CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

AMANDA CRISTINA LOPES DE CASTRO

INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE CARBETO DE SILÍCIO (SiC) NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE PORCELANATOS CERÂMICOS

BELO HORIZONTE
2026

AMANDA CRISTINA LOPES DE CASTRO

INFLUÊNCIA DA ADIÇÃO DE CARBETO DE SILÍCIO (SiC) NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE PORCELANATOS CERÂMICOS

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado ao Curso de Engenharia de Materiais, do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET-MG, como requisito parcial para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Paulo Renato Perdigão de Paiva
Coorientador: MSc. Rômulo Pereira Xavier

BELO HORIZONTE
2026

Castro, Amanda Cristina Lopes de.
C355i Influência da adição de carbeto de silício (SiC) nas propriedades mecânicas de porcelanatos cerâmicos / Amanda Cristina Lopes de Castro. – 2026.
61 f. : il.

Orientadora: Paulo Renato Perdigão de Paiva.
Coorientador: Rômulo Pereira Xavier.

Trabalho de conclusão de curso (graduação) – Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Graduação em Engenharia de Materiais, Belo Horizonte, 2026.
Bibliografia.

1. Materiais cerâmicos - Propriedades mecânicas. 2. Carbeto de silício. 3. Desgaste abrasivo. I. Paiva, Renato Perdigão de Paiva. II. Xavier, Rômulo Pereira. III. Título.

CDD: 620.1

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca - *campus* Nova Suíça - CEFET-MG
Bibliotecário: Wagner Oliveira Braga - CRB/6-3261

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA DE MINAS GERAIS
COORDENAÇÃO DO CURSO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS - NS

FOLHA DE APROVAÇÃO DE TCC Nº 4 / 2026 - CEMAT (11.51.06)

Nº do Protocolo: 23062.033401/2026-64

Belo Horizonte-MG, 26 de junho de 2026.

FOLHA DE APROVAÇÃO
Defesa Final do Trabalho de Conclusão de Curso (TCC) 2026/1

Aos **15 dias do mês de junho de 2026**, no Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Campus Nova Suíça, a aluna **Amanda Cristina Lopes de Castro**, matrícula 20193001528 apresentou o Trabalho de Conclusão de Curso intitulado *Influência da Adição de Carbeto de Silício (SiC) nas Propriedades Mecânicas e Físicas de Porcelanatos Cerâmicos*, como parte do requisito para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia de Materiais, o qual foi **APROVADO** pela Banca Examinadora:

Prof. Dr. Paulo Renato Perdigão de Paiva (Orientador)
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Me. Rômulo Pereira Xavier (Coorientador)
ICentro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Prof. Dr. Carlos Eduardo dos Santos
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

Eng. Rafael Vasconcelos Silva Lopes
Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais

(Assinado digitalmente em 30/06/2026 12:22)
CARLOS EDUARDO DOS SANTOS
PROFESSOR ENS BASICO TECN TECNOLOGICO
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 3573881

(Assinado digitalmente em 29/06/2026 09:52)
PAULO RENATO PERDIGÃO DE PAIVA
SUBCOORDENADOR - SUBSTITUTO
CEMAT (11.51.06)
Matrícula: 2112363

(Assinado digitalmente em 29/06/2026 18:04)
ROMULO PEREIRA XAVIER
TECNICO DE LABORATORIO AREA
DEMAT (11.55.06)
Matrícula: 1243781

(Assinado digitalmente em 26/06/2026 21:30)
RAFAEL VASCONCELOS SILVA LOPES
DISCENTE
Matrícula: 20255002658

Visualize o documento original em **https://sig.cefetmg.br/public/documentos/index.jsp** informando seu número: **4**, ano: **2026**, tipo: **FOLHA DE APROVAÇÃO DE TCC**, data de emissão: **26/06/2026** e o código de verificação: **3f1d261bf9**

AGRADECIMENTOS

Primeiramente quero agradecer a Deus e minha família por ter sido o meu suporte nessa trajetória da graduação, sendo o meu alicerce para superar os desafios ao longo desses anos e me permitiram não desistir nos momentos de dificuldade.

Ao meu orientador, Dr. Paulo Renato Perdigão de Paiva, pela paciência, pelos ensinamentos valiosos e por acreditar no potencial deste trabalho sobre a influência do carbeto de silício em porcelanatos cerâmicos. Sua orientação foi fundamental para o meu crescimento acadêmico e profissional.

Aos professores do Departamento de Engenharia de Materiais do CEFET-MG, que compartilharam seus conhecimentos e contribuíram para a minha formação como engenheira.

Aos amigos e colegas de curso, pelas jornadas de estudo, trocas de experiências e pelo companheirismo que tornou essa trajetória mais leve.

A todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para a realização deste trabalho, o meu muito profundo agradecimento.

RESUMO

O Brasil ocupa uma posição de destaque no mercado mundial de revestimentos cerâmicos, sendo o porcelanato um dos materiais mais valorizados devido à sua baixa absorção de água e elevada resistência mecânica. Porém, a busca por melhorias nas propriedades funcionais tem levado à incorporação de reforços cerâmicos de alto desempenho. Este trabalho teve como objetivo investigar a influência da adição de Carbeto de Silício (SiC) nas propriedades mecânicas de porcelanatos cerâmicos. A metodologia consistiu na preparação de cinco formulações com diferentes teores de SiC (0%, 1%, 2%, 5% e 10% em massa), que foram conformadas por prensagem uniaxial e sinterizadas a 1200 °C. As matérias-primas e os corpos de prova foram caracterizados por granulometria a laser, Fluorescência de Raios X (FRX), Difração de Raios X (DRX) e ensaios físicos de absorção de água, porosidade e densidade aparente, além de ensaios de resistência à flexão em três pontos e desgaste po abrasão (Roda de Borracha). Os resultados da análise granulométrica revelaram uma discrepância entre a matriz (diâmetro médio de 13,34 μm) e o aditivo de SiC, que apresentou partículas mais grosseiras (diâmetro médio de 65,65 μm), fator que dificultou o empacotamento eficiente e elevou a porosidade nas composições com maiores teores de reforço. A amostra de referência CP1 (0% SiC) apresentou o melhor desempenho mecânico, com resistência à flexão de 54,57 MPa, valor significativamente acima do mínimo normativo de 35 MPa para porcelanatos, e com a menor perda de massa no ensaio de desgaste abrasivo (0,054%), reflexo de sua microestrutura densa e elevado grau de vitrificação. Entre as composições com adição de SiC, a formulação CP5 (10% em massa) exibiu tendência de recuperação da resistência à flexão (33,65 MPa) e a formulação CP4 (5% em massa) registrou a menor perda relativa de massa ao desgaste entre os compósitos (0,123%), indicando que em teores mais elevados as partículas de SiC passam a contribuir mais efetivamente como fase dispersa de alta dureza.

Palavras-chave: Porcelanato. Carbeto de silício. Resistência a flexão. Desgaste abrasivo.

ABSTRACT

Brazil holds a prominent position in the global ceramic tile market, with porcelain tiles being one of the most valued materials due to their low water absorption and high mechanical strength. However, the pursuit of improvements in functional properties has led to the incorporation of high-performance ceramic reinforcements. This study aimed to investigate the influence of adding Silicon Carbide (SiC) on the mechanical properties of porcelain ceramic tiles. The methodology consisted of preparing five formulations with different SiC contents (0%, 1%, 2%, 5%, and 10% by weight), which were shaped by uniaxial pressing and sintered at 1200 °C. The raw materials and specimens were characterized by laser granulometry, X-ray Fluorescence (XRF), X-ray Diffraction (XRD), and physical tests for water absorption, porosity, and apparent density, as well as three-point bending strength and wear tests. The results of the granulometric analysis revealed a discrepancy between the matrix (average diameter of 13.34 μm) and the SiC additive, which presented coarser particles (average diameter of 65.65 μm)—a factor that hindered efficient packing and increased porosity in compositions with higher reinforcement contents. The reference sample CP1 (0% SiC) showed the best mechanical performance, with a bending strength of 54.57 MPa, a value significantly above the regulatory minimum of 35 MPa for porcelain tiles, and the lowest mass loss in the abrasive wear test (0.054%), reflecting its dense microstructure and high degree of vitrification. Among the compositions with SiC addition, formulation CP5 (10% by weight) exhibited a recovery trend in bending strength (33.65 MPa), and formulation CP4 (5% by weight) recorded the lowest relative mass loss to wear among the composites (0.123%), indicating that at higher contents, the SiC particles begin to contribute more effectively as a high-hardness dispersed phase.

Keywords: Porcelain tile. Silicon carbide. Flexural strength; Abrasive wear.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Fluxograma genérico do processo de fabricação de revestimentos.....18
Figura 2 - Representação esquemática do processo de densificação e crescimento de grãos.....21
Figura 3 – Imagens do carbeto de silício.....26
Figura 4 - Efeito da quantidade e do tamanho das partículas na eficiência de empacotamento.....30
Figura 5 - Fluxograma da metodologia adotada para realização do trabalho.....34
Figura 6 - Parâmetros geométricos do ensaio de flexão.....39
Figura 7 - Distribuição Granulométrica do Porcelanato.....41
Figura 8 - Distribuição Granulométrica do SiC.....41
Figura 9 - Difratograma da massa atomatizada.....44
Figura 10 - Difratograma do carbeto de silício.....45
Figura 11 - Corpos de prova CP1, CP2, CP3, CP4, CP5 sinterizados.....46
Figura 12 - Resultados da porosidade aparante (%).....46
Figura 13 - Resultados da absorção de água (%).....47
Figura 14 - Resultados da densidade aparente (g/cm3).....47
Figura 15 - Comparativo das propriedades físicas nas composições CP1, CP2, CP3, CP4 e CP5.....48
Figura 16 - Resultados do ensaio de flexão em três pontos.....50
Figura 17 - Resultados do ensaio de desgaste.....51
Figura 18- Área de desgaste calculado pelo ImageJ.....52

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Classificação de revestimentos em função da absorção de água 15
Tabela 2 - Módulo de resistência à flexão e carga de ruptura.....23
Tabela 3 - Proporção da composição dos corpos de prova.....36
Tabela 4 - Parâmetros dos testes abrasivos roda de borracha.....40
Tabela 5 - Resultado da análise química feita através de FRX.....43
Tabela 6 - Resultados do ensaio de desgaste por abrasão com roda de borracha.....51

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 11

2 OBJETIVOS 13

2.1 Objetivo Geral 13

2.2 Objetivos Específicos 13

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 14

3.1 Porcelanato 14

3.2 Matérias-Primas 15

3.2.1 *Argila* 16

3.2.2 *Feldspato* 16

3.2.3 *Quartzo* 17

3.3 Processamento 17

3.3.1 *Dosagem* 19

3.3.2 *Moagem* 19

3.3.3 *Atomatização* 19

3.3.4 *Prensagem* 20

3.3.5 *Secagem* 20

3.3.6 *Queima* 20

3.4 Principais Propriedades do Grês Porcelanato 21

3.4.1 *Absorção de água e porosidade residual* 22

3.4.2 *Resistência mecânica e comportamento à flexão* 23

3.4.3 *Resistência ao desgaste* 24

3.5 Defeitos e Limitações do Porcelanato 25

3.6 Carbeto de Silício 26

3.7 Propriedades do SiC 27

3.8 Influência do Sic nas Propriedades Mecânicas do Porcelanato 28

3.9 Influência da Ligação Covalente do Sic na Sinterização 29

3.10 Influência da Granulometria do SiC 29
4 MATERIAIS E MÉTODOS 34
4.1 Materiais 34
4.2 Métodos 34
4.3 Análise Granulométrica a Laser 35
4.4 Fluorescência de Raios X (FRX) 35
4.5 Difração de Raios X (DRX) 36
4.6 Produção e Composição dos Corpos de Prova 36
4.7 Análise Física 37
4.8 Resistência Mecânica à Flexão 38
4.9 Resistência ao Desgaste 40
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO 41
5.1 Análise Granulométrica por Difração a Laser das Matérias-Primas 41
5.2 Fluorescência de Raios X (FRX) 43
5.3 Difração de Raios X 44
5.4 Análise Visual dos Corpos de Prova Sinterizados 45
5.5 Caracterização Física das Amostras 46
5.6 Resistência Mecânica à Flexão 49
5.7 Ensaio de Desgaste 51
6 CONCLUSÃO 54
7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS 56
REFERÊNCIAS 57

1 INTRODUÇÃO

A indústria de materiais cerâmicos, em especial o segmento de revestimentos, tem evoluído de forma significativa nas últimas décadas, impulsionada pela necessidade de desenvolvimento de produtos com desempenho superior e maior vida útil. Nesse contexto, os porcelanatos cerâmicos destacam-se por apresentarem características como baixa absorção de água, elevada densificação, alta resistência mecânica e excelente estabilidade química, tornando-os amplamente utilizados em aplicações que exigem elevado desempenho estrutural e estético (Silva, 2019).

Apesar dessas propriedades já consolidadas, há uma crescente demanda por materiais cerâmicos com resistência mecânica ainda mais elevada, especialmente no que se refere à resistência à flexão, ao desgaste abrasivo e à propagação de trincas. Para atender a essas exigências, diversas estratégias têm sido empregadas, dentre as quais se destaca a incorporação de fases secundárias ou aditivos capazes de modificar a microestrutura e, consequentemente, as propriedades do material final.

A importância de estudar as propriedades de matrizes de porcelanato com adição de reforço reside principalmente na necessidade de superar limitações inerentes aos materiais cerâmicos tradicionais, como fragilidade, baixa tenacidade à fratura e suscetibilidade a microfissuras sob cargas dinâmicas ou térmicas, permitindo aplicações expandidas em revestimentos de alto desempenho na construção civil pesada (como pisos industriais e pavimentos sujeitos a tráfego severo ou vibrações), na indústria química e de mineração (onde o desgaste por abrasão e corrosão é crítico) e na engenharia de superfícies avançadas (como em barreiras térmicas e componentes estruturais expostos a ambientes agressivos). Aditivos como fios de aço, fibras cerâmicas ou partículas de SiC elevam a resistência ao impacto em até 8 vezes, melhoram a ductilidade, aumentando a segurança em pisos sujeitos a tráfego intenso ou vibrações (Rahaman, 2003, Wang; Monetta, 2023).

Nesse cenário, o carbeto de silício (SiC) surge como um material de grande interesse devido às suas propriedades intrínsecas, tais como alta dureza, elevada resistência ao desgaste, excelente estabilidade térmica e significativa resistência mecânica. Além disso, o SiC pode atuar como agente de reforço em matrizes cerâmicas, a qual contribui para o aumento da tenacidade à fratura e para a melhoria do comportamento mecânico sob solicitações externas (Carter, 2013; LIU, 2025).

Diante do exposto, este trabalho tem como justificativa avaliar a influência da adição de carbeto de silício (SiC) nas propriedades mecânicas de porcelanatos cerâmicos, com ênfase na

análise da resistência à flexão e desgaste. A compreensão desses efeitos pode contribuir para o desenvolvimento de materiais cerâmicos mais resistentes e com melhor desempenho, ampliando suas aplicações no setor de revestimento.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Investigar e avaliar a influência da adição de Carbeto de Silício (SiC) nas propriedades mecânicas e físicas de matrizes cerâmicas.

2.2 Objetivos Específicos

- Preparar e caracterizar formulações de porcelanato cerâmico com diferentes teores de Carbeto de Silício (0%, 1%, 2%, 5% e 10% em massa).

- Realizar a caracterização físico-química das matérias-primas (massa atomizada e SiC) por meio de técnicas como granulometria a laser, fluorescência de raios X (FRX) e difração de raios X (DRX).

- Avaliar o impacto de diferentes teores de SiC no comportamento de sinterização.

- Determinar as propriedades físicas dos corpos de prova sinterizados, como a absorção de água, porosidade aparente e densidade aparente.

- Avaliar as propriedades mecânicas dos porcelanatos, como a resistência à flexão em três pontos e a resistência ao desgaste abrasivo por meio de Roda de Borracha.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Porcelanato

O Brasil ocupa uma posição de destaque no setor de revestimento cerâmico no mercado interno e internacional, sendo responsável pela a fabricação de placas cerâmicas aplicadas em diversos contextos da construção civil, incluindo paredes, pisos, bancadas e revestimentos de piscinas, em ambientes internos e externos. Durante o ano de 2026, por exemplo, produziu aproximadamente 825 milhões de metros quadrados e exportou cerca de 86 milhões de metros quadrados (Anfacer, 2026).

O desenvolvimento do porcelanato, uma tipologia de revestimento, originou no início dos anos 1980, como um produto destinado para locais de aplicações específicas. O material manteve-se à margem do progresso industrial italiano até início dos anos 1990, quando, devido aos avanços tecnológicos, foi difundido para além da Itália (Oliveira, 2018; Silva, 2010).

O material se consolidou no mercado principalmente em consequência as suas propriedades inerentes, como a durabilidade, a densificação e a resistência mecânica e a variações térmicas. Além disso, essa expansão é reflexo de um novo perfil do consumidor moderno mais exigente, que busca a incorporação de estética e alto desempenho, impulsionando a indústria a inovar na composição e no processamento do material para obter propriedades fundamentais para diversas aplicações. Diferenciando-se de outros revestimentos cerâmicos tradicionais, como pisos e azulejos, a microestrutura do porcelanato confere-lhe uma resistência superior à abrasão e a agentes químicos agressivos. Ademais, sua baixa porosidade o torna ideal para climas frios e ambientes externos, sendo a escolha preferencial para pavimentações de tráfego intenso devido à sua robustez e vida útil (Oliveira, 2018; Silva, 2010).

Para assegurar a qualidade e padronização do produto, o setor adotou normas técnicas específicas. A norma ABNT NBR 15.463: Placas Cerâmicas para Revestimento – Porcelanato, publicada em 2013 que define os requisitos mínimos para fabricação, marcação, inspeção, amostragem e aceitação de placas cerâmicas do tipo porcelanato. A normativa regulamenta parâmetros essenciais como absorção de água, resistência à flexão, abrasão, resistência química, variação de dimensões e uniformidade superficial.

Segundo as normativas (Tabela 1), o grês porcelanato é classificado como um revestimento cerâmico para piso e parede, fabricado por prensagem e com valor de absorção de água menor ou igual a 0,5%: porcelanato técnico ($AA \leq 0,1$) e porcelanato esmaltado ($AA \leq 0,5$). Reforçando que quanto mais baixo for o índice de absorção de água, menor a porosidade

e maior a resistência mecânica e à abrasão (Barros, 2024).

Tabela 1 - Classificação de revestimentos em função da absorção de água

Produto	Absorção de àgua AA (%)	Aplicação
Porcelanato	Até 0,5	Paredes e pisos internos e externos e fachadas**.
Grês	0,5 – 3,0	Paredes e pisos internos e externos e fachadas**.
Semi-Grês	3,0 – 6,0	Paredes e pisos internos e externos*.
Semi-porosa	6,0 – 10,0	Paredes internas e pisos internos*.
Porosa	Acima de 10,0	Paredes internas*.

*Ambientes acima de zero grau

**Ambientes sujeitos a todas as temperaturas

Fonte: Rosso, 2005.

Adicionalmente, inovações recentes no setor incluem o desenvolvimento de porcelanatos técnicos e esmaltados, com adição de pigmentos e aditivos que aumentam ou lhe confere novas propriedades como a adição de Carboneto de Silício – SiC - que podem melhorar a resistência à abrasão e resistência mecânica, proporcionando efeitos estéticos diferenciados e ampliando a vida útil do produto final (Rahaman, 2003, Monetta, 2023). Estas características consolidam o porcelanato como um material versátil e altamente competitivo no mercado de revestimentos, atendendo simultaneamente aos requisitos funcionais e decorativos exigidos pela construção civil contemporânea.

3.2 Matérias-Primas

Os revestimentos cerâmicos de porcelanato normalmente são constituidos por uma mistura triaxial de argila, quartzo e feldspato. A argila fornece plasticidade e resistência mecânica a seco durante o processamento, o feldspatos proporcionam a formação de fase vítrea a baixas temperaturas, auxiliando no processo de sinterização e redução da porosidade, já o

quartzo promove a estabilidade térmica e dimensional devido ao seu alto ponto de fusão (Barros, 2024).

3.2.1 *Argila*

A argila é um material natural terrosso originado do intemperismo e sedimentação de rochas ricas em aluminossilicatos formados por silicatos hidratados de alumínio, ferro e magnésio (Oliveira; Hotza, 2015).

Do ponto de vista de molhabilidade adquire propriedades específicas como plasticidade, retração na secagem, tixotropia, viscosidade e resistência mecânica no estado úmido. Essas características decorrem de sua estrutura em camadas dos argilominerais, a qual permite a absorção de moléculas de água, favorecendo a moldabilidade e a conformação de produtos cerâmicos durante o seu processamento (Luz, 2008).

Essas propriedades fazem com que a argila seja uma matéria-prima essencial na indústria cerâmica, principalmente na fabricação de porcelanatos, sendo fundamental no controle da plasticidade da massa, na resistência mecânica e no comportamento durante o processo de sinterização (Oliveira; Hotza, 2015).

3.2.2 *Feldspato*

Os feldspatos é um dos grupos minerais mais importantes da crosta terrestre, representando aproximadamente 60% de sua composição. São definidos como aluminossilicatos de potássio (feldspatos alcalinos), sódio e cálcio (plagioclásios), presentes em diversos tipos de rochas, com predominância em formações granitóides (Suguio, 1998).

O feldspato tem um papel fundamental durante o processamento, ele é caracterizado por apresentar a primeiras fases liquida que aparecem durante a queima, desempenhando assim o papel de fundentes. Estas fases liquidas iram contornar as partículas mais refratarias, aproximando-as por forças de tensão superficial que são geradas por poros mais finos o que irá gera contração na peça. Logo, o material tem um importante papel pelo processo de densificação, contribuindo nos resultados finais de diminuição da porosidade (Luz, 2008).

Essas características e outras tornam a matéria prima indispensável no processamento de massas para porcelanatos diante de caractéristica que permitem a redução do custo energético, diminuição da absorção de água e aumento da resistência mecânica, além de viabilizar produtos com elevado grau de vitrificação e acabamento superficial de alta qualidade.

3.2.3 *Quartzo*

De acordo com Oliveira e Hortza 2015 o quartzo é uma das formas cristalinas da sílica (SiO_2) e é uma das principais matérias-primas para a preparação da composição de massas do porcelanato, agindo como um composto inerte e estrutural. Para a formulação cerâmica, ele possui papel fundamental na estabilidade dimensional durante a queima e para o controle da retração linear das peças.

Considerando os aspectos microestrutural, o quartzo residual, ou seja, aquele que não é completamente dissolvido pela fase vítrea formada a partir dos feldspatos, é fundamental no que tange o reforço mecânico do material por meio do pré-tensionamento da matriz vítrea. Como o composto possui o coeficiente de expansão térmica superior ao da fase vítrea, o resfriamento após a queima gera algumas tensões residuais compressivas na matriz, o que dificulta a propagação de microtrincas e, consequentemente, elevando a resistência à flexão do produto (Luz, 2008).

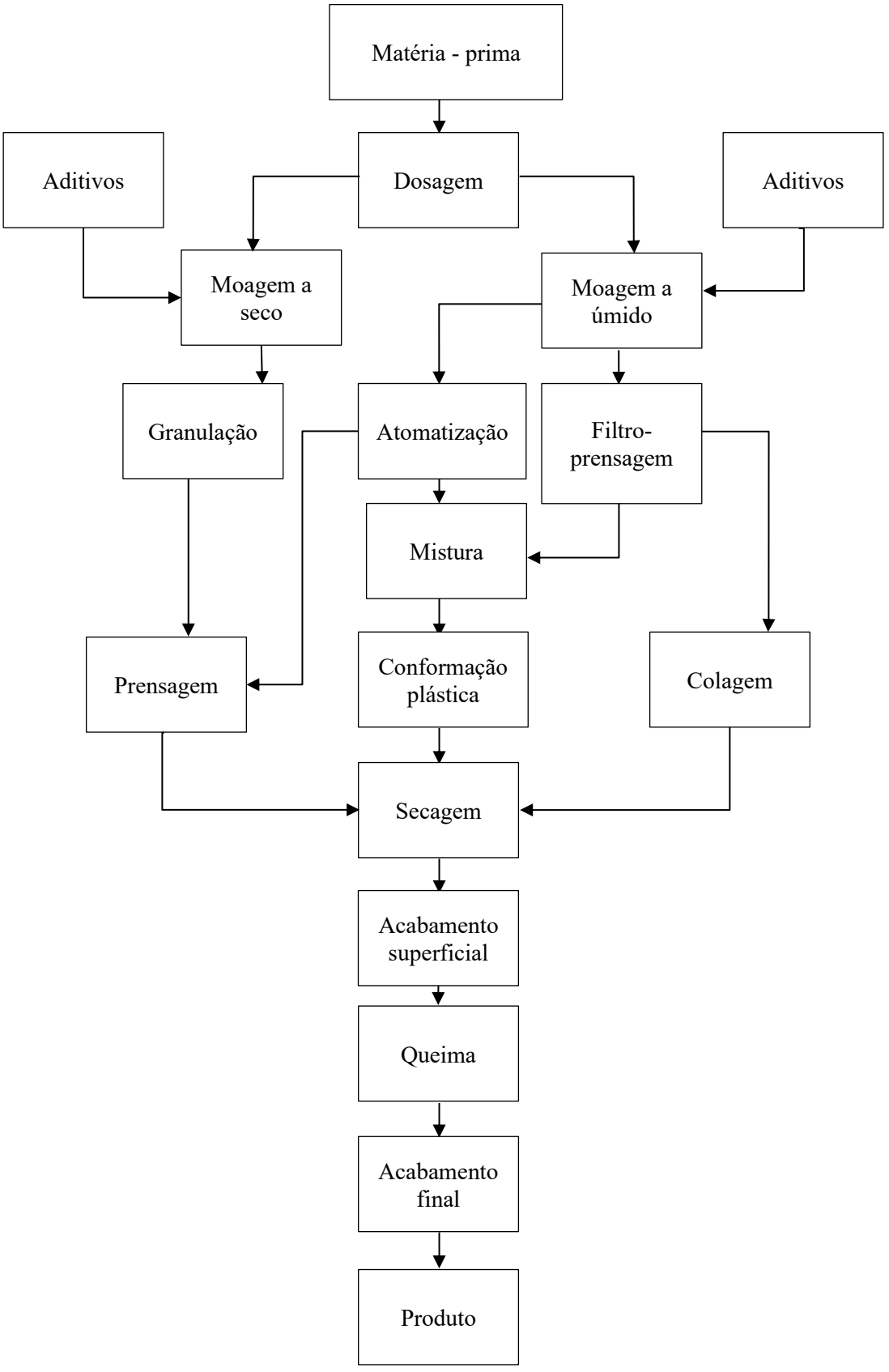
A utilização da granulometria fina do quartzo é uma estratégia para assegurar adequada fluidez do pó, a qual favorece o preenchimento homogêneo dos moldes durante a prensagem uniaxial, além de conferir condições ideais de compactação. Todavia, o controle granulométrico do quartzo atomizado é um fator crítco durante o processo, haja vista que a presença de grãos grosseiros pode levar à formação de microfissuras periféricas durante a transformação alotrópica do quartzo ($\beta \rightarrow \alpha$), que ocorre a aproximadamente 573 °C. Essas descontinuidades atuam como concentradores de tensão, comprometendo a resistência mecânica final do produto (Oliveira; Hotza, 2015).

3.3 Processamento

Na produção do porcelanato é necessário o controle rigoroso não apenas das matérias primas, mas também nas etapas adotadas da fabricação, pois são parâmetros que influenciam nas propriedades finais do produto. Dessa forma, é fundamental estudar e entender os possíveis fluxogramas de obtenção de modo que obtenha os aspectos tecnólogicos, físicos e químicos desejados.

Dentre os processo possíveis, o porcelanato pode ser produzido por via úmida ou a seco e envolve as seguintes etapas principais: dosagem, moagem, atomização, prensagem, secagem, queima e eventuais tratamentos de superfície, como polimento ou esmaltação (Sánchez, 2003).

Figura 1 – Fluxograma genérico do processo de fabricação de revestimentos



Fonte: Adaptado de Oliveira e Hotza, 2015.

Quanto menor a quantidade de umidade empregada menores os custos associativos a produção. A eliminação de água, principalmente por processos térmicos, como em atomizadores ou em secadores, é uma etapa das mais dispendiosas ao longo da fabricação cerâmica.

3.3.1 *Dosagem*

A primeira etapa consiste na dosagem das matérias-primas. Esse step pode ser realizado de forma descontínua, utilizando caçambas basculantes e balanças volumétricas, ou de forma contínua, com sistemas automatizados controlados por microprocessadores e células de carga. A precisão nessa etapa é essencial para manter a constância da composição das massas cerâmicas (Barbosa et al., 2008).

3.3.2 *Moagem*

Após a dosagem, as matérias-primas seguem para a moagem por via úmida ou a seco, aplicando normalmente equipamentos como moinhos de bolas. O objetivo da etapa é reduzir o tamanho das partículas para faixas entre 15 e 20 μm, garantindo uma distribuição granulométrica adequada nos processos seguintes. Essa redução de tamanho promove maior reatividade durante a queima, favorecendo a sinterização e contribuindo para a obtenção de peças mais densas e resistentes (Oliveira; Hotza, 2015).

3.3.3 *Atomatização*

O processo consiste na remoção da umidade em uma barbotina obtida na moagem a qual é convertida em pó granulado através da atomização, para o resultado a suspensão é pulverizada em contato com um fluxo de ar quente. A remoção não é total já que uma certa quantidade de água residual deve permanecer nos grânulos formados para lhes conferir uma plasticidade adequada para a etapa de compactação por prensagem. O produto é um pó com umidade controlada (5% a 7%) e boa fluidez, o que facilita o preenchimento uniforme dos moldes na prensagem (Oliveira; Hotza, 2015).

3.3.4 *Prensagem*

O objetivo principal dessa etapa é permitir a densificação do pó, esse processo é fundamental para minimizar a presença de defeitos no processo da queima. Pressão distinta em diferentes regiões pode acarretar em problemas estruturais na peça, além disso reduz defeitos como trincas. Na etapa de prensagem uniaxial, o pó atomizado é compactado em moldes metálicos sob pressões que variam entre 350 e 450 kgf/cm. Em algumas tipologias especiais, como os porcelanatos técnicos, podem ser aplicadas pressões ainda maiores, superiores a 600 kgf/cm² (Oliveira; Hotza, 2015).

3.3.5 *Secagem*

Após a prensagem, as peças passam pela secagem, que tem como objetivo remover a umidade residual, garantindo resistência mecânica suficiente para suportar o manuseio e evitar fissuras ou deformações antes da queima (Oliveira; Hotza, 2015).

3.3.6 *Queima*

A queima é considerada uma das etapas mais sensíveis na totalidade do processamento da peça, realizada em fornos a rolos de ciclo rápido, com duração de 50 a 70 minutos. As temperaturas utilizadas no processa está entre 1.200 °C e 1.230 °C, promovendo a sinterização das partículas e a formação de fases cristalinas como a mulita, responsáveis pelo aumento da resistência mecânica, redução da porosidade e melhora das propriedades químicas do porcelanato (Oliveira; Hotza, 2015).

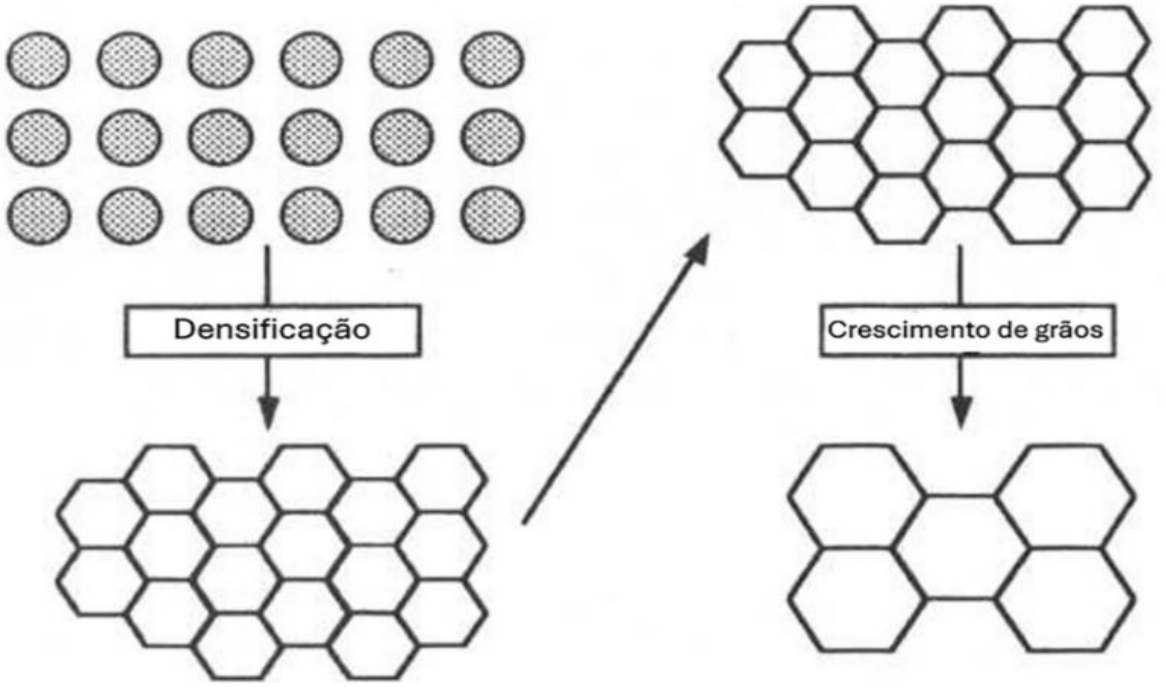
A sinterização é um processo de densificação que ocorre por difusão (Figura 2), levando ao crescimento dos grãos, redução da porosidade e aumento da resistência mecânica. Esse fenômeno é ativado termicamente e tem como força motriz a diminuição da energia livre superficial, a qual pode se dar pelo aumento do tamanho médio das partículas, pela eliminação de interfaces sólido/vapor ou pela formação de contornos sólido/sólido (Barbosa *et al*., 2008).

Existe dois tipos distintos da etapa: em estado sólido e com fase líquida. No estado sólido, a difusão de átomos ou vacâncias ocorre pelos contornos e volume do material, passando por três estágios: formação de pescoços de ligação, redução da porosidade interconectada e, por fim, fechamento de poros isolados. Já na presença de fase líquida, há maior eficiência na eliminação de poros, pois o líquido formado facilita o rearranjo das partículas, além de

processos de dissolução e reprecipitação, resultando em materiais mais densos e resistentes (Wang *et al*., 2024).

Na presença do carbeto de silício (SiC), a ligação covalente entre o silício e o carbono dificulta a sinterização. Para minimar o impacto é utilizado aditivos na sua composição. Boro e carbono em seu estado sólido permitem a densificação, porém é necessário o uso de temperaturas próximas de 2100 °C, o que favorece o crescimento excessivo de grãos (Zhang *et al*., 2022).

Figura 2 - Representação esquemática do processo de densificação e crescimento de grãos



Fonte: Barsoum, 2003.

O controle da microestrutura é igualmente importante: politipos α de SiC tendem a manter grãos equiaxiais, enquanto politipos β se transformam em α, originando grãos alongados que aumentam a tenacidade (Huang *et al*., 2023). Além disso, pós mais finos, com alta área superficial, favorecem a densificação e reduzem a temperatura necessária para atingir o estágio final do processo.

3.4 Principais Propriedades do Grês Porcelanato

A qualificação e a padronização do porcelanato é assegurada pela implementação de normas técnicas específicas. A norma ABNT NBR 15.463: Placas Cerâmicas para

Revestimento – Porcelanato, publicada em 2013 a qual define os requisitos mínimos para sua fabricação, regulamentando parâmetros essenciais que garantem seu desempenho e sua aplicabilidade. As principais propriedades técnicas do porcelanato, conforme detalhado na literatura, incluem suas propriedades de absorção de água e porosidade residual, além disso, sua resistência mecânica.

3.4.1 *Absorção de água e porosidade residual*

A caracterização física fundamental do porcelanato inicia-se pela intenficação da absorção de água (AA), densidade aparente (ρ_{ad}) e porosidade aparente (PA), utilizando para determinação do valor o método de saturação por imersão em água de Arquimedes represetados pela Equação 1, 2 e 3. A densidade aparente refere ao grau de compactação da massa, enquanto a porosidade aparente quantifica os poros abertos que se comunicam com a superfície. Estes valores são calculados a partir da diferença entre a massa seca, a massa imersa e a massa úmida das amostras. Para obtenção quantitativa é utilizado as seguintes relações matemáticas (ASTM C373-72):

$$\text{AA}\ (\%) = \frac{(\text{Mu} - \text{Ms})}{\text{Ms}} \text{ x } 100 \tag{1}$$

$$PA = \frac{M_U - M_S}{M_U - M_I}\ X\ 100 \tag{2}$$

$$\rho_{ad} = \frac{M_S}{M_S - M_I} \tag{3}$$

Onde:

- AA - absorção de água [%];
- PA - porosidade aparente [%];
- ρ_{ad} - densidade aparente [g/cm3];
- M_U - massa úmida, após imersão em água [g];
- Ms - massa seca, após secagem em estufa [g];
- M_I - massa imersa, aferida com a amostra submersa em água [g].

A absorção de água é um parâmetro fundamental para a classificação do produto cerâmico, estando correlacionado com o grau de vitrificação da massa. Conforme Ochen *et al.* (2021), para que um revestimento seja nomeado como porcelanato, o valor de absorção de água deve ser igual ou inferior a 0,5%. Nesse contexto, a adição de carbeto de silício (SiC) pode influenciar esse parâmetro ao modificar os mecanismos de sinterização, a formação de fase líquida e a evolução da microestrutura.

3.4.2 *Resistência mecânica e comportamento à flexão*

A propriedade de resistência mecânica do porcelanato é uma das principais características que o diferencia das cerâmicas convencionais, sendo resultado direto de sua microestrutura altamente densificada e da interação sinérgica entre as fases cristalinas e a fase vítrea. De acordo com a normalização, a ABNT NBR ISO 13006 (Tabela 2) classifica o porcelanato no Grupo BIa, estabelecendo um valor médio mínimo do módulo de resistência à flexão (σ) de 35 MPa, além de uma carga mínima de ruptura de 1300 N para placas com espessura superior a 7,5 mm (Ochen *et al.,* 2021).

Tabela 2 - Módulo de resistência à flexão e carga de ruptura

Produto	Absorção de àgua AA (%)	Módulo de resistência à flexão (MPa)	Carga de ruptura (N) para espessura 7,5 mm
Porcelanato	Até 0,5	≥ 35	≥1300
Grês	0,5 – 3,0	≥30	≥1100
Semi-Grês	3,0 – 6,0	≥22	≥1000
Semi-porosa	6,0 – 10,0	≥18	≥800
Porosa	Acima de 10,0	≥15	≥600

Fonte: Silva, 2012.

Em relação ao seus aspecto microestrutural, a elevada resistência à flexão do porcelanato pode ser atribuída a três mecanismos fundamentais, sendo eles à formação de mulita ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$), resultante da decomposição térmica do caulim durante a etapa de sinterização. Os

cristais aciculares de mulita desenvolvem-se de forma entrelaçada no interior da fase vítrea, promovendo um efeito de reforço estrutural. Conforme descrito pela Hipótese da Mulita, esse entrelaçamento atua como uma barreira à nucleação e à propagação de trincas, desempenhando, dessa forma, o aumento da resistência mecânica (Iqbal; Lee, 2004).

O segundo mecanismo se baseia ao pré-tensionamento da matriz vítrea, decorrente da presença de quartzo residual não completamente dissolvido durante o processo de queima do material. Em função do maior coeficiente de expansão térmica do quartzo em relação à fase vítrea circundante, o resfriamento do material desenvolve tensões residuais compressivas presentes na matriz. Essas tensões residuais promovem o fechamento de microtrincas preexistentes e aumentam a energia necessária para a propagação da fratura, logo melhorando o desempenho mecânico à flexão (Iqbal; Lee, 2004).

Já o terceiro mecanismo infere a reduçao da porosidade, ponto determinante para a resistência mecânica de materiais cerâmicos. No porcelanato, a formação de uma fase líquida altamente elevada e de baixa viscosidade, oriunda principalmente da fusão dos feldspatos, permite o preenchimento dos poros interparticulares por ação capilar. Esse processo conduz a uma absorção de água praticamente nula ($\leq 0{,}5\%$), característica típica do porcelanato, como informado no tópico anterior. A eliminação de poros, que atuam como concentradores de tensão, possibilita que o material suporte elevadas cargas, superiores aos observados em cerâmicas com maior porosidade (De Oro Calderon; Gierl-Mayer; Danninger, 2021).

Porém, é importante avaliar e determinar a melhor proporção e processo para a resistência mecânica final do porcelanato não ser negativamente afetada pela presença excessiva de quartzo residual ou por um ciclo de resfriamento inadequado. Nesse contexto, podem ocorrer microfissuras periféricas ao redor dos grãos de quartzo, associadas à transformação alotrópica do quartzo do tipo $\beta \rightarrow \alpha$, que ocorre a aproximadamente 573 °C. Essas microdescontinuidades funcionam como sítios de concentração de tensão, reduzindo a resistência à flexão, especialmente quando a distribuição granulométrica da matéria-prima não é devidamente controlada (Conceição, 2011).

3.4.3 *Resistência ao desgaste*

Conforme Silva *et al* (2015) a resistência ao desgaste e a dureza superficial são propriedades determinantes para a vida útil do porcelanato, uma vez que definem sua capacidade de manter a integridade estética e funcional quando submetido a condições de tráfego, abrasão e esforços mecânicos repetitivos (resistência a fadiga). No porcelanato técnico,

essas propriedades estão diretamente associadas à elevada compacidade da matriz cerâmica e à presença de fases cristalinas de alta dureza dispersas de forma homogênea na fase vítrea.

Já considerando o ponto de vista microestrutural, o desempenho superior frente ao desgaste resulta da combinação entre baixa porosidade residual, elevada coesão intergranular e adequada distribuição das fases cristalinas formadas durante a sinterização (Ochen *et al*. 2021).

Para porcelanatos não esmaltados, também denominados porcelanatos técnicos, a resistência ao desgaste é avaliada quantitativamente por meio do ensaio de abrasão profunda, assim como foi estabelecido pela norma ISO 10545-6. Esse ensaio consiste na submissão da superfície da placa à ação de um disco rotativo contendo material abrasivo, geralmente coríndon, sendo medida a perda volumétrica de material removido da superfície (Pinheiro, 2006).

De acordo com Ochen *et al*. (2021), para que o produto tenha a nomeclatura de porcelanato de alta performance, a norma prevê que a perda de volume não deve exceder 175 mm^3. Valores abaixos ao limite estabelecido indicam elevada resistência ao desgaste e maior adequação do material para aplicações em áreas de tráfego intenso.

3.5 Defeitos e Limitações do Porcelanato

Dentro as principais desvantagens do uso do Porcelanato está os aspectos de resistência mecânica e durabilidade. O material por mais que apresente uma resistência alta, com o tempo, pode sofrer desgaste principalmente em ambientes com alto tráfego de pessoas, como salas comerciais e restaurantes. Dessa forma, o alto desgaste nesses contextos diminui a vida útil do material, aumento os custos orçamentários de manutenção ou troca (Verona, 2024).

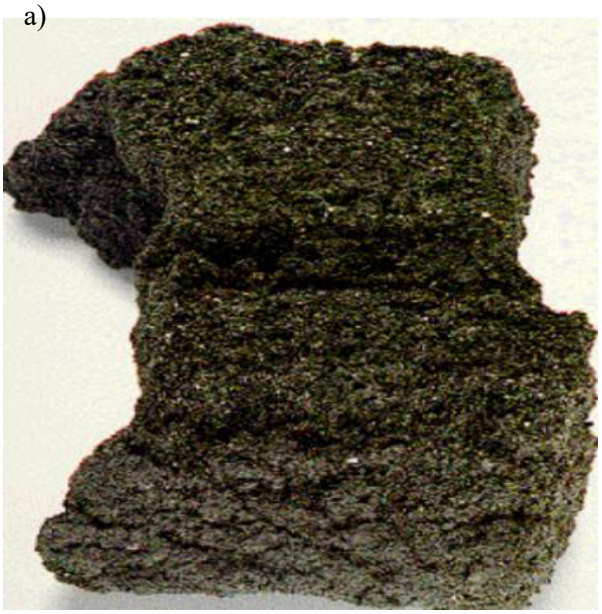
Além disso, a dureza é outros aspecto fundamental, materiais menos resistentes são mais propicios a quebra quando objetos caem sobre eles, podendo resultar em danos que exigem a substituição (Verona, 2024). Dessa forma, buscando melhorar esses aspecto, existem diversas metodologias que vêm sendo estudadas a fim de incrementar as propriedades mecânicas de materiais porcelânicos. Pode-se dizer que a otimização da composição química, variando as matérias-primas adicionado aditivos, por exemplo, e a otimização dos parâmetros do processo, como pressão de compactação e temperatura de queima são as metodologias mais difundidas no ambiente industrial (Garcia, 2014).

3.6 Carbeto de Silício

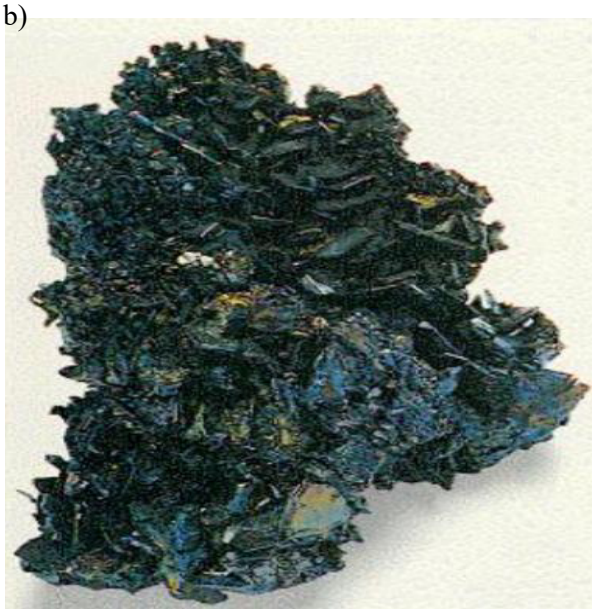
O carbeto de silício (Figura 3), devido à sua natureza inorgânica, apresenta propriedades como elevada resistência termoquímica, mecânica, alta tenacidade à fratura e reduzida expansão térmica. Por consequência dessas características a adição pode ser aplicado no desenvolvimento de componentes refratários, sistemas semicondutores e motores de combustão interna, consolidando-se como um material essencial para tecnologias de alta performance (Domingues; Rocco, 2020).

Figura 3 - Imagens do carbeto de silício

a)



b)



(a) b-SiC e (b) a-SiC

Fonte: Morais, 2005.

Nesse cenário, o carbeto de silício (SiC) tem ganhado destaque como um material de grande interesse devido às suas propriedades inerentes. Ademais, o SiC pode atuar como agente de reforço em matrizes cerâmicas, contribuindo para o aumento da tenacidade à fratura e para a melhoria do comportamento mecânico sob solicitações externas (Carter, 2013; Liu, 2025).

O carboneto de silício é um composto constituído por átomos de carbono ligados covalentemente a átomos de silício, na proporção de 1 para 1. Apresenta certo grau de polimorfismo, ocorrendo de diferentes formas, como cúbica (β-SiC, metaestável) e nas formas hexagonal ou romboédrica (α-SiC, estável), com estrutura tetraédrica de silício e carbono que se empilha paralela ou alternadamente (Li *et al*., 2025).

3.7 Propriedades do SiC

O Carbeto de silício possui propriedades que lhe confere diferentes aplicabilidades e fazem desse material uma matéria prima de alta performace. As principais características do SiC que lhe fornece destaque são:

- Extrema dureza;
- Resistência à corrosão;
- Condutividade térmica;
- Resistência à abrasão;
- Alta refratariedade;
- Resistência ao choque térmico;
- Semicondutor.

O Carbeto de silício pode apresentar diferentes colorações dependo de sua constituição, sendo que a forma amarela é a mais pura. O Nitrogênio tem a capacidade de conferir várias colorações diferentes ao material, desde laranja, levemente marrom, verde, ou até mesmo roxo, quando em maiores teores. O alumínio é responsável pela coloração azul ou roxa, e o ferro pela cor preta (Germano, 2018).

Aleém disso o material tem destaque em suas propriedades mecânicas, principalmente no aspecto de sua elevada resistência à flexão, que pode atingir valores típicos entre 400 e 600 MPa, dependendo do processamento e do tipo de sinterização empregado. Essa alta resistência está associada à forte ligação covalente Si–C, que limita a movimentação de discordâncias e dificulta a propagação de trincas sob carregamento mecânico (Maity, 2021).

O SiC também apresenta alto módulo de elasticidade, geralmente superior a 400 GPa, indicando grande rigidez estrutural. Porém, como ocorre com a maioria das cerâmicas aditividas, o material possui baixa tenacidade à fratura, característica relacionada ao comportamento frágil típico desses materiais, o que exige cuidados no projeto de componentes submetidos a impactos ou tensões concentradas (Maity, 2021).

A alta dureza é uma das propriedades mais marcantes do carbeto de silício. Valores de dureza Vickers superiores a 2400 HV são comumente reportados na literatura, posicionando o SiC entre os materiais cerâmicos mais duros disponíveis comercialmente. Essa propriedade confere ao material excelente resistência ao desgaste abrasivo, mesmo sob condições de atrito severo (Napiórkowski *et al.*, 2021).

3.8 Influência do Sic nas Propriedades Mecânicas do Porcelanato

A adição de carbeto de silício (SiC) em matrizes de porcelanato tem sido amplamente estudada devido ao seu impacto direto nas propriedades mecânicas e tribológicas. O SiC é reconhecido por sua elevada dureza (próxima a 9,5 na escala de Mohs) e excelente resistência ao desgaste, o que contribui para a melhoria da durabilidade superficial em aplicações de alto tráfego (Silva *et al*., 2022). Essa característica torna o porcelanato reforçado com SiC particularmente adequado para ambientes que necessitam dessa característica como ambientes industriais e comerciais, onde a abrasão é um fator crítico.

No entanto, a influência do composto sobre a resistência mecânica à flexão apresenta resultados variáveis. Estudos recentes demonstram que pequenas adições de SiC (até 5%) podem manter ou até melhorar a resistência à flexão, devido à melhor distribuição de tensões e ao aumento da dureza superficial (Zhang *et al*., 2021). Porém, por outro lado, concentrações mais altas tendem a aumentar a porosidade da matriz cerâmica, reduzindo a densificação e, consequentemente, a resistência à flexão (Liu *et al*., 2023). Esse comportamento evidencia a necessidade de um equilíbrio entre a quantidade de reforço adicionada e a manutenção da integridade estrutural do porcelanato.

Essa interferência se deve a dificuldades frente a alteração da cinética do processo de sinterização e seu aspecto microestrutural durante a etapa de queima. Diante de sua característica covalente e do baixo coeficiente de autodifusão, o SiC na sua forma pura apresenta grandes dificuldades de densificação por sinterização em fase sólida durante o processo de sinterização, tornando a interação com a fase líquida — proveniente da fusão de fundentes como o feldspato no porcelanato — um fator determinante para a integridade estrutural do material (Frolova *et al*., 2023).

Adicionalmente, a granulometria das partículas de SiC possuem também grande influência sobre a compactação do material quando partículas de geometria esférica em escala nanométrica tendem a promover um empacotamento mais eficiente, possibilitando um aumento de até 10% na densificação quando comparadas a partículas fragmentadas de maior granulometria (Frolova *et al.,* 2023).

Dessa forma, a adição controlada de SiC ao porcelanato representa uma estratégia eficaz para aumentar a resistência ao desgaste, embora demande atenção e cuidado quanto à possível redução da resistência à flexão em altas concentrações.

3.9 Influência da Ligação Covalente do Sic na Sinterização

Apesar de possuir propriedades físicas e químicas passíveis de melhoria do porcelanato, o aproveitamento integral do potencial do material é limitado pela dificuldade de sinterização apresentada por ele. A sinterização de sólidos convalentes é um processo complexo que necessita de alta energia de ativação para que o processo de autodifusão ocorra devido a alta energia de ligação necessária por sua natureza (Qian *et al.,* 2025).

Dessa forma, o SiC apresenta uma dificuldade intrínseca à sinterização, decorrente de sua natureza predominantemente covalente. A ligação Si–C é formada pelo compartilhamento de elétrons entre os átomos de silício e carbono em arranjo tetraédrico, resultando em uma ligação de alta energia - aproximadamente 450 kJ/mol - e elevada direcionalidade (Qian et al., 2025). Essa característica confere ao SiC sua reconhecida alta dureza e estabilidade termoquímica, mas, inversamente, impõe uma barreira energética significativa ao processo de autodifusão atômica, mecanismo essencial para a densificação por sinterização. O coeficiente de autodifusão do SiC é extremamente baixo mesmo em temperaturas elevadas o que significa que a movimentação de átomos ou lacunas pelos contornos de grão e pelo volume do material ocorre de forma extremamente lenta, inviabilizando a densificação plena por sinterização convencional sem o auxílio de aditivos ou pressão aplicada (Silva, 2009; Qian et al., 2025).

No contexto do porcelanato sinterizado a 1200 °C, temperatura muito inferior à necessária para ativar os mecanismos difusionais do SiC puro - que requerem temperaturas superiores a 2000 °C —, as partículas de SiC permanecem praticamente inertes durante o ciclo térmico, sem participar ativamente dos mecanismos de densificação. Dessa forma, cada partícula de SiC comporta-se essencialmente como um obstáculo físico ao fluxo viscoso da fase líquida proveniente dos feldspatos, impedindo o contato direto entre as partículas da matriz e dificultando o fechamento dos poros ao seu redor (Qian et al., 2025).

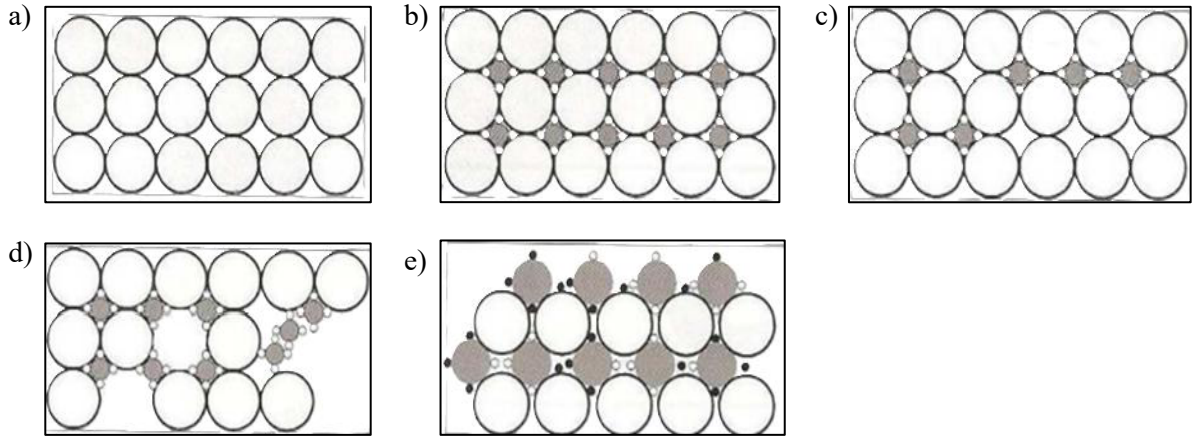
3.10 Influência da Granulometria do SiC

O controle da distribuição granulométrica é um parâmetro fundamental de controle no processamento cerâmico, pois é determinante na eficiência do empacotamento das partículas no estado verde e, consequentemente, a cinética de sinterização e as propriedades mecânicas do produto final. Uma distribuição granulométrica ampla, ou seja, polidispersa, composta por partículas de diferentes tamanhos, favorece o preenchimento dos interstícios entre os grãos maiores pelas partículas menores, elevando a densidade a verde e reduzindo o volume de poros

a serem eliminados durante a queima, o que resulta em menor porosidade residual e retração linear mais controlada no produto sinterizado (Conceição, 2011), porém em enfeitos quantitativos, esse resultado pode ser divergente.

O SiC obtido por rotas convencionais de síntese, como o processo Acheson, a qual a sílica é reduzida pelo carbono em temperaturas superiores a 2000 °C, resulta em um produto com granulação naturalmente grosseira e distribuição polidispersa. Conforme relatado por Raj *et al*. (2020), a de impurezas concentradas na região periférica dos grãos, demandando etapas subsequentes de moagem, classificação granulométrica e tratamento de purificação para adequação ao uso como aditivo em sistemas cerâmicos de precisão. Esse caráter granulométrico grosseiro é uma característica inerente ao SiC comercial e representa um desafio significativo quando se busca sua incorporação homogênea em matrizes cerâmicas de granulometria fina, como as massas atomizadas utilizadas na fabricação de porcelanato.

Figura 4 - Efeito da quantidade e do tamanho das partículas na eficiência de empacotamento



(a) sistema monodisperso; (b) máxima densidade de empacotamento teórica; (c) deficiência de partículas pequenas; (d) deficiência de partículas grandes; (e) distribuição inadequada de tamanhos de partículas

Fonte: Romero, 2006.

Do ponto de vista microestrutural, a presença de partículas grosseiras de SiC em uma matriz de granulometria fina gera uma incompatibilidade dimensional que compromete o empacotamento eficiente da mistura no estado verde. Diferentemente do que ocorre em distribuições granulométricas bimodais bem controladas - nas quais partículas menores preenchem os interstícios dos maiores, promovendo alta densidade de empacotamento -, a

introdução de grãos grosseiros de SiC em uma matriz fina tende a gerar vazios ao redor das partículas de reforço que não são eficientemente preenchidos pela fase vítrea durante a sinterização. Esse fenômeno é ilustrado esquematicamente na Figura 4, que demonstra como a deficiência de partículas de tamanho intermediário compromete a densidade de empacotamento teórica, através do desvio das particulas menores e aumento dos vazios ao redor. Como consequência direta, o volume de poros a ser eliminado durante a queima aumenta proporcionalmente ao teor de SiC adicionado, resultando em microestruturas progressivamente mais porosas e, portanto, com menores densidades aparentes e maiores índices de absorção de água.

Adicionalmente, a granulometria das partículas exerce influência determinante sobre a reatividade química durante a etapa de sinterização. Partículas mais finas possuem maior área superficial específica, o que intensifica a energia disponível para a difusão atômica e acelera os mecanismos de dissolução e reprecipitação na fase líquida formada pelos fundentes. A força motriz para a sinterização pode ainda ser quantificada em termos da diferença de potencial químico entre uma superfície curva e uma superfície plana, conforme a equação de Kelvin – Equação 4:

$$\Delta\mu = \frac{\gamma \cdot \Omega}{r} \tag{4}$$

Onde:

- $\Delta\mu$ - diferença de potencial químico [J/mol];
- γ - energia superficial específica [J/m²];
- Ω - volume molar do material [m³/mol];
- r - raio de curvatura da partícula [m].

Essa relação evidencia de forma direta que partículas de menor raio r geram maior diferença de potencial químico $\Delta\mu$ e, portanto, maior força motriz para os mecanismos difusionais responsáveis pela densificação. Logo, isso implica que sistemas com partículas mais finas apresentam maior força motriz para a sinterização, pois a quantidade de energia superficial disponível para ser convertida em trabalho difusional é proporcionalmente maior.

Nesse contexto, Frolova et al. (2023) demonstraram que a redução do tamanho das

partículas de SiC para a escala nanométrica pode elevar a densidade final do material em até 10% em relação a granulometrias micrométricas, em razão da maior facilidade de rearranjo e preenchimento de poros durante a sinterização via fase líquida. Os autores evidenciaram ainda que partículas de SiC de morfologia esférica e escala nanométrica promovem um empacotamento significativamente mais eficiente quando comparadas a partículas fragmentadas de maior dimensão, resultando em microestruturas mais homogêneas, com menor concentração de defeitos e melhores propriedades mecânicas finais (Frolova et al., 2023).

Outro aspecto relevante diz respeito à interface entre as partículas de SiC e a fase vítrea da matriz cerâmica. Em sistemas com grande discrepância granulométrica, as interfaces partícula-matriz tendem a ser mais irregulares e extensas, favorecendo a formação de regiões de concentração de tensão que podem atuar como sítios preferenciais de nucleação e propagação de trincas sob solicitação mecânica, principalmento em regiões de desgaste excessivo. A adesão interfacial entre o SiC e a fase vítrea do porcelanato é naturalmente limitada pela baixa molhabilidade do SiC pelo líquido silicático, condição que é prejudicada e potencializada quando as partículas são grosseiras e possuem geometria irregular, aumentando a tortuosidade do contorno de grão e dificultando o contato íntimo entre as fases (Frolova et al., 2023).

A combinação entre o baixo coeficiente de autodifusão do SiC, sua alta energia de ligação covalente e a granulometria grosseira das partículas produz um efeito sinérgico desfavorável à densificação do compósito porcelanato e o aditivo de SiC. Do ponto de vista da energia superficial, partículas grosseiras de SiC contribuem com menor energia superficial livre por unidade de volume, reduzindo a força motriz para a densificação localizada nas interfaces SiC e matriz porcelanica. Ao mesmo tempo, a impossibilidade de autodifusão significativa nas temperaturas de processamento adotadas impede qualquer mecanismo de transporte de massa que pudesse compensar essa deficiência. A fase líquida dos feldspatos, por sua vez, embora capaz de promover o rearranjo e a densificação da fração mineral da matriz, encontra-se limitada em sua capacidade de preencher os vazios gerados pelas partículas grosseiras de SiC, especialmente em teores mais elevados do aditivo. O resultado é uma estrutura progressivamente mais porosa, com poros abertos de maior dimensão distribuídos ao redor das partículas de SiC, que funcionam como concentradores de tensão e sítios preferenciais de remoção de material sob solicitação mecânica e abrasiva (Frolova et al., 2023; Qian et al., 2025).

Dessa forma, as propriedades mecânicas finais, especialmente a resistência à flexão, a

dureza e a resistência ao desgaste, são reflexos diretos desse controle granulométrico. Um material com distribuição granulométrica fina e bem compatibilizada com a matriz tende a apresentar microestrutura mais homogênea, menor concentração de defeitos e maior tenacidade à fratura, características fundamentais para porcelanatos de alto desempenho.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

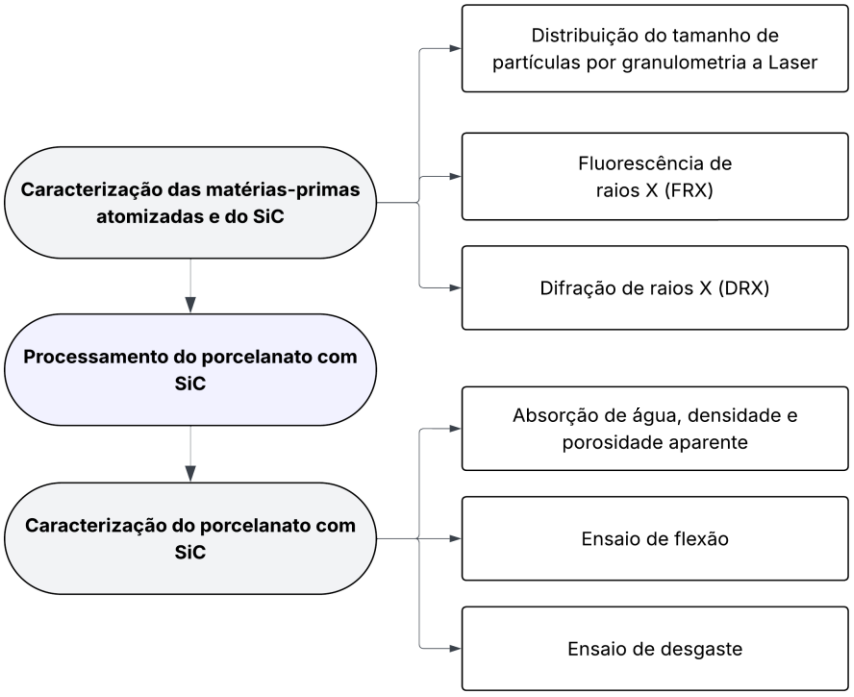
A confecção dos corpos de prova foi realizada a partir de matérias-primas compostas por porcelanato atomizado e carbeto de silício (SiC). Para a realização da metodologia seguinte foi necessário os seguintes equipamentos:

- Máquina de ensaios Shimadzu AG-X com célula de carga de 10kN
- Máquina de ensaios SHIMADZU® EDX-720 para análise FRX.
- Máquina de ensaios SHIMADZU® 7000 para análise DRX.
- Prensa hidráulica SL12 MARCA SOLAB.
- Balança de Precisão MARK M4102.
- Abrasômetro para ensaio de resistência à abrasão superficial.

4.2 Métodos

Segue o fluxograma (Figura 5) que foi utilizado para a metodologia:

Figura 5 – Fluxograma da metodologia adotada para realização do trabalho



Fonte: Própria autora, 2026.

A caracterização dos materiais utilizados na experimentação é fundamental para o entendimento das propriedades finais do produto que são intrinsecamente ligadas às características de seus constituintes. Para a massa atomizada e o carbeto de silício (SiC) utilizados neste trabalho, foram empregadas técnicas de análise granulométrica a laser, fluorescência de raios X (FRX) e difração de raios X (DRX), visando obter um perfil completo de suas características físico-químicas e estruturais.

Para a preparação dos corpos de prova, foi utilizado Álcool Polivinílico (PVA) como ligante. Os ensaios de absorção de água, porosidade aparente e densidade aparente foram realizados com cinco amostras por composição. Para o ensaio de desgaste por Roda de Borracha, foi utilizada uma amostra por composição. O ensaio de resistência à flexão em três pontos foi conduzido com cinco amostras por composição, totalizando vinte e cinco corpos de prova ensaiados entre os dois métodos.

4.3 Análise Granulométrica a Laser

As amostras de material atomatizado e o SiC foram primeiramente dispersas separadamente em um meio líquido adequado e submetidas à sonicação para garantir a desaglomeração das partículas antes da análise. O equipamento utilizado CILAS 1090 Particle Size Analyzer apresenta uma faixa analítica de 0,04 a 500 μm, com 64 detectores e 100 classificações de tamanho de partículas. A presença de dois emissores de laser permite cobrir uma ampla faixa analítica com alta precisão. A análise gera curvas de distribuição cumulativa e diferencial, além de parâmetros estatísticos como diâmetros médios (D50, D90, D10) e desvios padrão, essenciais para caracterizar a finura e a uniformidade das partículas.

4.4 Fluorescência de Raios X (FRX)

O equipamento utilizado foi o SHIMADZU® EDX-720. As análises foram realizadas em condições de vácuo, o que é fundamental para a detecção de elementos leves, pois o ar atmosférico pode absorver os raios X característicos desses elementos. Os resultados foram expressos em termos de óxidos, que é a forma convencional de apresentação para materiais cerâmicos, refletindo a composição das fases minerais e amorfas presentes. A natureza semiquantitativa da análise indica que os valores obtidos são estimativas confiáveis da composição elementar, adequadas para a caracterização inicial das matérias-primas.

4.5 Difração de Raios X (DRX)

Para a análise utilizou o equipamento Shimadzu 7000 com radiação Cu Kα (comprimento de onda predominante do cobre). As condições operacionais foram definidas como 35 kV e 40 mA, parâmetros que otimizam a geração dos raios X para a radiação Kα. A varredura foi realizada com uma velocidade do goniômetro de 0,02° em 2θ por passo, com um tempo de contagem de 5 segundos por passo, cobrindo o intervalo angular de 5° a 80° em 2θ. Essas condições garantem uma boa resolução angular e uma relação sinal-ruído adequada para a detecção de fases presentes.

A análise dos espectros de difração para a identificação das fases cristalinas foram efetuadas por comparação com padrões contidos no banco de dados PDF 02 (Powder Diffraction File) da International Centre for Diffraction Data (ICDD, 2003), permitindo a identificação precisa das fases.

4.6 Produção e Composição dos Corpos de Prova

Para realizar a conformação foi utilizada uma prensa hidráulica SL12 MARCA SOLAB. Para o processo foi utilizado um molde de aço 88,50 x 48,55 x 58,25 mm (comprimento x largura x altura), prensada em uma carga de 16 Toneladas controlada de maneira manual.

Após o processo de prensagem o material foi submetidos a estufa em uma temperatura de 200 °C durante 24 horas. O processo de sinterização foi realizado em um forno elétrico com rampa de aquecimento de 5°C/min e temperatura de queima de 1200 °C.

Tabela 3 – Proporção da composição dos corpos de prova

Corpo de Prova	Matéria – Prima Atomatizada	SiC
CP1	100%	0%
CP2	99%	1%
CP3	98%	2%
CP4	95%	5%
CP5	90%	10%

Fonte: Própria autora, 2026.

Para analisar os efeitos da influência do Carbeto de Silício na composição do Porcelanato, foram produzidos 50 corpos de provas – 10 para cada formulação – de acordo com as

proporções estabelecidas na Tabela 03.

4.7 Análise Física

O ensaio de Arquimedes foi realizado para a determinação da absorção de água (AA), porosidade aparente (PA) e densidade aparente (ρ_{ad}), seguindo rigorosamente os procedimentos estabelecidos pela norma ASTM C373-72. O protocolo experimental foi iniciado com a pesagem em uma balança analítica com precisão de 0,0001 g dos corpos de prova (Ms). Em seguida, serão submetidos a um processo de saturação por meio de imersão em água destilada em ebulição por um período de 2 horas, seguido de um resfriamento de 24 horas submersos em água à temperatura ambiente para o resfriamento e estabilização. Após este tempo de resfriamento, o excesso de umidade superficial foi removido com o auxílio de um tecido ou papel toalha, procedendo-se imediatamente à pesagem para a obtenção da massa saturada (Mu). A capacidade de absorção de água das peças foi calculada através da Equação (1).

$$\text{AA}\ (\%) = \frac{(\text{Mu} - \text{Ms})}{\text{Ms}} \text{x}\ 100 \qquad (1)$$

Onde:

- AA - absorção de água [%];
- M_U - massa úmida, após imersão em água [g];
- Ms - massa seca, após secagem em estufa [g];

Após essa sequência, foi realizado a pesagem hidrostática baseada no Princípio de Arquimedes que consiste em pesar as peças em duas situações: suspensas e completamente imersas em água, utilizando um suporte acoplado à balança analítica (Balança de Arquimedes), garantindo que o corpo de prova não toque as paredes ou o fundo do recipiente. Nessa etapa, é possível a obtenção da massa imersa Mi . A diferença entre a massa saturada e a massa imersa corresponde ao volume aparente do corpo de prova. Portanto, os valores de porosidade aparente e densidade aparente serão calculados pelas Equações (2) e (3), respectivamente.

$$PA = \frac{M_U - M_S}{M_U - M_I} X\ 100 \quad (2)$$

$$\rho_{ad} = \frac{M_S}{M_S - M_I} \quad (3)$$

Onde:

- PA - porosidade aparente [%];
- ρ_{ad} - densidade aparente [g/cm3];
- M_U - massa úmida, após imersão em água [g];
- Ms - massa seca, após secagem em estufa [g];
- M_I - massa imersa, aferida com a amostra submersa em água [g].

4.8 Resistência Mecânica à Flexão

O ensaio de flexão foi realizado utilizando a máquina de ensaios Shimadzu AG-X com célula de carga de 10Kn. Este ensaio foi feito conforme norma ASTM D790-17, com três pontos de apoio e com velocidade de 1 mm/min, com 5 corpos de prova, para cada composição.

Após o posicionamento correto do corpo de prova na máquina universal de ensaios foi inciado o ensaio de flexão e, à medida que o material se flexionava, o software Trapezium X registrava informações referentes à sua deformação, à carga aplicada e ao tempo. Essa etapa foi repetida para cada um dos distintos materiais utilizados até que ensaio chegasse ao fim.

Para determinar o limite de resistência de flexão foi utilizado a Equação 5 como referência.

$$\sigma_{flexão} = \frac{3FL}{(2bt^2)} \quad (5)$$

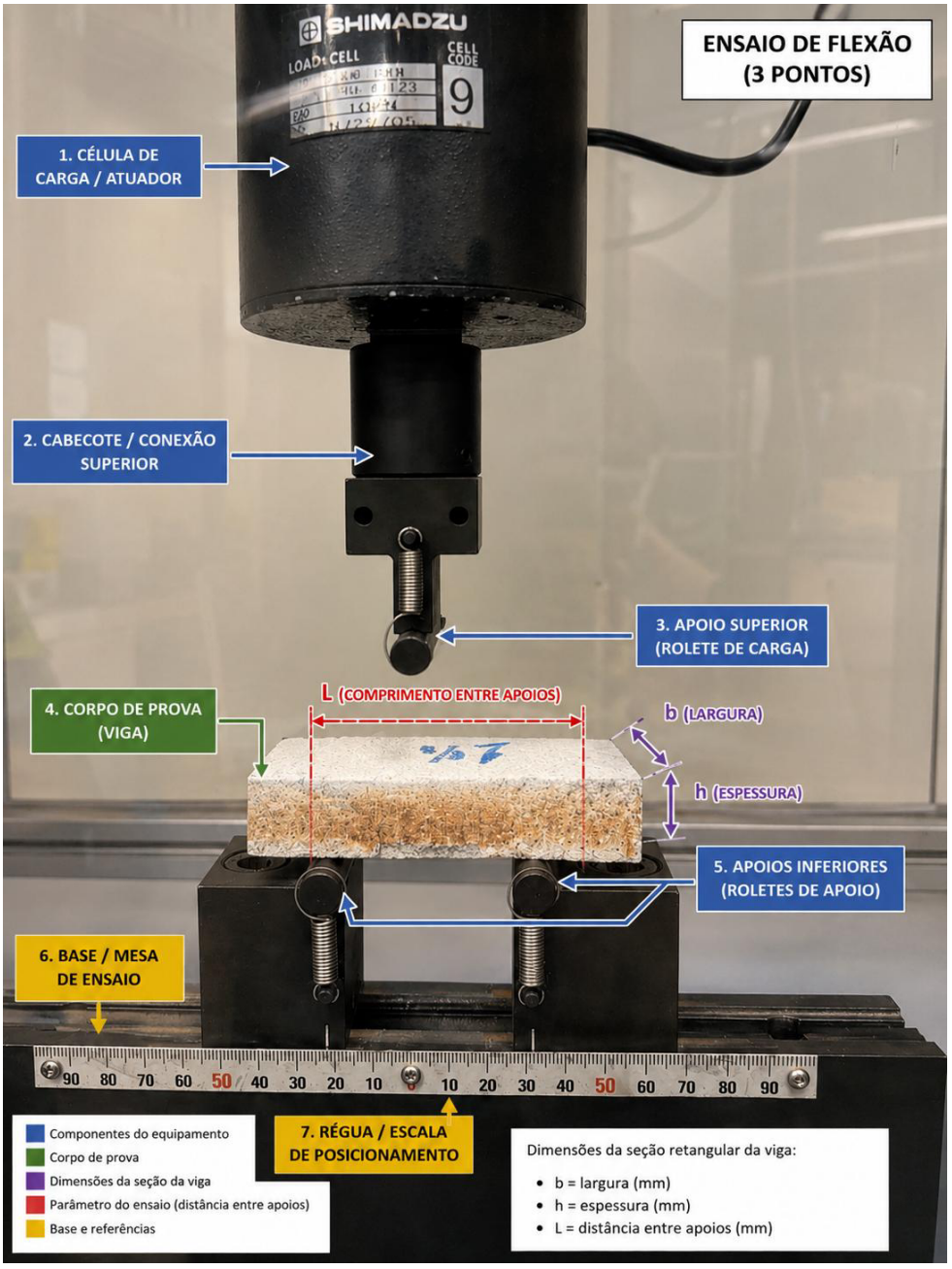
Onde:

- $\sigma_{flexão}$ - tensão de flexão [MPa];
- F - Força [N];

- L - distância entre os apoios [mm];
- b - largura da amostra [mm];
- t - espessura da amostra [mm].

O cálculo foi baseado na Figura 6:

Figura 6 – Parâmetros geométricos do ensaio de flexão.



Fonte: Própria autora, 2026.

4.9 Resistência ao Desgaste

Para a realização deste ensaio, utilizou-se como partícula abrasiva a Areia Normal Fina de malha 100 (granulometria entre 0,3 mm e 0,15 mm), em conformidade com as especificações da norma ABNT NBR 7214:2015. Este método é fundamental para quantificar a resistência ao desgaste abrasivo de materiais e compósitos, adotando a perda de massa e de volume como indicadores diretos de desempenho e durabilidade.

Tabela 4 – Parâmetros dos testes abrasivos roda de borracha

Parâmetros	
Fluxo de abrasivo	300 a 400g/min
Tempo	5 min
Rotação	200 RPM
Carga normal	130N

Fonte: Própria autora, 2026.

Os parâmetros experimentais (Tabela 4) foram estabelecidos seguindo a padronização da Tabela 4, de modo que seja possível a análise comparativa dos corpos de prova.

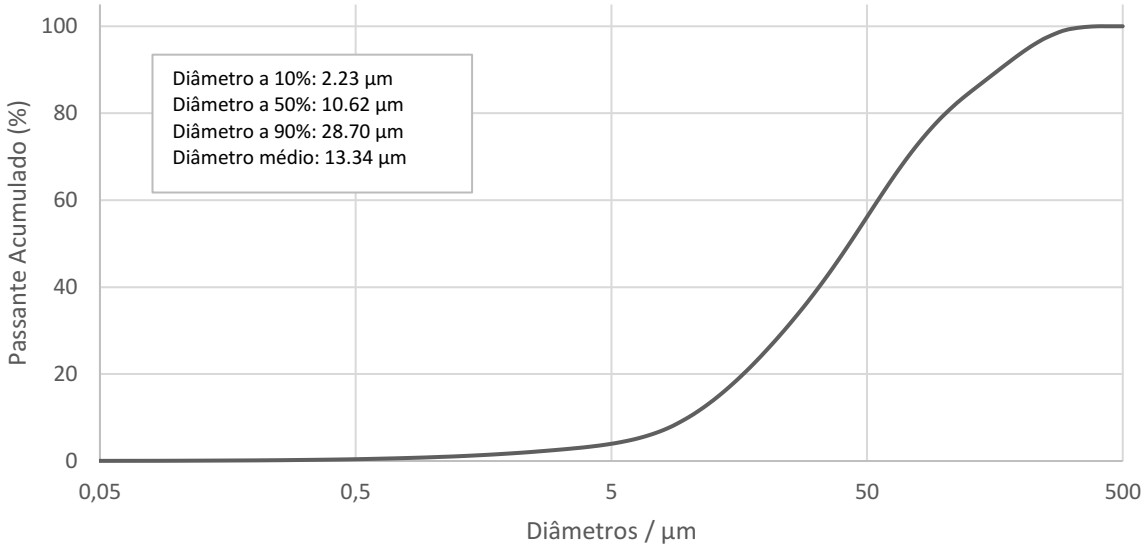
A perda de massa em cada intervalo de 5 minutos foi calculada pela diferença entre as medições das massas inicial e final. Assim, foi determinada a massa inicial, massa final, perda da massa e perda relativa (%). Além disso, a área desgastada de cada corpo de prova foi cálculada utilizando o software *ImageJ.*

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise Granulométrica por Difração a Laser das Matérias-Primas

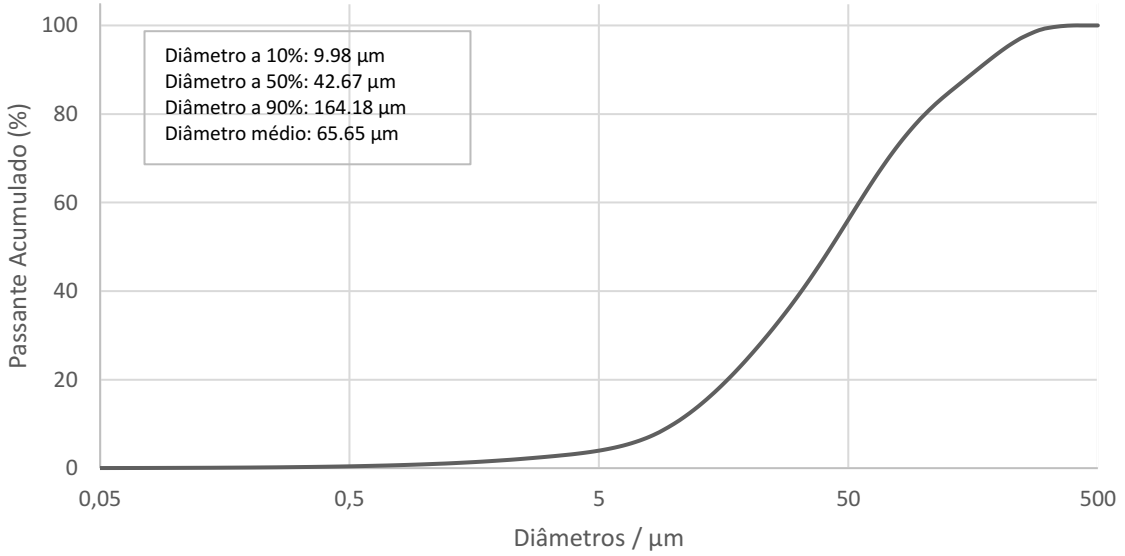
Os resultados obtidos da distribuição granulométrica para o Porcelanato (Massa atomatizada) e o SiC são observados nas Figuras 7 e 8.

Figura 7 – Distribuição Granulométrica do Porcelanato



Fonte: Própria autora, 2026.

Figura 8 – Distribuição Granulométrica do SiC



Fonte: Própria autora, 2026.

A análise granulométrica revela que existe uma distinção dimensional entre os precursores analisados. A matriz atomatizada apresenta caráter predominantemente fino, com diâmetro mediano (D_{50}) de 10,62 μm, ao passo que o aditivo de SiC caracteriza-se por granulometria grosseira, com D_{50} de 42,67 μm e distribuição polidispersa, cujo diâmetro a 90% (D_{90}) atinge 164,18 μm. Dessa forma, esse resultado corrobora com o que foi apontado por Raj *et al* (2020) segundo o qual o SiC proveniente do processo de síntese apresenta granulação grosseira, demandando etapas de moagem e classificação para adequação ao uso como aditivo cerâmico.

A alta discrepância granulométrica entre os materiais constitui um fator determinante na evolução microestrutural do material. Embora Conceição, 2011 indique que altas diferenças granulometricas, constituídas por partículas de diferentes tamanhos, possam favorecer o processo de empacotamento ao permitir que grãos menores ocupem os interstícios dos maiores - elevando a densidade a verde e reduzindo a porosidade residual-, a presença de grãos grosseiros de SiC pode produzir o efeito oposto. Partículas de grande dimensão tendem a gerar vazios ao seu redor que não são eficientemente preenchidas pela fase líquida durante a sinterização, comprometendo o empacotamento e elevando a porosidade final do material. Logo, esse comportamento é condicionado tanto pela quantidade quanto pelo tamanho das partículas e sua influência na eficiência de empacotamento da mistura.

Adicionalmente, conforme reportado por Frolova *et al.* (2023), a redução granulométrica para a escala nanométrica pode elevar a densidade final em até 10% em relação a granulometrias micrométricas, em razão da maior facilidade de rearranjo e preenchimento de poros durante a sinterização via fase líquida. Esse efeito está diretamente associado ao aumento da área superficial específica das partículas menores, o que intensifica a energia de superfície disponível para a difusão atômica e para os mecanismos de densificação durante o tratamento térmico. Em sistemas cerâmicos sinterizados por fase líquida, como o porcelanato, a cinética de dissolução e reprecipitação é fortemente dependente do tamanho das partículas sólidas em contato com a fase viscosa formada, de modo que partículas mais finas tendem a se dissolver e redistribuir de maneira mais uniforme, promovendo uma matriz mais densa e com menor concentração de defeitos microestruturais. Diante da elevada diferença dimensional verificada entre a matriz e o aditivo, a utilização de SiC em granulometria mais fina poderia, em tese, minimizar a formação de concentradores de tensão e favorecer uma microestrutura mais homogênea. Dessa forma, a análise complementar de porosidade e de resistência à flexão torna-se fundamental para a confirmação e quantificação dos efeitos decorrentes dessa dispersão granulométrica sobre as propriedades finais do porcelanato.

5.2 Fluorescência de Raios X (FRX)

A Tabela 5 apresenta os resultados da análise química do porcelanato e do carbeto de Silício, respectivamente, onde pode-se analisar os compostos químicos presentes nesses materiais e seus respectivos percentuais.

Tabela 5 - Resultado da análise química feita através de FRX

a)

Composição química Porcelanato	
SiO_2	71,83%
Al_2O_3	18,93%
K_2O	3,21%
CaO	3,18%
ZrO_2	2,85%

b)

Composição química Carbeto de Silício	
Si	98,13%
Al	1,62%
Fe	0,25%

a) Porcelanato b) SiC

Fonte: Própria autora, 2026.

Observa-se que a maior parte da massa atomatizada é composta por sílica (SiO_2 – 71,83%) e alumina (Al_2O_3 – 18,93%), totalizando aproximadamente 90% da composição total, sendo esses resultados condizentes com a natureza triaxial típica das massas de porcelanato, constituídas por argila, quartzo e feldspato, conforme descrito por Barros (2024). A presença do alto teor de sílica se torna importante diante da contribuição do quartzo na estabilidade dimensional e pelo reforço microestrutural via tensões compressivas residuais durante o resfriamento. Ademais a alumina, proveniente principalmente da fração argilosa e do caulim, é precursora da mulita ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$), fase cristalina de elevada importância para a resistência mecânica e estabilidade química do produto final sinterizado (Oliveira; Hotza, 2015).

A presença de teores de K_2O (3,21%) e CaO (3,18%) correspondem à fração feldspática da massa analisada, confirmando a presença de feldspatos alcalinos e plagioclásios. Conforme descrito por Luz (2008), esses óxidos atuam como fundentes durante a queima, promovendo dessa forma o surgimento das primeiras fases líquidas que contornam as partículas mais refratárias, gerando forças de tensão superficial responsáveis pela densificação e redução da

porosidade. Logo, esses compostos tem papel fundamental para a obtenção das propriedades mecânicas e de absorção de água exigidas nos porcelanatos.

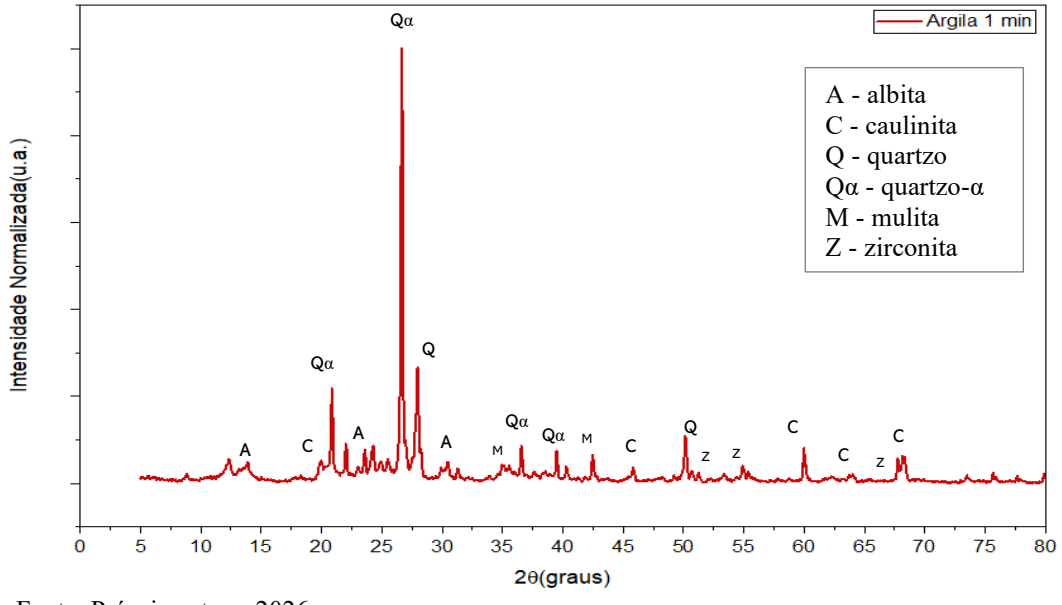
No conjunto, a composição química obtida corrobora os resultados reportados por (Barros, 2024), que caracterizam formulações triaxiais de porcelanato com perfil químico semelhante ao observado neste trabalho.

Ao se analisar o SiC, a análise de FRX, revelou um elevado grau de pureza com a presença de 98,13% de Silício (Si). Esta característica é fundamental para assegurar que as propriedades intrínsecas do SiC, como elevada dureza e condutividade térmica, sejam transmitidas ao compósito sem a interferência de fases secundárias deletérias. A visualização de uma baixa concentração de impurezas metálicas, como Al (1,62%) e Fe (0,25%), infere que o material possui um grau de estabilidade química adequada para atuar como reforço particulado na matriz cerâmica, sem causar reações indesejadas durante o ciclo térmico durante a sinterização.

5.3 Difração de Raios X

A matéria-prima utilizada na preparação dos corpos de prova foi inicialmente caracterizada por difração de raios X (DRX). Os resultados obtidos são apresentados no espectro de difração mostrado na Figura 9, no qual é possível identificar a predominância das fases cristalinas correspondentes à albita, caulinita, quartzo (incluindo a fase α), mulita, talco e zirconita.

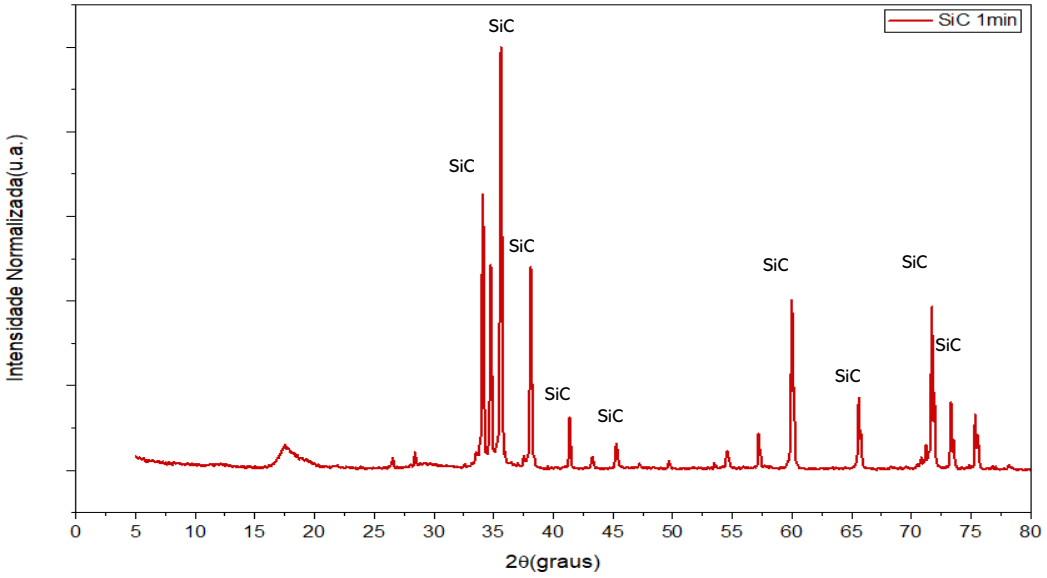
Figura 9 – Difratograma da massa atomatizada



Fonte: Própria autora, 2026.

O carbeto de silício (Figura 10) apresentou picos característicos do material. Dessa forma, a caracterização mineralógica das matérias-primas por DRX confirmou a natureza cristalina dos precursores.

Figura 10 – Difratograma do carbeto de silício



Fonte: Própria autora, 2026.

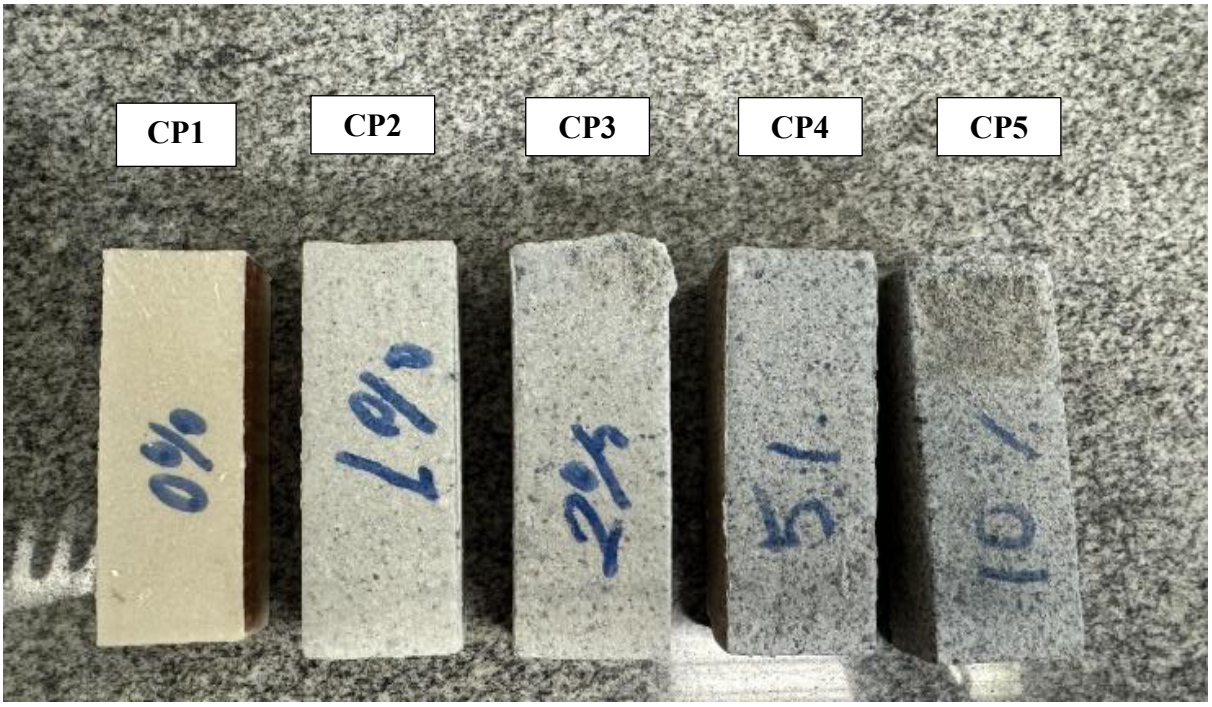
5.4 Análise Visual dos Corpos de Prova Sinterizados

Na Figura 11 são apresentados os corpos de prova sinterizados a 1200 °C em forno elétrico nas diferentes proporções de SiC estudadas: 0%, 1%, 2%, 5% e 10% em massa.

Na inspeção visual das amostras as superfícies são macroscopicamente homogêneas, sem a presença de trincas ou deformações aparentes, o que indica que a temperatura de sinterização adotada foi compatível com as características do sistema cerâmico em questão e condizente, portanto, com os parâmetros do processo produtivo.

Além disso é possível observar, ainda, uma progressiva alteração de coloração das amostras com o incremento do teor de SiC, caracterizada pelo escurecimento gradual da superfície. Esse comportamento pode ser atribuído à composição química do SiC a qual foi utilizado, que, conforme evidenciado pela análise de FRX, apresenta concentrações de alumínio (1,61%) e ferro (0,25%) em sua constituição. A presença desses elementos, especialemente o ferro, é associada ao desenvolvimento de tonalidades mais escuras em matrizes cerâmicas durante a queima, conforme relatado por Germano (2018), uma vez que óxidos de ferro formados em atmosfera redutora tendem a conferir colorações acinzentadas.

Figura 11 - Corpos de prova CP1, CP2, CP3, CP4, CP5 sinterizados

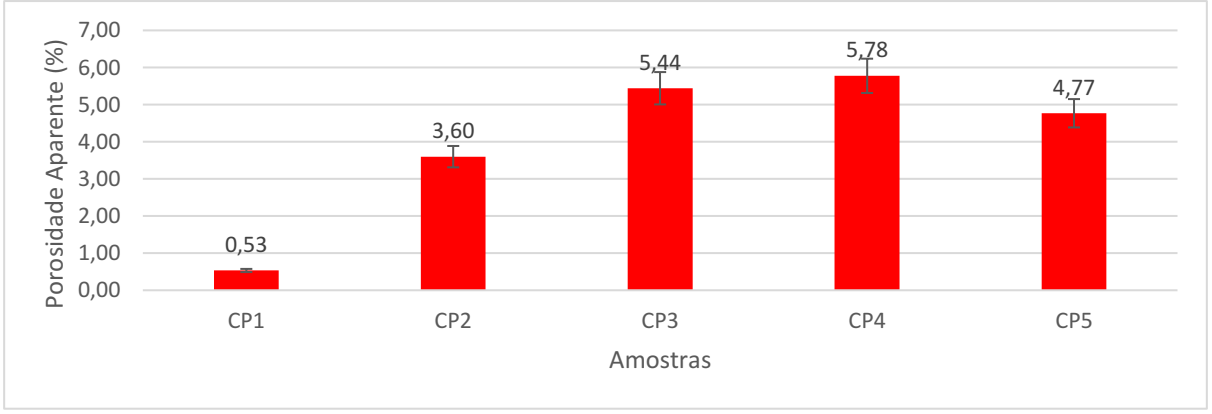


Fonte: Própria autora, 2026.

5.5 Caracterização Física das Amostras

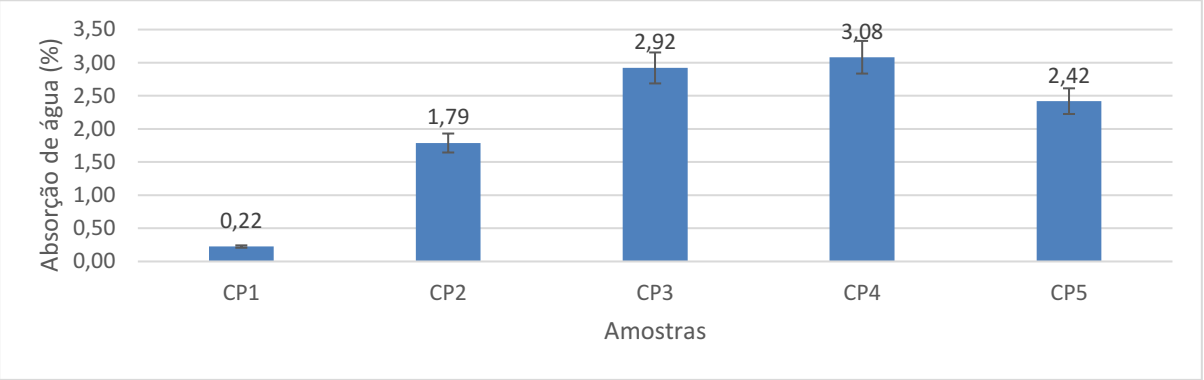
Após a etapa de sinterização dos corpos de prova, foi calculado para 5 unidades de cada composição a absorção de água, densidade aparente e porosidade aparente. Os valores observados durante a etapa são apresentadas nas Figuras 12, 13 e 14.

Figura 12 - Resultados da porosidade aparente (%)



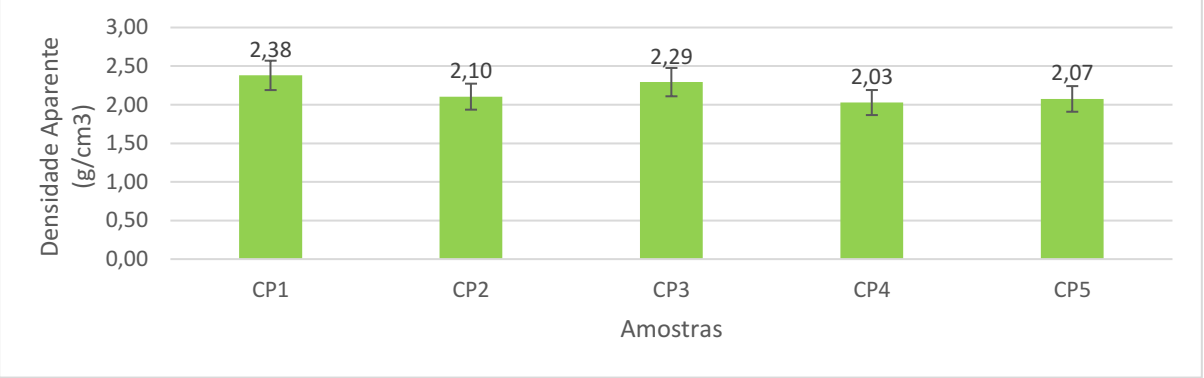
Fonte: Própria autora, 2026.

Figura 13 - Resultados da absorção de água (%)



Fonte: Própria autora, 2026.

Figura 14 - Resultados da densidade aparente (g/cm^3)



Fonte: Própria autora, 2026.

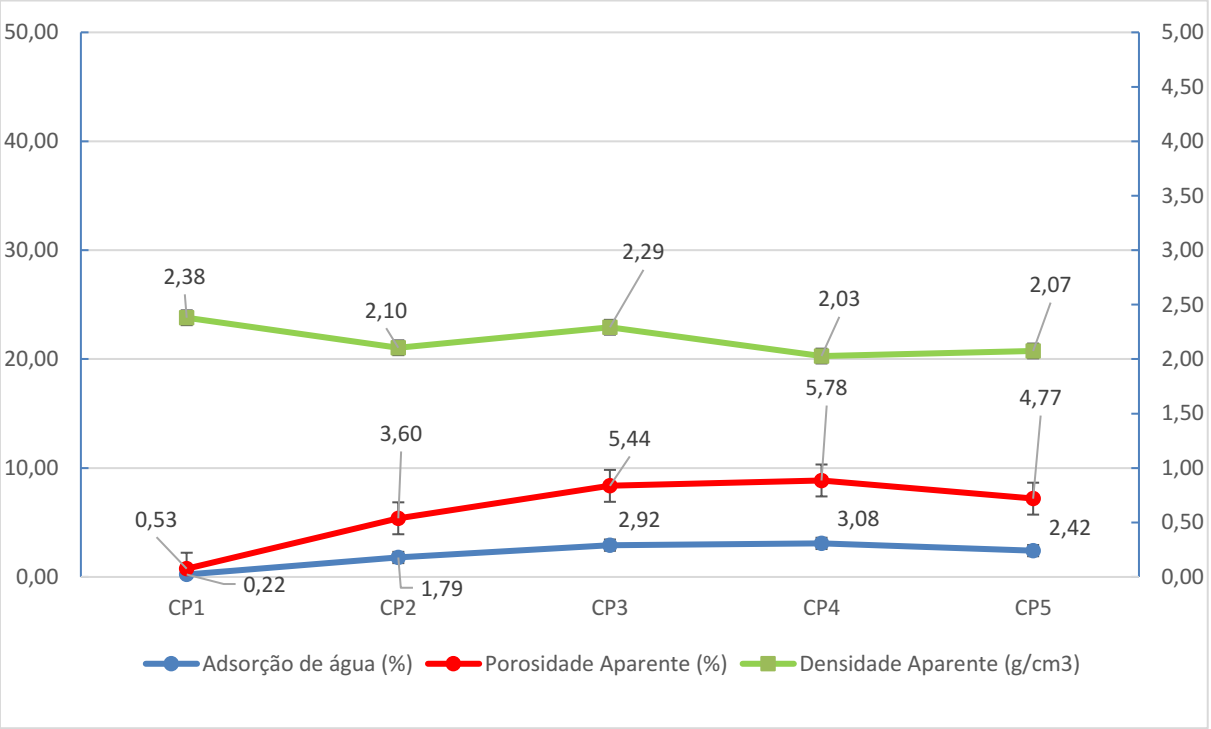
A Figura 15 apresenta a diferenciação das composições em relação aos parâmetros físicos analisados. Observa-se que não ocorreram variações significativas na densidade aparente com o aumento do teor de SiC nas amostras. Entretanto, nota-se uma tendência distinta para a porosidade e a absorção de água: ambos os índices aumentam progressivamente, atingindo o valor máximo na amostra CP4 (5% em massa de SiC) e o menor valor na amostra de referência (CP1).

Esse comportamento pode ser interpretado por dois mecanismos interdependentes, ambos já discutidos: as dificuldades de densificação inerentes ao SiC em processos de sinterização convencional e a influência da granulometria sobre o empacotamento e a reatividade das partículas durante a queima.

Em relação ao caráter covalente do SiC, o material apresenta baixo coeficiente de autodifusão, o que dificulta os mecanismos difusionais necessários para o fechamento dos poros durante a sinterização em fase sólida (Qian *et al.,* 2025). No contexto do porcelanato, a densificação depende fortemente da fase líquida gerada pela fusão dos fundentes, sobretudo o feldspato presente em sua composição. Ao incorporar SiC como aditivo, a fase líquida

disponível precisa envolver e interagir com partículas de baixa reatividade química, tornando-se progressivamente insuficiente para promover o fechamento completo dos poros à medida que o teor de SiC aumenta. Esse efeito é evidenciado pelo aumento consistente da porosidade e da absorção de água observados nas composições CP2 a CP5 frente à referência CP1.

Figura 15 – Comparativo das propriedades físicas nas composições CP1, CP2, CP3, CP4 e CP5



Fonte: Própria autora, 2026.

A granulometria das partículas de SiC amplifica esse fenômeno de forma direta. Uma distribuição granulométrica inadequada, ou seja, com partículas de maior dimensão ou geometria irregular, reduz a eficiência do empacotamento no estado verde, aumentando, dessa forma, o volume de vazios que a fase líquida precisa preencher durante a queima (Frolova *et al.,* 2023). Com a adição de apenas 1% de SiC (CP2), a baixa proporção de partículas resulta em regiões isoladas com pouca interação entre os grãos do reforço e a matriz cerâmica, de forma que a fase líquida dos feldspatos ainda consegue, em parte, contornar esses grãos e promover algum grau de densificação — o que explica os valores intermediários de porosidade observados nessa composição. À medida que o teor aumenta, os vazios passam a se somar e a se interconectar, de modo que a fase líquida — já insuficiente para envolver individualmente cada grão de SiC — se vê obrigada a preencher uma rede crescente de defeitos microestruturais. O resultado é uma estrutura progressivamente mais porosa, como demonstrado pelos dados das

composições CP3, CP4 e CP5.

O pico de porosidade observado em CP4 (5% de SiC) pode ser explicado pela fluência desses dois efeitos: máxima interferência do SiC na cinética de sinterização e maior interconexão dos poros, sem que a fase líquida seja suficiente para compensar os defeitos acumulados. A pequena redução da porosidade verificada em CP5 (10% de SiC) em relação a CP4 pode estar associada a um efeito de redistribuição e compactação mecânica dos grãos em maiores concentrações, embora essa composição ainda apresente valores significativamente superiores à referência, indicando que a densificação permanece comprometida.

Já o que tange à densidade aparente, a ausência de altas variações entre as composições analisadas - mesmo diante do aumento da porosidade - sugere que os poros formados durante o processo de queima são predominantemente formados por poros abertos, conectados à superfície, e não fechados. Os poros abertos permitem a entrada de água sem necessariamente alterar a massa volumétrica aparente de forma proporcional, o que é coerente com o aumento simultâneo da absorção de água e da porosidade aparente sem correspondente redução de densidade.

Do ponto de vista normativo, a NBR ISO 13006 classifica os revestimentos cerâmicos de acordo com a absorção de água. A composição de referência CP1 enquadra-se no Grupo BIa (Porcelanato, AA < 0,5%), ao passo que as composições com 2% e 5% de SiC (CP3 e CP4) migraram para o Grupo BIb (Grés), comprometendo sua classificação como porcelanato técnico. Esse resultado evidencia que a adição de SiC acima de 1% em massa, nas condições de processamento empregadas neste trabalho, é incompatível com os requisitos mínimos de impermeabilidade que definem o porcelanato como categoria comercial.

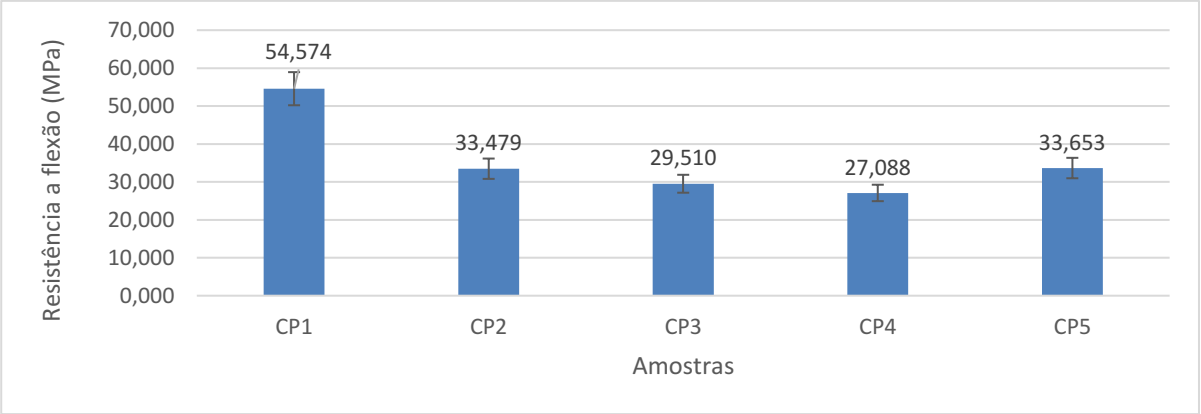
Dessa forma, os resultados físicos obtidos corroboram a literatura ao demonstrar que o SiC atua como um dificultador da vitrificação da matriz cerâmica, sendo que seu efeito deletério sobre a densificação é amplificado pelo aumento da concentração e pelas características granulométricas das partículas. A adição controlada, limitada a teores não superiores a 1% em massa, mostra-se como a faixa mais promissora para conciliar o potencial de reforço do SiC com a manutenção das propriedades físicas exigidas para porcelanatos de alto desempenho.

5.6 Resistência Mecânica à Flexão

Ao analisar o corpo de prova utilizado como referência (CP1), o resultado do módulo de ruptura foi de 54,57 MPa. O valor está significativamente acima do mínimo exigido pelas normas técnicas para porcelanatos (geralmente > 35 MPa), indicando, dessa forma, que durante

o processamento a massa cerâmica utilizada e o ciclo de sinterização foram eficazes na vitrificação e no desenvolvimento de fases reforçadoras, como a mulita acicular. Na Figura 16, é apresentado os valores médios do limite de resistência à flexão em três pontos obtidos no ensaio.

Figura 16 - Resultados do ensaio de flexão em três pontos



Fonte: Própria autora, 2026.

Já com a introdução do SiC, ocorreu um decréscimo nos resultados na resistência mecânica, principalmente nas composições CP2, CP3 e CP4 que apresentaram reduções acentuadas em relação à amostra padrão Esse comportamento é consistente com o que é reportado na literatura: concentrações mais elevadas de SiC tendem a aumentar a porosidade residual da matriz cerâmica, reduzindo a densificação e, consequentemente, a resistência à flexão (Liu *et al.,* 2023). O mecanismo envolvido está associado às características intrínsecas do carbeto de silício, especialmente no que tange seu baixo coeficiente de autodifusão e sua natureza predominantemente covalente, que dificultam a densificação por sinterização em fase sólida e criam barreiras físicas ao fluxo viscoso da fase líquida proveniente da fusão dos fundentes, como o feldspato, prejudicando o preenchimento dos poros durante a queima.

A amostra com 10% m/m de SiC – CP5 - apresentou uma tendência de recuperação na resistência, atingindo resultados de 33,65 MPa. Este fenômeno sugere que, ao atingir um teor crítico de 10%, os mecanismos de reforço por fase dispersa começam a mitigar o efeito negativo da porosidade. A estabilidade de fase do SiC, identificada por difratometria de raios X (DRX), permite que as partículas atuem como obstáculos à propagação de trincas por meio dos mecanismos de deflexão e crack bridging: a frente de fratura é forçada a contornar ou atravessar as partículas de elevada dureza, consumindo maior energia elástica e elevando a resistência do compósito em relação às composições intermediárias. Esse resultado corrobora os achados de Zhang *et al.* (2021), que indicam que pequenas adições de SiC podem manter ou melhorar a

resistência à flexão mediante melhor distribuição de tensões, ao passo que concentrações intermediárias tendem a ser as mais prejudiciais à densificação.

Os resultados obtidos reforçam, portanto, que a adição de SiC ao porcelanato impõe um compromisso entre o potencial de reforço tribológico do aditivo e a manutenção da integridade estrutural da matriz, demandando controle rigoroso dos teores empregados.

5.7 Ensaio de Desgaste

O ensaio de desgate utilizando o método de roda de borracha foi realizado com o parâmetro de rotação de 200 RPM, carga normal de 130 N e duração de 5 minutos. Os resultados de perda de massa obtidos para cada composição estão apresentados na Tabela 6.

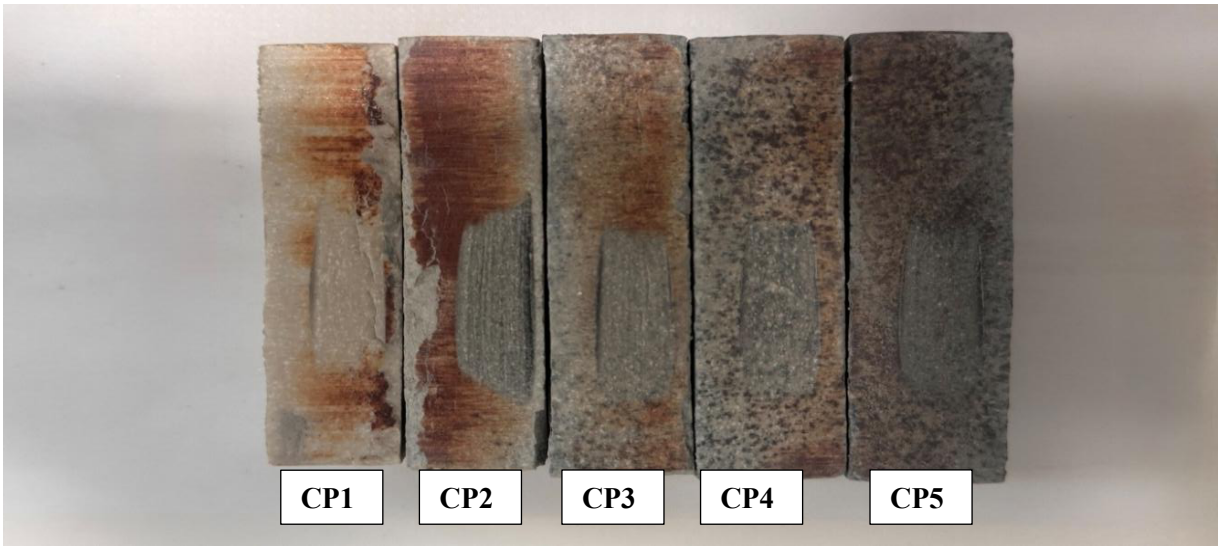
Tabela 6 – Resultados do ensaio de desgaste por abrasão com roda de borracha

Composição	Massa Inicial (g)	Massa Final (g)	Perda de Massa (g)	Perda Relativa (%)
CP1 – 0% SiC	102,4654	102,4100	0,0554	0,054%
CP2 – 1% SiC	102,5516	102,2846	0,2670	0,260%
CP3 – 2% SiC	100,6505	100,4991	0,1514	0,150%
CP4 – 5% SiC	108,2023	108,0690	0,1333	0,123%
CP5 – 10% SiC	110,3211	110,1358	0,1853	0,168%
Média	**104,8382**	**104,6797**	**0,1585**	**0,151%**

Fonte: Própria autora, 2026.

Segue imagem dos resultados obtidos após ensaio de desgaste:

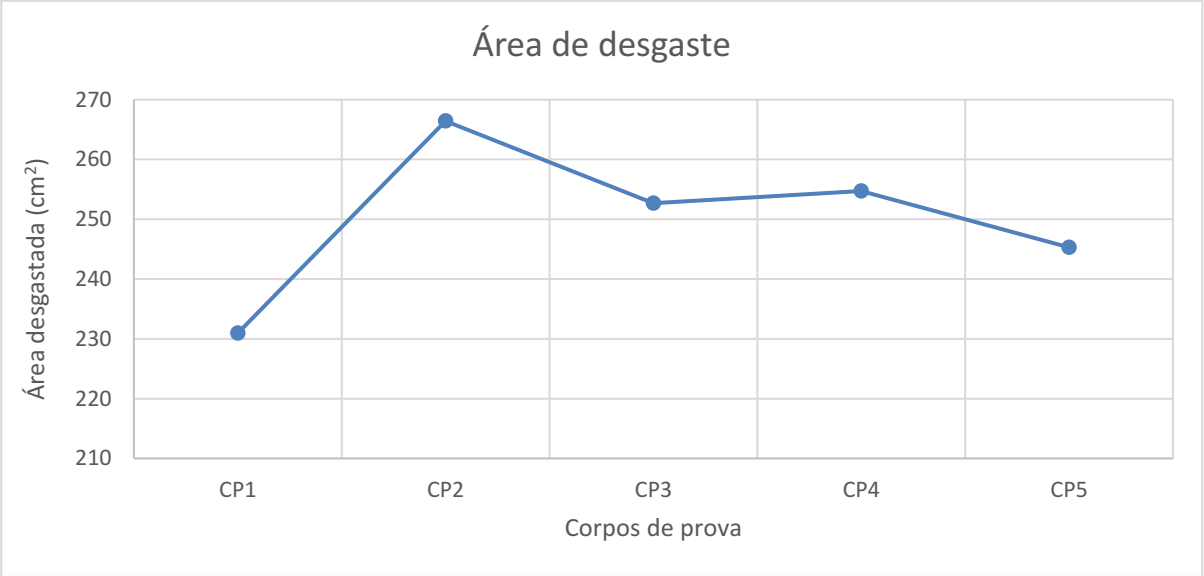
Figura 17 - Resultados do ensaio de desgaste



Fonte: Própria autora, 2026.

Analisando os resultados, observa-se que a amostra de base CP1 (0% de SiC) teve o menor valor de perda de massa absoluta (0,0554 g) e relativa (0,054%). Infere que a matriz de porcelanato densamente sinterizada, com baixa porosidade residual e elevado grau de vitrificação, confere resultados positivos a resistência ao desgaste abrasivo. Esse comportamento condiz com os resultados verificados de absorção de água e porosidade aparente, em que o CP1 apresentou os menores resultados.

Figura 18 – Área de desgaste calculado pelo ImageJ



Fonte: Própria autora, 2026.

A Figura 18 apresenta as áreas de desgaste calculadas pelo software *ImageJ* para cada composição, permitindo uma análise complementar à perda de massa. Os valores obtidos pelo cálculo da *ImageJ* corroboram a tendência observada na perda de massa, conforme apresentado na Tabela 6. A inserção de 1% em massa de SiC (CP2), por exemplo, teve o maior valor de perda relativa entre todas as composições analisadas, com o valor de 0,260% - aproximadamente cinco vezes superior ao da amostra de referência CP1 - , acompanhado pela maior área de desgaste registrada (266 cm^2). Esse resultado, se mostra contrária dada a natureza reconhecida da dureza do SiC, porém pode ser explicado pelo aumento significativo da porosidade residual observado durante o ensaio de porosidade aparente. A presença de poros abertos na superfície funciona como sítios preferenciais de remoção de material durante o contato abrasivo, fragilizando a superfície e comprometendo a coesão intergranular necessária para a resistência ao desgaste (Ochen *et al.*, 2021). Além disso, a polidispersividade granulométrica entre a matriz (D50 = 10,62 µm) e o aditivo SiC (D50 = 42,67 µm) pode ter

promovido o enfraquecimento de algumas interfaces entre as partículas de reforço e a fase vítrea circundante, tornando essas regiões mais susceptíveis à ação abrasiva.

No CP3 (2% de SiC) já se observa uma tendência de redução da perda relativa de massa e da área de desgaste medida pelo *ImageJ*. A perda relativa passou de 0,150% em CP3 para 0,123% em CP4 (5% de SiC), enquanto a área de desgaste aumentou de 253 para 255 cm^2 não ocorrendo alteração significativa, sendo CP4 o menor valor de perda de massa entre as composições com adição de SiC. Esse comportamento sugere que, em maiores teores, as partículas de SiC começam ter atuação efetiva como fase dispersa de alta resistência abrasiva, protegendo localmente a matriz contra a ação do abrasivo (Napiórkowski *et al*., 2021). Porém, esse mecanismo de proteção é parcialmente neutralizado pelo aumento concomitante da porosidade, resultando em valores de perda de massa ainda superiores ao da amostra de referência.

A amostra CP5 (10% de SiC) apresentou perda relativa de 0,168% valor ligeiramente superior aos de CP4, o que pode estar atrelado a heterogeneidade microestrutural em teores mais elevados de aditivo, criando descontinuidades adicionais na interface entre matriz e reforço que favorecem a remoção de fragmentos durante o ensaio.

Dessa forma, os resultados demonstram que, nas condições de processamento adotadas o potencial de reforço ao desgaste do carbeto de silício não foi plenamente aproveitado. A densificação incompleta da matriz promovida pela dificuldade de sinterização imposta pelos obstáculos da ligação covalente do SiC e pela discrepância granulométrica entre os materiais, resultou em um material com microestruturas mais porosas que superaram negativamente o efeito benéfico da elevada dureza intrínseca do aditivo. Esses resultados está de acordo com os resultados de resistência à flexão e a literatura, que indica que a eficácia do SiC como reforço cerâmico está condicionada ao controle rigoroso da granulometria e ao uso de técnicas de sinterização adequadas à sua natureza covalente (Frolova *et al*., 2023; Qian *et al*., 2025).

6 CONCLUSÃO

O presente trabalho investigou a influência da adição de Carbeto de Silício (SiC) nas propriedades mecânicas de porcelanatos cerâmicos (massa atomatizada), por meio do processamento e caracterização de cinco composições com teores diferentes de SiC (0%, 1%, 2%, 5% e 10% em massa), sinterizadas no processo de queima a 1200°C.

A caracterização granulométrica das matérias-primas revelou uma expressiva discrepância dimensional entre a massa atomizada (D50 = 10,62 μm) e o aditivo SiC (D50 = 42,67 μm), fator que se mostrou determinante para os resultados obtidos ao longo de todo o trabalho. Essa incompatibilidade granulométrica comprometeu o empacotamento eficiente das partículas no estado verde, dificultando o fechamento dos poros durante a sinterização e resultando em microestruturas progressivamente mais porosas com o aumento do teor de SiC conforme mostrado na caracterização física dos corpos de provas.

Os ensaios de resistência à flexão em três pontos corroboraram esse comportamento, demonstrando que a amostra de referência (CP1) atingiu 54,57 MPa, valor significativamente superior ao mínimo normativo aceitável de 35 MPa para porcelanatos. Com a introdução do SiC, teve uma redução progressiva da resistência mecânica nas composições CP2, CP3 e CP4, atribuída ao aumento da porosidade residual e às tensões interfaciais decorrentes da diferença entre os coeficientes de expansão térmica do SiC ($4{,}0 \times 10^{-6}$/°C) e da matriz de porcelanato (7,0 a $8{,}5 \times 10^{-6}$/°C). A amostra CP5 (10% de SiC) apresentou uma tendência de recuperação parcial da resistência, atingindo 33,65 MPa, sugerindo que, em teores mais elevados, mecanismos de deflexão e travamento de trincas promovidos pelas partículas de SiC começam a atuar de forma mais expressiva.

Os ensaios de desgaste por abrasão com roda de borracha reforçaram as observações anteriores. A amostra de referência CP1 apresentou a menor perda relativa de massa (0,054%), reflexo direto de sua microestrutura densa e bem vitrificada. A composição CP2 (1% de SiC) registrou o maior desgaste relativo (0,260%), evidenciando que a porosidade elevada supera o benefício da dureza intrínseca do SiC nesse teor. A partir de CP3, verificou-se uma tendência de redução da perda de massa, com CP4 (5% de SiC) atingindo 0,123%, indicando que em maiores concentrações as partículas de SiC passam a contribuir mais efetivamente para a resistência abrasiva da superfície.

De forma geral, concliu-se que, embora o SiC possua propriedades mecânicas intrínsecas superiores como alta dureza, elevada resistência à flexão e excelente resistência ao desgaste sua incorporação em matrizes de porcelanato sinterizadas a 1200°C, nas condições adotadas neste

trabalho, não resultou em melhoria das propriedades mecânicas em relação à amostra de referência CP1. Os principais fatores limitantes identificados foram a granulometria grosseira e polidispersa do SiC utilizado, a natureza covalente de suas ligações que dificulta a densificação em fase sólida, e a incompatibidade térmica entre o aditivo e a matriz cerâmica.

7 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos e nas limitações identificadas ao longo do desenvolvimento deste trabalho, apresentam-se as seguintes recomendações para investigações futuras:

- Adequação granulométrica do SiC: recomenda-se a utilização de carbeto de silício com distribuição granulométrica compatível à da massa atomizada empregada, preferencialmente em escala nanométrica. Partículas de menor dimensão favorecem a homogeneidade da mistura, reduzem a formação de aglomerados e potencializam os mecanismos de reforço por deflexão e ancoragem de trincas na matriz cerâmica.
- Otimização da temperatura de sinterização: sugere a avaliação de temperaturas de sinterização superiores à adotada neste estudo (1200 °C), com objetivo de promover maior densificação da matriz e melhor incorporação das partículas de SiC. O emprego de patamares intermediários e de diferentes taxas de aquecimento também pode contribuir para o controle microestrutural do compósito;
- Avaliação de aditivos de sinterização: a incorporação de aditivos como boro (B) e carbono (C), pode ser investigada como estratégia para favorecer a sinterização por fase líquida e promover a ligação interfacial entre o SiC e a matriz feldspática, contribuindo, dessa forma, para o aumento da resistência mecânica;
- Caracterização microestrutural complementar: sugere a realização de análises por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) com Espectroscopia por Dispersão de Energia (EDS) e microdureza Vickers, a fim de aprofundar a compreensão dos mecanismos de falha e dos efeitos do SiC sobre a microestrutura do porcelanato;
- Ampliação das concentrações de SiC: se recomenda o estudo de teores intermediários de adição, especialmente entre 1% e 5% em massa, de modo a identificar com maior precisão o limite de percolação e a concentração ótima de reforço sem comprometimento da densificação e das propriedades normativas do porcelanato.

A adoção integral ou parcial dessas estratégias poderá amplificar a obtenção de compósitos porcelânico-SiC com desempenho mecânico e tribológico superior, ampliando as possibilidades de aplicação do porcelanato técnico em ambientes de alto tráfego e elevada solicitação mecânica.

REFERÊNCIAS

ANFACER – Associação Nacional dos Fabricantes de Cerâmica para Revestimentos, Louças Sanitárias e Congêneres. **Setor cerâmico brasileiro**. Disponível em: http://www.anfacer.org.br/. Acesso em: 28 fev. 2026.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR 15463**: Placas cerâmicas para revestimento — Porcelanato — Requisitos. Rio de Janeiro: ABNT, 2013.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 10545-3**: Placas de cerâmica — Parte 3: Determinação da absorção de água, porosidade aparente, densidade relativa aparente e densidade aparente. Rio de Janeiro: ABNT, 1997.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 10545-6**: Placas de cerâmica — Parte 6: Determinação da resistência à abrasão profunda para placas não esmaltadas. Rio de Janeiro: ABNT, 2020.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 13006**: Placas de cerâmica — Definições, classificação, características e marcação. Rio de Janeiro: ABNT, 2020.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM C373-72**: Standard test method for water absorption, bulk density, apparent porosity, and apparent specific gravity of fired whiteware products. West Conshohocken: ASTM International, 1972.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM G65-16**: Standard test method for measuring abrasion using the dry sand/rubber wheel apparatus. West Conshohocken: ASTM International, 2021.

BARBOSA, D. S.; SILVA, J. E. da; MACHADO, R. A. F.; HOTZA, D. Controle e automação na indústria cerâmica: estudo de caso na fabricação de porcelanato no Brasil. **Cerâmica Industrial**, v. 13, n. 4, p. 23-30, 2008.

BARROS, Fernanda Cecilia Dias. **Interpretação dos resultados dos ensaios de caracterização de argila visando o uso na indústria de porcelanato**. Revisão: Francisco de Assis Rodrigues. São Paulo: R&G Consultoria/Mineradora Okumene Ltda, 2014. 11 p. (Relatório Técnico).

BARSOUM, M. W. **Fundamentals of ceramics**. New York: Taylor and Francis, 2003. (Series in Materials Science and Engineering).

CALLISTER JUNIOR, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 10. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2020.

CARTER, C. B.; NORTON, M. G. **Ceramic materials**: science and engineering. 2. ed. New York: Springer, 2013.

CONCEIÇÃO, E. S. **Influência da distribuição granulométrica no empacotamento de matérias-primas na formulação de porcelânicos**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

DE ORO CALDERON, R.; GIERL-MAYER, C.; DANNINGER, H. Fundamentals of sintering: liquid phase sintering. In: **Reference Module in Materials Science and Materials Engineering**. Amsterdam: Elsevier, 2021.

DOMINGUES, Marcela Galizia; ROCCO, José Atílio Fritz Fidel. Propriedades de proteção térmica do carbeto de silício em revestimentos cerâmicos. **Química Nova**, São José dos Campos, v. 44, n. 2, p. 158-165, 2021.

FROLOVA, M. G.; LYSENKOV, A. S.; KRAVCHUK, K. S.; ZAKORZHEVSKY, V. V.; KIM, K. A.; KARGIN, Y. F. Influence of the morphology and size of SiC particles on the mechanical characteristics of SiC-ceramics. **Silicon**, v. 15, p. 7213–7218, 2023.

AGUILAR, O.; LARA HERNÁNDEZ, R.; ARELLANO LARA, A.; GIL VÁZQUEZ, J. L.; AGUILAR, J. Increasing bending strength of porcelain stoneware via pseudoboehmite additions. **Journal of Ceramics**, v. 2014, p. 270689, 2014. DOI: 10.1155/2014/270689.

GERMANO, Pedro Henrique Pereira. **Carbeto de silício – propriedades, aplicações e mercado**. 2018. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Minas) – Departamento de Engenharia de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2018.

HUANG, B.; SI, P.; REN, Q.; QIAN, Z.; YIN, Z.; HUANG, Z.; HUANG, Q.; LI, Y. Effect of β to α phase transformation on the microstructure and thermal conductivity of SiC ceramics densified with Y_2O_3-MgO additives in argon. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 43, n. 15, p. 6758-6764, dez. 2023.

ICDD – INTERNATIONAL CENTRE FOR DIFFRACTION DATA. **PDF-2 database**. Newtown Square: ICDD, 2003.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 13320**: Particle size analysis — Laser diffraction methods. Genebra: ISO, 2020.

IQBAL, Y.; LEE, W. E. Fired porcelain microstructures revisited. **Journal of the American Ceramic Society**, v. 82, n. 12, p. 3584-3590, 2004.

QIAN, Z.; XU, H.; ZHANG, X.; XIA, Y.; QIAN, H.; HUANG, Y.; ZHU, Y. Influence of silicon carbide addition on microstructural and compressive properties of boron carbide ceramics synthesized by reaction sintering. **Ceramics International**, v. 51, n. 19, pt. A, p. 27826-27834, ago. 2025.

RAJ, P.; GUPTA, G. S.; RUDOLPH, V.. Silicon carbide formation by carbothermal reduction in the Acheson process: a hot model study. **Thermochimica Acta**, v. 687, p. 178577, maio 2020.

LIU, Q.; HUANG, Z.; XU, D. Effect of SiC addition on flexural strength and porosity of porcelain ceramics. **Materials Science Forum**, v. 1060, p. 55-63, 2023.

LIU, Z.; LI, Z.; LI, Q.; WANG, C.; CHEN, P.; YANG, L.; ZHANG, L.; SU, B.; YAN, C.; SHI, Y. Ultra-high strength and toughness continuous SiC/SiC ceramic matrix composites prepared

by an additive manufacturing manipulator. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 45, n. 6, p. 117176, 2025. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2024.117176.

LUZ, J. C. **Desenvolvimento de formulações para produção de grês porcelanato a partir de matérias-primas da região da bacia do Parnaíba**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2008.

MAITY, T.; KIM, Y.-W. High-temperature strength of liquid-phase-sintered silicon carbide ceramics: a review. **International Journal of Applied Ceramic Technology**, 2021.

MORAIS, L. M. T. **Inteligência competitiva aplicada a tecnologias do carbeto de silício para o setor de abrasivos**. 2005. Monografia (Especialização em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.

NAPIÓRKOWSKI, J.; OLEJNICZAK, K.; KONAT, Ł. Wear properties of nitride-bonded silicon carbide under the action of an abrasive soil mass. **Materials**, v. 14, n. 8, p. 2038, abr. 2021.

OCHEN, W. et al. Physical and mechanical properties of porcelain tiles made from raw materials in Uganda. **Results in Materials**, v. 11, p. 100195, 2021.

OLIVEIRA, A. P. N.; HOTZA, D. **Tecnologia de fabricação de revestimentos cerâmicos**. 2. ed. rev. Florianópolis: Ed. da UFSC, 2015. 118 p.

OLIVEIRA, J. S. **Identificação das dificuldades para implementação da produção enxuta em uma indústria de porcelanato para revestimentos**. 2018. Monografia (Graduação em Engenharia de Produção) – Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2018.

PINHEIRO, A. S. **Produção de grês porcelanato a partir de matérias-primas do Rio Grande do Norte e queima a gás natural**. 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2006.

QIAN, Z.; LI, K.; ZHOU, Y.; XU, H.; QIAN, H.; HUANG, Y. et al. High compressive strength silicon carbide ceramics with enhanced mechanical performance. **Materials**, Basel, v. 18, n. 15, p. 3598, jul. 2025.

RAHAMAN, M. N. **Ceramic processing and sintering**. 2. ed. Boca Raton: CRC Press, 2003.

ROMERO, M.; MARQUEZ, J. M.; RINCÓN, J. M. Kinetic of mullite formation from a porcelain stoneware body for tiles production. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 26, p. 1647-1652, 2006.

ROSSO, J.; CUNHA, E.; ROJAS-RAMIREZ, R. Características técnicas e polimento de porcelanatos. **Cerâmica Industrial**, Florianópolis, v. 10, n. 4, p. 11-14, jul./ago. 2005.

SÁNCHEZ, E. Considerações técnicas sobre produtos de revestimento porcelânico e seus processos de manufatura. Parte I. **Cerâmica Industrial**, p. 7-16, mar./abr. 2003.

SILVA, A. L. **Conformação de porcelanatos de baixa espessura por prensagem e tape casting**. 2012. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2012.

SILVA, G. B. da S.; FREITAS LOPES, F.; PEREIRA DE OLIVEIRA, C.; MENDES AZEVEDO, F. Estudo das propriedades técnicas de revestimentos cerâmicos do tipo grês porcelânico. **Exatas & Engenharias**, v. 9, n. 26, p. 55-66, 2019. DOI: 10.25242/885X92620191936.

SILVA, Jorge Elias da. **Desenvolvimento de composição de massa cerâmica para produção de porcelanato técnico**. 2010. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2010.

SILVA, R. A.; COSTA, M. F.; PEREIRA, J. L. Influência do carbeto de silício nas propriedades tribológicas de porcelanatos. **Cerâmica**, v. 68, n. 2, p. 145-152, 2022.

SILVA, Rodrigo Portavales. **Estudo do processamento e microestrutura do carbeto de silício ligado por reação**. 2009. Projeto de Graduação (Bacharelado em Engenharia de Materiais) – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2009.

SUGUIO, Kenitiro. **Geologia sedimentar**. São Paulo: Edgard Blücher, 1998.

VERONA, Alessandra. Vantagens e desvantagens do porcelanato. [S. l.]: Scribd, 31 mar. 2024. Disponível em: https://www.scribd.com/document/718791749/. Acesso em: 26 abr. 2026.

WANG, K.; YIN, J.; CHEN, X.; LIU, X.; HUANG, Z. et al. Microstructure and properties of liquid-phase sintered SiC ceramics fabricated by selective laser printing and precursor impregnation and pyrolysis. **Ceramics International**, v. 50, n. 3, p. 4315-4322, fev. 2024.

WANG, Y.; MONETTA, T. Systematic study of preparation technology, microstructure characteristics and mechanical behaviors for SiC particle-reinforced metal matrix composites. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 25, p. 7470–7497, 2023. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.07.145.

XUE, R.; YU, T.; SONG, H.; SUN, Y.; DENG, X. Effect of SiO_2 adding on properties of SiC porous ceramic support. **Journal of Physics: Conference Series**, v. 2468, n. 1, p. 012009, abr. 2023.

YANG, Y.; ZHU, T.; SUN, N.; LIANG, X.; LI, Y.; WANG, H.; XIE, Z.; SANG, S.; DAI, J. Mechanical and tribological properties of SiC whisker-reinforced SiC composites via oscillatory pressure sintering. **International Journal of Applied Ceramic Technology**, v. 20, n. 4, p. 2154-2165, jul./ago. 2023.

HANG, C.; XIA, Q.; HAN, L.; ZHAO, Y.; HUANG, N.; REN, Q.; ZHANG, X.; RU, H. Fabrication of carbon-coated boron carbide particles and their role in the reaction bonding of boron carbide by silicon infiltration. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 42, n. 3, p. 860-868, mar. 2022.

ZHANG, Y.; WANG, H.; CHEN, L. Mechanical behavior of porcelain tiles reinforced with silicon carbide. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 41, n. 9, p. 3890-3898, 2021.