

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL - UFRGS

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M

**Comportamento mecânico de placas de porcelanato
submetidas à têmpera química para aplicação em
proteção balística**

Cássio Dauber

Tese de Doutorado

Porto Alegre, RS

2023

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais – PPGE3M

**Comportamento mecânico de placas de porcelanato
submetidas à têmpera química para aplicação em
proteção balística**

Cássio Dauber

Engenheira Mecânico

Mestre em Engenharia de Materiais

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em
Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos
requisitos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia de Materiais

Porto Alegre – RS

2023

Tese para a obtenção do título de Doutor em Engenharia, junto ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), na área de concentração Ciências e Tecnologia dos Materiais.

Orientadora: Profa. Dra. Annelise Kopp Alves

Coorientador: Prof. Dr. Dachamir Hotza

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Agenor De Noni Jr./UFSC

Prof. Dr. Altair Soria Pereira/UFRGS

Prof. Dr. Marcelo Dal Bó/IFSC

Prof. Dr. Rodrigo de Lemos Peroni

Coordenador do PPGE3M

AGRADECIMENTOS

À família, que é a base, que me incentiva e apoia, de forma franca e sincera, onde posso levar minhas dúvidas e ter certezas.

Aos meus orientadores, que mostraram o caminho a seguir e me incentivaram na busca pelo conhecimento.

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) e ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia Sul-rio-grandense (IFSUL) que me possibilitaram a realização deste trabalho.

Ao LACER – Laboratório de Materiais Cerâmicos (UFRGS), ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Santa Catarina (IFSC) e à Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC) pelo apoio na realização dos procedimentos e testes que compõem esta pesquisa.

Aos amigos pela motivação e pela oportunidade de compartilhar minhas conquistas e alegrias.

A todos que, direta ou indiretamente, fizeram parte da minha formação, o meu muito obrigado.

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	vii
ÍNDICE DE TABELAS	x
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xi
RESUMO.....	xiv
ABSTRACT	xv
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	5
2.1 Objetivo geral	5
2.2 Objetivos específicos	5
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
3.1 Porcelanato	6
3.2 Têmpera em materiais cerâmicos	10
3.3 Sistema de proteção balística	17
3.3.1 Armas e projéteis.....	17
3.3.2 Sistema em camadas de proteção balística	22
3.3.3 Comportamento das cerâmicas no impacto balístico	26
3.3.4 Ensaio de materiais balísticos.....	30
3.4 Características da proteção balística	36
4 MATERIAIS E MÉTODOS	38
4.1 Metodologia.....	38
4.2 Materiais.....	39
4.2.1 Porcelanato	39
4.2.2 Nitrato de potássio.....	39
4.3 Processamento	40
4.3.1 Preparação dos corpos de prova.....	40
4.3.2 Têmpera química.....	41
4.4 Caracterização	43
4.4.1 Propriedades físicas e mecânicas	43
4.4.2 Fluorescência de raios X (FRX).....	45
4.4.3 Difração de raios X (DRX)	46
4.4.4 Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	46
4.4.5 Teste balístico.....	46

4.4.6	Alívio de tensões	52
4.4.7	Simbologia	53
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	54
5.1	Caracterização estrutural e microestrutural.....	54
5.2	Comportamento mecânico	59
5.3	Impacto balístico	64
5.4	Modelamento	74
5.4.1	Difusão	74
5.4.2	Tensão residual	77
6	CONCLUSÕES E PERSPECTIVAS	83
6.1	Conclusões	83
6.2	Perspectivas.....	85
	REFERÊNCIAS.....	87

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1. Diagrama triaxial cerâmico: argilominerais-quartzo-feldspato. Adaptado (ZANELLI et al., 2011)	7
Figura 3.2. Produção anual de porcelanato no Brasil. Adaptado (“ANFACER”, 2022)	9
Figura 3.3. Mecanismo de geração de tensões residuais devido à têmpera térmica: (a) resfriamento inicial da superfície, (b) retração na superfície e relaxação no centro, (c) estado rígido na superfície e retração no centro e (d) estado de tensões residuais (DAL BÓ, 2012)	12
Figura 3.4. Perfil das tensões residuais nos processos de têmpera térmica e química (KARLSSON; JONSON; STÅLHANDSKE, 2010).....	13
Figura 3.5. Ilustração do mecanismo de troca catiônica na superfície de um porcelanato (DUNN; LEVY; REISBICK, 1977).	14
Figura 3.6. Diâmetro iônico de metais alcalinos (unidade pm) (KISTLER, 1962; SHANNON, 1976).	15
Figura 3.7. Imagem de munição de rifle, vista em corte onde se veem os componentes: estojo, espoleta, pólvora e projétil (“Long Range Rifle Fire”, 2022).	18
Figura 3.8. Moderno projétil de rifle, com jaqueta de latão e núcleo de chumbo (“Spitzer bullet”, 2022).....	19
Figura 3.9. Imagem comparativa de duas munições de mesmo calibre, na esquerda com projétil de ponta redonda e na direita com projétil Spitzer (“Spitzer bullet”, 2022).	20
Figura 3.10. Desenho com dimensões do calibre 7,61×51mm OTAN (“Cartridge & Chamber Drawings - SAAMI”, 2022).....	21
Figura 3.11. Sistema multicamadas de blindagem (KAUFMANN et al., 2003). 25	
Figura 3.12. Configuração o final da primeira fase quando um projétil pontiagudo atinge uma placa cerâmica suportada. Adaptado (CHOCRON BENLOULO; SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1998).....	27
Figura 3.13 Exemplos de cone cerâmico formado após impacto de projétil de calibre 5,56×45mm em placa balística nível III (NIJ).	28
Figura 3.14. Configuração o final da segunda fase quando um projétil pontiagudo atinge uma placa cerâmica suportada. Adaptado (CHOCRON BENLOULO; SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1998).....	29
Figura 3.15. Esquema da barra de Kolsky. Adaptado (RAMESH, 2008b)	31
Figura 3.16. Configuração de proteção balística multicamadas, com cerâmica tipo mosaico.	36
Figura 4.1 Fluxograma do procedimento experimental adotado neste trabalho.	38
Figura 4.2. Placa de porcelanato (600×600 mm) com: a) marcações para corte; e b) corpos de prova cortados.	39

Figura 4.3. Cortador de pisos e azulejos utilizado na confecção dos corpos-de-prova.	41
Figure 4.4. Posicionamento dos corpos de prova no suporte das peças para têmpera química.....	42
Figura 4.5. Forno usado na têmpera química e acessórios: a) recipiente com o nitrato de potássio fundido; b) suporte com o porcelanato no pré-aquecimento.	43
Figura 4.6 Carrossel para amostras do equipamento de análise por FRX: a) Porcelanato; b) Porta-amostras.....	45
Figura 4.7. Esquema do teste DOP: placa de apoio (esquerda); placa cerâmica + placa de apoio (direita) (CUI et al., 2017).....	47
Figura 4.8. Suporte confeccionado para fixar os corpos de prova e garantir o alinhamento no ensaio de DOP.....	49
Figura 4.9. Processo de montagem dos corpos de prova: a) placa de apoio; b) placa cerâmica; c) espaçadores de 0,3 mm; d) adesivo; e) carga de 50 N.....	51
Figura 4.10. Configuração do ensaio de DOP.....	52
Figura 5.1. Variação de concentração mássica relativa dos íons sódio e potássio obtidos por FRX na superfície de porcelanato de referência (P0Q) e do porcelanato com têmpera química de, respectivamente, 2,5, 5 e 10 h (P2Q, P5Q e PXQ).	55
Figura 5.2. Vista superior da superfície do porcelanato sem tratamento (P0Q), com indicação da presença de poro.....	56
Figura 5.3. Análise de DRX da amostra de referência (P0Q), com indicação das fases detectadas: quartzo e mulita.....	58
Figura 5.4. Seção transversal do porcelanato com têmpera química de 10 h (PXQ), demonstrando regiões de análise MEV/EDX.	59
Figura 5.5 Peças de porcelanato que apresentaram colapso no resfriamento ao ar após tratamento de têmpera química.....	61
Figura 5.6. Imagem MEV, vista superior, de amostra com têmpera química de 10 h (PXQ), é observada trinca com formato circular.....	61
Figura 5.7 Distribuição de Weibull dos resultados do ensaio de flexão de amostras de porcelanato de referência (P0Q) e do porcelanato com têmpera química, respectivamente com tratamento de 2,5, 5 e 10 h (P2Q, P5Q e PXQ).	63
Figura 5.8. Micrografias MEV após ensaio de dureza em amostra com têmpera química de 10 h (PXQ): a) lascamento do material e indentação não aproveitada para determinar a dureza; b) indentação utilizada para leitura.....	64
Figura 5.9. Teste de impacto balístico: a) placa de apoio de alumínio sem proteção; b) projétil deformado, retirado da cavidade.	65
Figura 5.10. Amostras para ensaio DOP de porcelanato de referência (AP0Q): a) antes do teste, a placa cerâmica aderida a placa de apoio de alumínio; b) após o teste, parte do porcelanato foi removida da superfície e se verifica a presença da cratera na placa de apoio de alumínio.	66

Figura 5.11. Formato da cratera deixada na placa de apoio, após ensaio DOP em porcelanato de referência (AP0Q): a) formato oval que indica colisão lateral (AP0Q1); b) formato circular (AP0Q3).....	69
Figura 5.12 Valores de DOP com os desvios padrão dos porcelanatos submetidos ao teste balístico de DOP.	70
Figura 5.13 Relação entre a eficiência balística e a resistência à flexão dos porcelanatos submetidos ao teste balístico de DOP.	72
Figura 5.14 Relação entre a eficiência balística e a dureza dos porcelanatos submetidos ao teste balístico de DOP.	73
Figura 5.15 Tensão residual estimada em função da profundidade de difusão de íons K ⁺ em um porcelanato.	80
Figura 5.16 Relação entre aumento da resistência à flexão e tensão residual decorrente da troca iônica.	81
Figura 5.17 Relação entre os valores de dureza Vickers e a tensão residual estimada a 1 µm de espessura na troca iônica de Na ⁺ por K ⁺	82

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 Classificação ABNT dos revestimentos cerâmicos em função da absorção de água, método de fabricação e resistência à flexão (“ABNT NBR ISO 13006 Placas cerâmicas para revestimento”, 2020; SMITH; HASHEMI, 2012).	10
Tabela 3.2. Comparativo das propriedades da têmpera térmica e têmpera química (SMITH; HASHEMI, 2012).	11
Tabela 3.3. Níveis de proteção balística conforme NIJ.	23
Tabela 3.4. Níveis de proteção balística OTAN.....	24
Tabela 3.5 Propriedades dos materiais cerâmicos para uso em proteção balística (“Ansys Granta: Materials Information Management”, [s.d.]; “Characteristics of Kyocera Fine Ceramics”, 2020; CALLISTER W. D.; RETHWISCH D. G., 2016; DRESCH et al., 2021; HAZEL, 2006).....	37
Tabela 4.1. Propriedades do alumínio 6351 – T6 (“Aluminum 6351-T6; 6351-T651”, 2022).....	50
Tabela 4.2. Simbologia para representar grupos de materiais.	53
Tabela 5.1. Composição química do porcelanato de referência (P0Q) e do porcelanato com têmpera química de, respectivamente, 2,5, 5 e 10 h (P2Q, P5Q e PXQ).	54
Tabela 5.2. Resultados de porosidade aparente, absorção de água e massa específica de porcelanato de referência (P0Q) e do porcelanato com têmpera química de, respectivamente, 2,5, 5 e 10 h (P2Q, P5Q e PXQ).....	56
Tabela 5.3. Comparativo de massa específica do porcelanato com cerâmicas usualmente aplicadas em proteção balística (HAZEL, 2006), alumina, carbetto de silício e carbetto de boro	57
Tabela 5.4. Concentração de sódio e potássio, obtida por EDX, a partir da superfície (1) para o interior (2 e 3) após a têmpera química (amostra PXQ)..	59
Tabela 5.5 Propriedades mecânicas das amostras.....	60
Tabela 5.6. Resultados de penetração de projétil nas amostras A (P_{bac}).....	65
Tabela 5.7. Resultados de DOP e parâmetros calculados para amostras de porcelanato de referência (AP0Q).....	66
Tabela 5.8. Resultados de DOP e parâmetros calculados para amostras de porcelanato com têmpera química de 2 h (AP2Q).	67
Tabela 5.9. Resultados de DOP e parâmetros calculados para amostras de porcelanato com têmpera química de 5 h (AP5Q).	68
Tabela 5.10. Resultados de DOP e parâmetros calculados para amostras de porcelanato com têmpera química de 10 h (APXQ).	68
Tabela 5.11 Resumo de valores médios de DOP e parâmetros balísticos calculados para os porcelanatos submetidos aos ensaios.....	70

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

A	Bloco semi-infinito de alumínio
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AP	<i>Armor piercing</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
B	Coeficiente de dilatação
BMG	<i>Browning Machine Gun</i>
$c(y, t)$	Concentração dos íons K^+ trocados na profundidade y após tempo t
Δc	Diferença na concentração iônica entre a superfície e o substrato
c_{eq}	Concentração no equilíbrio
c_0	Concentração dos íons K^+ no material de base
D_0	Coeficiente de interdifusão
DEF	<i>Differential Efficiency Factor</i>
DOP	<i>Depth of Penetration Test</i>
DPT	<i>Dwell / Penetration Transition</i>
DWE	<i>Dwell Test</i>
E	Módulo de Young (elasticidade)
E_{eq}	Eficiência da espessura
E_m	Eficiência de massa
FMJ	<i>Full Metal Jacket</i>
IBA	<i>Interceptor multi-threat Body Armor system</i>
ICW	<i>In Conjunction with Armor</i>
J	Fluxo difusional
JSP	<i>Jacket Soft Point</i>
K_c	Tenacidade à fratura

LR	<i>Long Rifle</i>
M	Módulo de Weibull
M_{eq}	Massa equivalente
n	Número do ensaio
N	Número total de ensaios
NDP	<i>Non-Deforming Penetration</i>
NIJ	<i>(USA) National Institute of Justice</i>
OTAN	Organização do Tratado do Atlântico Norte
P	Probabilidade de falha no valor do parâmetro em questão
P_{bac}	Profundidade de penetração na placa de apoio sem proteção
P0Q	Porcelanato de referência, conforme fornecido pelo fabricante
P0Qra	Porcelanato sem têmpera química e com alívio de tensões de 2 h a 480°C e resfriamento ao ar.
P0Qrf	Porcelanato sem têmpera química e com alívio de tensões de 2 h a 480°C e resfriamento dentro do forno.
P2Q	Porcelanato com têmpera química de 2,5 h.
P5Q	Porcelanato com têmpera química de 5 h.
PXQ	Porcelanato com têmpera química de 10 h.
PEN	<i>Semi-infinite Penetration</i>
PIPD	Diimidazo piridinileno (dihidroxi) fenileno
q^2	Fator de eficiência balística
$R(T)$	Função de relaxamento de tensão na temperatura considerada
RN	<i>Round Nose</i>
SJSP	<i>Semi Jacket Soft Point</i>
STA	<i>Stand-alone Armor</i>
Stanag	<i>Standardization Agreement (OTAN)</i>
T	Temperatura

t	Tempo de troca iônica
t_{cer}	Espessura da placa cerâmica;
t_{crit}	Espessura crítica da placa cerâmica
UHMWPE Polietileno de ultra alto peso molecular	
VBL	Velocidade Balística Limite
X	Parâmetro em questão (tensão de ruptura)
X	Comprimento da seção transversal onde existe diferença de concentração
X_0	Parâmetro característico de vida
y	Profundidade medida a partir da superfície (μm)
η	Eficiência balística
ρ	Massa específica
ρ_{bac}	Massa específica do material da placa de apoio
ρ_{cer}	Massa específica do material da placa cerâmica
$\sigma(y, t)$	Tensão residual causada pela troca iônica $\text{Na}^+ - \text{K}^+$ na profundidade y e tempo t
ν	Coeficiente de Poisson

RESUMO

Um material para ser candidato ao uso como blindagem balística deve apresentar baixa massa específica, um desempenho adequado frente a ameaça e baixo custo. O porcelanato pode ser uma alternativa, considerando suas bem conhecidas propriedades e disponibilidade. Neste trabalho, a aplicação do porcelanato como proteção balística é investigada. Os testes foram realizados com material de referência e com amostras submetidas a têmpera química. O procedimento de têmpera química foi aplicado para melhorar as propriedades de impacto e mecânicas do material. Esse processo consiste na troca dos cátions de sódio e potássio, que foi confirmado por análise química (EDX e FRX). As propriedades mecânicas de dureza e resistência a flexão foram avaliadas. Foi utilizado o teste de profundidade de penetração (DOP) para verificar a proteção balística oferecida pelo porcelanato. No teste, um projétil é disparado contra o porcelanato apoiado em um bloco de material considerado semi-infinito. A penetração residual no material de apoio é medida e comparada com a penetração do projétil em um bloco único do material de apoio. Para o teste foi usada a munição 7,62x51 mm OTAN (Organização do Tratado do Atlântico Norte) com projétil encamisado, que é especificada pela norma NIJ (*National Institute of Justice* – EUA) como nível III para proteção balística. Depois da têmpera química, a concentração de potássio na superfície do material aumenta. As amostras com têmpera química apresentaram um incremento nas propriedades mecânicas e desempenho balístico quando comparado com o porcelanato não tratado. A resistência a flexão que foi de 129 ± 8 MPa para o material de referência, e de até 143 ± 14 MPa para o material com têmpera química, um aumento de 10%; a dureza foi de HV $8,5 \pm 0,9$ GPa e $12,7 \pm 0,5$ GPa, respectivamente, representando um aumento de 49 %; e o fator de eficiência balística (q^2) foi de $2,47 \pm 0,30$ e $3,96 \pm 0,62$ respectivamente, um aumento de 60%.

ABSTRACT

A candidate for an armor material should present a lower density, a suitable ballistic performance, and low cost. Porcelain tiles might be an alternative considering their outstanding technical properties and availability. The use of porcelain tiles was explored as an armor material. The tests were carried out with reference and chemical tempered samples. An ion exchange procedure was applied to improve the impact and mechanical properties. The procedure consists of cation exchange of sodium and potassium ions, as confirmed by chemical analysis (EDX and XRF). Mechanical properties, hardness, and flexural strength were measured. The depth of penetration (DOP) test was used to verify the ballistic protection offered by porcelain tiles. A projectile was fired into a ceramic tile backed by a semi-infinite block in the test. The residual penetration into the backing material was measured and compared to the penetration of the projectile into a monolithic block of the backing material. The test was carried out with 7.62×51 mm NATO-FMJ (North Atlantic Treaty Organization - Full Metal Jacket) ammunition specified for NIJ (National Institute of Justice – USA) level III body armor. After ion exchange, the potassium concentration on the material surface increases. Samples subjected to ion exchange, showed an increase in mechanical properties and ballistic performance when compared to untreated ceramic tiles. The flexural strength was 129 ± 8 MPa for the reference material and 143 ± 14 MPa for the samples subjected to ion exchange, an increase of 10%; the hardness was $HV 8.5 \pm 0.9$ GPa and 12.7 ± 0.5 GPa respectively, an increase of 49%; and the ballistic efficiency factor (q^2) was 2.47 ± 0.30 and 3.96 ± 0.62 respectively, an increase of 60%.

1 INTRODUÇÃO

Na sua evolução, o homem teve que se defender de ameaças, que poderiam ser ataques de animais ou inimigos, usando proteções construídas com os materiais disponíveis. Existem registros de uso de capas e capacetes de couro pelos sumérios em 2800 a.C. (LAIBLE, 1980). Os materiais das proteções mudaram conforme a ameaça e a tecnologia disponível na época, que podem ser fibras naturais, madeira, couro, metais, fibras sintéticas e cerâmicas.

Como ocorreu a evolução tecnológica nas formas de promover os conflitos, as forças policiais e militares tiveram que se adaptar as ameaças que lhe foram impostas. Para tanto, o uso de proteção balística é inevitável. Mas a proteção balística não pode reduzir a capacidade de combate. As proteções balísticas modernas procuram reduzir a massa que o indivíduo tem que carregar, sem limitar os seus movimentos ou ser incômoda para uso prolongado (“The Overloaded Soldier”, 2018).

Os materiais cerâmicos têm despertado a atenção por suas propriedades e desempenho como proteção balística. De maneira geral, as cerâmicas, como materiais frágeis, possuem muitas propriedades úteis, como elevada dureza, rigidez, resistência ao desgaste, mantém as propriedades a elevada temperatura, e resistência a corrosão associada a inércia química. Além disso, possui massa específica aproximadamente 50 % menor que a do aço, o que a torna possível candidata para aplicação técnica onde a redução de massa pode consideravelmente reduzir o consumo de energia (ASKELAND; FULAY, 2005; BARSOUM, 2002; REED, 1995).

A primeira evidência do uso de um material duro e frágil como proteção balística ocorreu quando o Major Neville Monroe-Hopkins, em 1918, constatou que uma fina camada de esmalte vítreo podia melhorar o desempenho balístico de uma fina chapa de aço. Demonstrando um dos princípios da blindagem cerâmica, que é o posicionamento de uma estrutura dura e frágil em frente de uma estrutura de apoio relativamente dúctil, proporcionando uma combinação de barreira/amortecedor (HAZEL, 2006).

A cerâmica não é utilizada de forma única como proteção balística, pois fornece proteção limitada quanto ao impacto de projéteis. São utilizadas placas para dar suporte a cerâmica e absorver a energia do impacto, sendo a combinação de cerâmica e material compósito de suporte um conjunto mais leve que a blindagem de aço (KAUFMANN et al., 2003).

As blindagens cerâmicas multicamadas são compostas de uma placa cerâmica aderida a um material de apoio dúctil, que pode ser fino ou espesso, dependendo dos requisitos estruturais da blindagem. Placas de apoio de pequena espessura, da ordem do diâmetro do projétil, absorvem o momento, deformando por flexão e pela tensão de membrana para absorver a energia cinética do projétil e dos fragmentos de cerâmica. Placas de apoio espessas apresentam pouca deformação estrutural e são perfuradas pelos restos do projétil que empurram o material para os lados. A face de impacto da blindagem deve ser coberta com uma fina camada de tecido para reduzir a projeção de estilhaços ou ser coberta com uma camada de material mais substancial que irá confinar a face frontal da cerâmica. O desempenho balístico poderá ser influenciado pela natureza e espessura da cerâmica, pelo confinamento e pela placa de apoio e geometria dos projéteis (WOODWARD et al., 1994).

O primeiro uso de blindagem cerâmica multicamadas ocorreu em 1965, durante a Guerra do Vietnã, quando as tripulações dos helicópteros dos EUA passaram a usar blindagens de alumina e fibra de vidro. Já o uso de proteção balística multicamadas para todos os militares norte-americanos ocorreu somente em 1996, com placas de blindagem de carbetto de silício e aramida (RUYS, 2019). Outros países passaram a adotar também a proteção balística, tornando um equipamento regulamentar para as tropas.

O sistema de proteção balística utilizado pelos soldados americanos é conhecido como *Interceptor Multi-Threat Body Armor System* (IBA). Originalmente, todo o sistema IBA pesava 7,4 kg, com o colete pesando 3,8 kg, e as duas placas balísticas pesando 1,8 kg cada (“Interceptor Body Armor”, 2022).

Atualmente, o soldado deve levar armas, munições, vestimenta e sustento. Além disso, a diversidade e complexidade das operações militares frequentemente requerem ao soldado carregar equipamentos específicos para a

missão e se deslocar, a pé, através de climas e terrenos diversos, por períodos longos e contínuos. Já que o equipamento é geralmente crucial para o sucesso da missão e da sobrevivência, o seu peso quando em excesso leva a baixas em combate (“The Overloaded Soldier”, 2018).

Durante as operações militares *Desert Shield* e *Desert Storm*, os soldados americanos levavam cargas de até 45,5 kg e atualmente continuam a transportar cargas entre 45,5 a 54,5 kg no Afeganistão e Iraque, marchando entre 10 e 15 km por dia (MACIEJ SERDA et al., 2010).

O excesso de peso transportado pelo soldado tem suas consequências, que vão desde ferimentos e doenças, que leva o soldado a sofrer com dores crônicas, podendo ter seu tempo de serviço reduzido devido a doença; perda de agilidade física, que reduz a rapidez do soldado durante a batalha; e a rapidez mental, a exaustão física provoca a redução na cognição, na habilidade de tomar decisões e operar equipamentos (Think Defence, 2020).

Para proteção balística são usadas cerâmicas de engenharia, sendo as principais a alumina, o carbeto de silício e o carbeto de boro. A massa específica do carbeto de silício e do carbeto de boro é inferior a da alumina, que possibilita a redução de massa da placa cerâmica, porém com um custo mais alto.

Para a finalidade de revestimento cerâmico, o porcelanato ou grés porcelanato é um tipo de cerâmica de qualidade superior com relação ao tradicional grés, devido à baixa porosidade, que é obtida pelo uso de matérias-primas cuidadosamente selecionadas e processamento controlados, que conferem ao material alta resistência mecânica e resistência a abrasão. No Brasil, foi lançado nos anos 1990 e vem ganhando desde então um grande espaço no mercado. O porcelanato é um revestimento cerâmico obtido por sinterização convencional, em geral esmaltado, constituídos por diferentes fases cristalinas dispersas em uma fase vítrea. Dentre os porcelanatos, destaca-se o porcelanato técnico, que é um revestimento cerâmico, geralmente não esmaltado, muito denso, e tendo absorção de água expressa ($\leq 0,1\%$). Destacam-se a sua alta resistência mecânica e a sua resistência à abrasão (“Porcelanato técnico e esmaltado: qual a diferença?”, 2022).

Apesar de o porcelanato técnico apresentar uma elevada resistência mecânica, os valores ainda são inferiores aos das cerâmicas de engenharia. O uso do processo de têmpera é um meio para melhorar as propriedades mecânicas das cerâmicas. A têmpera consiste em criar tensões residuais de compressão na superfície da cerâmica, que pode ser obtido por choque térmico do material ou por meio químico, através da troca iônica (KARLSSON; JONSON; STÅLHANDSKE, 2010).

A têmpera por troca iônica, também conhecida como têmpera química, foi desenvolvida e aplicada inicialmente em vidros e consiste no aquecimento das peças em um banho de sal, com temperatura e tempo controlados, para que os íons do sal, de maior raio, difundam para a superfície da peça e substituam os íons alcalinos de menor raio presentes no material (VARSHNEYA, 2010).

Devido ao porcelanato possuir fase vítrea como matriz, a têmpera química pode ser aplicada no material com a finalidade de melhorar suas propriedades mecânicas (DAL BÓ et al., 2016, 2021). Com o incremento das propriedades mecânicas, o porcelanato com têmpera química é um candidato ao uso como proteção balística.

Para determinar o desempenho balístico de um material, são necessários testes balísticos em alta velocidade, em velocidades nas quais o material estará sujeito com o uso como proteção balística, já que o desempenho do material cerâmico muda com a variação da velocidade do teste. Os testes balísticos fornecem informações da capacidade do material em parar ou diminuir a velocidade de um determinado tipo de projétil (NORMANDIA; GOOCH, 2001).

Assim, considera-se o porcelanato como um material para ser candidato ao uso como blindagem balística devido a baixa massa específica, comportamento mecânico diferenciado e baixo custo. Neste trabalho, para melhorar o desempenho e viabilizar o uso do porcelanato para proteção balística, foi aplicada a têmpera química em condições variadas e caracterizados os produtos obtidos. Além disso, foi modelada matematicamente a tensão residual resultante da têmpera química realizada e relacionada com o comportamento mecânico.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Estudar o desempenho balístico quanto a uma ameaça e relacionar com as propriedades mecânicas, dureza e resistência a flexão, do porcelanato de referência em comparação com o porcelanato submetido a períodos distintos de tratamento de têmpera química.

2.2 Objetivos específicos

Citam-se os seguintes objetivos específicos para este trabalho:

- Caracterizar o porcelanato quanto à composição química e mineralógica;
- Caracterizar o porcelanato de referência quanto às propriedades mecânicas;
- Submeter o porcelanato ao tratamento de têmpera química e confirmar a troca iônica;
- Caracterizar o porcelanato com têmpera química quanto às propriedades mecânicas;
- Comparar o comportamento da placa de apoio no teste balístico, com e sem a proteção do porcelanato.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Porcelanato

O porcelanato é um revestimento cerâmico, em geral esmaltado, que conquistou espaço de mercado em alternativa aos materiais naturais. Apresenta bom aspecto estético e elevadas propriedades mecânicas. Como características, a resistência ao desgaste é a principal, além de baixos valores de absorção de água, alta resistência mecânica, resistência ao ataque químico, dureza superficial, resistência ao congelamento e resistência à compressão. (OLIVEIRA; HOTZA, 2015)

Revestimentos cerâmicos do tipo porcelanato são também conhecidos como grés porcelanato, pois a terminologia grés determina materiais de alta compactação, constituídos por diferentes fases cristalinas dispersas em uma fase vítrea (CARTY; SENAPATI, 1998). É um revestimento cerâmico, em geral esmaltado, muito denso, obtido por sinterização convencional e tendo porosidade declarada, segundo a norma. É um produto de qualidade superior com relação ao tradicional grés, em consequência da utilização de matérias-primas cuidadosamente selecionadas e processamento controlados (OLIVEIRA; HOTZA, 2015). Destacam-se a sua alta resistência mecânica e a sua resistência à abrasão (DA CRUZ; PEDRASSANI; BRAGANÇA, 2022).

Segundo a norma ABNT NBR ISO 13006, (“ABNT NBR ISO 13006 Placas cerâmicas para revestimento”, 2020) porcelanato é uma placa cerâmica para revestimento, constituída por argilas, feldspato e outras matérias-primas inorgânicas. Destina-se a revestir pisos e paredes, podendo ser conformado por prensagem, extrusão ou por outros processos. O processo envolve elevado grau de moagem, alto teor de matérias-primas fundentes e alta densificação após queima, resultando em um produto de baixa porosidade e elevado desempenho técnico. Pode ser esmaltado ou não, polido ou natural, retificado ou não retificado.

Os porcelanatos pertencem a classe das cerâmicas tradicionais, que fazem parte do grupo das cerâmicas triaxiais, produzidas a partir da combinação de três classes de matérias-primas que são: argilominerais, materiais fundentes

e os materiais inertes (CARTY; SENAPATI, 1998). Os argilominerais são constituídos principalmente por um grupo especial de filossilicatos, que são aluminossilicatos hidratados ($\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2\cdot\text{H}_2\text{O}$) com estrutura em camadas, que têm propriedades plastificantes. Feldspatos ou feldspatóides possuem composição básica ($\text{Na}_2\text{O}/\text{K}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 6\text{SiO}_2$), apresentam baixa temperatura de fusão e são responsáveis pela formação da fase líquida durante a sinterização. Logo, são os componentes fundentes da composição (ANUSAVICE et al., 1992). O principal material considerado inerte são os minerais de silicatos constituídos basicamente por silício e oxigênio, sendo o dióxido de silício o composto mais utilizado na fase cristalina de quartzo (SiO_2). Este oferece estabilidade térmica e dimensional à estrutura do material (ANUSAVICE et al., 1992; CARTY; SENAPATI, 1998). A Figura 3.1 mostra um diagrama de fase ternário do sistema argila-quartzo-feldspato, onde são mostradas várias aplicações para a porcelana em função de sua composição química triaxial. A região 2 corresponde ao porcelanato, também conhecido como grés porcelânico.

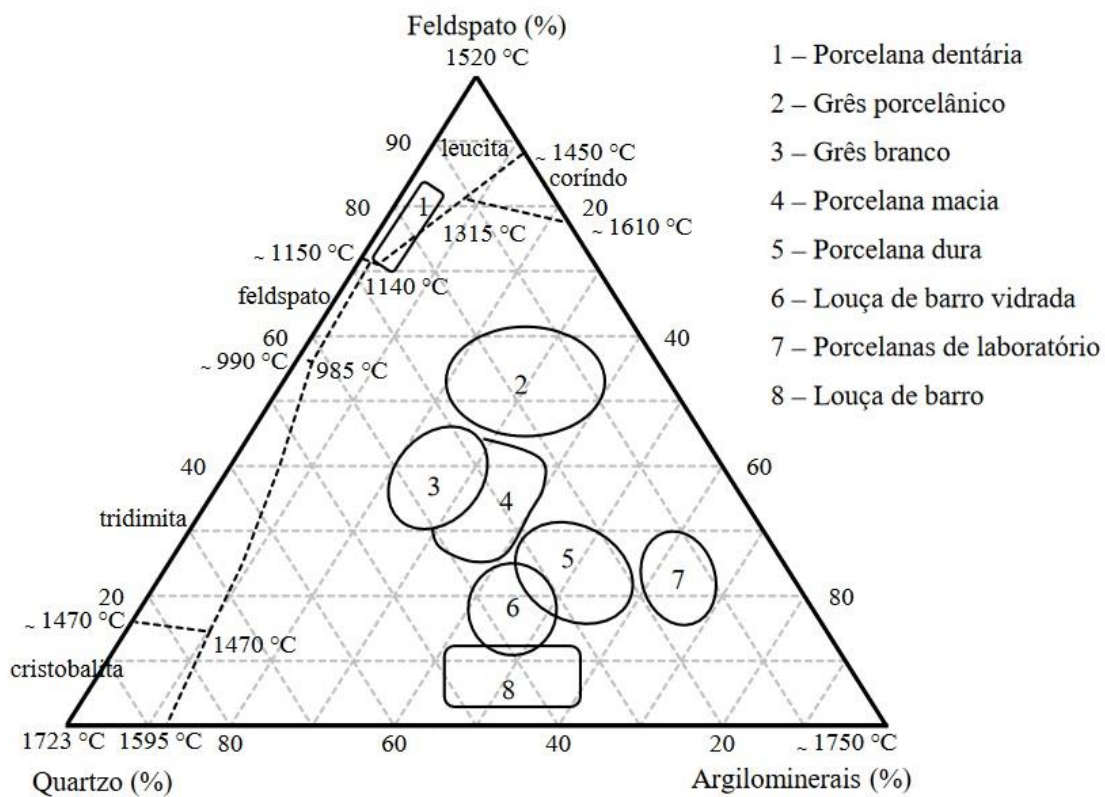


Figura 3.1. Diagrama triaxial cerâmico: argilominerais-quartzo-feldspato. Adaptado (ZANELLI et al., 2011)

Os porcelanatos, assim como os materiais cerâmicos que possuem grande percentual de fase vítrea, apresentam uma microestrutura formada por cristais dispersos em uma fase amorfa. Para os materiais cerâmicos que possuem grande percentual de fase vítrea, a cristalização ocorre a partir da nucleação e crescimentos dos grãos, quando o processo de fabricação é controlado de acordo com a composição química (CASASOLA; RINCÓN; ROMERO, 2012). A fase vítrea tem importante papel, pois em até 30 %, reduz a absorção de água e aumenta a resistência mecânica à flexão (NJINDAM et al., 2018).

Dentre as fases cristalinas presentes na microestrutura de materiais porcelânicos, os cristais de quartzo possuem maior influência sobre as propriedades da porcelana triaxial. A diferença entre os coeficientes de expansão térmica do quartzo- α e da matriz vítrea, submete à matriz vítrea a um estado de compressão residual microscópica. No entanto, a magnitude dessas tensões pode produzir fissuras ao redor ou internas as partículas de quartzo, que podem exceder um tamanho crítico, causando relaxamento parcial das tensões e aumentando o dano microestrutural (GILABERT et al., 2012).

As composições dos porcelanatos são formuladas e processadas para poder realizar a queima a uma temperatura entre 1180 e 1220 °C com ciclos de 40 a 60 min. A temperatura máxima de queima é normalmente determinada para a obtenção da máxima densificação. O resfriamento se faz o mais rapidamente possível, respeitando somente a zona de transformação alotrópica do quartzo (573 °C), quando se reduz a velocidade de resfriamento para evitar a ruptura do produto, retornando em seguida a velocidade de resfriamento até a saída do forno (SÁNCHEZ et al., 2001).

A produção de porcelanatos no Brasil iniciou na década de 1990, e vem crescendo ao longo dos anos, com crescimento percentual maior que o da produção geral de cerâmicas (Figura 3.2). No segmento, tem se destacado o porcelanato técnico, que é um produto composto por uma massa cerâmica de matérias-primas nobres prensada e queimada em temperaturas entre 1200 a 1250° C, que possui a mesma coloração na base e na superfície do revestimento (“Porcelanato técnico e esmaltado: qual a diferença?”, 2022).

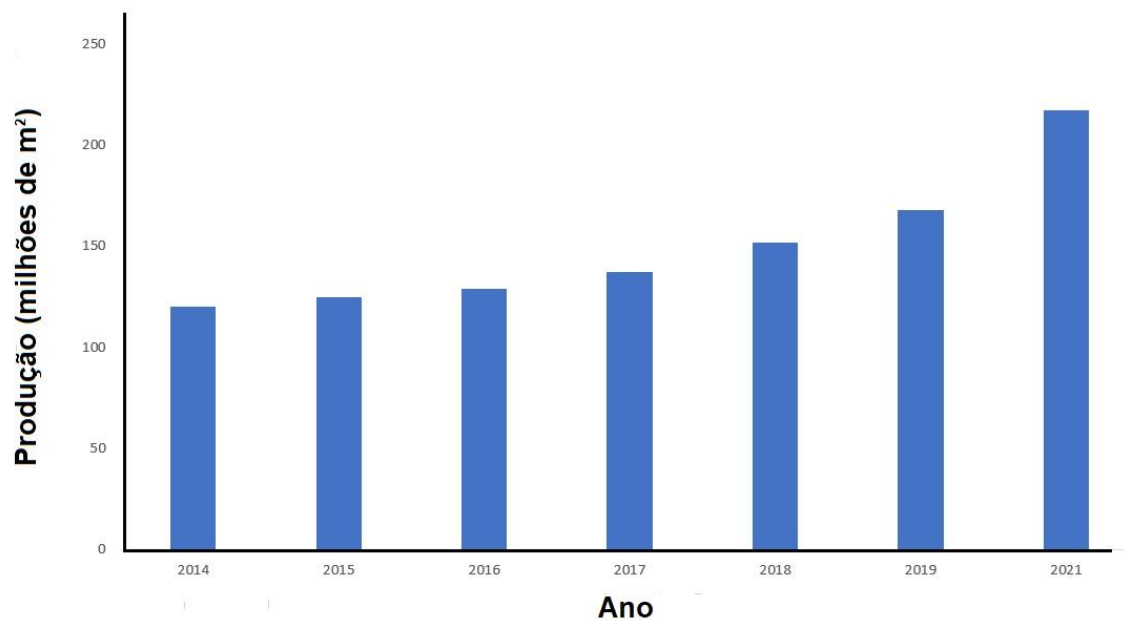


Figura 3.2. Produção anual de porcelanato no Brasil. Adaptado (“ANFACER”, 2022)

Com a produção local e a necessidade de se adequar as normas internacionais, a ABNT passou a publicar normas com especificações dos porcelanatos. Os porcelanatos são classificados em porcelanato técnico, o qual deve possuir absorção de água menor ou igual a 0,1 %, e porcelanato esmaltado, com absorção de água menor ou igual a 0,5 %. Retificados ou não retificados, em função do acabamento lateral, e polidos ou naturais, em função do acabamento superficial da peça.

Tabela 3.1 Classificação ABNT dos revestimentos cerâmicos em função da absorção de água, método de fabricação e resistência à flexão (“ABNT NBR ISO 13006 Placas cerâmicas para revestimento”, 2020; SMITH; HASHEMI, 2012).

Produto	Grupo	Método de fabricação	Absorção (%)	*MRF (MPa)
Porcelanato	Al _a	extrudado	≤ 0,5	28
	Bl _a	pressado		35
Grés	Al _b	extrudado	0,5 a 3,0	23
	Bl _b	pressado		30
Semi-grés	All _a	extrudado	3,0 a 6,0	20
	Bll _a	pressado		22
Semiporoso	All _b	extrudado	6,0 a 10,0	17,5
	Bll _b	pressado		18
Poroso	Alll	extrudado	>10,0	8
	Blll	pressado		15

* MRF = Módulo de resistência a flexão.

O porcelanato técnico além de apresentar baixa absorção de água, também possui maior resistência mecânica à flexão, propriedades que permitem o estudo do porcelanato para outros fins, além da construção civil.

3.2 Têmpera em materiais cerâmicos

O processo de têmpera consiste em gerar tensões residuais de compressão na superfície dos materiais, as quais irão gerar uma melhora das propriedades mecânicas (KARLSSON; JONSON; STÅLHANDSKE, 2010).

Nos materiais vítreos, os métodos mais comuns para produzir uma compressão na superfície são a têmpera térmica, têmpera química (também chamada de troca iônica), encapsulamento com um material de menor

coeficiente de contração térmica (geralmente um esmalte), e cristalização da superfície (KARLSSON; JONSON; STÅLHANDSKE, 2010).

O mercado comercial para aumento da resistência dos vidros é essencialmente dominado pela têmpera térmica, devido à sua fácil aplicação (por isso seu baixo custo) e a sua tolerância com a presença de falhas, devido principalmente, por exemplo, a atingir aproximadamente 1 mm de profundidade (camada de profundidade de compressão) em uma espessura de parede de 5 mm. A têmpera química é, muito distante, a segunda opção têmpera química vem ganhando espaço, principalmente em aplicações como vidros para cabines de aeronaves, vidros para fotocopiadoras e scanners, telas para equipamentos eletrônicos (celulares e *tablets*) e discos compactos para memórias rígidas (*hard disk*) (VARSHNEYA, 2010).

A Tabela 3.2 apresenta um comparativo das características dos processos de têmpera térmica e têmpera química.

Tabela 3.2. Comparativo das propriedades da têmpera térmica e têmpera química (SMITH; HASHEMI, 2012).

Têmpera Térmica	Têmpera Química
Muito utilizada em metais e vidros	Técnica empregada em materiais avançados, recém aplicada em materiais tradicionais
Utilizada em peças com geometrias simples	Fácil processamento mesmo em geometrias complexas
Tensões residuais compressivas de maior espessura	Maiores tensões residuais compressivas na superfície
Operação relativamente simples	Operação mais complexa
Resfriamento à temperatura ambiente por água, óleo ou ar	Resfriamento ao ambiente
Baixo custo operacional	Custo elevado no processo

As tensões residuais ocasionadas pela têmpera podem possuir valores positivos (tração) ou valores negativos (compressão). Tensões residuais de tração na superfície do material reduzem a resistência mecânica e tensões residuais de compressão aumentam a resistência mecânica à flexão (FERNÁNDEZ NAVARRO, 2003).

A Figura 3.3 mostra o mecanismo de geração de tensões residuais devido à têmpera térmica, que é descrito a seguir. Durante o estágio inicial da têmpera, a superfície do material resfria mais rapidamente que seu interior, e em poucos segundos a diferença de temperatura entre o centro e a superfície atinge um máximo. Então, o interior resfria com uma taxa maior que a superfície, até o equilíbrio térmico ser estabelecido a temperatura ambiente. Inicialmente, portanto, a retração na superfície é maior que a do centro do material. Essa diferença de retração tende a provocar tensões de tração na superfície e compressivas no centro. Porém, materiais com alto percentual de fase vítrea não apresentam um comportamento elástico: em altas temperaturas as tensões são relaxadas, quanto maior a temperatura, maior a velocidade de relaxação. Assim, grande parte das tensões induzidas em altas temperaturas é relaxada, enquanto a maioria das tensões induzidas em estágios posteriores do resfriamento permanecem quando o material está à temperatura ambiente (NARAYANASWAMY, 1986).

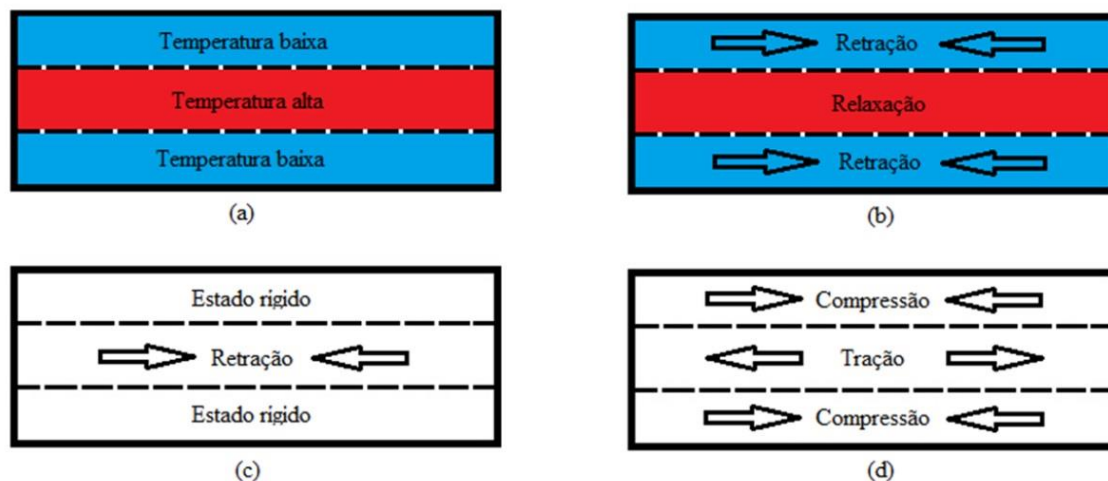


Figura 3.3. Mecanismo de geração de tensões residuais devido à têmpera térmica: (a) resfriamento inicial da superfície, (b) retração na superfície e relaxação no centro, (c) estado rígido na superfície e retração no centro e (d) estado de tensões residuais (DAL BÓ, 2012)

Comparando a distribuição das tensões nos processos de têmpera térmica e têmpera química, (KARLSSON; JONSON; STÅLHANDSKE, 2010) determinaram a diferença do perfil de tensões ao longo da espessura e nos valores das tensões submetidas (Figura 3.4). Na têmpera química, as tensões de compressão apresentam uma distribuição com tendência linear em toda a superfície do material e valores superiores aos da têmpera térmica, já no interior do material, as tensões de tração são menores e também com distribuição de tendência linear.

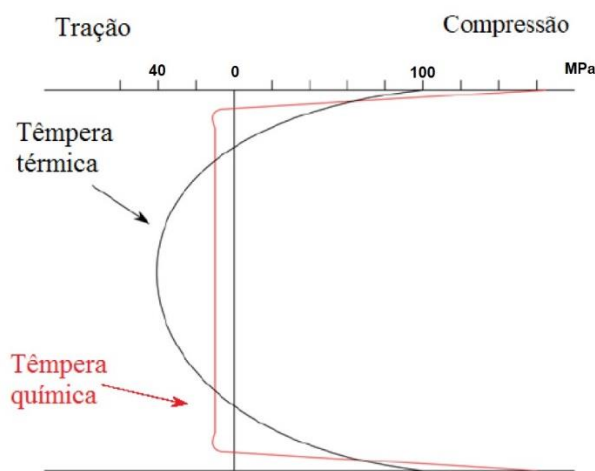


Figura 3.4. Perfil das tensões residuais nos processos de têmpera térmica e química (KARLSSON; JONSON; STÅLHANDSKE, 2010).

Na têmpera química, as tensões residuais de compressão na superfície do material são decorrentes de um processo de intercâmbio catiônico (Figura 3.5). O porcelanato, por possuir fase vítrea na sua matriz, pode se beneficiar do processo de têmpera química. Também é indicado a presença dos cátions alcalinos na fase vítrea (lítio, sódio, potássio e rubídio), para que ocorra a troca iônica. Podendo ocorrer com íons bivalentes, porém o coeficiente de difusão é bem menor.

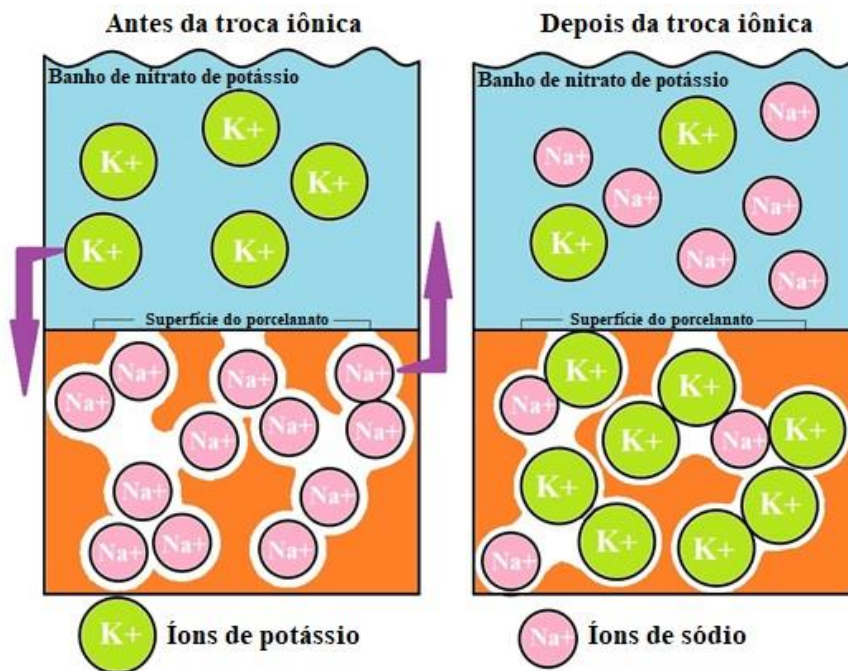


Figura 3.5. Ilustração do mecanismo de troca catiônica na superfície de um porcelanato (DUNN; LEVY; REISBICK, 1977).

Para que ocorra o intercâmbio catiônico, o porcelanato contendo uma fase vítrea alcalina é imerso em um banho aquecido de um sal alcalino fundido, em uma temperatura abaixo da temperatura de transformação alotrópica do quartzo. A troca iônica ocorre entre os íons alcalinos hospedeiros da fase vítrea e os íons invasores do banho. Caso os íons invasores possuam dimensões maiores que os íons hospedeiros, há o desenvolvimento de uma tensão de compressão superficial e para o equilíbrio, tensões de tração internas, que dependerão da profundidade da difusão e a espessura da peça (VARSHNEYA, 2010).

Na Figura 3.6, é mostrado o diâmetro calculado de alguns íons de metais alcalinos. Comparando os íons de sódio (Na^+) e potássio (K^+), verifica-se que o potássio apresenta diâmetro 1,35 vezes maior e volume 2,48 vezes maior que o sódio.

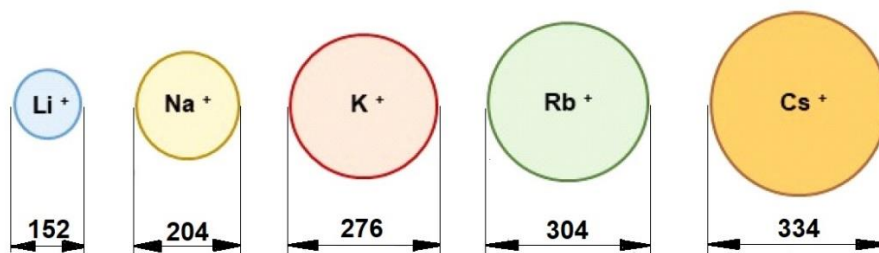


Figura 3.6. Diâmetro iônico de metais alcalinos (unidade pm) (KISTLER, 1962; SHANNON, 1976).

A difusão é um processo pelo qual a matéria é transportada de uma parte de um sistema para outro, como resultado do movimento molecular aleatório (CRANK, 1975). É um processo que conduz à igualdade dos potenciais químicos das espécies químicas das diferentes partes de um sistema (ORGAZ, 1976).

A transferência de massa por difusão pode ser análoga a transferência de calor por condução. A força motriz para o transporte dessa espécie é fornecida pelo gradiente de concentração de uma espécie em uma mistura (INCROPERA; DEWITT, 1998). Dessa forma, para que um átomo se mova, duas condições devem ser satisfeitas: deve existir um sítio adjacente vazio e, para que os átomos possam se mover de uma posição atômica para outra, a energia de ativação fornecida pela vibração térmica dos átomos deve ser suficiente e causar uma distorção da rede durante o deslocamento (INCROPERA; DEWITT, 1998; SMITH; HASHEMI, 2012).

É possível destacar os principais fatores que favorecem a difusão (ORGAZ, 1976):

- Altas temperaturas;
- Baixo empacotamento atômico;
- Baixo ponto de fusão;
- Ligações fracas (ligações de van der Waals, por exemplo);
- Baixa densidade;
- Raio iônico pequeno;
- Presença de imperfeições.

A teoria matemática da difusão relaciona a velocidade de fluxo da partícula que se difunde com o gradiente de concentração responsável por este fluxo. A equação básica que rege o fenômeno da difusão é a primeira lei de Fick, que em sua forma vetorial, independente do sistema de coordenadas escolhido, é dada pela Equação 3.1 (ORGAZ, 1976):

$$J = -D \frac{dC}{dx} \quad (3.1)$$

onde:

J: Fluxo difusional (kg / m²·s);

D: Coeficiente de difusão (m²/s);

C: Concentração (kg/m³);

x: Comprimento da seção transversal onde existe diferença de concentração (m).

O sinal negativo nessa expressão indica que a concentração diminui ao longo do comprimento (x). Essa equação é para difusão em regime estacionário, ou seja, o fluxo de difusão não varia com o tempo.

Caso a difusão não ocorra sob a condição de estado estacionário, ou seja, na maioria das situações práticas, deverá ser aplicada a segunda lei de Fick, que considera que o fluxo de difusão e o gradiente de concentração em algum ponto particular num sólido variam com o tempo (Equação 3.2).

$$\frac{dC_x}{dt} = \frac{d}{dx} \left(D \frac{dC_x}{dx} \right) \quad (3.2)$$

onde:

C: Gradiente de concentração (kg/m³);

D: Coeficiente de difusão (m²/s);

t: Tempo (s);

x: Comprimento da seção transversal onde existe diferença de concentração (m).

Existem duas maneiras de difusão em função da diferença de concentração: difusão por diferentes espécies químicas e difusão por diferença de concentração da mesma espécie química (INCROPERA; DEWITT, 1998).

Os átomos hospedeiros ou de impureza substitucional raramente formam intersticiais e normalmente não se difundem através deste mecanismo. A difusão que ocorrerá nas peças de porcelanato e o sal provavelmente será a interdifusão, pois cada componente apresentará diferentes concentrações de espécies atômicas. Os porcelanatos são ricos em íons metálicos alcalinos do tipo Na^+ , podendo, portanto, ser substituídos por íons de maior raio iônico, como o K^+ , fornecido geralmente pelo nitrato de potássio (KNO_3) no estado fundido (SGLAVO, 2012).

É denominada autodifusão a troca de posições dos átomos em materiais puros ou com raios iônicos próximos. A energia de ativação para a autodifusão é igual à soma da energia de formação da lacuna com a energia de ativação para mover essa lacuna. O mecanismo predominante de funcionamento para este tipo de difusão é através de lacunas ou substitucional. Os átomos quebram as ligações originais entre si e as substituem por novas ligações, devido às lacunas presentes e, podem ocorrer em baixas energias de ativação. A velocidade de difusão é afetada pelas diferenças de tamanho iônico e de energias de ligação entre os átomos (INCROPERA; DEWITT, 1998; ORGAZ, 1976).

3.3 Sistema de proteção balística

3.3.1 Armas e projéteis

As armas de fogo são definidas como armas que arremessam projéteis empregando a força expansiva dos gases gerados pela combustão de um propelente confinado em uma câmara que, normalmente, está solidária a um

cano que tem a função de propiciar continuidade à combustão do propelente, além de direção e estabilidade ao projétil (BRASIL, 2019).

Os chineses desenvolveram a pólvora negra no século IX. A pólvora era uma mistura de nitrato de potássio, enxofre e coque. Somente na metade do século XIII, na dinastia Yuan, surgem as primeiras armas de fogo, que eram somente um tubo, por onde era carregado e também por onde saía o projétil (Forensic Yard, 2020). A precisão das armas somente melhorou a partir do final do século XV, quando surgiu o raiamento dos canos, que consiste na fabricação de sulcos com trajetória espiral na parte interna dos canos. O raiamento tem a função de submeter o projétil ao giro sobre seu eixo longitudinal, propiciando estabilidade na trajetória do projétil (“Long Range Rifle Fire”, 2022).

Até os dias de hoje, houve grande evolução nas armas de fogo e também nas munições, que é o artefato completo, pronto para carregamento e disparo de uma arma. A munição é um conjunto composto de cartucho, projétil, espoleta e propelente, conforme apresentado na Figura 3.7. Distinto de muitas definições, o calibre de uma arma de fogo não é somente as dimensões internas do cano, mas também o formato e dimensões do cartucho da munição da arma.



Figura 3.7. Imagem de munição de rifle, vista em corte onde se veem os componentes: estojo, espoleta, pólvora e projétil (“Long Range Rifle Fire”, 2022).

Entre as evoluções da munição, a invenção do cartucho metálico por Louis-Nicolas Flobert em 1845 foi um marco. O cartucho metálico possibilitou conter em um único conjunto, todos os componentes da munição e também

permitiu melhor isolar a pólvora e a espoleta dos efeitos da umidade (BEDRAN, 2020). Geralmente os cartuchos são fabricados em latão (70% Cu e 30% Zn). Estão em desenvolvimento a fabricação de cartuchos de polímero, que podem reduzir o peso da munição em até 30%, e a aplicação de dois metais, aço e latão, que permite um acréscimo na pressão interna da munição sem o colapso do cartucho (“Composite Cases”, 2020; “New SAAMI Cartridges”, 2020).

A "pólvora sem fumaça" revolucionou a eficácia de armas portáteis, porque quase não emitia fumaça e era três vezes mais poderosa que a "pólvora negra". A maior velocidade do projétil significa uma trajetória mais plana e menos desvio do vento e queda de balas. Como era necessário menos pólvora para impulsionar uma bala, o cartucho podia ser menor e mais leve. Isso permitiu que as tropas carregassem mais munição pelo mesmo peso (“Paul Vieille”, 2022).

Os projéteis também acompanharam a evolução das armas de fogo, os primeiros projéteis eram pedras, que depois na evolução passaram a ser esferas de chumbo, que para melhorar a performance passaram a ter a ponta cônica. Com o aumento da velocidade das munições, em 1882, o Tenente Coronel Eduard Rubin desenvolveu o projétil jaquetado, que consiste em um núcleo de chumbo e uma capa externa de latão (Figura 3.8) (EZELL; GUILMARTIN; WELLER, 2022).



Figura 3.8. Moderno projétil de rifle, com jaqueta de latão e núcleo de chumbo (“Spitzer bullet”, 2022).

Ainda com o objetivo de melhorar o desempenho balístico, o Capitão Georges Raymond Desaleux desenvolveu o projétil “Balle D”, que foi adotado pelo exército francês em 1898, que hoje conhecemos como projétil tipo Spitzer (Figura 3.9). Trata-se do projétil com a ponta em formato de ogiva, garantindo

melhor performance aerodinâmica e conseqüente maior alcance efetivo (“Spitzer bullet”, 2022).



Figura 3.9. Imagem comparativa de duas munições de mesmo calibre, na esquerda com projétil de ponta redonda e na direita com projétil Spitzer (“Spitzer bullet”, 2022).

As evoluções foram tão significativas que temos munições como dotação de forças armadas e uso esportivo com mais de um século de vida. Podem ser citados os calibres 30-06 (7,62×63 mm), desde 1906; 7,62×54 mm, desde 1891; .50 BMG (12,7×99 mm), desde 1921; 9 mm Luger (9×19 mm) desde 1901; .22 LR (5,6×15 mm R) desde 1887.

O calibre 7,62×51 mm ou 7,62 OTAN (Figura 3.10) é um calibre militar que foi desenvolvido a partir do calibre .308 Winchester, e veio para substituir o calibre 30-06. A redução no comprimento da cápsula, de 63 para 51 mm, facilita o emprego em armas automáticas. Apresentando desempenho balístico similar ao do calibre 30-06, com um projétil de 9,6 gramas a 850 m/s. Foi inicialmente adotado pelo exército dos EUA em 1954, e permaneceu até 1964, quando foi substituído pelo calibre 5,56×45 mm. Apesar do 7,62×51 mm não ser mais o calibre da arma padrão do soldado americano, ele ainda é utilizado em metralhadoras e fuzis de precisão, também continua como munição militar em diversos países (“7.62 NATO And .308 Win. NRA”, 2022; “7,62 x 51 mm - Arma Bellica”, 2022).

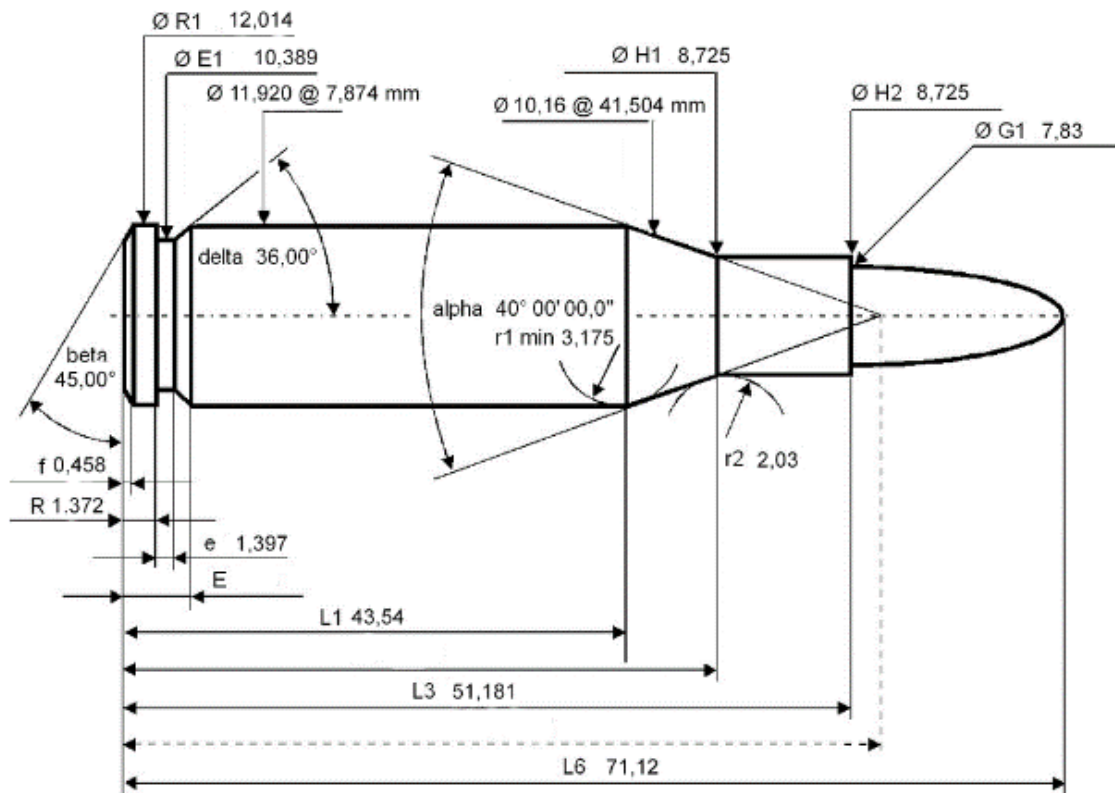


Figura 3.10. Desenho com dimensões do calibre 7,61x51mm OTAN (“Cartridge & Chamber Drawings - SAAMI”, 2022).

O calibre 7,62x51 mm tem uma excelente performance balística, apresentando a 600m da boca do cano uma velocidade de aproximadamente 395 m/s e energia de 765 J, a mesma performance que o calibre .357 Magnum apresenta na saída do cano da arma (“JBM - Calculations - Trajectory”, 2022; “Munição CBC .357 Magnum EXPO 158gr - CBC”, 2022). O calibre 7,62x51 mm pode perfurar uma chapa de aço de baixo carbono de 3,5 mm de espessura a 550 m de distância (“Enhanced Reader”, 2022; “Munição CBC 7,62X51mm Comum - CBC”, 2022; NORMANDIA; GOOCH, 2001).

Além da velocidade de deslocamento, o projétil também tem a rotação sobre seu eixo, proveniente do raiamento do cano. O passo do raiamento depende da velocidade, peso e formato do projétil, que para munição 7,62x51 mm é de um giro em 305 mm. Resultando que o projétil é submetido a rotação de aproximadamente 167000 rpm (“Passo de raiamento”, 2022).

As munições militares são apresentadas nas seguintes configurações (“CBC No 32”, 2022):

- **Munição totalmente jaquetada:** também conhecida como munição comum, apresenta projétil com jaqueta de latão e núcleo de chumbo. Aplica-se contra alvos não blindados.
- **Munição traçante:** possibilita a visualização da trajetória do projétil até o alvo, através da queima de um composto a base de fósforo na base do projétil.
- **Munição perfurante (AP- *Armor Piercing*):** apresenta projétil com jaqueta de latão e núcleo de aço endurecido. Aplicado contra alvos protegidos por blindagens leves e alvos resistentes a projéteis comuns.

3.3.2 Sistema em camadas de proteção balística

Os sistemas de proteção balística são fabricados e classificados conforme o grau de proteção oferecido. Para uso civil, a classificação do Departamento de Justiça Norte Americano (NIJ) é muito utilizado para classificação de proteções balísticas individuais (Tabela 3.3). A classificação da Stanag/OTAN é aplicada tanto para proteção individual como para veículos de uso militar (Tabela 3.4).

Um moderno sistema multicamadas de blindagem, como os utilizados contra munições de fuzil, são fabricados com uma placa frontal de cerâmica e camadas de fibras sintéticas atrás. O uso das placas cerâmicas em proteção balística, somente é justificável contra projéteis de alta velocidade (>600 m/s) porque as fibras sintéticas são uma boa proteção contra projéteis de baixa velocidade.

As placas multicamadas podem ser de dois tipos: a *STA (Stand Alone armor)* que somente a placa já oferece a proteção contra a ameaça especificada e a *ICW (In Conjunction with Armor)* que sempre deve ser utilizada em conjunto com um colete de fibras sintéticas. No caso ICW, geralmente, o colete apresenta proteção IIIA (NIJ) e possui bolsos projetados para portar as placas multicamadas, e assim em conjunto atingir a proteção III ou IV (NIJ).

As fibras sintéticas mais usadas são as fibras de aramida (Kevlar) e as fibras de polietileno de peso molecular ultra alto (UHMWPE – Dyneema). Ainda em desenvolvimento, mas que já mostraram resultados promissores são as fibras de diimidazo piridinileno (dihidroxi) fenileno (PIPD poly – M5) (RUYS, 2019).

Tabela 3.3. Níveis de proteção balística conforme NIJ.

Nível de proteção	Munição (calibre e tipo do projétil)	Velocidade (m/s)	Peso do projétil (g)
II-A	9mm FMJ RN	355	8
	40 S&W FMJ	325	11,7
II	9mm FMJ RN	379	8
	357 Magnum JSP	408	10,2
III-A	357 SIG FMJ	448	8,1
	44 Magnum SJHP	408	15,6
III	7,62x51mm NATO FMJ	847	9,6
IV	30-06 M2 AP	878	10,8

Tabela 3.4. Níveis de proteção balística OTAN.

Nível de proteção	Munição (calibre e tipo do projétil)	Velocidade (m/s)	Peso do projétil (g)
1	5,56 mm x 45 M193	937	3,56
	5,56 mm x 45 NATO SS109	900	4
	7,62 mm x 51 NATO ball	833	9,6
2	7,62 mm x 39 API BZ	695	7,8
3	7,62 mm x 54R B32 API	854	10
	7,62 mm x 51 AP (WC core)	930	8,4
4	14,5 mm x 114 API/B32	911	63,4
5	25 mm x 137 APDS-T, PMB 073	1258	121,5

As placas cerâmicas sozinhas fornecem uma proteção limitada contra os projéteis. O apoio (suporte) da cerâmica com uma camada que pode absorver energia, faz o desempenho da blindagem aumentar drasticamente e a combinação da cerâmica com material compósito é mais leve que uma blindagem metálica equivalente. Essa realização leva ao desenvolvimento de um sistema de blindagem híbrida, que consiste em uma camada de cerâmica e material compósito coladas junto. As camadas que formam uma blindagem híbrida têm funções específicas para deter a ameaça dos projéteis (KAUFMANN et al., 2003).

Uma blindagem convencional dos níveis III e IV (NIJ) é composta de uma camada cerâmica e uma camada de material compósito unidas, e são conhecidas como sistema multicamadas de blindagem, como demonstrado na Figura 3.11. Além das camadas já citadas, também há a camada antitrauma e a camada de contenção.

O impacto do projétil pode deformar a placa balística e no ponto de impacto forçar o material da placa contra o corpo do indivíduo, causando um trauma sem perfuração. Esse tipo de ferimento sem penetração pode provocar

sérias contusões ou danos internos, e que podem resultar em óbito (NATIONAL INSTITUTE OF JUSTICE, 2000). Para reduzir esse efeito, é utilizado a camada antitrauma, fabricada de material com propriedades elásticas e de baixa densidade, como a espuma de poliuretano (OKHAWILAI; RIMDUSIT, 2017).

A fragmentação e a ejeção do material cerâmico estão intimamente ligadas com a resistência a penetração (WOODWARD et al., 1994). Quanto maior for a permanência do material cerâmico no ponto de impacto, maior será a redução da energia do projétil. A camada de contenção tem o objetivo de reduzir a projeção de partículas cerâmicas, podendo ser fabricada de uma fina chapa de metal, como alumínio (WOODWARD et al., 1994), ou de fibra de vidro (PALIWAL; RAMESH; MCCAULEY, 2006).

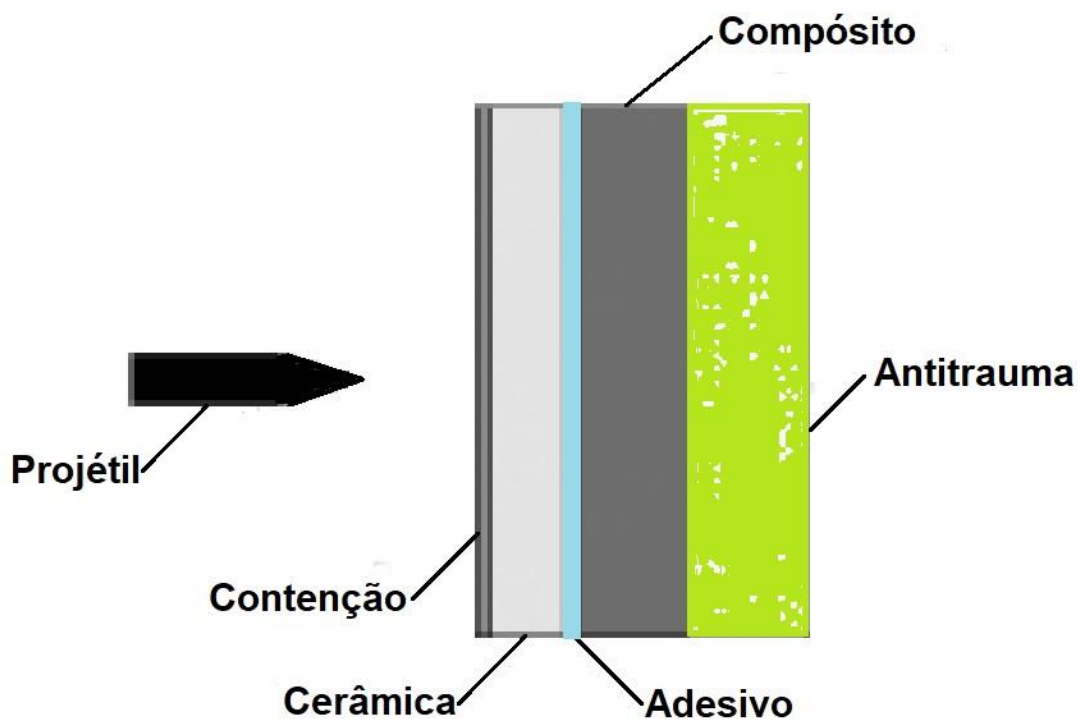


Figura 3.11. Sistema multicamadas de blindagem (KAUFMANN et al., 2003).

A função da face cerâmica é de destruir a ponta do projétil, distribuir a carga em uma maior área da placa de apoio (material compósito), erodir e desacelerar o projétil. A camada de material compósito, suporta a camada cerâmica e leva o projétil e a cerâmica fraturada à imobilidade. A camada de

contenção tem o objetivo de diminuir a projeção de fragmentos cerâmicos do ponto de impacto do projétil. A camada antitrauma funciona como amortecedor no sistema, auxiliando na absorção do impacto e reduzindo traumas devido a deformação da camada de compósito. O desempenho de cada uma das camadas individuais que constituem um sistema híbrido de blindagem influencia o desempenho geral da blindagem (WILKINS; CLINE; HONODEL, 1969).

3.3.3 Comportamento das cerâmicas no impacto balístico

A relação entre os mecanismos de falha e as propriedades do material durante o impacto balístico foram largamente estudados (ASHBY et al., 1990; COMPTON; GAMBLE; ZOK, 2013; LONGY; CAGNOUX, 1989; RHEE et al., 2001; SHIH et al., 2000) e não existe consenso em como exatamente dureza, tenacidade à fratura e resistência mecânica afetam o desempenho balístico das cerâmicas. Em relação à resistência a penetração, a dureza é a mais importante propriedade do material, pois um material mais duro é mais efetivo que um macio para deformar e erodir um projétil no impacto. No caso da tenacidade a fratura (K_c), um material com baixo K_c tem maior propensão à fragmentação e cominuição no local do impacto, tornando o material ineficiente para impedir a penetração do projétil. Entretanto, a relação entre a dureza e a tenacidade a fratura ainda são pouco compreendidas. Por exemplo, alterando a composição do material ou sua microestrutura, com o fim de aumentar a dureza, geralmente resulta em uma diminuição da tenacidade, e vice-versa (CHANTIKUL; BENNISON; LAWN, 1990).

O módulo de Young (E) também é importante, porque um material com elevada impedância acústica ($(E\rho)^{1/2}$) gera uma maior tensão no impacto do projétil e é mais efetiva para impedir a penetração. Já os benefícios de um material com maior massa específica (ρ) traz como consequência o aumento da massa do sistema, considerando o volume constante (COMPTON et al., 2012).

Para melhor entender como a cerâmica se comporta no impacto balístico, Wilkins, Cline e Honodel (WILKINS et al., 1969) estudaram o fenômeno e

descreverem a sequência de eventos que ocorre quando um projétil pontiagudo atinge uma placa cerâmica suportada por uma placa de apoio de alumínio.

Em até $9 \mu\text{s}$, a ponta do projétil é destruída. Durante este período, a placa de apoio se deforma na interface com a cerâmica. Resultam tensões na cerâmica, pois a cerâmica acompanha a deformação da placa de apoio, e iniciam as trincas axiais. Junto com as trincas axiais há a formação do cone de fratura, que inicia na superfície de impacto. As trincas axiais se movem de volta para a superfície de impacto. O cone de fratura progride adiante até a placa de apoio e efetivamente limita a quantidade de cerâmica que participa no processo de impacto [68], processo representado na Figura 3.12. Exemplos de cone cerâmico obtidos após ensaio em placa balística nível III (NIJ) são apresentados na Figura 3.13.

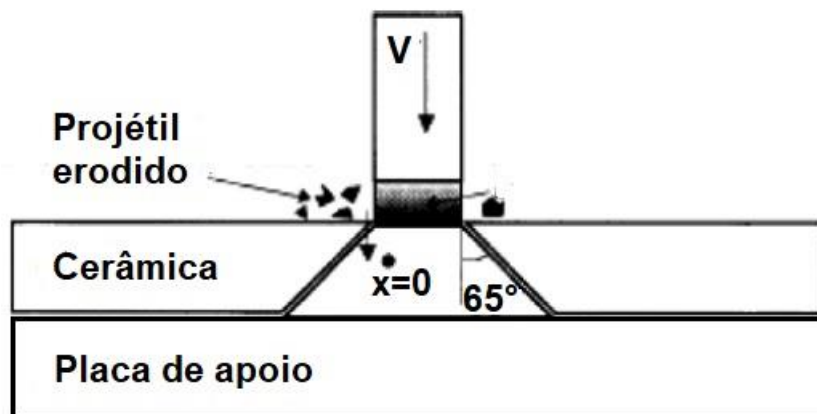


Figura 3.12. Configuração o final da primeira fase quando um projétil pontiagudo atinge uma placa cerâmica suportada. Adaptado (CHOCRON BENLOULO; SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1998).

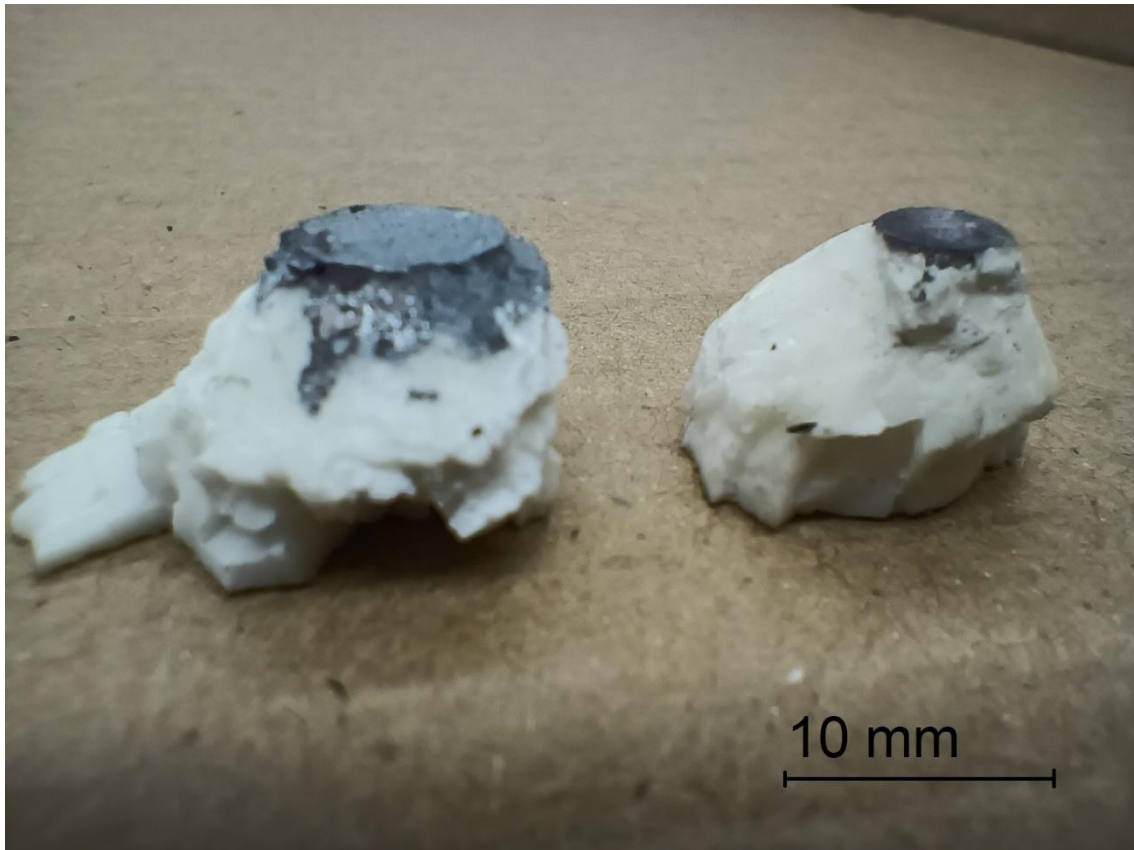


Figura 3.13 Exemplos de cone cerâmico formado após impacto de projétil de calibre 5,56x45mm em placa balística nível III (NIJ).

Também tem sido estudado o “tempo de permanência” do projétil (*dwell*), que é o período em que o projétil atinge o alvo cerâmico e é forçado a escoar radialmente na superfície, sem que ocorra a penetração significativa do alvo (ANDERSON; WALKER, 2005). Quanto maior for o tempo de permanência, maior será a perda de energia pelo projétil.

O cone de fratura transfere a força de penetração que estava concentrada na ponta do projétil, em uma carga distribuída na face do maior diâmetro do cone de fratura (RUYS, 2019).

A partir de 9 até 15 μ s, o projétil é erodido pela cerâmica, que também sofre cominuição pelas trincas coalescentes do cone de fratura. Aproximadamente 40 % da massa do projétil e 40 % da energia inicial do projétil são consumidas pela erosão do material do projétil (WILKINS et al., 1969). A erosão do projétil ocorre devido as tensões que são superiores ao limite de

resistência do material. O material do projétil cede e escoia perpendicular ao impacto e então retorna enquanto o projétil se desloca para dentro da cerâmica. A máxima força de desaceleração do projétil é assim relacionada com a tensão de colapso do material. O processo de erosão continua até que o nível de tensões caia abaixo da tensão de colapso do material do projétil, como representado na Figura 3.14.

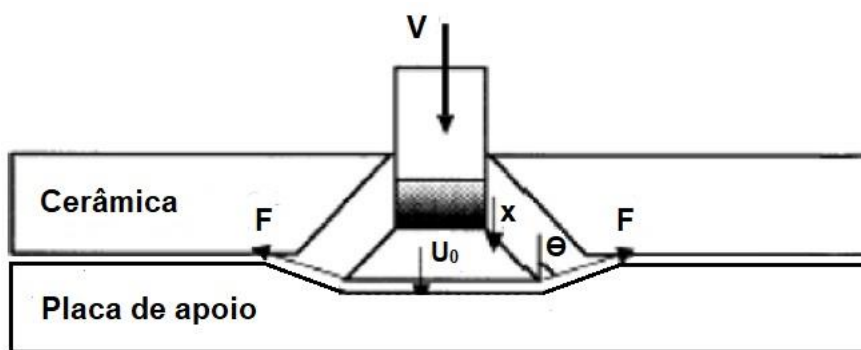


Figura 3.14. Configuração o final da segunda fase quando um projétil pontiagudo atinge uma placa cerâmica suportada. Adaptado (CHOCRON BENLOULO; SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1998).

Depois de $15 \mu\text{s}$, a erosão do projétil cessa, e a energia perdida pelo projétil é igual a energia ganha pela cerâmica. A energia total no sistema cerâmica – projétil é de aproximadamente 60 % da energia original e é absorvida pela placa de apoio (WILKINS et al., 1969).

A diminuição da energia cinética do projétil não se deve somente a perda de massa, pois também ocorre uma redução na velocidade quando o projétil atravessa a placa cerâmica (ZHANG et al., 2019).

Uma grande quantidade de energia cinética perdida pelo projétil é convertida em energia cinética residual dos fragmentos de cerâmica expelidos em alta velocidade. Para melhorar o desempenho das cerâmicas, estudos demonstraram que o confinamento da superfície de impacto melhora o desempenho (WOODWARD et al., 1994). O confinamento reduz a expulsão de fragmentos da placa cerâmica, que são importantes para a erosão do projétil e absorção da energia cinética.

A aplicação de tensões radiais de compressão na cerâmica submetida a impacto balístico melhora a dissipação da energia cinética. Quanto maior for a tensão, melhor será o desempenho balístico (ANDERSON; JAMES WALKER JIM LANKFORD, 1995; CHEN; RAVICHANDRAN, 1996; CHI et al., 2015; HAN; SUN, 2000; HOLMQUIST; JOHNSON, 2005; JR. et al., 2001; ZHANG et al., 2019).

O efeito da velocidade do projétil na eficiência balística tem sido estudado e ficou comprovado que a eficiência balística das cerâmicas aumenta com o aumento da velocidade do projétil, até um limite, que depende do tipo de cerâmica (CULLIS; LYNCH, 1995; FRANZEN; ORPHAL; ANDERSON, 1997; MADHU et al., 2005; SAVIO et al., 2011).

A resposta balística de um material cerâmico está associada a uma série de fatores, como: microestrutura, composição química, constituição de fases, propriedades físicas (densidade, dureza, módulo de Young, resistência mecânica e resistência à fratura), além da eficiência em dissipar a energia do impacto balístico. Uma propriedade isoladamente não define o comportamento do material, principalmente porque o mecanismo de fratura durante o impacto do projétil é muito complexo, e as fraturas são criadas por gradientes de tensão que ocorrem em um período pequeno. Somente a combinação de diferentes propriedades leva o material a proporcionar desempenho satisfatório. Para uma melhor escolha da blindagem, a associação entre essas diferentes condições deve ser considerada, aliada ainda ao correto processo de fabricação, que é fundamental para a otimização das propriedades do material cerâmico acabado (MEDVEDOVSKI, 2010).

3.3.4 Ensaios de materiais balísticos

Por simplificação, os tipos de testes podem ser classificados como fenomenológicos, caracterização de materiais balísticos e desenvolvimento de proteções balísticas (NORMANDIA; GOOCH, 2001).

Os testes fenomenológicos tentam determinar ou obter propriedades específicas dos materiais e incluem dados de impactos físicos de choque, como perfil de ondas de ondas de choque em impactos normais e oblíquos. Essas

propriedades são então utilizadas para avaliar o potencial do desempenho do material em um sistema de blindagem, geralmente usando simulações numéricas. Os testes não são balísticos e não são feitos na configuração de blindagem, mas são importantes e essenciais, particularmente para a construção de modelos constitutivos usados em simulações numéricas para projeto de blindagens. Entre os testes podem ser citados: densidade; barra de compressão de Hopkinson ou Kolsky; torção; flexão e dureza (NORMANDIA; GOOCH, 2001).

Kolsky desenvolveu um dispositivo para obter a resposta dinâmica do material, diferente dos até então testes convencionais em que o corpo de prova sofria o impacto direto (Figura 3.15)(RAMESH, 2008). Em vez disso, o corpo de prova é posicionado entre duas barras elásticas – chamadas barra incidente e barra transmitida – e o impacto, agora realizado de maneira externa, era aplicado na face livre da barra incidente. Uma das versões mais conhecidas da barra de Kolsky é a barra de Hopkinson, que é o dispositivo mais usado para caracterizar mecanicamente materiais submetidos à alta taxa de deformação. A barra incidente se desloca, gerando uma onda de choque longitudinal compressiva, sendo transmitida através do corpo de prova para a barra transmitida. Uma fração dessa onda pode ser refletida de volta à barra incidente, e quando ocorre é chamado pulso refletido (CHEN; SONG, 2011).

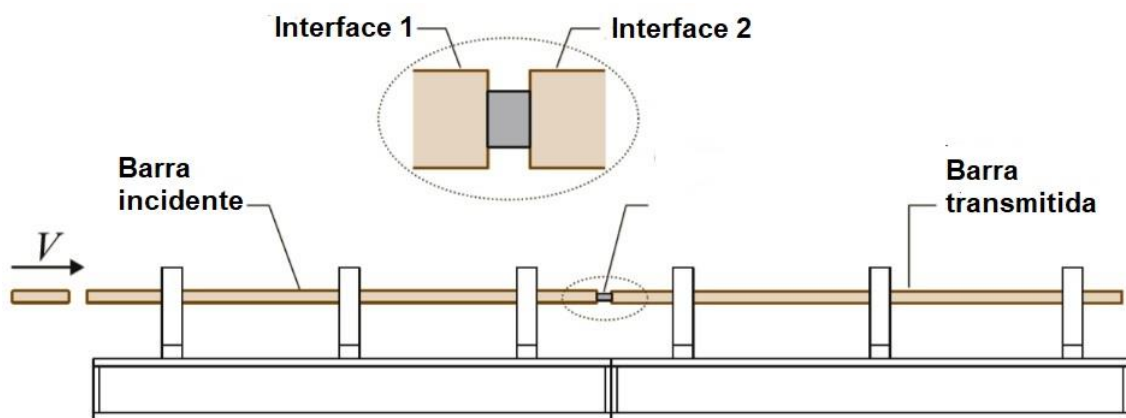


Figura 3.15. Esquema da barra de Kolsky. Adaptado (RAMESH, 2008b)

Os métodos experimentais de caracterização de materiais balísticos, tentam determinar a resistência a penetração de materiais cerâmicos

(frequentemente em um sentido integrado), e incluem a tradicional técnica do teste de profundidade de penetração. Esses testes são dinâmicos e subdivididos em testes não tradicionais, com limite nos fenomenológicos, e tradicionais métodos de teste balístico, que geralmente são usados para validar simulações numéricas (BRAGA et al., 2017; NORMANDIA; GOOCH, 2001).

A categoria de métodos experimentais orientados para o desenvolvimento de blindagens inclui testes como o teste de Velocidade Balística Limite (VBL) e o teste do Instituto Nacional de Justiça Norte Americano (NIJ). Nesses, são utilizadas metodologias que auxiliam a escolher a melhor configuração de blindagem para garantir contra uma ameaça específica.

3.3.4.1 Teste de Penetração Sem Deformação (NDP – Non-Deforming Penetration)

O teste de penetração sem deformação tem sido usado para medir a resistência de penetração de materiais frágeis. Geralmente, um penetrador de aço endurecido é utilizado para penetrar o material de modo não-deformável ou rígido. A vantagem do teste é que a profundidade de penetração é proporcional a razão da resistência do penetrador e da resistência do alvo (NORMANDIA; GOOCH, 2001).

Normalmente, existem três regiões de reação do alvo: uma região elástica, uma região com as trincas radiais, e uma região plástica. Com o aumento da velocidade de penetração, a região com as trincas radiais diminui e eventualmente é eliminada. Se a velocidade de penetração for elevada o suficiente, a resposta será elástico-plástica (FORRESTAL, 1986). Assim, é possível determinar a velocidade em que o material altera seu comportamento.

3.3.4.2 Teste de Penetração Semi-infinita (PEN – Semi-infinite Penetration)

É utilizado um penetrador longo de material de elevada dureza e densidade, como tungstênio ou urânio, que atinge um alvo cerâmico de espessura elevada (semi-infinito) sob confinamento. O principal objetivo do teste é verificar o comportamento genérico da cerâmica representado na forma de um

gráfico penetração por velocidade de impacto. Entretanto, a medida da resistência ao penetrador, a taxa de desgaste do penetrador pela erosão, e a densidade por unidade de massa da cerâmica penetrada, são muito úteis para o projeto da blindagem (NORMANDIA; GOOCH, 2001)

3.3.4.3 Teste de Velocidade Residual (Residual Velocity Test)

Usualmente utilizado para determinar a capacidade do material em absorver a energia cinética do projétil. Para cada teste, são necessárias três medidas: a velocidade de impacto, a velocidade após o projétil atravessar o alvo e a massa do projétil. Assim, é calculada a energia absorvida pelo alvo. A geometria do projétil e a sua dureza interferem no resultado do teste, e uma dificuldade é a determinação da velocidade residual com a presença de múltiplos fragmentos (BRAGA et al., 2017).

3.3.4.4 Teste de Penetração (DOP - Depth of Penetration Test)

O teste de penetração DOP é o teste mais utilizado para avaliar materiais de proteção balística (NORMANDIA; GOOCH, 2001). Os dados coletados durante o teste DOP usualmente não incluem tensão, deformação ou danos acumulados para serem usados em futuras simulações, mas é um conveniente teste de proteção balística para determinar quais materiais merecem uma mais extensiva avaliação (POPA; DOBRIÇA, 2017).

O projétil de teste é disparado contra uma placa cerâmica sobreposta a um bloco de apoio semi-infinito. A penetração residual no bloco de apoio é medida e comparada com a penetração do projétil em um bloco maciço do material do bloco de apoio (MOYNIHAN; CHOU; MIHALCIN, 2000). O desempenho balístico é determinado pela comparação das diferentes penetrações do projétil no bloco de apoio protegido pela cerâmica e pelo bloco sem proteção (CUI et al., 2017)

3.3.4.5 *Teste de Permanência (DWE – Dwell Test) e Teste de Permanência/Transição de Penetração (DPT – Dwell / Penetration Transition)*

A permanência ocorre quando um projétil de alta velocidade atinge um alvo cerâmico e escoia radialmente por sobre a superfície do alvo cerâmico sem uma significativa penetração. Nesse caso, o projétil é completamente erodido na superfície da cerâmica, referida como uma vitória da interface. Com o aumento da velocidade do projétil, ocorre uma situação em que a permanência não é mais mantida e a penetração ocorre; esta velocidade de impacto é chamada de velocidade de transição de permanência – penetração (V_t) e é função do material do projétil, configuração do projétil, velocidade de impacto e configuração do alvo (HOLMQUIST et al., 2010).

Para mensuração da permanência, são necessárias câmeras de alta velocidade ou instantâneo de raios X. Pois quanto maior a permanência do projétil na superfície da cerâmica, maior será a redução da energia cinética do projétil pela erosão e desaceleração (ZHAI; WU; FANG, 2020).

3.3.4.6 *Teste de Velocidade Balística Limite (VBL – Ballistic Limit Velocity)*

Esse teste é utilizado para determinar o limite balístico de um sistema de blindagem, e adotado pelas forças armadas norte americanas e pela OTAN. O limite balístico é a mínima velocidade, na qual se espera que um determinado projétil, penetre consistentemente e completamente uma blindagem de determinada espessura e propriedades físicas com determinado ângulo de impacto. O limite balístico também pode ser definido como a maior velocidade em que um determinado projétil falhe, de forma consistente, em penetrar uma blindagem de determinada espessura e propriedades físicas com determinado ângulo de impacto. Devido aos custos dos testes de tiro e a impossibilidade de controlar de forma precisa a velocidade de impacto do projétil, e ainda haver uma zona de resultados mistos na qual o projétil pode penetrar completamente ou somente parcialmente penetrar em aparente idêntica condição, uma abordagem estatística se faz necessária, baseada em um número limitado de disparos. A abordagem mais comum leva a aproximação do ponto V_{50} , que é a velocidade

em que a completa penetração e incompleta penetração tem a mesma probabilidade de ocorrer (“MIL-STD-662 F V50 Ballistic Test Armor”, 1997).

A configuração do teste determina que uma folha de alumínio 2024 T3, de espessura de 0,51 mm, seja posicionada a 152 mm atrás e paralela a blindagem a ser avaliada. Essa folha de alumínio é utilizada para determinar se ocorreu ou não a penetração da blindagem. Também é necessária a presença de um cronógrafo, posicionado na frente da blindagem, para determinar a velocidade de impacto do projétil (“MIL-STD-662 F V50 Ballistic Test Armor”, 1997).

O procedimento do teste consiste em disparar um projétil e verificar se houve ou não penetração. Então, deve ser alterada a carga propelente, para mais ou menos, a fim de obter uma variação de 15 a 30 m/s na velocidade de impacto do projétil. Repete-se esse procedimento até encontrar a velocidade em que projétil pode penetrar completamente ou somente parcialmente penetrar em uma aparente idêntica condição. Normalmente, pelo menos duas velocidades de penetração parciais e duas velocidades de penetração totais são usadas para determinar a velocidade balística limite.

3.3.4.7 Teste do Instituto Nacional de Justiça Norte Americano (NIJ)

A Norma NIJ-0101.06 (“NIJ Standard-0101.04 Ballistic Resistance of Personal Body Armor | National Institute of Justice”, 2000) estabelece padrões para coletes balísticos das forças policiais. Essa norma balística estabelece critérios para classificar os coletes balísticos quanto a penetração e trauma por impacto.

O teste consiste na realização de disparos em um colete balístico montado na frente de uma argila balística propriamente condicionada e que atenda as especificações da norma. A distância entre a boca do cano e o alvo é de 5 m para armas curtas (nível I a IIIA) e de 15 m para armas longas (níveis III e IV). A velocidade do projétil é confirmada por um cronógrafo posicionado a 3 m do alvo. São realizados 6 disparos no colete balístico, e nenhum projétil pode transpassar a proteção balística e a cavidade deixada na argila balística tem que ser inferior a 44 mm de profundidade. Os disparos devem estar afastados 50 mm entre centros e 25 mm da borda do colete balístico.

3.4 Características da proteção balística

O desafio de oferecer o maior nível de proteção com o menor peso possível e conforto para uso prolongado é uma constante busca, que leva a pesquisas com novos materiais e processamentos.

Os mais importantes materiais cerâmicos para proteção balística são: alumina, carbeto de silício e carbeto de boro. Todos são considerados como cerâmicas de engenharia, com composição química controlada. O carbeto de silício e o carbeto de boro necessitam de um processamento complexo, mas que possibilitam a redução de massa da placa balística em até 35 %, porém com um custo mais elevado (Tabela 3.5).

A configuração da placa cerâmica tem apresentado variações, com a substituição de uma peça única por várias peças menores montadas como um mosaico (Figura 3.16). Essa configuração é benéfica quando é considerado mais de um impacto na placa balística, por que quando a placa cerâmica é uma peça única, as trincas do primeiro impacto podem se espalhar por toda a placa comprometendo a proteção balística. Com a configuração tipo mosaico, a cerâmica é danificada somente no ponto de impacto do projétil, permanecendo o restante da área intacto. A placa de apoio, fabricada de aramida ou polietileno de peso molecular ultra alto, impregnados com resina, fornece apoio a placa cerâmica e absorve a energia cinética residual do projétil e fragmentos da cerâmica. A espessura da camada adesiva e o tipo de adesivo também influenciam no desempenho da proteção balística.

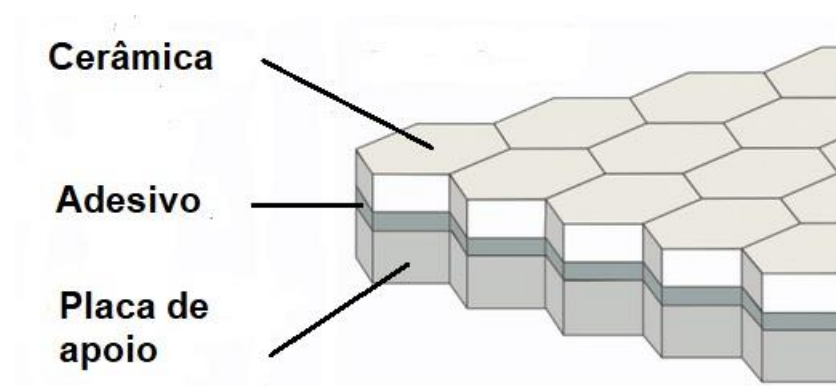


Figura 3.16. Configuração de proteção balística multicamadas, com cerâmica tipo mosaico.

Para melhorar o desempenho das proteções balísticas, são realizados estudos com materiais alternativos e configurações inspiradas na natureza, como madrepérola de conchas de moluscos (SUMMERSCALES; GRAHAM-JONES; PEMBERTON, 2018), escamas de peixe (ZHU et al., 2012) e estruturas fibrosas (BRAGA et al., 2017).

Tabela 3.5 Propriedades dos materiais cerâmicos para uso em proteção balística (“Ansys Granta: Materials Information Management”, [s.d.]; “Characteristics of Kyocera Fine Ceramics”, 2020; CALLISTER W. D.; RETHWISCH D. G., 2016; DRESCH et al., 2021; HAZEL, 2006).

Material	Massa específica (kg/m³)	Resistência à Flexão (MPa)	Dureza (Vickers) (GPa)	Tenacidade à Fratura (MPa·√m)	Custo Relativo	Preço (USD/kg)
Porcelanato	2300-2400	70-100	1,1-10,9	0,93-1,21	0,08	1,5-2,0 ¹
Alumina	3660-3900	198-210	11,9-17,0	3,3-3,7	1,0	18,3-27,4
Carbeto de silício	3000-3200	305-336	23,3-25,8	2,1-2,5	9,0	14,5-20,7
Carbeto de boro	2490-2550	261-289	39,2-43,2	2,8-3,4	16,0	60,1-89,2

Nota ¹ O preço do porcelanato foi obtido pelo volume em m³ de uma placa (0,6×0,6×0,009 m) multiplicado pela massa específica (2320 kg/m³), para calcular a massa de uma placa. O preço de uma placa dividido pela sua massa resulta no preço/massa do porcelanato.

Neste contexto, o uso do porcelanato com têmpera química como proteção balística tem o objetivo de aplicar um material tradicional (porcelanato) com um processamento (têmpera química) para otimizar as propriedades e melhorar o desempenho balístico do material.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Metodologia

A metodologia utilizada para realização deste trabalho foi dividida em fabricação dos corpos de prova, caracterização, teste balístico e análise dos resultados, segundo o fluxograma da Figura 4.1.

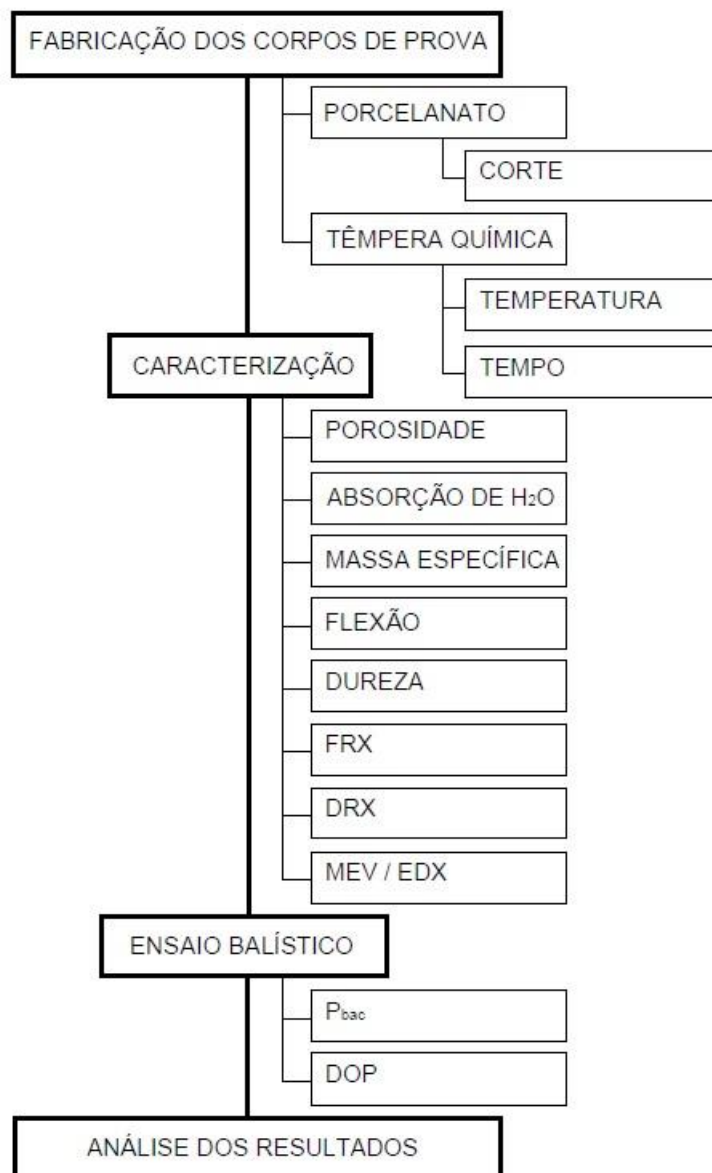


Figura 4.1 Fluxograma do procedimento experimental adotado neste trabalho.

4.2 Materiais

4.2.1 Porcelanato

O porcelanato, fornecido pela empresa Eliane (Criciúma, SC), é classificado de porcelanato técnico (Figura 4.2). Possui a mesma coloração da base à superfície da peça e não recebe nenhuma camada de esmalte, apresentando absorção de água de $\leq 0,1\%$ (“Porcelanato técnico e esmaltado: qual a diferença? - Eliane Revestimentos”, 2022). As placas de porcelanato utilizadas têm medidas de 600×600×9 mm, e foi necessário o corte para a confecção dos corpos de prova, nas dimensões adequadas a cada ensaio requerido. Todo porcelanato usado na pesquisa teve origem no mesmo lote de fabricação.

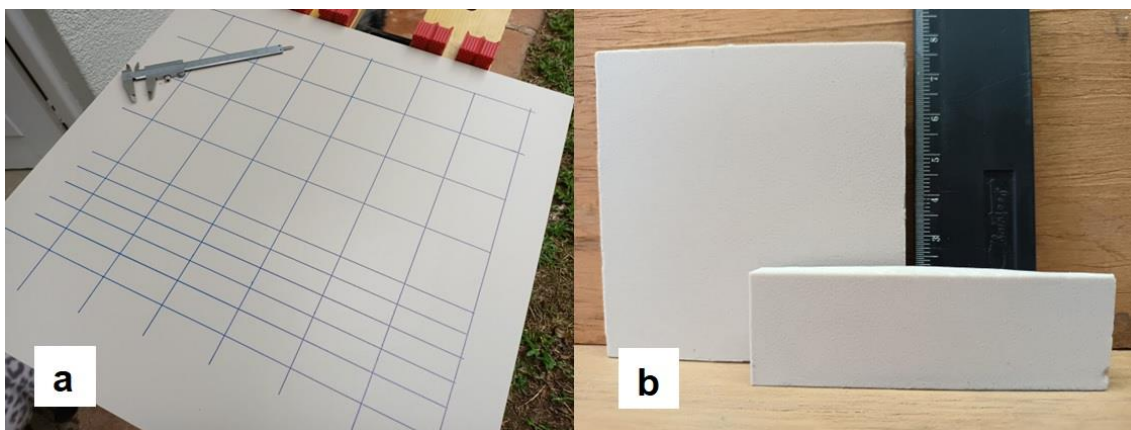


Figura 4.2. Placa de porcelanato (600×600 mm) com: a) marcações para corte; e b) corpos de prova cortados.

4.2.2 Nitrato de potássio

O nitrato de potássio é um composto iônico constituído pelo ânion nitrato (NO_3^-) e pelo cátion potássio (K^+). Na forma cristalina, o KNO_3 é encontrado em depósitos subterrâneos geralmente com KCl e NaNO_3 . Os sais de nitrato são empregados na produção de fertilizantes, explosivos e produção de alimentos (“Nitrato de Potássio”, 2022).

O ponto de fusão do nitrato de potássio é de 334 °C e a massa específica de 2,11 g/cm³ (“World of Chemicals”, 2022). Foi utilizado o reagente analítico

fornecido pela empresa Química Moderna, com 99 % de pureza, lote 07791. O nitrato de potássio é um produto químico que tem sua comercialização controlada pelo exército (“Produtos Controlados”, 2022).

4.3 Processamento

4.3.1 Preparação dos corpos de prova

O porcelanato foi cortado em peças de 75x75x9 mm e 25x75x9 mm. Antes do corte, a placa de porcelanato foi marcada com caneta, identificando o local dos cortes. Uma região, de aproximadamente 50 mm de largura nas bordas da placa cerâmica, não foi aproveitada para uso como corpos de prova.

Para o corte foi utilizado um cortador de pisos e azulejos com riscador de carbetto de tungstênio (Figura 4.3) (“Cortador Profissional Tec-90”, 2022). Nesse processo, a cerâmica é riscada, formando uma falha e então é flexionada para propagar a trinca. Após o corte das peças, as bordas foram lixadas com lixa de granulação 80, para a remoção de arestas cortantes.

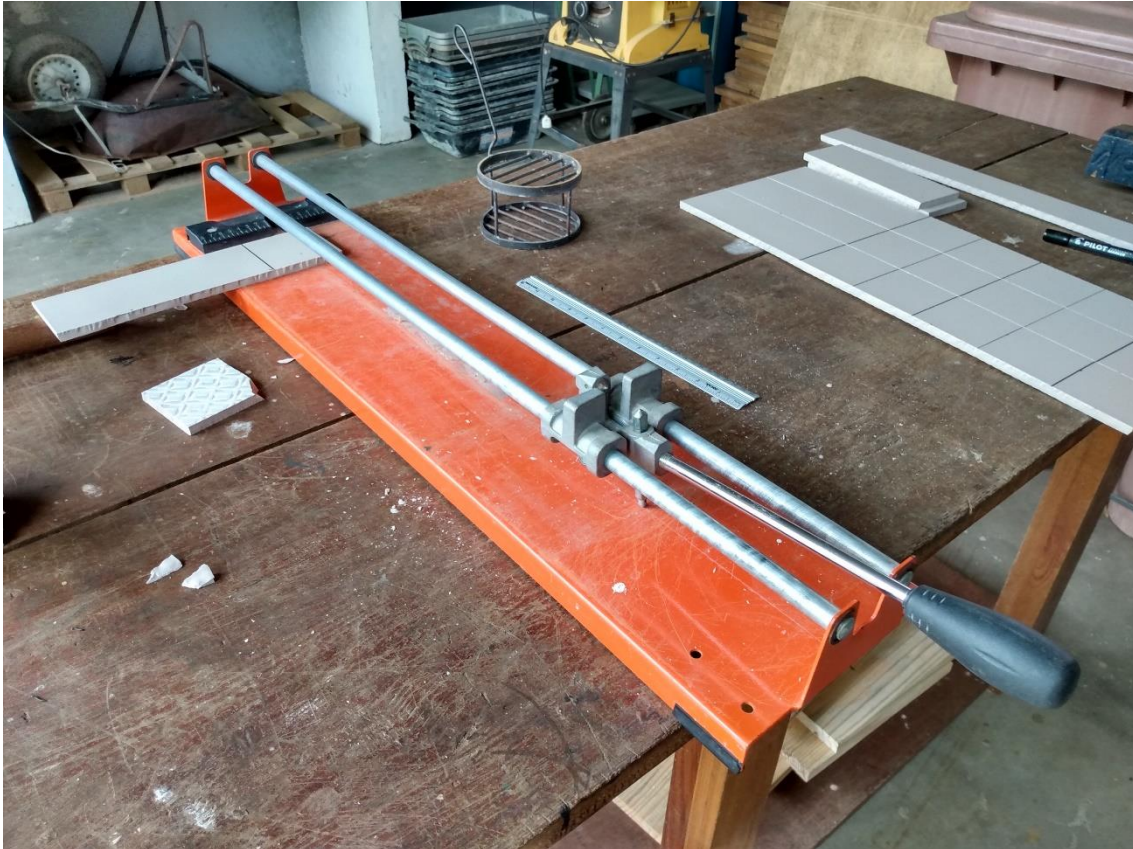


Figura 4.3. Cortador de pisos e azulejos utilizado na confecção dos corpos-de-prova.

4.3.2 Têmpera química

Para a realização da tempera química, a cerâmica deve ficar imersa em KNO_3 fundido. A têmpera foi realizada a $480\text{ }^\circ\text{C}$ por 150, 300 e 600 min. O tempo de imersão foi determinado através de experimentos de outros autores (ADAIR, 1972; DAL BÓ et al., 2016; VARSHNEYA, 2010). As peças foram posicionadas em um dispositivo tipo grelha, feita de aço, para serem mergulhadas no nitrato fundido. Como no dispositivo somente era possível colocar 4 peças de 75×75 mm e 4 peças de 25×75 mm (Figura 4.4), o processo de têmpera foi repetido algumas vezes.



Figure 4.4. Posicionamento dos corpos de prova no suporte das peças para têmpera química.

Considerando que a difusão é favorecida por altas temperaturas, a temperatura para a têmpera química foi determinada de modo a ser superior a temperatura de fusão do nitrato de potássio (334 °C), e inferior a temperatura de decomposição do KNO_3 (FREEMAN, 1957).

O processo de têmpera química seguiu as seguintes etapas:

- Num forno tipo mufla, marca Jung modelo LF02312, o KNO_3 foi fundido dentro de um recipiente de alumínio, a 480 °C;
- As peças cerâmicas, já posicionadas no dispositivo tipo grelha (Figura 4.4), foram inseridas no forno fora do banho de KNO_3 (Figura 4.5), para pré-aquecimento por 15 min.
- As peças posicionadas no dispositivo foram mergulhadas no KNO_3 , onde permanecem por todo o ciclo, cuidando para que as peças ficassem totalmente imersas;

- Após o tempo definido de têmpera, as peças foram retiradas do KNO_3 fundido e colocadas para resfriar ao ar por 30 min.
- As peças resfriadas foram lavadas em água corrente e secas em papel toalha.



Figura 4.5. Forno usado na têmpera química e acessórios: a) recipiente com o nitrato de potássio fundido; b) suporte com o porcelanato no pré-aquecimento.

4.4 Caracterização

4.4.1 Propriedades físicas e mecânicas

O procedimento para a medição da porosidade aparente, absorção de água e massa específica baseou-se na determinação do peso da amostra seca e dos pesos úmido e imerso, segundo a norma ASTM C373 (“ASTM C373-18”, 2018).

A dureza foi mensurada através da técnica de microdureza Vickers, em um equipamento Buehler, modelo Micromet 2001. O procedimento foi de acordo com a norma ASTM C1327 (“ASTM C1327-15(2019)”, 2019), com carga de 500 gf e tempo de 15 s.

A resistência mecânica e o módulo de Young foram determinados por flexão em 4 pontos, com base na norma ASTM C1161-18 (“ASTM C1161-18”, 2018). Os corpos de prova (75×75×9 mm) foram testados nas condições de referência, com alívio de tensões e têmpera química em tempos variados. Dez amostras de cada tipo foram ensaiadas em uma máquina universal Shimadzu, em um dispositivo de 4 pontos totalmente articulado, com a distância dos apoios inferiores de 40 mm e superiores de 20 mm. A velocidade do ensaio foi de 10 mm/min. Os resultados da resistência a flexão e módulo de Young foram determinados pelo software dedicado Trapezium X.

O módulo de Weibull (m) foi calculado utilizando a equação característica de dois parâmetros (Equação 4.1).

$$P = 1 - \exp \left\{ \left(\frac{X}{X_0} \right)^m \right\} \quad (4.1)$$

onde:

P : probabilidade de falha no determinado valor do parâmetro em questão;

X : parâmetro em questão (tensão de ruptura);

X_0 : parâmetro característico de vida;

M : módulo de Weibull.

Com os dados na correta ordem, o módulo de Weibull pode ser obtido a partir de regressão linear. Primeiro, todos os resultados do teste são relacionados em ordem crescente de tensão de ruptura. Para cada valor, a probabilidade de falha para o número do ensaio é determinada pela Equação 4.2:

$$P = \frac{n}{(N+1)} \quad (4.2)$$

onde:

N : número total de ensaios;

n : número do ensaio.

Para calcular o módulo de Weibull, deve ser construído o gráfico com abscissa de $\ln(\ln(1/(1-P)))$ e ordenada de $\ln(\sigma - \sigma_u)$, onde σ é a tensão e σ_u é a tensão limite mínima. O módulo de Weibull é expresso como o coeficiente da equação obtida através da regressão linear.

4.4.2 Fluorescência de raios X (FRX)

Para os ensaios de fluorescência de raios X foi utilizado um equipamento marca Shimadzu, modelo XRF-1800. As amostras foram cortadas na dimensão de 25x25 mm, para que se ajustasse ao porta-amostras do aparelho (Figura 4.6). As amostras foram limpas em água corrente e secas em estufa a 60°C. A superfície analisada foi aquela oposta as muraturas do porcelanato.

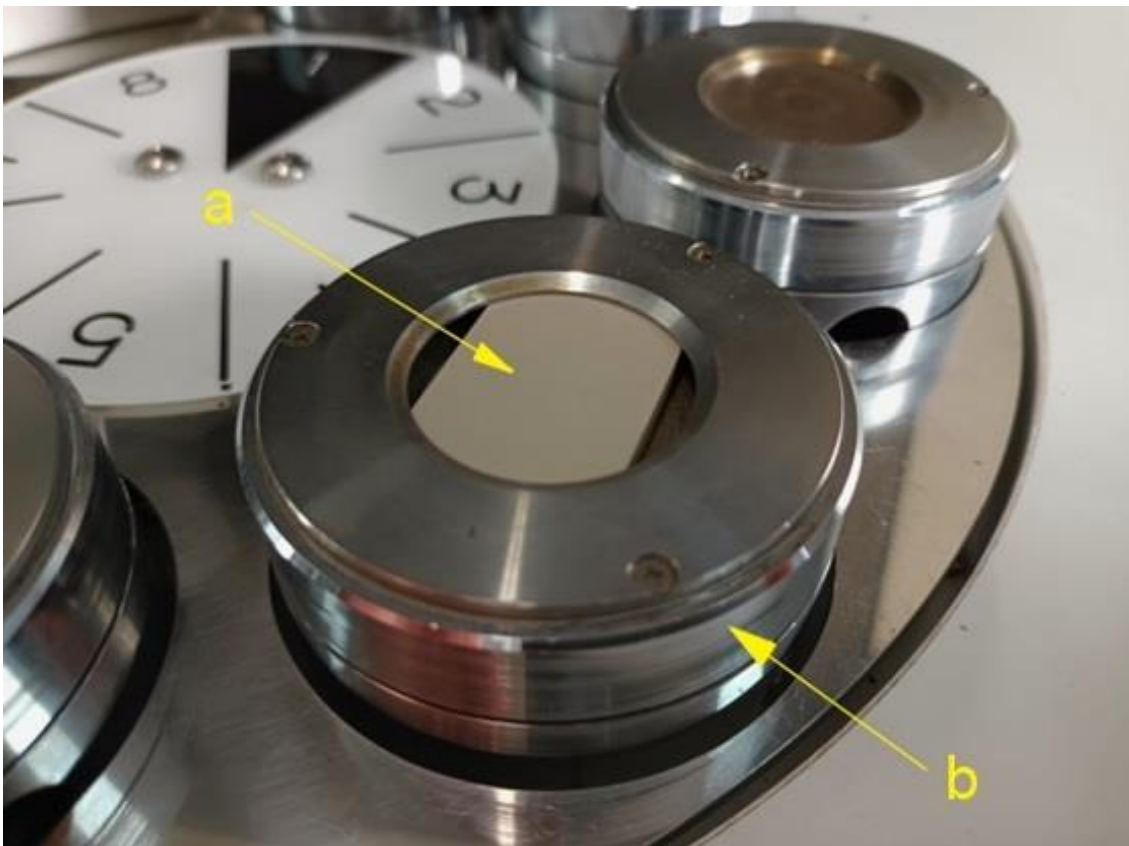


Figura 4.6 Carrossel para amostras do equipamento de análise por FRX: a) Porcelanato; b) Porta-amostras.

Em geral, a profundidade de análise por FRX varia de algumas dezenas de nanômetros a vários micrômetros. Isso significa que os resultados da análise por FRX pode fornecer informações sobre a composição química de uma camada muito fina na superfície da amostra, bem como de camadas mais profundas, dependendo da potência utilizada e da massa específica do material(KAYSER; SÁ; SZLACHETKO, 2015).

4.4.3 Difração de raios X (DRX)

Os ensaios de difração de raios X foram realizados em um equipamento marca Phillips, modelo X'Pert. Os parâmetros utilizados para os ensaios foram: alvo de cobre, potência de 40 kV, corrente de 40 mA, com ângulos de 5 a 70° e incrementos de 0,025°.

4.4.4 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

O equipamento utilizado para os ensaios de microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi um microscópio da marca Zeiss, modelo EVO MA 10. A técnica utilizada para a obtenção das imagens envolveu a aplicação de elétrons secundários, com tensão de aceleração de 10 kV. Para realização dos ensaios, as amostras cerâmicas foram previamente metalizadas com ouro.

Outro equipamento utilizado é da marca Jeol, modelo JSM-6390LV, acoplado com dispositivo de espectroscopia de raios X por energia dispersiva (EDX), Thermo 6733-A. Foi usado para a análise química semiquantitativa de seções transversais das amostras de porcelanato, antes e depois da têmpera química.

4.4.5 Teste balístico

Para o ensaio balístico, foi usado o teste DOP (*Depth of Penetration*). No teste, são realizados disparos sobre uma placa de apoio semi-infinita, com ou sem a proteção do porcelanato (Figura 4.7). O desempenho balístico é

determinado pela comparação da diferença de penetração na placa de apoio, com ou sem proteção (CUI et al., 2017).

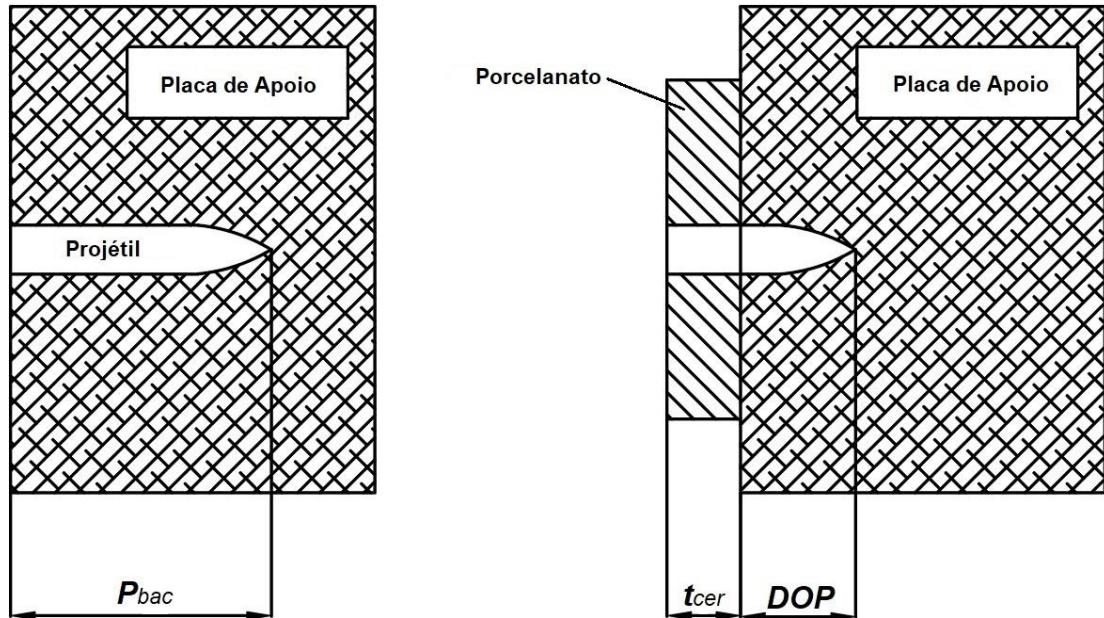


Figura 4.7. Esquema do teste DOP: placa de apoio (esquerda); placa cerâmica + placa de apoio (direita) (CUI et al., 2017).

Para a análise dos resultados do teste DOP, as Equações 4.3 a 4.7 são apresentadas. A eficiência da massa (E_m) aumenta de acordo com a diminuição do DOP residual, dependendo do tipo de cerâmica e a sua espessura. Contudo, o aumento na espessura também aumenta a massa e conseqüentemente leva a uma diminuição da eficiência (CROUCH; EU, 2017).

$$E_m = \frac{\rho_{bac} P_{bac}}{\rho_{cer} t_{cer} + \rho_{bac} DOP} \quad (4.3)$$

$$E_{eq} = \frac{P_{bac} - DOP}{t_{cer}} \quad (4.4)$$

$$M_{eq} = \frac{P_{bac} - DOP}{t_{cer}} \times \frac{\rho_{bac}}{\rho_{cer}} = E_{eq} \times \frac{\rho_{bac}}{\rho_{cer}} \quad (4.5)$$

$$q^2 = M_{eq} \times E_{eq} \quad (4.6)$$

$$t_{crit} = \frac{t_{cer} \times P_{bac}}{P_{bac} - DOP} \quad (4.7)$$

onde:

E_m : eficiência de massa;

E_{eq} : eficiência da espessura;

M_{eq} : massa equivalente, também nomeada de fator diferencial de eficiência (*differential efficiency factor* – DEF) ou eficiência balística (*ballistic efficiency* – η);

q^2 : fator de eficiência balística;

t_{crit} : espessura crítica da placa cerâmica;

ρ_{bac} : massa específica do material da placa de apoio;

ρ_{cer} : massa específica do material da placa cerâmica;

P_{bac} : profundidade de penetração na placa de apoio sem proteção da placa cerâmica;

t_{cer} : espessura da placa cerâmica;

DOP : profundidade de penetração na placa de apoio depois de atravessar a placa cerâmica (*depth of penetration*).

Para o teste de DOP, foi construído um suporte (Figura 4.8) em aço carbono. Esse suporte consiste em uma peça de diâmetro de 178 mm e espessura de 25 mm, que teve suas faces usinadas, para garantir o paralelismo das faces e um alojamento para suportar a placa de apoio dos corpos de prova. Também foram construídos 4 furos com rosca M8 na face, para garantir o contato dos corpos de prova com o suporte e sua devida fixação. A peça foi soldada em uma estrutura de aço fabricada com cantoneiras de abas iguais de 25,4×6,35 mm. Assim, o suporte garante a devida fixação e apoio aos corpos de prova, como o correto alinhamento com a trajetória do projétil. A superfície da amostra

deve estar perpendicular à trajetória do projétil, com a finalidade de minimizar os efeitos na trajetória do projétil e utilizar a correta espessura da placa cerâmica.



Figura 4.8. Suporte confeccionado para fixar os corpos de prova e garantir o alinhamento no ensaio de DOP.

No início, foi pensado em utilizar aço carbono como material da placa de apoio, mas testes preliminares com porcelanato de referência e aço ABNT 1045 mostraram que o DOP deixado na placa de aço era pequeno (aproximadamente

1 mm). Foi deliberado o uso de alumínio 6351 – T6 como material da placa de apoio (Tabela 4.1), pois é um material utilizado por outros autores (MOYNIHAN; CHOU; MIHALCIN, 2000; SAVIO; MADHU; GOGIA, 2014). A espessura da placa de apoio foi fixada em 30 mm para os testes com o porcelanato aderido (determinação do DOP) e 40 mm para a placa de apoio sem proteção (determinação do P_{bac}). Assim, não foi verificada deformação na superfície oposta da placa de apoio.

Tabela 4.1. Propriedades do alumínio 6351 – T6 (“Aluminum 6351-T6; 6351-T651”, 2022)

Resistência à Tração	290 MPa
Limite de escoamento	250 MPa
Alongamento	8%
Dureza	95 HB
Módulo de Young	70 GPa
Massa Específica	2,7 g/cm ³

As placas cerâmicas (75x75x9 mm) foram coladas em placas apoio de alumínio 6351 – T6, com o diâmetro de 101,6 mm e espessura de 30 mm. Foi utilizado um adesivo de poliuretano (ALMEIDA; FONSECA; 2002), tipo Sikaflex 221, fabricado pela empresa Sika, Brasil (“Sikaflex®-221 | Vedações Interiores e Exteriores”, 2022). Antes de colar, as peças foram lavadas com detergente neutro e deixadas secar por 4 h. Para garantir uma espessura uniforme do adesivo em todos os corpos de prova, foi aplicada uma quantidade suficiente de adesivo e posicionados espaçadores de aço com 0,3 mm de espessura entre a placa cerâmica e a placa de apoio (LÓPEZ-PUENTE et al., 2005). A posição dos espaçadores foi nos quatro cantos da placa cerâmica. Após a aplicação do adesivo e o posicionamento das peças, foi aplicada uma carga de 50 N por 24 h, quando eram retirados os espaçadores e aguardado a cura completa do adesivo por 7 dias (Figura 4.9).

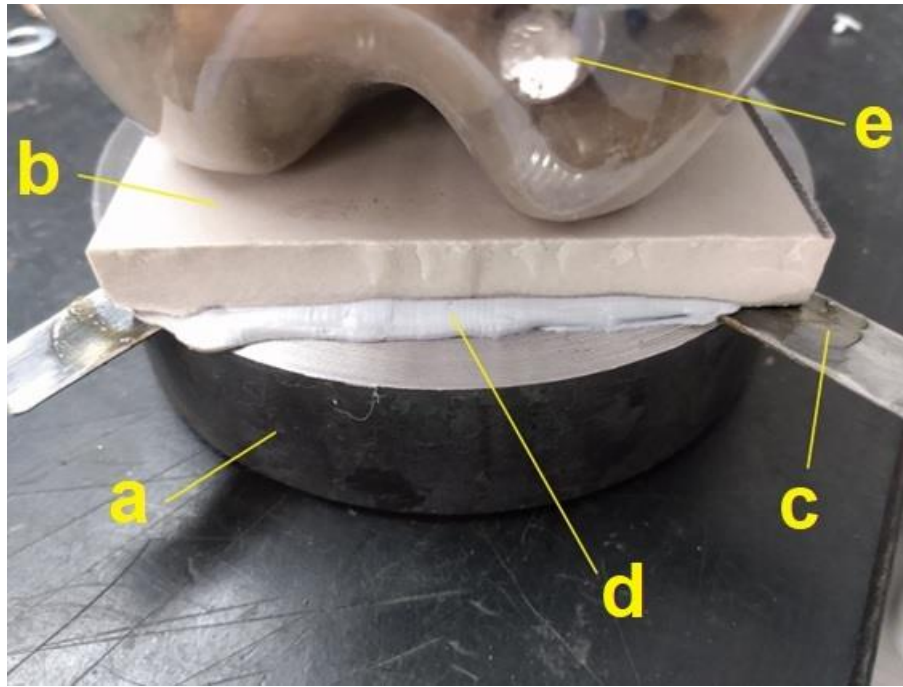


Figura 4.9. Processo de montagem dos corpos de prova: a) placa de apoio; b) placa cerâmica; c) espaçadores de 0,3 mm; d) adesivo; e) carga de 50 N.

Os testes foram realizados com um rifle esportivo no calibre 7,62x51 mm, utilizando munição CBC (Lote CBC 814 do 2º trimestre do ano de 2021) com projétil totalmente encamisado (*Full Metal Jacket* – FMJ) com massa de 9,6 g. A distância entre o corpo de prova e a boca do cano foi de 15 m (Figura 4.9). Esta condição é considerada como requisito mínimo para classificação no nível III da norma NIJ (“NIJ Standard-0101.04 National Institute of Justice”, 2000).

A velocidade do projétil foi medida por um cronógrafo da marca Chrony, posicionado a 3 m da boca do cano (Figura 4.10). O projétil deve passar pelo cronógrafo em uma posição em que há sensores montados a uma distância conhecida, que pela defasagem de tempo entre a leitura dos sensores, se determina a velocidade do projétil.

Para cada tipo/tratamento do porcelanato, foram realizados 6 ensaios balísticos. Cada ensaio balístico foi realizado em um novo corpo de prova e o DOP foi medido com o auxílio de um dispositivo de medição e paquímetro digital.

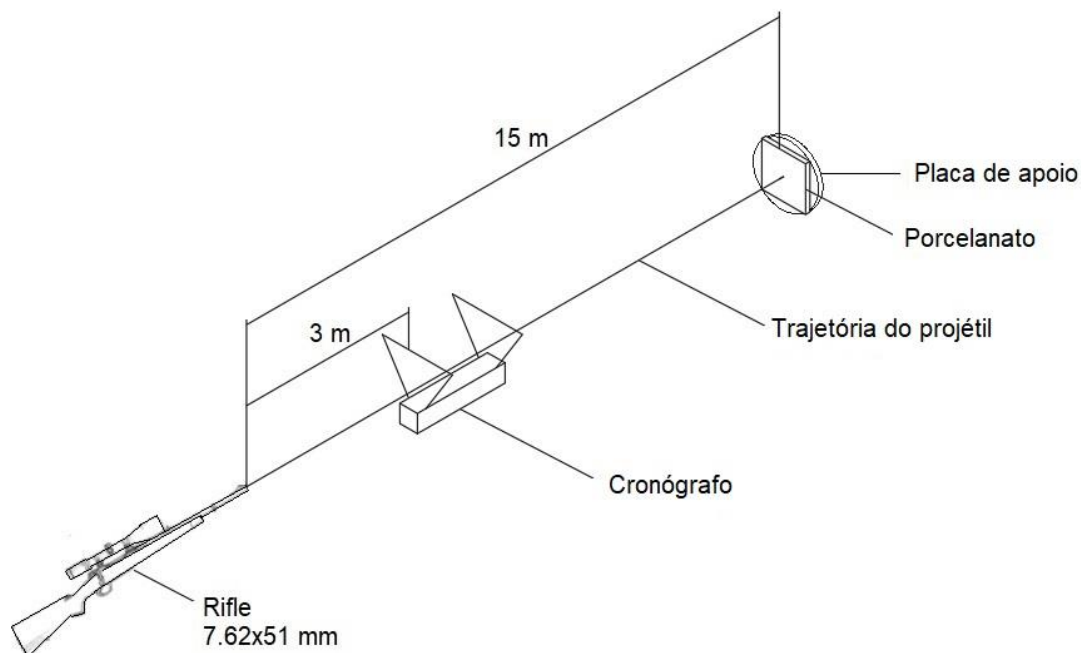


Figura 4.10. Configuração do ensaio de DOP.

O ensaio balístico foi realizado na Sociedade de Caça e Tiro São Leopoldo (São Leopoldo, RS) que cedeu uma linha de tiro para os testes. Nos testes foram respeitados os procedimentos de segurança com armas de fogo. Também foi construída uma proteção/barreira em policarbonato para o atirador, com a finalidade de proteger quanto a um possível retorno de estilhaços.

4.4.6 Alívio de tensões

O alívio de tensões no porcelanato foi realizado a partir de amostras de porcelanato de referência (P0Q), que foram aquecidos desde a temperatura ambiente até 480°C, com taxa de aquecimento de 10°C por minuto. O tempo de permanência na temperatura de 480°C foi de 2,5 h.

O resfriamento ocorreu dentro do forno para as amostras P0Qrf, quando foram deixadas dentro do forno por 24 h para resfriarem. As amostras P0Qra foram resfriadas ao ar, foram retiradas do forno após o período de 2,5 h a 480°C e deixadas resfriar ao ar até a temperatura ambiente, sem ventilação forçada.

4.4.7 Simbologia

Com o intuito de facilitar a rápida e lógica identificação das amostras fabricadas e caracterizadas, foi criada uma simbologia para cada grupo de materiais. A Tabela 4.2 apresenta a simbologia utilizada.

Tabela 4.2. Simbologia para representar grupos de materiais.

Descrição do grupo de materiais	Símbolo
Porcelanato de referência, conforme fornecido pelo fabricante	P0Q
Porcelanato com têmpera química de 2,5 h.	P2Q
Porcelanato com têmpera química de 5 h.	P5Q
Porcelanato com têmpera química de 10 h.	PXQ
Porcelanato sem têmpera química e com alívio de tensões de 2 h a 480°C e resfriamento dentro do forno.	P0Qrf
Porcelanato sem têmpera química e com alívio de tensões de 2 h a 480°C e resfriamento ao ar.	P0Qra
Bloco semi-infinito de alumínio	A
Média dos resultados	m

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização estrutural e microestrutural

Através do ensaio de FRX, foram identificados os elementos químicos presentes no porcelanato de referência, apresentados sob a forma de óxidos (Tabela 5.1). O óxido de sódio (Na_2O) no porcelanato é importante, pois a têmpera química promove a troca iônica entre íons de menor raio quando comparados ao do sal fundido, nesse caso o potássio (K^+), presentes no porcelanato, por cátions de potássio (K^+), presentes no banho do processo.

Tabela 5.1. Composição química do porcelanato de referência (P0Q) e do porcelanato com têmpera química de, respectivamente, 2,5, 5 e 10 h (P2Q, P5Q e PXQ).

Óxidos	P0Q (%)	P2Q (%)	P5Q (%)	PXQ (%)
SiO_2	62,87	63,10	61,97	62,47
Al_2O_3	19,79	19,80	19,90	19,50
Na_2O	2,78	1,52	1,36	1,26
K_2O	0,43	1,69	1,85	1,95
CaO	0,68	0,68	0,67	0,65
MgO	8,84	8,97	9,04	9,00
ZrO_2	1,66	1,66	1,67	1,70
Fe_3O_2	1,09	1,11	1,12	1,14
P_2O_5	0,38	0,39	0,38	0,36
TiO_2	0,28	0,28	0,29	0,29
SnO_2	0,14	0,10	0,12	0,11
Perda ao fogo	1,62	1,58	1,60	1,62
	100,56	100,88	99,97	100,05

Johnson, Bristow e Blau (JOHNSON; BRISTOW; BLAU, 1951) usaram a técnica de marcadores radioativos para estudar a difusão de íons em fases vítreas. Eles demonstraram que a taxa de difusão é determinada pela energia livre de ativação, e que o grau de penetração dos íons da fase vítrea é controlado pelo tempo e temperatura do processo.

Após a têmpera química, novas análises de FRX foram feitas para confirmar a efetiva troca iônica durante o processo. Para tanto, foi definido o

somatório dos componentes Na e K como um percentual de 100% e registrado quanto deste percentual era de cada elemento (Figura 5.1). Foi possível verificar o aumento da proporção de K e consequente diminuição de Na com o aumento do tempo do processo.

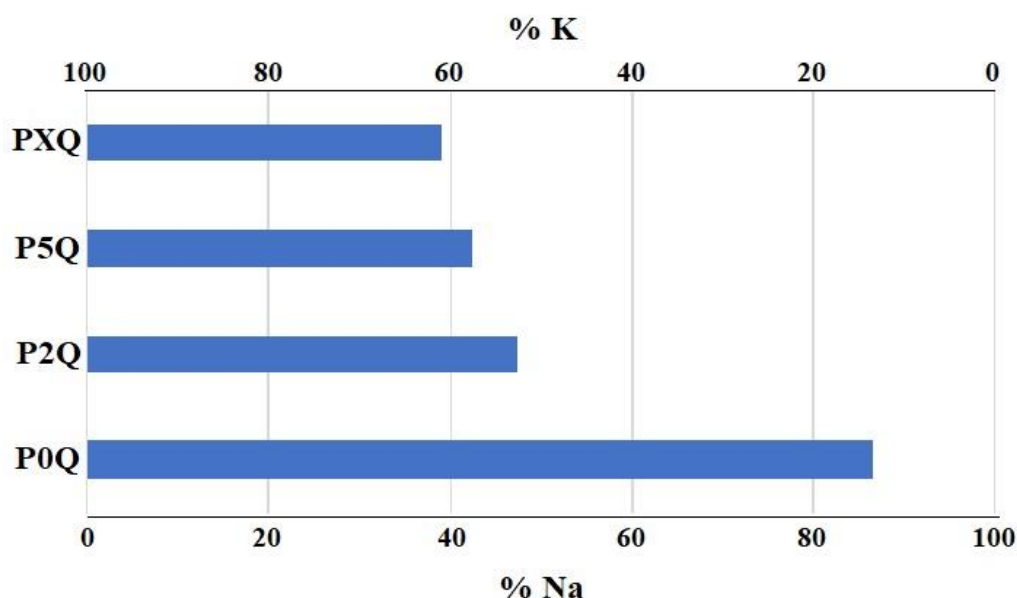


Figura 5.1. Variação de concentração mássica relativa dos íons sódio e potássio obtidos por FRX na superfície de porcelanato de referência (P0Q) e do porcelanato com têmpera química de, respectivamente, 2,5, 5 e 10 h (P2Q, P5Q e PXQ).

Confirma-se que o processo de troca iônica em materiais porcelânicos ocorre em tempos de tratamento relativamente curtos, quando comparados com vidros, onde o tempo de tratamento necessário, geralmente, é maior que 4h (DAL BÓ et al., 2016; RUALES-CARRERA et al., 2022).

As amostras P0Q analisadas (Tabela 5.2) enquadram o material como porcelanato técnico, pois apresentaram absorção de água inferior a 0,1%. Ainda pela norma ABNT ISO 13006:2012 (“ISO 13006, Ceramic tiles — Definitions, classification, characteristics and marking”, 2012), as amostras do porcelanato são classificadas em A1 se extrudadas ou B1a se prensadas. Já os demais tipos de amostras, após a têmpera química, apresentam um aumento da absorção de água e porosidade aparente, posicionando as amostras P2Q, P5Q e PXQ como somente porcelanatos.

Tabela 5.2. Resultados de porosidade aparente, absorção de água e massa específica de porcelanato de referência (P0Q) e do porcelanato com têmpera química de, respectivamente, 2,5, 5 e 10 h (P2Q, P5Q e PXQ).

Material	Porosidade aparente (%)	Absorção de água (%)	Massa específica (g/cm ³)
P0Q	0,18 ±0,06	0,08 ±0,03	2,320 ±0,003
P2Q	0,85 ±0,19	0,36 ±0,07	2,380 ±0,077
P5Q	0,79 ±0,31	0,34 ±0,13	2,322 ±0,030
PXQ	0,29 ±0,07	0,12 ±0,03	2,315 ±0,017

A superfície do porcelanato se apresenta com relevo regular e há ocorrência de pequenos poros (Figura 5.2). A imagem confirma a baixa porosidade aparente encontrada nas amostras. A fase vítrea é importante fator para a sinterização e baixa absorção de água nos porcelanatos (SMITH; HASHEMI, 2012).

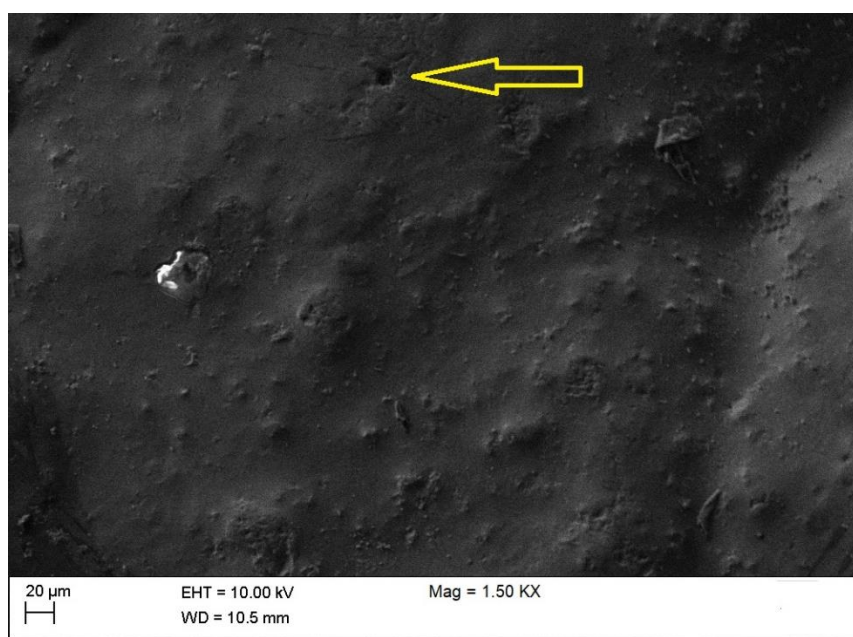


Figura 5.2. Vista superior da superfície do porcelanato sem tratamento (P0Q), com indicação da presença de poro.

A massa específica do porcelanato de referência, sem qualquer tratamento (P0Q), apresentou média de 2,32 g/cm³, que é um valor inferior ao das cerâmicas técnicas mais usadas como proteção balística (HAZEL, 2006)

(RUYS, 2019), que pode ser comparado na Tabela 5.3, sendo um fator que incentiva a uma melhor avaliação do porcelanato como proteção balística. Quando comparados o porcelanato e a alumina, para proteção de uma mesma área, a placa de porcelanato pode ser 50% mais espessa do que a de alumina e a massa das placas serão equivalentes.

Tabela 5.3. Comparativo de massa específica do porcelanato com cerâmicas usualmente aplicadas em proteção balística (HAZEL, 2006), alumina, carbetto de silício e carbetto de boro.

Material	Massa específica (g/cm³)
Porcelanato	2,33
Alumina	3,66-3,90
Carbetto de silício	3,00-3,20
Carbetto de boro	2,49-2,55

A análise de DRX (Figura 5.3) da amostra de referência (AP0Q) detectou duas fases presentes: quartzo (ficha 01-070-3755) e mulita (ficha 00-001-613). Do ponto de vista técnico, as placas cerâmicas de porcelanato são caracterizadas por uma matriz vítrea abundante, entre 50 e 65%, com partículas cristalinas dispersas e porosidade total entre 3 e 7% (SÁNCHEZ, 2003). A fração cristalina é formada normalmente por partículas de quartzo (10 – 25%), mulita (<10%), feldspatos não fundidos (0 – 10%) e ainda silicato de zircônio ou alumina (0-10%), utilizados como opacificantes (SMITH; HASHEMI, 2012).

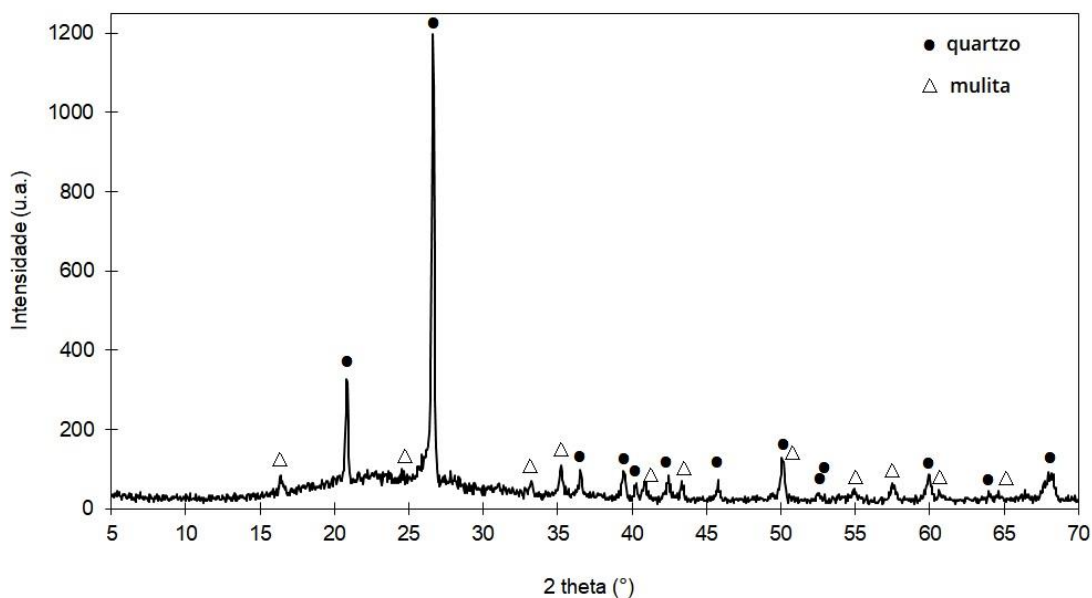


Figura 5.3. Análise de DRX da amostra de referência (P0Q), com indicação das fases detectadas: quartzo e mulita.

A troca de cátions foi também confirmada no ensaio de MEV/EDX, onde a concentração relativa de potássio e sódio foi verificada em áreas de $50 \times 50 \mu\text{m}$ em três diferentes posições (Figura 5.4 e Tabela 5.4) na seção transversal da amostra PXQ: próximo a superfície (área 1), distante $100 \mu\text{m}$ da superfície (área 2) e distante $200 \mu\text{m}$ (área 3). Na área 1, próxima a superfície, potássio (0,7 %) e sódio (0,75 %) foram detectados, já nas áreas mais internas (área 2 e 3) somente o sódio foi detectado. A troca de íons ocorre da superfície para o centro do material e foi confirmado pela alta concentração de potássio na área próxima à superfície.

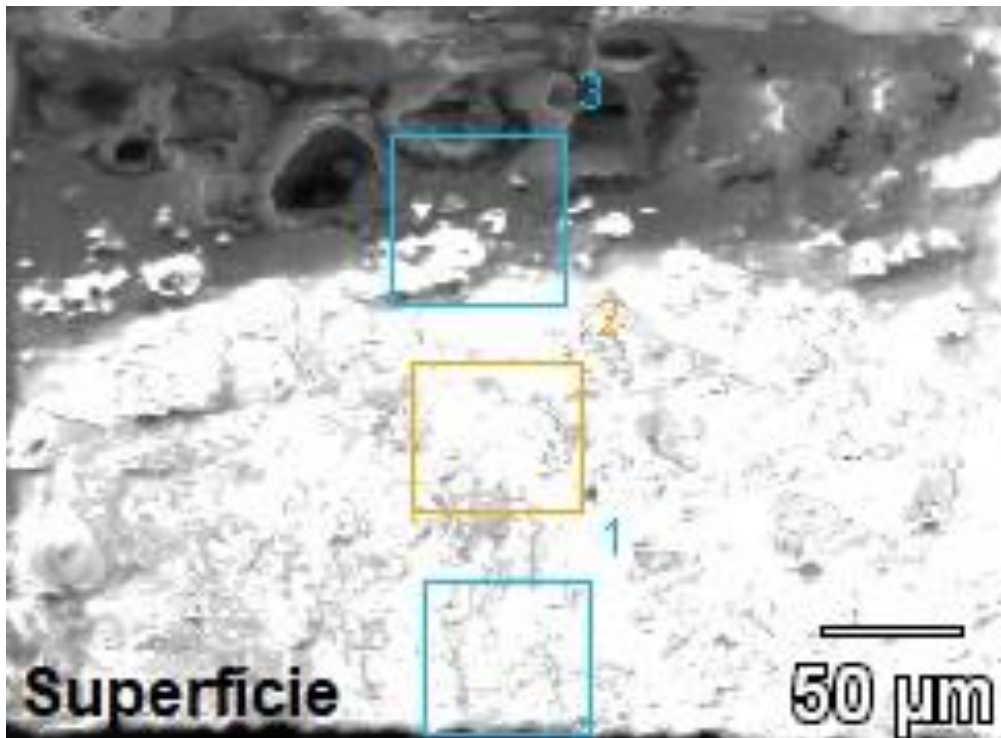


Figura 5.4. Seção transversal do porcelanato com têmpera química de 10 h (PXQ), demonstrando regiões de análise MEV/EDX.

Tabela 5.4. Concentração de sódio e potássio, obtida por EDX, a partir da superfície (1) para o interior (2 e 3) após a têmpera química (amostra PXQ).

Elemento	Área 1	Área 2	Área 3
Potássio (%)	0,70	0,00	0,00
Sódio (%)	0,75	1,37	1,11

5.2 Comportamento mecânico

A resistência mecânica dos materiais obtida através de ensaios e é menor do que a resistência teórica. Griffith (GRIFFITH, 1921), em seu estudo, concluiu que a discrepância entre a resistência teórica e a resistência efetivamente observada experimentalmente, resultam da presença de tensões presentes no material ou defeitos, como trincas ou poros. Grandes concentrações de tensões surgem nas imperfeições quando o material é submetido a tensões, e isto inicia a fratura. A resistência teórica vai permanecer a real tensão de fratura do material

e pode ser encontrada na realidade em pequenos volumes da amostra, mesmo que a média da tensão verificada seja menor (ADAIR, 1972).

A Tabela 5.5 apresenta os valores médios das propriedades mecânicas das amostras, onde é observado que a resistência a flexão e a dureza aumentaram com o tempo de exposição ao nitrato de potássio. Isso leva a confirmar que quanto maior o tempo de têmpera química, maior a troca iônica e as tensões de compressão geradas. No entanto, Adair (ADAIR, 1972) demonstrou que, na prática, esse tempo apresenta um limite, pois a resistência do material porcelânico cresce rapidamente após as primeiras horas de têmpera química e depois estabiliza em um patamar.

Tabela 5.5 Propriedades mecânicas das amostras.

Material	Resistência à flexão (MPa)	Módulo de elasticidade (GPa)	Dureza Vickers (GPa)
P0Qm	129 ± 8,0	40,2 ± 2,3	8,5 ± 0,9
P0Qrfm	89 ± 7,0	63,9 ± 2,9	8,3 ± 0,8
P0Qram	84 ± 6,0	72,7 ± 2,1	7,4 ± 1,2
P2Qm	127 ± 7,0	57,8 ± 2,1	10,6 ± 1,2
P5Qm	127 ± 9,0	50,2 ± 1,5	9,5 ± 0,8
PXQm	143 ± 14,0	87,0 ± 1,6	12,7 ± 0,5

Os valores da resistência a flexão das amostras P0Qrfm e P0Qram, que sofreram tratamento de alívio de tensões, apresentam um valor inferior ao das amostras de referência P0Qm. Isso se deve ao fato que no processo de fabricação, logo após a fase de queima, que ocorre a aproximadamente 1200 °C, o porcelanato sofre um resfriamento a uma elevada taxa até pouco acima da temperatura alotrópica do quartzo (573 °C). Como consequência do processo são formadas tensões residuais de compressão relacionadas a têmpera térmica (DE NONI et al., 2007). Assim, os valores de resistência a flexão do porcelanato com alívio de tensões (P0Qra e P0Qrf) foram aproximadamente 30% menor do que o porcelanato de referência (P0Q).

Após o tratamento de têmpera química e resfriamento ao ar, algumas peças de porcelanato apresentaram colapso estrutural (Figura 5.5). As trincas apresentaram geometria característica e de forma irregular.

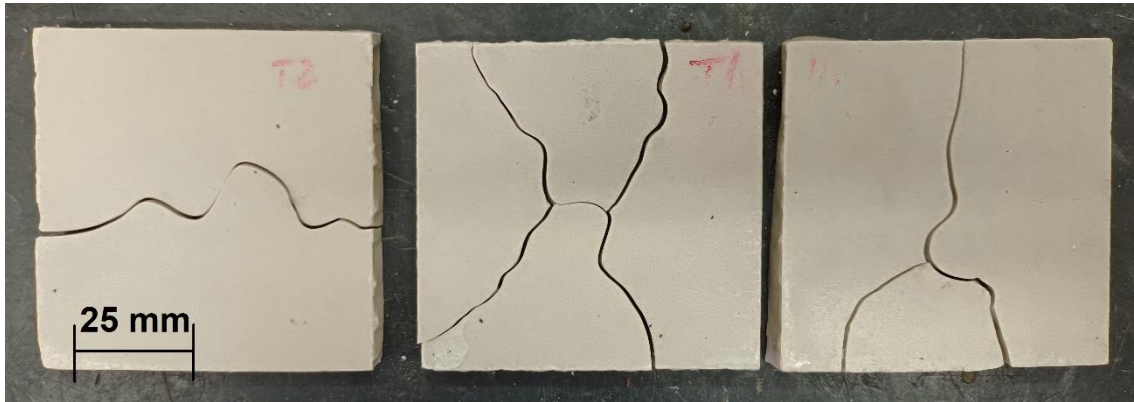


Figura 5.5 Peças de porcelanato que apresentaram colapso no resfriamento ao ar após tratamento de têmpera química.

Na Figura 5.6, amostra PXQ, é possível visualizar uma trinca com formato circular. A diferença entre a expansão térmica do quartzo e da matriz vítrea gera microfissuras periféricas em torno das partículas de quartzo, o que relaxa parcialmente as tensões residuais e aumenta os danos na microestrutura (BRAGANÇA; BERGMANN; HÜBNER, 2006; CARTY; SENAPATI, 1998).

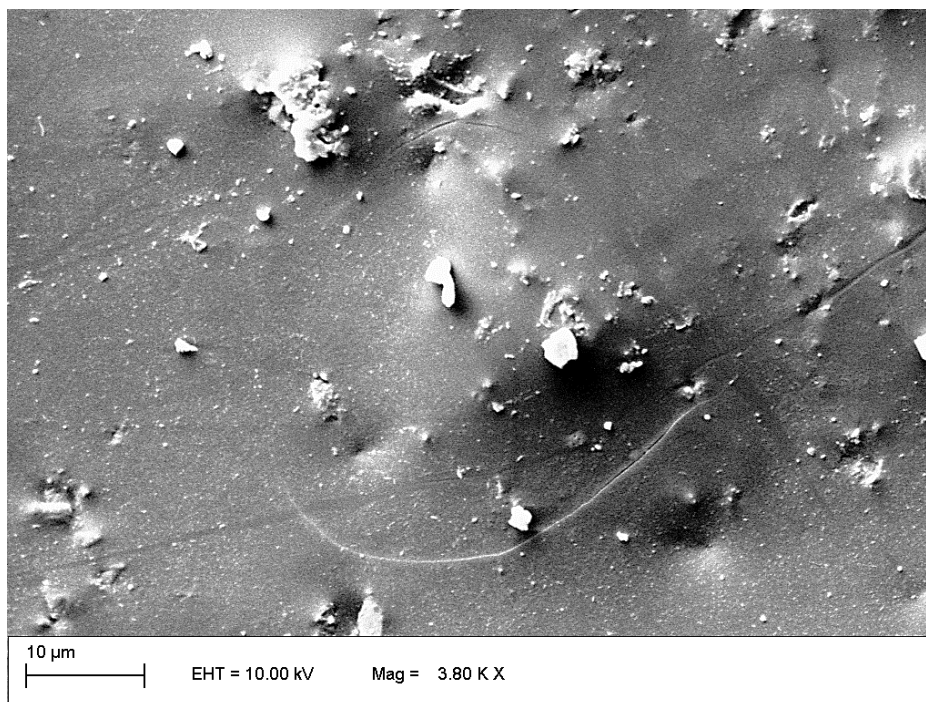


Figura 5.6. Imagem MEV, vista superior, de amostra com têmpera química de 10 h (PXQ), é observada trinca com formato circular.

Os materiais cerâmicos apresentam uma série de defeitos que podem atuar como elementos concentradores de tensões e que determinam os pontos onde se inicia a fratura do produto. A resistência mecânica de um produto depende de sua microestrutura e, principalmente, da distribuição e tamanho dos defeitos presentes. Como essa distribuição é quase sempre aleatória, a resistência avaliada experimentalmente apresenta uma dispersão. Para obter a resistência mecânica experimentalmente não é suficiente apresentar somente o valor médio, mas é essencial levar em consideração a dispersão dos resultados. Quantitativamente, essa dispersão dos valores de resistência mecânica pode ser analisada através da distribuição de Weibull. O módulo de Weibull m fornece um indicativo da reprodutibilidade da resistência mecânica do produto. Quanto maior m , menor é a dispersão dos valores de resistência mecânica (AMOROS, 2000)

Apesar do número de ensaios não ser o recomendado estatisticamente, uma relação pode ser sugerida usando a distribuição de Weibull (“ASTM C1161-18 Standard Test Method for Flexural Strength of Advanced Ceramics at Ambient Temperature”, 2018), há uma visível tendência na melhoria das propriedades mecânicas das amostras de porcelanato quimicamente temperado (Figura 5.7). Os resultados, que ficaram compreendidos entre 11 e 20, são compatíveis com os de outras publicações (DAL BÓ et al., 2016; RUALES-CARRERA et al., 2022). Os módulos de Weibull obtidos para cada tipo de amostra foram: AP0Q $m=15,74$; AP2Q $m=20,40$; AP5Q $m=15,69$; APXQ $m=11,12$. A dispersão dos resultados foi maior para as amostras APXQ, correspondendo a uma variabilidade maior na resposta do material. Já as amostras AP2Q mostraram uma menor variabilidade de resultados, indicando que o tratamento de têmpera química nestas condições (480 °C e 2,5 h) pode melhorar a previsibilidade na resposta do material.

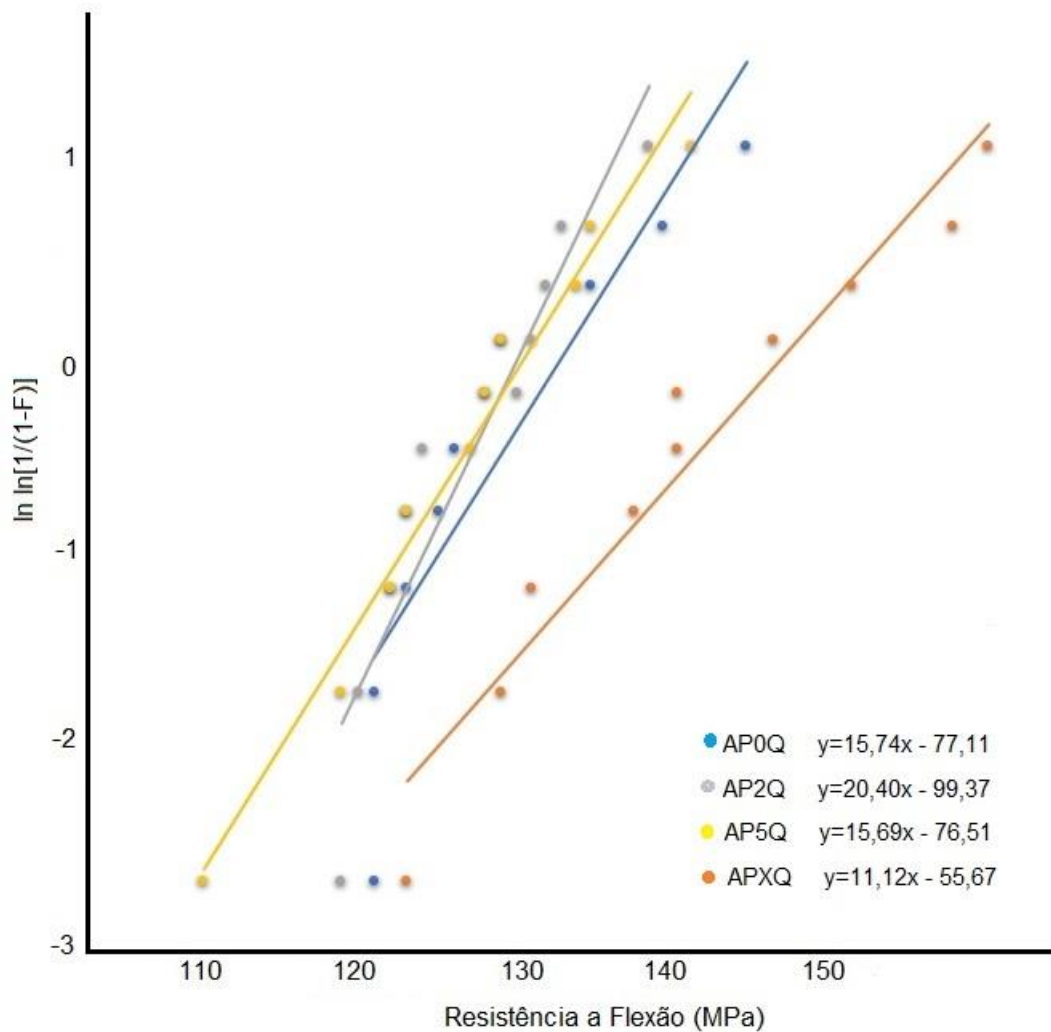


Figura 5.7 Distribuição de Weibull dos resultados do ensaio de flexão de amostras de porcelanato de referência (P0Q) e do porcelanato com têmpera química, respectivamente com tratamento de 2,5, 5 e 10 h (P2Q, P5Q e PXQ).

Em relação ao material de referência (P0Q) foi obtido um aumento da resistência a flexão de aproximadamente 10%, passando de 129 MPa para 143 MPa. Já se a referência for o porcelanato com alívio de tensões (P0Qrf e P0Qra), o incremento na resistência a flexão foi de aproximadamente 60%, passando de 89 para 143 MPa.

Nos ensaios de dureza, muitas indentações tiveram que ser desconsideradas devido ao lascamento da superfície do porcelanato (Figura 5.8). Isso se deve à superfície do material, que está sob tensão de compressão após a têmpera. Com a indentação, ocorre um desequilíbrio das tensões promovendo o lascamento do material. Para contornar o problema do

lascamento, foi necessário diminuir a carga do ensaio, e conseqüente tamanho da impressão resultante. A carga de 500 gf foi compatível com os materiais ensaiados.

A dureza do material aumentou com o tempo de tratamento químico. O aumento de dureza foi medido na superfície do material, pois o efeito da têmpera química é limitado a região da troca iônica, que ocorre até pouca profundidade em relação a superfície do material. O aumento da dureza foi de aproximadamente 49% entre o porcelanato de referência (P0Q) e o porcelanato com têmpera química (PXQ).

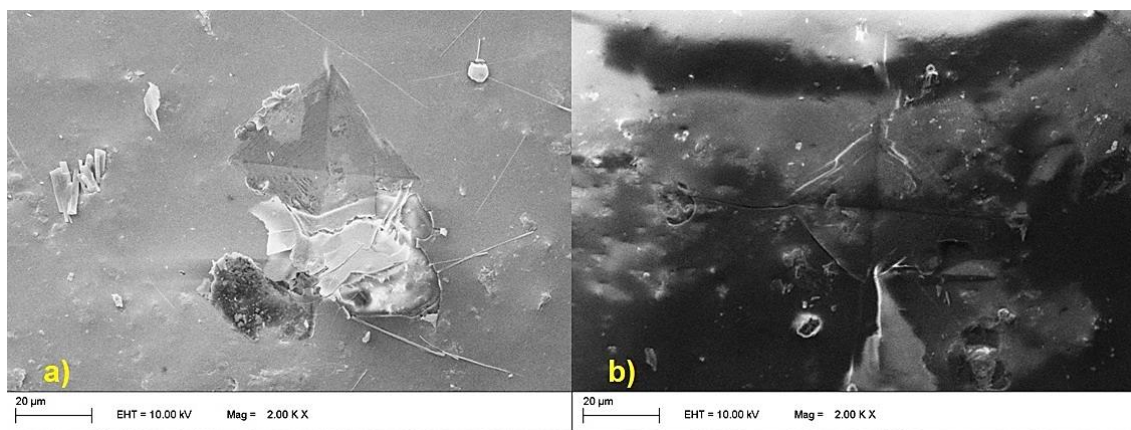


Figura 5.8. Micrografias MEV após ensaio de dureza em amostra com têmpera química de 10 h (PXQ): a) lascamento do material e indentação não aproveitada para determinar a dureza; b) indentação utilizada para leitura.

5.3 Impacto balístico

Na Tabela 5.6, estão registrados os valores de penetração da munição 7,62x51 mm em blocos de alumínio. Verifica-se o elevado poder de penetração da munição, mesmo que não sendo do tipo “perfurante”. O alumínio, por ser material dúctil, apresentou pequena variação na penetração do projétil, e o desvio padrão foi baixo.

Tabela 5.6. Resultados de penetração de projétil nas amostras A (P_{bac}).

Número do teste	Velocidade (m/s)	P_{bac} (mm)
A1	844	21,0
A2	839	21,7
A3	841	19,8
Am	841	20,8
Desvio padrão	2,5	0,96

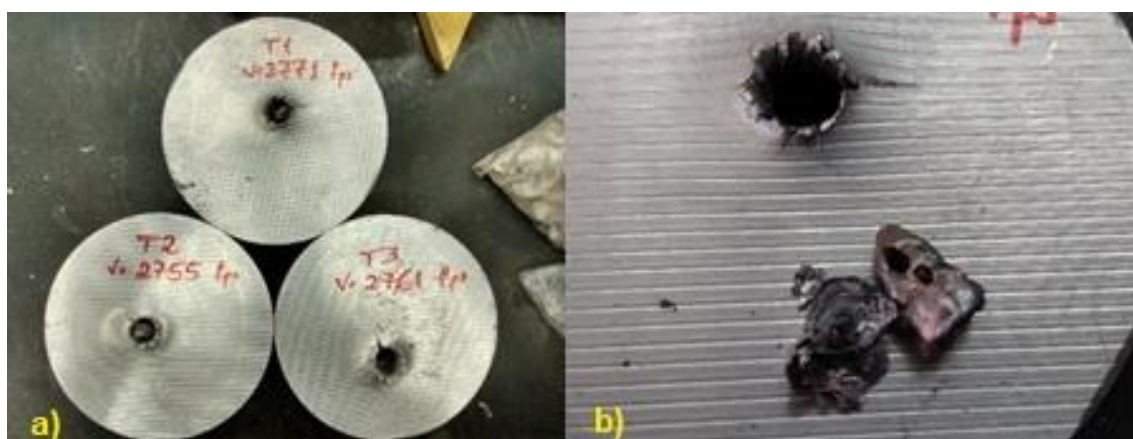


Figura 5.9. Teste de impacto balístico: a) placa de apoio de alumínio sem proteção; b) projétil deformado, retirado da cavidade.

Considerando as placas de apoio de alumínio, em dois testes o projétil ficou alojado dentro da cratera formada pelo impacto. Como o projétil se deformou, foi necessário o uso de ferramentas para a sua retirada (Figura 5.9). Nessa situação, foi possível a recuperação do projétil, o mesmo não ocorrendo nos testes com porcelanato, mantendo o projétil a massa inicial após o impacto na placa de alumínio.

A Figura 5.10 mostra as amostras com porcelanato de referência (AP0Q), antes e depois do teste. Após o teste, parte do porcelanato foi removido da superfície, apesar de estar aderido. Isto ocorre porque o projétil ao atingir a superfície da placa de apoio se deforma e parte escora em alta velocidade, paralelo a superfície, arrancando parte do porcelanato. O processo ocorre até a formação da cratera, quando os estilhaços são projetados perpendicularmente a superfície da placa de apoio.

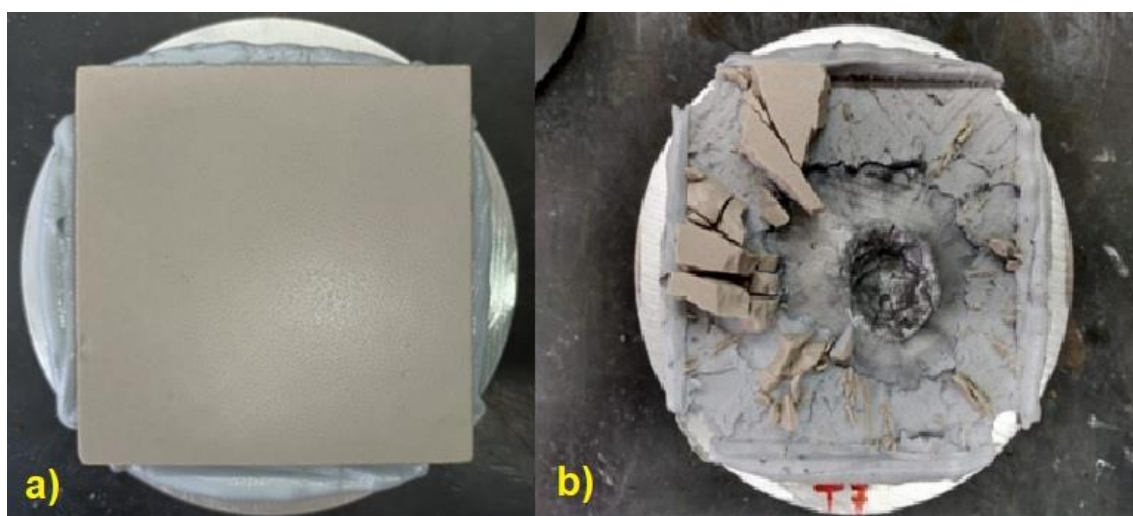


Figura 5.10. Amostras para ensaio DOP de porcelanato de referência (AP0Q): a) antes do teste, a placa cerâmica aderida a placa de apoio de alumínio; b) após o teste, parte do porcelanato foi removida da superfície e se verifica a presença da cratera na placa de apoio de alumínio.

Os resultados das amostras AP0Q estão registrados na Tabela 5.7. A presença do porcelanato diminui a profundidade da cratera, porque reduz a energia do projétil e faz com que esta energia seja distribuída em uma maior área da superfície da placa de apoio, devido ao cone de fratura (cone de Hertz).

Tabela 5.7. Resultados de DOP e parâmetros calculados para amostras de porcelanato de referência (AP0Q).

Número do teste	Velocidade (m/s)	DOP (mm)	E_m	E_{eq}	M_{eq}	q^2	t_{crit} (mm)
AP0Q1*	840	3,9	1,79	1,88	2,19	4,11	11,11
AP0Q2	841	7,7	1,35	1,45	1,70	2,47	14,34
AP0Q3	840	7,7	1,35	1,45	1,70	2,47	14,34
AP0Q4	859	8,7	1,27	1,35	1,58	2,13	15,44
AP0Q5	857	8,1	1,32	1,42	1,66	2,34	14,72
AP0Q6	855	6,6	1,46	1,58	1,85	2,93	13,17
AP0Qm	849	7,8	1,35	1,45	1,70	2,47	14,40
Desvio padrão	9	0,8	0,07	0,08	0,10	0,30	0,82

*O teste número AP0Q1 foi desconsiderado para cálculo da média e desvio padrão.

As amostras AP2Q (Tabela 5.8) apresentam um melhor desempenho que as amostras AP0Q. O valor de DOP passou de 7,8 mm da AP0Qm para 4,1 mm da AP2Qm. Entre as duas amostras, não foi verificado aumento na resistência a flexão, mas a média da dureza das amostras AP2Qm é 10,6 GPa e é superior as amostras AP0Qm, que é de 7,4 GPa. O módulo de elasticidade das amostras AP2Qm é 57,8 GPa e é superior as amostras AP0Qm, que é de 40,2 GPa. Também deve ser considerado o fato do perfil das tensões que cada tipo de amostra apresenta, as amostras AP0Q apresenta tensões provenientes do resfriamento rápido. Por outro lado, as tensões das amostras AP2Q são provenientes da têmpera química e com efeito mais superficial.

Tabela 5.8. Resultados de DOP e parâmetros calculados para amostras de porcelanato com têmpera química de 2 h (AP2Q).

Número do teste	Velocidade (m/s)	DOP (mm)	E_m	E_{eq}	M_{eq}	q^2	t_{crit} (mm)
AP2Q1	848	4,3	1,71	1,84	2,10	3,87	11,34
AP2Q2	844	2,7	1,97	2,02	2,31	4,65	10,34
AP2Q3	844	5,5	1,56	1,71	1,95	3,33	12,22
AP2Q4	845	5,3	1,58	1,73	1,98	3,41	12,07
AP2Q5*	838	1,7	2,17	2,13	2,43	5,18	9,80
AP2Q6	842	2,9	1,94	1,99	2,28	4,55	10,45
AP2Qm	844	4,1	1,75	1,86	2,12	3,96	11,28
Desvio padrão	2	1,3	0,19	0,14	0,17	0,62	0,88

*O teste número AP2Q5 foi desconsiderado para cálculo da média e desvio padrão.

As amostras AP5Q (Tabela 5.9) apresentaram resultados muito semelhantes ao das amostras AP2Q, havendo uma sobreposição de valores de DOP quando usado o desvio padrão. As propriedades mecânicas das duas amostras são semelhantes, apresentando valores aproximados de resistência a flexão, módulo de elasticidade e dureza.

Tabela 5.9. Resultados de DOP e parâmetros calculados para amostras de porcelanato com têmpera química de 5 h (AP5Q).

Número do teste	Velocidade (m/s)	DOP (mm)	E_m	E_{eq}	M_{eq}	q^2	t_{crit} (mm)
AP5Q1	841	4,4	1,70	1,83	2,09	3,82	11,41
AP5Q2	845	4,6	1,67	1,81	2,06	3,73	11,55
AP5Q3	842	6,0	1,50	1,65	1,89	3,11	12,64
AP5Q4	846	2,7	1,97	2,02	2,31	4,65	10,33
AP5Q5	853	4,6	1,67	1,81	2,06	3,73	11,55
AP5Q6*	835	1,3	2,27	2,17	2,48	5,40	9,60
AP5Qm	845	4,5	1,70	1,82	2,08	3,81	11,50
Desvio padrão	5	1,2	0,17	0,13	0,15	0,55	0,82

*O teste número AP5Q6 foi desconsiderado para cálculo da média e desvio padrão

O tratamento de têmpera química por um período de 10 h produziu um incremento nas propriedades mecânicas do porcelanato, as amostras APXQ foram as que apresentaram maiores valores para as propriedades mecânicas entre todas as amostras. Porém o desempenho balístico das amostras APXQ não foi o melhor (Tabela 5.10). O valor de DOP das amostras APXQm foi de 6,3 mm e ocorreu um melhor desempenho que as amostras sem têmpera química AP0Qm que foi de 7,8 mm, mas inferior que ao das amostras AP2Qm e AP5Qm que foram respectivamente 4,1 e 4,5 mm.

Tabela 5.10. Resultados de DOP e parâmetros calculados para amostras de porcelanato com têmpera química de 10 h (APXQ).

Número do teste	Velocidade (m/s)	DOP (mm)	E_m	E_{eq}	M_{eq}	q^2	t_{crit} (mm)
APXQ1	843	7,2	1,40	1,52	1,77	2,69	13,75
APXQ2	835	5,6	1,56	1,69	1,98	3,35	12,31
APXQ3	840	6,9	1,43	1,55	1,82	2,82	13,41
APXQ4	857	5,8	1,54	1,67	1,95	3,27	12,47
APXQ5	857	6,2	1,50	1,63	1,90	3,10	12,81
APXQ6*	867	3,9	1,79	1,88	2,19	4,11	11,11
APXQm	850	6,3	1,49	1,61	1,88	3,05	12,95
Desvio padrão	10	0,7	0,07	0,07	0,09	0,28	0,61

*O teste número APXQ6 foi desconsiderado para cálculo da média e desvio padrão

Nos testes das amostras número AP0Q1, AP2Q5, AP5Q6 e APXQ6 os valores apresentados de DOP foram abaixo dos demais resultados para cada tipo de amostra. Analisando-se o que poderia ter ocasionado o resultado, foi verificado que a impressão deixada na placa de apoio apresentava um formato oval, que é um indicativo de que o projétil colidiu lateralmente com a placa de apoio. Isso ocorre por que o projétil tem o formato pontiagudo, com o centro de gravidade deslocado para a parte traseira, então o projétil ao encontrar um obstáculo pode desestabilizar o seu movimento e colidir lateralmente (Figura 5.11). Devido a esse comportamento, os testes citados foram removidos dos resultados das médias e desvio-padrão dos ensaios.



Figura 5.11. Formato da cratera deixada na placa de apoio, após ensaio DOP em porcelanato de referência (AP0Q): a) formato oval que indica colisão lateral (AP0Q1); b) formato circular (AP0Q3).

Um comparativo de valores médios de DOP e de parâmetros calculados é apresentado na Tabela 5.11, que mostra que o tratamento de têmpera química melhorou o desempenho balístico do porcelanato. Porém, não foi o porcelanato com propriedades mecânicas de maior valor que teve o melhor desempenho. A

relação das propriedades mecânicas com o desempenho balístico já foi discutida na Seção 3.3.3.

Tabela 5.11 Resumo de valores médios de DOP e parâmetros balísticos calculados para os porcelanatos submetidos aos ensaios.

Material	DOP (mm)	E_m	E_{eq}	M_{eq}	q^2	t_{crit} (mm)
AP0Qm	7,8 ±0,8	1,35 ±0,07	1,45 ±0,08	1,70 ±0,10	2,47 ±0,30	14,40 ±0,82
AP2Qm	4,1 ±1,3	1,75 ±0,19	1,86 ±0,14	2,12 ±0,17	3,96 ±0,62	11,28 ±0,88
AP5Qm	4,5 ±1,2	1,70 ±0,17	1,82 ±0,13	2,08 ±0,15	3,81 ±0,55	11,50 ±0,82
APXQm	6,3 ±1,2	1,49 ±0,07	1,61 ±0,07	1,88 ±0,09	3,05 ±0,28	12,95 ±0,61

Na Figura 5.12, são apresentados os valores de DOP e desvio padrão. Todas as amostras que foram submetidas à têmpera química tiveram melhor desempenho que o material de referência. Mesmo com o desvio padrão, há sobreposição com valores extremos de AP0Q e APXQ. As amostras AP2Q e AP5Q apresentaram desempenho semelhante e superior às demais amostras.

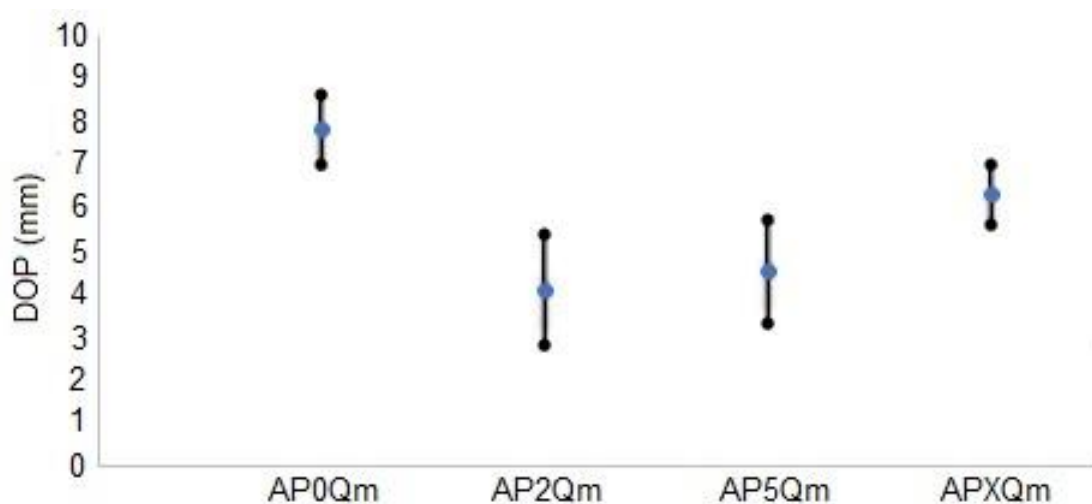


Figura 5.12 Valores de DOP com os desvios padrão dos porcelanatos submetidos ao teste balístico de DOP.

Analisando a relação entre a eficiência balística (q^2) e a resistência a flexão (Figura 5.13), fica evidente que não foi o material com maior resistência à flexão que apresentou a maior eficiência balística. Os materiais com a menor resistência à flexão (AP2Q e AP5Q) foram os que apresentaram melhor desempenho.

As cerâmicas exibem fragilidade e são altamente suscetíveis à fratura. Para mensurar sua resistência mecânica, as cerâmicas são testadas quanto a flexão, devido à dificuldade de fazer um ensaio de tração, pois é difícil preparar e testar amostras com a geometria necessária. É difícil prender materiais frágeis sem fraturá-los; as cerâmicas falham após uma pequena deformação. Isso exige que os corpos de prova de tração estejam perfeitamente alinhados para evitar o surgimento de outras tensões (CALLISTER W. D.; RETHWISCH D. G., 2016).

O ensaio de flexão é um substituto do ensaio de tração, quando o corpo de prova é flexionado, gera tensões de tração e compressão. Para tensões de compressão, não há nenhuma amplificação de tensão associada a qualquer defeito existente. Por essa razão, as cerâmicas frágeis mostram resistências muito superiores em compressão do que em tração (CALLISTER W. D.; RETHWISCH D. G., 2016). Os valores obtidos no ensaio de flexão são devido a esforços de tração na cerâmica.

No impacto balístico, após o contato do projétil na placa cerâmica, ao final da primeira etapa, ocorre a formação do cone na cerâmica. Na segunda etapa, durante a erosão do projétil e fratura do cone cerâmico, o principal esforço que a cerâmica sofre é o de compressão. Assim, a resistência à flexão da cerâmica não está diretamente relacionada ao seu desempenho balístico.

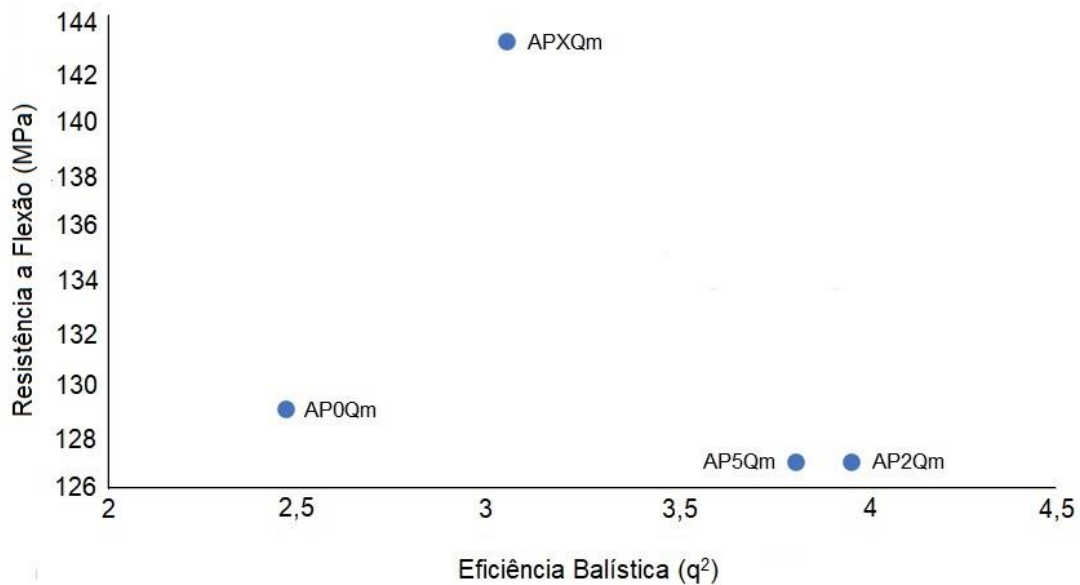


Figura 5.13 Relação entre a eficiência balística e a resistência à flexão dos porcelanatos submetidos ao teste balístico de DOP.

Quanto à dureza, é possível verificar que o porcelanato com maior dureza não foi o que apresentou a maior eficiência balística. As amostras AP2Qm e AP5Qm não possuem a maior dureza, porém apresentam a maior eficiência balística (Figura 5.14).

Woodward e Baxter (WOODWARD; BAXTER, 1994) relataram que a ação de destruir a ponta do projétil diminui a sua capacidade de penetrar no material de apoio. Caso a cerâmica apresente dureza suficiente para deixar obtusa ou destruir a ponta do projétil, o desempenho da proteção balística é melhorado. Essa observação é reiterada por Den Reijer (DEN REIJER, 1991) que afirma que a dureza da cerâmica deve ser maior que a do penetrador. Entretanto, qualquer aumento significativo acima desse valor não é necessário ou benéfico.

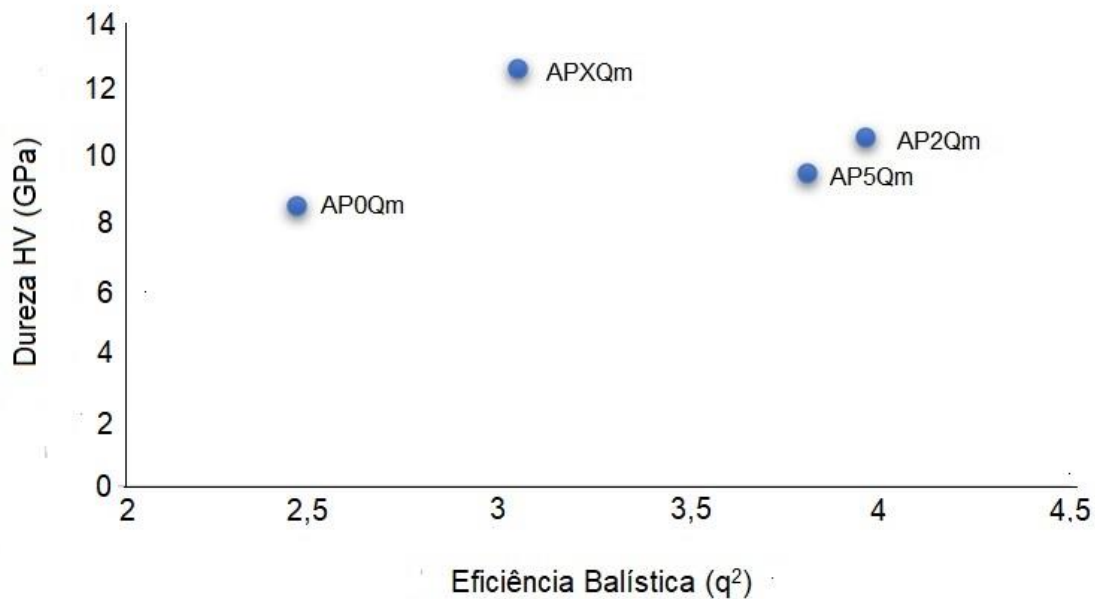


Figura 5.14 Relação entre a eficiência balística e a dureza dos porcelanatos submetidos ao teste balístico de DOP.

As amostras AP2Q apresentaram o melhor desempenho quanto a proteção balística, seguido muito próximo das amostras AP5Q. Essas amostras não foram as que apresentaram os maiores valores para as propriedades mecânicas e também foram submetidas ao tratamento de têmpera química por um tempo menor que as amostras APXQ, que apresentaram maior dureza, resistência a flexão e módulo de elasticidade.

A têmpera química aumentou, de maneira geral, a eficiência balística (q^2) do porcelanato, e em especial para tempos de até 5 h. O porcelanato de referência (AP0Qm) apresentou eficiência balística de 2,47 e o porcelanato com têmpera química de 2,5 h (AP2Qm) apresentou eficiência balística de 3,96, sendo um incremento de 60 % na proteção balística.

É necessário ressaltar que o porcelanato de referência apresentava tensões residuais de origem térmica, comprovado pelo resultado da resistência a flexão, quando comparado com o porcelanato com alívio de tensões. Sendo o perfil de distribuição de tensões diferente entre as de origem térmica e as de origem química, no porcelanato de referência as tensões residuais são mais profundas, a partir da superfície da peça, enquanto no porcelanato com têmpera química as tensões são superficiais.

Para fins de proteção balística, a melhor configuração encontrada neste estudo foi de uma camada superficial com dureza superior e um núcleo de material mais tenaz. Fica a cargo do material da superfície a destruição da ponta do projétil e o núcleo tenaz absorve a energia do projétil.

5.4 Modelamento

5.4.1 Difusão

Uma aproximação matemática da distribuição de concentração dos íons trocados ($c(y, t)$) pode ser descrita pela Equação 5.1 (SUN; DUGNANI, 2021) (que representa a solução analítica da segunda lei de Fick para a difusão unidimensional em um meio semi-infinito)

$$c(y, t) = \Delta c \cdot \operatorname{erfc}\left(\frac{y}{\sqrt{4Dt}}\right) + c_0 \quad (5.1)$$

onde:

$c(y, t)$: concentração dos íons K^+ trocados na profundidade y após o tempo t ,

Δc : diferença na concentração iônica entre a superfície e o substrato

D : coeficiente de interdifusão

c_0 : concentração dos íons K^+ no material de base

y : profundidade medida a partir da superfície,

t : tempo de troca iônica

Embora a Equação (5.1) seja usada amplamente (GY, 2008; SANE; COOPER, 1987; VARSHNEYA; MILBERG, 1974), Varshneya & Milberg (VARSHNEYA; MILBERG, 1974) relataram que o coeficiente de interdifusão (D), na condição de troca iônica em vidros boro silicato a 473 °C, variou aproximadamente 5% após substituições superiores a 17 % de K_2O . Da mesma

forma, Shen *et al.* (SHEN; GREEN; PANTANO, 2003) indicaram que em condição de troca iônica de vidros de aluminossilicato, D aumentou aproximadamente 5% ao se substituir de 6 a 12% em massa de K₂O.

Para o modelamento matemático deste trabalho, se considerou que D é constante pois não se ultrapassou de 5 % de substituição de K⁺ na superfície.

Para a determinação do coeficiente de interdifusão (D), considerou-se a análise de EDS, que revelou que após 50 μm a variação de K é nula. Levou-se em conta a limitação de detecção do EDS e o resultado da análise por FRX que revelou que a amostra sem tratamento (PQ0) possui em média 0,43 % K₂O. Assim, se determinou como primeira condição de contorno que a concentração acima da espessura de 50 μm seria de 0,43% K₂O (concentração inicial, *bulk*) para até 10 h de difusão. Para vidros, alguns autores consideram que o limite de troca iônica Na-K é de cerca de no máximo 100 μm (DAL BÓ *et al.*, 2021b). A estimativa de 50 μm para este modelamento é conservadora, mas baseada na evidência aproximada da análise de EDS (Figura 5.4 e Tabela 5.4).

A seguir, considerou-se como segunda condição de contorno os dados das análises de FRX, que revelam que para 2,5 h de difusão, a concentração média até 50 μm de profundidade é de 1,69% K₂O; para 5 h é de 1,85% e para 10 h é de 1,95% (valores de $c(y, t)$).

Como terceira condição de contorno, considerou-se que foi usado um sal de KNO₃ fundido, com pureza de 99%, logo c_0 é 38,31% para íons K⁺.

Considerou-se ainda que até 50 μm a concentração média aumenta linearmente com o tempo de difusão, enquanto acima de 50 μm a concentração é constante e igual a 0,43 %. Utilizou-se a concentração média em 50 μm para calcular o valor de Δc . A diferença de concentração entre a concentração inicial e a concentração no equilíbrio é dada por (Equação 5.2):

$$\Delta c = c_{eq} - c_0 \quad (5.2)$$

onde:

Δc : diferença de concentração

c_{eq} : concentração no equilíbrio

c_0 : concentração inicial

Determinou-se assim que $\Delta c = -36,907\%$.

Substituindo-se os valores conhecidos de $c(y, t)$ para 2,5, 5 e 10 h, respectivamente, pode-se montar um sistema de equações para o coeficiente de difusão:

$$1,69 = -36,907 \cdot \operatorname{erfc}\left(\frac{50}{\sqrt{4D \cdot 2,5}}\right) + 0,43 \quad (5.3)$$

$$1,85 = -36,46 \cdot \operatorname{erfc}\left(\frac{50}{\sqrt{4D \cdot 5}}\right) + 0,43 \quad (5.4)$$

$$1,95 = -36,36 \cdot \operatorname{erfc}\left(\frac{50}{\sqrt{4D \cdot 10}}\right) + 0,43 \quad (5.5)$$

Resolvendo as equações para se encontrar o valor de D que satisfaz esse sistema, uma possível solução é $D \approx 7,87 \times 10^{-15} \text{ m}^2/\text{s}$.

Esse valor é da mesma ordem de grandeza ($\sim 10^{-15} \text{ m}^2/\text{s}$) dos valores reportados na literatura para a difusão de íons K, na troca iônica com Na^+ , para vidros (DAL BÓ et al., 2021b).

5.4.2 Tensão residual

Não existem relatos na literatura, até o presente, tratando sobre o modelamento de tensão residual em porcelanatos que sofreram tratamento químico de aumento de resistência mecânica. Por essa razão, o modelamento matemático aplicado foi baseado nas equações usadas para vidros sodocálcicos. Assume-se que, devido à alta concentração de SiO₂ presente nos porcelanatos utilizados, de fato aproximadamente 70% de sua composição é composta de uma matriz vítrea (DAL BÓ et al., 2021b), sua composição elementar é semelhante ao vidro sodocálcico (Tabela 5.1). Considerando ainda a baixa porosidade (Tabela 5.2), essa aproximação teórica pode ser admitida.

Uma expressão genérica que descreve as tensões residuais devido à troca iônica ($\sigma(y, t)$) foi proposta por Sane e Cooper (SANE; COOPER, 1987) (Equação 5.6):

$$\sigma(y, t) = - \int_0^t \left(\frac{B \cdot E}{1 - \nu} \right) R(t - t') \frac{\partial}{\partial t'} \{c(y, t') - c_0\} dt' \quad (5.6)$$

onde

$\sigma(y, t)$: tensão residual causada pela troca iônica Na⁺ – K⁺ na profundidade y e tempo t ,

$c(y, t')$: concentração dos íons K⁺ trocados (estimado através do coeficiente de difusão, na profundidade y e no tempo t'),

c_0 : concentração dos íons K⁺ no material de base (Tabela zz),

y : profundidade medida a partir da superfície (μm),

t : tempo de troca iônica,

B : coeficiente de dilatação térmica ($8,55 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ (CHAN et al., 2019)),

E : módulo de Young (Tabela 5.5),

ν : coeficiente de Poisson (0,21 (BIASINI et al., 2001) para *porcelain stoneware tiles*, e

$R(t)$: função de relaxamento de tensão do material na temperatura considerada.

A função $R(t)$ neste modelamento foi considerada negligenciável, pois a temperatura de troca iônica está abaixo da temperatura de transição vítrea do vidro de albita/ortoclásio (550 °C, tipicamente) (DAL BÓ et al., 2013).

Então, tem-se a seguinte equação para as tensões causadas pela troca iônica (Equação 5.7):

$$\sigma(y, t) = - \left(\frac{B \cdot E}{1 - \nu} \right) \cdot [c(y, t) - c_0] \quad (5.7)$$

Para integrar a Equação 5.1, tanto os parâmetros de fabricação quanto as propriedades do material, incluindo os efeitos da concentração de íons, devem ser conhecidos. Embora B , E e ν são geralmente considerados constantes, suas magnitudes são afetadas pelo processo de troca iônica. Fu e Mauro (FU; MAURO, 2013) mostraram que ao substituir 8 mol% de K_2O , B aumentou em aproximadamente 30% e 3% em vidro sodo cálcico e em vidro alumino sodo cálcico, respectivamente. Por outro lado, tanto Shen & Green (SHEN; GREEN, 2004) quanto Sun & Dugnani (SUN; DUGNANI, 2020) sugeriram que em vidro sodocálcico, B diminui quase linearmente com concentração de troca de K_2O (5% por mol de K_2O).

Da mesma forma, ambos E e ν são conhecidos por serem afetados pela troca iônica. Puentes *et al.* (PUENTES et al., 1998) observaram uma redução de 2,9 % em E devido a troca iônica. Usando simulação molecular dinâmica (MD) de troca iônica em vidros sodo cálcico e alumino sodo cálcico, Kreski (KRESKI, 2014) observou um decréscimo de 2 e 5 % em E , respectivamente, após a troca iônica de Na por K, enquanto ν apresentou, para ambos tipos de vidros, um incremento de aproximadamente 3% nas mesmas condições.

Considerando estes dados como condição para a utilização desse modelamento, neste trabalho em particular, se atribuíram valores constantes de B, E e ν .

Nesse contexto, como resultado das muitas incertezas relacionadas aos efeitos da troca iônica no comportamento físico do vidro, e da ausência de dados para porcelanatos até o presente, espera-se que apenas estimativas preliminares da tensão residual sejam possíveis por meio da utilização da Equação 5.7 para porcelanatos.

Consideram-se as seguintes propriedades para o cálculo da tensão residual, utilizando-se a Equação 5.7:

$$B = 8,55 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$$

$$\nu = 0,21$$

$$E = 57,8 \text{ GPa (2,5 h); } 50,2 \text{ GPa (5,0 h); } 87 \text{ GPa (10 h) (Tabela 5.5)}$$

$$c_0 = 38,31 \%$$

$$\Delta c = (c(y, t') - c_0) \text{ (determinado anteriormente)}$$

$$D = 7,87 \times 10^{-15} \text{ m}^2/\text{s} \text{ (determinado anteriormente)}$$

$$t = 2,5 \text{ h, } 5 \text{ h e } 10 \text{ h}$$

Considerando a equação de difusão (Equação 5.1) e substituindo valores constantes, tem-se os seguintes sistemas para determinar a tensão residual, tendo em vista que é necessário conhecer $c(y, t')$, uma vez que a tensão residual varia de acordo com a penetração dos íons K^+ na estrutura.

$$\sigma(y, 2,5h) = - \left(\frac{8,55 \times 10^{-6} \cdot 57,8 \times 10^9 \text{ Pa}}{1 - 0,21} \right) \cdot [(-36,907) \cdot \text{erfc} \left(\frac{y}{\sqrt{4Dt}} \right)] \quad (5.8)$$

$$\sigma(y, 5h) = - \left(\frac{8,55 \times 10^{-6} \cdot 50,2 \times 10^9 \text{ Pa}}{1 - 0,21} \right) \cdot [(-36,46) \cdot \text{erfc} \left(\frac{y}{\sqrt{4Dt}} \right)] \quad (5.9)$$

$$\sigma(y, 10h) = - \left(\frac{8,55 \times 10^{-6} \cdot 87,0 \times 10^9 \text{ Pa}}{1 - 0,21} \right) \cdot [(-36,36) \cdot \text{erfc} \left(\frac{y}{\sqrt{4Dt}} \right)] \quad (5.10)$$

Com essas equações foi possível determinar a relação entre a tensão residual gerada pela substituição de íons Na^+ por íons K^+ , em um porcelanato, nas condições experimentais propostas neste trabalho e considerando as condições de contorno selecionadas e as equações disponíveis na literatura para vidros (Figura 5.15).

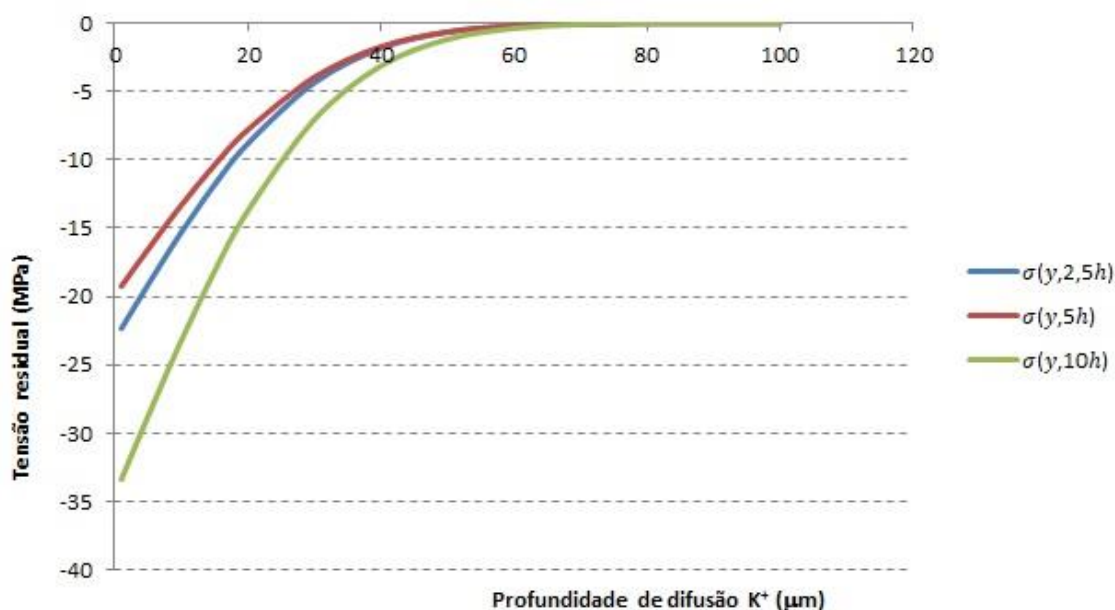


Figura 5.15 Tensão residual estimada em função da profundidade de difusão de íons K^+ em um porcelanato.

Nota-se, pela análise da Figura 5.15, que o tempo de difusão tem influência no perfil de tensão residual. Para um tempo de difusão de 2,5 h, a tensão residual é nula em uma profundidade de aproximadamente 70 μm . Para 5 h e para 10 h, se anula em aproximadamente 80 μm . Esse comportamento explica que o aumento do tempo de difusão de 5 para 10 horas não permite uma maior profundidade de penetração dos íons, mas altera a condição de tensão na superfície do porcelanato. Uma tensão residual nula pode significar que não existe mais excesso de íons potássio a partir daquela espessura, o que é condizente com os resultados de EDS (Figura 5.4 e Tabela 5.4) que indicam que a partir de 100 μm não é mais possível identificar K^+ na estrutura para a amostra com difusão de 10 h.

Nesse modelamento, a tensão residual possui um valor negativo, indicando que são tensões de caráter compressivo. Isso é esperado pois os íons K^+ são maiores que os íons Na^+ substituídos.

O valor estimado de tensão residual, utilizando as equações desse modelamento são compatíveis com os valores de aumento da resistência mecânica obtidos na prática (Tabela 5.5), atingindo, por exemplo em 1 μm de profundidade valores de -22,3 MPa para 2,5 h de difusão; -19,3 MPa para 5 h e, -33,4 MPa para 10h. Na figura 5.16, é demonstrado o comportamento do porcelanato com os diferentes tempos do processo de troca iônica e as tensões residuais estimadas. Na figura os materiais que apresentam tensões residuais igual a zero são os porcelanatos que sofreram tratamento de alívio de tensões (P0Qrfm e P0Qram).

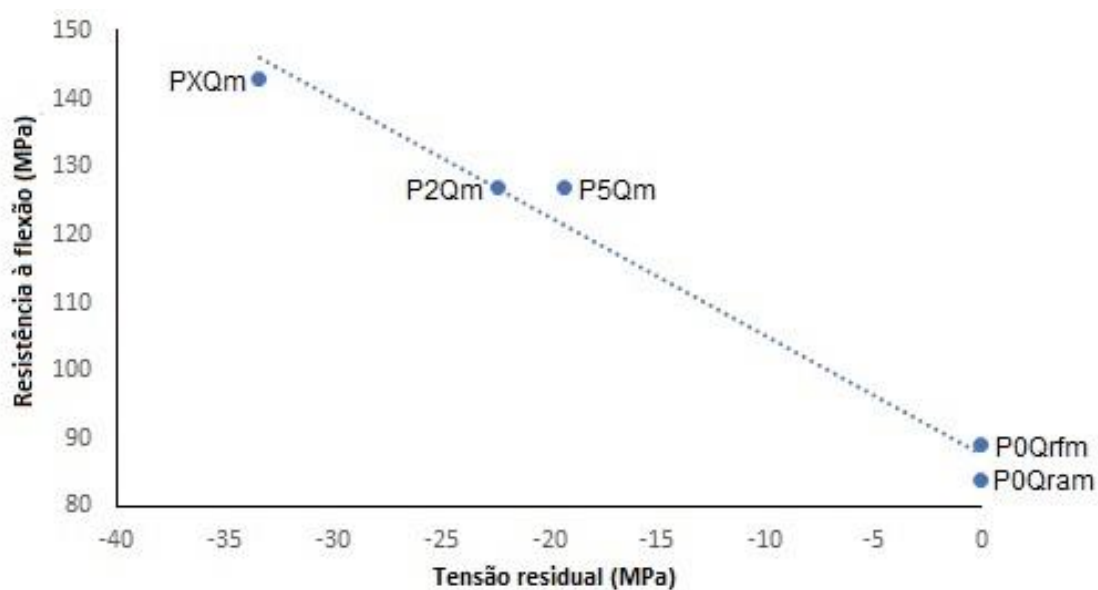


Figura 5.16 Relação entre aumento da resistência à flexão e tensão residual decorrente da troca iônica.

Os resultados de dureza Vickers, apesar de não apresentarem a mesma ordem de grandeza das tensões residuais, GPa e MPa respectivamente, também apresentaram relação. O aumento das tensões residuais também podem ser um bom comparativo, pois a medição da dureza envolve a aplicação de uma carga e uma deformação (fratura) superficial, de alguns milímetros de

espessura, mais condizente com as condições de difusão. A Figura 5.17 explicita essa relação.

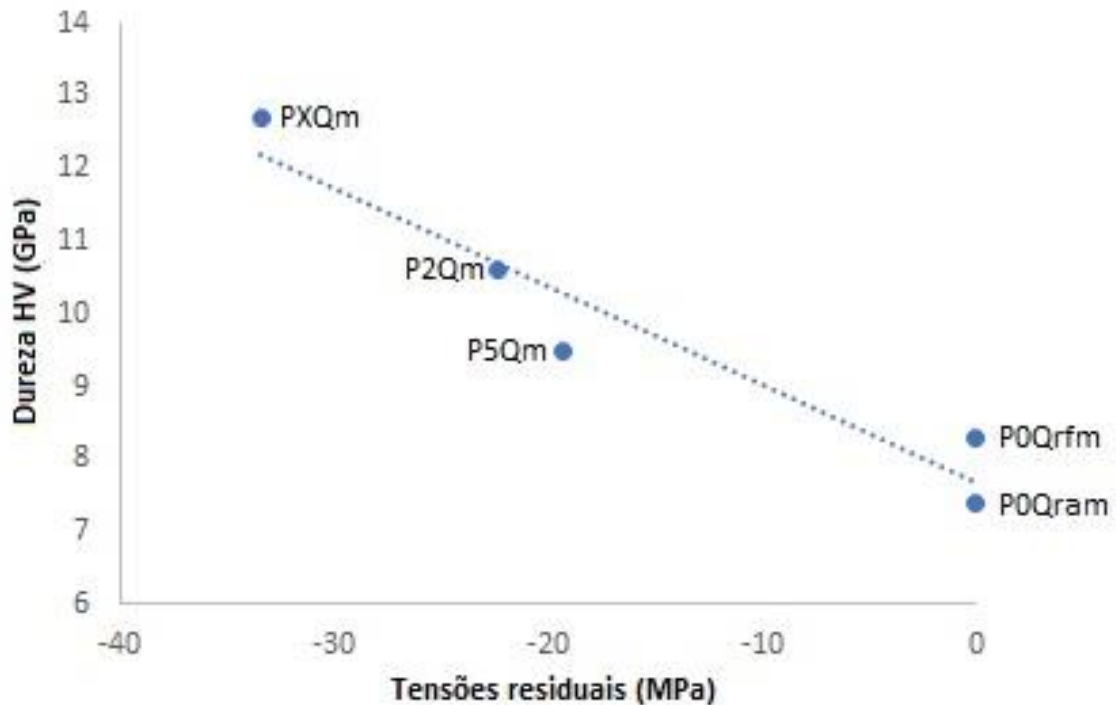


Figura 5.17 Relação entre os valores de dureza Vickers e a tensão residual estimada a 1 μm de espessura na troca iônica de Na^+ por K^+ .

No material sem difusão, a dureza é de 7,4 e 8,3 HV (P0Qram e P0Qrfm). Considerando que a troca iônica resultou em uma tensão compressiva residual, pode-se deduzir que a dureza irá aumentar com o tempo de difusão. De fato, analisando-se a Figura 5.17, com dados de dureza e valores de tensão residual a 1 μm de espessura, tomado este valor como apenas exemplo, observa-se uma relação bastante linear da dureza com a tensão residual em diferentes tempos de difusão.

6 CONCLUSÕES E PERSPECTIVAS

6.1 Conclusões

Os resultados experimentais obtidos no desenvolvimento deste trabalho evidenciaram que o porcelanato com tratamento de têmpera química apresenta características que são promissoras para aplicação como proteção balística.

Com a têmpera química no porcelanato foi possível obter um aumento de aproximadamente 10% da resistência a flexão, que passou de 129 ± 8 MPa, no caso do material de referência (P0Qm), para 143 ± 14 MPa para o material com têmpera química (PXQm). A dureza foi incrementada em 49% com a têmpera química e o fator de eficiência balística (q^2) cresceu de 2.47 ± 0.30 para 3.96 ± 0.62 , um aumento de 60%. Se for considerado o porcelanato com alívio de tensões (P0Qrfm, P0Qram), o aumento na resistência a flexão chegou a alcançar 60% após a têmpera química.

No entanto, foi possível verificar que não há relação direta entre as propriedades mecânicas de resistência a flexão e dureza com o desempenho balístico do porcelanato. A amostra (P2Q), que apresentou o melhor desempenho como proteção balística, não apresentava a maior resistência a flexão ou maior dureza.

Ficou evidenciado que não é necessário que a peça cerâmica apresente resistência a flexão e dureza superiores para melhorar o desempenho balístico, sendo suficiente uma camada superficial com propriedades superiores para melhorar o desempenho balístico.

O porcelanato técnico comercial (P0Q) apresenta tensões residuais de origem térmica que melhoram sua resistência mecânica à flexão, com valores equivalentes ao porcelanato tratado quimicamente (P2Q e P5Q). O desempenho balístico do material P0Q foi inferior aos tratados com têmpera química, demonstrando que a forma como ocorre a distribuição das tensões na seção do porcelanato influenciam no desempenho balístico.

O modelamento determinou o coeficiente de interdifusão e as tensões residuais originadas pela troca iônica. Reproduzindo com boa precisão o comportamento do porcelanato quanto a resistência a flexão e a dureza. Sendo

uma ferramenta para estimar o comportamento do porcelanato quanto as propriedades mecânicas de resistência a flexão e dureza após o processo de troca iônica.

6.2 *Perspectivas*

O sistema de proteção balística é composto por várias camadas, não somente da placa cerâmica. São necessários a pesquisa e o desenvolvimento de todas as camadas para melhorar a proteção balística. Sugerem-se:

- Construção de proteção balística STA nível III (NIJ) com porcelanato com têmpera química e comparação da massa por área (densidade de superfície), com proteções do mesmo nível fabricadas com cerâmicas de Engenharia, a fim de constatar a viabilidade do uso do porcelanato em sistemas balísticos multicamadas ;
- Estudo sobre o comportamento balístico do porcelanato comparado com cerâmicas de Engenharia, aplicando-se o mesmo tipo de projétil, velocidade do projétil e espessura da placa cerâmica de modo a possibilitar a comparação sob parâmetros idênticos;
- Estudo sobre o melhor tempo de processo da têmpera química nos porcelanatos para fim de proteção balística e qual mecanismo ocorre para que um tempo maior não seja o de melhor desempenho;
- Determinação da velocidade de transição do porcelanato, já que com o aumento da velocidade de impacto do projétil ocorre a diminuição das trincas radiais;
- Alteração da composição química do porcelanato para melhorar o desempenho balístico e tornar mais efetivo o processo de têmpera química;
- Estudo da aplicação de carga elétrica e assistência sônica para otimizar o processo de troca iônica;
- Estudo da aplicação de têmpera química, visando a troca iônica por cátions de outros materiais com maior raio (Rb ou Cs);
- Estudo sobre o comportamento do porcelanato quando submetido a ensaio balístico com projéteis perfurantes;
- Estudo sobre o comportamento de desempenho balístico ao longo do tempo, para determinar se há variação na performance do porcelanato.
- Estudo sobre a aplicação do processo de têmpera química em outras cerâmicas para melhora da performance balística.

- Estudo para uso da aspersão térmica na deposição de materiais com melhores propriedades na superfície das cerâmicas, com a finalidade de melhorar o desempenho balístico.

REFERÊNCIAS

7.62 NATO And .308 Win. NRA. Disponível em: <<https://www.americanrifleman.org/content/7-62-nato-and-308-win-history-performance/>>. Acesso em: 31 out. 2022.

7,62 x 51 mm - Arma Bellica. Disponível em: <<http://armabellica.com.br/762-x-51-mm/>>. Acesso em: 31 out. 2022.

ABNT NBR ISO 13006 Placas cerâmicas para revestimento. ABNT/ABNT, , dez. 2020.

ADAIR, P. H. The chemical strengthening of dental porcelain. 1 jan. 1972a.

ALMEIDA, M. B.; FONSECA, D. A.; BIBLIOTL'-:, A. 2002 Escola Di: Engenharia. [s.l: s.n.]. . Acesso em: 13 out. 2022.

Aluminum 6351-T6; 6351-T651. Disponível em: <https://www.matweb.com/search/datasheet_print.aspx?matguid=ca1cf891973c4745b41677780dad6240>. Acesso em: 13 out. 2022.

AMORÓS, J. L. ; S. E. ; C. V. ; M. M. ; T. G. ; B. C. Mechanical Properties of Green Ceramic Bodies. QUALICER 2000. Anais...Castellon/Spain: Secretaría del Congreso. Cámara Oficial de Comercio, Industria y Navegación, , 2000.

ANDERSON, C. E.; JAMES WALKER JIM LANKFORD, J. D. Investigations of the Ballistic Responce of Brittle Materials. 1995.

ANDERSON, C. E.; WALKER, J. D. An analytical model for dwell and interface defeat. International Journal of Impact Engineering, v. 31, n. 9, p. 1119–1132, 1 out. 2005.

ANFACER. Disponível em: <<https://www.anfacer.org.br/setor-ceramico/numeros-do-setor>>. Acesso em: 30 nov. 2022.

Ansys Granta: Materials Information Management. Disponível em: <<https://www.ansys.com/products/materials>>. Acesso em: 11 jul. 2022.

ANUSAVICE, K. J. et al. Strengthening of porcelain by ion exchange subsequent to thermal tempering. Dental Materials, v. 8, n. 3, p. 149–152, 1 maio 1992.

ASHBY, M. F. et al. The damage mechanics of brittle solids in compression. PApGe, v. 133, n. 3, p. 489–521, maio 1990.

ASKELAND, D.; FULAY, P. The Science & Engineering of Materials. Virginia Tech, p. 888, 2005.

ASTM C373-18. . 2018.

ASTM C1161-18. Disponível em: <<https://www.astm.org/c1161-18.html>>. Acesso em: 25 jul. 2022.

ASTM C1327-15(2019). . 2019.

BARSOUM, M. W. Fundamentals of Ceramics. [s.l.] CRC Press, 2002.

BEDRAN, P. Uma breve história dos cartuchos 22 de fogo circular - InfoArmas | O Maior portal sobre armas da América Latina. Disponível em: <<https://infoarmas.com.br/uma-breve-historia-dos-cartuchos-22-de-fogo-circular/?print-posts=pdf>>. Acesso em: 31 out. 2022.

BIASINI, V. et al. Mechanical properties of porcelain stoneware tiles: The effect of glass-ceramic systems. Key Engineering Materials, n. 213 PART 3, p. 1799–1802, 2001.

BRAGA, F. DE O. et al. Performance of natural curaua fiber-reinforced polyester composites under 7.62 mm bullet impact as a stand-alone ballistic armor. Journal of Materials Research and Technology, v. 6, n. 4, p. 323–328, 1 out. 2017.

BRAGANÇA, S. R.; BERGMANN, C. P.; HÜBNER, H. Effect of quartz particle size on the strength of triaxial porcelain. Journal of the European Ceramic Society, v. 26, n. 16, p. 3761–3768, 1 jan. 2006.

BRASIL. DECRETO Nº 10.030, DE 30 DE SETEMBRO DE 2019. . 2019.

CALLISTER W. D.; RETHWISCH D. G. Materials science and engineering 8th edition callister. [s.l.: s.n.].

Cartridge & Chamber Drawings - SAAMI. . 2022.

CARTY, W. M.; SENAPATI, U. Porcelain—Raw Materials, Processing, Phase Evolution, and Mechanical Behavior. Journal of the American Ceramic Society, v. 81, n. 1, p. 3–20, 1 jan. 1998a.

CASASOLA, R.; RINCÓN, J. M.; ROMERO, M. Glass-ceramic glazes for ceramic tiles: A review. *Journal of Materials Science*, v. 47, n. 2, p. 553–582, jan. 2012.

CBC Nº 32. . Acesso em: 31 out. 2022.

CHAN, L. W. L. et al. Effect of processing parameters on coefficient of thermal expansion of ceramic tiles. *AIP Conference Proceedings*, v. 2068, 6 fev. 2019.

CHANTIKUL, P.; BENNISON, S. J.; LAWN, B. R. Role of Grain Size in the Strength and R-Curve Properties of Alumina. *Journal of the American Ceramic Society*, v. 73, n. 8, p. 2419–2427, 1 ago. 1990.

Characteristics of Kyocera Fine Ceramics. Disponível em: <<https://manuals.plus/m/c12993226ae7f91b164de7d37b9b31e346af3832f4ba991ca2247390cd0ec611.pdf>>. Acesso em: 25 jul. 2022.

CHEN, W.; RAVICHANDRAN, G. Static and Dynamic Compressive Behavior of Aluminum Nitride under Moderate Confinement. *Journal of the American Ceramic Society*, v. 79, n. 3, p. 579–584, 1 mar. 1996.

CHEN, W.; SONG, B. Split Hopkinson (Kolsky) Bar. *Mechanical Engineering Series*. 2011.

CHI, R. et al. Pre-stress effect on confined ceramic armor ballistic performance. *International Journal of Impact Engineering*, v. 84, p. 159–170, 1 out. 2015.

CHOCRON BENLOULO, I. S.; SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V. A new analytical model to simulate impact onto ceramic/composite armors. *International Journal of Impact Engineering*, v. 21, n. 6, p. 461–471, 1 jun. 1998.

Composite Cases. Disponível em: <<https://bulletin accurateshooter.com/2020/09/will-u-s-military-start-using-ammunition-with-composite-cases/>>. Acesso em: 31 out. 2022.

COMPTON, B. G. et al. Damage development in an armor alumina impacted with ductile metal spheres. *Journal of Mechanics of Materials and Structures*, v. 7, n. 6, p. 575–591, 2012.

COMPTON, B. G.; GAMBLE, E. A.; ZOK, F. W. Failure initiation during impact of metal spheres onto ceramic targets. *International Journal of Impact Engineering*, v. 55, p. 11–23, 1 maio 2013.

Cortador Profissional Tec-90. Disponível em: <<https://cortag.com.br/br/cortadores-manuais/22-cortador-tec-90.html>>. Acesso em: 6 nov. 2022.

CRANK, J. *the Mathematics of Diffusion* Clarendon Press Oxford 1975. p. 3–4, 1975.

CROUCH, I. G.; EU, B. *Ballistic testing methodologies*. Em: *The Science of Armour Materials*. [s.l.] Elsevier, 2017. p. 639–673.

CUI, F. et al. Effect of ceramic properties and depth-of-penetration test parameters on the ballistic performance of armour ceramics. *Defence Science Journal*, v. 67, n. 3, p. 260–268, 2017.

CULLIS, I. G.; LYNCH, N. J. Performance of model scale long rod projectiles against complex targets over the velocity range 1700–2200 M/S. *International Journal of Impact Engineering*, v. 17, n. 1–3, p. 263–274, 1 jan. 1995.

DA CRUZ, R. T.; PEDRASSANI, J.; BRAGANÇA, S. R. *Faianças, Grês e Porcelanas*. 2022.

DAL BÓ, M. *Estudo de tensões residuais e defeitos microestruturais gerados no resfriamento de compósito de matriz vítrea com partículas cristalinas de quartzo, alumina e zirconita*. 2012.

DAL BÓ, M. et al. Fracture toughness and temperature dependence of Young's modulus of a sintered albite glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 363, n. 1, p. 70–76, 1 mar. 2013.

DAL BÓ, M. et al. Chemical tempering of porcelain tiles. *Ceramics International*, v. 42, n. 14, p. 15199–15202, 1 nov. 2016.

DAL BÓ, M. et al. Numerical and experimental study of ion exchange in porcelain tiles. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, v. 18, n. 3, p. 1025–1032, 1 maio 2021a.

DE NONI, A. et al. Influence of post-fire cooling on porcelain tile mechanical properties. *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*, v. 46, n. 4, p. 163–170, 2007.

DEN REIJER, P. C. Impact on ceramic faced armour. [s.l: s.n.].

DRESCH, A. B. et al. Ballistic ceramics and analysis of their mechanical properties for armour applications: A review. *Ceramics International* Elsevier Ltd, , 1 abr. 2021. . Acesso em: 11 jul. 2022

DUNN, B.; LEVY, M. N.; REISBICK, M. H. Improving the Fracture Resistance of Dental Ceramic. *Journal of Dental Research*, v. 56, n. 10, p. 1209–1213, 1977.

Enhanced Reader. . Acesso em: 31 out. 2022.

EZELL, E. C.; GUILMARTIN, J. F.; WELLER, J. small arm | Types, Descriptions, History, & Facts | Britannica. Disponível em: <<https://www.britannica.com/technology/small-arm#ref520637>>. Acesso em: 31 out. 2022.

FERNÁNDEZ NAVARRO, J. M. *El vidrio*. 3ª ed. 2003.

Firearms. Disponível em: <<https://forensicyard.com/history-of-firearms/>>. Acesso em: 31 out. 2022.

FORRESTAL, M. J. Penetration into dry porous rock. *International Journal of Solids and Structures*, v. 22, n. 12, p. 1485–1500, 1 jan. 1986.

FRANZEN, R. R.; ORPHAL, D. L.; ANDERSON, C. E. The influence of experimental design on depth-of-penetration (DOP) test results and derived ballistic efficiencies. *International Journal of Impact Engineering*, v. 19, n. 8, p. 727–737, 1 set. 1997.

FREEMAN, E. S. The Kinetics of the Thermal Decomposition of Potassium Nitrate and of the Reaction between Potassium Nitrite and Oxygen. *Journal of the American Chemical Society*, v. 79, n. 4, p. 838–842, 1957.

FU, A. I.; MAURO, J. C. Mutual diffusivity, network dilation, and salt bath poisoning effects in ion-exchanged glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 363, n. 1, p. 199–204, 1 mar. 2013.

GILABERT, F. A. et al. Fracture patterns of quartz particles in glass feldspar matrix. *Materials Letters*, v. 72, p. 148–152, 1 abr. 2012.

GRIFFITH, A. A. VI. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, v. 221, n. 582–593, p. 163–198, jan. 1921.

GY, R. Ion exchange for glass strengthening. *Materials Science and Engineering: B*, v. 149, n. 2, p. 159–165, 25 mar. 2008.

HAN, C.; SUN, C. T. A study of pre-stress effect on static and dynamic contact failure of brittle materials. *International Journal of Impact Engineering*, v. 24, n. 6–7, p. 597–611, 1 jul. 2000a.

HAZEL, P. J. *Ceramic Armour* : Paul J. Hazel : 9781921138010. 1. ed. [s.l.] Argos Press, 2006.

HOLMQUIST, T. J. et al. Mechanics of dwell and post-dwell penetration. *Advances in Applied Ceramics*, v. 109, n. 8, p. 467–479, 1 nov. 2010.

HOLMQUIST, T. J.; JOHNSON, G. R. Modeling prestressed ceramic and its effect on ballistic performance. *International Journal of Impact Engineering*, v. 31, n. 2, p. 113–127, 1 fev. 2005.

INCROPERA, F. P.; DEWITT, D. P. *Fundamentos de transferência de calor e de massa*. 1998.

Interceptor Body Armor. Disponível em: <https://olive-drab.com/od_soldiers_gear_body_armor_interceptor.php>. Acesso em: 19 dez. 2022.

ISO 13006:2012(en), Ceramic tiles — Definitions, classification, characteristics and marking. Disponível em: <<https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso:13006:ed-2:v1:en>>. Acesso em: 11 jul. 2022.

JBM - Calculations - Trajectory. Disponível em: <<https://www.jbmballistics.com/cgi-bin/jbmtraj-5.1.cgi>>. Acesso em: 31 out. 2022.

JOHNSON, J. R.; BRISTOW, R. H.; BLAU, H. H. Diffusion of Ions in Some Simple Glasses. *Journal of the American Ceramic Society*, v. 34, n. 6, p. 165–172, 1 jun. 1951.

JR., H. W. M. et al. Crack behavior of ballistically impacted ceramic. *AIP Conference Proceedings*, v. 505, n. 1, p. 1109, 21 fev. 2001.

KARLSSON, S.; JONSON, B.; STÅLHANDSKE, C. The Technology of Chemical Glass Strengthening – A Review. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/233704764_The_Technology_of_Chemical_Glass_Strengthening_-_A_Review>. Acesso em: 6 dez. 2022.

KAUFMANN, C. et al. Influence of material properties on the ballistic performance of ceramics for personal body armour. *Shock and Vibration*, v. 10, n. 1, p. 51–58, 2003.

KAYSER, Y.; SÁ, J.; SZLACHETKO, J. Depth-Resolved X-ray Absorption Spectroscopy by Means of Grazing Emission X-ray Fluorescence. *Analytical Chemistry*, v. 87, n. 21, p. 10815–10821, 3 nov. 2015.

KISTLER, S. S. Stresses in Glass Produced by Nonuniform Exchange of Monovalent Ions. *Journal of the American Ceramic Society*, v. 45, n. 2, p. 59–68, 1962.

KRESKI, P. K. Network Dilatation and Relaxation in Chemically Strengthened Alkali Silicate Glasses. [s.l.: s.n.].

LAIBLE, R. C. *Ballistic materials and penetration mechanics*: Edited by: R.C. Laible Elsevier Scientific Publishing Co (1980) - ScienceDirect. 1. ed. [s.l.] Elsevier, 1980.

Long Range Rifle Fire. Disponível em: <<http://www.researchpress.co.uk/index.php/firearms/long-range>>. Acesso em: 31 out. 2022.

LONGY, F.; CAGNOUX, J. Plasticity and Microcracking in Shock-Loaded Alumina. *Journal of the American Ceramic Society*, v. 72, n. 6, p. 971–979, 1 jun. 1989.

LÓPEZ-PUENTE, J. et al. The effect of the thickness of the adhesive layer on the ballistic limit of ceramic/metal armours. An experimental and numerical

study. *International Journal of Impact Engineering*, v. 32, n. 1–4, p. 321–336, 1 dez. 2005.

MACIEJ SERDA et al. The history of the soldier's load. *Australian Army Journal*, v. 7, n. 2, p. 67–88, 2010.

MACRELLI, G.; VARSHNEYA, A. K.; MAURO, J. C. Simulation of glass network evolution during chemical strengthening: Resolution of the subsurface compression maximum anomaly. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 522, p. 119457, 15 out. 2019.

MADHU, V. et al. An experimental study of penetration resistance of ceramic armour subjected to projectile impact. *International Journal of Impact Engineering*, v. 32, n. 1–4, p. 337–350, 1 dez. 2005.

MEDVEDOVSKI, E. Ballistic performance of armour ceramics: Influence of design and structure. Part 1. *Ceramics International*, v. 36, n. 7, p. 2103–2115, 1 set. 2010.

MIL-STD-662 F V50 Ballistic Test Armor. . 1997.

MOYNIHAN, T. J.; CHOU, S.-C.; MIHALCIN, A. L. Application of the Depth-of-Penetration Test Methodology to Characterize Ceramics for Personnel Protection. [s.l: s.n.]. Disponível em: <<http://www.dtic.mil/docs/citations/ADA376698>>. Acesso em: 11 jul. 2022.

Munição CBC 7,62X51mm Comum - CBC. Disponível em: <<https://www.cbc.com.br/produtos/762x51mm-comum-nato-ball/>>. Acesso em: 31 out. 2022.

Munição CBC .357 Magnum EXPO 158gr - CBC. Disponível em: <<https://www.cbc.com.br/produtos/357-mag-expo-158gr/>>. Acesso em: 31 out. 2022.

NARAYANASWAMY, O. S. Annealing of Glass. v. 3, p. 275–318, 1 jan. 1986.

NATIONAL INSTITUTE OF JUSTICE. NIJ Standard-0101.04 Ballistic Resistance of Personal Body Armor. . 2000.

New SAAMI Cartridges. *Daily Bulletin*, 20 nov. 2020.

Nitrato de Potássio. Disponível em: <http://qnint.s bq.org.br/qni/popup_visualizarMolecula.php?id=90NcFog_dZ0miwb2fgj0SDfDRwzL9Kh_Te8J0IJlov04cG82gUCCdyuYh2ogSi-Tt4Znj9G5y69Cu26cbu5ilw==>. Acesso em: 13 out. 2022.

NJINDAM, O. R. et al. Effect of glass powder on the technological properties and microstructure of clay mixture for porcelain stoneware tiles manufacture. *Construction and Building Materials*, v. 170, p. 512–519, 10 maio 2018.

NORMANDIA, M.; GOOCH, W. An Overview of Ballistic Testing Methods of Ceramic Materials. *International Conference on Advanced Ceramics and Glass Pac Rim IV Ceramic Armor Materials by Design*. Anais...Wailea: 2001. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/300518724_An_Overview_of_Ballistic_Testing_Methods_of_Ceramic_Materials>. Acesso em: 11 jul. 2022

OKHAWILAI, M.; RIMDUSIT, S. Hard Armor Composites From Ballistic Fiber-Reinforced Polybenzoxazine Alloys. *Advanced and Emerging Polybenzoxazine Science and Technology*, p. 699–723, 1 fev. 2017.

OLIVEIRA, A. P. N. DE; HOTZA, D. Tecnologia de fabricação de revestimentos cerâmicos. *Tecnologia de fabricação de revestimentos cerâmicos*, p. 13–28, 2015.

ORGAZ, F. Transporte iónico en vidrios. *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*, v. 15, n. 3, p. 151–163, 1976.

PALIWAL, B.; RAMESH, K. T.; MCCAULEY, J. W. Direct observation of the dynamic compressive failure of a transparent polycrystalline ceramic (AlON). *Journal of the American Ceramic Society*, v. 89, n. 7, p. 2128–2133, jul. 2006.

Passo de raiamento. Disponível em: <<https://www.imbel.gov.br/index.php/fuzis/96>>. Acesso em: 31 out. 2022.

Paul Marie Eugène Vieille biography. Disponível em: <<http://www.edubilla.com/inventor/paul-marie-euga-ne-vieille/>>. Acesso em: 31 out. 2022.

Paul Vieille. Disponível em: <<https://spartacus-educational.com/FWWvieille.htm>>. Acesso em: 31 out. 2022.

POPA, I.-D.; DOBRIȚA, F. Considerations on Dop (Depth Of Penetration) Test for Evaluation of Ceramics Materials Used in Ballistic Protection. ACTA Universitatis Cibiniensis, v. 69, n. 1, p. 162–166, 20 dez. 2017.

Porcelanato técnico e esmaltado: qual a diferença? Disponível em: <<https://www.eliane.com/blog/porcelanato-tecnico-e-esmaltado-qual-a-diferenca>>. Acesso em: 13 out. 2022.

Produtos Controlados. Disponível em: <<http://www.dfpc.eb.mil.br/index.php/produtos-controlados>>. Acesso em: 13 out. 2022.

PUENTES, M. et al. Characterization of Near Surface Mechanical Properties of Ion-Exchanged Glasses Using Surface Brillouin Spectroscopy. Nondestructive Characterization of Materials VIII, p. 817–823, 1998.

RAMESH, K. T. High Rates and Impact Experiments. p. 929–960, 2008a.

REED, J. S. Principles of Ceramics Processing. Second Edition ed. New York: John Wiley & Sons, 1995.

RHEE, Y. W. et al. Brittle Fracture versus Quasi Plasticity in Ceramics: A Simple Predictive Index. Journal of the American Ceramic Society, v. 84, n. 3, p. 561–565, 1 mar. 2001.

RUALES-CARRERA, E. et al. Chemical tempering of feldspathic porcelain for dentistry applications: A review. Open Ceramics, v. 9, p. 100201, 1 mar. 2022.

RUYS, A. Alumina in lightweight body armor. Alumina Ceramics, p. 321–368, 2019.

SÁNCHEZ, E. et al. Porcelain tile composition effect on phase formation and end products. American Ceramic Society Bulletin, v. 80, n. 6, p. 43–49, 2001.

SÁNCHEZ, E. Considerações Técnicas sobre Produtos de Revestimento Porcelânico e seus Processos de Manufatura. Parte I. Cerâmica Industrial, v. 8, n. 2, 2003.

SANE, A. Y.; COOPER, A. R. Stress Buildup and Relaxation During Ion Exchange Strengthening of Glass. *Journal of the American Ceramic Society*, v. 70, n. 2, p. 86–89, 1987.

SAVIO, S. G. et al. An experimental study on ballistic performance of boron carbide tiles. *International Journal of Impact Engineering*, v. 38, n. 7, p. 535–541, 1 jul. 2011.

SAVIO, S. G.; MADHU, V.; GOGIA, A. K. Ballistic performance of alumina and zirconia-toughened alumina against 7.62 armour piercing projectile. *Defence Science Journal*, v. 64, n. 5, p. 464–470, 1 set. 2014.

SGLAVO, V. M. Influence of KNO₃ Bath Composition on Ion Exchange Process of Commercial Soda Lime Silicate Float Glass. [s.l.] IntechOpen, 2012.

SHANNON, R. D. Revised Effective Ionic Radii and Systematic Studies of Interatomic Distances in Halides and Chalcogenides. *Acta. Cryst.*, v. A32, p. 751–767, jan. 1976.

SHEN, J.; GREEN, D. J. Prediction of stress profiles in ion exchanged glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 344, n. 1–2, p. 79–87, 15 set. 2004.

SHEN, J.; GREEN, D. J.; PANTANO, C. G. Control of concentration profiles in two step ion exchanged glasses. *Physics and Chemistry of Glasses*, v. 44, n. 4, p. 284–292, 2003.

SHIH, C. J. et al. Damage evolution in dynamic deformation of silicon carbide. *Acta Materialia*, v. 48, n. 9, p. 2399–2420, 29 maio 2000.

Sikaflex®-221. Disponível em: <<https://bra.sika.com/pt/industry/transportes/vedacoes-interioreseexteriores/sikaflex-221.html>>. Acesso em: 13 out. 2022.

SMITH, W. F.; HASHEMI, JAVAD. Fundamentos de engenharia e ciência dos materiais. 5. ed. [s.l.: s.n.].

Spitzer bullet. Disponível em: <https://stringfixer.com/pt/Spitzer_bullet>. Acesso em: 31 out. 2022.

SUMMERSCALES, J.; GRAHAM-JONES, J.; PEMBERTON, R. Marine Composites : Design and Performance. 1. ed. [s.l.] KDPPR, 2018.

SUN, H.; DUGNANI, R. A study on ion-exchanged, soda-lime glass's residual stress relationship with K⁺/Na⁺ concentration. *International Journal of Applied Glass Science*, v. 11, n. 1, p. 134–146, 1 jan. 2020.

SUN, H.; DUGNANI, R. Precise residual stress profile in ion-exchanged silicate glass by modified contour method. *Journal of the European Ceramic Society*, v. 41, n. 7, p. 4355–4368, 1 jul. 2021.

The Overburdened Infantry Soldier. Disponível em: <<https://www.thinkdefence.co.uk/overburdened-infantry-soldier/>>. Acesso em: 19 dez. 2022.

The Overloaded Soldier. Disponível em: <<https://www.popularmechanics.com/military/research/a25644619/soldier-weight/>>. Acesso em: 19 dez. 2022.

VARSHNEYA, A. K. Chemical Strengthening of Glass: Lessons Learned and Yet To Be Learned. *International Journal of Applied Glass Science*, v. 1, n. 2, p. 131–142, 29 mar. 2010.

VARSHNEYA, A. K.; MILBERG, M. E. Ion Exchange in Sodium Borosilicate Glasses. *Journal of the American Ceramic Society*, v. 57, n. 4, p. 165–169, 1974.

WILKINS, M. L. et al. Fourth Progress Report of Light Armor Program. Other Information: UNCL. Orig. Receipt Date: 31-DEC-70, 1 jan. 1969.

WILKINS, M. L.; CLINE, C. F.; HONODEL, C. A. Fourth Progress Report of Light Armor Program. Livermore, CA (United States): [s.n.]. Disponível em: <<http://www.osti.gov/servlets/purl/4173151-JegxDy/>>. Acesso em: 11 jul. 2022.

WOODWARD, R. L. et al. A study of fragmentation in the ballistic impact of ceramics. *International Journal of Impact Engineering*, v. 15, n. 5, p. 605–618, 1 jan. 1994.

WOODWARD, R. L.; BAXTER, B. J. Ballistic evaluation of ceramics: Influence of test conditions. *International Journal of Impact Engineering*, v. 15, n. 2, p. 119–124, 1 jan. 1994.

World of Chemicals. Disponível em:
<<https://www.worldofchemicals.com/chemicals/chemical-properties/potassium-nitrate.html>>. Acesso em: 13 out. 2022.

ZANELLI, C. et al. The vitreous phase of porcelain stoneware: Composition, evolution during sintering and physical properties. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 357, n. 16–17, p. 3251–3260, ago. 2011.

ZHAI, Y. X.; WU, H.; FANG, Q. Interface defeat studies of long-rod projectile impacting on ceramic targets. *Defence Technology*, v. 16, n. 1, p. 50–68, 1 fev. 2020.

ZHANG, R. et al. Influence of prestress on ballistic performance of bi-layer ceramic composite armors: Experiments and simulations. *Composite Structures*, v. 227, p. 111258, 1 nov. 2019.

ZHU, D. et al. Structure and mechanical performance of a “modern” fish scale. *Advanced Engineering Materials*, v. 14, n. 4, 2012.