

UNIVERSIDADE FEDERAL DO AMAZONAS
FACULDADE DE ODONTOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ODONTOLOGIA

DANTHON NORONHA DE MOURA

O PAPEL DAS FIBRAS E QUALIDADE DA MATRIZ EM RESINAS COMPOSTAS DE
ALTO DESEMPENHO

MANAUS

2026

DANTHON NORONHA DE MOURA

**O PAPEL DAS FIBRAS E QUALIDADE DA MATRIZ EM RESINAS COMPOSTAS
DE ALTO DESEMPENHO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Odontologia, da Universidade Federal do Amazonas, como requisito à obtenção do título de Mestre em Odontologia.

Orientadora: Prof. Dra. Luciana Mendonça da Silva Martins

Co – Orientador: Prof. Dr. Leandro de Moura Martins

MANAUS

2026

Ficha Catalográfica

Elaborada automaticamente de acordo com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

M929p Moura, Danthon Noronha de
 O papel das fibras e qualidade da matriz em resinas compostas
 de alto desempenho / Danthon Noronha de Moura. - 2026.
 30 f. : il., p&b. ; 31 cm.

 Orientador(a): Luciana Mendonça da Silva Martins.
 Coorientador(a): Leandro de Moura Martins.
 Dissertação (mestrado) - Universidade Federal do Amazonas,
 Programa de Pós-Graduação em Odontologia, Manaus, 2026.

 1. Resinas Compostas. 2. Biomateriais. 3. Materiais Dentários.
 4. Avaliação de Propriedades Mecânicas. 5. Biomecânica. I.
 Martins, Luciana Mendonça da Silva. II. Martins, Leandro de
 Moura. III. Universidade Federal do Amazonas. Programa de
 Pós-Graduação em Odontologia. IV. Título

DANTHON NORONHA DE MOURA

**O PAPEL DAS FIBRAS E QUALIDADE DA MATRIZ EM RESINAS COMPOSTAS
DE ALTO DESEMPENHO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Odontologia, da Universidade Federal do Amazonas, como requisito à obtenção do título de Mestre em Odontologia.

Manaus, 24 de fevereiro de 2026.

BANCA EXAMINADORA

Presidente: Prof. Dra. Luciana Mendonça da Silva Martins
Universidade Federal do Amazonas

Membro: Prof.^a Dr.^a Andréa dos Santos de Castro
Universidade Tuiuti do Paraná

Membro: Prof.^a Dra. Patrícia Pinto Lopes Farias
Universidade Federal do Amazonas

MANAUS

2026

RESUMO

As resinas compostas convencionais particuladas (PFCs) apresentam baixa tenacidade à fratura (K_{IC}), limitando sua longevidade clínica. Os compósitos reforçados por fibras curtas (SFRCs) foram desenvolvidos para superar essa fragilidade, entretanto, ainda há controvérsia sobre se o fator predominante para o aumento da tenacidade é a razão de aspecto ou a qualidade da matriz polimérica. Este estudo do tipo analítico teve como objetivo avaliar criticamente quatro SFRCs disponíveis no mercado (dois condensáveis: EverX Posterior e ThinkX; e dois fluidos: EverX Flow e ThinkX Flow) e duas PFCs (Gradia Direct Anterior e G-aenial Universal Flow), correlacionando o desempenho mecânico com o papel das fibras e a composição da matriz. A tenacidade à fratura (K_{IC}), a resistência à flexão (FS) e o módulo de flexão (FM) foram determinados ($n=10$) de acordo com as normas ASTM D5045 (SENB) e ISO 4049 (flexão em três pontos), respectivamente. A análise estatística foi realizada por meio de ANOVA de um fator e teste de Tukey ($p<0,05$). Todos os SFRCs apresentaram valores de K_{IC} significativamente maiores do que os PFCs ($p<0,05$). Os SFRCs fluidos exibiram os maiores valores de tenacidade, sendo o ThinkX Flow ($4,18 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) estatisticamente superior a todos os demais materiais, seguido pelo EverX Flow ($3,62 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). Os SFRCs condensáveis (EverX Posterior e ThinkX) não diferiram estatisticamente entre si ($2,78$ e $2,87 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, respectivamente). O EverX Posterior apresentou a maior FS ($156,62 \text{ MPa}$). Concluiu-se que a obtenção de uma razão de aspecto de fibra suficiente (> 20), associada a uma alta concentração de fibras (fração volumétrica), constitui o fator mais determinante para o aumento da tenacidade do que alcançar um comprimento crítico de fibra. Além disso, quando a concentração de fibras é semelhante entre compósitos, a qualidade da matriz polimérica e a otimização da interface tornam-se os principais determinantes do desempenho mecânico.

Palavras-Chave: Resinas Compostas; Biomateriais; Materiais Dentários; Avaliação de Propriedades Mecânicas; Biomecânica.

ABSTRACT

Conventional particulate-filler composites (PFCs) exhibit low fracture toughness (K_{IC}), limiting their longevity. Short fiber-reinforced composites (SFRCs) overcome this brittleness, but controversy exists whether fiber architecture (aspect ratio) or polymer matrix quality is the dominant factor for toughness. This study aimed to critically evaluate four commercial SFRCs (two packable: EverX Posterior, ThinkX; and two flowable: EverX Flow, ThinkX Flow) and two PFCs (Gradia Direct Anterior, G-aenial Universal Flo) to correlate mechanical performance with fiber architecture and matrix composition. Fracture toughness (K_{IC}), flexural strength (FS), and flexural modulus (FM) were determined (n=10) according to ASTM D5045 (SENB) and ISO 4049 (three-point bending), respectively. Data were statistically analyzed using one-way ANOVA and Tukey's test ($p<0.05$). All SFRCs exhibited significantly higher K_{IC} than PFCs ($p<0.05$). The flowable SFRCs showed the highest toughness, with ThinkX Flow ($4.18 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) being statistically superior to all other materials, followed by EverX Flow ($3.62 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). The packable SFRCs (EverX Posterior and ThinkX) did not differ from each other (2.78 and $2.87 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, respectively). EverX Posterior recorded the highest FS (156.62 MPa). It was concluded that achieving a sufficient fiber aspect ratio (e.g., >20) combined with a high fiber concentration (volume fraction) were more dominant factors for increasing toughness than achieving a "critical" fiber length. Furthermore, when concentration is similar, matrix quality and interfacial optimization become the critical determinants.

Keywords: Composite Resin; Biomaterial; Dental Materials; Mechanical Tests; Biomechanics.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Matriz retangular bipartida em forma de barra utilizada para confecção dos corpos de prova para os testes de resistência flexural e módulo flexural.

Figura 2 - Matriz retangular bipartida com entalhe central utilizada para confecção dos corpos de prova para o teste de tenacidade à fratura.

Figura 3 - Gráfico de barras mostrando os valores médios de resistência à fratura (KIC) dos compósitos resinosos investigados, com desvio padrão (SD).

Figura 4 - Gráficos de barras mostrando as propriedades flexurais dos compósitos resinosos investigados: (a) resistência à flexão (FS) e (b) módulo de flexão (FM).

Figura 5 - Imagens microscópicas digitais representativas do modo de falha dos corpos de prova de tenacidade à fratura (SENB).

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Descrição dos materiais utilizados no estudo (classificação, fabricante e detalhes de composição).

Tabela 2 - Valores médios ($\pm$ desvio padrão) de tenacidade à fratura (K_{IC}), resistência à flexão (FS) e módulo de flexão (FM) dos materiais testados.

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

ANOVA - Análise de Variância

AR - Aspect Ratio (Razão de aspecto comprimento/diâmetro da fibra)

ASTM - American Society for Testing and Materials

Bis-EMA - Ethoxylated Bisphenol A Dimethacrylate

Bis-GMA - Bisphenol A Glycidyl Methacrylate

DC - Degree of Conversion (Grau de Conversão)

Ef - Módulo de Flexão

FS - Flexural Strength (Resistência à Flexão)

FM - Flexural Modulus (Módulo de Flexão)

FOD - Fiber Orientation Distribution

IFSS - Interfacial Shear Strength (Resistência ao Cisalhamento Interfacial)

IPN - Interpenetrating Polymer Network

ISO - International Organization for Standardization

K_{IC} - Tenacidade à Fratura

l/d - Razão comprimento/diâmetro da fibra

l_c - Comprimento crítico da fibra

MPa - Megapascal

PMMA - Polymethyl Methacrylate

PFC - Particulate-Filler Composite

SENB - Single-Edge Notched Beam

SD - Standard Deviation (Desvio Padrão)

SFRC - Short Fiber-Reinforced Composite

TEGDMA - Triethylene Glycol Dimethacrylate

UDMA - Urethane Dimethacrylate

V_f - Fração volumétrica de fibras

wt% - Percentual em massa

vol% - Percentual em volume

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO DE LITERATURA	4
2.1 Compósitos Reforçados por Particulados (PFC)	4
2.2 Compósitos Reforçados por Fibras Curtas (SFRC)	5
2.3 Mecanismos de Reforço Estrutural das Fibras Curtas	7
2.4 Abordagem Restauradora Biomimética com SFRC e PFC	8
3 OBJETIVOS	10
4 MATERIAIS E MÉTODOS	11
4.1 Materiais	11
4.2 Preparo dos Espécimes	11
4.3 Ensaio Mecânicos	13
4.3.1 Propriedades à Flexão	13
4.3.2 Tenacidade à Fratura	14
4.4 Análise Fractográfica	14
4.5 Análise Estatística	15
5 RESULTADOS	16
5.1 Tenacidade à Fratura (KIC)	16
5.2 Resistência à Flexão e Módulo de Flexão	17
5.3 Análise do Modo de Falha	18
6 DISCUSSÃO	20
7 CONCLUSÃO	26
REFERÊNCIAS	27

1. INTRODUÇÃO

A evolução contínua da odontologia adesiva guiada pela mudança em direção a protocolos adesivos de mínima intervenção tornou os materiais poliméricos essenciais na prática moderna (Scribante *et al.*, 2018). A matriz polimérica orgânica das resinas compostas é essencialmente constituída de uma base de monômero dimetacrilato copolimerizado com um co- monômero de baixa viscosidade (Lassila *et al.*, 2007). O sistema mais comumente usado é o de compósitos de partículas de carga convencionais (PFCs), todavia, apesar dos avanços significativos na química de monômeros (como exemplos os sistemas Bis- GMA, UDMA e TEGDMA) e na tecnologia de cargas (nano e microhíbridas), esses materiais possuem limitações inerentes relacionadas a falhas sob cargas oclusais de alto estresse, em particular no caso de grandes restaurações posteriores (Garoushi *et al.*, 2007; Lassila *et al.*, 2020). A principal deficiência desses materiais recai sobre a tenacidade à fratura (KIC) comparativamente baixa, que é a propriedade essencial que quantifica a tolerância do material à formação de defeitos e sua resistência à propagação de trincas catastróficas, sendo a principal limitação da longevidade clínica e da confiabilidade dos PFCs a longo prazo em cenários clínicos complexos (Garoushi *et al.*, 2018; Vallitu, 2018; Lassila *et al.*, 2020; Bjelic-Donova *et al.*, 2022).

Para contornar a fragilidade intrínseca dos PFCs, a incorporação de fibras à matriz resinosa tendo sido proposta como uma estratégia biomecânica promissora (Vallitu, 2018; Niewczas *et al.*, 2017; Lassila *et al.*, 2016; Abdulmajeed *et al.*, 2011). Os compósitos reforçados por fibras curtas (SFRCs) aparecem como uma estratégia bem-sucedida, amplamente adotada e frequentemente empregada em uma abordagem biomimética, onde a camada base de SFRC atua como um substituto da dentina mimetizando sua resistência, posteriormente sendo recoberta por um PFC convencional para mimetizar a estrutura rígida do esmalte (Bjelic-Donova *et al.*, 2022; Garoushi *et al.*, 2018; Abdulmajeed *et al.*, 2011). As fibras curtas melhoram significativamente o desempenho mecânico do material, especialmente a tenacidade, através de mecanismos de dissipação da energia de fratura através de múltiplos fenômenos de absorção de energia, principalmente o arrancamento de fibras (*fiber pull-out*) e o ponteamto de trincas (*crack bridging*) (Bjelic-Donova *et al.*, 2022;

Abdulmajeed *et al.*, 2011; Garoushi *et al.*, 2020). Esse mecanismo de aumento de tenacidade confere maior resiliência e flexibilidade ao material, o que é fundamental para absorver e amortecer picos localizados de tensão no ambiente bucal dinâmico (Garoushi *et al.*, 2008; Garoushi *et al.*, 2012).

A razão de aspecto (relação de proporção entre a altura e a largura da fibra) e a qualidade da matriz polimérica são os dois principais fatores que determinam o desempenho mecânico final das SFRC sendo essa uma sinergia complexa e frequentemente conflitante (Lassila *et al.*, 2020). A razão de aspecto das fibras engloba variáveis geométricas específicas, incluindo o comprimento da fibra, o diâmetro da fibra e a proporção resultante (l/d , razão comprimento/diâmetro), bem como a concentração de fibras (ou fração volumétrica) (Bijelic-Donovan *et al.*, 2022; Abdulmajeed *et al.*, 2011; Vallitu, 2012; Vallitu, 2015). A teoria clássica da engenharia para o reforço por fibras descontínuas diz que a transferência eficiente de tensões da matriz para a fibra — e, conseqüentemente, o máximo de reforço e tenacidade para o material — requer que a fibra exceda um comprimento crítico específico (l_c), correspondente a uma razão l/d geralmente citada na faixa de 30 a 100 (Bijelic-Donovan *et al.*, 2022; Abdulmajeed *et al.*, 2011; Vallitu, 2015). Esse princípio tem orientado a formulação de compósitos buscando a maximização do comprimento das fibras para alcançar propriedades mecânicas superiores.

Recentes estudos comparativos envolvendo SFRCs comercialmente disponíveis introduziram uma divergência significativa e controversa em relação a essa visão tradicional (Lassila *et al.*, 2020; Lassila *et al.*, 2019; Garoushi *et al.*, 2013; Lassila *et al.*, 2018; Alshabib, Jurado, Tsujimoto, 2022). Evidências científicas indicam que materiais com geometrias de fibras e proporções amplamente diferentes frequentemente apresentam desempenhos mecânicos comparáveis ou até contraditórios, sugerindo que a razão l/d pode não ser o único, ou mesmo o principal, fator determinante das propriedades finais (Lassila *et al.*, 2019; Garoushi *et al.*, 2013). Essa discrepância evidencia o papel crítico e frequentemente subestimado desempenhado pela qualidade da matriz polimérica (Lassila *et al.*, 2020). A composição da matriz polimérica, constituída por diferentes dimetacrilatos, não apenas determina a viscosidade do material (crucial para a adequada impregnação das fibras) e o grau de conversão (DC) (Garoushi *et al.*, 2018; Garoushi *et al.*, 2008), como também define fundamentalmente a integridade e a resistência da interface

fibra-matriz (Lassila *et al.*, 2007). Um avanço particularmente relevante na formulação da matriz é o uso de uma rede polimérica semi-interpenetrante (Semi-IPN), frequentemente obtida pela incorporação de polímeros termoplásticos, como o PMMA, à rede de metacrilatos, o que melhora estrategicamente a ductilidade e a adesão, aumentando a eficiência dos mecanismos de transferência de tensões (Bijelic-Donova *et al.*, 2022; Garoushi, Vallitu, Lassila, 2007). Além disso, uma alta concentração de fibras (ou fração volumétrica) é necessária para fornecer o número adequado de elementos dissipadores de energia; contudo, isso deve ser equilibrado com a necessidade de baixa viscosidade para garantir homogeneidade e evitar a formação de vazios (Abdulmajeed *et al.*, 2011).

Diante da combinação altamente variável de parâmetros arquitetônicos (comprimento, diâmetro, proporção e concentração de fibras) e composições químicas (mistura de monômeros e viscosidade resultante) presentes na geração mais recente de SFRCs comerciais, uma avaliação sistemática e comparativa para isolar com precisão os efeitos dessas variáveis do material se faz necessária. Assim, o objetivo principal da presente pesquisa foi avaliar criticamente quatro SFRCs comerciais distintos por meio da quantificação de seu desempenho mecânico, especificamente a tenacidade à fratura (K_{IC}), a resistência à flexão (FS) e o módulo de flexão (FM), e correlacionar esses resultados com análises detalhadas da razão de aspecto das fibras (comprimento, diâmetro e razão l/d), da concentração de fibras e da composição da matriz polimérica. O estudo busca esclarecer a controvérsia central sobre se a otimização da geometria das fibras (isto é, da proporção) ou a otimização da qualidade da matriz polimérica constitui o fator mais significativo para a obtenção de maior tenacidade e robustez mecânica. As hipóteses nulas foram de que o tipo de material, a arquitetura das fibras (comprimento, diâmetro, proporção e concentração) e a composição da matriz polimérica não exerceriam efeito sobre as propriedades mecânicas avaliadas (tenacidade à fratura, resistência à flexão e módulo de flexão) dos compósitos resinosos odontológicos analisados.

2. REVISÃO DE LITERATURA

2.1 Resinas Compostas Convencionais Particuladas (PFC)

A abordagem restauradora em casos complexos de ampla perda de estrutura coronária vem se modificando conforme novas técnicas e materiais se tornam disponíveis comercialmente, frutos de anos de pesquisa dedicada à compreensão das características estruturais e comportamento dos tecidos dentários, bem como no desenvolvimento de novas tecnologias que almejam a reprodução desses comportamentos naturais em materiais artificiais. Cada vez mais as pesquisas em odontologia restauradora tem evidenciado os dados promissores de uma abordagem biomimética de reposição de tecidos naturais comprometidos por biomateriais com semelhantes propriedades físicas, e que consequentemente se aproximam o máximo possível de reproduzir o comportamento natural dos tecidos perdidos (Lassila et al., 2020).

As resinas Compostas Particuladas (PFC) são materiais restauradores comumente utilizados para restaurar cavidades em dentes posteriores por conta de suas propriedades estéticas e funcionais, além de exigirem um preparo menos invasivo quando comparado ao amálgama de prata. As PFCs são formadas por uma matriz orgânica de dimetacrilato em conjunto com outros monômeros cuja quantidade é equilibrada para ajustar sua viscosidade; partículas inorgânicas de carga como vidro, quartzo e silica que conferem reforço estrutural e outras propriedades mecânicas ao material; agente de união (silano) para unir a camada orgânica à inorgânica; e um acelerador-iniciador que dá início ao processo de polimerização quando entra em contato com a luz azul (BARATIERI *et al.*, 2010).

As propriedades físico-mecânicas das PFCs vem principalmente das partículas de carga adicionadas ao compósito. Tipo, quantidade e tamanho de partícula modificam a resistência, módulo de elasticidade e contração de polimerização, e consequentemente sua indicação. A principal classificação desses materiais é feita baseada no tamanho das partículas: macroparticuladas, microparticuladas, híbridas (associação de macro e micropartículas), microhíbridas (subdivisão das resinas

híbridas com partículas de 0,4 micrometros e micropartículas) e nanoparticuladas (BARATIERI *et al.*, 2010).

Apesar de suas propriedades mecânicas favoráveis, seu uso ainda não é otimizado em casos de amplas perdas de estrutura e em regiões de acúmulo de tensão, apresentando um déficit de certas características que auxiliem no amortecimento dos estresses oclusais e resistência contra a formação e propagação de trincas (Lassila *et al.*, 2007; Niewczas *et al.*, 2017). Diversas formas de melhorar essas propriedades vem sendo exploradas durante o desenvolvimento progressivo desses materiais e nas técnicas restauradoras nas quais eles são empregados, como aumento da quantidade e modificação da composição de suas partículas de carga, ou nas técnicas de inserção e fotopolimerização desses compostos resinosos. Uma das maneiras mais promissoras de otimizar as propriedades dos PFCs desenvolvidas nas últimas décadas veio através da incorporação de fibras na matriz resinosa dos materiais restauradores (Lassila *et al.*, 2007; Garoushi *et al.*, 2018).

2.2 Compósitos Reforçados por Fibras Curtas (SFRC)

Há décadas o uso de fibras em compósitos odontológicos vem sendo desenvolvidos para aplicações no campo odontológico. Diferentes tipos de fibras podem ser incorporados em resinas compostas, e os desfechos dessa incorporação são altamente dependentes de suas características agregadas como de qual material elas são feitas, seu direcionamento, posicionamento e continuidade bem como seu volume fracionado, adesão de fibras à matriz polimérica e sua impregnação (Scribante *et al.*, 2018; Garoushi *et al.*, 2007; Garoushi *et al.*, 2018).

Essas fibras podem ser curtas descontínuas aleatoriamente ou unilateralmente; ou longas contínuas unilateralmente ou bilateralmente. O direcionamento dessas fibras dita como esses materiais se comportam. Fibras unilaterais contínuas ou descontínuas se comportam de maneira anisotrópica, fibras descontínuas aleatórias se comportam de maneira isotrópica e fibras bilaterais se comportam de maneira ortotrópica ou anisotrópica. Comportamento isotrópico significa que o reforço, apesar de não tão forte quanto o unilateral para sua direção, protege a estrutura de maneira oblíqua (Lassila *et al.*, 2007; Vallittu, 2018; Alshabib, Jurado, Tsujimoto, 2022).

As fibras de vidro são comumente utilizadas na odontologia devido a características mecânicas e químicas favoráveis à sua incorporação e a adesão à resina, graças à capacidade dos grupos hidroxila presentes nas fibras vidro de reagir com os monômeros da resina através do agente de união silano, além de sua estética favorável (Scribante *et al.*, 2018; Abdulmajeed *et al.*, 2011). Dentre os diferentes tipos de fibra de vidro, o vidro elétrico (E-glass) é o mais utilizado por seu custo menor e sua estabilidade química no pH entre 4 e 11 (Alshabib, Jurado, Tsujimoto, 2022).

Compósitos reforçados por fibras curtas de vidro (SFRC) foram disponibilizados comercialmente com aplicação voltada para áreas de concentração de tensões, por sua capacidade de mimetizar as propriedades de dissipação de tensões da dentina. São compostos principalmente por: carga inorgânica; uma matriz monomérica que, quando estimulada durante o processo de fotopolimerização, passa a compor uma rede polimérica altamente interligada; particulados de carga inorgânica; e fibras incorporadas com o objetivo de otimizar as propriedades mecânicas como módulo de flexão, resistência flexural. Bisfenol-A-diglicidil-dimetacrilato (Bis-GMA), dimetacrilato de trietilenoglicol e polimetilmetacrilato formam uma rede polimérica semi-interpenetrante (semi-IPN), melhorando propriedades da matriz polimérica como tenacidade e adesividade (Scribante *et al.*, 2018; Garoushi *et al.*, 2018).

Os SFRCs apresentam diversas melhorias em suas propriedades físicas e comportamento quando comparados aos tradicionais PFCs. Tenacidade à fratura, resistência à flexão e módulo de flexão são características nas quais os SFRCs se sobressaem, aumentando a capacidade dos mesmo de resistir às cargas mastigatórias e a propagação de trincas, prolongando a sobrevida clínica das restaurações posteriores. Essa performance superior torna essa categoria de compósitos restauradores ideal para aplicação em cavidades extensas e altamente exigentes (Garoushi *et al.*, 2018).

Para o reforço por fibra ser efetivo é necessária uma impregnação adequada das fibras, caso o contrário, a formação de espaços vazios dentro da matriz polimérica limita suas propriedades mecânicas e as desestabiliza a longo prazo pela sorção de água, deteriorando a matriz. A cor da resina também é prejudicada pela presença de água nesses espaços, bem como a conversão de monômeros, já que esses espaços atuam como bolsões de oxigênio que inibem a polimerização. A impregnação pelo

polímero linear polimetilmetacrilato (PMMA) e a rede de metacrilatos bifuncionais formam a rede polimérica semi-IPN e permite a adesão a outros substratos através de interdifusão de monômeros e polimerização de radicais livres, melhorando a adesão entre a matriz e as fibras e a tenacidade do SFRC. Isso se dá pelo fato da rede ser semi-interpenetrante, permitindo que o PMMA deforme e aumente seu escoamento, facilitando o envelopamento completo da fibra silanizada pela matriz e dissipando parte da energia durante a deformação do monômero (Istumäki, Lassila, Vallittu, 2003; Scribante *et al.*, 2018; Garoushi *et al.*, 2018).

2.3 Mecanismos de reforço estrutural das fibras curtas

As fibras curtas reforçam a estrutura do compósito, aumentando sua tenacidade e impedem a iniciação ou propagação de trincas através de um conjunto de mecanismos de dissipação de tensões como sua capacidade de esticar e de fazer o ponteamto de trincas (*crack bridging*) (Bijelic-Donova *et al.*, 2016; Alshabib, Jurado, Tsujimoto, 2022). Quando uma trinca encontra a fibra, ela se propaga ao longo do eixo dessa fibra até encontrar uma falha ou o final da fibra, essa interrupção pode interromper a propagação dessa trinca.

A capacidade de reforço estrutural vem da transferência de tensões vindas da matriz polimérica para as fibras aderidas. Acredita-se que para as fibras de vidro serem efetivas no reforço estrutural dos compósitos resinosos, é necessário que algumas características das mesmas sejam adequadas, como sua proporção (l/d) e seu comprimento acima do valor crítico. Geralmente, o valor crítico de um vidro é de 50 a 150 vezes o valor do seu diâmetro e significa o valor mínimo de comprimento para que sua falha seja por tração e não por cisalhamento com a matriz ou a interface (Garoushi *et al.*, 2018; Alshabib, Jurado, Tsujimoto, 2022). Além da proporção, outros fatores como a distribuição de orientação das fibras e fração de volume (V_f) também influenciam suas propriedades mecânicas e sua capacidade de impedir a propagação de trincas (Garoushi *et al.*, 2018; Bijelic-Donova *et al.*, 2016).

Alguns mecanismos aplicam forças de fechamento nas trincas. A orientação das fibras e sua capacidade de se esticar é o que permite o mecanismo de ponteamto de trinca. As fibras atravessam e se esticam entre o vão da trinca e ligam ambas as bordas da trinca diminuindo a concentração de estresse na ponta da trinca e diminuindo a propagação da mesma, o que aumenta a resistência mecânica das

resinas. SFRCs como o EverX Posterior possuem um espectro de comprimentos diferentes de fibras, o ponteamto é feito pelas fibras maiores já que seu comprimento permite, as fibras menores se soltam no mecanismo chamado de arrancamento de fibras (*fiber pull-out*), criando um complexo percurso sinuoso pelo qual a trinca terá que passar, absorvendo parte da energia através da fricção gerada pela força de resistência durante o rompimento da fibra. Caso as fibras sejam maiores que o comprimento crítico (l_c), elas se quebram e não realizam o ponteamto, e se forem menores, elas agem como partículas de carga pois tendem a transferir menos energia através da fibra e deformar mais a matriz (Alshabib, Jurado, Tsujimoto, 2022). Essa variação no comprimento das fibras contribui para o fator de distribuição de fibras (FOD), o que aumenta sua rigidez (Bijelic-Donova *et al.*, 2016). Outro mecanismo presente nos SFRCs é o de embotamento da trinca pela fibra (*fiber blunting*), onde a fibra permanece ancorada ao longo das extremidades na ponta da trinca, deixando essa ponta menos aguda e mais arredondada e assim diminuindo a concentração de tensões nesse ponto (Alshabib, Jurado, Tsujimoto, 2022).

Para aproveitar todo o potencial das fibras de vidro, é necessário o adequado molhamento das fibras pela matriz (impregnação), garantindo adequada transferência de tensões dos polímeros para as fibras e evitando a sorção de água que diminuiria suas propriedades mecânicas. Fibras mal impregnadas também agem como reservas de oxigênio que aumentam a quantidade de monômero residual, podendo causar irritabilidade na mucosa bucal (Abdulmajeed *et al.*, 2011).

Quanto mais fibras curtas na resina, melhor suas características, mas essa melhora vem acompanhada de um aumento em sua viscosidade e de impregnação deficiente formando aglomerados de fibras não impregnadas e espaços vazios (Alshabib, Jurado, Tsujimoto, 2022).

2.4 Abordagem restauradora biomimética com SFRC e PFC

Uma das maneiras mais promissoras de unir as melhores características de ambos SFRC e PFC é através de uma abordagem restauradora biomimética que envolve o uso combinado desses diferentes materiais para restaurar diferentes tecidos, como esmalte e dentina. Esses compósitos devem ter o máximo de semelhança com esses tecidos, no que diz respeito a suas propriedades físicas e comportamento mecânico. Um exemplo disso é o uso de SFRCs para substituir

dentina e uma camada subjacente de cerâmica vítrea ou PFC para substituir esmalte (Garoushi *et al.*, 2007; Lassila *et al.*, 2020; Garoushi *et al.*, 2018).

As SFRC se sobressaem como substitutos de dentina por seu comportamento biomimético, tendo características como K_{IC} , FS e FM semelhantes à dentina. Já as PFCs carecem dos mecanismos de aumento de resistência mecânica e contenção de trincas, sendo menos adequadas para substituir a dentina cuja função, dentre outras, é justamente o amortecimento e redirecionamento das cargas mastigatórias. Assim, as fibras de vidro presentes nos SFRCs são mais adequadas como substituto de dentina por sua capacidade de suportar as constantes cargas oclusais advindas da mastigação, e aumentar a resistência à propagação de trincas, incrementando a tenacidade, a resistência e a flexibilidade graças a presença das fibras curtas nos SFRC (Bicalho, 2014; Lassila *et al.*, 2020; Garoushi *et al.*, 2018).

Dependendo da razão de aspecto das fibras, a exposição delas ao meio não permite o adequado polimento e brilho superficial condizente com o esmalte, além da possibilidade de soltura e deglutição delas. Nesse caso, as PFCs ou as cerâmicas vítreas são os materiais restauradores mais adequados para substituir o esmalte, por sua capacidade de acabamento e polimento, dando à restauração uma lisura e brilho superficial adequados. Além disso, elas possuem a capacidade aumentada de suportar as constantes cargas oclusais advindas da mastigação, e aumentar a resistência à propagação de trincas, incrementando a tenacidade, a resistência e a flexibilidade graças a presença das fibras curtas nos SFRC (Garoushi *et al.*, 2007; Lassila *et al.*, 2020; Garoushi *et al.*, 2018).

3. OBJETIVOS

3.1 Objetivo Geral

Avaliar comparativamente o desempenho mecânico de compósitos resinosos reforçados por fibras curtas e compósitos convencionais particulados, correlacionando a tenacidade à fratura, a resistência à flexão e o módulo de flexão com a razão de aspecto das fibras e a composição da matriz polimérica.

3.2 Objetivos Específicos

- Determinar a tenacidade à fratura (KIC) dos compósitos reforçados por fibras curtas e dos compósitos convencionais, por meio do ensaio SENB, conforme a norma ASTM D5045.
- Avaliar a resistência à flexão e o módulo de flexão dos materiais investigados, utilizando o ensaio de flexão em três pontos, de acordo com a norma ISO 4049.
- Comparar o desempenho mecânico entre compósitos reforçados por fibras curtas nas apresentações condensável e fluida.
- Analisar a influência da razão de aspecto das fibras (comprimento, diâmetro e razão comprimento/diâmetro) nas propriedades mecânicas dos materiais.
- Investigar o efeito da concentração de fibras (fração volumétrica) sobre a tenacidade à fratura e o comportamento flexural.
- Correlacionar a composição da matriz polimérica com o desempenho mecânico dos compósitos avaliados.
- Realizar análise fractográfica das superfícies de fratura, visando identificar os principais mecanismos de falha e reforço estrutural.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

Seis compósitos resinosos comercialmente disponíveis foram avaliados neste estudo: quatro compósitos reforçados por fibras curtas (SFRCs) e dois compósitos convencionais (PFCs), utilizados como grupos controle. Os materiais, suas classificações, fabricantes e composições estão detalhados na Tabela 1.

Tabela 1. Descrição dos materiais utilizados no estudo (classificação, fabricante e detalhes de composição).

Material	Classificação	Fabricante	Matriz Resinosa	Tipo de carga e conteúdo (% de dimensão de fibra)	Carga total (% de peso)
EverX Posterior	SFRC (Packable)	GC Corporation, Tokyo, Japan	Bis-GMA, PMMA, TEGDMA	E-glass fibers ($\varnothing$ 16 μ m, L ~800 μ m avg., ~10% wt%), Barium glass.	76
EverX Flow	SFRC (Flowable)	GC Corporation, Tokyo, Japan	Bis-GMA, Bis-EMA, UDMA, TEGDMA	E-glass fibers ($\varnothing$ 6 μ m, L ~140 μ m avg., ~25% wt%), Barium glass.	70
ThinkX	SFRC (Packable)	Mult, Pirassununga, SP, Brazil	Bis-GMA, Bis-EMA, UDMA, TEGDMA	E-glass fibers ($\varnothing$ 14 μ m, L ~350 μ m avg., ~10-15% wt%), Silica, Barium glass.	80-85
ThinkX Flow	SFRC (Flowable)	Mult, Pirassununga, SP, Brazil	Bis-GMA, Bis-EMA, UDMA, TEGDMA	E-glass fibers ($\varnothing$ 14 μ m, L ~350 μ m avg., ~20-25% wt%), Silica, Barium glass.	70-75
Gradia Direct Anterior	PFC (Packable)	GC Corporation, Tokyo, Japan	UDMA, Dimethacrylates	Pre-polymerized fillers (Silica, Fluoro-alumino-silicate).	76
G-aenial Universal Flow	PFC (Flowable)	GC Corporation, Tokyo, Japan	UDMA, Bis-MEPP	Silica, Strontium glass.	69

*Abreviações: SFRC = Short Fiber-Reinforced Composite; PFC = Particulate-Filler Composite; $\varnothing$ = Diameter; L = Length; avg. = average; wt% = weight percent; vol% = volume percent; Bis-GMA = Bisphenol A glycidyl methacrylate; PMMA = Polymethyl methacrylate; TEGDMA = Triethylene glycol dimethacrylate; Bis-EMA = Ethoxylated bisphenol A dimethacrylate; UDMA = Urethane dimethacrylate; Bis-MEPP = Bisphenol A polyethoxy methacrylate; IPN = Interpenetrating Polymer Network.

4.2 Preparo dos espécimes

Todos os corpos de prova foram confeccionados utilizando moldes de aço inoxidável do tipo bipartido, confeccionados sob medida para cada teste, com dimensões precisas, método comumente empregado na caracterização de compósitos odontológicos. A matriz metálica para os testes de resistência flexural e módulo flexural apresenta dimensões em forma de barra de 25 mm $\times$ 2 mm $\times$ 2 mm (figura 1). Para os testes de tenacidade à fratura os corpos de prova foram

confeccionados em uma matriz retangular (25 mm × 5 mm × 2,8 mm) com um entalhe central afiado de 2,3 mm de profundidade (figura 2). Para cada corpo de prova, o respectivo compósito resinoso foi cuidadosamente inserido no molde em incremento único. O molde foi levemente sobrepreenchido, e uma tira transparente de poliéster (Mylar) recoberta por uma lâmina de vidro foi posicionada sobre a superfície. Uma pressão suave foi aplicada para extravasar o excesso de material e obter uma superfície plana e padronizada.



Figura 1. Matriz retangular bipartida em forma de barra com dimensões de 25 mm × 2 mm × 2 mm utilizada para confecção dos corpos de prova para os testes de resistência flexural e módulo flexural.

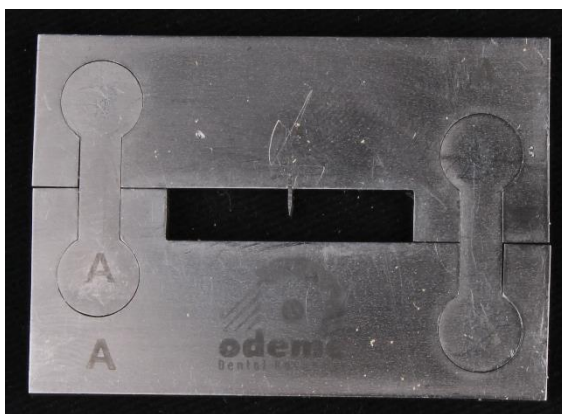


Figura 2. Matriz retangular bipartida com entalhe central afiado com dimensões de 25 mm × 5 mm × 2,8 mm utilizada para confecção dos corpos de prova para o teste de tenacidade à fratura.

A polimerização foi realizada utilizando o fotopolimerizador de LED VALO Cordless (Ultradent, South Jordan, UT, EUA), no modo padrão a uma intensidade de 1200 mW/cm², por 40 segundos. A ponteira foi mantida em contato próximo com a tira de Mylar, e cada corpo de prova foi irradiado por 40 segundos a uma distância de 1mm, garantindo um alto grau de conversão, crítico para a obtenção de propriedades mecânicas ideais. Após a

fotopolimerização, os corpos de prova foram cuidadosamente removidos dos moldes e eventuais rebarbas foram suavemente removidas.

Dez corpos de prova (n=10) foram preparados para cada um dos seis grupos de materiais, para cada ensaio mecânico. Todos os corpos de prova confeccionados foram armazenados em estufa a 37 °C e 100% de umidade relativa por 24 horas antes da realização dos ensaios mecânicos, com o objetivo de padronizar as amostras e permitir maturação da polimerização.

4.3 Ensaaios Mecânicos

As propriedades mecânicas foram determinadas utilizando uma máquina de ensaios universal (MICROTENSILE OM100 - SEMI UNIVERSAL, Odeme, Luzerna, SC, Brasil), equipada com célula de carga de 500 N.

4.3.1 Propriedades de Flexão (Resistência à Flexão e Módulo de Flexão)

As propriedades de flexão são parâmetros fundamentais para a avaliação do desempenho de materiais restauradores destinados a aplicações em regiões expostas a altas tensões mastigatórias. A resistência à flexão (σ_f) e o módulo de flexão (E_f) foram determinados por meio do ensaio de flexão em três pontos, de acordo com a norma ISO 4049:2019. Corpos de prova em forma de barra (25 mm × 2 mm × 2 mm) foram posicionados sobre dois apoios, com comprimento de vão (l) de 20 mm. A carga (F) foi aplicada no centro do corpo de prova a uma velocidade de deslocamento de 1 mm/min, até a ocorrência da fratura.

A resistência à flexão foi calculada utilizando a seguinte fórmula:

$$\sigma_f = \frac{3Fl}{2bh^2}$$

em que **F** é a carga máxima no momento da fratura (N), **l** é o comprimento do vão (20 mm), **b** é a largura do corpo de prova (mm) e **h** é a altura do corpo de prova (mm). O módulo de flexão foi calculado a partir da inclinação da porção linear inicial da curva carga-deflexão, utilizando a seguinte fórmula:

$$E_f = \frac{Fl^3}{4bh^3d}$$

em que **d** é a deflexão (mm) correspondente à carga **F** na região elástica do gráfico.

4.3.2 Tenacidade à Fratura

A tenacidade à fratura (K_{IC}) é uma propriedade crítica do material que diz respeito à resistência à propagação de trincas e é altamente relevante para prever a resistência clínica à fratura de compósitos odontológicos. Essa propriedade foi determinada utilizando corpos de prova do tipo método de entalhe (*single-edge-notched beam* – SENB), em um arranjo de flexão em três pontos, de acordo com a norma ASTM D5045 - 14(2022). Corpos de prova retangulares (25 mm × 5 mm × 2,8 mm) foram confeccionados com um entalhe central afiado de 2,3 mm de profundidade. Os ensaios foram realizados na mesma máquina universal de ensaios, a uma velocidade de deslocamento do cabeçote de 1 mm/min, até a ocorrência da fratura.

A tenacidade à fratura em modo I foi calculada utilizando a seguinte fórmula:

$$K_{IC} = \frac{P_{max}}{B\sqrt{W}} \cdot f(a/W)$$

em que **P_{max}** é a carga máxima no momento da fratura (N), **S** é o comprimento do vão (20 mm), **B** é a espessura do corpo de prova (m), **W** é a altura do corpo de prova (m) e **f(a/W)** é o fator geométrico de calibração para o corpo de prova do tipo SENB, o qual depende da proporção entre o comprimento da trinca (**a**) e a altura do corpo de prova (**W**).

4.4 Análise Fractográfica

Após os ensaios mecânicos, as superfícies de fratura de todos os corpos de prova foram examinadas por meio de um microscópio digital (Dino-Lite, AnMo Electronics Corporation, New Taipei City, Taiwan), em diferentes magnificações. A

análise concentrou-se na identificação dos principais mecanismos de falha e no comportamento do reforço por fibras. As seguintes características foram avaliadas qualitativamente:

- Evidências de arrancamento de fibras (*fiber pull-out*), indicadas pela presença de cavidades vazias ou fibras intactas protrusoras na superfície de fratura.
- Evidências de fratura das fibras, identificadas por fibras seccionadas de forma limpa no plano de fratura, sugerindo forte adesão interfacial.
- Trajetória geral da trinca, a fim de observar sinais de deflexão da trinca promovida pela rede de fibras.
- Distribuição qualitativa e homogeneidade das fibras na seção transversal do compósito.

Análise Estatística

Todos os dados coletados foram analisados estatisticamente utilizando o software Stata (versão 17.0, StataCorp LLC, College Station, TX, EUA). Após a confirmação da normalidade dos dados e da homogeneidade das variâncias, foi realizada uma análise de variância de um fator (ANOVA) para cada propriedade avaliada, com o objetivo de comparar as médias dos quatro grupos de materiais. O teste pós-hoc de Tukey foi empregado para comparações pareadas, a fim de identificar diferenças específicas entre os grupos. O nível de significância adotado foi de $p < 0,05$.

5 RESULTADOS

As propriedades mecânicas dos materiais testados apresentaram diferenças significantes baseadas nas suas classificações e composições.

5.1 Tenacidade a fraturas (K_{IC})

Os valores de K_{IC} médios são apresentados na tabela 2 e figura 3. Todos os quatro grupos SFRC exibiram tenacidade à fratura maior que ambos os grupos de PFC convencionais ($p < 0,05$). A ThinkX Flow apresentou a maior K_{IC} ($4.182 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), que foi estatisticamente superior a todos os outros materiais. A EverX Flow ($3.620 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) foi a segunda mais resistente, significativamente maior que os SFRCs condensáveis. Os SFRCs condensáveis EverX Posterior ($2.786 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) e ThinkX ($2.875 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) não diferiram estatisticamente um do outro. E os dois PFCs Gradia Direct Anterior ($1.787 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) e G-aenial Universal Flow ($1.799 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), mostraram os menores valores de K_{IC} e não apresentaram diferença estatisticamente significativa entre eles.

Tabela 2. Valores médios ($\pm$ Desvio Padrão) para tenacidade à fratura (K_{IC}), resistência à flexão ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) e módulo de flexão (GPa) dos materiais testados.

Materiais	Classificação	K_{IC} médio ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) ($\pm$ SD)	Resistência à flexão (MPa)($\pm$ SD)	Módulo de flexão (GPa) ($\pm$ SD)
EverX Posterior	SFRC	2,78 (0,53) ^A	156,62 (28,29) ^A	5,67 (1,60) ^{AB}
	Packable			
EverX flow	SFRC	3,62 (0,44) ^B	135,82 (16,38) ^B	7,38 (1,38) ^A
	Flowable			
ThinkX	SFRC	2,93 (0,18) ^A	127,08 (12,40) ^B	5,01 (0,96) ^B
	Packable			
ThinkX flow	SFRC	4,18 (0,20) ^C	131,63 (7,26) ^B	6,44 (0,43) ^{AB}
	Flowable			
Gradia Direct	PFC Packable	1,79 (0,18) ^D	93,11 (5,40) ^D	5,99 (0,90) ^{AB}
Anterior				
G-aenial Universal	PFC Flowable	1,80 (0,13) ^D	128,18 (17,31) ^B	7,41 (2,27) ^A
Flow				

*Materiais designados com letras maiúsculas diferentes dentro de cada coluna são estatisticamente diferentes ($p < 0.05$) de acordo com o teste HSD de Tukey.

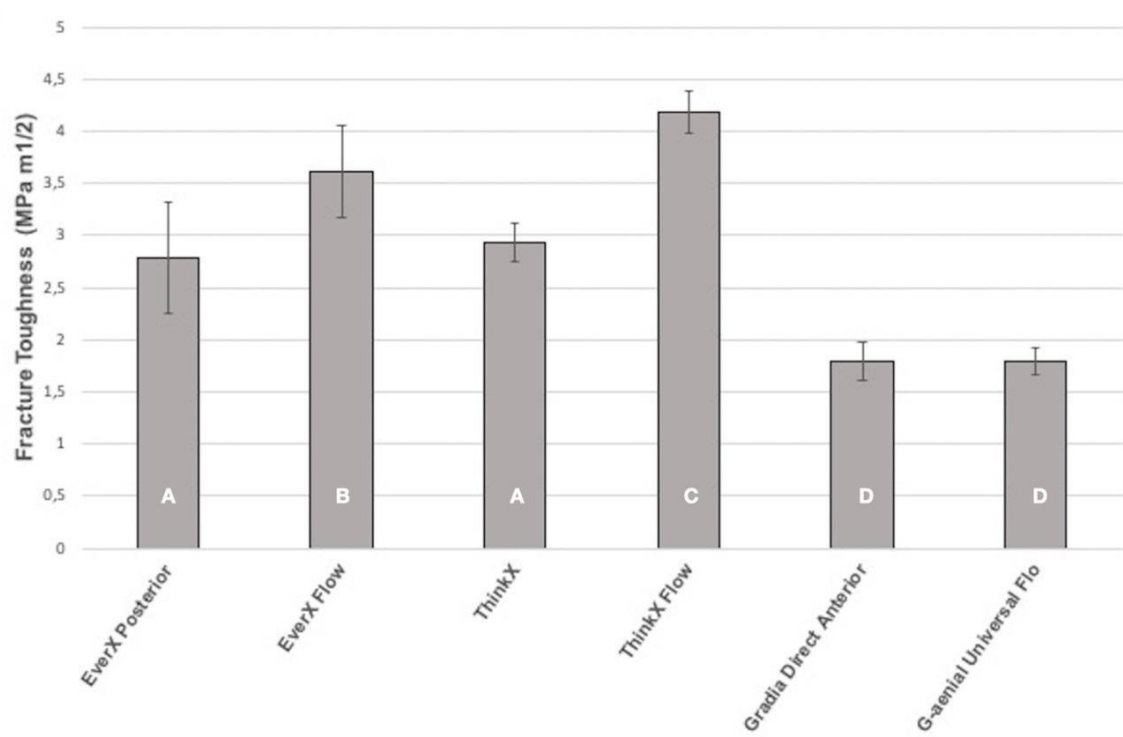


Figura 3. Gráfico de barra mostrando os valores médios (MPa·m^{1/2}) de resistência à fratura (K_{IC}) e desvios-padrão (SD) para os compósitos resinosos investigados. Diferentes letras em cada barra indicam diferenças estatisticamente significantes ($p < 0.05$).

5.2 Resistência à flexão (FS) e Módulo de Flexão (FM)

Os resultados para FS e FM são apresentados na Tabela 2 e Figura 4. A EverX Posterior demonstrou a maior resistência flexural (156,62 MPa), que foi significativamente maior que todos os outros grupos ($p < 0,05$). Os SFRCs fluidos (EverX Flow e ThinkX Flow) mostraram valores de FS estatisticamente significantes (135,82 MPa e 131,63 MPa, respectivamente). Esses valores foram significativamente maiores que o do PFC condensável Gradia Direct Anterior (93,11 MPa), que mostrou o menor FS de todos os materiais.

Para o módulo de flexão, o PFC fluido (G-aenial Universal Flow, 7,41 GPa) e SFRC fluido (EverX Flow, 7,38 GPa) exibiram a maior rigidez e não foram estatisticamente significantes entre si. Os SFRCs condensáveis (EverX Posterior, 5,67 GPa; ThinkX, 5,01 GPa) e o PFC condensável (Gradia, 5,99 GPa) mostraram valores significativamente menores de módulo.

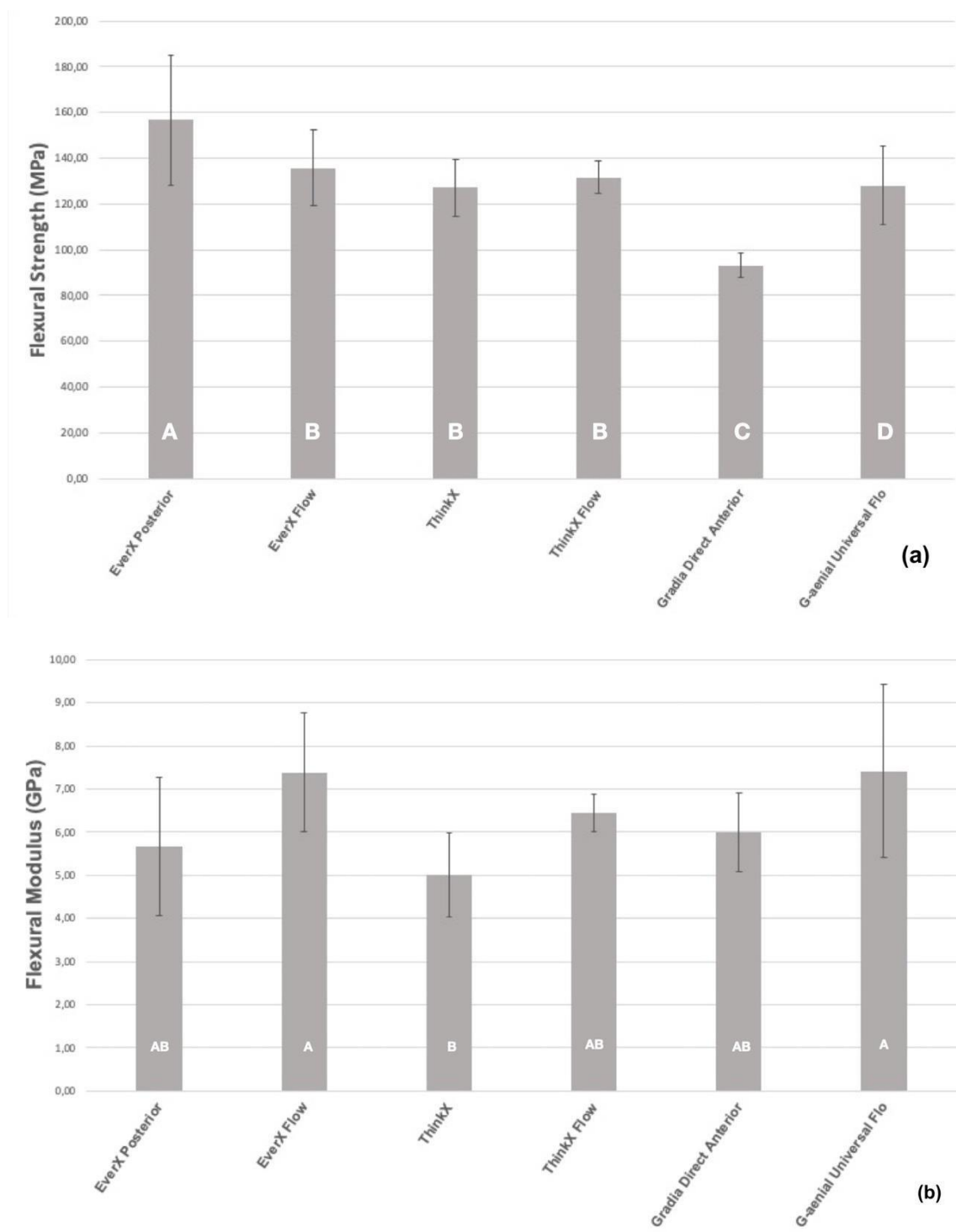


Figura 4. Gráficos de barra mostrando propriedades flexurais médias e desvios padrão (SD) para os compósitos resinosos investigados: **(a)** resistência à flexão (FS) em MPa; e **(b)** Módulo de Flexão (FM) em GPa. Para cada gráfico, diferentes letras nas barras indicam diferenças estatisticamente significantes ($p < 0,05$).

5.3 Análise de Modo de Falha

Análise visual dos corpos de prova fraturados (figura 5) revelaram padrões distintos de falha. Os corpos de prova de PFC (Gradia e G-aenial) falharam consistentemente de maneira catastrófica e quebradiça, estilhaçando em múltiplos fragmentos. Em forte contraste, todos os corpos de prova de SFRCs demonstraram uma integridade estrutural superior. O EverX Posterior exibiu a falha “dúctil” mais favorável, conseguindo interromper a trinca enquanto o corpo de prova continuou coesivo. O ThinkX apresentou uma falha “dúctil-quebradiça”, onde a trinca propagou significativamente mais, porém, não causou completa separação. Os SFRCs fluidos (EverX Flow and ThinkX Flow) também apresentaram modos de falha moderados e não catastróficos, consistentes com seus altos valores de tenacidade à fratura.

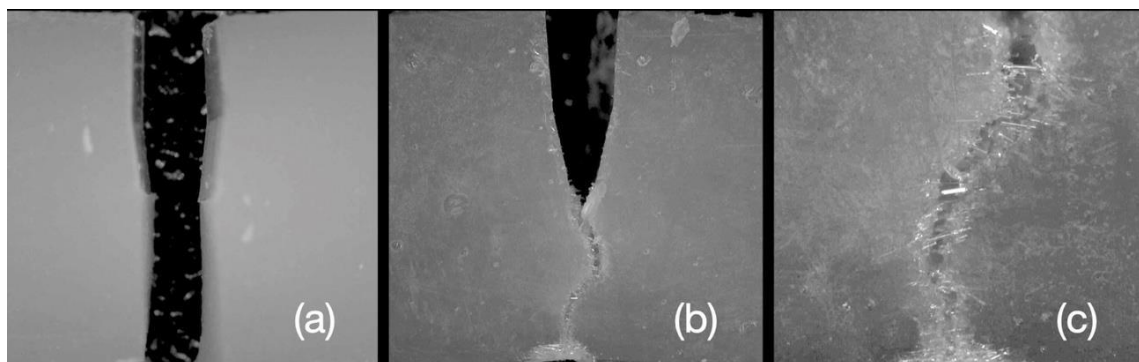


Figura 5. Imagens microscópicas digitais representativas do modo de falha dos corpos de prova de tenacidade a fratura (SENB). (a) Uma resina composta convencional particulada (Gradia Direct Anterior) apresentando uma falha quebradiça catastrófica (magnificação de 50x). (b) A resina reforçada por fibras curtas (ThinkX Flow) exibindo um modo de falha moderado, não catastrófica com interrupção da trinca (magnificação de 50x). (c) Uma visão detalhada do caminho de fratura da ThinkX Flow (magnificação de 225x) ilustrando o mecanismo de reforço de *fiber pull-out* e *crack bridging*.

6 DISCUSSÃO

A evolução mecânica dos materiais restauradores é fundamental, na tentativa de criar restaurações que estejam submetidas ao exigente ambiente bucal com longevidade clínica previsível (Garoushi et al., 2020). Enquanto as métricas padronizadas como resistência à flexão (FS) e módulo de flexão (FM) são essenciais para certificação ISO e comparações em linha de base, elas descrevem o comportamento de um material primariamente antes da falha (Garoushi, Vallittu, Lassila, 2007). Esses testes comumente falham em capturar as nuances das falhas clínicas mecânicas, que são tipicamente guiadas por propagação de falhas ao invés de força bruta. Assim, a tenacidade à flexão (K_{IC}) é amplamente considerada como um parâmetro mais clinicamente relevante, já que ela quantifica diretamente a resistência à propagação de trincas do material a partir de microfalhas inerentes a todos os materiais quebradiços (Bijelic-Donova et al., 2022; Bijelic-Donova et al., 2016; Tiu, Belli, Lohbauer, 2020; Tiu, Belli, Lohbauer, 2020). Esse estudo buscou caracterizar essas propriedades críticas em quatro SFRCs e duas PFCs distintas, hipotetizando que o desempenho é ditado pela complexa sinergia entre aspecto de razão (arquitetura das fibras) e qualidade da matriz. A hipótese nula foi rejeitada, pois o resultado demonstra claramente que o tipo do material, aspecto de razão das fibras e composição da matriz apresentaram influência significativa em todas as propriedades mecânicas testadas.

O principal achado foi a tenacidade à fratura (K_{IC}) significativamente melhorada em todos os grupos SFRCs ($2.786-4.182 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) comparado a ambas as PFCs condensável (Gradia Direct Anterior: $1.787 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) e fluida (G-aenial Universal Flow: $1.799 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) (figura 3). Isso se alinha fortemente com uma vasta gama de trabalhos confirmando que a principal vantagem biomecânica dos SFRCs é sua habilidade de interromper a propagação de trincas (Garoushi et al., 2018; Lassila et al., 2018; Alshabib, Jurado, Tsujimoto, 2022; Alshabib, Silikas, Watts, 2019). Essa tenacidade superior é atribuída a mecanismos de dissipação de energia intrínsecos, predominantemente *crack bridging* (onde as fibras preenchem a lacuna da trinca) e *fiber pull-out* (que dissipa a energia friccional conforme as fibras descolam e retraem da matriz) (Bijelic-Donova et al., 2016; Mallick, 2018; Tiu, Belli, Lohbauer, 2020;

Peterson, 2017). Isso se traduz para o modo de falha ductível que é mais favorável, observado nos SFRCs quando comparado com os estilhaços quebradiços das falhas catastróficas dos PFCs (figura 5), um achado que corrobora com achados de análises prévias de falhas (Mallick, 2018).

Os resultados do presente estudo elucidam uma consideração crítica no design dos SFRCs: a influência relativa da proporção da fibra (AR) contra a concentração de fibras (fração de volume) (Vallitu, 2015; Alshabib, Silikas, Watts, 2019). A teoria clássica dos compósitos dita que a fibra deve exceder um comprimento crítico (l_c) para ser efetiva (Abdulmajeed et al., 2011; Lassila et al., 2019; Peterson, 2017; Lauke, Schüller, Beckert, 2016). Os achados desta pesquisa desafiam diretamente a teoria clássica de que as fibras devem exceder ao l_c (0.5-1.6 mm) (Lassila et al., 2019; Peterson, 2017; Lauke, Schüller, Beckert, 2016) para providenciarem uma tenacidade significativa. Não foi observada diferença estatística significativa de K_{IC} entre o EverX Posterior, com seu comprimento de fibra supra-crítico (0.6-1.6 mm), e o ThinkX com suas fibras sub-críticas (0.1-0.5 mm). É importante pontuar que ambas possuem baixas concentrações de fibras (aprox. 10-15 wt% ou 11.5 vol%). Esse achado sugere fortemente que quando a concentração de fibras é baixa, o benefício teórico de se ter um comprimento de fibra supra-crítico não é um fator predominante e não apresenta tenacidade superior a um sistema sub-crítico.

Esse conceito é reforçado pelo desempenho dos SFRCs Fluidos. Ambos ThinkX Flow e EverX Flow demonstraram uma tenacidade significativamente mais alta (4.182 e 3.620 MPa·m^{1/2}, respectivamente) que os SFRCs compactáveis. O diferenciador principal é a concentração de fibras significativamente maior, de 20-25% para o ThinkX Flow e 25% para o EverX Flow (Tabela 1). Isso demonstra que uma fração de volume de fibras maior é um fator mais dominante para melhorar a tenacidade do que atingir um l_c , um achado que corrobora com estudos que correlacionam altas frações de fibras com melhora nas propriedades mecânicas (Abdulmajeed et al., 2011; Garoushi, Vallitu, Lassila 2006; Callaghan; Vaziri; Nayeib-Hashemi, 2006). Apesar de suas fibras serem sub-críticas, sua alta concentração garante que uma trinca que está se propagando encontre uma rede densa de elementos de reforço, maximizando a dissipação de energia (Lassila et al., 2018).

É plausível que as proporções da fibra, ou a razão de aspecto (AR), seja um parâmetro mais relevante. A AR para o EverX Flow (~ 23.3) e para ThinkX/ThinkX Flow (~ 25) estão todos dentro de um espectro funcional (e.g., >20) comumente citado como efetivo para o reforço (Mallick, 2018; Bocalon et al., 2016). Isso sugere que desde que a AR seja suficiente para permitir a transferência de tensões da interface (Mallick, 2018; Shouha, Swain, Ellakwa; 2014), a fibra não necessariamente precisa ser mais longa que o l_c teórico para contribuir para a tenacidade, especialmente por meio do *pull-out* (Bijelic-Donova et al., 2022; Tiu, Belli, Lohbauer 2020; Peterson, 2017; Rajak et al., 2019). Sendo assim, uma alta concentração de fibras com uma AR “suficiente” (como nos compósitos fluidos) pode gerar uma tenacidade mais efetiva (Abdulmajeed et al., 2011; Garoushi, Vallittu, Lassila, 2006; Callaghan, Vaziri, Nayeb-Hashemi, 2006) do que uma baixa concentração de fibras com um l_c teoricamente “ideal” (como na EverX Posterior).

A comparação entre dois SFRCs fluidos também revela uma interação complexa. O ThinkX Flow exibiu a maior tenacidade à fratura de todos os materiais ($4,182 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), superando significativamente a EverX Flow ($3,620 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$). Isso é notável já que ambos apresentam concentrações altas (20-25% e 25%) e carga total de fibras similares (Tabela 2). Com a arquitetura (~ 25 e ~ 23.3) e concentração sendo similar, a explicação deve estar nas diferenças sutis, mas importantes na qualidade da matriz e nas propriedades interfaciais (Bijelic-Donova et al., 2022; Garoushi et al., 2018; Khan et al., 2015). Variações nas combinações de monômeros (e.g., predominantemente UDMA e Bis-EMA) influenciam a ductibilidade da matriz e a cinética de polimerização (Varghese et al., 2022; Garoushi, Vallittu, Lassila, 2007), enquanto a enquanto o próprio processo de silanização determina a resistência ao cisalhamento interfacial (IFSS) (Khan et al., 2015; Varghese et al., 2022; Säilynoja et al., 2021). Uma matriz ligeiramente mais dúctil ou uma interface perfeitamente otimizada para realizar um descolamento controlado e arrancamento (ao invés de ser forte demais ou fraco demais), vai dissipar o máximo de energia (Mallick, 2018; Peterson, 2017). A K_{IC} superior do ThinkX Flow é provavelmente atribuída ao sistema matriz/interface que é melhor otimizado para esse mecanismo de dissipação desse tipo de energia em específico.

Esse estudo evidencia a divergência entre resistência flexural e tenacidade à fratura, exemplificado pelo EverX Posterior. Esse material, combinando as fibras mais longas (0.6-1.6 mm) (Bijelic-Donova et al., 2022) e a matriz de rede polimérica semi-permeável (semi-IPN) (Bijelic-Donova et al., 2022; Garoushi, Vallittu, Lassila, 2007; Garoushi, Vallittu, Lassila, 2007) atingindo a mais alta resistência à flexão (156.62 MPa) por uma margem significativa (Figura 4). Isso se alinha com mecânicas flexurais, fibras longas e bem aderidas são otimizadamente orientadas no sentido das tensões, pra resistir a iniciação de trincas (Niewczas et al., 2017; Garoushi et al., 2020; Rajak et al., 2019). A tenaz matriz semi-IPN provavelmente garante uma integridade interfacial superior, permitindo que essas longas fibras supra-críticas atinjam sua máxima capacidade de tensionamento antes da falha (Niewczas et al., 2017; Garoushi, Vallittu, Lassila, 2007; Garoushi, Vallittu, Lassila, 2007). Todavia, essa alta resistência à flexão não significou a mais alta resistência. O alto K_{IC} da EverX Posterior (2.786 MPa·m^{1/2}) foi estatisticamente similar ao subcrítico ThinkX (2.875 MPa·m^{1/2}) e significativamente mais baixo que ambos os SFRCs fluidos. Isso demonstra que os mecanismos da FS e K_{IC} são distintos (Tiu, Belli, Lohbauer, 2020). A adesão matriz/fibra de alta integridade de IPN no EverX Posterior é otimizado para resistir a falha inicial (alto FS), mas possui uma concentração de fibras mais baixa (11.5 vol%) provê menos elementos de ponteameto de trincas que os fluidos de alta carga. Assim, uma vez que uma trinca se inicia (como no teste do K_{IC}), a densidade das fibras nos SFRCs fluidos provê resistência superior à propagação de trincas.

Apesar da matriz semi-IPN no EverX Posterior ser altamente efetiva para resistência à flexão, essa química específica não vem sem desvantagens. Estudos que investigam matrizes semi-IPN experimentais (contendo PMMA) mostraram que essa composição pode levar a uma sorção de água e solubilidade significamente maior quando comparado com resinas de dimetacrilatos convencionais (Garoushi et al., 2007). Isso provavelmente acontece pois o componente PMMA termoplástico não é interligado na rede de Bis-GMA, permitindo maior ingressão de moléculas de água. Ademais, a presença do PMMA pode levar uma leve diminuição no grau de conversão (DC) (Garoushi et al., 2007). Apesar de essas desvantagens não terem impactado negativamente na alta resistência à flexão inicial observada no presente estudo, a alta sorção de água pode, em teoria, comprometer

a estabilidade hidrolítica da interface fibra-matriz a longo prazo, sendo essa uma área crítica para futuros estudos sobre fadiga e envelhecimento.

Os dados a respeito do módulo de flexão (rigidez) apresentaram resultados não esperados, onde os compósitos fluidos (PFC2/G-aenial, 7.41 GPa and EverX Flow, 7.38 GPa) foram os materiais mais rígidos, enquanto os SFRCs condensáveis, (EverX Posterior, 5.67 GPa; ThinkX, 5.01 GPa), foram os menos rígidos (mais flexíveis). Esse achado contraintuitivo, onde materiais condensáveis foram mais flexíveis que os fluidos, se dá provavelmente devido à complexa interação da concentração total de fibras e química da matriz. A alta rigidez da EverX Flow fluida pode ser atribuída à sua alta concentração de rígidas fibras de vidro (25%), o que domina a resposta mecânica. Em contrapartida, a flexibilidade pronunciada (baixo módulo) do EverX Posterior (5.67 GPa), apesar de sua alta quantidade de carga, é um conhecido atributo da sua matriz semi-IPN. As cadeias lineares de PMMA dentro da rede não se interligam, o que reduz intencionalmente a rigidez da rede (Garoushi, Vallittu, Lassila, 2007; Garoushi, Vallittu, Lassila, 2007). Os valores não são diretamente comparáveis devido às diferenças entre a metodologia de testes e a complexa natureza anisotrópica dos SFRCs. A significância clínica, logo, não é um par perfeito com a dentina, mas sim a criação de uma base menos rígida (baixo módulo) e mais tenaz quando comparado com a faceta de compósito sobrejacente que é mais rígida. Essa complacência permite que o núcleo de SFRC funcione como um amortecedor, distribuindo as tensões oclusais e reduzindo a tensão de contração na interface adesiva, um conceito suportado nos estudos de estruturas de resinas reforçadas por fibras (Garoushi et al., 2007; Abdumajeed et al., 2011; Bergamo et al., 2021).

Esse estudo está sujeito a limitações inerentes de investigações *in-vitro*. Testes mecânicos estáticos, apesar de cruciais para caracterização, não replicam a carga de fadiga cíclica, variações térmicas e degradação enzimática presentes na cavidade oral (Garoushi et al., 2007). O armazenamento em água a longo prazo, é particularmente conhecido por desafiar a estabilidade hidrolítica da interface matriz-silano, que é crítica para o desempenho dos SFRCs (Tiu, Belli, Lohbauer, 2020; Varghese et al., 2022; Säilynoja et al., 2021). Ademais, a própria natureza das formulações comerciais previne uma análise precisa das proporções de monômeros ou química de silanos, o que os testes desse estudo sugerem que são altamente influentes (Varghese et al., 2022; Säilynoja et al., 2021). Pesquisas futuras devem priorizar o teste de fadiga e

protocolos de envelhecimento a longo prazo para prever mais precisamente a longevidade clínica desses materiais promissores.

7 CONCLUSÃO

Dentro das limitações deste estudo *in vitro*, as hipóteses nulas foram rejeitadas e concluiu-se que:

1. Todos os compósitos reforçados por fibras curtas (SFRCs) apresentaram tenacidade à fratura (K_{IC}) significativamente maior do que os compósitos convencionais reforçados por partículas (PFCs), confirmando sua principal vantagem biomecânica na resistência à propagação de trincas.
2. Uma alta concentração de fibras (fração volumétrica) mostrou-se um fator mais determinante para o aumento da tenacidade do que o alcance de um “comprimento crítico” de fibra, conforme demonstrado pelos valores superiores de K_{IC} observados nos SFRCs fluidos.
3. Quando a concentração de fibras é semelhante, a qualidade da matriz polimérica e a otimização da interface fibra-matriz tornam-se os fatores críticos na determinação do desempenho mecânico. Esse aspecto provavelmente explica a tenacidade à fratura superior do ThinkX Flow em relação a todos os demais materiais avaliados.

8 REFERÊNCIAS

1. LASSILA, L. V. J.; TEZVERGIL, A.; DYER, S. R.; VALLITTU, P. K. The bond strength of particulate-filler composite to differently oriented fiber-reinforced composite substrate. *Journal of Prosthodontics*, v. 16, p. 10-17, 2007.
2. SCRIBANTE, A. et al. Travel beyond clinical uses of fiber reinforced composites (FRCs) in dentistry: a review of past employments, present applications, and future perspectives. *BioMed Research International*, v. 2018, p. 1498901, 2018.
3. GAROUSHI, S. et al. Static and fatigue compression test for particulate filler composite resin with fiber-reinforced composite substructure. *Dental Materials*, v. 23, p. 17-23, 2007.
4. LASSILA, L. et al. Characterization of restorative short-fiber reinforced dental composites. *Dental Materials Journal*, v. 39, p. 992-999, 2020.
5. BIJELIC-DONOVA, J. et al. Crack propagation and toughening mechanism of bilayered short-fiber reinforced resin composite structure: evaluation up to six months storage in water. *Dental Materials Journal*, v. 41, p. 580-588, 2022.
6. GAROUSHI, S. et al. Short fiber-reinforced composite restorations: a review of the current literature. *Journal of Investigative and Clinical Dentistry*, v. 9, e12330, 2018.
7. VALLITTU, P. K. An overview of development and status of fiber-reinforced composites as dental and medical biomaterials. *Acta Biomaterialia Odontologica Scandinavica*, v. 4, p. 44-55, 2018.
8. NIEWCZAS, A. M. et al. Influence of fiber reinforcement on selected mechanical properties of dental composites. *Acta of Bioengineering and Biomechanics*, v. 19, p. 1-10, 2017.
9. LASSILA, L. et al. Mechanical properties of fiber reinforced restorative composite with two distinguished fiber length distribution. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, v. 60, p. 331-338, 2016.
10. ABDULMAJEED, A. A. et al. The effect of high fiber fraction on some mechanical properties of unidirectional glass fiber-reinforced composite. *Dental Materials*, v. 27, p. 313-321, 2011.

11. BIJELIC-DONOVA, J. et al. Mechanical and structural characterization of discontinuous fiber-reinforced dental resin composite. *Journal of Dentistry*, v. 52, p. 70-78, 2016.
12. GAROUSHI, S. et al. Mechanical properties and fracture behavior of bi-structure fiber-reinforced composite restorations. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, v. 101, p. 103444, 2020.
13. GAROUSHI, S. et al. Effect of nanofiller fractions and temperature on polymerization shrinkage on glass fiber reinforced filling material. *Dental Materials*, v. 24, p. 606-610, 2008.
14. GAROUSHI, S. et al. Creep of experimental short fiber-reinforced composite resin. *Dental Materials Journal*, v. 31, p. 737-741, 2012.
15. VALLITTU, P. K. Structural properties of dental FRC structures. In: VALLITTU, P. K.; ÖZCAN, M. (org.). *Clinical guide to principles of fiber-reinforced composites in dentistry*. Duxford: Elsevier, 2017. p. 35-56.
16. VALLITTU, P. K. High-aspect ratio fillers: fiber-reinforced composites and their anisotropic properties. *Dental Materials*, v. 31, p. 1-7, 2015.
17. LASSILA, L. et al. Characterization of a new fiber-reinforced flowable composite. *Odontology*, v. 107, p. 342-352, 2019.
18. GAROUSHI, S. et al. Physical properties and depth of cure of a new short fiber reinforced composite. *Dental Materials*, v. 29, p. 835-841, 2013.
19. LASSILA, L. et al. Mechanical properties and fracture behavior of flowable fiber reinforced composite restorations. *Dental Materials*, v. 34, p. 598-606, 2018.
20. ALSHABIB, A.; JURADO, C. A.; TSUJIMOTO, A. Short fiber-reinforced resin-based composites (SFRCs): current status and future perspectives. *Dental Materials Journal*, v. 41, p. 647-654, 2022.
21. GAROUSHI, S. et al. Use of isotropic short fiber reinforced composite with semi-interpenetrating polymer network matrix in fixed partial dentures. *Journal of Dentistry*, v. 35, p. 403-408, 2007.
22. MALLICK, P. K. Particulate filled and short fiber reinforced polymer composites. In: *Reference module in materials science and materials engineering*. Elsevier, 2018.

23. TIU, J.; BELLI, R.; LOHBAUER, U. R-curve behavior of a short-fiber reinforced resin composite after water storage. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, v. 104, p. 103674, 2020.
24. TIU, J.; BELLI, R.; LOHBAUER, U. Rising R-curves in particulate/fiber-reinforced resin composite layered systems. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, v. 103, p. 103537, 2020.
25. ALSHABIB, A.; SILIKAS, N.; WATTS, D. C. Hardness and fracture toughness of resin-composite materials with and without fibers. *Dental Materials*, v. 35, p. 1194-1203, 2019.
26. PETERSEN, R. C. Advancing discontinuous fiber-reinforced composites above critical length for replacing current dental composites and amalgam. *Journal of Natural Sciences*, v. 3, e314, 2017.
27. LAUKE, B. et al. Fiber pull-out test and single fiber fragmentation test: analysis and modelling. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, v. 139, p. 012009, 2016.
28. KARMANKAR, R. G. Critical length for short fiber composites derived using coir fiber and epoxy resin. *International Research Journal of Engineering and Technology*, v. 8, p. 1483-1486, 2021.
29. GAROUSHI, S. et al. Short fiber reinforced composite: the effect of fiber length and volume fraction. *Journal of Contemporary Dental Practice*, v. 7, p. 10-17, 2006.
30. CALLAGHAN, D. J.; VAZIRI, A.; NAYEB-HASHEMI, H. Effect of fiber volume fraction and length on the wear characteristics of glass fiber-reinforced dental composites. *Dental Materials*, v. 22, p. 84-93, 2006.
31. BOCALON, A. C. et al. Replacement of glass particles by multidirectional short glass fibers in experimental composites: effects on degree of conversion, mechanical properties and polymerization shrinkage. *Dental Materials*, v. 32, p. e204-e210, 2016.
32. SHOUHA, P.; SWAIN, M.; ELLAKWA, A. The effect of fiber aspect ratio and volume loading on the flexural properties of flowable dental composite. *Dental Materials*, v. 30, p. 1234-1244, 2014.
33. RAJAK, D. K. et al. Fiber-reinforced polymer composites: manufacturing, properties, and applications. *Polymers*, v. 11, p. 1667, 2019.

34. KHAN, A. S. et al. An update on glass fiber dental restorative composites: a systematic review. *Materials Science and Engineering C*, v. 47, p. 26-39, 2015.
35. VARGHESE, J. T. et al. Effect of silane coupling agent and concentration on fracture toughness and water sorption behaviour of fibre-reinforced dental composites. *Dental Materials*, v. 38, p. 1205-1215, 2022.
36. GAROUSHI, S. et al. Short glass fiber reinforced restorative composite resin with semi-interpenetrating polymer network matrix. *Dental Materials*, v. 23, p. 1356-1362, 2007.
37. VARGHESE, J. T. et al. Influence of silane coupling agent on the mechanical performance of flowable fibre-reinforced dental composites. *Dental Materials*, v. 38, p. 1173-1183, 2022.
38. SÄILÝNOJA, E. et al. Characterization of experimental short-fiber-reinforced dual-cure core build-up resin composites. *Polymers*, v. 13, p. 2281, 2021.
39. DAHL, K. A.; MORITZ, N.; VALLITTU, P. K. Flexural and torsional properties of a glass fiber-reinforced composite diaphyseal bone model with multidirectional fiber orientation. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, v. 87, p. 236-245, 2018.
40. BERGAMO, E. T. P. et al. Physicochemical and mechanical characterization of a fiber-reinforced composite used as frameworks of implant-supported prostheses. *Dental Materials*, v. 37, p. e314-e324, 2021.
41. LASTUMÄKI, T. M.; LASSILA, L. V. J.; VALLITTU, P. K. The semi-interpenetrating polymer network matrix of fiber-reinforced composite and its effect on the surface adhesive properties. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, v. 14, n. 9, p. 803-809, 2003.
42. BICALHO, A. A. et al. Incremental filling technique and composite material—Part I: Cuspal deformation, bond strength, and physical properties. *Operative dentistry*, v. 39, n. 2, p. e71-e82, 2014.
43. BARATIERI, Luiz Narciso et al. *Odontologia Restauradora: Fundamentos & Técnicas*. São Paulo: Santos, 2010. 2 v. ISBN 978-85-7288-822-6.