144] Malya, B. Rao, S.R. M., S. Sajjan, R.R. A.V., An Overview on Zirconia, Trends

- Prosthodont. Dent. Implantol. 6 (2015).  
<https://www.researchgate.net/publication/295911625>.
- [145] L. MAZEROLLES, D. MICHEL, R. PORTIER, Interfaces in Oriented Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> (Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) Eutectics, *J. Am. Ceram. Soc.* 69 (1986) 252–255.  
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1986.tb07419.x>.
- [146] J.M.K. de Assis, F.P. Neto, M. do C. de A. Nono, F.C.L. de Melo, Estudo Da Estabilização De Fases Cristalinas De Cerâmicas Do Sistema Nióbia – Ítria – Zircônia, MINISTÉRIO DA CIÊNCIA E TECNOLOGIA INSTITUTO NACIONAL DE PESQUISAS ESPACIAIS, 2014. <https://doi.org/sid.inpe.br/mtc-m21b/2014/02.17.18.50-TDI>.
- [147] A.C. CASTRO, C. YAMAGATA, N.B. LIMA, determinação quantitativa de fases em ZrO<sub>2</sub> (MgO) (Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) utilizando o método de rietveld, in: 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Foz do Iguaçu, PR, 2006: pp. 464–474.
- [148] B.L. Karihaloo, J.H. Andreasen, eds., Chapter 2 Transformation toughening materials, in: North-Holl. Ser. Appl. Math. Mech., North-Holland, 1996: pp. 9–33. [https://doi.org/10.1016/S0167-5931\(96\)80003-9](https://doi.org/10.1016/S0167-5931(96)80003-9).
- [149] Zirconia - Handbook of Environmental Degradation of Materials, Third Edit, 2018.
- [150] D.A. Nono, F.P. Neto, S.L. Mineiro, Análise comparativa dos processos de obtenção das cerâmicas da alumina α, da zircônia-3YTZP e do compósito alumina α + 18,5 % zircônia-3YTZP para aplicação em satélites como blindagem para impactos com detritos espaciais, MINISTÉRIO DA CIÊNCIA E TECNOLOGIA INSTITUTO NACIONAL DE PESQUISAS ESPACIAIS, 2016.
- [151] University of Cambridge, YSZ (Zircônia estabilizada com ítria) Estrutura cúbica do tipo fluorita, (n.d.). [https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/fuel-cells/sofc\\_electrolyte.php](https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/fuel-cells/sofc_electrolyte.php).
- [152] M. RUHLE, N. CLAUSSEN, A.H. HEUER, Transformation and Microcrack Toughening as Complementary Processes in ZrO<sub>2</sub>-Toughened Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, *J. Am. Ceram. Soc.* 69 (1986) 195–197. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1986.tb07405.x>.
- [153] H. Tomaszewski, Effect of sintering atmosphere on thermomechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> ceramics, *Ceram. Int.* 15 (1989) 141–146.  
[https://doi.org/10.1016/0272-8842\(89\)90008-4](https://doi.org/10.1016/0272-8842(89)90008-4).

- [154] A.G. EVANS, K.T. FABER, Toughening of Ceramics by Circumferential Microcracking, *J. Am. Ceram. Soc.* 64 (1981) 394–398.  
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1981.tb09877.x>.
- [155] M. Yoshimura, Phase stability of zirconia, *Am. Ceram. Soc. Bull.* 67 (1988) 1950–1955.
- [156] D.Z. de Florio, R. Maccillo, Estudos de sinterização e de envelhecimento térmico de cerâmicas de zircônia – ítria por espectroscopia de impedância, Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, 1998.  
<https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/85/85131/tde-14022002-175024/publico/M21658.pdf>.
- [157] N.F. Barchetta, D.R.R. Lazar, G. de S.F.A. Saavedra, Protocolo para sinterização de zircônia odontológica por energia de micro-ondas, Universidade Estadual Paulista - UNESP, 2015.  
<http://www.athena.biblioteca.unesp.br/exlibris/bd/cathedra/28-03-2016/000860669.pdf>.
- [158] G. Witz, V. Shklover, W. Steurer, S. Bachegowda, H.-P. Bossmann, Phase Evolution in Ytria-Stabilized Zirconia Thermal Barrier Coatings Studied by Rietveld Refinement of X-Ray Powder Diffraction Patterns, *J. Am. Ceram. Soc.* 90 (2007) 2935–2940. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.01785.x>.
- [159] K.A. Evans, The Manufacture of Alumina and its Use in Ceramics and Related Applications, *Key Eng. Mater.* 122–124 (1996) 489–526.  
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.122-124.489>.
- [160] G.R. Fischer, L.J. Manfredo, R.N. McNally, R.C. Doman, The eutectic and liquidus in the  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  system, *J. Mater. Sci.* 16 (1981) 3447–3451.  
<https://doi.org/10.1007/BF00586307>.
- [161] S.N. Lakiza, L.M. Lopato, L. V. Nazarenko, Z.A. Zaitseva, The liquidus surface in the  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$  phase diagram, *Powder Metall. Met. Ceram.* 33 (1995) 595–598. <https://doi.org/10.1007/BF00559667>.
- [162] O. Fabrichnaya, F. Aldinger, Assessment of thermodynamic parameters in the system  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ , *Zeitschrift Für Met.* 95 (2004) 27–39.  
<https://doi.org/10.3139/146.017909>.
- [163] K. Miyoshi, S.C. Farmer, A. Sayir, Wear properties of two-phase  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) ceramics at temperatures from 296 to 1073K, *Tribol. Int.* 38 (2005) 974–986. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2005.07.025>.

- [164] J.-F. Li, R. Watanabe, Fracture Toughness of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Particle-Dispersed Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Partially Stabilized Zirconia, *J. Am. Ceram. Soc.* 78 (1995) 1079–1082.  
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1995.tb08441.x>.
- [165] D.J. GREEN, Critical Microstructures for Microcracking in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> Composites, *J. Am. Ceram. Soc.* 65 (1982) 610–614.  
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1982.tb09939.x>.
- [166] K. NIIHARA, New Design Concept of Structural Ceramics, *J. Ceram. Soc. Japan.* 99 (1991) 974–982. <https://doi.org/10.2109/jcersj.99.974>.
- [167] N.J. Lóh, L. Simão, C.A. Faller, A. De Noni, O.R.K. Montedo, A review of two-step sintering for ceramics, *Ceram. Int.* 42 (2016) 12556–12572.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.05.065>.
- [168] H. Palmour, Rate Controlled Sintering for Ceramics and Selected Powder Metals, in: *Sci. Sinter.*, Springer US, Boston, MA, 1989: pp. 337–356.  
[https://doi.org/10.1007/978-1-4899-0933-6\\_29](https://doi.org/10.1007/978-1-4899-0933-6_29).
- [169] A.V. Ragulya, V.V. Skorokhod, Rate-controlled sintering of ultrafine nickel powder, *Nanostructured Mater.* 5 (1995) 835–843.  
[https://doi.org/10.1016/0965-9773\(95\)00293-N](https://doi.org/10.1016/0965-9773(95)00293-N).
- [170] I.-W. Chen, X.-H. Wang, Sintering dense nanocrystalline ceramics without final-stage grain growth, *Nature.* 404 (2000) 168–171.  
<https://doi.org/10.1038/35004548>.
- [171] X.-H. Wang, P.-L. Chen, I.-W. Chen, Two-Step Sintering of Ceramics with Constant Grain-Size, I. Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, *J. Am. Ceram. Soc.* 89 (2006) 431–437.  
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2005.00763.x>.
- [172] J. Li, Y. Ye, Densification and Grain Growth of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanoceramics During Pressureless Sintering, *J. Am. Ceram. Soc.* 89 (2006) 139–143.  
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2005.00654.x>.
- [173] K. Bodišová, P. Šajgalík, D. Galusek, P. Švančárek, Two-Stage Sintering of Alumina with Submicrometer Grain Size, *J. Am. Ceram. Soc.* 90 (2007) 330–332. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2006.01408.x>.
- [174] Z. Razavi Hesabi, M. Haghightazadeh, M. Mazaheri, D. Galusek, S.K. Sadrnezhad, Suppression of grain growth in sub-micrometer alumina via two-step sintering method, *J. Eur. Ceram. Soc.* 29 (2009) 1371–1377.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2008.08.027>.
- [175] C.J. Wang, C.Y. Huang, Y.C. Wu, Two-step sintering of fine alumina-zirconia

- ceramics, *Ceram. Int.* 35 (2009) 1467–1472.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2008.08.001>.
- [176] D. Galusek, K. Ghillányová, J. Sedláček, J. Kozánková, P. Šajgalík, The influence of additives on microstructure of sub-micron alumina ceramics prepared by two-stage sintering, *J. Eur. Ceram. Soc.* 32 (2012) 1965–1970.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.11.038>.
- [177] K. Maca, V. Pouchly, P. Zalud, Two-Step Sintering of oxide ceramics with various crystal structures, *J. Eur. Ceram. Soc.* 30 (2010) 583–589.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2009.06.008>.
- [178] P. Chabera, A. Boczkowska, A. Morka, P. Kędzierski, T. Niezgoda, A. Oziębło, A. Witek, Comparison of numerical and experimental study of armour system based on alumina and silicon carbide ceramics, *Bull. Polish Acad. Sci. Tech. Sci.* 63 (2015) 363–367. <https://doi.org/10.1515/bpasts-2015-0040>.
- [179] C. Kaufmann, D. Cronin, M. Worswick, G. Pageau, A. Beth, Influence of material properties on the ballistic performance of ceramics for personal body armour, *Shock Vib.* 10 (2003) 51–58. <https://doi.org/10.1155/2003/357637>.
- [180] E. Medvedovski, Ballistic performance of armour ceramics: Influence of design and structure. Part 2, *Ceram. Int.* 36 (2010) 2117–2127.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.05.022>.
- [181] D. Hallam, A. Heaton, B. James, P. Smith, J. Yeomans, The correlation of indentation behaviour with ballistic performance for spark plasma sintered armour ceramics, *J. Eur. Ceram. Soc.* 35 (2015) 2243–2252.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2014.11.035>.
- [182] P.G. Karandikar, G. Evans, S. Wong, M.K. Aghajanian, M. Sennett, A Review of Ceramics for Armor Applications, in: 2009: pp. 163–175.  
<https://doi.org/10.1002/9780470456286.ch16>.
- [183] S.G. Savio, A.S. Rao, P.R.S. Reddy, V. Madhu, Microstructure and ballistic performance of hot pressed & reaction bonded boron carbides against an armour piercing projectile, *Adv. Appl. Ceram.* 118 (2019) 264–273.  
<https://doi.org/10.1080/17436753.2018.1564416>.
- [184] L. Vargas-Gonzalez, R.F. Speyer, J. Campbell, Flexural strength, fracture toughness, and hardness of silicon carbide and boron carbide armor ceramics, *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 7 (2010) 643–651. <https://doi.org/10.1111/j.1744-7402.2010.02501.x>.

- [185] D. Blumer, D. Rittel, The influence of microstructure on the static and dynamic strength of transparent Magnesium Aluminate Spinel ( $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ ), *J. Eur. Ceram. Soc.* 38 (2018) 3618–3634.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.03.037>.
- [186] A. Krell, E. Strassburger, Order of influences on the ballistic resistance of armor ceramics and single crystals, *Mater. Sci. Eng. A.* 597 (2014) 422–430.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.12.101>.
- [187] R. Goel, M.D. Kulkarni, K.S. Pandya, N.K. Naik, Stress wave micro-macro attenuation in ceramic plates made of tiles during ballistic impact, *Int. J. Mech. Sci.* 83 (2014) 30–37. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2014.03.020>.
- [188] M. Mirkhalaf, A. Sunesara, B. Ashrafi, F. Barthelat, Toughness by segmentation: Fabrication, testing and micromechanics of architected ceramic panels for impact applications, *Int. J. Solids Struct.* 158 (2019) 52–65.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2018.08.025>.
- [189] K. Bilisik, Two-dimensional (2D) fabrics and three-dimensional (3D) preforms for ballistic and stabbing protection: A review, *Text. Res. J.* 87 (2017) 2275–2304. <https://doi.org/10.1177/0040517516669075>.
- [190] P.J. Hazell, *ARMOUR: Materials, theory, and design*, 2015.  
<https://doi.org/10.1201/b18683>.
- [191] G. Kirmızı, H. Arık, H. Çinici, Experimental study on mechanical and ballistic behaviours of silicon carbide reinforced functionally graded aluminum foam composites, *Compos. Part B Eng.* 164 (2019) 345–357.  
<https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.11.076>.
- [192] R. Zhang, B. Han, L. Li, Z.N. Zhao, Q. Zhang, Q.C. Zhang, C.Y. Ni, T.J. Lu, Influence of prestress on ballistic performance of bi-layer ceramic composite armors: Experiments and simulations, *Compos. Struct.* 227 (2019) 111258.  
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111258>.
- [193] F.D.O. Braga, F.S. Da Luz, S.N. Monteiro, É.P. Lima, Effect of the impact geometry in the ballistic trauma absorption of a ceramic multilayered armor system, *J. Mater. Res. Technol.* 7 (2018) 554–560.  
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.06.019>.
- [194] A. Tasdemirci, G. Tunusoglu, M. Güden, The effect of the interlayer on the ballistic performance of ceramic/composite armors: Experimental and numerical study, *Int. J. Impact Eng.* 44 (2012) 1–9.

- <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2011.12.005>.
- [195] F. Cui, G. Wu, T. Ma, W. Li, Effect of ceramic properties and depth-of-penetration test parameters on the ballistic performance of armour ceramics, *Def. Sci. J.* 67 (2017) 260–268. <https://doi.org/10.14429/dsj.67.10664>.
- [196] A. Harris, B. Vaughan, J. Yeomans, P. Smith, S. Burnage, Ballistic testing of surface-treated alumina and silicon carbide with improved adhesive bond strength, *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 14 (2017) 323–330. <https://doi.org/10.1111/ijac.12668>.
- [197] D.C.N. Fabris, M.B. Polla, J. Acordi, A.L. Luza, A.M. Bernardin, A. De Noni, O.R.K. Montedo, Effect of MgO·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·SiO<sub>2</sub> glass-ceramic as sintering aid on properties of alumina armors, *Mater. Sci. Eng. A.* 781 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139237>.
- [198] D.B. Rahbek, B.B. Johnsen, Fragmentation of an armour piercing projectile after impact on composite covered alumina tiles, *Int. J. Impact Eng.* 133 (2019) 103332. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2019.103332>.
- [199] T.L. Jones, L.R. Vargas-Gonzalez, B. Scott, B. Goodman, B. Becker, Ballistic evaluation and damage characterization of 3-D printed, alumina-based ceramics for light armor applications, *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 17 (2020) 424–437. <https://doi.org/10.1111/ijac.13428>.
- [200] P. Kędzierski, A. Morka, G. Sławiński, T. Niezgodna, Optimization of two-component armour, *Bull. Polish Acad. Sci. Tech. Sci.* 63 (2015) 173–179. <https://doi.org/10.1515/bpasts-2015-0020>.
- [201] S.G. Savio, V. Madhu, Ballistic performance evaluation of ceramic tiles with respect to projectile velocity against hard steel projectile using DOP test, *Int. J. Impact Eng.* 113 (2018) 161–167. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.11.020>.
- [202] M.B. Polla, D.C.N. Fabris, A. De Noni Jr., O.R.K. Montedo, Desempenho balístico de estruturas multicamadas à base de alumina/epóxi, *Cerâmica.* 65 (2019) 207–215. <https://doi.org/10.1590/0366-69132019653742457>.
- [203] S.N. Monteiro, L.H.L. Louro, A.V. Gomes, C.F.D.M. Chagas, A.B. Caldeira, É.P. Lima, How effective is a convex Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> ceramic armor?, *Ceram. Int.* 42 (2016) 7844–7847. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2015.12.147>.
- [204] P. Durand, *Handbook of inorganic chemicals*, 2003. <https://doi.org/10.5860/CHOICE.40-6428>.

- [205] A. Noviyanto, D.H. Yoon, Y.H. Han, T. Nishimura, Effect of sintering atmosphere on the grain growth and hardness of SiC/polysilazane ceramic composites, *Adv. Appl. Ceram.* 115 (2016) 272–275. <https://doi.org/10.1080/17436753.2015.1136124>.
- [206] Y.W. Kim, S.H. Jang, T. Nishimura, S.Y. Choi, S.D. Kim, Microstructure and high-temperature strength of silicon carbide with 2000 ppm yttria, *J. Eur. Ceram. Soc.* 37 (2017) 4449–4455. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.07.002>.
- [207] T.Y. Cho, Y.W. Kim, Effect of grain growth on the thermal conductivity of liquid-phase sintered silicon carbide ceramics, *J. Eur. Ceram. Soc.* 37 (2017) 3475–3481. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.04.050>.
- [208] J.H. Eom, Y.K. Seo, Y.W. Kim, Mechanical and Thermal Properties of Pressureless Sintered Silicon Carbide Ceramics with Alumina-Yttria-Calcia, *J. Am. Ceram. Soc.* 99 (2016) 1735–1741. <https://doi.org/10.1111/jace.14114>.
- [209] K. Krishnan, S. Sockalingam, S. Bansal, S.D. Rajan, Numerical simulation of ceramic composite armor subjected to ballistic impact, *Compos. Part B Eng.* 41 (2010) 583–593. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2010.10.001>.
- [210] S. Hayun, V. Paris, R. Mitrani, S. Kalabukhov, M.P. Dariel, E. Zaretsky, N. Frage, Microstructure and mechanical properties of silicon carbide processed by Spark Plasma Sintering (SPS), *Ceram. Int.* 38 (2012) 6335–6340. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2012.05.003>.
- [211] N. Tamari, T. Tanaka, K. Tanaka, I. Kondoh, M. Kawahara, M. Tokita, Effect of spark plasma sintering on densification and mechanical properties of silicon carbide, *Nippon Seramikkusu Kyokai Gakujutsu Ronbunshi/Journal Ceram. Soc. Japan.* 103 (1995) 740–742. <https://doi.org/10.2109/jcersj.103.740>.
- [212] She Jihong, Guo Jingkun, Jiang Dongliang, Hot isostatic pressing of  $\alpha$ -silicon carbide ceramics, *Ceram. Int.* 19 (1993) 347–351. [https://doi.org/10.1016/0272-8842\(93\)90048-V](https://doi.org/10.1016/0272-8842(93)90048-V).
- [213] S. Dong, D. Jiang, S. Tan, J. Guo, Hot isostatic pressing and post-hot isostatic pressing of SiC- $\beta$ -sialon composites, *Mater. Lett.* 29 (1996) 259–263. [https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(96\)00155-3](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(96)00155-3).
- [214] D. Ray, R.M. Flinders, A. Anderson, R.A. Cutler, J. Campbell, J.W. Adams, Effect of Microstructure and Mechanical Properties on the Ballistic Performance of SiC-Based Ceramics, in: 2008: pp. 85–96.

- <https://doi.org/10.1002/9780470291368.ch7>.
- [215] J.W.M. (Ed.), A. Crowson, J. William A. Gooch, A.M. Rajendran, S.J. Bless, K. V. Logan, M. Normandia, S. Wax, Ceramic armor materials by design, Pac Rim IV, The American Ceramic Society, Westerville, Ohio, 2002.
- [216] F. Delobel, S. Lemonnier, J. Cambedouzou, Effects of density on the mechanical properties of spark plasma sintered  $\beta$ -SiC, *Ceram. Int.* (2020) 0–1. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.02.101>.
- [217] Z. Shen, D. Hu, G. Yang, X. Han, Ballistic reliability study on SiC/UHMWPE composite armor against armor-piercing bullet, *Compos. Struct.* 213 (2019) 209–219. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.01.078>.
- [218] M. Flinders, D. Ray, A. Anderson, R.A. Cutler, High-toughness silicon carbide as armor, *J. Am. Ceram. Soc.* 88 (2005) 2217–2226. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2005.00415.x>.
- [219] D. Luo, Y. Wang, F. Wang, H. Cheng, B. Zhang, Y. Zhu, The influence of metal cover plates on ballistic performance of silicon carbide subjected to large-scale tungsten projectile, *Mater. Des.* 191 (2020) 108659. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108659>.
- [220] C.Y. Liu, W.H. Tuan, S.C. Chen, Ballistic performance of liquid-phase sintered silicon carbide, *Ceram. Int.* 39 (2013) 8253–8259. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.04.010>.
- [221] A.K. Suri, C. Subramanian, J.K. Sonber, T.S.R. Ch Murthy, Synthesis and consolidation of boron carbide: A review, 2010. <https://doi.org/10.1179/095066009X12506721665211>.
- [222] F.X. Zhang, F.F. Xu, T. Mori, Q.L. Liu, A. Sato, T. Tanaka, Crystal structure of new rare-earth boron-rich solids: REB<sub>28</sub>5C<sub>4</sub>, *J. Alloys Compd.* 329 (2001) 168–172. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(01\)01581-X](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(01)01581-X).
- [223] M.M. Balakrishnarajan, P.D. Pancharatna, R. Hoffmann, Structure and bonding in boron carbide: The invincibility of imperfections, *New J. Chem.* 31 (2007) 473–485. <https://doi.org/10.1039/b618493f>.
- [224] N.N. Greenwood, A. Earnshaw, Chemistry of the Elements, Second Edi, Butterworth Heinemann, 1997.
- [225] C. Cheng, K.M. Reddy, A. Hirata, T. Fujita, M. Chen, Structure and mechanical properties of boron-rich boron carbides, *J. Eur. Ceram. Soc.* 37 (2017) 4514–4523. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2017.06.017>.

- [226] C. Sikalidis, *Advances in Ceramics - Characterization, Raw Materials, Processing, Properties, Degradation and Healing*, InTech, 2011.  
<https://doi.org/10.5772/933>.
- [227] J.K. Sonber, P.K. Limaye, T.S.R.C. Murthy, K. Sairam, A. Nagaraj, N.L. Soni, R.J. Patel, J.K. Chakravartty, Tribological properties of boron carbide in sliding against WC ball, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 51 (2015) 110–117.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2015.03.010>.
- [228] F. Thévenot, Boron carbide—A comprehensive review, *J. Eur. Ceram. Soc.* 6 (1990) 205–225. [https://doi.org/10.1016/0955-2219\(90\)90048-K](https://doi.org/10.1016/0955-2219(90)90048-K).
- [229] K. Sairam, J.K. Sonber, T.S.R.C. Murthy, C. Subramanian, R.K. Fotedar, P. Nanekar, R.C. Hubli, Influence of spark plasma sintering parameters on densification and mechanical properties of boron carbide, *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 42 (2014) 185–192. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.09.004>.
- [230] J.K. Sonber, T.S.R.C. Murthy, C. Subramanian, R.K. Fotedar, R.C. Hubli, A.K. Suri, Synthesis, Densification and Characterization of Boron Carbide, *Trans. Indian Ceram. Soc.* 72 (2013) 100–107.  
<https://doi.org/10.1080/0371750X.2013.817755>.
- [231] J.D. Hogan, L. Farbaniec, D. Mallick, V. Domnich, K. Kuwelkar, T. Sano, J.W. McCauley, K.T. Ramesh, Fragmentation of an advanced ceramic under ballistic impact: Mechanisms and microstructure, *Int. J. Impact Eng.* 102 (2017) 47–54. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.12.008>.
- [232] D.L. Orphal, R.R. Franzen, Penetration of confined silicon carbide targets by tungsten long rods at impact velocities from 1.5 to 4.6 km/s, *Int. J. Impact Eng.* 19 (1997) 1–13. [https://doi.org/10.1016/s0734-743x\(96\)00004-8](https://doi.org/10.1016/s0734-743x(96)00004-8).
- [233] G. Victor, Y. Pison, N. Moncoffre, N. Béreud, C. Esnouf, T. Douillard, A. Gentils, In situ TEM observations of ion irradiation damage in boron carbide, *J. Eur. Ceram. Soc.* 39 (2019) 726–734.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.11.011>.
- [234] C. Ojalvo, R. Moreno, F. Guiberteau, A.L. Ortiz, Processing of orthotropic and isotropic superhard B<sub>4</sub>C composites reinforced with reduced graphene oxide, *J. Eur. Ceram. Soc.* 40 (2020) 3406–3413.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.02.027>.
- [235] Z. Yin, J. Yuan, M. Chen, D. Si, C. Xu, Mechanical property and ballistic resistance of graphene platelets/B<sub>4</sub>C ceramic armor prepared by spark plasma

- sintering, *Ceram. Int.* 45 (2019) 23781–23787.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.08.095>.
- [236] M. Dutto, D. Goeuriot, S. Saunier, S. Marinel, N. Frage, S. Hayun, Reaction-bonded B<sub>4</sub>C/SiC composites synthesized by microwave heating, *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 16 (2019) 1287–1294. <https://doi.org/10.1111/ijac.13211>.
- [237] M. Chen, J.W. McCauley, K.J. Hemker, Shock-induced localized amorphization in boron carbide, *Science* (80-. ). 299 (2003) 1563–1566.  
<https://doi.org/10.1126/science.1080819>.
- [238] T.J. Holmquist, A.M. Rajendran, D.W. Templeton, K.D. Bishnoi, TARDEC technical report no 13754: A ceramic armor material database., (1999) 224.
- [239] J. Sternberg, D.L. Orphal, A note on the high velocity penetration of aluminum nitride, *Int. J. Impact Eng.* 19 (1997) 647–651. [https://doi.org/10.1016/s0734-743x\(97\)00002-x](https://doi.org/10.1016/s0734-743x(97)00002-x).
- [240] K.A. Schwetz, L.S. Sigl, L. Pfau, Mechanical Properties of Injection Molded B<sub>4</sub>C-C Ceramics, *J. Solid State Chem.* 133 (1997) 68–76.  
<https://doi.org/10.1006/jssc.1997.7316>.
- [241] Y. Zhou, D. Ni, Y. Kan, P. He, S. Dong, X. Zhang, Microstructure and mechanical properties of reaction bonded B<sub>4</sub>C-SiC composites: The effect of polycarbosilane addition, *Ceram. Int.* 43 (2017) 5887–5895.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.01.066>.
- [242] S.S. Rehman, W. Ji, S.A. Khan, Z. Fu, F. Zhang, Microstructure and mechanical properties of B<sub>4</sub>C densified by spark plasma sintering with Si as a sintering aid, *Ceram. Int.* 41 (2015) 1903–1906.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.09.115>.
- [243] S.G. Savio, K. Ramanjaneyulu, V. Madhu, T.B. Bhat, An experimental study on ballistic performance of boron carbide tiles, *Int. J. Impact Eng.* 38 (2011) 535–541. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2011.01.006>.
- [244] Z.L. Chao, L.T. Jiang, G.Q. Chen, J. Qiao, Q. Z, Z.H. Yu, Y.F. Cao, G.H. Wu, The microstructure and ballistic performance of B<sub>4</sub>C/AA2024 functionally graded composites with wide range B<sub>4</sub>C volume fraction, *Compos. Part B Eng.* 161 (2019) 627–638. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.12.147>.
- [245] K.Y. Xie, K. Kuwelkar, R.A. Haber, J.C. LaSalvia, K.J. Hemker, R. Hay, Microstructural Characterization of a Commercial Hot-Pressed Boron Carbide Armor Plate, *J. Am. Ceram. Soc.* 99 (2016) 2834–2841.

- <https://doi.org/10.1111/jace.14295>.
- [246] Y. Gao, W. Zhang, P. Xu, X. Cai, Z. Fan, Influence of epoxy adhesive layer on impact performance of TiB<sub>2</sub>-B<sub>4</sub>C composites armor backed by aluminum plate, *Int. J. Impact Eng.* 122 (2018) 60–72.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2018.07.017>.
- [247] M.J. Normandia, W.A. Gooch, An Overview of Ballistic Testing Methods of Ceramic Materials, *Ceram. Armor Mater. by Des.* (2002) 113–138.
- [248] I.-D. Popa, F. Dobrița, Considerations on Dop (Depth Of Penetration) Test for Evaluation of Ceramics Materials Used in Ballistic Protection, *ACTA Univ. Cibiniensis.* 69 (2018) 162–166. <https://doi.org/10.1515/aucts-2017-0021>.
- [249] I.G. Crouch, B. Eu, *Ballistic testing methodologies*, 2017.  
<https://doi.org/10.1016/b978-0-08-100704-4.00011-6>.
- [250] Z. Rozenberg, Y. Yeshurun, The relation between ballastic efficiency and compressive strength of ceramic tiles, *Int. J. Impact Eng.* 7 (1988) 357–362.  
[https://doi.org/10.1016/0734-743X\(88\)90035-8](https://doi.org/10.1016/0734-743X(88)90035-8).
- [251] A.N. Dancygier, D.Z. Yankelevsky, Penetration mechanisms of non-deforming projectiles into reinforced concrete barriers, *Struct. Eng. Mech.* 13 (2002) 171–186. <https://doi.org/10.12989/sem.2002.13.2.171>.
- [252] M.J. Forrestal, Penetration into dry porous rock, *Int. J. Solids Struct.* 22 (1986) 1485–1500. [https://doi.org/10.1016/0020-7683\(86\)90057-0](https://doi.org/10.1016/0020-7683(86)90057-0).
- [253] D.L. Orphal, R.R. Franzen, Penetration of confined silicon carbide targets by tungsten long rods at impact velocities from 1.5 to 4.6 km/s, *Int. J. Impact Eng.* 19 (1997) 1–13. [https://doi.org/10.1016/0734-743X\(95\)00064-H](https://doi.org/10.1016/0734-743X(95)00064-H).
- [254] R. Subramanian, S.J. Bless, Penetration of semi-infinite AD995 alumina targets by tungsten long rod penetrators from 1.5 to 3.5 km/s, *Int. J. Impact Eng.* 17 (1995) 807–816. [https://doi.org/10.1016/0734-743X\(95\)99901-3](https://doi.org/10.1016/0734-743X(95)99901-3).
- [255] D.L. Orphal, R.R. Franzen, A.J. Piekutowski, M.J. Forrestal, Penetration of confined aluminum nitride targets by tungsten long rods at 1.5–4.5 km/s, *Int. J. Impact Eng.* 18 (1996) 355–368. [https://doi.org/10.1016/0734-743X\(95\)00045-C](https://doi.org/10.1016/0734-743X(95)00045-C).
- [256] V. Hohler, A.J. Stilp, K. Weber, Hypervelocity penetration of tungsten sinter-alloy rods into aluminum, *Int. J. Impact Eng.* 17 (1995) 409–418.  
[https://doi.org/10.1016/0734-743X\(95\)99866-P](https://doi.org/10.1016/0734-743X(95)99866-P).
- [257] B. Janzon, 26th International Symposium on Ballistics, Miami, FL, USA, 12–16

- September 2011, *J. Appl. Mech.* 78 (2011) 1468–1476.  
<https://doi.org/10.1115/1.4004308>.
- [258] Y.X. Zhai, H. Wu, Q. Fang, Interface defeat studies of long-rod projectile impacting on ceramic targets, *Def. Technol.* 16 (2020) 50–68.  
<https://doi.org/10.1016/j.dt.2019.05.021>.
- [259] P. Lundberg, R. Renström, O. Andersson, Influence of confining prestress on the transition from interface defeat to penetration in ceramic targets, *Def. Technol.* 12 (2016) 263–271. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2016.02.002>.
- [260] X. Zhang, A. Serjouei, I. Sridhar, Criterion for interface defeat to penetration transition of long rod projectile impact on ceramic armor, *Thin-Walled Struct.* 126 (2018) 266–284. <https://doi.org/10.1016/j.tws.2017.04.016>.
- [261] S. Bavdekar, G. Subhash, S. Satapathy, A unified model for dwell and penetration during long rod impact on thick ceramic targets, *Int. J. Impact Eng.* 131 (2019) 304–316. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2019.05.014>.
- [262] J. Dehn, Modeling armor that uses interface defeat, in: *AIP Conf. Proc.*, AIP, 1996: pp. 1139–1142. <https://doi.org/10.1063/1.50783>.
- [263] C.E. Anderson, J.D. Walker, An analytical model for dwell and interface defeat, *Int. J. Impact Eng.* 31 (2005) 1119–1132.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2004.07.013>.
- [264] B. Aydelotte, B. Schuster, Impact and Penetration of SiC: The Role of Rod Strength in the Transition from Dwell to Penetration, *Procedia Eng.* 103 (2015) 19–26. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.04.004>.
- [265] Y. Partom, Modeling interface defeat and dwell in long rod penetration into ceramic targets, in: *AIP Conf. Proc.*, 2012: pp. 76–79.  
<https://doi.org/10.1063/1.3686225>.
- [266] T.J. Holmquist, C.E. Anderson, T. Behner, D.L. Orphal, Mechanics of dwell and post-dwell penetration, *Adv. Appl. Ceram.* 109 (2010) 467–479.  
<https://doi.org/10.1179/174367509X12535211569512>.
- [267] J. Yuan, G.E.B. Tan, W.L. Goh, Simulation of Dwell-to-Penetration Transition for SiC Ceramics Subjected to Impact of Tungsten Long Rods, in: 2017: pp. 65–73. <https://doi.org/10.1002/9781119321682.ch8>.
- [268] C.C. Holland, E.A. Gamble, F.W. Zok, V.S. Deshpande, R.M. McMeeking, Effect of design on the performance of steel-alumina bilayers and trilayers subject to ballistic impact, *Mech. Mater.* 91 (2015) 241–251.

- <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2015.05.002>.
- [269] A. Rajagopal, N.K. Naik, Oblique ballistic impact behavior of composites, *Int. J. Damage Mech.* 23 (2014) 453–482.  
<https://doi.org/10.1177/1056789513499268>.
- [270] V. Hohler, K. Weber, R. Tham, B. James, A. Barker, I. Pickup, Comparative analysis of oblique impact on ceramic composite systems, *Int. J. Impact Eng.* 26 (2001) 333–344. [https://doi.org/10.1016/s0734-743x\(01\)00102-6](https://doi.org/10.1016/s0734-743x(01)00102-6).
- [271] D. Yaziv, S. Chocron, C.E. Anderson, D.J. Grosch, Oblique penetration in ceramic targets, *19th Int. Symp. Ballist.* (2001) 7–11.
- [272] G. Ben-Dor, A. Dubinsky, T. Elperin, N. Frage, Optimization of two component ceramic armor for a given impact velocity, *Theor. Appl. Fract. Mech.* 33 (2000) 185–190. [https://doi.org/10.1016/S0167-8442\(00\)00013-6](https://doi.org/10.1016/S0167-8442(00)00013-6).
- [273] S.G. Savio, V. Madhu, Methodology to measure the protective areal density of ceramic tiles against projectile impact, *Def. Sci. J.* 68 (2018) 76–82.  
<https://doi.org/10.14429/dsj.68.11136>.
- [274] F. Huang, L. Zhang, DOP test evaluation of the ballistic performance of armor ceramics against long rod penetration, *AIP Conf. Proc.* 845 II (2006) 1383–1386. <https://doi.org/10.1063/1.2263582>.
- [275] M. Bolduc, B. Anctil, J. Lo, R. Zhang, S. Lin, B. Simard, K. Bosnick, A. Merati, Ballistic Evaluation of Nanocomposite Ceramic, *Pass 2016.* (2016) 1–9.
- [276] C. Roberson, P.J. Hazell, Resistance of Different Ceramic Materials to Penetration by a Tungsten Carbide Cored Projectile, in: *Intergovernmental Panel on Climate Change (Ed.), Clim. Chang. 2013 - Phys. Sci. Basis*, Cambridge University Press, Cambridge, 2012: pp. 153–163.  
<https://doi.org/10.1002/9781118406793.ch13>.
- [277] J.J. Swab, *Advances in Ceramic Armor: A Collection of Papers Presented at the 29th International Conference on Advanced Ceramics and Composites, January 23-28, 2005, Cocoa Beach, Florida, Ceramic Engineering and Science Proceedings, Volume 26, Number 7, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, NJ, USA, 2005.* <https://doi.org/10.1002/9780470291276>.
- [278] C. Roberson, P.J. Hazell, Resistance of Silicon Carbide to Penetration by a Tungsten Carbide Cored Projectile, in: *Ceram. Trans.*, 2012: pp. 165–174.  
<https://doi.org/10.1002/9781118406793.ch14>.
- [279] E. Lach, Mechanical behaviour of ceramics and their ballistic properties, CFI

- Ceram. Forum Int. 70 (1993) 486–490.
- [280] V. Madhu, K. Ramanjaneyulu, T. Balakrishna Bhat, N.K. Gupta, An experimental study of penetration resistance of ceramic armour subjected to projectile impact, *Int. J. Impact Eng.* 32 (2005) 337–350. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2005.03.004>.
- [281] T.J. Moynihan, S.-C. Chou, A.L. Mihalcin, Application of the Depth-of-Penetration Test Methodology to Characterize Ceramics for Personnel Protection, 2000. <https://doi.org/10.21236/ADA376698>.
- [282] J.E. Reaugh, A.C. Holt, M.L. Wilkins, B.J. Cunningham, B.L. Hord, A.S. Kusubov, Impact studies of five ceramic materials and pyrex, *Int. J. Impact Eng.* 23 (1999) 771–782. [https://doi.org/10.1016/s0734-743x\(99\)00121-9](https://doi.org/10.1016/s0734-743x(99)00121-9).
- [283] S.G. Savio, V. Madhu, Effect of Tile Thickness and Projectile Velocity on the Ballistic Performance of Boron Carbide Against 12.7 mm AP, *Procedia Eng.* 173 (2017) 286–292. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.12.015>.
- [284] J.D. Hogan, L. Farbaniec, M. Shaeffer, K.T. Ramesh, The effects of microstructure and confinement on the compressive fragmentation of an advanced ceramic, *J. Am. Ceram. Soc.* 98 (2015) 902–912. <https://doi.org/10.1111/jace.13353>.
- [285] M. Flinders, D. Ray, R.A. Cutler, Toughness-Hardness Trade-Off in Advanced SiC Armor, in: 2012: pp. 37–48. <https://doi.org/10.1002/9781118406793.ch3>.
- [286] R.L. Woodward, W.A. Gooch, R.G. O'Donnell, W.J. Perciballi, B.J. Baxter, S.D. Pattie, A study of fragmentation in the ballistic impact of ceramics, *Int. J. Impact Eng.* 15 (1994) 605–618. [https://doi.org/10.1016/0734-743X\(94\)90122-2](https://doi.org/10.1016/0734-743X(94)90122-2).
- [287] D.E. Grady, Fragmentation of Ceramics in the Ballistic Environment, in: 2010: pp. 1–18. <https://doi.org/10.1002/9780470584330.ch1>.
- [288] F.S. de Assis, S.N. Monteiro, A.D.L. Neto, M.C.S. Soares, V. de S. Pereira, Avaliação da impedância de choque da blindagem multicamada com compósito de matriz poliéster reforça com tecido de juta, in: *An. Do Congr. Anu. Da ABM*, Editora Blucher, São Paulo, 2017: pp. 1059–1066. <https://doi.org/10.5151/1516-392X-27927>.
- [289] X.W. Feng, Z.F. Liu, G. Chen, G.W. Yao, Experimental investigation on delayed failure of alumina under shock compression, *Adv. Appl. Ceram.* 111 (2012) 237–242. <https://doi.org/10.1179/1743676112Y.0000000004>.

- [290] M. Ravid, S. Chocron, S.R. Bodner, Penetration Analysis of Ceramic Armor Backed by Composite Materials, in: 2012: pp. 145–152. <https://doi.org/10.1002/9781118406793.ch12>.
- [291] G. Ben-Dor, A. Dubinsky, T. Elperin, Ballistic impact: Recent advances in analytical modeling of plate penetration dynamics-a review, *Appl. Mech. Rev.* 58 (2005) 355–370. <https://doi.org/10.1115/1.2048626>.
- [292] Y. V. Popov, V.A. Markov, V.I. Pusev, V. V. Selivanov, The relative thickness of the barriers and its fundamental importance in armored ballistics, *J. Phys. Conf. Ser.* 1459 (2020). <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1459/1/012007>.
- [293] J. Cao, J. Lai, J. Zhou, N. Kang, L. Du, Y. Miao, Experiments and simulations of the ballistic response of ceramic composite armors, *J. Mech. Sci. Technol.* 34 (2020) 2783–2793. <https://doi.org/10.1007/s12206-020-0611-8>.
- [294] R.W. Rice, C.C. Wu, F. Boichelt, Hardness–Grain-Size Relations in Ceramics, *J. Am. Ceram. Soc.* 77 (1994) 2539–2553. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1994.tb04641.x>.
- [295] J.C. Li, X.W. Chen, F. Ning, X.L. Li, On the transition from interface defeat to penetration in the impact of long rod onto ceramic targets, *Int. J. Impact Eng.* 83 (2015) 37–46. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2015.04.003>.
- [296] S. Zhao, B. Kad, B.A. Remington, J.C. Lasalvia, C.E. Wehrenberg, K.D. Behler, M.A. Meyers, Directional amorphization of boron carbide subjected to laser shock compression, *Proc. Natl. Acad. Sci. U. S. A.* 113 (2016) 12088–12093. <https://doi.org/10.1073/pnas.1604613113>.
- [297] D. Emin, Structure and single-phase regime of boron carbides, *Phys. Rev. B.* 38 (1988) 6041–6055. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.38.6041>.
- [298] N.J. Woolmore, P.J. Hazell, T.P. Stuart, An Investigation into Fragmenting the 14.5 mm BS41 Armour Piercing Round by Varying a Confined Ceramic Target Setup, in: 2012: pp. 175–186. <https://doi.org/10.1002/9781118406793.ch15>.
- [299] V. Domnich, Y. Gogotsi, Phase transformations in silicon under contact loading, *Rev. Adv. Mater. Sci.* 3 (2002) 1–36.
- [300] P.J. Hazell, G.J. Appleby-Thomas, D. Philbey, W. Tolman, The effect of gilding jacket material on the penetration mechanics of a 7.62 mm armour-piercing projectile, *Int. J. Impact Eng.* 54 (2013) 11–18. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2012.10.013>.
- [301] F. Cesari, L. Esposito, F.M. Furguele, C. Maletta, A. Tucci, Fracture toughness

- of alumina-zirconia composites, *Ceram. Int.* 32 (2006) 249–255.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2005.02.012>.
- [302] D. Ray, M. Flinders, A. Anderson, R. a. Cutler, Hardness/Toughness Relationship for Sic Armor, in: 27th Annu. Cocoa Beach Conf. Adv. Ceram. Compos. A Ceram. Eng. Sci. Proceedings, Vol. 24, Issue 3, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, NJ, USA, 2003: pp. 401–410.  
<https://doi.org/10.1002/9780470294802.ch58>.
- [303] P.J. Hazell, C.J. Roberson, M. Moutinho, The design of mosaic armour: The influence of tile size on ballistic performance, *Mater. Des.* 29 (2008) 1497–1503. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.03.003>.
- [304] C. Lo, T. Sano, J.D. Hogan, Deformation mechanisms and evolution of mechanical properties in damaged advanced ceramics, *J. Eur. Ceram. Soc.* 40 (2020) 3129–3139. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.02.058>.
- [305] J. Song, Proposed “ Congruent Matching Cells ( CMC )” Method for Ballistic Identification and Error Rate Estimation, *AFTE J.* 47 (2015) 177–185.
- [306] N.D. Andraskar, G. Tiwari, M.D. Goel, Impact response of ceramic structures - A review, *Ceram. Int.* 48 (2022) 27262–27279.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.06.313>.
- [307] S.J. Bless, D.L. Jurick, Design for multi-hit capability, *Int. J. Impact Eng.* 21 (1998) 905–908. [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(98\)00042-6](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(98)00042-6).
- [308] C. Aharonian, N. Tessier-Doyen, P.M. Geffroy, C. Pagnoux, Elaboration and mechanical properties of monolithic and multilayer mullite-alumina based composites devoted to ballistic applications, *Ceram. Int.* 47 (2021) 3826–3832.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.09.242>.
- [309] W. Liu, Z. Chen, X. Cheng, Y. Wang, A.R. Amankwa, J. Xu, Design and ballistic penetration of the ceramic composite armor, *Compos. Part B Eng.* 84 (2016) 33–40. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2015.08.071>.
- [310] B.R. Lawn, Indentation of ceramics with spheres: A century after Hertz, *J. Am. Ceram. Soc.* 81 (1998) 1977–1994. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1998.tb02580.x>.
- [311] J. Nagler, On Analytical Ballistic Penetration Fundamental Model and Design, *WSEAS Trans. HEAT MASS Transf.* 16 (2021) 177–191.  
<https://doi.org/10.37394/232012.2021.16.21>.
- [312] P. Karandikar, B. Givens, A. Liszkiewicz, S. Wong, M. Aghajanian, Effects of

- novel geometric designs on the ballistic performance of ceramics, *Ceram. Eng. Sci. Proc.* 35 (2014) 13–22. <https://doi.org/10.1002/9781119040590.ch2>.
- [313] W. Seifert, E. Strassburger, M. Dolak, S. Schaare, Experimental study on the dependency of the ballistic performance of tiled ceramic/metal targets on inter tile gap width and projectile impact position, *Int. J. Impact Eng.* 122 (2018) 50–59. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2018.08.006>.
- [314] D. Rose, A. Socks, D. Ostberg, Designing an Innovative Composite Armor System for Affordable Ballistic Protection, (2014).
- [315] Y. Gao, X. Feng, J. Liu, H. Fu, S. Li, C. He, Design and ballistic penetration of “siC/Ti6Al4V/UHMWPE” composite armor, *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 563 (2019). <https://doi.org/10.1088/1757-899X/563/4/042043>.
- [316] C. Evci, M. Gülgeç, Effective damage mechanisms and performance evaluation of ceramic composite armors subjected to impact loading, *J. Compos. Mater.* 48 (2014) 3215–3236. <https://doi.org/10.1177/0021998313508594>.
- [317] W.S. De Rosset, Patterned armor performance evaluation, *Int. J. Impact Eng.* 31 (2005) 1223–1234. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2004.07.009>.
- [318] R. Zaera, S. Sánchez-Sáez, J.L. Pérez-Castellanos, C. Navarro, Modelling of the adhesive layer in mixed ceramic/metal armours subjected to impact, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 31 (2000) 823–833. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(00\)00027-0](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(00)00027-0).
- [319] G. Guo, S. Alam, L.D. Peel, Numerical Analysis of Ceramic Mosaic Armor Subjected to Ballistic Impact, (2023). <https://doi.org/10.5923/j.cmaterials.20211101.02>.
- [320] A. ARI, M. KARAHAN, M. KOPAR, M. AHRARI, The effect of manufacturing parameters on various composite plates under ballistic impact, *Polym. Polym. Compos.* 30 (2022) 1–15. <https://doi.org/10.1177/09673911221144874>.
- [321] D. Çelikbas, E. Acar, Effect of sphere radius and bullet hitting location on the ballistic performance of alumina ceramic tile, *Procedia Struct. Integr.* 35 (2021) 269–278. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.01.012>.
- [322] Z.N. Zhao, B. Han, F.H. Li, R. Zhang, P.B. Su, M. Yang, Q. Zhang, Q.C. Zhang, T.J. Lu, Enhanced bi-layer mosaic armor: experiments and simulation, *Ceram. Int.* 46 (2020) 23854–23866. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.06.162>.

- [323] M.K. Khan, M.A. Iqbal, Damage and ballistic evaluation of ceramic-metal composite target against cylindrical projectile, *Eng. Fail. Anal.* 131 (2022) 105903. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2021.105903>.
- [324] D. Sherman, T. Ben-Shushan, Quasi-static impact damage in confined ceramic tiles, *Int. J. Impact Eng.* 21 (1998) 245–265. [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(97\)00063-8](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(97)00063-8).
- [325] C.E. Anderson, S.A. Royal-Timmons, Ballistic performance of confined 99.5%-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic tiles, *Int. J. Impact Eng.* 19 (1997) 703–713. [https://doi.org/10.1016/s0734-743x\(97\)00006-7](https://doi.org/10.1016/s0734-743x(97)00006-7).
- [326] W. Seifert, E. Strassburger, S. Grefen, S. Schaare, Experimental study about the influence of adhesive stiffness to the bonding strengths of adhesives for ceramic/metal targets, *Def. Technol.* 12 (2016) 188–200. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2015.12.002>.
- [327] R. Chi, A. Serjouei, I. Sridhar, T.E.B. Geoffrey, Pre-stress effect on confined ceramic armor ballistic performance, *Int. J. Impact Eng.* 84 (2015) 159–170. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2015.05.011>.
- [328] H.D. Espinosa, N.S. Brar, G. Yuan, Y. Xu, V. Arrieta, Enhanced ballistic performance of confined multi-layered ceramic targets against long rod penetrators through interface defeat, *Int. J. Solids Struct.* 37 (2000) 4893–4913. [https://doi.org/10.1016/S0020-7683\(99\)00196-1](https://doi.org/10.1016/S0020-7683(99)00196-1).
- [329] D. Sherman, Impact failure mechanisms in alumina tiles on finite thickness support and the effect of confinement, *Int. J. Impact Eng.* 24 (2000) 313–328. [https://doi.org/10.1016/S0734-743X\(99\)00147-5](https://doi.org/10.1016/S0734-743X(99)00147-5).
- [330] Z.H. Tan, X. Han, W. Zhang, S.H. Luo, An investigation on failure mechanisms of ceramic/metal armour subjected to the impact of tungsten projectile, *Int. J. Impact Eng.* 37 (2010) 1162–1169. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2010.07.004>.
- [331] N.J. Lynch, S.J. Bless, I.G. Cullis, D. Berry, The influence of confinement on the penetration of ceramic targets by KE projectiles at 1.8 and 2.6 km/s, *Int. J. Impact Eng.* 33 (2006) 390–401. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2006.09.029>.
- [332] D.A. Shockey, A.H. Marchand, S.R. Skaggs, G.E. Cort, M.W. Burkett, R. Parker, Failure phenomenology of confined ceramic targets and impacting rods, *Int. J. Impact Eng.* 9 (1990) 263–275. <https://doi.org/10.1016/0734->

- 743X(90)90002-D.
- [333] L. Sorrentino, C. Bellini, A. Corrado, W. Polini, R. Aricò, Ballistic performance evaluation of composite laminates in kevlar 29, *Procedia Eng.* 88 (2014) 255–262. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.06.048>.
- [334] J.D. Walker, Ballistic limit of fabrics with resin, *19th Int. Symp. Ballist.* (2001) 7–11.
- [335] M.S. Oliveira, F.D.C.G. Filho, A.C. Pereira, L.F. Nunes, F.S. Da Luz, F.D.O. Braga, H.A. Colorado, S.N. Monteiro, Ballistic performance and statistical evaluation of multilayered armor with epoxy-fique fabric composites using the Weibull analysis, *J. Mater. Res. Technol.* 8 (2019) 5899–5908. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.09.064>.
- [336] M.K. Khan, M.A. Iqbal, Failure and fragmentation of ceramic target with varying geometric configuration under ballistic impact, *Ceram. Int.* 48 (2022) 26147–26167. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.05.297>.
- [337] M.A. Meyers, *Dynamic Behavior of Materials*, Wiley, 1994. <https://doi.org/10.1002/9780470172278>.
- [338] L.H. Nguyen, T.R. Lässig, S. Ryan, W. Riedel, A.P. Mouritz, A.C. Orifici, A methodology for hydrocode analysis of ultra-high molecular weight polyethylene composite under ballistic impact, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 84 (2016) 224–235. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2016.01.014>.
- [339] T.K. Ówik, L. Iannucci, P. Curtis, D. Pope, Investigation of the ballistic performance of ultra high molecular weight polyethylene composite panels, *Compos. Struct.* 149 (2016) 197–212. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2015.11.009>.
- [340] L.H. Nguyen, S. Ryan, S.J. Cimpoeu, A.P. Mouritz, A.C. Orifici, The effect of target thickness on the ballistic performance of ultra high molecular weight polyethylene composite, *Int. J. Impact Eng.* 75 (2015) 174–183. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2014.07.008>.
- [341] F.D.O. Braga, T.L. Milanezi, S.N. Monteiro, L.H.L. Louro, A.V. Gomes, É.P. Lima, Ballistic comparison between epoxy-ramie and epoxy-aramid composites in Multilayered Armor Systems, *J. Mater. Res. Technol.* 7 (2018) 541–549. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.06.018>.
- [342] R. Scazzosi, S.D. Brejão de Souza, S.C. Amico, M. Giglio, A. Manes, Experimental and numerical evaluation of the perforation resistance of multi-

- layered alumina/aramid fiber ballistic shield impacted by an armor piercing projectile, *Compos. Part B Eng.* 230 (2022).  
<https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109488>.
- [343] G. Guo, S. Alam, L.D. Peel, Numerical analysis of ballistic impact performance of two ceramic-based armor structures, *Compos. Part C Open Access.* 3 (2020) 100061. <https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2020.100061>.
- [344] M. Wilkins, C. Honodel, D. Sawle, Approach to the study of light armor, Livermore, CA (United States), 1967. <https://doi.org/10.2172/4308612>.
- [345] M. Wilkins, Second progress report of light armor program, Livermore, CA (United States), 1967. <https://doi.org/10.2172/7156835>.
- [346] M.L. Wilkins, C.F. Cline, C.A. Honodel, Fourth progress report of light armor program, Livermore, CA (United States), 1969.  
<https://doi.org/10.2172/4173151>.
- [347] I.A. Saleem, P.S. Ahmed, M.S. Abed, Experimental and numerical investigation of Kevlar and UHMWPE multi-layered armors against ballistic impact, *Mater. Today Proc.* 56 (2022) 2516–2524.  
<https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.08.345>.
- [348] M.M. Shokrieh, G.H. Javadpour, Penetration analysis of a projectile in ceramic composite armor, *Compos. Struct.* 82 (2008) 269–276.  
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2007.01.023>.
- [349] Z. Fawaz, W. Zheng, K. Behdinan, Numerical simulation of normal and oblique ballistic impact on ceramic composite armours, *Compos. Struct.* 63 (2004) 387–395. [https://doi.org/10.1016/S0263-8223\(03\)00187-9](https://doi.org/10.1016/S0263-8223(03)00187-9).
- [350] Q. Wang, Z. Chen, Z. Chen, Design and characteristics of hybrid composite armor subjected to projectile impact, *Mater. Des.* 46 (2013) 634–639.  
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.10.052>.
- [351] K. Dasgupta, Role of carbon nanotubes in the ballistic properties of boron carbide/carbon nanotube/ultrahigh molecular weight polyethylene composite armor, *Ceram. Int.* 46 (2020) 4137–4141.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.10.129>.
- [352] J. López-Puente, A. Arias, R. Zaera, C. Navarro, The effect of the thickness of the adhesive layer on the ballistic limit of ceramic/metal armours. An experimental and numerical study, *Int. J. Impact Eng.* 32 (2005) 321–336.  
<https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2005.07.014>.

- [353] J.P. Holman, *Experimental Methods for Engineers*, 8th Ed., McGraw-Hill Education, 2011.
- [354] D. Gray, A. Hendry, The influence of substrate material on the formation of silicon nitride, *J. Eur. Ceram. Soc.* 10 (1992) 75–82.  
[https://doi.org/10.1016/0955-2219\(92\)90121-S](https://doi.org/10.1016/0955-2219(92)90121-S).
- [355] Y. Zhou, J. Vleugels, T. Laoui, P. Ratchev, O. Van Der Biest, Preparation and properties of X-sialon, *J. Mater. Sci.* 30 (1995) 4584–4590.  
<https://doi.org/10.1007/BF01153065>.
- [356] T. Ekström, N. Ingelström, *Characterisation and Properties of Sialon Materials*, in: *Non-Oxide Tech. Eng. Ceram.*, Springer Netherlands, Dordrecht, 1986: pp. 231–254. [https://doi.org/10.1007/978-94-009-3423-8\\_18](https://doi.org/10.1007/978-94-009-3423-8_18).
- [357] M.Y.T. Oide, G.F.B.L. e Silva, *Desenvolvimento de cerâmicas de Si-Al-O-N a partir de silício/negro de fumo e moagem de alta energia*, USP, 2015.
- [358] I.R. Ruiz, J.C. Bressiani, *Obtenção e caracterização de  $\beta$ -sialon utilizando concentrado de terras raras como aditivo de sinterização*, INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES, 2000.
- [359] W.J. Tseng, P.D. Funkenbusch, *Microstructure and Densification of Pressureless-Sintered  $Al_2O_3/Si_3N_4$ -Whisker Composites*, *J. Am. Ceram. Soc.* 75 (1992) 1171–1175. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1992.tb05555.x>.
- [360] I. Santacruz, M.I. Nieto, R. Moreno, Alumina bodies with near-to-theoretical density by aqueous gelcasting using concentrated agarose solutions, *Ceram. Int.* 31 (2005) 439–445. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2004.06.007>.
- [361] L. Fernandes, R. Salomão, Preparation and characterization of mullite-alumina structures formed “in situ” from calcined alumina and different grades of synthetic amorphous silica, *Mater. Res.* 21 (2018) 39–44.  
<https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2017-0783>.
- [362] C.M. Sheppard, K.J.D. MacKenzie, M.J. Ryan, The physical properties of sintered X-phase sialon prepared by silicothermal reaction bonding, *J. Eur. Ceram. Soc.* 18 (1998) 185–191. [https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(97\)00126-X](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(97)00126-X).
- [363] J. Anggono, *Mullite Ceramics: Its Properties Structure and Synthesis*, *J. Tek. Mesin.* 7 (2005) 1–10. <https://doi.org/10.9744/jtm.7.1.pp.1-10>.
- [364] H. Schneider, J. Schreuer, B. Hildmann, Structure and properties of mullite-A review, *J. Eur. Ceram. Soc.* 28 (2008) 329–344.

- <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2007.03.017>.
- [365] D.S. Yan, X.R. Fu, S.X. Shi, Ceramic Materials and Components for Engines, in: *Ceram. Mater. Components Engines*, WORLD SCIENTIFIC, 1995: pp. 1–888. <https://doi.org/10.1142/9789814533812>.
- [366] B.S. Bal, M.N. Rahaman, Orthopedic applications of silicon nitride ceramics, *Acta Biomater.* 8 (2012) 2889–2898. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2012.04.031>.
- [367] S. Mezquita, R. Uribe, R. Moreno, C. Baudín, Resistencia al choque térmico de materiales de Alúmina-Mullita, *An. Mecánica La Fract.* 18 (2001) 190–196.
- [368] J.L. Huang, L.M. Din, H.H. Lu, W.H. Chan, Effects of two-step sintering on the microstructure of  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , *Ceram. Int.* 22 (1996) 131–136. [https://doi.org/10.1016/0272-8842\(95\)00068-2](https://doi.org/10.1016/0272-8842(95)00068-2).
- [369] I.O. Mazali, Como medir a densidade utilizando o princípio de Arquimedes, *LQES - Laboratório Química Do Estado Sólido – Inst. Química – UNICAMP. d* (2000) 1–11.
- [370] I. Levin, D. Brandon, Metastable alumina polymorphs: Crystal structures and transition sequences, *J. Am. Ceram. Soc.* 81 (1998) 1995–2012. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1998.tb02581.x>.
- [371] K. Kaunisto, J. Lagerbom, M. Honkanen, T. Varis, A. Lambai, G. Mohanty, E. Levänen, P. Kivikytö-Reponen, E. Frankberg, Evolution of alumina phase structure in thermal plasma processing, *Ceram. Int.* 49 (2023) 21346–21354. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.03.263>.
- [372] J. Gubicza, P. Arató, F. Wéber, A. Juhász, Mechanical properties of oxidized silicon nitride ceramics, *Mater. Sci. Eng. A.* 259 (1999) 65–72. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)00870-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00870-3).
- [373] H. Liang, Y. Zeng, K. Zuo, X. Xia, D. Yao, J. Yin, The effect of oxidation on the mechanical properties and dielectric properties of porous  $\text{Si}_3\text{N}_4$  ceramics, *Ceram. Int.* 43 (2017) 5517–5523. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2017.01.074>.
- [374] M. V. M. Magliano, V. C. Pandolfelli, Multitização em refratários utilizando diferentes fontes precursoras - revisão, *Cerâmica* . 56 (2010) 368–375. <http://www.scielo.br/pdf/ce/v56n340/v56n340a09.pdf>.
- [375] G.E. Gonçalves, A.C.S. Sabioni, W.B. Ferraz, G.M. da Costa, W. de Brito, J.A. Dias, F.A. da C. Garcia, Síntese e caracterização de mullita utilizando sílica

- obtida da casca de arroz, *Rem Rev. Esc. Minas.* 62 (2009) 367–372.  
<https://doi.org/10.1590/s0370-44672009000300016>.
- [376] U. De Aveiro, Re-Determinação Parcial do Diagrama de Fases do Sistema AlOZOSiO Partial redetermination of the Phase Diagram of the system " Pz, (1990).
- [377] C.R. Ferrari, J.A. Rodrigues, Refratários de alumina contendo agregado de mulita-zircônia: aspectos microestruturais, *Cerâmica.* 46 (2000) 83–90.  
<https://doi.org/10.1590/S0366-69132000000200006>.
- [378] C. Peko, B. Groth, I. Nettleship, The effect of polyvinyl alcohol on the microstructure and permeability of freeze-cast alumina, *J. Am. Ceram. Soc.* 93 (2010) 115–120. <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2009.03398.x>.
- [379] P.P. Nampi, S. Kume, Y. Hotta, K. Watari, M. Itoh, H. Toda, A. Matsutani, The effect of polyvinyl alcohol as a binder and stearic acid as an internal lubricant in the formation, and subsequent sintering of spray-dried alumina, *Ceram. Int.* 37 (2011) 3445–3450. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2011.05.149>.
- [380] K. Rajeswari, S. Chaitanya, P. Biswas, M.B. Suresh, Y.S. Rao, R. Johnson, Binder burnout and sintering kinetic study of alumina ceramics shaped using methylcellulose, *J. Ceram. Process. Res.* 16 (2015) 74–80.
- [381] B. Borbás, P. Ádám, N. László, O. Temesi, Á. Vida, B. Nagy, Effect of binder's size and chemistry on pure aluminium-oxide vacuum formed ceramic fibre boards, *Open Ceram.* 17 (2024).  
<https://doi.org/10.1016/j.oceram.2024.100553>.
- [382] Z. Xie, J. Yang, Y. Huang, Densification and grain growth of alumina by microwave processing, *Mater. Lett.* 37 (1998) 215–220.  
[https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(98\)00094-9](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(98)00094-9).
- [383] S. Ananthakumar, P. Manohar, K.G.K. Warriar, Effect of boehmite and organic binders on extrusion of alumina, *Ceram. Int.* 30 (2004) 837–842.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2003.09.019>.
- [384] T. Yu, Z. Zhao, J. Li, Effect of sintering temperature and sintering additives on the properties of alumina ceramics fabricated by binder jetting, *Ceram. Int.* 49 (2023) 9948–9955. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.11.172>.
- [385] R. Taktak, S. Baklouti, J. Bouaziz, Effect of binders on microstructural and mechanical properties of sintered alumina, *Mater. Charact.* 62 (2011) 912–916.  
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.06.011>.

- [386] C.L. Ojaimi, J.A. Ferreira, A.L. Chinelatto, A.S.A. Chinelatto, E.M. de J.A. Pallone, Microstructural analysis of  $ZrO_2/Al_2O_3$  composite: Flash and conventional sintering, *Ceram. Int.* 46 (2020) 2473–2480.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.09.241>.
- [387] C.L. Ojaimi, J.A. Ferreira, A.L. Chinelatto, R.E.P. Salem, A.S.A. Chinelatto, E.M.J.A. Pallone, Microstructure and mechanical properties of  $Al_2O_3/ZrO_2$  composites by two-step sintering, *Int. J. Appl. Ceram. Technol.* 17 (2020) 1619–1628. <https://doi.org/10.1111/ijac.13518>.
- [388] H.X. Zhang, Y. Huang, Y.R. Hong, J.L. Sun, N.S. Zhou, Oxidation Behaviors of  $MgAlON/Si_3N_4$  Composite at High Temperature, *Key Eng. Mater.* 280–283 (2007) 1335–1338. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.280-283.1335>.
- [389] A. Kumar, *Ceramics : Sintering and Microstructure*, *Ceram. Colloids.* (2008) 1–15.
- [390] A.A. Altun, T. Prochaska, T. Konegger, M. Schwentenwein, Dense, strong, and precise silicon nitride-based ceramic parts by lithography-based ceramic manufacturing, *Appl. Sci.* 10 (2020). <https://doi.org/10.3390/app10030996>.
- [391] M.K. Manosso, E.M.D.J.A. Pallone, A.L. Chinelatto, A.S.A. Chinelatto, Two-steps sintering of alumina-zirconia ceramics, *Mater. Sci. Forum.* 660–661 (2010) 819–825. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.660-661.819>.
- [392] X. Wang, I. Chen, Sintering dense nanocrystalline ceramics without final-stage grain growth, *Nature.* 404 (2000) 168–171.  
<https://www.nature.com/articles/35004548>.
- [393] R.C. GARVIE, R.H. HANNINK, R.T. PASCOE, Ceramic steel?, *Nature.* 258 (1975) 703–704. <https://doi.org/10.1038/258703a0>.
- [394] W.E. Lee, M. Rainforth, *Ceramic Microstructures: Property control by processing*, Springer Netherlands, 1994.  
<https://books.google.com.br/books?id=ptfBoT8V3AQC>.
- [395] F.F. Lunge, Powder Processing Science and Technology for Increased Reliability, *J. Am. Ceram. Soc.* 72 (1989) 3–15.
- [396] C.N.A. Jaafar, I. Zainol, S. Sulaiman, M.I. Ayub, Effects of PVA-PEG binders system on microstructure and properties of sintered alumina, *Appl. Mech. Mater.* 564 (2014) 355–360.  
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.564.355>.

- [397] M.H.F. Fonseca, M.P.S. Barbosa, Z.T. Vilar, U.P. De Lucena Junior, C.J.S. Lobo, Estudo da influência da porosidade em materiais cerâmicos, 22º CBECiMat - Congr. Bras. Eng. e Ciência Dos Mater. (2016) 1341–1352.
- [398] M. Fejdyś, K. Kośła, A. Kucharska-Jastrząbek, M. Łandwijt, Influence of ceramic properties on the ballistic performance of the hybrid ceramic–multi-layered UHMWPE composite armour, *J. Aust. Ceram. Soc.* 57 (2021) 149–161. <https://doi.org/10.1007/s41779-020-00516-7>.
- [399] R.W. Rice, Grain size and porosity dependence of ceramic fracture energy and toughness at 22°C, *J. Mater. Sci.* 31 (1996) 1969–1983. <https://doi.org/10.1007/BF00356616>.
- [400] R.P.S. Dutra, L.R. de A. Pontes, S.M.S. Alves, Estudo das propriedades físico-mecânicas de produtos cerâmicos em função da porosidade, in: D. de T.M. Universidade Federal da Paraíba, Centro de Tecnologia (Ed.), II Natl. Congr. Mech. Eng., 2002.