



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

**INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL E POR ELEMENTOS FINITOS
PARA A DETERMINAÇÃO COMPARATIVA DE TENACIDADE À
FRATURA E ESPESSURA DE CAMADA MÍNIMA EM BIMATERIAIS
ODONTOLÓGICOS (CERÂMICA ODONTOLÓGICA E NiCr, Al₂O₃ E
ZrO₂)**

CARLA PEREIRA SANTOS PORTO
Cirurgiã Dentista

Porto Alegre, RS - BRASIL

2022

CARLA PEREIRA SANTOS PORTO

**INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL E POR ELEMENTOS FINITOS
PARA A DETERMINAÇÃO COMPARATIVA DE TENACIDADE À
FRATURA E ESPESSURA DE CAMADA MÍNIMA EM BIMATERIAIS
ODONTOLÓGICOS (CERÂMICA ODONTOLÓGICA E NiCr, Al₂O₃ E
ZrO₂)**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração Ciência e Tecnologia dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Coorientador: Prof. Dr. Sandro Griza

Porto Alegre, RS - BRASIL

2022

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Carlos André Bulhões Mendes
Vice-Reitor: Patrícia Helena Lucas Pranke

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretora: Carla Schwengber ten Caten
Vice-Diretor: Afonso Reguly

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

Coordenador: Prof. Dr. Afonso Reguly
Coordenador substituto: Profa. Dra. Andréa Moura Bernardes

CIP - Catalogação na Publicação

Porto, Carla Pereira Santos
INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL E POR ELEMENTOS FINITOS
PARA A DETERMINAÇÃO COMPARATIVA DE TENACIDADE À
FRATURA E ESPESSURA DE CAMADA MÍNIMA EM BIMATERIAIS
ODONTOLÓGICOS (CERÂMICA ODONTOLÓGICA E NiCr, Al₂O₃ E
ZrO₂) / Carla Pereira Santos Porto. -- 2022.
139 f.

Orientador: Carlos Pérez Bergmann.

Coorientador: Sandro Griza.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal do Rio
Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2022.

1. cerâmicas odontológicas. 2. análise de elementos
finitos. 3. tenacidade à fratura. I. Bergmann, Carlos
Pérez, orient. II. Griza, Sandro, coorient. III.
Título.

CARLA PEREIRA SANTOS PORTO

**INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL E POR ELEMENTOS FINITOS
PARA A DETERMINAÇÃO COMPARATIVA DE TENACIDADE À
FRATURA E ESPESSURA DE CAMADA MÍNIMA EM BIMATERIAIS
ODONTOLÓGICOS (CERÂMICA ODONTOLÓGICA E NiCr, Al₂O₃ E
ZrO₂)**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração Ciência e Tecnologia dos Materiais.

Prof. Dr. Afonso Reguly
Coordenador do PPGE3M/UFRGS

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
PPGE3M/UFRGS

Prof^a Dra. Annelise Kopp Alves
PPGE3M/UFRGS

Prof. Dr. Luiz Carlos Pereira
EPoli-COPPE/UFRJ

Prof. Dr. Renato Manuel Natal Jorge
Faculdade de Engenharia/Universidade do Porto

Dedico este trabalho a meu marido, mãe e irmãos, pela compreensão dos momentos ausentes e pelo apoio constante e ao meu coorientador por acreditar em mim.

AGRADECIMENTOS

À Deus por me dar força e coragem em todos os momentos em que tanto precisei.

Minha gratidão a meu marido e minha mãe e pela compreensão e apoio em todos os momentos em que este trabalho estava sendo realizado.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, pela oportunidade de realização de trabalhos em minha área de pesquisa.

Meu agradecimento especial ao professor Sandro Griza, por ter sido Mestre e amigo ajudando-me a crescer profissionalmente e pela atenção por ele dispensada, dividindo seu conhecimento com tanta simplicidade.

Ao professor Carlos Bergmann pela segunda chance dada, o qual acreditou e me recebeu no programa sem hesitar com a responsabilidade de me orientar.

Ao professor Lula pela ideia que concebeu esse trabalho, pelos ensinamentos e trabalhos compartilhados e pela participação da banca deste trabalho. Obrigada pela amizade, pelos ensinamentos e pelos valores compartilhados.

Aos professores Renato Manuel Natal Jorge e Marco Parente por me receberem e orientarem na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto mostrando competência científica e generosidade.

Ao Laboratório de Prótese ATM pela confecção dos corpos-de-prova.

Aos Laboratórios de Ensaio Mecânicos e Análises Fractográficas do P2CEM da Universidade Federal de Sergipe (UFS) pela liberação do espaço, equipamentos e insumos para realização de ensaios estudados.

À minha amiga Rosivânia Oliveira, amiga para todas as horas que conquistei neste período de doutoramento que vibrou comigo entre altos e baixos me apoiando sempre que preciso nesta difícil missão.

E, finalmente, a todos aqueles de certa forma contribuíram, direta ou indiretamente, para a realização deste trabalho.

Muito Obrigada!!!

RESUMO

O objetivo deste estudo é avaliar comparativamente a tenacidade à fratura das interfaces NiCr/cerâmica de revestimento, alumina/cerâmica odontológica de revestimento e zircônia/cerâmica de revestimento, investigando a propagação de uma trinca interfacial sob uma ampla gama de misturas de modo de fratura. O efeito das propriedades mecânicas de cada material isolado e da interface, na iniciação da trinca e o caminho da trinca, também são estudados. O método dos elementos finitos (MEF) foi utilizado para calibrar a produção das amostras experimentais, permitindo obter as dimensões e quantidades mínimas de material necessárias para caracterizar corretamente o evento da fratura. Os espécimes foram testados até a falha usando uma máquina de ensaio de flexão de três pontos. Os parâmetros de fratura da interface foram obtidos usando o MEF. Para todos os espécimes, as trincas propagaram-se na cerâmica de revestimento. Os resultados sugerem que, nas estruturas de bimateriais NiCr/cerâmica de revestimento, alumina/cerâmica de revestimento e zircônia/cerâmica de revestimento, a cerâmica de revestimento é mais frágil do que a interface, o que explicaria a constatação clínica de que a taxa de lascamento da cerâmica é maior do que a taxa de delaminação da interface. Consequentemente, um material cerâmico com uma maior resistência à fratura é necessário para diminuir a taxa de falha de restaurações de cerâmica.

Palavras-chave: cerâmicas odontológicas; análise de elementos finitos; tenacidade à fratura.

ABSTRACT

The objective of this study is to comparatively evaluate the fracture toughness of NiCr/veneering ceramic, alumina/veneering ceramic and zirconia/veneering ceramic interfaces by investigating the propagation of an interfacial crack under a wide range of mixed mode. The effect of the mechanical properties of the base materials and the interface, on the crack initiation and crack path, will also be studied. The finite element method (FEM) was used to calibrate the production of the experimental specimens, allowing to obtain the minimum dimensions and amounts of material needed to correctly characterize the fracture event. The specimens were tested to failure using a three-point bending test machine. Interface fracture parameters were obtained using the FEM. For all specimens, the cracks propagated in the veneering ceramic. The results suggest that, in the structures of bimaterial NiCr/veneering ceramic, alumina/veneering ceramic and zirconia/veneering ceramic, the veneering ceramic is brittle than the interface, which would explain the finding clinical evidence that the ceramic chipping rate is greater than the interface delamination rate. Consequently, a ceramic material with a higher fracture strength is needed to decrease the failure rate of ceramic restorations.

Keywords: dental ceramic; finite element analysis; fracture toughness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Levantamento estatístico de publicações no Science Direct.	17
Figura 2 - Coroa metalocerâmica unitária – infraestrutura metálica em NiCr e recobrimento com cerâmica feldspática.	22
Figura 3 - Coroa unitária InCeram® - infraestrutura cerâmica de alumina e recobrimento com cerâmica feldspática aluminizada.	22
Figura 4 - Próteses fixas de 3 elementos confeccionadas em InCeram® e metalocerâmica.	23
Figura 5 - Fratura em prótese metalocerâmica com falha na interface metal/cerâmica, já em cerâmicas livres de metal a fratura foi completa ou catastrófica.	29
Figura 6 - Modos de carregamento I, II e III (BARSOUM, 1997).	35
Figura 7 - Distribuição do campo elástico de tensão à frente da trinca, adaptado de Anderson, 1994.	36
Figura 8 - Tensão normal ao plano da trinca no modo I de carregamento. (ANDERSON, 1994).	37
Figura 9 - Efeito da espessura na tenacidade à fratura (PEREZ, 2002).	40
Figura 10 - Representação esquemática da curva tensão X deformação para materiais elasto-plásticos e elásticos não lineares (DONATO, 2008).	41
Figura 11 - Representação do contorno arbitrário ao redor da trinca (DONATO, 2008).	41
Figura 12 - Diagrama esquemático da configuração da fissura interfacial (ponta da trinca direita). σ_θ , σ_r e $\tau_{r\theta}$ são componentes de tensão de um ponto que tem coordenadas de (r, θ) em coordenadas polares com a origem em a ponta da trinca.	51
Figura 13 - Representação de um elemento e nós que constituem uma malha.	56
Figura 14 - Típica malha em uma análise de mecânica da fratura pelo MEF (Abaqus Analysis User's Manual).	58
Figura 15 - Domínio equivalente na ponta da trinca.	62
Figura 16 - Definição dos vários elementos na modelagem de fratura com XFEM (Mohammadi, 2012).	66
Figura 17 - Fluxograma da metodologia utilizada.	71
Figura 18 - Amostras do pó recoberto por ouro para a análise por MEV de sua morfologia.	73

Figura 19 - “Padrão de fundição” aderido ao pino	75
Figura 20 - Conjunto inserido no revestimento.	75
Figura 21 - Eliminação da cera.....	76
Figura 22 - Fundição da liga.....	77
Figura 23 - Corpo de prova de NiCr. Aqui tem-se dois corpos de prova com projeções laterais as quais servirão para melhorar a fixação da resina epóxi.	77
Figura 24 – Tabela de tempos de sinterização do "Wash" disponibilizada pelo fabricante.....	78
Figura 25- Tabela de tempos de sinterização do opaco disponibilizada pelo fabricante.	79
Figura 26 - Tabela de tempos de sinterização da cerâmica de corpo disponibilizada pelo fabricante.....	79
Figura 27 - Camadas de cerâmica aplicadas sobre o metal.....	79
Figura 28 - Tabela de tempos de sinterização da subestrutura de InCeram® alumina disponibilizada pelo fabricante.	80
Figura 29 - Tabela de tempos de sinterização da subestrutura de InCeram® zircônia disponibilizada pelo fabricante.	80
Figura 30 - Tabela de tempos de sinterização da queima de infiltração do vidro disponibilizada pelo fabricante.	81
Figura 31 - Aplicação do vidro de aluminossilicato de lantânio.	81
Figura 32 - Sanduíches metal/cerâmica, alumina/cerâmica, zircônia/cerâmica e cerâmica feldspática pura.....	82
Figura 33 - Interfaces metal/cerâmica.	83
Figura 34 - Interfaces alumina/cerâmica.	83
Figura 35 - Interfaces zircônia/cerâmica.....	84
Figura 36 - Desenho esquemático da amostra metalocerâmica.	85
Figura 37 - Posicionamento do corpo-de-prova metal/cerâmica na máquina de ensaio.	86
Figura 38 - Amostra sem epóxi. A pré-trinca foi inserida entre os dois materiais, no caso de bimaterial, ou no meio do corpo-de-prova, quando apenas um único material foi avaliado.	87
Figura 39 - Amostra proposta em condição de simetria para bimateriais ou para um único material.	87

Figura 40 - Amostra proposta em condição de assimetria para bimateriais. O material A representa o material de infraestrutura, que não variou em espessura; o material B representa a cerâmica de cobertura, o qual sofreu alteração da espessura.	88
Figura 41 - Vigas de seção transversal regular com trinca na borda. Adaptado de Shigley; Mischke e Budynas (2004).	90
Figura 42 - Malha particionada ao redor da ponta da trinca. “A” - visão global das malhas do modelo numérico. “B” - Camadas redondas de elementos ao redor da ponta da trinca (em forma de teia de aranha). “C” - Elementos em torno do círculo completo. “D” – resulta da simulação com base no contorno.	95
Figura 43 - Presença de partículas submicrônicas e de formato arredondado em alumina no pó do InCeram® Alumina e partículas de zircônia e alumina no pó do InCeram® Zircônia.	97
Figura 44 - Comparação da intensidade de tensão na ponta da trinca no grupo alumina/cerâmica.	99
Figura 45 - Ampliação da região da ponta da trinca mostrando o início da trinca e seu percurso.	100
Figura 46 - Comparação visual do percurso da trinca após a fratura no ensaio mecânico e simulação no grupo alumina/cerâmica.	101
Figura 47 - Fraturas limitadas a cerâmica de recobrimento. Vista superior das duas partes do corpo de prova após a fratura.	102
Figura 48 - Fractografia de uma amostra do grupo 2. Mostra uma fratura frágil limitada à área da cerâmica de recobrimento com linhas de fratura da fase vítrea.	103
Figura 49 - Medidas dos ângulos kinking iniciais realizadas nos corpos de prova. A. NiCr/VMK 95. B. Alumina/VM 7. C. Zircônia/VM 7.	105
Figura 50 - Distribuição de tensões na ponta da trinca da amostra de NiCr com espessura de 3 mm.	107
Figura 51 - Distribuição de tensões na ponta da trinca da amostra de NiCr/VMK95 com espessura de 3 mm em cada lado usando resina epóxi.	107
Figura 52 - Gráfico comparando o fator de correção e a espessura simétrica dos grupos avaliados.	109
Figura 53 - Gráfico comparando o Fator de Correção com a Espessura Assimétrica.	110

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Materiais utilizados, composição, tamanho de partícula e fabricante.....	72
Tabela 2 – Dimensões com base nas condições de teste adotadas para o teste sanduíche.....	88
Tabela 3 – Propriedades mecânicas informadas pelo fabricante e utilizadas na simulação.....	92
Tabela 4 – Valores de densidade aparente e porosidade nas cerâmicas.....	98
Tabela 5 – Carga de fratura e modo de fratura dos espécimes, e parâmetros de mecânica de fratura - incluindo os fatores de intensidade de tensão K_1 , K_2 e a taxa de liberação de energia G_0 das trincas interfaciais.....	105
Tabela 6 – Comparação entre os valores obtidos do ensaio mecânico e da simulação.....	106
Tabela 7 – Demonstração do cálculo do Fator de Correção (CF) aplicado ao NiCr.....	108
Tabela 8 – Comparação do Fator de Correção experimental com as simulações definidas para os espécimes VM7 e VMK95.....	109
Tabela 9 – Demonstração do cálculo do Fator de Correção (CF) aplicado à zircônia/VM7.....	111
Tabela 10 – Demonstração do cálculo do Fator de Correção (CF) aplicado ao Ceram YZ/VM9.....	111

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	14
2. OBJETIVOS.....	18
2.1. OBJETIVO GERAL.....	18
2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	18
3. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	19
3.1. RESTAURAÇÕES METALOCERÂMICAS E INCERAM.....	19
3.2. MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA (MFLE)	31
3.4 ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA EM MATERIAIS CERÂMICOS.....	43
3.5 MÉTODOS DE ELEMENTOS FINITOS (MEF)	54
4. MATERIAIS E MÉTODOS	71
4.1 MATERIAIS.....	72
4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	73
4.3 CONFECÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA	74
4.4 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA	85
4.5 ÂNGULO KINKING	86
4.6 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	86
4.7 ESTUDO DA DETERMINAÇÃO DA MENOR ESPESSURA	87
4.8 ANÁLISE PELO MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS.....	89
4.9 ANÁLISE ESTATÍSTICA.....	96
5. RESULTADOS	97
5.1 MORFOLOGIA, TAMANHO DE PARTÍCULA, DENSIDADE E POROSIDADE	97
5.2 DENSIDADE APARENTE E POROSIDADE.....	97
5.3 VALIDAÇÃO DA ESPESSURA DOS SANDUÍCHES.....	98
5.4 MODO DE FRATURA	99
5.5 PARÂMETROS DA FRATURA NA INTERFACE	103
5.6 ÍNICIO DA FRATURA E MENOR ESPESSURA DA CAMADA CERÂMICA	106
6. DISCUSSÃO.....	112
7. CONCLUSÕES.....	120
8. SUGESTÃO PARA FUTUROS TRABALHOS	122
REFERÊNCIAS	123

1. INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, o interesse e a valorização da Odontologia estética passaram a ocupar lugar de grande destaque nos consultórios odontológicos. A procura por restaurações que devolvam a função mastigatória, fonética e a cor natural dos dentes tem aumentado significativamente. As restaurações cerâmicas podem ser consideradas atualmente a melhor escolha para reproduzir os dentes naturais, sendo largamente empregadas em próteses e restaurações indiretas odontológicas, devido à sua biocompatibilidade, resistência à compressão, condutibilidade térmica, radiopacidade, integridade marginal, estabilidade de cor e, principalmente, elevado potencial para simular a aparência dos dentes. Além disso, as cerâmicas têm baixa adesão de biofilme e apresentam boa resistência à abrasão (ARCHANGELO *et al.*, 2019; ZHANG; WU; SHI, 2020).

A prótese dentária é a especialidade da Odontologia que repõe artificialmente dentes perdidos através da confecção de elementos protéticos fixos ou móveis confeccionados a partir de diferentes materiais. O emprego de materiais cerâmicos como material substituto dos dentes naturais apresenta cerca de 4000 anos de história, sendo verificado já na civilização Maia, em crânios apresentando a substituição de dentes perdidos por substitutos esculpidos em madrepérola. A sua prática clínica em odontologia, no entanto, só iniciou no século XVIII com o uso de porcelanas em coroas dentais (CHEVALIER; GREMILLARD, 2009).

Dentre os materiais restauradores estéticos existentes, a cerâmica pode ser considerada atualmente a melhor escolha para reproduzir os dentes naturais, sendo amplamente empregada em próteses dentárias e restaurações indiretas. Ela está disponível no mercado sob a forma de pó de aluminossilicatos, porém esses materiais são frágeis e qualquer falha, como trinca, levará a uma fratura. Para minimizar esse problema, as cerâmicas odontológicas são frequentemente empregadas sob uma infraestrutura de reforço que pode ser um material cerâmico ou um metal. Esses materiais têm a finalidade de compensar a natureza frágil da porcelana, reduzindo a possibilidade do desenvolvimento de trincas durante os esforços mastigatórios.

As cerâmicas odontológicas são materiais frágeis, sensíveis a defeitos que podem ser resultado dos processos mecânico, térmicos ou químicos e atuam como

concentradores de tensão locais. Nos materiais frágeis, uma baixa tensão crítica de fratura estará associada a existência de descontinuidades no sólido (falhas, vazios, defeitos, trincas), seja na superfície ou no interior do corpo, que atuam como entidades de concentração de tensão a partir das quais a falha começará a evoluir para uma fratura catastrófica.

Existe um número significativo de pesquisas visando desenvolver geometrias de amostra e entalhes de modo a se obter K_{IC} nas interfaces de sistemas metal/cerâmica, porém, ainda não há um protocolo publicado que contemple a confecção de um corpo-de-prova para medir a tenacidade nas interfaces de diferentes materiais, utilizando mínima quantidade de material, na tentativa de aproximar-se do que é utilizado em serviço quando se emprega na boca em substituição dos dentes ou de partes dele.

Para o desenvolvimento de pesquisas no campo das Engenharias é muitas vezes necessária a utilização de ferramentas computacionais para validação de resultados experimentais. Através da simulação é possível utilizar um único modelo e nele mudar variáveis como geometria, material, condições de contorno e outras propriedades. Com isso, os custos com experimentos reais são reduzidos.

Com melhorias nos equipamentos e métodos computacionais, a análise mecânica das falhas de material e estrutura tornou-se cada vez mais precisa. Entre várias formulações de elementos finitos, elementos finitos singulares têm sido amplamente utilizados para análise de estruturas de fraturas. Com essas ferramentas, modelos podem ser criados para estimar integrais J , fatores de intensidade de tensão e direções de propagação de trincas. Ou, ainda, pode-se usar o recurso do Método Estendido dos Elementos Finitos (XFEM – eXtended Finite Element Method) que faz uso da modelagem discreta da fratura. Com uso do XFEM, o corpo fraturado é modelado como um meio contínuo e a fratura é modelada através do enriquecimento da aproximação para o campo de deslocamentos.

Tendo em vista as dificuldades de se fazer a trinca e de utilizar uma quantidade grande de material necessária para a confecção das amostras para análise mecânica das falhas de material e estrutura, no presente estudo é proposta a fabricação de uma amostra para determinar a tenacidade à fratura, em ensaio de flexão em 3 pontos, na

interface dos sistemas de restauração mais utilizados na odontologia. A amostra proposta foi determinada de acordo com as normas, analisando-se a zona de processo da fratura para determinar a menor espessura viável dos materiais na confecção dessas amostras, levando-se em consideração o tamanho da zona de processo da fratura (r_{fr}) e da zona plástica (r_{pl}). Foi investigado ainda, a propagação da trinca na interface dos conjuntos de materiais, seu modo de fratura e observou-se os efeitos na interface da iniciação da trinca e do caminho da trinca, através de simulação utilizando os recursos do *software* Abaqus. Esse método foi escolhido, pois através dele pode-se modelar tanto a nucleação quanto a propagação de trincas e assim verificar se a zona de processo compreende a espessura mínima proposta da amostra e ainda fazer a comparação entre os resultados obtidos pelo método computacional e o ensaio prático, assim como analisar os efeitos da variação no fator de modificação de intensidade de tensões (β) na interface.

Foram realizadas pesquisa na base de dados do Science Direct onde foram encontrados números de publicações relevantes para cada palavra-chave. A Figura 1 mostra a comparação em gráfico das palavras-chaves desse trabalho com a quantidade de publicações realizadas sobre cada tema nos últimos 10 anos. Observando os dados nota-se que há necessidade de pesquisas no sentido de verificar o comportamento mecânico dos materiais cerâmicos empregados na Odontologia à luz da Ciência dos Materiais, ou seja, através da associação entre propriedades de interesse e a microestrutura resultante do processamento cerâmico a que foram submetidos.

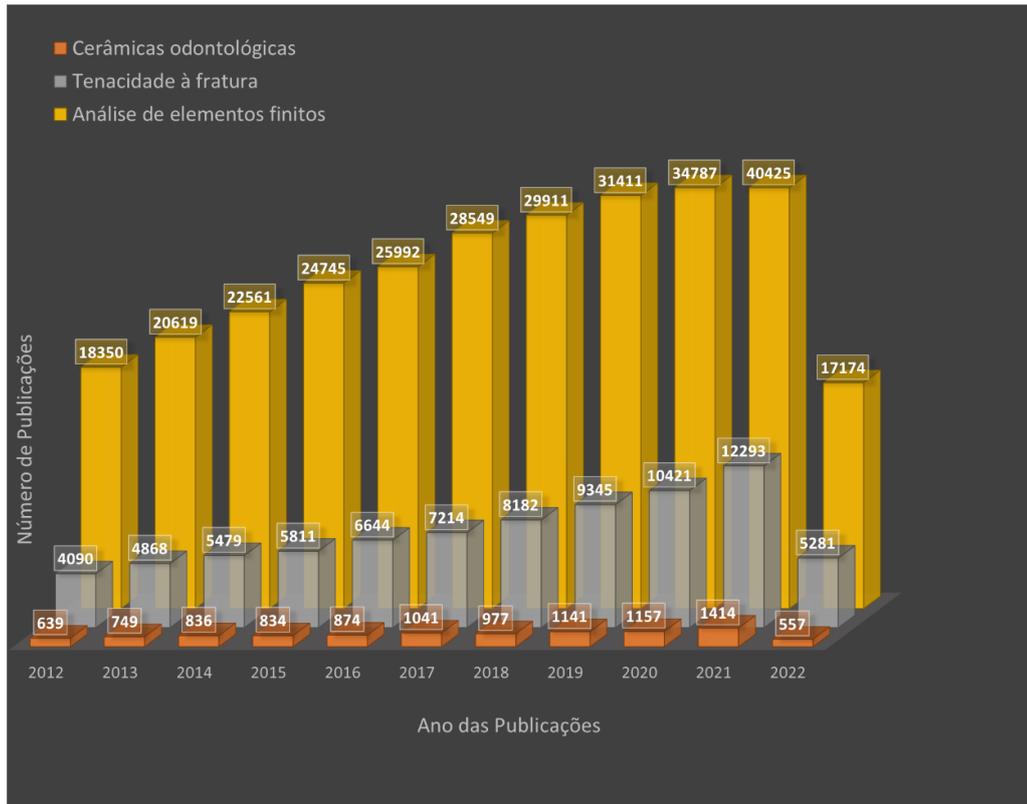


Figura 1 - Levantamento estatístico de publicações no Science Direct.

2. OBJETIVOS

2.1. OBJETIVO GERAL

O presente estudo teve como principal objetivo determinar o valor crítico da intensidade de tensões (K_{IC}) na interface dos sistemas metalocerâmico (NiCr/cerâmica feldspática) e InCeram® (cerâmica reforçada com alumina ou zircônia, recobertas com cerâmica aluminizada), utilizados em trabalhos protéticos odontológicos, bem como determinar a menor espessura viável desses materiais na confecção de amostras cerâmicas com interface dos conjuntos de materiais estudados e de cada um desses materiais unitariamente, além de observar os efeitos na interface da variação do fator de modificação da intensidade de tensão (β).

A tese é que para esses materiais de baixa ductilidade, a abertura da pré-trinca e o conseqüente raio de curvatura da ponta da pré-trinca não precisam possuir dimensões tão pequenas para permitir a obtenção do K_{IC} . A tese também envolve comprovar que um corpo-de-prova alternativo, baseado nas dimensões prescritas pelas normas de ensaio, é adequado para a obtenção do K_{IC} desses materiais.

2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Propor um corpo-de-prova alternativo para ensaios de tenacidade à fratura na interface dos sistemas de restauração metalocerâmico e InCeram®, através do ensaio de flexão em três pontos.
- Projetar o corpo-de-prova através da comparação de resultados de simulação numérica aplicando as seguintes variáveis: a) volume de material de restauração ao redor da ponta da trinca e b) raio de curvatura da ponta da trinca.
- Comparar os resultados numéricos obtidos no ensaio mecânico com os obtidos na simulação.
- Avaliar a trajetória da trinca na interface dos sistemas NiCr/cerâmica, alumina/cerâmica e zircônia/cerâmica na simulação e no ensaio mecânico.

3. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1. RESTAURAÇÕES METALOCERÂMICAS E INCERAM

A doença cárie ainda é a causa de perda dentária com maior relevância estatística no Brasil (PINTO, 1999). Além das lesões cariosas, necessitam de reabilitação algumas malformações congênitas de número (anodontia) ou de estrutura (dentinogênese imperfeita) com manifestação clínica mais severa, traumatismos dentários (fraturas, avulsão) e distúrbios oclusais (apertamento dentário, bruxismo).

A perda de um ou mais dentes levam ao desequilíbrio do sistema estomatognático implicando em desconforto na articulação temporomandibular. Para atender tais exigências estéticas e de promoção de saúde bucal, houve um crescimento nos investimentos da indústria odontológica em materiais e técnicas restauradoras estéticas (PIRES; CONCEIÇÃO, 2000).

As reabilitações protéticas são consideradas boas alternativas para esse fim, as quais têm motivado inúmeros esforços para o aperfeiçoamento tecnológico, biológico e mecânico dos materiais restauradores. (BASSANTA; BASSANTA, 1997; AYKUL; TOPARLI; DALKIZ, 2002).

Neste sentido, sabe-se que a longevidade clínica das restaurações é resultado de uma combinação de diferentes fatores como as propriedades mecânicas dos materiais, os danos causados pelos métodos de processamento (fundição, usinagem, sinterização) e as cargas cíclicas às quais os materiais são submetidos quando em função (ZHANG; SAILER; LAWN, 2013). Dentre tais materiais, destaca-se as cerâmicas odontológicas, que apresentam excelentes características estéticas, mecânicas e biocompatibilidade (ESQUIVEL-UPSHAW *et al.*, 2004; RIZKALLA; JONES, 2004; ARCHANGELO *et al.*, 2019).

Com os avanços ocorridos durante o século XX na tecnologia de processamento, as cerâmicas começaram a apresentar melhor desempenho mecânico, intensificando as aplicações desses materiais na Medicina e Odontologia. Um grande marco neste sentido foi alcançado em 1965 quando a primeira prótese de quadril confeccionada em alumina foi patenteada. Posteriormente, cerâmicas sintéticas à base de zircônia surgiram como material alternativo (CHEVALIER, 2006).

As cerâmicas odontológicas podem ser classificadas de diferentes formas: quanto à sensibilidade ao ácido hidrófluídrico, classificam-se em ácido-sensíveis (feldspática, feldspática com leucita, fluorapatita e dissilicato de lítio) e ácido-resistentes (alumina infiltrada por vidro, alumina densamente sinterizada, zircônia densamente sinterizada e zircônia estabilizada por ítria); e quanto ao método de processamento, em estratificada, prensada, por colagem de barbotina (*slip-cast*) e CAD/CAM (*computer aided design/computer aided machine*) (MESQUITA; SOUZA; MIYASHITA, 2008).

A primeira cerâmica desenvolvida para uso odontológico foi a feldspática, que apresenta excelentes propriedades como translucidez, estabilidade química, compatibilidade biológica e alta resistência à compressão. Entretanto, esses materiais apresentavam baixíssima resistência mecânica e boa resistência à abrasão, além de alto índice de fraturas. Associado a estes fatores, os cimentos usados inicialmente eram de baixa qualidade, apresentando alta solubilidade e fraca resistência de união às cerâmicas, o que influenciava diretamente na estabilidade de cor e na longevidade das restaurações. Assim, o uso das cerâmicas feldspáticas passou a ser bastante limitado, sendo indicadas apenas para áreas susceptíveis a baixas tensões (CONCEIÇÃO, 2005).

Com o advento das restaurações metalocerâmicas, por volta de 1960, as cerâmicas feldspáticas passaram a ser mais utilizadas, sendo, nesse período, a única opção disponível que associava a estética da cerâmica à resistência do metal (MABRITO; ROBERTS, 1995; CONCEIÇÃO, 2005). Essas restaurações, também conhecidas como restaurações de porcelana fundidas aos metais, foram durante muitos anos o padrão das próteses fixas. Conseqüentemente, todos os novos materiais precisam ser tão confiáveis quanto as metalocerâmicas para serem utilizados como uma alternativa, particularmente no que diz respeito à resistência à fratura e adaptação marginal (HEINTZE; ROUSSON, 2010).

Por outro lado, existem diversas situações clínicas onde a utilização de restaurações metalocerâmicas limita o resultado estético, devido à ausência de translucidez do substrato metálico, fazendo com que a aparência da restauração não

seja equivalente à dos dentes naturais. Além deste aspecto, a cinta metálica da infraestrutura torna o halo escurecido do metal frequentemente visível, acarretando um prejuízo estético, tanto para a estética branca (dentes) quanto para a estética vermelha (tecido gengival) (KINA, 2005).

Nos últimos anos, vários materiais cerâmicos e tecnologias de processamento têm sido introduzidos no mercado odontológico. Esses novos materiais melhoraram as suas propriedades mecânicas, tais como a resistência e tenacidade à fratura, ampliando seu leque de indicações em restaurações unitárias anteriores e posteriores e em próteses parciais fixas. Dentre esses sistemas, tem-se o InCeram[®] Alumina (Vita-Zahnfabrik, Alemanha) que é um sistema de restauração dentária em cerâmica amplamente utilizado em todo o mundo. Este sistema baseia-se na infiltração de um vidro de baixa temperatura de fusão em uma estrutura porosa de partícula de cristal de cerâmica, que resulta em um material compósito de cerâmica de vidro com propriedades mecânicas melhoradas. Mais recentemente, o mesmo fabricante também desenvolveu dois outros compostos vitrocerâmicos, usando partículas de espinélio ($MgAl_2O_4$) e de zircônia (ZrO_2) (THOMPSON *et al.*, 2007; GONZAGA *et al.*, 2009).

Atualmente, os avanços no desenvolvimento dos materiais protéticos são oriundos da comunidade do trabalho conjunto da Engenharia e Odontologia. Os progressos mais notáveis incluem o advento de materiais cerâmicos e técnicas confiáveis, melhor conhecimento do comportamento clínico das próteses e dos fatores que influenciam na longevidade clínica (KELLY; NISHIMURA; CAMPBELL, 1996; KELLY, 2004).

Com a introdução das cerâmicas reforçadas por leucita, associado ao desenvolvimento de sistemas adesivos e dos cimentos resinosos, as cerâmicas puderam ser unidas à estrutura dentária de forma mais eficiente, fazendo com que o preparo dentário passasse a ser utilizado como reforço estrutural, possibilitando a utilização de laminados cerâmicos, restaurações parciais do tipo inlays / onlays e coroas unitárias (CONCEIÇÃO, 2005).

Em pacientes em que as restaurações envolvem estética e quando não haja grande demanda mecânica, o clínico pode lançar mão de apenas uma camada de

porcelana com coloração muito próxima à da estrutura dentária. Porém, quando a demanda mastigatória exige materiais mais resistentes, como no caso de restaurações indiretas extensas e próteses fixas, deve-se utilizar uma subestrutura ou infraestrutura também chamada de casquete ou núcleo, que pode ser confeccionada por uma liga metálica ou uma cerâmica de infraestrutura (alumina, zircônia ou espinélio) e que são recobertas por uma cerâmica de recobrimento ou um compósito (DE BACKER *et al.*, 2006; ZHANG; SAILER; LAWN, 2013; BELLI *et al.*, 2018a; YANIKOGLU; RÜSSTÜ, 2020) (Figuras 2 e 3). Essas próteses podem se apresentar na forma de coroas unitárias ou de próteses extensas repondo um ou vários dentes perdidos (Figura 4).



Figura 2 - Coroa metalocerâmica unitária – infraestrutura metálica em NiCr e recobrimento com cerâmica feldspática.

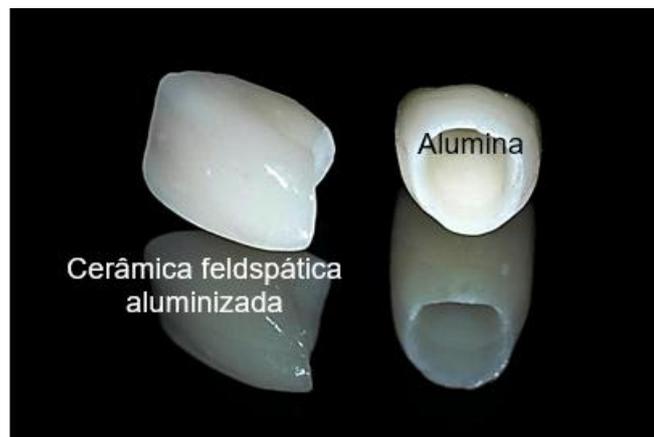


Figura 3 - Coroa unitária InCeram® - infraestrutura cerâmica de alumina e recobrimento com cerâmica feldspática aluminizada.



Figura 4 - Próteses fixas de 3 elementos confeccionadas em InCeram® e metalocerâmica.

As próteses metalocerâmicas se caracterizam por possuírem uma infraestrutura metálica com um recobrimento cerâmico. A infraestrutura metálica corresponde a uma liga metálica à base de NiCr, que atualmente é a mais utilizada devido ao seu baixo custo, fácil fabricação, boas propriedades mecânicas e fluidez quando em fusão, o que facilita a elaborações dos detalhes das próteses. A cerâmica é dividida em cerâmica opaca, responsável por mascarar a cor metálica da infraestrutura e participar da união entre o metal e a cerâmica de corpo, responsável por simular a anatomia dentária. Porém, sabe-se que nesse sistema de prótese existe uma área de fragilidade, que se acredita ser a união entre esses dois materiais distintos, onde se tem a formação de uma camada de óxidos caracterizando a interface do sistema (COSTA *et al.*, 2006).

A união dos materiais é feita com a formação de uma camada de óxidos entre o metal e a cerâmica durante o processo de sinterização. Essa camada deve ter uma espessura suficientemente grossa para promover a adesão adequada, porém não o bastante para formar uma área de baixa resistência mecânica nessa interface (COSTA *et al.*, 2006).

Segundo Marcket *et al.* (1998), a eficiência da união entre o metal e a cerâmica é fortemente dependente das características dessa camada de óxidos. A primeira camada de cerâmica aplicada é o opaco (*wash*), que ficará em contato com os óxidos da superfície metálica, seguindo-se da cerâmica de corpo que se constitui na maior porção da prótese.

A liga metálica (NiCr) antes de receber a camada cerâmica é submetida a um tratamento de superfície, o jateamento com óxido de alumínio, que é primordial para

que ocorra uma forte união entre o metal e a cerâmica. Johnson *et al.* (2005) afirmou ser o alumínio o responsável pela melhora da união entre metal e opaco (*wash*), que aparece em grande parte devido ao tratamento de superfície com jateamento de óxido de alumínio. O Al forma Al_2O_3 , diminuindo a formação de Cr_2O_3 , o que melhora a união uma vez que a excessiva quantidade de Cr_2O_3 poderá alterar o coeficiente de expansão térmica da cerâmica de recobrimento, resultando em uma união fraca entre essa cerâmica e o metal.

Özcan (2003) observou o índice de falhas de restaurações metalocerâmica em um trabalho de revisão de literatura e destacou que os fatores mais comuns que levam à perda das próteses são: ranhuras ou riscos na superfície da cerâmica que podem atuar como concentradores de tensões na superfície da restauração; erros na técnica de aplicação da cerâmica, com presença de bolhas internas ou quando a camada da cerâmica é muito fina ou muito grossa; confecção de preparos inadequados no dente não permitindo que uma adequada espessura do material seja alcançada; falha do profissional no ajuste oclusal da prótese (não distribuindo as cargas oclusais de maneira equilibrada no dente e restauração). Por fim, o autor destaca o fato de que alguns pacientes apresentam hábitos parafuncionais (pacientes que possuam bruxismo, apertamento dentário ou qualquer outro hábito que produza tensões exacerbadas no dente e restauração).

Uma grande evolução nas técnicas de restauração dentária vem sendo estabelecida pelo uso de materiais cerâmicos. Esses materiais apresentam vantagens relativas, devido ao ótimo desempenho das suas propriedades funcionais, principalmente estética, biocompatibilidade e resistência química. A tendência das técnicas de cerâmica dental vem sendo a substituição da infraestrutura metálica das restaurações, inclusive das restaurações sobre implantes, visando uma melhor estética e utilizando para isso cerâmicas de maior tenacidade à fratura, minimizando sua fragilidade (SAILER *et al.*, 2006; ARCHANGELO *et al.*, 2019).

As restaurações metalocerâmicas não possibilitam a transmissão de luz, diminuindo a capacidade de reprodução das características vitais dos dentes naturais. Dessa forma, vários sistemas puramente cerâmicos, em que uma infraestrutura cerâmica de alta resistência mecânica é recoberta por porcelanas, vêm sendo desenvolvidos para que a estética seja alcançada, através da melhoria nas

propriedades óticas, sem comprometimento das propriedades mecânicas (KELLY; NISHIMURA; CAMPBELL, 1996; RAIGRODSKI, 2004).

Os sistemas à base de alumina e zircônia foram introduzidos como materiais para produzir restaurações sujeitas a alta concentração de tensões, tais como coroas posteriores e próteses parciais fixas (PPFs).

O conceito de prótese livre de metal (*metal free*) surgiu na década de 1960 com Mclean e Hughes (1965), ainda utilizando técnicas convencionais de confecção. Estes pesquisadores reportaram que a resistência mecânica das cerâmicas reforçadas com alumina tem dependência direta com a fração volumétrica de material cristalino incorporado na matriz vítrea, tendo como limitação falhas devido à formação de porosidade residual após o processo de sinterização. Estudos subsequentes mostraram que a melhora das propriedades mecânicas pode ser atingida com o controle da composição química e microestrutura, adequando-se os parâmetros de processamento (MCLEAN, 1967; DENRY, 1996; KELLY, 2006; DENRY; KELLY, 2008).

Introduzido em 1989 como o primeiro sistema totalmente cerâmico usado para próteses fixas anteriores de 3 elementos, os sistemas InCeram® (Vita Zahnfabrik, Bad Sackingen, Alemanha), surgiram como uma nova tecnologia em que se utiliza alumina, composto alumina-zircônia ou espinélio ($MgAl_2O_4$) como fase cristalina e a técnica de dupla sinterização para produção das infraestruturas dentais. Nessa técnica, verte-se sobre um molde de gesso (*slip casting*) a suspensão contendo o óxido cerâmico, conformando a infraestrutura no formato desejado. Em seguida, o corpo verde é sinterizado à 1120°C por 10 horas, produzindo assim uma estrutura porosa com densidade correspondente a 70% do valor teórico. Sequencialmente, a cerâmica é submetida a um segundo tratamento térmico, onde a estrutura porosa é infiltrada com vidro à base de aluminoborossilicato de lantânio, à 1100°C por 4 horas, melhorando a resistência mecânica e limitando a propagação de trincas. A presença de tensão residual compressiva, devido à diferença dos coeficientes de expansão térmica dos óxidos cerâmicos e do vidro, promove melhora adicional nas propriedades mecânicas do material (CLAUS, 1990; DENRY, 1996; APHOLT *et al.*, 2001; GUAZZATO *et al.*, 2002; RAIGRODSKI, 2004; KELLY, 2006; CONRAD; SEONG; PESUN, 2007; DELLA BONA *et al.*, 2008). Este material apresenta resistência à flexão

situada entre 236 - 600 MPa e tenacidade à fratura entre 3,1 – 4,6 MPa.m^{1/2}. No caso do InCeram® Alumina, as características estéticas dos elementos dentais são alcançadas pelo recobrimento deste material com uma cerâmica feldspática aluminizada (SEGHI; DENRY.; ROSENTIEL, 1995; WAGNER; CHU, 1996). Para esses sistemas, a adesão entre o material de infraestrutura e de recobrimento é química; portanto, mais efetiva visto que se tem a união de dois materiais cerâmicos: a cerâmica de infraestrutura (alumina ou zircônia) e a cerâmica feldspática aluminizada de cobertura (CONCEIÇÃO, 2005).

O InCeram® Alumina possui grande conteúdo de alumina, variando sua estrutura básica entre 80% de óxido de alumínio e 20% de vidro. Este material apresenta melhora considerável nas propriedades mecânicas em relação às cerâmicas convencionais, alcançando a resistência à flexão no intervalo de 300 MPa a 600 MPa, que é também mais alta do que a das cerâmicas injetadas. O sistema InCeram® Zircônia promove a mistura de óxido de zircônia e óxido de alumina, como material para realização da infraestrutura, possibilitando a obtenção do aumento da tenacidade e elevação da resistência à flexão, que chega aproximadamente a 900 MPa, enquanto mantém os procedimentos de infiltração de vidro fundido no interior da estrutura (BOTTINO *et al.*, 2000).

A alumina demonstra biocompatibilidade e resistência ao desgaste; contudo oferece moderada resistência à flexão e baixa tenacidade. A zircônia é também inerte em meio fisiológico, apresentando vantagens sobre a alumina, pois tem maior resistência à flexão, maior tenacidade à fratura e menor módulo de elasticidade, porém, as propriedades mecânicas da zircônia ainda não são satisfatórias. Além disso, a zircônia se torna esteticamente muito interessante quando polida (ROSA e GRESSLER, 2001).

A adição de zircônia na alumina como aditivo de sinterização vem sendo estudada a longo tempo com objetivo de densificar as cerâmicas a base de alumina. Todavia, o conceito de tenacificação de cerâmicas de alumina por dispersão de partículas de zircônia em uma matriz somente foi reconhecida nos últimos 20 anos. A introdução de pequena quantidade de zircônia em alumina como aditivo de sinterização leva a formação de solução sólida a qual promove o processo de densificação pela introdução de defeitos. Por outro lado, a microestrutura de

compósitos a base de alumina e zircônia é caracterizada pela presença de duas fases distintas, ao invés de uma solução sólida. É conhecido que a adição de uma segunda fase resulta em uma melhoria de propriedades como resistência à flexão e tenacidade à fratura. Por esta razão, estes materiais são promissores em diversas aplicações que requerem elevada dureza, alta resistência ao desgaste e relativa tenacidade à fratura (KOHORST *et al.*, 2007).

Diante das evidências do papel da zircônia como agente tenacificador de cerâmicas utilizadas para fins estruturais, vários sistemas cerâmicos à base de zircônia têm sido estudados. Tal reforço é consequência da transformação de fase tetragonal para monoclinica ($t \rightarrow m$) das partículas de zircônia finamente dispersas na matriz e ocorre por meio de dois mecanismos. O primeiro mecanismo é explicado pela formação de microtrincas devido à expansão volumétrica que acompanha a transformação $t \rightarrow m$, onde é gerado um estado de compressão e ocorre a formação de microtrincas ao redor das partículas. Estas microtrincas irão absorver energia durante o processo de desenvolvimento das trincas, aumentando a tenacidade da cerâmica. O segundo mecanismo é explicado pela transformação induzida por tensão que ocorre quando a trinca encontra partículas de zircônia tetragonal que se transformam em zircônia monoclinica. Estas partículas de zircônia tetragonal podem ser obtidas pela adição de óxidos de terras raras que estabilizam a fase $t\text{-ZrO}_2$, ou pela simples compressão exercida pelos outros grãos. A transformação absorve parte da energia necessária para a propagação da trinca, ocorrendo aumento da tenacidade à fratura (GREEN; HANNINK; SWAIN, 1989; CESARI *et al.*, 2006).

A mudança de fase tetragonal para monoclinica ocorre associada ao campo de tensão de uma trinca em propagação. Um estado de tensões triaxial e grandes tensões positivas são geradas ao redor de uma trinca, principalmente na ponta da trinca. Estas tensões relaxam a restrição elástica imposta pela matriz às partículas de zircônia tetragonal e, se elas são suficientemente grandes, a tensão positiva atuando sobre as partículas de ZrO_2 irá favorecer a transformação para a fase monoclinica. A expansão volumétrica (3% a 5%) e a deformação cisalhante (1% a 7%) desenvolvida durante a transformação resultam em uma deformação compressiva na matriz. Tais tensões fecham a trinca e agem como uma barreira energética para o crescimento da trinca. Como esses fenômenos ocorrem associados à trinca em propagação, um

trabalho extra é requerido para propagar a trinca através da microestrutura cerâmica, o que se traduz em aumento da tenacidade e da resistência mecânica (CESARI *et al.*, 2006).

A condição ótima é atingida quando as partículas são grandes o suficiente para sofrerem transformação, mas pequenas o suficiente para promover um microtrincamento limitado (CESARI *et al.*, 2006).

A falha desses materiais pode ocorrer de dois modos: a trinca em cone, que geralmente resulta do contato oclusal, e a trinca radial que frequentemente inicia na superfície entre o material de infraestrutura e a cerâmica de recobrimento. A trinca radial é considerada mais crítica, pois geralmente é microscópica e leva à fratura catastrófica da restauração, permitindo um reparo limitado ou nenhum reparo. Essas trincas também podem resultar em lascamento ou delaminação quando originado na interface da infraestrutura e cerâmica de recobrimento ((WANG, *et al.*, 2007; HAMOUDA *et al.*, 2010; HANG; SAILER; LAWN, 2013; WEBER *et al.*, 2018; BELLI *et al.*, 2018a; ARCHANGELO *et al.*, 2019; YANIKOGLU; RÜSSTÜ, 2020).

Castellani *et al.* (1994) compararam três tipos de cerâmicas livres de metal para confecção de coroas totais unitárias, entre elas o InCeram® Alumina (VITA Zahnfabrik, Alemanha) com a metalocerâmica, com o cuidado de manter sempre a mesma espessura nos corpos-de-prova. Os autores concluíram que o InCeram® e a metalocerâmica apresentaram resultados estatisticamente semelhantes quanto à resistência à fratura, porém melhores que os outros dois sistemas analisados (Hi-Ceram, VITA e Dicor, Dentsplay). Acrescentaram ainda que nestas coroas em cerâmica livre de metal a fratura era total, fratura coesiva enquanto na metalocerâmica a fratura ocorria na cerâmica expondo o metal, fratura adesiva.

Os autores Strub e Beschnidt (1998) testaram cinco tipos de coroas cerâmicas unitárias livres de metal e obtiveram resultados semelhantes às coroas metalocerâmicas quanto à resistência à fratura.

O grande índice de insucesso em próteses cerâmicas se deve à fratura. Segundo Goodacre *et al.* (2003), o maior índice de insucesso em coroas unitárias metalocerâmicas é a falha na interface metal/cerâmica. Nas coroas cerâmicas livres

de metal, as falhas acontecem com fratura completa instável ou até catastrófica de maior extensão, podendo alcançar o dente (substrato), como pode ser visto na figura 5.



Figura 5 - Fratura em prótese metalocerâmica com falha na interface metal/cerâmica, já em cerâmicas livres de metal a fratura foi completa ou catastrófica.

Independentemente da técnica de cimentação empregada, quando se utilizou cerâmicas à base de zircônia, as próteses parciais fixas apresentaram as mais altas taxas de longevidade. No entanto, Olsson *et al.* (2003), utilizando próteses parciais fixas de InCeram® Alumina, relataram sucesso clínico satisfatório (83%), mesmo após 10 anos de uso clínico. Os tipos de falhas mais relatados foram: fratura da prótese ou da cerâmica de revestimento, seguido de trincas de superfície, descolamento, perda de retenção e necessidade de tratamento endodôntico.

Lawn *et al.* (2004) observaram que a iniciação da fratura em coroas totalmente cerâmicas ocorre na interface dente/restauração, isto é, na área de cimentação, enquanto em coroas metalocerâmicas ocorrem na interface entre o metal e a cerâmica.

Estes sistemas totalmente cerâmicos não são indicados para suportar próteses fixas com mais de três elementos, pois há concentração de tensões nos conectores destas próteses, não permitindo a confecção de próteses extensas (GUAZZATO *et al.*, 2002). Por esta razão, o sistema metalocerâmico ainda é amplamente utilizado em trabalhos protéticos, pois estes materiais se prestam tanto para confecção de coroas unitárias quanto de próteses extensas, com resultados estéticos satisfatórios, boa resistência mecânica, baixo custo e boa aceitação, tanto pelos pacientes quanto pelos dentistas.

Em muitas situações, as coroas de cerâmica pura são utilizadas em substituição às coroas metalocerâmicas por apresentarem superior propriedade estética. Em um aspecto comparativo, Craig e Powers (2002) relatam a inferioridade das coroas de cerâmica pura quando comparadas às coroas metalocerâmicas, devido ao baixo desempenho clínico, à qualidade do produto diretamente influenciada pela técnica adotada e à sua limitada resistência à fratura. A taxa anual de falhas clínicas em relação à fratura de coroas *all-Ceram* se mantém consistente na faixa de 3%, sugerindo que o desempenho, em longo prazo, não depende somente da resistência do material (BURKE, 2002).

Uma grande vantagem de restaurações metalocerâmicas comparadas às cerâmicas livres de metal é a possibilidade do reparo, já que as fraturas em próteses totalmente cerâmicas ocorrem na maioria das vezes de forma catastrófica, não havendo possibilidade de reparo (LEIBROCK *et al.*, 1999; ÖZCAN; NIEDERMEIER, 2002).

De Jager; De Kler e Van der Zel (2006) avaliaram casquetes de metal, InCeram® Alumina e InCeram® Zircônia, recobertos com cerâmica de recobrimento, através da análise em elementos finitos e encontraram na interface entre o casquete e a cerâmica de recobrimento dos sistemas totalmente cerâmicos tensões maiores que no sistema metalocerâmico, indicando que o aumento da resistência mecânica do casquete cerâmico não melhora a resistência mecânica da interface dos sistemas cerâmicos.

Medeiros *et al.* (2009) realizaram um estudo para comparar a resistência à flexão em três pontos do material de infraestrutura dos sistemas cerâmicos IPS-Empress 2 (Ivoclar) e InCeram® Zircônia (Vita). Confeccionaram dez amostras de cada material para o ensaio de flexão (25mm x 5mm x 2mm). Os resultados, após testes estatísticos de Mann-Whitney, mostraram que o InCeram® Zircônia (434,17 MPa) apresentou maior resistência à flexão em relação ao IPS-Empress 2 (230,80 MPa). Concluíram que houve superioridade estatística para o material InCeram® Zircônia em relação ao IPS-Empress 2.

A compreensão do comportamento de fratura das cerâmicas e o conhecimento da tenacidade à fratura das interfaces dos sistemas cerâmicos é fundamental para o desenvolvimento de materiais com vida útil mais longa (PINTO *et al.*, 2008).

3.2. MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA (MFLE)

A Mecânica da Fratura é a ciência que estuda a forma como se desenvolvem tensões em corpos que possuem trincas ou defeitos quando submetidos a tensões e deformações (FREIMAN, 1996). Estas trincas podem surgir a partir de cargas primárias ou secundárias, aplicadas nos campos de tensão de autoequilíbrio (por exemplo, tensões residuais).

O objetivo da mecânica da fratura é caracterizar a deformação local em torno da ponta da trinca em termos de campo assintótico dimensionado por parâmetros que são uma função da carga e da geometria global (ANDERSON, 1994; DIETER, 1998).

O mecanismo de fratura das restaurações cerâmicas pode ser explicado através da teoria da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) a qual é usada para descrever fraturas em materiais frágeis. Sabe-se que a aplicação de tensão nesse tipo de material irá resultar inicialmente em uma deformação plástica pequena e localizada junto à ponta da trinca, que é seguida de fratura sem muita ou nenhuma deformação macroscópica. Portanto, esses materiais são denominados de sólidos frágeis, enquanto em muitos metais e polímeros a fratura é precedida por uma deformação plástica significativa (ANDERSON, 1994; DIETER, 1988).

O módulo de elasticidade descreve a rigidez relativa (resistência à deformação elástica) de um material, e pode ser avaliado pela inclinação da reta - parte elástica linear - em um diagrama tensão/deformação. A partir de certo valor de tensão/deformação elástica, o material poderá apresentar deformação plástica (por exemplo: metais e alguns materiais poliméricos na temperatura ambiente). No caso da maioria dos materiais cerâmicos, na temperatura ambiente não se verifica esse comportamento plástico (deformação permanente). Os materiais cerâmicos se caracterizam por uma pequena deformação elástica, muitas vezes sendo considerada nula, mesmo para valores elevados de carga, seguindo-se de processo de fratura

frágil. Essa falta de plasticidade está relacionada à natureza das ligações químicas entre os seus átomos (ligações iônicas e covalentes). Além disso, apresentam diminuta capacidade de deformação plástica porque possuem poucos sistemas preferenciais de deslizamento, para o caso dos cristalinos. Para os materiais amorfos, a capacidade de deformação também está relacionada com a força das ligações químicas. Ligações fortes dificultam o deslizamento de cadeias moleculares umas em relação às outras. Essas características conferem aos materiais cerâmicos valores elevados do módulo de elasticidade (ACCHAR, 2000).

A tensão máxima teórica na qual o material irá fraturar (onde há ruptura das ligações interatômicas) é aproximadamente $E/10$, onde E é o módulo de elasticidade do material. O valor desse módulo para cerâmicas é alto e encontra-se por volta de 100 a 500 GPa , sendo a tensão de fratura teórica igualmente alta (GREEN, 1998). Dependendo do tipo de ligação química, ou seja, da energia de coesão atômica, a tensão crítica de fratura será alterada. Além disso, a presença de defeitos, chamados de concentradores de tensões, reduz significativamente a tensão na qual o material irá falhar, sendo estas muito menores que a tensão teórica calculada (BARSOUM, 1997).

Um material livre de defeitos terá a sua tensão de fratura convergindo para o valor teórico. A introdução de um defeito resulta em uma redistribuição de tensões, de tal forma que essas tensões localizadas na vizinhança desses defeitos poderão alcançar o valor teórico para a fratura do material. Se a tensão aplicada aumenta, a tensão na ponta do defeito também irá aumentar. Enquanto essa tensão permanece abaixo da tensão teórica, a situação permanece estável e o defeito não irá se propagar. Porém, ao alcançar o valor da tensão máxima a fratura ocorrerá de forma catastrófica.

A presença de descontinuidade em materiais estruturais pode ter diversas origens e dificilmente pode ser evitada. Os defeitos podem já estar contidos na matéria-prima, podem surgir ou se agravar se o componente for submetido a grandes solicitações mecânicas ou gradientes de temperatura, o que acontece em seu processo de fabricação, por exemplo, ou devido a aplicações cíclicas sob as condições de serviço (ANDERSON, 1994).

Para evitar falhas provocadas por presença de trinca, pode-se utilizar coeficientes de segurança nos projetos, porém essa estratégia pode aumentar os custos de fabricação e em alguns casos resultar no aumento do peso dos componentes. Para muitos setores da indústria, como o caso da aeroespacial, esses dois parâmetros devem ser reduzidos, um pela melhoria de competitividade no mercado e o outro por condições de funcionalidade.

A redução do volume (espessura) de material devido à diminuição dos coeficientes de segurança requer maior conhecimento da influência da trinca em estruturas ou componentes mecânicos. Isso requer maior conhecimento sobre a tolerância do material com trincas sem que ocorram falhas. Por conta disso a Mecânica da Fratura vem sendo incorporada como uma das metodologias de análise de comportamento de materiais e de diferentes condições de carregamento, temperatura e meio ambiente.

A resistência à fratura medida em materiais cerâmicos é substancialmente menor do que a prevista pela teoria das forças de ligação interatômicas. Isto pode ser explicado pelos inúmeros defeitos muito pequenos e onipresentes no material cerâmico, que servem como concentradores de tensão - regiões nas quais a magnitude de tensão de tração aplicada é amplificada. O grau de amplificação da tensão depende do comprimento da trinca e do raio de curvatura da ponta da trinca, sendo mais alto para defeitos longos e afilados. Estes concentradores de tensão podem ser diminutas trincas da superfície ou do interior (microtrincas), poros internos e cantos de grão, que são virtualmente impossíveis de eliminar ou controlar. Uma concentração de tensão numa ponta de defeito pode causar a formação de uma trinca, que pode propagar-se até eventual falha (MARSHALL; RITTER, 1987; WACHTMAN; CANNON; MATTHEWSON, 2009).

A tensão crítica de fratura num material frágil - no sentido que este não apresenta deformação plástica quando submetido a um carregamento, e que contém uma trinca - foi originalmente apresentada por Griffith, a partir do conhecimento do valor da energia de superfície de fratura do material (γ_s) e do tamanho do defeito (a), quando a fratura acontece a partir de uma trinca pontiaguda pré-existente. Griffith desenvolveu um critério para a propagação de microtrincas em materiais frágeis, utilizando um balanço de energias do sistema. De acordo com sua teoria, durante a

propagação de um defeito, parte da energia armazenada proveniente da sua deformação elástica é convertida em energia de superfície. À medida que o defeito cresce, novas superfícies são criadas dando origem a um aumento da energia superficial do material. Desse balanço de energia do sistema, foi possível encontrar uma Equação (1) para a tensão crítica, ou seja, a tensão que causará a propagação desse defeito (EWALDS e WANHILL, 1986).

$$\sigma_c = (2 E \gamma_s / \pi a_c)^{1/2} \quad (1)$$

Onde: E = módulo de elasticidade, γ_s = energia de superfície específica e a_c = tamanho crítico da trinca.

A equação de Giffith é uma condição necessária, mas não suficiente para que ocorra a fratura, pois não apresenta um critério de falha (WACHTMAN; CANNON; MATTHEWSON, 2009). Então, em 1948, Irwin sugeriu uma modificação à equação de Griffith para que a energia de deformação plástica fosse incluída no processo de fratura. Para isso, Irwin propôs um novo termo chamado “taxa” crítica de liberação de energia (G_c) que contém o termo γ_s e mais um termo relativo à deformação plástica localizada na ponta da trinca (γ_p), definindo uma nova equação para o critério de fratura. Este fato foi importante porque conseguiu incluir um termo relativo à deformação plástica (comum no caso dos materiais metálicos ensaiados na temperatura ambiente) e reorganizar os termos da equação, separando os que são dependentes dos fatores geométricos e de carga (tensões) do sistema ($\sigma_c^2 \pi a$) daqueles relacionados com as propriedades do material ($G_c E$), conforme Equações 2 e 3.

$$\sigma_c^2 \pi a = G_c E \quad (2)$$

$$G_c = 2 (\gamma_s + \gamma_p) \quad (3)$$

A partir dessa equação, podem ser feitas algumas considerações. O material cerâmico, que apresenta alto módulo de elasticidade (E), contendo um tamanho de trinca (a), terá um valor crítico de tensão (σ_c) abaixo do qual a trinca será estável, ou seja, não se propagará. Contudo, se esse material for submetido a uma tensão maior, ou caso a tensão permaneça a mesma e a trinca aumente, irá ocorrer à fratura.

Quando se trata de trincas pontiagudas (ρ tendendo a zero) uma outra abordagem é proposta na literatura para o problema das tensões que levam à fratura

dos materiais. Para tanto, faz-se necessário estabelecer qual o modo de carregamento é imposto ao componente (Modo I, II ou III) e a descrição do campo de tensões à frente deste defeito (CESAR *et al.*, 2017; WEI *et al.*, 2017; WEI *et al.*, 2021, TURON-VINAS; ANGLADA, 2018; LONG *et al.*, 2019).

A natureza das distribuições das tensões na ponta de uma trinca pode ser determinada utilizando-se uma análise de tensões geradas ao seu redor. Os campos de tensão circundando a ponta de uma trinca podem ocorrer de três modos principais de carregamento, envolvendo deslocamentos diferentes da ponta da trinca, sendo definidos de acordo com a Figura 6 (BARSOUM, 1997).

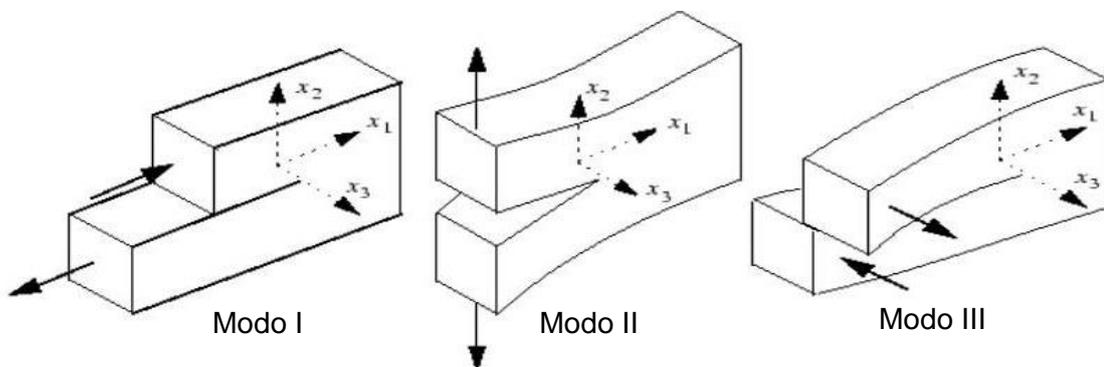


Figura 6 - Modos de carregamento I, II e III (BARSOUM, 1997).

Irwin observou que para um defeito passante contido num sólido com comportamento elástico linear e submetido a uma tensão nominal, σ_0 , existe um campo de tensões na sua vizinhança. Quando a trinca é considerada com tamanho muito reduzido em relação à largura total do sólido e é submetida ao modo I de carregamento a uma tensão nominal σ_0 , os campos de tensão à frente dessa trinca são descritos de tal forma que no plano da trinca, as tensões nos eixos x e y são iguais e o valor dessas tensões cresce ao aproximar-se da ponta da trinca, como pode ser visto na Figura 7 (GODEFROID; CÂNDIDO; MORAES, 2012).

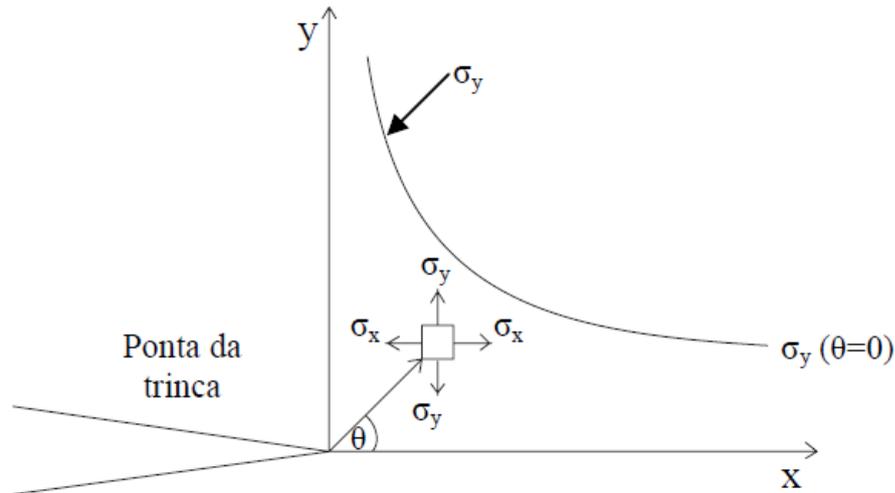


Figura 7 - Distribuição do campo elástico de tensão à frente da trinca, adaptado de Anderson, 1994.

As tensões mostradas na Figura 5 podem ser resolvidas através das equações 4, 5 e 6:

$$\sigma_{xx} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad (4)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad (5)$$

$$\sigma_{xy} = \frac{\sigma\sqrt{\pi a}}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad (6)$$

Nas equações descritas acima, o termo $\sigma\sqrt{\pi a}$, que é uma função da tensão aplicada e do tamanho do defeito, caracteriza completamente as condições na ponta da trinca de um material elástico linear e é denominado “fator de intensidade de tensões” (K). Esse parâmetro é dependente do modo de carregamento, do componente de tensão em análise e das dimensões e localização da trinca no sólido. Cada modo está associado a um fator de intensidade de tensão: K_I para o modo I, K_{II} para o modo II e K_{III} para o modo III.

Nos dentes, quando submetidos a cargas oclusais é possível identificar situações semelhantes ao modo I de carregamento. Para esse modo de carregamento e considerando-se a tração na ponta da trinca no eixo y (σ_y), Irwin propôs a seguinte definição de K (Equação 7):

$$K_I = Y \sigma (\pi a)^{\frac{1}{2}} \quad (7)$$

Onde: $Y = \text{parâmetro de forma} = f(a/W)$, $a = \text{tamanho da trinca}$, $W = \text{largura do sólido}$.

O parâmetro Y será uma função das dimensões do componente (ou corpo-de-prova), do tamanho e posicionamento da trinca nesse componente e do modo de carregamento (modo I, II ou III). Este parâmetro está relacionado à *compliance* (flexibilidade) do sistema e às cargas atuantes, e assim o seu valor é obtido através de métodos numéricos (análises por MEF), estando em geral disponível na literatura para as diversas configurações de ensaios (corpos-de-prova/modo de carregamento) ou situações de trincas em componentes de uso em engenharia (ANDERSON, 1994; CÉSAR *et al.*, 2017; WEI *et al.*, 2017; WEI *et al.*, 2021, TURON-VINAS; ANGLADA, 2018; LONG *et al.*, 2019). Observa-se que, quando as dimensões do corpo-de-prova forem muito grandes em relação ao tamanho da trinca, o fator de forma tende a 1.

Através das Equações 4, 5 e 6, é possível observar que as tensões à frente da trinca contêm um termo relativo ao seu posicionamento ($f(\theta)$) tal que para $\theta = 0$ não há componente de tensão de cisalhamento, as tensões σ_{xx} e σ_{yy} são iguais e os valores das tensões crescem ao se aproximar da ponta da trinca nesse plano. Na Figura 8, nota-se $\sigma \rightarrow \infty$ quando $r \rightarrow 0$ (EWALDS; WANHILL, 1986).

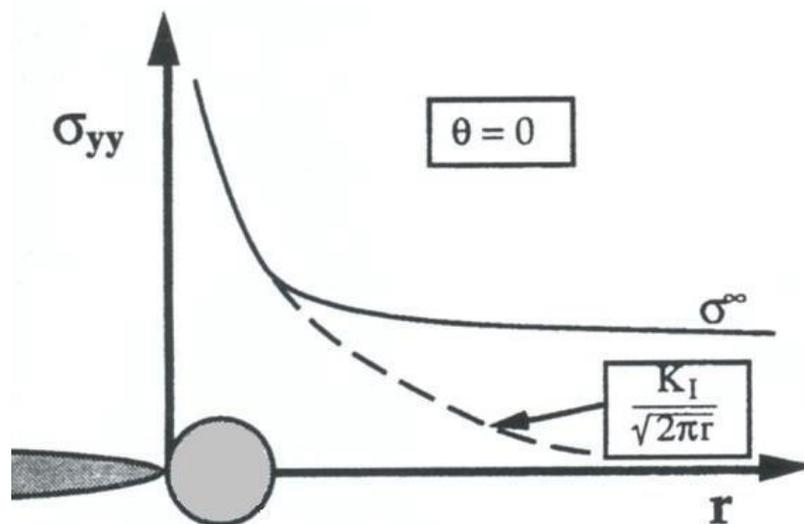


Figura 8 - Tensão normal ao plano da trinca no modo I de carregamento. (ANDERSON, 1994).

Considerando uma placa (estado biaxial ou plano de tensões) que possua largura infinita e que possua uma trinca passante, para qual $Y=1$, obtém-se a seguinte relação entre a intensidade de tensões e a tensão e tamanho de trinca (Equação 8):

$$K_I = \sigma (\pi a)^{1/2} \therefore K^2 = \sigma^2 \pi a \quad (8)$$

Considerando-se a equação de Griffith com as modificações propostas por Irwin e Orowan (EWALDS; WANHILL, 1986) e combinando-se adequadamente as Equações (2), (3) e (8), obtém-se a Equação 9:

$$K^2 = G_c E \quad (9)$$

Dessa forma pode-se concluir que para um valor crítico de tamanho de trinca (a_c) existe um valor crítico de tensão, tal que $K_I = K_{Ic}$ (fator de intensidade de tensões crítico para propagação instável da trinca). Entretanto, isso corresponde, simultaneamente, a alcançar o parâmetro G_{Ic} do material para aquelas condições de ensaio (temperatura, taxa de carregamento, meio ambiente, etc.). A partir desta consideração, obter o valor de K_c corresponde à determinação do valor de G_c do material e, portanto, representa a sua tenacidade à fratura, não sendo necessário o conhecimento dos valores de γ_s e γ_p do material. Assim, a avaliação da tenacidade à fratura dos materiais poderá ser feita através das medidas de K_c . A vantagem disto reside no fato de que na literatura estão disponíveis expressões de K para diversas configurações de corpos-de-prova e valores de Y associados a estes corpos-de-prova. Portanto, o valor de K_c será aquele relativo à carga de fratura (P_f) obtida naquele ensaio (EWALDS; WANHILL, 1986).

De acordo com Morena; Lockwood e Fairhurst (1986), a tenacidade à fratura (K_{Ic}) é a medida da habilidade de um material absorver energia de deformação elástica, estando relacionada com o nível de tensões de tração que pode ser atingido nas proximidades da extremidade de uma trinca antes que o processo de fratura catastrófica se inicie. A tenacidade à fratura K_{Ic} apresenta como unidade o produto entre tensão em MPa, e a raiz quadrada do tamanho em m da trinca, ou seja, $\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$.

A tenacidade à fratura é uma característica intrínseca do material que é conhecida como o fator crítico de intensidade de tensão (K_{Ic}). O fator de intensidade de tensão, K , está associada à distribuição de tensões que se forma à frente de uma trinca/defeito. K é função da tensão aplicada, da geometria do corpo e do tamanho da

trinca. Com o aumento da tensão aplicada, o K aumenta até um ponto crítico de intensidade de tensão (K_C) no qual ocorre rápida propagação de trinca, de maneira instável, e o material sofre falha catastrófica (WEI *et al.*, 2016; WEI *et al.*, 2017 A; CESAR *et al.*, 2017; TURON-VINAS; ANGLADA, 2018; WEI *et al.*, 2021; LONG *et al.*, 2019; YANG; ZHANG; ZHANG, 2020). A abordagem do K fornece informações sobre o campo de tensões próximo à ponta da trinca. Portanto, o K é frequentemente considerado como o parâmetro local, enquanto a taxa de liberação de energia (G) é um parâmetro global e as relações entre esses parâmetros possibilitaram o desenvolvimento da Mecânica da Fratura Linear Elástica como uma metodologia capaz de prever o comportamento de fratura em sólidos contendo defeitos a partir do valor da tensão aplicada, da geometria, tamanho e localização desse defeito.

Em materiais odontológicos, as tensões nos dentes são geradas pela carga mastigatória que lhes é imposta e pode variar de 0,2 a 1 kN (SEGHI; DENRY.; ROSENTIEL, 1995).

Estes conceitos apresentados aqui se limitam à MFLE, onde o material usado não apresenta deformação plástica significativa à frente do defeito, como no caso dos materiais cerâmicos à temperatura ambiente. Caso o material possua plasticidade à frente do defeito, esta poderá ser muito pequena, desde que mantenha mesmo com sua presença um estado plano de deformação. A condição de restrição plástica dependente da geometria e tamanho do corpo-de-prova não se aplica no caso de materiais cerâmicos, permanecendo apenas a restrição quanto ao tamanho mínimo da trinca, apresentada na Equação 10 (GODEFROID; CÂNDIDO; MORAES, 2012).

$$B, a, (W - a) \geq 2,5(K_Q / \sigma_y)^2 \quad (10)$$

Onde B , é a espessura do corpo-de-prova; a , é o tamanho da trinca; $(W - a)$, é o ligamento remanescente, em que W é a altura do corpo-de-prova; K_Q é o valor de K , calculado a partir da carga de fratura (P_Q) e σ_y é o limite de escoamento do material nas condições de ensaio.

Caso seja satisfeita a Equação (10), $K_Q = K_{IC}$, sendo denominado de Tenacidade à Fratura do material, portanto, será o valor da tenacidade à fratura que independe das dimensões e geometria do corpo-de-prova.

A tenacidade à fratura é uma propriedade intrínseca do material que independe da sua geometria. Em comparação com os testes de resistência à tração e ao cisalhamento, estes geram resultados que são intensamente afetados pela geometria. Deste modo, o K_{IC} é considerado o melhor parâmetro para se medir a tenacidade à fratura para materiais que se deformam de maneira linear-elástica (TOPARLI; AKSOY, 1998).

Na Figura 9, observa-se o efeito da espessura do corpo-de-prova no fator de intensidade de tensão. Observa-se que a partir de uma determinada espessura B , se tem apenas estado plano de deformação, obtendo valores de K_{IC} . Com isso, conclui-se que o K_{IC} é um valor independente da geometria, enquanto K varia conforme a variação do tamanho do corpo-de-prova. Isso significa que, uma vez que se tenha a espessura mínima necessária para o corpo-de-prova, obtém-se o K_{IC} sem precisar aumentar a espessura.

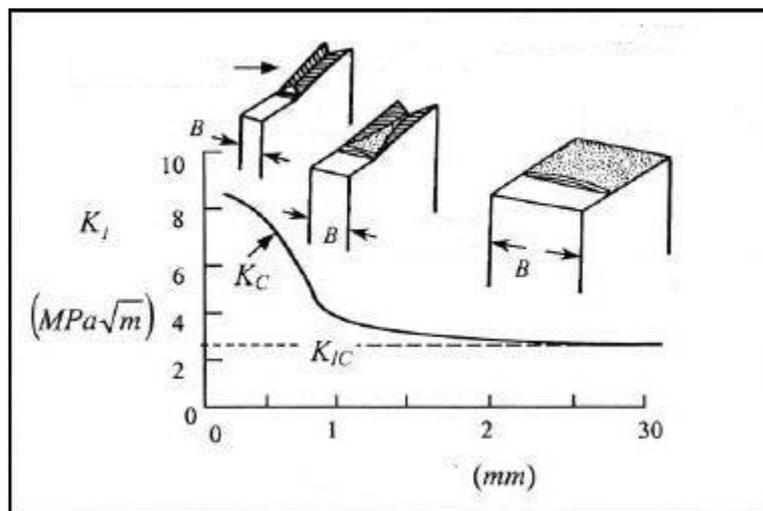


Figura 9 - Efeito da espessura na tenacidade à fratura (PEREZ, 2002).

3.3 A integral J

Em 1968, Rice introduziu a integral J como parâmetro de avaliação de tenacidade à fratura, utilizando a hipótese de elasticidade não-linear, como pode ser visto na representação esquemática da Figura 10. Ele ainda mostrou que a taxa de liberação de energia, denotada por J , em sólido pode ser descrita por uma integral de linha independente do caminho de integração, na forma exposta na Equação 11.

$$J = \int_{\Gamma} (W_{dy} - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x}) ds \quad (11)$$

Onde Γ denota um contorno fechado e anti-horário definido sobre um plano normal à frente da trinca, iniciando na face inferior da trinca e terminando na face superior, como pode ser visto na Figura 11. W_{dy} denota a energia de deformação por unidade de volume indeformado, T_i e u_i são as componentes cartesianas do tensor de tensões (assimétricas) e dos deslocamentos no sistema de coordenadas localizado na frente da trinca.

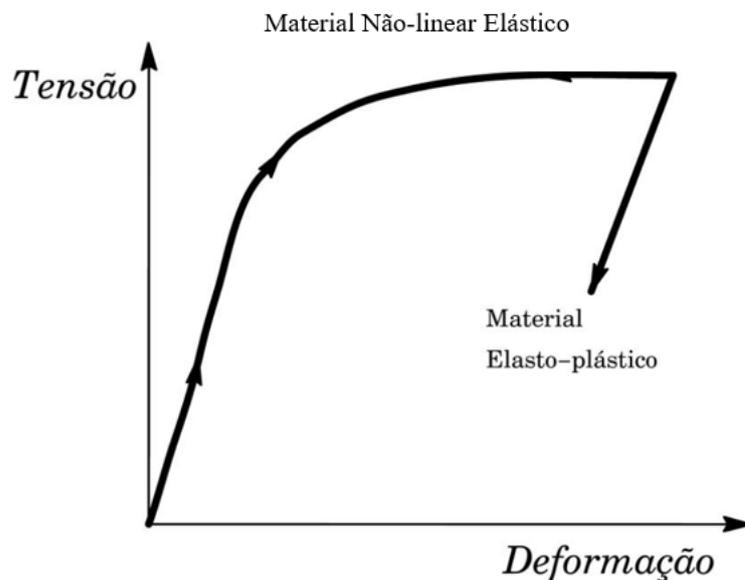


Figura 10 - Representação esquemática da curva tensão X deformação para materiais elasto-plásticos e elásticos não lineares (DONATO, 2008).

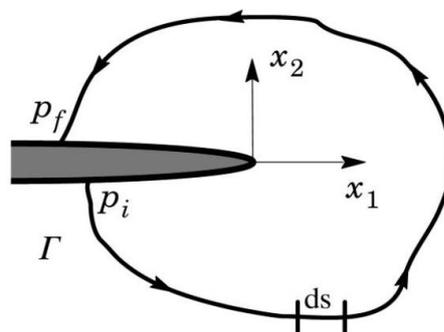


Figura 11 - Representação do contorno arbitrário ao redor da trinca (DONATO, 2008).

Para o caso especial de material com comportamento linear-elástico, J é equivalente à taxa de liberação de energia de Griffith (1921), isto é $J = G$. Esta

equivalência permite obter a relação entre o fator de intensidade de tensões elásticas lineares e a integral J como está na Equação 12.

$$J = \frac{K_I^2}{E'} \quad (12)$$

Onde E' é o módulo de elasticidade longitudinal do material, $E' = E$ para EPT, $E' = E/(1-\nu^2)$ para EPD e ν é o Coeficiente de Poisson.

Outros estudos mostraram a relação entre o campo de tensões e deformações atuantes na vizinhança de uma trinca contida em um sólido elástico não-linear e a integral J em materiais com resposta tensão-deformação obedecendo a uma lei de potência e forma descrita pela Equação 13 (HUTCHINSON, 1968; RICE, ROSENGREN, 1968).

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + a\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \quad (13)$$

Onde ε e σ são a deformação e tensão verdadeiras, a é uma constante adimensional e n é o expoente de encruamento. O subscrito "0" para tensão e deformação refere-se a valores de referência, usualmente associados à tensão de escoamento (σ_{ys}) e deformação de escoamento (ε_{ys}). Esses estudos ainda demonstraram que para manter a integral de linha independente do caminho de integração é preciso que as tensões nas vizinhanças da ponta da trinca variem com $(1/r)^{1/(n+1)}$. Aplicando as condições de contorno apropriadas, eles obtiveram os seguintes campos de tensões e deformações, descritos respectivamente nas Equações 14 e 15.

$$\sigma = \sigma_0 \left(\frac{EJ}{\alpha\sigma_0^2 l_n r}\right)^{\frac{1}{n+1}} \sigma'_{ij} \quad (14)$$

$$\varepsilon = \frac{\alpha\sigma_0}{\varepsilon_0} \left(\frac{EJ}{\alpha\sigma_0^2 l_n r}\right)^{\frac{1}{n+1}} \varepsilon'_{ij}(n, \theta) \quad (15)$$

Onde l_n é uma constante de integração que depende de encruamento n , σ'_{ij} e ε'_{ij} são funções adimensionais de θ , n ; e do estado de tensões (estado plano de tensões ou estado plano de deformações). No caso elástico linear, $n = 1$ e as tensões variam com $\sqrt{(1/r)}$, recuperando-se a singularidade caracterizada por K_I .

Assim, a integral J pode ser interpretada como um parâmetro de variação de energia ou como um parâmetro de intensidade de tensões. Esta integral é

completamente consistente com o parâmetro K_I porque, no caso de um sólido com comportamento linear-elástico, fornece resultados equivalentes.

3.4 ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA EM MATERIAIS CERÂMICOS

O fator de intensidade de tensão crítico, K_{IC} , é associado a uma geometria específica de trinca e pode ser utilizado para prever o comportamento de uma estrutura. Contudo, ele depende das condições como: temperatura do material, espessura do corpo-de-prova e condições de carregamento.

Acima de uma certa espessura, quando o material está no estado plano de deformações, o valor de K_{IC} tende a um limite inferior e constante. Nessa condição, a zona plástica à frente de trinca, que depende da espessura, do tamanho de trinca e do ligamento remanescente, é mínima, e o valor de K_{IC} é dependente apenas do material (para a mesma temperatura e taxa de carregamento). Assim, K_{IC} é igual a K_{IC} , que é uma propriedade do material, porque não depende de variáveis geométricas. Depois de um considerável número de estudos e verificações experimentais, a Sociedade Americana de Teste e Materiais (*American Society for Testing and Materials* – ASTM) publicou um teste padrão de cálculo de K_{IC} , norma ASTM E399.

O teste de flexão para obter a tenacidade à fratura já é consagrado por diversas normas e literatura e fornece uma característica intrínseca do material (MORENA; LOCKWOOD; FAIRHRURST, 1986).

Atualmente, têm-se descrito na literatura diversos métodos de obtenção de tenacidade à fratura para ensaios em cerâmicas. Dentre eles, os mais relevantes são a fratura por indentação (IF), *Single Edge “V” notch beam* (SEVNB), *Single Edge Precracked Beam* (SEPB), *Surface Crack in Flexure* (SCF), *Chevron Notch Beam* (CNB) (CESAR *et al.*, 2017; BELLI *et al.*, 2018a; YANG; ZHANG; ZHANG, 2020; YANIKOGLU; RÜSSTÜ, 2020).

Existem alguns métodos para o cálculo da tenacidade à fratura dos materiais cerâmicos. Os mais usados são os ensaios de flexão (3 ou 4 pontos), ensaios de tração em corpos-de-prova compactos e o método por impressão de microdureza. Uma vantagem do teste de flexão a 4 pontos sobre o de 3 pontos é que o momento

fletor (M) é constante entre os pontos de apoio internos, resultando em uma distribuição de tensões também constante entre estes pontos de apoio. Isso provoca uma distribuição de tensões mais uniforme, que reduz o risco de fraturas antecipadas por conta da presença de defeitos na região de maior tensão concentrada como no caso da flexão a 3 pontos. Outra vantagem do carregamento a 4 pontos é que, para corpos-de-prova de mesmo tamanho, o volume sob tensão é maior quando comparado com o ensaio de 3 pontos (FERVER; WERESZCZAK; JENKIS, 1998, YILMAZ *et al.*, 2007). Entretanto, quando busca-se promover a fratura na ponta de uma trinca disposta no plano de simetria do corpo-de-prova, como é o caso nos testes de Mecânica da Fratura, talvez o ensaio de flexão de 3 pontos seja a melhor escolha.

O cálculo do K_{IC} pode ser obtido através do ensaio de flexão em amostras que possuam uma pré-trinca apropriada (MORENA; LOCKWOOD; FAIRHRURST, 1986). Entretanto, para esse teste, as normas determinam uma série de correlações dimensionais dos corpos-de-prova, o que muitas vezes é difícil de conceber em restaurações odontológicas, partindo-se do pressuposto de que os corpos-de-prova devem possuir grandes dimensões e serem constituídos a partir de pelo menos dois materiais diferentes (PINTO *et al.*, 2008).

Além disso, no ensaio de flexão existe uma relativa dificuldade para obtenção e preparação dos corpos-de-prova. Qualquer defeito superficial de fabricação no corpo-de-prova pode comprometer a confiabilidade do ensaio. Assim, a obtenção dos corpos-de-prova eleva o custo da realização deste tipo de ensaio, mas ainda assim, o custo é menor quando comparado com o custo de preparação de amostras para ensaio de tração.

Um número significativo de pesquisas foi realizado visando desenvolver geometrias de amostra e entalhes de modo a se obter K_{IC} nas interfaces de sistemas metal/cerâmica (HUTCHINSON; MEAR; RICE, 1987; DALGLEISH; LU; EVANS, 1988; CHARALAMBIDES *et al.*, 1989). Particularmente, para o caso de testes usando espécimes de formato SEVNB, seria importante definir o mínimo material a ser utilizado, para evitar problemas de confecção de amostras que consumam volume expressivo de material cerâmico. O ensaio de flexão de 3 pontos (SEVNB) em amostras com uma pré-trinca apropriada exige amostras apropriadas, o que muitas vezes é difícil de conceber partindo-se do pressuposto de que os corpos-de-prova

devem possuir grandes dimensões e serem constituídas a partir de pelo menos dois materiais diferentes (BELLI *et al.*, 2018b). Ainda existe a dificuldade de se produzir trincas em materiais frágeis (WEI *et al.*, 2016).

Uma das principais dificuldades para obter valores confiáveis de K_{IC} está relacionada à criação de pré-trincas agudas e o alinhamento da trinca a um plano cristalográfico, um limite de grão ou uma fase na interface de corpos-de-prova cerâmicos (PIPPAN; WURSTER; KIENER, 2018). Essas trincas em princípio precisam ser maiores que os defeitos inerentes ao material e devem ter um tamanho adequado que permita a medição por técnicas fractográficas. Devido à ausência de ductilidade dos materiais cerâmicos, tais trincas são difíceis de serem obtidas por usinagem ou por fadiga (CESAR *et al.*, 2017; BELLI, *et al.* 2018a; WANG, *et al.*, 2019).

Apesar da importância da formação de uma ponta de trinca aguda com raio tendendo a zero para os ensaios de K_{IC} , caso o material não apresente grande plasticidade à frente da trinca, como ocorre com os materiais cerâmicos em temperatura ambiente, a parcela de energia plástica na ponta da trinca tenderá a zero. Portanto, a confecção da trinca aparentemente pode ser feita com uma ponta menos aguda e estudar a fratura pela teoria da MFLE. Tais condições que viabilizam a aplicação da MFLE referem-se aos casos em que o volume de deformação plástica é muito pequeno quando comparado às dimensões da peça (SCHERRER; DENRY; WISKOTT, 1998; WANG, *et al.*, 2007).

Alguns estudos mostraram que para valores de ρ menor que o valor crítico (ρ crítico), o valor aparente K não mudará, significando que um pequeno valor para ρ irá permitir obter uma boa semelhança com o K_{IC} obtida de uma amostra de fratura por fadiga (com $\rho = 0$) (ROSENSTIEL; PORTER, 1988; AKOURRI *et al.*, 2000; CHAUDHARI *et al.*, 2009; MOURAD; EL-DOMIATY, 2011; MOURAD; EL-DOMIATY; CHAO, 2013).

Scherrer; Denry e Wiskott (1998) compararam três técnicas utilizadas para calcular a tenacidade à fratura (K_{IC}) de dois materiais cerâmicos de uso odontológico, sendo duas de impressão de microdureza Vickers (técnica de fratura de impressão (IF) e força de impressão (IS)) e o teste de Mecânica da Fratura (SEVNB). Na técnica IF, realizou-se impressões com duas cargas, 9,8 N e 19,6 N, e mediu-se duas trincas

em direção ortogonal radial formadas após a impressão, obtendo-se K_{IC} através da equação de Anstis. Para a técnica IS, confeccionou-se uma impressão com cargas de 9,8 N e 19,6 N no centro dos espécimes e em seguida os mesmos foram submetidos a um teste de flexão de três pontos. Já na técnica SEVNB confeccionou-se corpos-de-prova em forma de barra com um entalhe em V obtido através da inserção de uma lâmina de barbear no momento de fabricação dos corpos-de-prova. Em seguida, foi realizado o ensaio de flexão de quatro pontos. Os materiais testados foram um vidro de baixa fusão dental (Duceram LFC) e uma porcelana à base de feldspato (IPS clássico). Os dados foram comparados usando os testes ANOVA e de Tukey ($p \leq 0,05$). Para ambos os materiais, os coeficientes de K_{IC} variaram entre 10 e 14% para o IF e 7 e 10% para o IS. O teste SEVNB forneceu resultados consistentes com coeficientes de variação entre 1 e 3%. Os autores concluíram que os três métodos concordaram em 10%, no entanto, nenhum dos procedimentos mostrou-se absolutamente simples de ser realizado. A decisão sobre qual o método a utilizar deve ser baseado em uma sólida compreensão das limitações conceituais e as dificuldades técnicas inerentes a cada técnica. Por exemplo, talvez para estudo de tenacidade à fratura de interfaces, o método de microdureza seja menos efetivo.

Fischer e Mart (2002), comparando o método de impressão de microdureza com o teste de flexão em 4 pontos, afirmaram não ser o método de impressão de microdureza um método adequado para determinar K_{IC} , e sim um método preliminar para uma estimativa da tenacidade.

Em um estudo para determinar a correlação entre a tenacidade à fratura e conteúdo de leucita em porcelanas odontológicas, seis porcelanas foram testadas A (Ceramco I / Dentsply), B (Ceramco II / Dentsply), C (Finesse / Dentsply), D (d.SIGN / Ivoclar), Cb (Cerabien / Noritake) e V (Vitadur Alpha / Vita). Para tal, os autores utilizaram o teste SEPB, onde realizou-se três impressões Vickers com uma carga de 19,5 N. Em seguida, foram confeccionadas pré-trincas através do método ponte-bigorna e finalmente foram submetidas a um ensaio de flexão de 3 pontos. O K_{IC} foi calculado com base na força de fratura e tamanho da pré-trinca. Foi realizada análise microestrutural e determinação da fração de volume de leucita em amostras polidas gravados com 2% HF durante 15 segundos por meio de microscopia eletrônica de varredura. Foi realizada análise fractográfica nas superfícies de fratura. Obtiveram como resultados: as porcelanas A e B apresentaram os maiores teores de leucita

(22%) e semelhantes valores de K_{IC} (1,23 e 1,22 MPa \sqrt{m} , respectivamente), significativamente mais elevadas do que os outros materiais; as porcelanas C e D apresentaram valores de K_{IC} semelhantes (0,81 e 0,93 MPa \sqrt{m} , respectivamente), mas diferentes conteúdos de leucita (6 e 15%, respectivamente); a porcelana D apresentou maior K_{IC} comparada às porcelanas Cb e V (0,71 e 0,75 MPa \sqrt{m} , respectivamente), que apresentaram valores semelhantes e os menores teores de leucita (0%). A análise fractográfica mostrou que porcelanas com maior conteúdo de leucita apresentaram maior incidência de trinca de deflexão. Os autores concluíram que para os materiais avaliados neste estudo, o conteúdo de leucita foi diretamente relacionado ao K_{IC} e que o principal mecanismo de melhoria de tenacidade observado foram as trincas de deflexão em torno de partículas de leucita e *clusters* (CESAR *et al.*, 2005).

Em 2007, Wang *et al.* realizaram um estudo com o objetivo de comparar três métodos de ensaios de tenacidade à fratura, usando 4 marcas comerciais de porcelanas odontológicas. Foram comparadas as técnicas *single edge-notched beam* (SENB), o método de tensão de impressão (IS) e o método *Chevron-notched beam* (CN). Para o método CN, foram realizados entalhes nos corpos-de-prova de 0,1 mm com ângulo Chevron θ de $60 \pm 1,5^\circ$ e a razão a_0/W 0,1 - 0,35 e em seguida os corpos-de-prova foram submetidos a um ensaio de flexão de 3 pontos, onde apenas a força máxima é usada para o cálculo de K_{IC} . No método SENB, realizou-se um entalhe também de 0,1 mm de espessura até quase a metade da altura do corpo-de-prova e ensaio de flexão de 3 pontos para o cálculo do K_{IC} . Não houve diferença estatística significativa entre os métodos CN e SENB para as quatro porcelanas testadas, mas o método IS variou estatisticamente em relação ao CN e SENB. Os autores concluíram que os diferentes métodos de ensaio nem sempre conduzem à mesma classificação ou valores de tenacidade à fratura. No entanto, os resultados de tenacidade do método SENB eram comparáveis aos do método de CN para todas as quatro porcelanas dentárias testados neste estudo. Isto se deve porque os métodos SENB e CN já são amplamente desenvolvidos e inclusive já existe normas de ensaios para eles.

Em 2010, Anunmana, Anusavice e Mecholsky realizaram um estudo para comprovar a hipótese nula que as durezas interfaciais de dois tipos de cerâmicas de corpo unidas à cerâmica de recobrimento não teriam tenacidade à fratura significativamente diferente da cerâmica de cobertura. Realizaram a técnica de tensão

de impressão para calcular a tenacidade à fratura e concluíram que em restaurações de cerâmica pura onde existe alta solicitação mecânica no corpo do material, a cerâmica de recobrimento é o elo mais fraco da estrutura. As restaurações de cerâmica pura frequentemente fraturam através da formação de lascas da cerâmica de recobrimento ou iniciam trincas na interface.

Chan *et al.*, em 2013, realizaram um estudo para avaliar o mecanismo de fortalecimento da zircônia estabilizada com ítria (YSZ) com cobertura de filme fino como um método viável para aumentar a tenacidade à fratura em restaurações de cerâmica pura. Para tanto, foi realizado teste de flexão de 3 pontos para calcular resistência à flexão e tenacidade à fratura. Os autores concluíram que a cobertura com filme fino aumentou a tenacidade à fratura do material testado.

No estudo desenvolvido por Gogotsi (2013), são discutidos métodos para avaliar a resistência à fratura de cerâmica e outros materiais frágeis. O autor pontua que a impressão Vickers é considerado como um teste de referência para a obtenção do K_{IC} , porém relata que ele é falho uma vez que as trincas geradas pelo ensaio ficam presas por tensões internas e o mesmo não fratura. O teste *edge chipping* utiliza a impressão Rockell e mede-se a carga da fratura e a distância do centro da impressão até a borda. O autor compara o teste *edge chipping* com o SEVNB e concluiu que o método de teste *edge chipping* pode ser considerado competitivo quando comparado com os métodos convencionais baseados na Mecânica da Fratura Linear Elástica. Ele permite testar pequenas amostras o que o torna promissor para a avaliação de cerâmicas biomédicas e outros materiais utilizados para fabricar produtos de pequeno porte ou materiais a partir dos quais é tecnicamente difícil ou caro confeccionar as amostras. Ainda nesse estudo, o autor discute os métodos modernos para avaliação da resistência à fratura e considera válido o método SEVNB submetido a flexão de 3 pontos, onde K_{IC} é determinado através das Equações 16 e 17:

$$K_{IC} = \left(\frac{F}{B\sqrt{W}} \right) \left(\frac{S}{W} \right) \left(\frac{3\sqrt{\alpha}}{2} \right) Y^* \quad (16)$$

onde:

$$Y^* = \frac{(1.99 - \alpha(1-\alpha)(2.15 - 3.93\alpha + 2.7\alpha^2))}{((1+2\alpha)(1-\alpha)^{3/2})} \quad (17)$$

Nestas equações, F é a carga máxima dada em Newtons; B é a espessura da amostra dada em metros; W é a altura do espécime dada em metros; S é a distância entre os pontos de carga em metros; a é o valor médio do comprimento da pré-trinca em metros e $\alpha = a/W$.

Em 2014, Rodríguez-González; May-Pat e Avilés propuseram uma nova amostra nomeada STB para realização de ensaio de tenacidade à fratura, com o objetivo de medir a descolagem de materiais em forma de sanduíche (face/núcleo) carregadas no modo III. O espécime STB consiste em uma barra de sanduíche feita de uma única folha de compósito laminado (face) reforçado por uma viga de aço e aderido (núcleo), a qual é colada à extremidade de uma placa de base de metal permitindo rotações da folha (face). A barra de sanduíche tem uma trinca inicial introduzida na interface face/núcleo e uma força de rasgamento (paralelo à frente da trinca) é aplicada na extremidade livre da folha que se estende para além do comprimento do núcleo. Foi realizada análise através do método dos elementos finitos (MEF) que mostrou que a distribuição de energia na frente da trinca é altamente dominada pelo modo de carregamento III, com contribuições significativas de modo II perto das bordas do espécime. Os ensaios mecânicos mostraram que a propagação da trinca ocorre como uma subtrinca na interface correndo paralela à interface de face/núcleo. As medidas observadas no ensaio de tenacidade à fratura modo III estavam em conformidade com as previsões do MEF.

Muitos estudos, usando esse método, indicam que ele pode produzir uma variedade de modos mistos (caracterizados pela fase ângulo), definido como a razão entre o cisalhamento e modos de abertura em uma ponta de trinca interfacial. O real cenário de carregamento oclusal não se limita apenas a condições de cisalhamento ou abertura, o que significa que uma trinca interfacial está sempre sujeita a condições de modo misto, quando a interface e os dois materiais apresentam uma alta tenacidade e quando as propriedades elásticas dos dois materiais são similares.

Isso foi visto no estudo de Porto *et al.*, 2016 onde ocorreu uma combinação de modos de carregamento, que pôde ser caracterizada pela formação de um ângulo de fase, definido como a razão entre os modos de cisalhamento (modo II) e abertura axial (modo I) na ponta da trinca na interface de dois materiais.

Nos cenários reais de flexão, vai haver a combinação desses dois modos, o que significa que uma trinca na interface está sempre sujeita a condições de modo misto, e isso está relacionado à diferença da tenacidade entre os materiais dos dois lados da trinca na interface.

Uma trinca interfacial sujeita a carregamento em modo misto dobra-se nos substratos ou propaga-se através da interface. O critério de taxa máxima de liberação de energia (ERR), o critério G_{max} , o critério K_{II} zero ($K_{II} = 0$) e o critério de tensão tangencial máxima (MTS) podem ser usados para prever o comportamento de desvio (torção) da trinca, incluindo o caminho da trinca, o limiar do início da trinca e o ângulo do desvio (torção). Existem também alguns critérios para avaliar a fratura de interface, os quais apresentam a relação entre a tenacidade à fratura na interface e o modo misto. Em geral, a tenacidade de uma interface pode ser caracterizada pela intensidade de fatores de estresse (SIF) ou ERR.

3.4.1 Tenacidade à Fratura das Interfaces entre Cerâmica Odontológica e NiCr, Al₂O₃ e ZrO₂

A zona de processo de fratura (FPZ) é definida como a região à frente da ponta da trinca livre de tração. Esta região compreende processos de consumo de energia nas chamadas zona de processo frontal e na ativação do processo. A zona de processo frontal contém muitos tipos de defeitos ou microfissuras distribuídas. Na ativação do processo, a tensão ainda é transferida entre as faces de uma trinca localizada. Fenômenos como contorno e intertravamentos de grãos podem ser responsáveis pela transferência de carga (WEI *et al.*, 2016).

Embora todo corpo trincado sob carga apresente uma região sujeita à deformação plástica na ponta da trinca, pode-se, sob certas condições, negligenciar a existência desta zona plástica e estudar a fratura pela teoria da MFLE. Tais condições que viabilizam a aplicação da MFLE referem-se aos casos em que o volume de deformação plástica é pequeno quando comparado às dimensões da peça.

A Figura 12 apresenta um diagrama esquemático da configuração da ponta da trinca na interface (ponta direita da trinca), na qual o NiCr, a alumina ou a zircônia

(materiais de infraestrutura) estão em cima e a camada de cerâmica odontológica está em baixo.

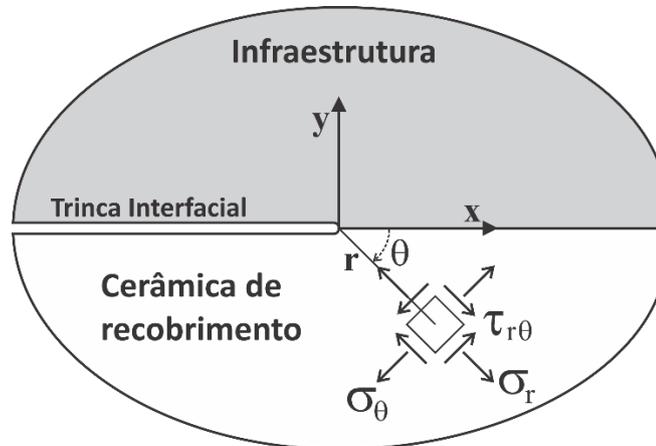


Figura 12 - Diagrama esquemático da configuração da fissura interfacial (ponta da trinca direita). σ_θ , σ_r e $\tau_{r\theta}$ são componentes de tensão de um ponto que tem coordenadas de (r, θ) em coordenadas polares com a origem em a ponta da trinca.

O campo de tensões na ponta da trinca depende dos dois parâmetros de Dundurs α e β , que caracterizam a incompatibilidade elástica dos dois materiais interfaciados. Os dois parâmetros de Dundurs são definidos nas Equações 18 e 19 (Dundurs,1969):

$$\alpha = \frac{\mu_1(k_2+1) - \mu_2(k_1+1)}{\mu_1(k_2+1) + \mu_2(k_1+1)} \quad (18)$$

$$\beta = \frac{\mu_1(k_2-1) - \mu_2(k_1-1)}{\mu_1(k_2+1) + \mu_2(k_1+1)} \quad (19)$$

Onde $\mu_i = E/2(1 + \nu)$ é o módulo de cisalhamento e $k_i = (3 - \nu)/(1 + \nu)$ para o estado de deformação plana. E_i é o módulo de elasticidade, ν_i é o coeficiente de Poisson e $i = 1, 2$ representa cerâmica odontológica e Ni-Cr, cerâmica odontológica e alumina ou cerâmica odontológica e zircônia, respectivamente. O índice de oscilação ε é definido pela Equação 20:

$$\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \left(\frac{\mu_1 + k_1 \mu_2}{k_2 \mu_1 + \mu_2} \right) \quad (20)$$

Os parâmetros de fratura da interface, incluindo SIFs, ERR e o ângulo de fase, dependem da geometria dos espécimes e da carga aplicada. O complexo SIF é definido através das Equações 21 e 22 (RICE, 1988):

$$K_{\infty} = K_I + iK_{II} = \sigma(\pi a)^{1/2} \sin\theta e^{i\theta} \quad (21)$$

$$Kh^{i\varepsilon} = p\sigma(\pi a)^{1/2} \sin\theta \exp [i(\theta + \omega)] \quad (22)$$

Uma abordagem simplificada é assumir $\beta = 0$, caso tenha sido mostrado que na interface SIF K está relacionada para o SIF aplicado (equações 23 e 24):

$$K_1 = \sigma[\pi(1 - \alpha)a]^{1/2} \sin\theta \cos(\theta + \omega) \quad (23)$$

$$K_2 = \sigma[\pi(1 - \alpha)a]^{1/2} \sin\theta \sin(\theta + \omega) \quad (24)$$

e $\psi = \tan^{-1}(K_2/K_1)$. Na definição do SIF, K_I aplicado é obtido na ponta da trinca homogênea para a mesma geometria e configuração de carregamento.

Uma comparação do módulo SIF para a trinca na interface $|K|$ e trinca homogênea $|K_I|$ pode ser feito usando as Equações 25 e 26:

$$|K| = p |K_{\infty}| \quad (25)$$

e da mesma forma para o ângulo de fase:

$$\psi = \psi_{\infty} + \omega(\alpha) \quad (26)$$

onde $\psi_{\infty} = \tan^{-1}(K_{II}/K_I)$ e ω depende do parâmetro bimaterial α .

O ERR da trinca interfacial pode ser calculado através da Equação 27:

$$G_0 = \frac{K_1^2 + K_2^2}{16cosh^2(\varepsilon\pi)} \left(\frac{k_1 + 1}{\mu_1} + \frac{k_2 + 1}{\mu_2} \right) \quad (27)$$

Existem alguns estudos dedicados à obtenção da tenacidade à fratura em materiais usados na odontologia (ANUNMANA, ANUSAVICE, MECHOLSKY, 2010; GÖSTEMEYER *et al*, 2012; CHAI *et al*, 2014; WANG *et al*, 2014; BELLI *et al*, 2015) e sobre a tenacidade à fratura de interfaces (HUTCHINSON, MEAR, RICE, 1987; DALGLEISH, LU, EVANS, 1988; CHARALAMBIDES *et al*, 1989; EVANS, DALGLEISH, 1993; WANG *et al*, 2014; BELLI *et al*, 2015; MUELLER *et al*, 2015; SUZUKI *et al*, 2015).

Alguns estudos analisaram as tensões geradas na ponta da trinca na interface de bimateriais usando o método dos elementos finitos. Wang *et al*. (2014) avaliaram a tenacidade da interface entre um núcleo de zircônia e uma cerâmica de recobrimento

usando um teste de Mecânica de Fratura para avaliar o efeito do *liner* na resistência de união da interface. Foram preparados espécimes em forma de viga em duas camadas e divididos em 3 subgrupos de acordo com 3 diferentes espessuras de cerâmica. Um teste de mecânica da fratura foi usado em cada corpo-de-prova, e a taxa de liberação de energia, G , e o ângulo de fase, ψ , foram calculados de acordo com os resultados experimentais. Em cada ângulo de fase, as interfaces sem *liner* tiveram valores médios de G mais elevados do que as interfaces com *liner*. Ambas as interfaces mostraram modo de falha misto com camadas finas de cerâmica ou *liner* remanescentes na superfície de zircônia. Os autores concluíram que a aplicação do *liner* antes da estratificação reduziu a tenacidade da interface entre a zircônia e a cerâmica de recobrimento.

Lin e Mar (1976) analisaram a singularidade da tensão na ponta da trinca na interface entre dois materiais usando o método dos elementos finitos (MEF). A ordem da singularidade é mostrada como dependente tanto da geometria da trinca quanto dos dois parâmetros α e β , que estão relacionados às quatro constantes elásticas dos dois materiais. Os resultados mostraram que é possível realizar uma simulação numérica altamente precisa e eficiente de problemas de Mecânica da Fratura, usando o método dos elementos finitos.

Qiao e Wang (2004) estudaram novas interfaces em vigas deformáveis de bimateriais. Os efeitos locais na ponta da trinca e na interface do bimaterial. Foi considerada para modelagem uma viga composta de duas camadas deformáveis por cisalhamento, separadas em subcamadas, levando em consideração a deformação da ponta da trinca, usando o MEF. A rotação resultante da ponta da trinca é então usada para calcular o ERR e SIF da interface da fratura em materiais de duas camadas. Foi usada a solução de forma explícita fechada soluções para ERR e SIF para obter os efeitos de cisalhamento transversal e de deformação da ponta da trinca. Comparado com a elasticidade total da análise contínua, como a análise de elementos finitos, as soluções apresentadas foram consideradas mais explícitas e mais aplicável, embora comparável em precisão. Além disso, o conceito de um modelo de ponta da trinca deformável pode ser aplicado para outras análises de viga de bimateriais (por exemplo, flambagem por delaminação e vibração etc.).

3.5 MÉTODOS DE ELEMENTOS FINITOS (MEF)

A modelagem numérica se tornou ao longo dos anos uma ferramenta indispensável em análises de Mecânica da Fratura, tendo em vista que apenas poucos casos apresentam uma solução analítica bem definida para determinação das tensões e deformações (LIMIN *et al.*, 2018). Em casos simples, como por exemplo, um corpo sujeito ao estado plano de tensão ou de deformação, é possível encontrar uma função de tensão que leva à solução desejada. Westergaard (1964) usou tais aproximações para encontrar soluções para tensões e deformações próximas à ponta da trinca de um material elástico. Entretanto, na maioria dos casos, as tensões e deformações no corpo devem ser determinadas numericamente.

Uma grande variedade de técnicas vem sendo aplicadas em problemas de Mecânica dos Sólidos, dentre elas, diferenças finitas, elementos finitos e métodos de equações integrais de contorno. Esses dois últimos métodos vêm sendo aplicados quase que exclusivamente. A grande maioria das análises de corpos contendo trincas usam elementos finitos; entretanto, o método da integral de contorno pode ser útil em circunstâncias bem específicas (WEI *et al.*, 2016; WANG *et al.*, 2019; WANG *et al.*, 2020).

Os valores de tenacidade à fratura dos diversos materiais utilizados em Engenharia são descritos em tabelas; porém esses valores estão associados às condições geométricas e de carregamento específico, de tal forma que permitem a determinação do fator de forma Y , e assim a obtenção do K_{Ic} e, conseqüentemente, os valores da tensão e o tamanho de defeitos críticos. Porém, na Odontologia, esse parâmetro torna-se mais difícil de ser obtido devido à complexidade da geometria do elemento dentário, exigindo assim, um cálculo matemático muito mais complicado. Dessa forma, houve um aumento do emprego dos elementos finitos, utilizado na Engenharia desde a década de 60, para a análise de tensões e deformações nos dentes, implantes e próteses submetidos a diferentes tipos de carregamentos (CUNHA, 2005).

No âmbito da Engenharia de Estruturas, o MEF tem como objetivo a determinação do estado de tensão e de deformação de um sólido de geometria arbitrária sujeito a ações exteriores. Este tipo de cálculo tem a designação genérica de análise de estruturas e surge, por exemplo, no estudo de edifícios, pontes,

barragens, etc. Quando existe a necessidade de projetar uma estrutura, é habitual proceder-se a uma sucessão de análises e modificações das suas características, com o objetivo de se alcançar uma solução satisfatória, quer em termos económicos, quer na verificação dos pré-requisitos funcionais e regulamentares (AZEVEDO, 2003).

Antes do aparecimento do MEF, a análise dos meios contínuos era efetuada por resolução direta dos sistemas de equações de derivadas parciais que regem o fenómeno, levando em consideração as condições de contorno necessárias. Para facilitar a aplicação desta técnica a problemas não-elementares, era comum recorrer a séries de Fourier (TIMOSHENKO e GOODIER, 1988). Devido à sua complexidade, estes procedimentos só eram aplicáveis a meios contínuos homogêneos e de geometria simples. Para tentar ultrapassar algumas destas limitações, era frequente a substituição de derivadas exatas por derivadas aproximadas, calculadas com base em malhas de pontos. Da aplicação desta técnica, resulta o método das diferenças finitas, que, antes do aparecimento dos computadores, apresentava o inconveniente de requerer a resolução de grandes sistemas de equações lineares. Para evitar este inconveniente, foram propostos diversos métodos de relaxação baseados na sucessiva diminuição de um conjunto de resíduos (TIMOSHENKO e GOODIER, 1988). Devido à morosidade associada à aplicação de qualquer um destes métodos, tornava-se muito atrativa a substituição do problema real por outro semelhante, de modo a se poder recorrer a resultados publicados em tabelas ou ábacos. Com o grande desenvolvimento que o MEF teve na década de 1960 (COOK *et al.*, 2002) e com a integralização do recurso ao computador, passou a ser prática corriqueira a análise de estruturas de geometria arbitrária, constituídas por múltiplos materiais e sujeitas a qualquer tipo de carregamento. Este avanço é tão significativo que os outros métodos, referidos anteriormente, deixaram praticamente de serem utilizados. Atualmente, o seu interesse restringe-se a fornecer soluções teóricas de problemas simples para validar métodos aproximados (AZEVEDO, 2003).

O método de elementos finitos (MEF) é uma forma de resolução numérica de um sistema de equações diferenciais parciais, realizado através de um programa computacional, o qual envolve a divisão de uma estrutura em vários elementos através da criação de uma malha de discretização. Estes elementos são conectados por meio de nós que servem de parâmetro para medidas do deslocamento entre eles, resultante da aplicação de uma carga. São utilizadas equações algébricas para o cálculo do

deslocamento de cada parte da malha. Após a resolução das equações, os resultados são apresentados como deslocamentos (deformações) e tensões (DOLBOW; MOES; BELYTSCHKO, 2000). Além disso, outros parâmetros também podem ser avaliados, assim como energias de deformação, temperaturas resultantes da dissipação de energia, entre outros.

Cada elemento finito representa uma porção discreta da estrutura física do modelo criado. Os elementos finitos são unidos por nós compartilhados (Figura 13). A coleção de nós e elementos finitos é chamada de “malha”. O número de elementos usados é referido como “densidade da malha”. Numa análise de tensões, os deslocamentos dos nós são as variáveis fundamentais calculadas pelo programa de MEF.

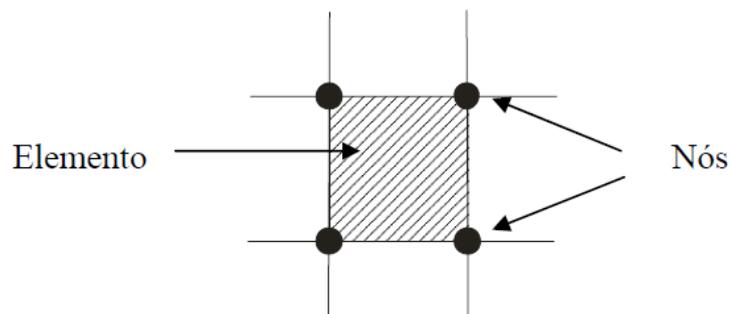


Figura 13 - Representação de um elemento e nós que constituem uma malha.

As coordenadas locais também chamadas de coordenadas paramétricas variam de -1 a +1 sobre a área do elemento. O nó no vértice inferior esquerdo possui coordenada paramétrica (-1,-1) sobre a área do elemento, enquanto o nó do vértice superior direito está a (+1,+1) na sistema de coordenadas local. É importante notar que as coordenadas do sistema paramétrico não são necessariamente ortogonais.

3.5.1 Módulos do Programa de Mecânica da Fratura

O programa utilizado no estudo foi Abaqus CAE (versão 6.13, Hibbit Inc., Rhode Island, USA). Ele oferece uma série de parâmetros para o estudo da Mecânica da Fratura baseados no Método dos Elementos Finitos (MEF) ou no Método Estendido de Elementos Finitos (XFEM).

São oferecidas duas maneiras diferentes de se calcular integrais de contorno. A primeira abordagem consiste no MEF, o qual necessita que a malha seja

conformada à geometria da trinca, que seja definida explicitamente a frente de fratura, e que seja especificada a direção da propagação da trinca. O refinamento de malha é normalmente necessário para a obtenção dos resultados das integrais de contorno de uma maneira precisa. Para uma fratura numa superfície tridimensional isso pode exigir recursos computacionais muito elevados por parte do programa. Para minimizar esse problema, pode-se utilizar o recurso da malha focada na ponta da trinca. Para observar se uma trinca irá fraturar, pode-se utilizar o fator de intensidade de tensão (K), que descreve a rapidez com que a tensão aumenta em direção à fissura, assumindo um material elástico linear. Outra possibilidade é a integral J , que descreve quanta energia de deformação é liberada por unidade de área de superfície de fratura, e pode ser calculada pelo Método da Integral de Domínio Equivalente (*Equivalent Domain Integral* – EDI) juntamente com a decomposição dos modos (BUI, 1983; DODDS JR; VARGAS, 1988; BANKS-SILLS; SHERMAN, 1986; NIKISHKOV; ATLURI, 1987; CHEN; ALTURI, 1989). O Abaqus pode calcular esses resultados para uma trinca, que podem então ser comparados a valores críticos para determinar se uma trinca se propagará ou não.

Outra maneira é o uso do XFEM que minimiza essa consequência de aumento do tempo computacional, pois não necessita da compatibilidade da malha com a geometria da trinca e essa é uma das maiores vantagens desse método. A existência da trinca é garantida por funções especiais enriquecidas, em conjunto com graus de liberdade adicionais. Essa abordagem também exclui a necessidade de definição da frente de propagação, bem como sua direção ao avaliar as integrais de contorno. Os dados necessários para seu cálculo são determinados automaticamente com base no conjunto de funções de distância nos nós de um elemento.

Muitas análises são possíveis em cada posição ao longo da trinca. Em um modelo de elementos finitos, cada avaliação pode ser considerada como o movimento virtual de um bloco de material, em torno da ponta da trinca (em duas dimensões), ou em torno de cada nó ao longo da linha de trinca (em três dimensões). Cada bloco é definido por contornos, em que cada um, forma um anel de elementos que contorna a ponta da trinca ou os nós ao longo da linha de trinca, de uma face até a outra da trinca. Esses anéis de elementos são definidos de maneira recursiva. Cada contorno faz uma avaliação da integral de contorno e o número de avaliações possíveis é igual ao

número de anéis de elementos, que deve ser especificado, bem como o tipo de integral de contorno (*Abaqus Analysis User's Manual*) (Figura 14).

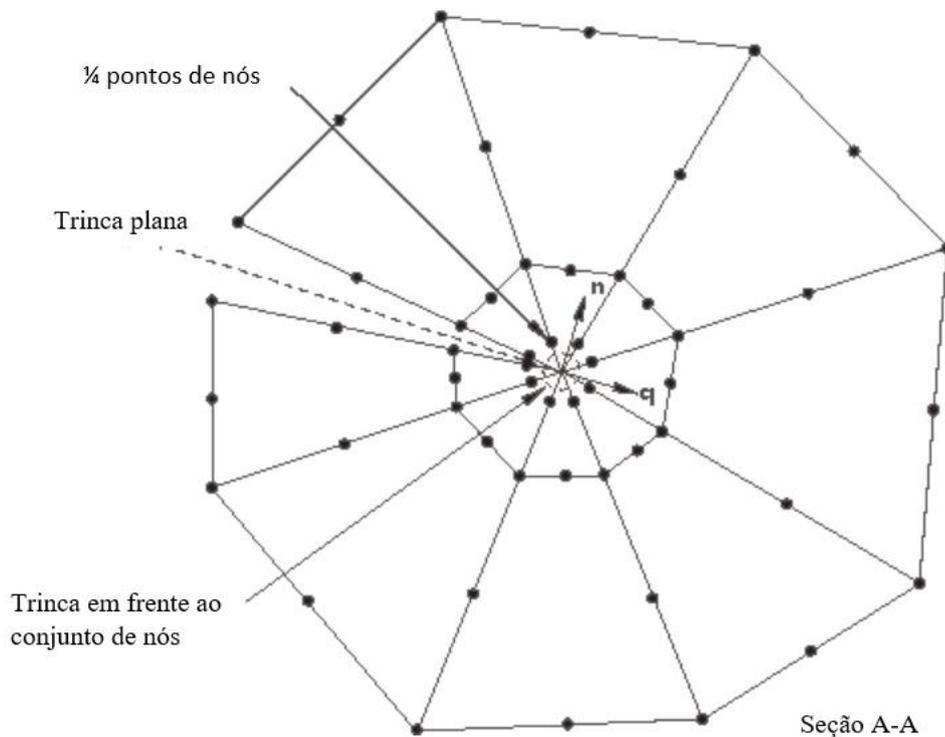


Figura 14 - Típica malha em uma análise de mecânica da fratura pelo MEF (*Abaqus Analysis User's Manual*).

As informações necessárias para a análise são: a geometria do modelo, as cargas aplicadas, as demais condições de contorno referentes aos apoios e restrições a graus de liberdade de movimento do modelo e as propriedades do material. As análises realizadas através do MEF podem ser obtidas em uma, duas ou três dimensões (1D, 2D ou 3D, respectivamente) (AYKUL; TOPARLI; DALKIZ, 2002).

Devido às limitações dos modelos computacionais, por serem uma simplificação da realidade, os resultados do estudo por MEF apresentam valores que podem ser diferentes dos valores encontrados em ensaios mecânicos e, por isso, esses valores podem ser considerados apenas qualitativamente (DEJAK, *et al.*, 2003). Isso ocorre porque o MEF envolve um número de suposições, necessitando, portanto, que haja validação dos modelos teóricos antes que os resultados possam ser interpretados com confiança (PALAMARA; PALAMARA; MESSER, 2002).

A grande vantagem do MEF é a possibilidade de se realizar a variação de apenas um fator de análise e verificar a influência deste fator na distribuição de tensões de todo o modelo, eliminando principalmente as variáveis inerentes à

confeção laboratorial do corpo-de-prova ou de uma restauração. Por exemplo, podem ser eliminadas as variáveis de moldagem, vazamentos de modelos, inclusão, processamento do corpo-de-prova ou restauração e finalmente a cimentação, que são erros ou variações pertencentes ao procedimento. Além disso, no MEF, por ser o modelo constante, único, pode-se manter constante as dimensões do modelo e variar somente o tipo de cimento, por exemplo, onde serão alteradas as suas propriedades mecânicas e, então, se analisa qual será o novo comportamento do modelo.

Atualmente, existe uma quantidade significativa de trabalhos publicados em MEF, com diferentes análises em Mecânica da Fratura.

Em 2012, Li *et al.* realizaram um estudo numérico sobre os efeitos da morfologia ondulada hierárquica de uma interface na aparente tenacidade à fratura interfacial. Primeiramente, estudaram a influência dos dois níveis hierárquicos da geometria senoidal sob carregamento nos modos I e II no campo de tensões distante da propagação da trinca, usando um modelo de zona coesiva. Em seguida, examinaram os efeitos de atrito interfacial sobre a tenacidade à fratura no modo II. Os resultados mostram que a interface com uma estrutura hierárquica senoidal tem relativamente maior capacidade de resistência à fratura, especialmente para trincas modo II, do que uma interface plana ou simples senoidal. Além disso, constatou-se que o atrito interfacial melhora notavelmente a tenacidade à fratura no modo II de uma trinca interfacial senoidal hierárquica. Este estudo é útil não só para a compreensão superior das propriedades mecânicas de alguns materiais biológicos, mas também para otimizar o avanço no desenvolvimento de compósitos com melhor tenacidade à fratura.

Avaliar o crescimento de uma trinca na forma tradicional de MEF é algo trabalhoso devido à necessidade de refinamento da malha para combinar a geometria de descontinuidade. Isto se torna uma grande dificuldade quando se trata de problemas com envolvimento de descontinuidades, onde a malha deve ser regenerada em cada etapa. Além disso, a ponta da trinca precisa ser representada com exatidão pela aproximação. Devido ao fato que métodos padrão de elementos finitos são baseados em função de aproximações de polinomial diferenciável, eles não são adequados para os problemas com as soluções descontínuas e/ou soluções singulares. Tipicamente, MEF exige um refinamento da malha significativo ou malhas

que estejam em conformidade com esses recursos para obter resultados precisos. Para contornar essa deficiência do método padrão de elementos finitos, foi desenvolvido o XFEM (YAZID; ABDELKADER; ABDELMADJID, 2009).

3.5.2 A malha focada na ponta da trinca

Apesar da maioria dos *softwares* comerciais possuírem recursos de geração automática de malha, a construção adequada de um modelo de elementos finitos requer intervenção humana. Problemas que envolvem trincas, em particular, requerem avaliações cuidadosas por parte do usuário.

Análises de fratura típicas usam elementos quadriláteros para problemas bidimensionais e hexaédricos para problemas tridimensionais. A maioria dos algoritmos de pós-processamento que avaliam a integral J não são capazes de lidar com outros tipos de elementos, como triangulares e tetraédricos para problemas de duas e três dimensões respectivamente. Esses algoritmos normalmente definem o domínio da integral a partir de uma busca no entorno da ponta da trinca, usando a matriz de conectividade de elementos. Em uma malha bem construída, composta de elementos quadriláteros ou hexaédricos próximos à ponta da trinca, um algoritmo de busca utilizando a matriz de conectividade, resulta em domínios concêntricos e regulares para avaliação de J . Com elementos triangulares ou tetraédricos, entretanto, um número ilimitado de elementos pode estar conectado a um único nó e orientados arbitrariamente. Consequentemente, definir um domínio de integração regular e suave a partir dessa matriz de conectividade, é virtualmente impossível.

Malhas para trincas normalmente utilizam elementos quadráticos de 8 e 20 nós para problemas de duas e três dimensões respectivamente. Alguns profissionais preferem elementos lagrangianos biquadráticos de 9 nós para problemas bidimensionais e elementos lagrangianos triquadráticos de 27 nós para problemas tridimensionais. Elementos lineares, que possuem 4 ou 8 nós para problemas de duas e três dimensões respectivamente, também são aceitáveis para problemas envolvendo trincas; entretanto, um refinamento adicional é necessário, a fim de obter o mesmo nível de precisão de uma malha correspondente, constituída de elementos quadráticos.

Elementos quadriláteros na ponta da trinca, normalmente são colapsados para triângulos em problemas bidimensionais. Os três nós ocupam o mesmo lugar no espaço. Uma situação análoga para três dimensões, onde um elemento tetraédrico é degenerado em uma aresta.

Para problemas típicos, a malha mais eficiente para a região da ponta da trinca é o que se chama de configuração “*spider web*”, que consiste em anéis de elementos quadriláteros focados na direção da ponta da trinca. Tendo em vista que a região na ponta da trinca contém gradientes elevados de tensão e deformação, o refinamento deve ser o melhor possível. A configuração “*spider web*” facilita uma transição suave entre a malha mais fina na região da trinca e regiões mais afastadas.

O nível apropriado de refinamento da malha depende do propósito da análise. Análise elástica de intensidade de tensão ou taxa de liberação de energia podem ser acompanhadas de malhas relativamente grosseiras uma vez que métodos modernos, como, por exemplo, aproximação do domínio da integral, elimina a necessidade de resolver de forma precisa os campos na ponta da trinca.

3.5.3 O cálculo por elementos finitos da integral J

A integral J é uma integral de linha independente do caminho, definida anteriormente na Equação 13. A integral de domínio equivalente troca a integração ao longo do contorno por outra integral sobre um domínio de tamanho finito usando o teorema da divergência. Esta definição é mais conveniente para análise por elementos finitos. Para problemas bidimensionais, a integral de contorno é trocada por uma integral de área (Figura 15) e a Equação (28) é rescrita como:

$$J = - \int_A [W \frac{\partial q}{\partial x} - \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} \frac{\partial q}{\partial x}] dA - \int_A \{ \frac{\partial W}{\partial x} - \frac{\partial}{\partial x} [\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x}] \} q dA - \int_s t_i \frac{\partial u_i}{\partial x} q ds \quad (28)$$

onde q é uma função contínua que permite a integral de domínio equivalente ser tratada na formulação dos elementos finitos, e t_i é uma carga de pressão na face da trinca. Usualmente, uma função linear é escolhida para q , que assume um valor unitário na ponta da trinca e um valor nulo ao longo do contorno. Para caso especial de material linear-elástico, o segundo termo da Equação 28 desaparece. O terceiro

termo desaparecerá se as faces da trinca não forem carregadas, ou se $q = 0$ nos trechos carregados.

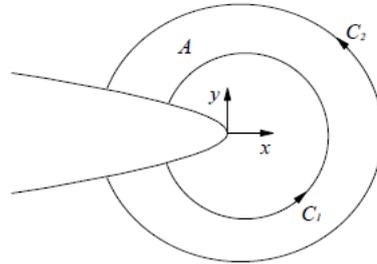


Figura 15 - Domínio equivalente na ponta da trinca.

A definição da integral J considera um balanço de energia mecânica somente para uma translação local da frente da trinca na direção no eixo x . No caso de ambos o modo I ou modo II puros, a Equação 28 permite o cálculo dos fatores de intensidade de tensão K_I ou K_{II} . Entretanto, no caso de modo misto de carregamento, K_I e K_{II} não podem ser calculados separadamente somente a partir desta equação. Neste caso, outras integrais invariantes são usadas. Usualmente, a Equação 29, pressão definida por Knowles e Sternberg (1972), é usada:

$$J_k = - \int_A [W \frac{\partial q}{\partial x_k} - \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_k} \frac{\partial q}{\partial x_j}] dA - \int_A [\frac{\partial W}{\partial x_k} - \sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x_j} (\frac{\partial u_i}{\partial x_k})] q dA - \int_S t_i \frac{\partial u_i}{\partial x_k} q ds \quad (29)$$

onde k é um índice para o eixo local na ponta da trinca (x, y). Essas integrais foram inicialmente introduzidas para pequenas deformações (RICE, 1968) e foi estendida para deformações finitas (NIKISHKOV; ATLURI, 1987).

Para problemas lineares, Bui (1983) propôs campos associados para decompor os modos de abertura de trinca. Neste caso, o primeiro elemento da Equação 29 é independente de caminho, porém o segundo elemento não é. Entretanto, a dependência do caminho pode ser eliminada se os deslocamentos e os campos de tensão forem decompostos em partes simétricas e antissimétricas. Desta forma, o campo de deslocamento é rescrito pela Equação 30.

$$\begin{aligned} u &= u^I + u^{II} = \frac{1}{2}(u + u') + \frac{1}{2}(u - u') \\ v &= v^I + v^{II} = \frac{1}{2}(v - v') + \frac{1}{2}(v + v') \end{aligned} \quad (30)$$

onde u e v são deslocamentos nas direções x e y , respectivamente, $u'(x, y) = u'(x, -y)$, e $v'(x, y) = v'(x, -y)$; e os subscrito I e II correspondem as componentes do campo

de deslocamentos simétrico e antissimétrico, respectivamente. O campo de tensão é decomposto pela Equações 31.

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \sigma_{xx}^I + \sigma_{xx}^{II} = \frac{1}{2}(\sigma_{xx} + \sigma'_{xx}) + \frac{1}{2}(\sigma_{xx} - \sigma'_{xx}) \\ \sigma_{yy} &= \sigma_{yy}^I + \sigma_{yy}^{II} = \frac{1}{2}(\sigma_{yy} + \sigma'_{yy}) + \frac{1}{2}(\sigma_{yy} - \sigma'_{yy}) \\ \sigma_{zz} &= \sigma_{zz}^I + \sigma_{zz}^{II} = \frac{1}{2}(\sigma_{zz} + \sigma'_{zz}) \\ \sigma_{xy} &= \sigma_{xy}^I + \sigma_{xy}^{II} = \frac{1}{2}(\sigma_{xy} - \sigma'_{xy}) + \frac{1}{2}(\sigma_{xy} + \sigma'_{xy})\end{aligned}\quad (31)$$

onde $\sigma'_{ij}(x, y) = \sigma'_{ij}(x, -y)$ e $\sigma_{zz}^{II} = 0$.

Novas integrais J_I e J_{II} são obtidas, que satisfazem a condição dada pela Equação 32.

$$J = J_I + J_{II} \quad (32)$$

onde J_I é associado com o campo simétrico (modo I) e J_{II} é associado com o campo antissimétrico (modo II), segundo as Equações 33 e 34.

$$J_I = - \int_A [W(u_i^I) \frac{\partial q}{\partial x_k} - \sigma_{ij}(u_i^I) \frac{\partial u_i^I}{\partial x_k} \frac{\partial q}{\partial x_j}] dA - \int_S t_i \frac{\partial u_i^I}{\partial x_k} q ds \quad (33)$$

$$J_{II} = - \int_A [W(u_i^{II}) \frac{\partial q}{\partial x_k} - \sigma_{ij}(u_i^{II}) \frac{\partial u_i^{II}}{\partial x_k} \frac{\partial q}{\partial x_j}] dA - \int_S t_i \frac{\partial u_i^{II}}{\partial x_k} q ds \quad (34)$$

Esta aproximação foi também aplicada por Chen e Alturi (1989) com alta precisão dos resultados para problemas em modo misto. Adicionalmente, Eischen (1987), Kienzler e Kordisch (1990) sugeriram outros métodos para obter a integral J para problemas em modo misto. Essas técnicas de modificações e decomposição permitem usar a integral J e Integral de Domínio Equivalente para uma grande variedade de problemas de deformação linear e não-linear.

Na LEFM, J é igual à taxa de liberação de energia G , e seus componentes J_I e J_{II} podem ser usados para calcular os fatores de intensidade de tensão por meio das Equações 11 e 28.

3.5.3 O Método XFEM

Nos últimos anos, o XFEM tem emergido como um processo numérico eficaz para a análise de problemas de trincas. Tem sido amplamente reconhecido que o método facilita a modelagem do crescimento de trincas sob o pressuposto da MFLE. Desde a introdução desse método, muitas novas extensões e aplicações têm surgido na literatura científica, com contribuições substanciais sobre XFEM (MÖES; DOLBOW; BELYTSCHKO, 1999).

O recurso XFEM no ABAQUS pode ser usado tanto para representar trincas estacionárias quando em movimento. Ele permite simular a nucleação e o crescimento da trinca em um modelo com ou sem descontinuidade ou falha inicial. O conjunto de elementos a ele pertencente é enriquecido com funções adicionais, para que possam se separar em caso de propagação da trinca. Para a análise de fratura, as funções de enriquecimento consistem em funções assintóticas próximas à ponta da trinca que capturam a singularidade ao redor e uma função descontínua que representa o salto de deslocamento entre as superfícies da trinca (*Abaqus Analysis User's Manual*).

Esse método é um recurso numérico poderoso, que vem sendo usado para calcular descontinuidades. Aplica-se uma unidade de partição (PU) ao método convencional de elementos finitos e com isso é possível enriquecer a solução (MOHAMMADI, 2012). No modelo da trinca, as descontinuidades do deslocamento na ponta da trinca podem ser tratadas sem levar em consideração as superfícies da trinca como condições de contorno geométricas que concordem com as fronteiras dos elementos. Ele utiliza o conceito do método sem malha (*meshless*) dentro do método de elementos finitos para modelar problemas de fratura que envolvem descontinuidades no deslocamento e singularidades no campo de tensões.

De acordo com as propriedades de unidade de partição, qualquer função g_k que satisfaça a condição (i) abaixo pode reproduzi-la para uma função qualquer ψ do domínio Ω_{pu} (ii), conforme as Equações 35 e 36.

$$\sum_{k=1}^m g_k(x) = 1; \quad (x \in \Omega_{pu}), \quad (\text{i}) \quad (35)$$

$$\sum_{k=1}^m g_k(x)\psi(x) = \psi(x); \quad (x \in \Omega_{pu}), \quad (\text{ii}) \quad (36)$$

Como as funções de forma satisfazem (i), ψ pode ser utilizada como função de enriquecimento local para campos variáveis no domínio Ω_{enr} (Equação 37).

$$\phi^{enr} = \sum_{i \in N_{enr}} N_i(x) \psi(x) a_i; \quad (x \in \Omega_{enr}), \quad (iii) \quad (37)$$

Em que N_{enr} é o conjunto de nós enriquecidos, N_i é a função de forma e os graus de liberdade adicionais. Assumindo que as funções de enriquecimento ψ_m pertencem ao conjunto M , tem-se a Equação 38.

$$M = \{\psi_1, \psi_2, \dots, \psi_m\}, \quad (iv) \quad (38)$$

A equação (iii) então resulta na Equação 39.

$$\phi^{enr} = \sum_{i \in N_{enr}} N_i(x) \left(\sum_{m \in M} \psi_m(x) a_{im} \right); \quad (x \in \Omega_{enr}), \quad (39)$$

A aproximação do vetor função de deslocamento \mathbf{u} com unidades de partição enriquecidas é dada pela Equação 40 (Abaqus Analysis User's Manual).

$$\mathbf{u} = \sum_{I=1}^N N_I(x) [\mathbf{u}_I + H(x) \mathbf{a}_I + \sum_{\alpha=1}^4 F_{\alpha}(x) \mathbf{b}_1^{\alpha}], \quad (40)$$

Em que $N_I(x)$ são as funções de forma usuais. O primeiro termo entre colchetes, \mathbf{u}_I , é o vetor usual de deslocamento nodal associado à parte contínua da solução de elementos finitos e aplicável a todos os nós do modelo; o segundo termo é o produto entre o vetor de grau de liberdade nodal enriquecido, \mathbf{a}_I , e a função descontínua de salto, $H(x)$, entre as superfícies da trinca e é válido apenas para nós cortados pelo interior da trinca; e o terceiro termo é o produto entre o vetor de grau de liberdade nodal enriquecido, \mathbf{b}_1^{α} , e a função assintótica elástica de ponta de trinca associada, $F_{\alpha}(x)$, e é usado somente para nós cortados pela ponta da trinca.

Para superar problemas de compatibilidade entre o domínio enriquecido e o não enriquecido, se define uma zona de transição entre eles. Por consequência, quatro tipos de subdomínio são observados: O domínio de elementos finitos (MEF), o domínio dos elementos enriquecidos cortados pela trinca (*He*), a ponta da trinca (*Tip*) e a região de transição (*Blend*) (Figura 16). O campo de deslocamento no XFEM pode ser então escrito pelas Equações 41 e 42.

$$\mathbf{u} = \mathbf{u}^{FEM} + \mathbf{u}^{XFEM}, \quad (41)$$

$$\mathbf{u}^{XFEM} = \mathbf{u}^{Tip} + \mathbf{u}^{He} + \mathbf{u}^{Blend}, \quad (42)$$

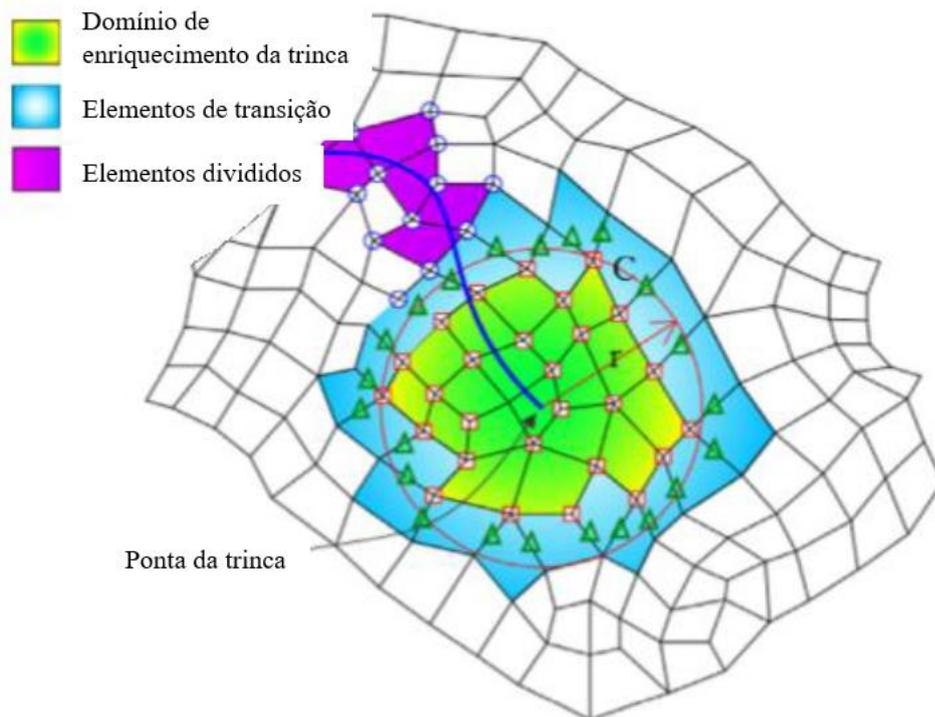


Figura 16 - Definição dos vários elementos na modelagem de fratura com XFEM (Mohammadi, 2012).

Este método foi originalmente proposto por Belytschko e Black (1999), os quais apresentaram um método para o enriquecimento de aproximações de elementos finitos para que os problemas de crescimento de trincas pudessem ser resolvidos com o mínimo de redefinição da malha. Mões; Dolbow e Belytschko (1999) introduziram uma técnica mais elegante, adaptando a técnica de enriquecimento que inclui o campo próximo da ponta assintótica e uma função de *Heaviside* $H(x)$. A função $H(x)$ é uma função descontínua na superfície de trinca e é constante em cada um dos lados da trinca: +1 de um lado e -1 do outro. O seu uso representa a principal melhoria desta técnica sobre aquela apresentada por Belytschko e Black (1999). Daux *et al.* (2000) propuseram uma junção dos conceitos das funções para explicar várias trincas ramificadas. Para trincas ramificadas, eles usaram para os campos assintóticos perto da ponta, a função descontínua $H(x)$ por uma trinca única e uma nova função descontínua $J(x)$ para explicar a ramificação. Esta técnica foi empregada para modelagem de geometrias complicadas, tais como várias trincas, espaços vazios ramificados e fissuras que emana de furos (BELYTSCHKO e BLACK, 1999).

Sukumar *et al.* (2000) estenderam os conceitos deste método para a modelagem tridimensional da trinca estática. Belytschko *et al.* (2001) generalizam a metodologia para a representação de descontinuidades que são independentes da

malha. O trabalho unifica e amplia a modelagem de funções com descontinuidades arbitrárias e derivadas descontínuas em elementos finitos.

Em contraste com os sistemas de enriquecimento de elemento de Benzley (1974), a precisão deste enriquecimento com base em uma partição de unidade, é quase independente do tamanho do elemento para uma grande escala. Além disso, o uso de elementos na ponta da trinca requer uma transição de elementos e a técnica tende a deteriorar-se quando o tamanho do elemento próximo à ponta da trinca diminui. O único inconveniente do presente método é a necessidade de um número variável de graus de liberdade por nó.

O XFEM tem obtido resultados tão promissores que alguns autores prevêem oportunidades de aplicação para diversos tipos de problemas em que descontinuidades e condições de fronteiras móveis tenham que ser modeladas. O XFEM acoplado com o método de conjunto de nível (LSM) torna possível a solução de problemas de Engenharia de precisão em domínios complexos, que podem ser praticamente impossíveis de resolver usando o método de elementos finitos padrão.

3.5.4 Modelagem de Dano

A modelagem de dano permite a simulação de degradação e eventual falha de um elemento enriquecido. O mecanismo de falha consiste em dois fatores: um critério de iniciação de dano e uma lei de evolução do dano. A resposta é inicialmente linear, contudo, uma vez que o critério de iniciação do dano é atendido, ele pode ocorrer de acordo com a evolução de dano definida pelo usuário (*Abaqus Analysis User's Manual*).

O módulo de separação por tração do programa assume um comportamento inicialmente linear-elástico seguido da iniciação de dano e de sua lei de evolução. O comportamento elástico é definido em termos de uma matriz elástica constitutiva que relaciona tensões normais e de cisalhamento com a separação normal e de cisalhamento do elemento rompido. O vetor de tração nominal \mathbf{t} , consiste nos componentes t_n , t_s , t_t (para problemas tridimensionais), os quais representam trações

nominais e de cisalhamento respectivamente. A separação correspondente, denotada por $\delta_n, \delta_s, \delta_t$. O comportamento elástico pode ser escrito pela Equação 43.

$$\mathbf{t} = \begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & 0 & 0 \\ 0 & K_{ss} & 0 \\ 0 & 0 & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{Bmatrix} = \mathbf{K} \boldsymbol{\delta}, \quad (43)$$

As rigidezes normais e tangenciais não necessitam ser definidas, uma vez que a separação puramente normal não aumenta forças de coesão nas direções cisalhantes, bem como escorregamento puro não aumenta forças coesivas nas direções normais. Os termos K_{nn} , K_{ss} e K_{tt} são calculados baseados nas propriedades elásticas dos elementos enriquecidos (*Abaqus Theory User's Manual*).

A iniciação da trinca se refere ao início da degradação do elemento coesivo, o qual é um tipo de elemento oferecido pelo ABAQUS para modelar situações em que a integridade e resistência de interfaces possam ser de interesse. O XFEM baseado no método de segmentos coesivos pode ser usado para simular o início de propagação ao longo de um caminho arbitrário, uma vez que ela não está ligada aos limites dos elementos da malha. Assim, a singularidade na ponta da trinca não necessita ser modelada e somente o salto de deslocamento através de um elemento rompido é considerado. O processo de degradação começa quando tensões e deformações satisfazem um critério de iniciação especificado.

O critério de Máxima Tensão Principal (*maxps*) pode ser representado pelas Equações 44 e 45.

$$f = \begin{cases} (1 - D)T_n, & T_n \geq 0 \\ T_n, & \end{cases} \quad (44)$$

$$\text{sendo } \begin{cases} \langle \sigma_{max} \rangle = 0, & \text{se } \sigma_{max} < 0 \\ \langle \sigma_{max} \rangle = \sigma_{max}, & \text{se } \sigma_{max} \geq 0 \end{cases} \quad (45)$$

Em que σ_{max}^0 representa a máxima tensão principal permitida. Isso significa que um estado de tensões puramente compressivo não inicia dano. De acordo com o critério o dano inicia quando a taxa de tensão principal máxima atinge o valor igual a 1 (*Abaqus Analysis User's Manual*).

A lei de evolução do dano descreve a taxa na qual a rigidez de coesão é degradada uma vez que o critério de iniciação é satisfeito. Um escalar variável, D , representa a média do dano na interseção entre duas superfícies de trinca e os limites dos elementos rompidos. Inicialmente, seu valor é 0 e evolui monotonicamente até 1 com o aumento da carga, conforme as Equações 46 a 48.

$$t_n = \begin{cases} (1-D)T_n, & T_n \geq 0 \\ T_n, & T_n < 0 \end{cases}, \quad (46)$$

$$t_s = (1-D)T_s, \quad (47)$$

$$t_t = (1-D)T_t \quad (48)$$

Em que T_n , T_s e T_t são componentes de tensões normais e cisalhantes previstas pelo comportamento elástico de separação por tração para a separação analisada sem dano.

Para escrever a evolução do dano sob a combinação de separações normais e cisalhantes na interface, uma separação efetiva é dada pela Equação 49.

$$\delta_m = \sqrt{(\delta_n)^2 + \delta_s^2 + \delta_t^2}, \quad (49)$$

Muitos critérios foram propostos para prever o ângulo de propagação da trinca. Cotterel e Rice (1980) indicam sutis diferenças na previsão de ângulos iniciais de propagação de trinca entre esses critérios, porém todos implicam que $K_{II}=0$ na ponta da trinca, à medida que ela se propaga (*Abaqus Theory User's Manual*). O programa oferece três critérios para materiais isotrópicos lineares elásticos homogêneos: O critério de Máxima Tensão Tangencial, o de Máxima Taxa de Energia Liberada e o de $K_{II}=0$, sendo o campo de tensões ao redor da ponta da trinca dado pelas Equações 50 e 51.

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{1}{2} \theta \left(K_I \cos^2 \frac{1}{2} \theta - \frac{3}{2} K_{II} \sin \theta \right), \quad (50)$$

$$\tau_{r\theta} = \frac{1}{2\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{1}{2} \theta [K_I \sin \theta - K_{II} (3 \cos \theta - 1)], \quad (51)$$

em que r e θ são coordenadas polares centradas na ponta da trinca em um plano ortogonal à frente da trinca. O critério de Máxima Tensão Tangencial propõe que a

direção de propagação de trinca pode ser obtida, satisfazendo as condições de $\partial_{\sigma_{\theta\theta}}/\partial\theta = 0$ e $\tau_{r\theta} = 0$, pela Equação 52.

$$\hat{\theta} = \cos^{-1} \left(\frac{3K_{II}^2 + \sqrt{K_I^4 + 8K_I^2 K_{II}^2}}{K_I^2 + 9K_{II}^2} \right), \quad (52)$$

em que o ângulo de propagação de trinca $\hat{\theta}$ é medido em respeito ao plano da trinca. $\hat{\theta} = 0$ representa a propagação de trinca na direção “para frente”. $\hat{\theta} < 0$, se $K_{II} > 0$ e $\hat{\theta} > 0$ se $K_{II} < 0$.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Os procedimentos experimentais adotados neste trabalho foram realizados nos laboratórios de ensaios mecânicos e análises fractográficas da Universidade Federal de Sergipe (UFS), no laboratório de prótese ATM (confecção dos corpos-de-provas) e no laboratório de simulações (IDEMC, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto).

A Figura 17 apresenta um Fluxograma da metodologia utilizada.



Figura 17 - Fluxograma da metodologia utilizada.

4.1 MATERIAIS

Os materiais selecionados para confecção das amostras, as suas composições e fabricantes estão descritos na Tabela 1.

TABELA 1 - Materiais utilizados, composição, tamanho de partícula e fabricantes.

Material	Composição	Distribuição do tamanho da partícula	Fabricante
Liga de Ni-Cr	Ni 60,75%, Cr 25%, Mo 10%, Si 2%, Ti < 1%		Fit Cast-SB® (Talmax, Brasil)
Cerâmica feldspática para recobrimento de ligas metálicas	SiO ₂ 52-68%; Al ₂ O ₃ 14-19%; K ₂ O 10-13%; Na ₂ O 6-7%; B ₂ O ₃ 3-4%; ZrO ₂ 5-6%; TiO ₂ 2-3%; SnO ₂ 4-5%; Rb ₂ O 0-1%	Tamanho médio de partícula 17,3 µm	VMK95® (VITA Zahnfabrik, Germany)
Alumina	Pó: 100% Al ₂ O ₃ Estrutura: 75% Al ₂ O ₃ , 25% infiltrado de vidro	Microestrutura com tamanho de grãos de 2–5 µm	InCeram Alumina® (VITA Zahnfabrik, Alemanha)
Zircônia	Pó: 67% Al ₂ O ₃ , 33% Ce-ZrO ₂ Estrutura: 56% Al ₂ O ₃ , 24% ZrO ₂ , 20% infiltrado de vidro	Microestrutura com grandes grãos de alumina (6 µm comprimento, 2 µm largura) juntos com aglomerados de pequenos grãos de zircônia (menor que 1 µm de diâmetro).	InCeram Zircônia® (VITA Zahnfabrik, Bad Säckingen, Alemanha)
Cerâmica feldspática para recobrimento da alumina e zircônia	SiO ₂ 66–70%; Al ₂ O ₃ 15–16%; K ₂ O 10–11%; Na ₂ O 3–4%; CaO 2–3%, ZrO ₂ <1%	Tamanho médio de partícula 18 µm	VM7® (VITA Zahnfabrik, Germany)
Resina epóxi nº 8003			EPOXTEC, Brasil).

Para o ensaio de tenacidade à fratura, os materiais foram distribuídos da seguinte forma de acordo com os grupos de estudo:

- Grupo 1: NiCr/cerâmica VM95®,
- Grupo 2: Alumina®/cerâmica VM7®,
- Grupo 3: Zircônia®/cerâmica VM7®,
- Grupo 4: Cerâmica VM95® e
- Grupo 5: Cerâmica VM7®.

A quantidade de material processado foi projetada em função da quantidade de amostras produzidas e de uma análise prévia do volume de material suficiente para que a intensidade de tensões na ponta da trinca fosse compatível com a intensidade

de tensões de um corpo-de-prova padronizado de tenacidade à fratura, com base nos estudos realizados por Fernandes, 2007.

Foi realizado, num primeiro momento, um ensaio de tenacidade à fratura através do teste de flexão de 3 pontos, seguido da simulação desse ensaio em XFEM com propagação da trinca, onde se comparou os resultados. Realizou-se ainda um segundo estudo onde foi analisada a espessura mínima para cada material unitariamente e em conjunto (sanduíches), em condição de simetria e assimetria do sanduíche através do MEF, onde se observou os efeitos da variação do fator de modificação da intensidade de tensão (β) na ponta da trinca.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

4.2.1 Determinação da morfologia e tamanho das partículas dos pós

A morfologia e tamanho das partículas foram observadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) no microscópio (MEV JCM Carry Scope 5700). O pó foi depositado sobre fita de carbono colada sobre o porta-amostra e em seguida foi recoberto com ouro antes de ser analisado (Figura 18).



Figura 18 - Amostras do pó recoberto por ouro para a análise por MEV de sua morfologia.

4.2.2 Determinação da densidade aparente (d_a) e porosidade

A determinação da densidade aparente, em base seca, consiste na medida do volume de uma determinada amostra e pesagem da mesma. A medida do volume da amostra foi feita com auxílio de uma proveta onde medimos a diferença de volume do corpo-de-prova imerso em água. A pesagem foi realizada balança confiável para pesagem da amostra, antes da sua imersão na água. Com o peso e volume de cada amostra calculou-se a densidade aparente.

A porosidade foi medida através Método do Empuxo — Princípio de Arquimedes que afirma que um corpo parcial ou totalmente imerso em fluido sofre uma força de empuxo agindo nele para cima. A magnitude dessa força é equivalente ao peso do fluido deslocado pelo corpo. Realizou-se então a pesagem no ar (A) e, em seguida, no líquido auxiliar (B) com densidade conhecida, nesse caso a água.

4.3 CONFECÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA

As dimensões das amostras devem atender ao volume de material necessário para que a intensidade da tensão da ponta da trinca seja mantida dentro da amostra. O volume adotado foi validado pelo estudo MEF. Sanduíches compostos por dois materiais foram preparados de acordo com a distribuição nos grupos 1 a 5 descritos anteriormente. Cada sanduíche teve as dimensões 3,0 mm x 10,5 mm x 6,5 mm.

O critério utilizado para estabelecer o comprimento da pré-trinca foi baseado na condição de restrição plástica que depende do tamanho mínimo da trinca a , apresentada na Equação 10. O comprimento estabelecido para a pré-trinca foi de 5 mm para todos os grupos estudados.

Para os blocos metálicos de NiCr, utilizou-se a técnica de fundição em cera perdida, descrito por Ferracane em 2001.

O processo inicia-se obtendo-se uma peça do mesmo tamanho e formato que se deseja o metal em cera, que é chamado “padrão de fundição”. Em seguida cola-se a peça a um pino que servirá para formar o canal de alimentação da liga líquida (Figura 19).



Figura 19 - "Padrão de fundição" aderido ao pino

O outro extremo do pino é fixado no ápice de uma base cônica (base formadora de cadinho). Sobre a base já com pino e peça fixados nela, é fixado um anel que forma um recipiente ao redor do pino e da peça em cera. A seguir, o recipiente é preenchido com um material fluído (revestimento) que irá cobrir ambos, o pino e a peça. Este material endurece em pouco tempo, depois de ter adotado a forma da peça e do pino (Figura 20).



Figura 20 - Conjunto inserido no revestimento.

No próximo passo, a base cônica é removida e, ao eliminar a cera do interior do revestimento, fica formado no revestimento um recipiente com a forma da peça.

Este recipiente é chamado de “molde de revestimento”, e é constituído por um cadinho de formato afunilado, um “canal de alimentação” e o espaço onde será formada a peça metálica de interesse (o corpo-de-prova). A liga metálica liquefeita é colocada no cadinho e forçada a preencher todo o espaço do molde antes de solidificar (Figura 21 e 22). O revestimento é então fragmentado e a peça (corpo-de-prova) pode ser separada do resto do metal (Figura 23).

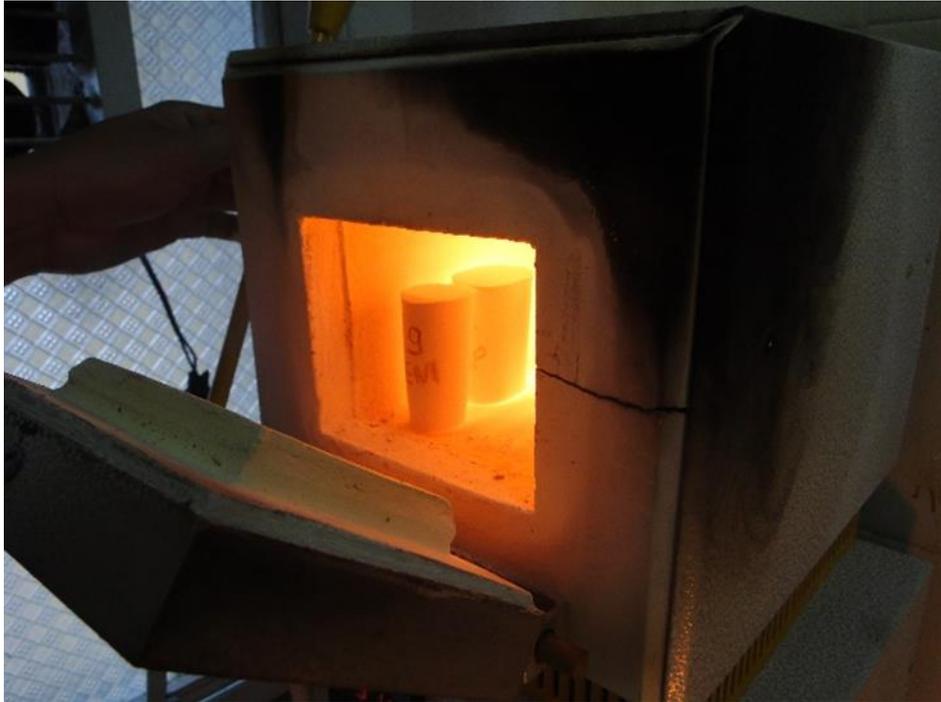


Figura 21 - Eliminação da cera.

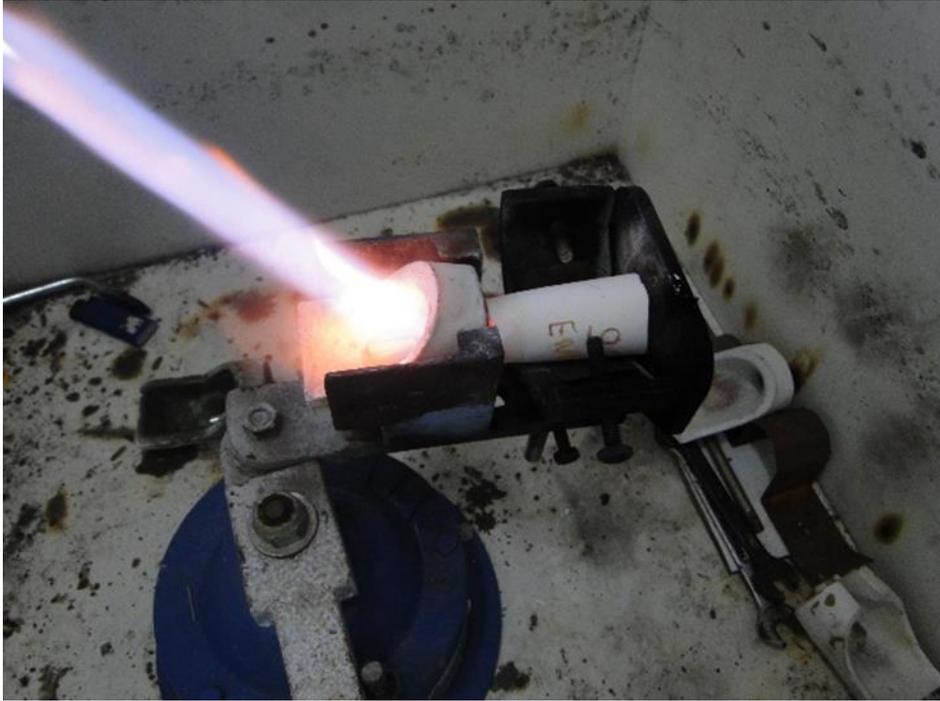


Figura 22 - Fundição da liga.



Figura 23 - Corpo de prova de NiCr. Aqui tem-se dois corpos de prova com projeções laterais as quais servirão para melhorar a fixação da resina epóxi.

Após a desmoldagem, cada espécime foi submetido às operações de limpeza usual da prática protética recomendada para este tipo de liga. A face do bloco metálico a receber a cerâmica de recobrimento foi submetida aos processos de lixamento com lixa d'água de granulometria 37 μm , seguido de jateamento com óxido de alumínio com granulometria média de 125 μm a uma pressão de 3 *bar* (Renfert, Basic máster) e em seguida colocada imersa em ultrassom com acetona por 10 minutos.

O sistema cerâmico utilizado neste estudo para recobrir o metal foi o VMK95 - VITA®, que é indicado para confecção de trabalhos protéticos de uso odontológico em metalocerâmica. A espessura da cerâmica foi a mesma do corpo metálico, 3 mm, a fim de produzir uma amostra com bimateriais com dimensões iguais entre si, ou seja, uma amostra dimensionalmente simétrica. Esta cerâmica consiste em uma cerâmica feldspática com leucita e seu sistema é dividido em 3 camadas. Aplicou-se a primeira camada de cerâmica denominada pelo fabricante de “*Wash*” na metade da face metálica com auxílio de um pincel e em seguida foi sinterizado, seguindo as recomendações do fabricante: temperatura inicial de 600 °C por 2 minutos e temperatura de sinterização de 950 °C por 4 minutos (Figura 24). Essa camada é responsável por eliminar os resíduos orgânicos, produzir óxidos de união e fazer a união entre o metal e demais camadas da cerâmica.

Queima wash	Pré-sec. °C	→	↗	Temp. aprox. °C	→	VAC
Pó	600	2.00	4.00	950	1.00	4.00
Pasta	500	6.00	6.00	950	1.00	6.00

Figura 24 – Tabela de tempos de sinterização do “*Wash*” disponibilizada pelo fabricante.

Em seguida, a segunda camada denominada de opaco foi aplicada de forma homogênea, com auxílio de um pincel seguido de sinterização (temperatura inicial de 600 °C por 2 minutos e temperatura de sinterização de 930 °C por 4 minutos) (Figura 25). Esta camada tem função de promover a união entre o “*Wash*” e a cerâmica de recobrimento mascarando a cor do metal.

Cozedura opacador	Pré-sec. °C	→	↗	Temp. aprox. °C	→	VAC
Pó	600	2.00	4.00	930	1.00	4.00
Pasta	500	6.00	6.00	930	1.00	6.00

Figura 25- Tabela de tempos de sinterização do opaco disponibilizada pelo fabricante.

Uma tira de poliéster (TDV®) de 0,05 mm de espessura recoberta com vaselina foi posicionada na metade da face metálica que não recebeu o opaco a fim de produzir a pré-trinca na amostra metalocerâmica. Sobre o corpo metálico foi aplicada a camada de cerâmica de corpo, de maneira incremental, estendida por toda a face metálica. Essa cerâmica é responsável pelo recobrimento externo e dá forma à anatomia dentária. A retirada desta fita ocorreu quando essa camada de cerâmica perdia o brilho, como um indicativo de ser capaz de manter a separação entre o metal e a cerâmica. Em seguida, o conjunto foi submetido ao ciclo de sinterização (temperatura inicial de 600 °C por 6 minutos e temperatura de sinterização de 930 °C por 6 minutos) (Figura 26).

Queima	Pré-sec. °C	→	↗	Temp. aprox. °C	→	VAC
Queima da dentina	600	6.00	6.00	930	1.00	6.00

Figura 26 - Tabela de tempos de sinterização da cerâmica de corpo disponibilizada pelo fabricante.

A Figura 27 mostra um desenho esquemático representando todas as camadas descritas acima.

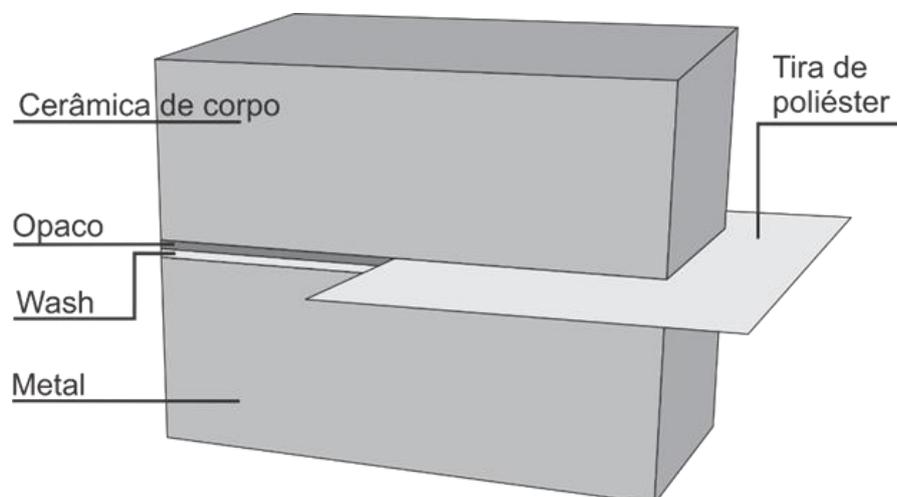


Figura 27 - Camadas de cerâmica aplicadas sobre o metal.

Todos os corpos-de-prova de alumina e zircônia foram confeccionados por um processo denominado *slip casting* seguindo as recomendações do fabricante.

Para confecção das amostras de alumina foram misturados o pó e o líquido para obtenção da barbotina na seguinte proporção: 1 ampola do líquido InCeram® alumina, 1 gota do InCeram® alumina Additiv e 38 g do pó de alumina. A seguir, foram sinterizadas em forno Inceramat 3® (VITA Zahnfabrik, Alemanha). Os parâmetros de sinterização foram: temperatura inicial de 600 °C por 6 minutos, taxa de aquecimento de 26 °C/min, temperatura de sinterização de 1120 °C por 40 minutos (Figura 28).

Temp. inicial. °C	→ min.	↗ min.	↗ °C/min.	Temp. aprox. °C	→ min.	Vácuo min.
600	6.00	20.00	26	1120	40.00	0.00

Figura 28 - Tabela de tempos de sinterização da subestrutura de InCeram® alumina disponibilizada pelo fabricante.

Na confecção das amostras de zircônia, foram misturados o pó e o líquido para obtenção da barbotina na seguinte proporção: 1 ampola do líquido InCeram® zircônia, 4 gotas do InCeram® zircônia Additiv e 45 g do pó de zircônia em seguida foram sinterizadas em forno Inceramat 3® (VITA Zahnfabrik, Alemanha). Os parâmetros de sinterização foram: temperatura inicial de 600 °C por 6 minutos, taxa de aquecimento de 29 °C/min, temperatura de sinterização de 1180 °C por 40 minutos (Figura 29).

Temp. inicial °C	→ min.	↗ min.	↗ °C/min.	Temp. aprox. °C	→ min.	Vácuo min.
600	6.00	20.00	29	1180	40.00	0.00

Figura 29 - Tabela de tempos de sinterização da subestrutura de InCeram® zircônia disponibilizada pelo fabricante.

Em seguida, as amostras foram recobertas com a suspensão de vidro de aluminossilicato de lantânio ($\text{La}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$) em água bidestilada e levados novamente ao forno. O vidro de aluminossilicato de lantânio funde-se e infiltra-se na estrutura porosa, por meio de forças capilares, densificando desta forma a estrutura final. A sinterização foi realizada obedecendo aos seguintes parâmetros: temperatura inicial de 600 °C por 6 minutos, taxa de aquecimento de 51 °C/min, temperatura de sinterização de 1110 °C por 40 minutos (Figura 30). A queima de infiltração do vidro foi realizada sobre suporte de queima tipo favo como pode ser visto na Figura 31.

Temp. inicial °C	 min.	 min.	 °C/min.	Temp. aprox. °C	 min.	Vácuo min.
600	6.00	10.00	51	1110	40.00	40.00

Figura 30 - Tabela de tempos de sinterização da queima de infiltração do vidro disponibilizada pelo fabricante.

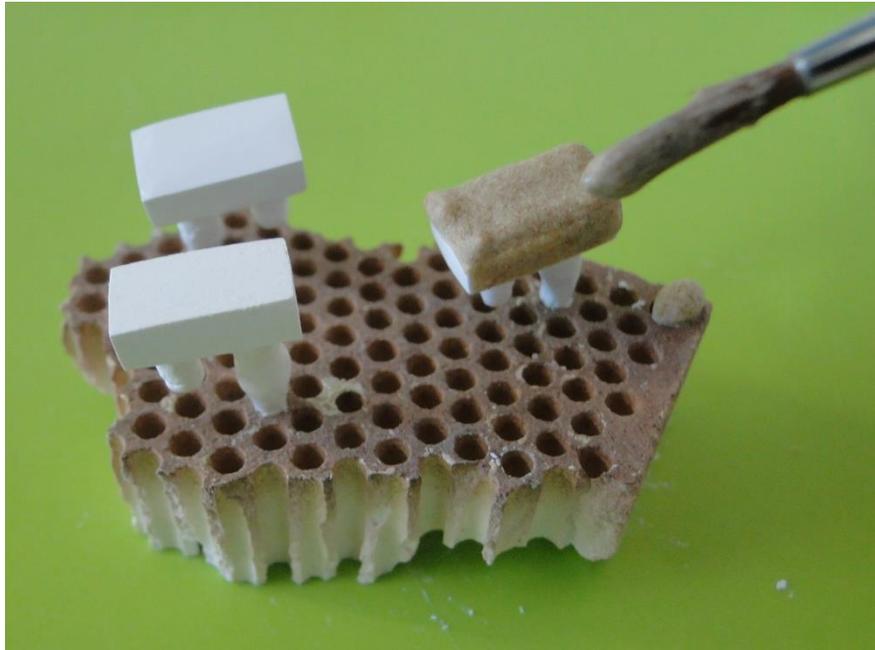


Figura 31 - Aplicação do vidro de aluminossilicato de lantânio.

O excesso de vidro foi removido com jateamento com óxido de alumínio com granulometria média de 50 μm a uma pressão de 6 bar para os corpos de alumina e 4 bar para os de zircônia (Renfert, Basic master).

O sistema cerâmico utilizado sobre o bloco de infraestrutura cerâmico foi o VITA VM7 - Vita® (Zahnfabrik – Alemanha), que é indicado para confecção de trabalhos protéticos de uso odontológico em sistemas InCeram® para alumina e zircônia. Esta se apresenta sob a forma de pó e líquido. Diferente do sistema metalocerâmico, não necessita da aplicação de uma camada opaca, pois estas infraestruturas já foram infiltradas anteriormente por vidro. Uma tira de poliéster de 0,05 mm (TDV®) recoberta com vaselina foi posicionada na metade da face a fim de produzir a pré-trinca. Sobre a alumina ou zircônia foi aplicada a camada de cerâmica de maneira incremental até atingir uma espessura de 3,0 mm. Após, foi realizada a sinterização de acordo com as recomendações do fabricante.

Os corpos-de-prova de cerâmica pura (VM95[®] e VM7[®]) foram confeccionados sobre superfície metálica da liga de NiCr que não foi submetida ao tratamento de superfície descrito anteriormente. Foi depositada uma camada apenas cerâmica de corpo de forma incremental. Este conjunto foi submetido à sinterização de acordo com as condições anteriormente descritas. Após a sinterização, a camada de cerâmica se despreendeu da superfície metálica com facilidade. Sobre este substrato cerâmico, novas camadas foram aplicadas umas sobre as outras, formando-se assim um bloco cerâmico.

Para criar a pré-trinca nas amostras das cerâmicas VM95[®] e VM7[®], foi utilizado um disco de corte diamantado de 0,05 mm de espessura. Obteve-se, assim, um entalhe uniforme de pequena espessura na interface com dimensões semelhantes às da pré-trinca das metalocerâmicas.

Na Figura 32, observa-se os sanduíches obtidos de metal/cerâmica, alumina/cerâmica, zircônia/cerâmica e cerâmica feldspática pura, correspondentes aos grupos propostos. Foram confeccionados prolongamentos laterais em todos os espécimes a fim de aumentar a área de contato desses materiais para que a adesão com a resina epóxi a ser colocada posteriormente fosse resistente o suficiente para não romper durante os testes.



Figura 32 - Sanduíches metal/cerâmica, alumina/cerâmica, zircônia/cerâmica e cerâmica feldspática pura.

A Figura 33 e 35 apresenta imagens por MEV das interfaces produzidas entre os materiais metal/cerâmica, alumina/cerâmica e zircônia/cerâmica.



Figura 33 - Interfaces metal/cerâmica.

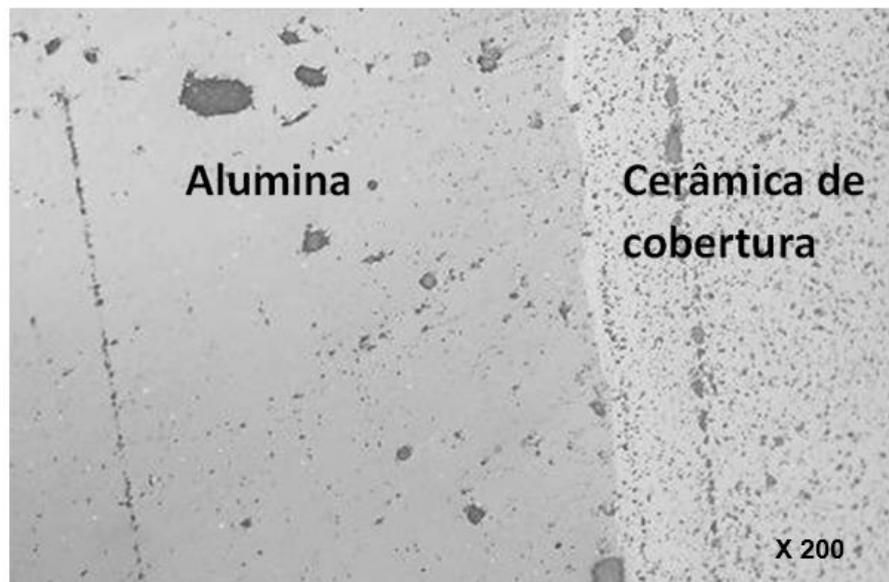


Figura 34 - Interfaces alumina/cerâmica.



Figura 35 - Interfaces zircônia/cerâmica.

Foi proposto para esse estudo um corpo-de-prova para o ensaio em flexão em 3 pontos com entalhe localizado na interface dos dois materiais com dimensões totais de 60,0 mm x 10,5 mm x 6,5 mm com base nas normas ISO 6872 e ASTM E-399.

Para tal, foi confeccionado um molde de silicone a partir de um modelo confeccionado em cera com as dimensões da amostra final com um rasgo perpendicular à maior dimensão na sua mediatriz. Neste molde, foram introduzidos os blocos com uma lâmina de barbear posicionada no seu entalhe, que por sua vez utiliza o rasgo do molde como centralizador do entalhe e impede a entrada de resina na trinca. Para possibilitar a retirada da lâmina após a confecção da amostra, a lâmina recebeu uma fina camada de vaselina. Após o posicionamento do conjunto, o molde foi preenchido com a resina epóxi. O tempo de cura da resina foi de 12 horas. Após este tempo, a amostra foi desmoldada e foi retirada a lâmina do entalhe.

Foram confeccionados um total de 20 corpos-de-prova, sendo 4 para cada um dos 5 grupos, para realizar o ensaio de flexão de três pontos. A Figura 36 mostra um desenho esquemático da amostra de NiCr/Cerâmica.

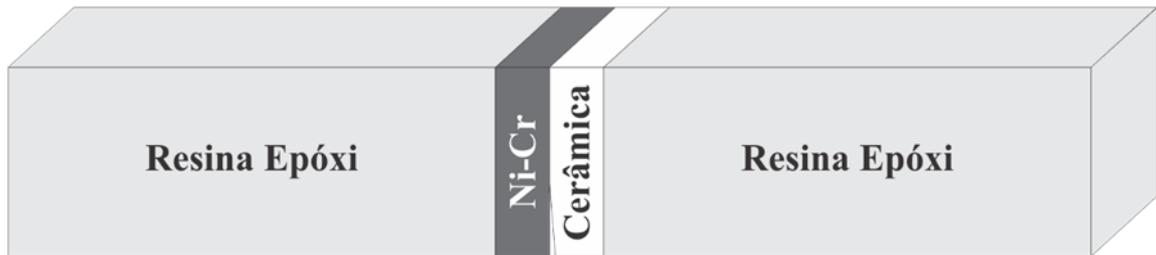


Figura 36 - Desenho esquemático da amostra metalocerâmica.

4.4 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA

Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados de acordo com as normas ASTM E-399 e ISO 6872. Tendo em vista as dimensões das amostras, a distância entre apoios inferiores foi de 24 mm. Os ensaios foram realizados em uma máquina universal (Instron 3367, EUA) na temperatura ambiente e taxa de deslocamento de 0,05 mm/min e célula de carga de 5 kN (Figura 37). Durante o ensaio, foram obtidos os valores do deslocamento e da carga aplicada. Os ensaios foram interrompidos quando do evento da fratura. Os resultados de carga máxima para fratura instável foram usados para a obtenção de K_{IC} , pelo emprego da Equação 16. O fator de forma Y foi obtido a partir da Equação 17.

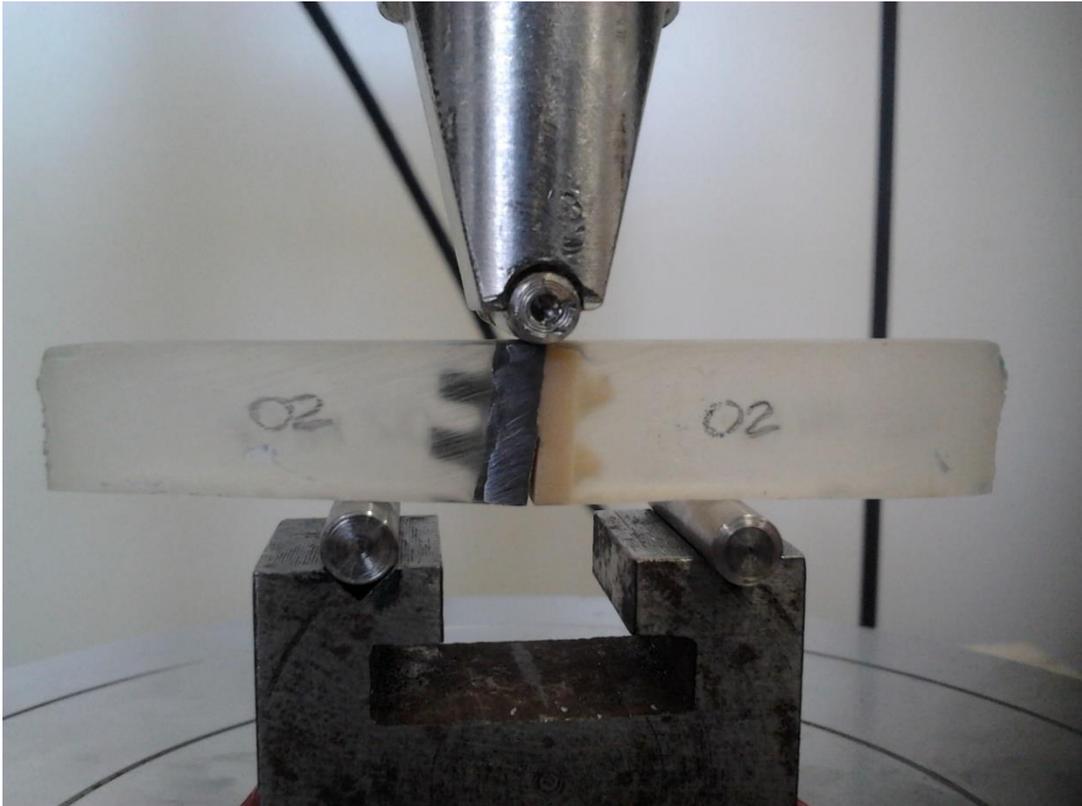


Figura 37 - Posicionamento do corpo-de-prova metal/cerâmica na máquina de ensaio.

4.5 ÂNGULO *KINKING*

Os ângulos *kinking* foram medidos usando um microscópio (Zeiss Stemi 2000C) com ampliação de 2,5X na região na ponta do entalhe. As imagens foram processadas para obter o ângulo *kinking* nesta região de interesse, perto da ponta da trinca, que é o ângulo inicial *kinking*.

4.6 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

As superfícies de fratura foram analisadas em microscópio estereoscópico de baixo aumento (Zeiss Stemi 2000, Alemanha). Depois, foram recobertas com ouro e analisadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV JCM Carry Scope 5700, Japão).

4.7 ESTUDO DA DETERMINAÇÃO DA MENOR ESPESSURA

Para avaliar a menor espessura determinada para os sanduíches através de simulação computacional, dividiu-se o estudo em três grupos. O primeiro grupo de simulações foi realizado com espécimes dos seguintes grupos de materiais: NiCr/VMK95 e Alumina/VM7. Cada sanduíche foi confeccionado com os dois materiais testados, um em cada lado. Uma pré-trinca (a) de 5 mm de comprimento, foi posicionada no meio, da interface de ambos os materiais. Cada lado da amostra teve as seguintes dimensões: 30 mm X 10,5 mm. O raio dos suportes foi de 2,5 mm, como descrito pelas normas. O procedimento acima mencionado também foi adotado para os materiais isolados: cerâmica de recobrimento (VMK95 e VM7) e materiais de infraestrutura (alumina e NiCr); espécimes foram preparados de um único material, neste caso (Figuras 38 e 39).

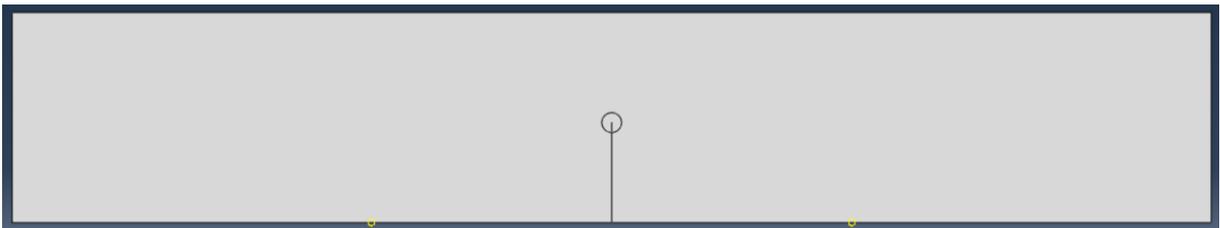


Figura 38 - Amostra sem epóxi. A pré-trinca foi inserida entre os dois materiais, no caso de bimaterial, ou no meio do corpo-de-prova, quando apenas um único material foi avaliado.

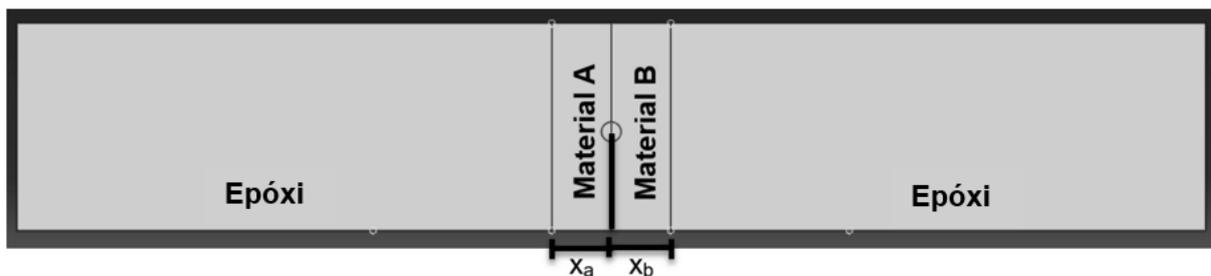


Figura 39 - Amostra proposta em condição de simetria para bimateriais ou para um único material.

O segundo grupo de simulações foi realizado através da redução simétrica da espessura do sanduíche para comparar a influência de todos os materiais no K_I . O teste foi iniciado com as dimensões mencionadas na Tabela 2; foram acompanhadas pela variação da espessura do sanduíche, que se iniciou em 10 mm, seguida de redução de 1 mm, até que a amostra atingisse 1 mm X 10,5 mm de cada material, em cada lado da trinca. O comprimento total da amostra foi completado com a introdução de resina epóxi para atingir a dimensão total da amostra padrão. Todos os espécimes

mencionados a seguir mantiveram o comprimento da pré-trinca (a) em 5 mm. Este procedimento foi realizado em todos os grupos descritos, tanto para sanduíches bimateriais quanto para a avaliação da tenacidade de cada material isoladamente.

TABELA 2 – Dimensões com base nas condições de teste adotadas para o teste sanduíche.

Condições de teste	Espessura do material avaliado (mm)
Sem epóxi em cada lado do sanduíche	30
Teste simétrico aplicado a cada lado do sanduíche	10, 9, 8, 7, 6, 5, 4, 3, 2 e 1
Teste assimétrico - infraestrutura de material (x_a)	3
Teste assimétrico - cerâmica de cobertura (x_b)	10, 9, 8, 7, 6, 5, 4, 3, 2 e 1

Nove outros grupos foram avaliados em um terceiro cenário de simulação: cada combinação de materiais a ser analisada (NiCr/VMK95 ou Alumina/VM7) foi assimétrica em relação às dimensões entre os lados do sanduíche. Os sanduíches foram preparados com dois materiais (Figura 40). A infraestrutura da peça sanduíche (metal ou alumina) foi de 3,0 mm x 10,5 mm - essas dimensões foram mantidas constantes, como no Material A (Figura 40). Apenas a segunda parte do sanduíche atribuída à espessura da cerâmica de cobertura (VMK95 ou VM7) foi reduzida, começou em 10 mm e diminuindo 1 mm até atingir o mínimo de 1 mm x 10,5 mm, como no Material B (Figura 40). A resina epóxi foi aplicada para completar o comprimento da amostra, isso foi feito a fim de atingir a dimensão total do corpo-de-prova.

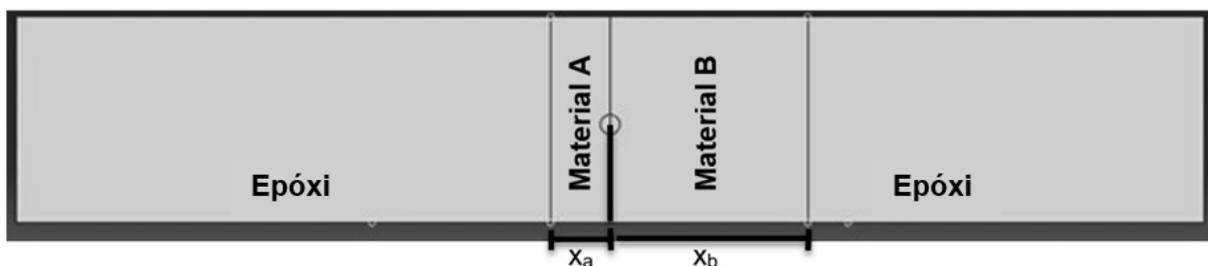


Figura 40 - Amostra proposta em condição de assimetria para bimateriais. O material A representa o material de infraestrutura, que não variou em espessura; o material B representa a cerâmica de cobertura, o qual sofreu alteração da espessura.

4.8 ANÁLISE PELO MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS

4.8.1 Aspectos gerais

As condições do teste foram simuladas através do programa ABAQUS CAE (versão 6.13, Hibbit Inc., EUA), utilizando o recurso XFEM e o recurso da malha focada na ponta da trinca e integral J . Esse programa permite simular crescimento de trincas em um modelo com ou sem uma descontinuidade inicial.

O fator de intensidade de tensões (K) pode ser usado para prever se uma trinca pré-existente irá progredir para fratura ou não. A integral J , que descreve a energia de deformação liberada por unidade de área durante a fratura, é outra possibilidade de abordagem do comportamento da trinca. O ABAQUS foi utilizado para calcular esses parâmetros para uma determinada trinca, que podem ser comparados a valores críticos que determinam se a trinca irá se propagar, ou não.

Nesse estudo, foi criado um modelo 2D com as mesmas dimensões das amostras com uma trinca na interface entre os dois materiais, para os bimateriais Ni-Cr/cerâmica odontológica, alumina/cerâmica odontológica e zircônia/cerâmica odontológica. Para modelar esse problema, tendo em vista as propriedades dos materiais e os interesses desse estudo, o corpo-de-prova foi considerado deformável. Devido a condições de simetria geométrica, de propriedades e de condições de contorno em relação ao plano XY, a análise foi realizada em duas dimensões.

A influência da espessura do material no fator de intensidade de tensão (K) foi avaliada pela observação do fator de modificação da intensidade de tensão (β), que foi calculado através da Equação 53:

$$\beta = \frac{K_I}{\sigma\sqrt{\pi a}} \quad (53)$$

β pode ser previsto usando o modelo de propagação de trinca no modo I, com base em Shigley; Mischke e Budynas (2004) (Figura 41), a fim de obter a geometria das configurações do espécime adotado. β_n é chamado normal, ou seja, esse valor não influencia a espessura do material se os espécimes forem feitos de um único material, conforme sugerido pelo conjunto padrão para esta geometria de espécime: $a/h = 0,48$ e $l/h = 1,1$. Portanto, espera-se que β esteja mais perto a 1,4.

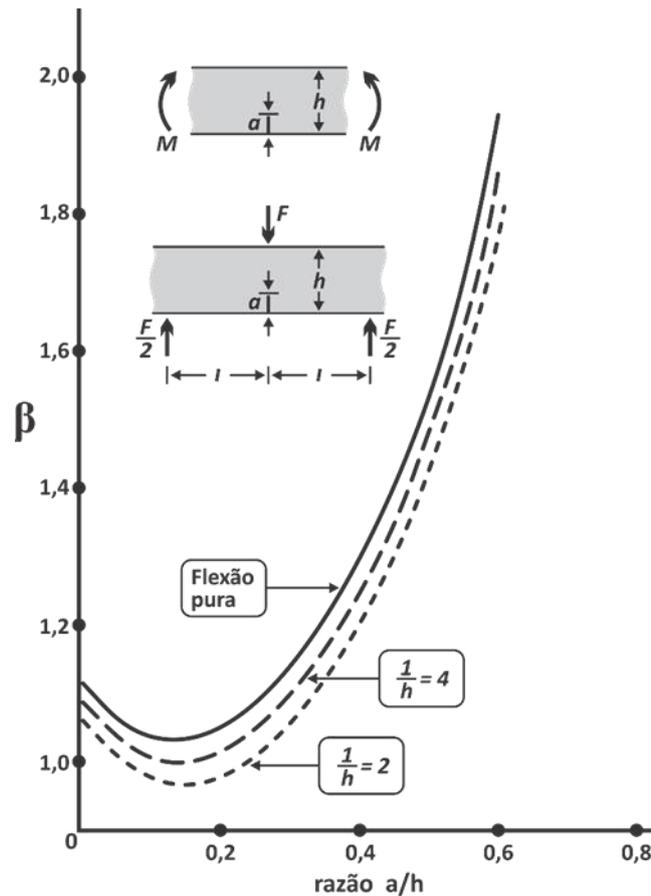


Figura 41 - Vigas de seção transversal regular com trinca na borda. Adaptado de Shigley; Mischke e Budynas (2004).

Foi realizada uma simulação para validar a espessura dos sanduíches. Foi simulada uma amostra sem a presença da resina epóxi. No lugar dela, foram preenchidas as extremidades das amostras com os respectivos materiais do sanduíche de cada lado, um lado de infraestrutura e o outro a cerâmica de recobrimento.

Também foram feitas duas simulações das amostras nas suas condições reais do ensaio proposto, ou seja, com o epóxi preenchendo as extremidades das amostras para definir a pré-trinca. Foram usados dois métodos diferentes: a) inserindo um plano na interface dos dois materiais a serem analisados para indicar o local da pré-trinca, onde se tem raio da ponta da trinca igual a zero ($\rho = 0$) (modelo sem trinca definida); b) fazendo um recorte no desenho ao longo desta interface, simulando a pré-trinca com raio de 0,05 mm ($\rho = 0,05$ mm). O primeiro método foi escolhido porque funcionou tanto com a malha articulada como com o XFEM. Com relação ao segundo método, os nós foram criados dentro da trinca e os elementos desta face foram forçados a se alinhar à trinca.

Dessa forma, estabeleceu-se o tamanho do raio da ponta da trinca (ρ) através de simulações, onde foi considerado $\rho = 0$ e $\rho = 0,05$ mm. Isso foi realizado para verificar se a espessura da pré-trinca feita nas amostras reais é suficiente para obter a tenacidade K_{IC} , assim como se fosse usada uma pré-trinca com raio tendendo a zero.

A zona de processo associada ao entalhe pontiagudo na junção entre os dois materiais foi a característica marcante da atual simulação. Uma linha da trinca foi inserida na amostra para garantir que o plano de entalhe estava na região entre os dois materiais, isso foi feito para garantir a agudez da ponta da trinca ($\rho = 0$).

4.8.2 Propriedades dos materiais declarados no modelo computacional

No modelo computacional, para análise de propagação da trinca com o método XFEM, é necessário, além das propriedades elásticas, como o módulo de elasticidade (E) e o coeficiente de Poisson (ν), informações para a modelagem de danos dos materiais da interface, que no caso foi a cerâmica de recobrimento (VM95 e VM7) e o material de infraestrutura (liga de NiCr, alumina e zircônia). O critério de avaliação da iniciação do dano utilizado foi, nesse caso, o Critério de Máxima Tensão Principal (MAXPS), em que a iniciação do dano ocorre quando a máxima tensão principal atinge o valor crítico. Então, foi necessário declarar os valores de tensão de ruptura (σ_r) e, para a evolução do dano, os valores de tenacidade à fratura (K_{IC}). Os valores desses parâmetros que são fornecidos por seus fabricantes estão apresentados na Tabela 3.

Para o método de malha focado na ponta de trinca, o cálculo computacional só precisa das propriedades elásticas constitutivas, como módulo de elasticidade (E) e coeficiente de Poisson (ν). Nesse estudo, foi analisado a interface que foi constituída de dois materiais: cerâmica de recobrimento (VMK95 e VM7) e material de infraestrutura (liga de NiCr e alumina) (Tabela 3).

TABELA 3 - Propriedades mecânicas informadas pelo fabricante e utilizadas na simulação.

Material	Módulo de elasticidade (MPa)	Coefficiente de Poisson	Resistência à flexão de 3 pontos (MPa)	Tenacidade à fratura (MPa.mm ^{1/2})
Ni-Cr	306000	0,33	587	1264,91
VMK 95	91000	0,23	85	21,18
Alumina	280000	0,24	500	123,33
Zircônia	258000	0,26	600	139,14
VM 7	66700	0,21	106	25,30
Resina epóxi	2952,76	0,3	----	----

4.8.3 Geometria

A modelagem computacional seguiu as dimensões adotadas para a confecção do corpo-de-prova, de acordo com a norma ASTM E-399 e ISO 6872. Suas dimensões totais foram 60 mm x 10,5 mm e a distância entre apoios da face inferior de 24 mm para simulação de ensaio de tenacidade à fratura utilizando flexão em três pontos.

4.8.4 Controle da análise para convergência (Step)

Para a simulação de propagação de trinca, é importante definir os controles de análise para melhorar o comportamento da convergência. É necessário definir tamanho e quantidade dos incrementos.

Para análises descontínuas, como no caso da propagação de trincas, o tempo de interação padrão pode resultar em cortes prematuros e finalização. Portanto, é necessário configurar esses parâmetros para o caso de análises descontínuas e aumentar o valor do número de tentativas antes de abandonar o cálculo. No ensaio de abertura de trinca real, o processo é interrompido quando a fratura acontece, o que corresponde a uma queda brusca no registro da carga. No modelo computacional, para análise da direção de propagação, é necessário fornecer uma quantidade de incrementos suficientemente grande para que a trinca cresça com uma direção

possível de ser observada. Para tal, os seguintes parâmetros foram alterados: *Specify damping factor* cujo valor foi “0.0001”, o valor do campo *Maximum number of incrementation* foi alterado para “250” e o valor do campo *Increment size Minimum* para “1E-012”.

4.8.5 Condições de contorno

Para simular o ensaio, é necessário fornecer as condições físicas sob as quais o corpo-de-prova é submetido.

O ensaio em três pontos contempla três apoios: dois cilindros que sustentam o corpo-de-prova e outro que será responsável por aplicar a carga na face superior do corpo-de-prova.

Os cilindros, que não são o foco do problema, estão presentes apenas como locais onde se declara as configurações das condições de contorno e não deve influenciar os resultados do campo de tensões no corpo-de-prova, por isso foram considerados corpos rígidos analíticos e não necessitaram de informações de propriedade de material ou malha.

No ensaio real, atribui-se uma velocidade de deslocamento vertical no travessão. O ensaio termina quando há queda brusca nos registros de força. No modelo computacional é necessário apenas estipular um deslocamento do cilindro superior suficientemente grande para provocar crescimento de trinca, que no caso foi de 20 milímetros na direção vertical.

Associado aos dois cilindros inferiores, coloca-se um engaste. Ambas as condições, de deslocamento e engaste, são atribuídas a um ponto de referência localizado em cada centro de circunferência dos cilindros.

As propriedades de contato entre os cilindros e o corpo-de-prova são definidas automaticamente pelo programa.

Para estabilizar o problema de apoios cilíndricos, do ponto de vista do programa, coloca-se uma mola com rigidez bastante pequena que limita deslocamentos na direção horizontal. Esse é apenas um artifício para que não

ocorram erros de penetração dos cilindros ou deslocamento do corpo-de-prova na direção horizontal.

4.8.6. Malha

Os elementos selecionados na malha do modelo computacional XFEM são elementos quadriláteros lineares com integração reduzida (CPE4R). O refinamento de malha foi realizado em torno da trinca. O nível de refinamento foi definido através de um estudo de convergência das tensões em função do tamanho da malha refinada. O tamanho da malha selecionado foi de 0,03 mm (tamanho do elemento) para a região do sanduíche e 0,1 mm para a região da resina epóxi. A malha de elementos finitos foi formada por 17.979 elementos e 25.055 nós. As configurações de elementos são definidas automaticamente pelo programa.

Para o cálculo da integral J , fez-se a malha focada na ponta da trinca, pois é benéfico ter uma malha apresentando camadas ao redor dos elementos em torno da trinca semelhante a uma teia de aranha quando integrais de contorno são calculadas. Para cada camada de elementos em torno da parte frontal da trinca, uma partição adicional (um círculo ao redor da ponta da trinca) foi simulada, criando-se a malha - a teia de aranha, a qual estava localizada dentro deste círculo. A técnica da malha de varredura hexadecimal é então atribuída ao recém-particionado célula como ser visto na figura 42.

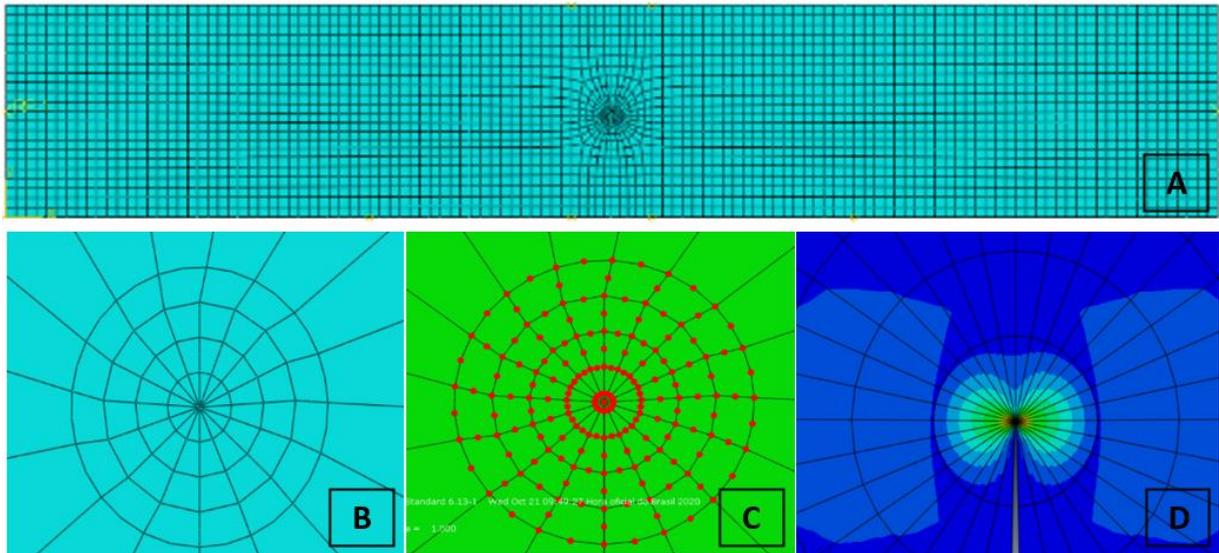


Figura 42 - Malha particionada ao redor da ponta da trinca. "A" - visão global das malhas do modelo numérico. "B" - Camadas redondas de elementos ao redor da ponta da trinca (em forma de teia de aranha). "C" - Elementos em torno do círculo completo. "D" – resulta da simulação com base no contorno.

Uma malha refinada localmente foi criada especificando o número de elementos ao longo da borda circular e ao longo da trinca. É recomendado que se use pelo menos 16 elementos em torno de um círculo completo. Cada anel de elementos ao longo da trinca corresponde a uma integral de contorno. Elementos quadráticos foram usados para ajudar a capturar as concentrações de tensão. Os elementos na ponta da trinca em forma de cunha, tipo CPE8R do elemento hexaédrico (8 nós, integração biquadrático plano de deformação, integração reduzida) foram usados. A malha ao redor da trinca foi refinada. O nível de refinamento foi definido com base em um estudo focado na convergência de tensões em função de tamanho de malha refinada. O tamanho de malha selecionado foi de 0,5 mm (tamanho do elemento).

Os cilindros, por se tratar de corpos rígidos analíticos, não necessitam de atribuição de malha. O fator de intensidade de tensão (K_I) foi a principal saída de dados parâmetro.

4.8.7. Funcionalidade do XFEM

Após os procedimentos citados para a construção do modelo no ABAQUS CAE dois passos adicionais são necessários para incluir a funcionalidade do XFEM. No primeiro, a geometria da pré-trinca deve ser criada e posicionada no módulo de

montagem. No segundo, o domínio onde a pré-trinca deve crescer deve ser especificado. Depois de articulado, este domínio é um conjunto de elementos para os quais é permitida a separação em caso de propagação da trinca.

4.8.8. Análise de direção de propagação de trinca

Para a análise local da direção e propagação de trinca, foi necessário configurar alguns parâmetros de saída dos dados (*outputs*).

Além de variáveis de tensão e deformação padrão fornecidas pelo programa, foram definidas as variáveis PHILSM, que descreve a distância entre superfície da trinca e a frente da trinca inicial e STATUSXFEM, que estabelece as condições de enriquecimento do elemento, em que 1.0 é relativo ao elemento completamente trincado e 0.0 se o elemento não contém trinca. Valores intermediários são relativos a elementos parcialmente trincados.

Após a simulação, observou-se a trajetória da trinca e o cálculo de K_{IC} foi realizado da mesma forma do ensaio mecânico aplicando-se as Equações 2 e 3.

Os ângulos *kinking* foram medidos através da ampliação da imagem em programa de tratamento de imagem, obtendo assim o ângulo *kinking* inicial, pois a trinca mudou de direção quando propagada para longe da interface.

4.9 ANÁLISE ESTATÍSTICA

Os resultados de tenacidade à fratura foram submetidos a testes de variância ANOVA unicaudal (*one way*) e Teste-t bicaudal. Foram comparados os grupos submetidos ao ensaio mecânico entre si, e os valores obtidos para cada grupo no ensaio mecânico com os obtidos nas simulações, a um grau de significância $p \leq 0,05$. Além disso, também se comparou as simulações realizadas em função da espessura do raio da trinca.

5. RESULTADOS

5.1 MORFOLOGIA, TAMANHO DE PARTÍCULA, DENSIDADE E POROSIDADE

A Figura 43 mostra que foi verificado nos materiais, alumina e zircônia, a presença de partículas submicrônicas com uma forma arredondada. Na alumina, o tamanho de partícula variou entre 2 e 5 μm , e na zircônia a microestrutura observada mostra grãos de alumina (2-6 μm) junto com grãos de zircônia menores que 1 μm de diâmetro.

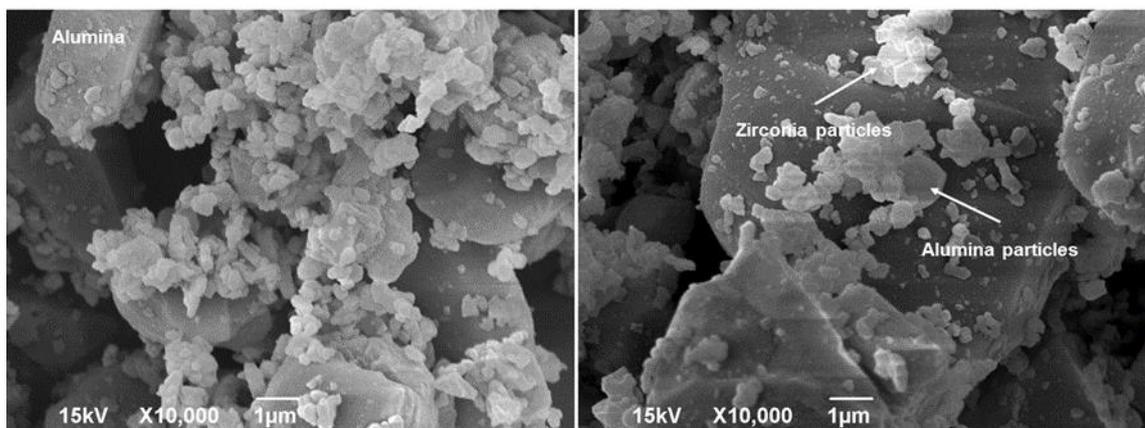


Figura 43 - Presença de partículas submicrônicas e de formato arredondado em alumina no pó do InCeram® Alumina e partículas de zircônia e alumina no pó do InCeram® Zircônia.

5.2 DENSIDADE APARENTE E POROSIDADE

A porosidade dos materiais cerâmicos se deve a sua rota de processamento que é a tecnologia do pó, o que geralmente resulta em uma fração de poros residual involuntária, em decorrência da limitação do processo de densificação na sinterização.

Os valores de densidade aparente e porosidade encontrados mostrados na Tabela 4, mostram que as cerâmicas de cobertura (VMK 95 e VM 7) apresentaram mais poros que as cerâmicas de infraestrutura e estão dentro dos valores esperados para esses materiais. Isso ocorre devido a infiltração de vidro no processo de fabricação das cerâmicas de infraestrutura. O vidro penetra nas porosidades, fechando os espaços vazios, fortalecendo assim a estrutura.

TABELA 4 - Valores de densidade aparente e porosidade nas cerâmicas.

Material	Densidade aparente (%)	Porosidade (%)
VMK 95	63,02	9,0
Alumina	79,16	4,3
Zircônia	81,13	2,1
VM 7	61,0	16,4

5.3 VALIDAÇÃO DA ESPESSURA DOS SANDUÍCHES

Como pode ser visto na Figura 44, os níveis de tensão máxima na ponta da trinca são similares em ambos os casos, ou seja, nos modelos com a resina epóxi e nos modelos sem a resina epóxi nas extremidades. As dimensões propostas para o sanduíche nesse estudo estão de acordo com o volume necessário de material para que a intensidade de tensões da ponta da trinca esteja contida dentro dele. Esse volume foi validado para todos os grupos de materiais. Uma perturbação de tensão foi observada perto da interface externa dos sanduíches, ou seja, a interface entre o sanduíche e o epóxi. Porém, neste caso, observou-se que a distribuição de tensões em todo o material é muito mais baixa do que na ponta da trinca (zona de processo).

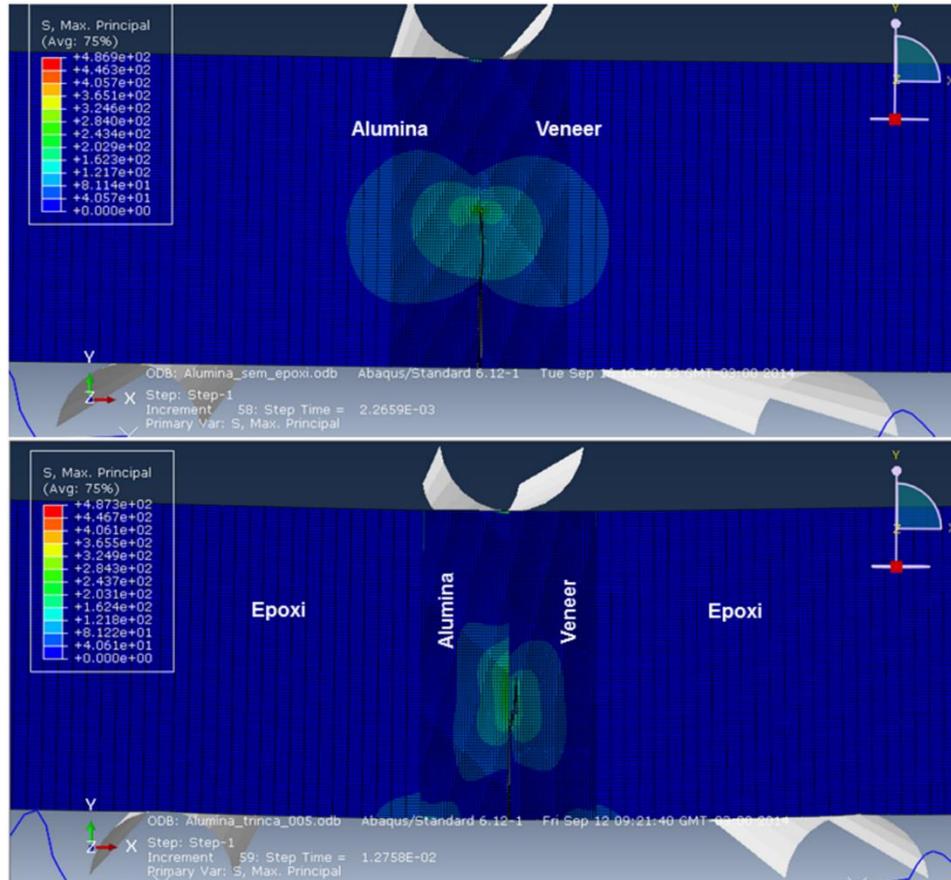


Figura 44 - Comparação da intensidade de tensão na ponta da trinca no grupo alumina/cerâmica.

5.4 MODO DE FRATURA

A direção inicial da trinca foi semelhante tanto na simulação como nos testes experimentais para todos os grupos, com a fratura ocorrendo na forma *kinking* sempre em direção à cerâmica de recobrimento. Observando as Figuras 45 e 46, em ambos os testes a trinca começou na região da ponta da trinca, e esta região está localizada na zona de processo da fratura, em seguida à trinca corre em direções diferentes na simulação e nos testes experimentais. A fractografia mostrou que as fraturas ocorreram apenas na cerâmica de recobrimento. Na superfície fraturada, não houve exposição do metal, da alumina ou da zircônia (Figura 47).

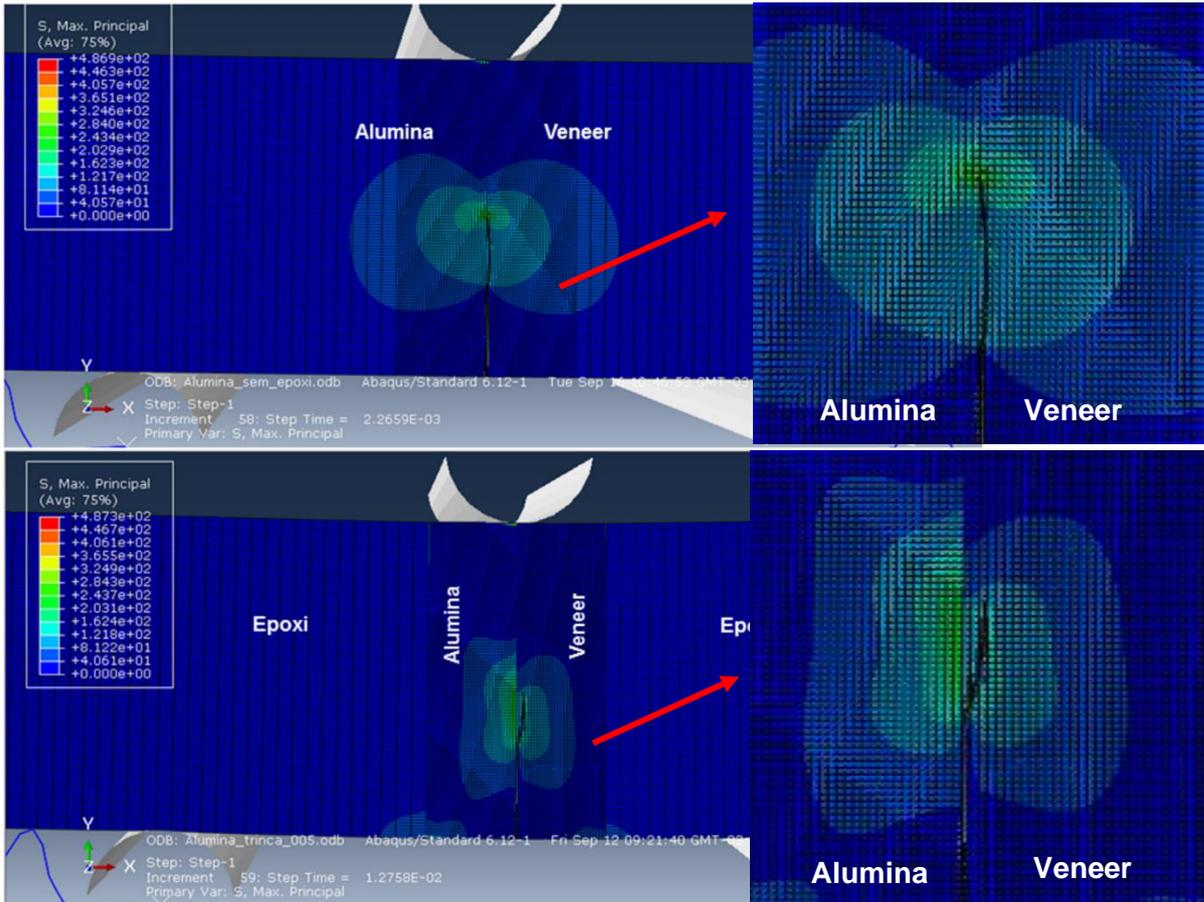


Figura 45 - Ampliação da região da ponta da trinca mostrando o início da trinca e seu percurso.

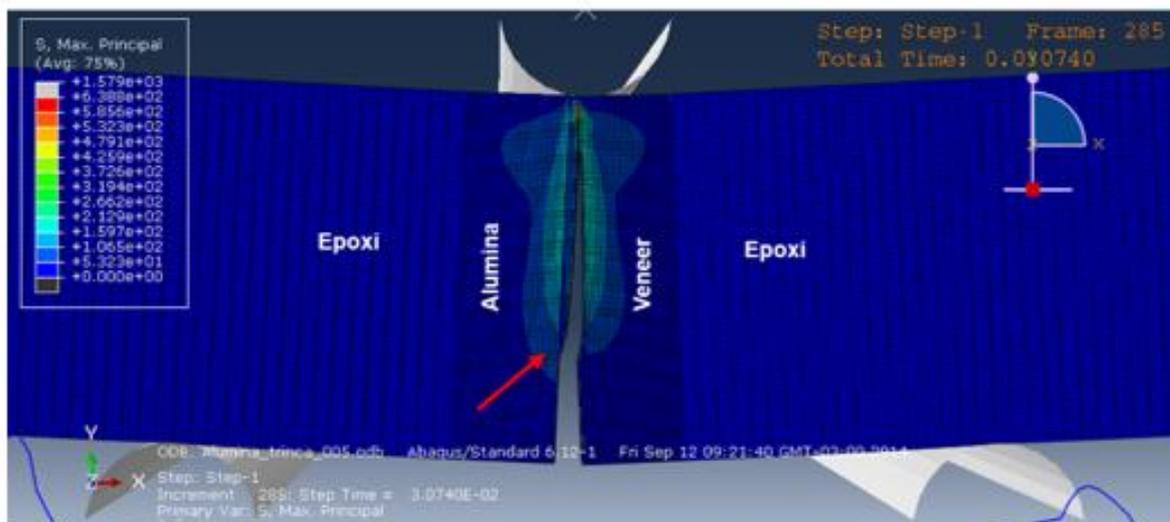


Figura 46 - Comparação visual do percurso da trinca após a fratura no ensaio mecânico e simulação no grupo alumina/cerâmica.



Figura 47 - Fraturas limitadas a cerâmica de revestimento. Vista superior das duas partes do corpo de prova após a fratura.

As fraturas ocorreram de modo frágil em todos os grupos estudados. Este mecanismo de fratura ocorreu em todos os grupos de bimateriais. As trincas avançaram de forma consistente para a matriz amorfa feldspática na cerâmica de revestimento. A Figura 48 mostra a superfície de fratura lisa, que se dirige para a cerâmica de revestimento, onde se pode observar a presença de superfície vítrea e alguns poros na estrutura, após o processo descrito acima.

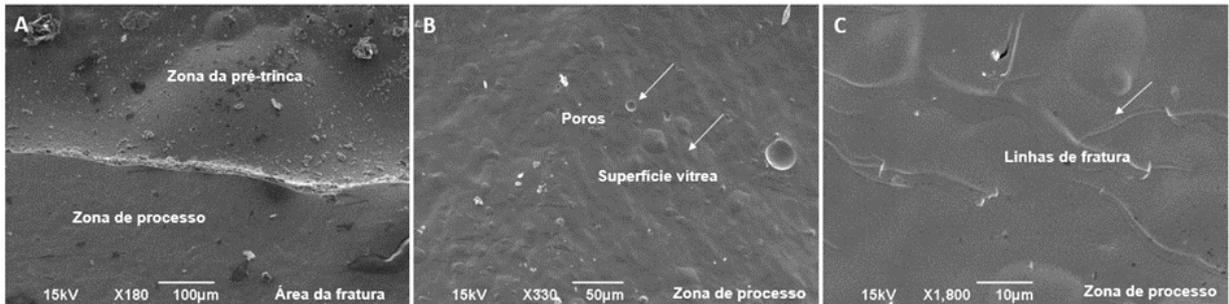


Figura 48 - Fractografia de uma amostra do grupo 2. Mostra uma fratura frágil limitada à área da cerâmica de revestimento com linhas de fratura da fase vítrea.

5.5 PARÂMETROS DA FRATURA NA INTERFACE

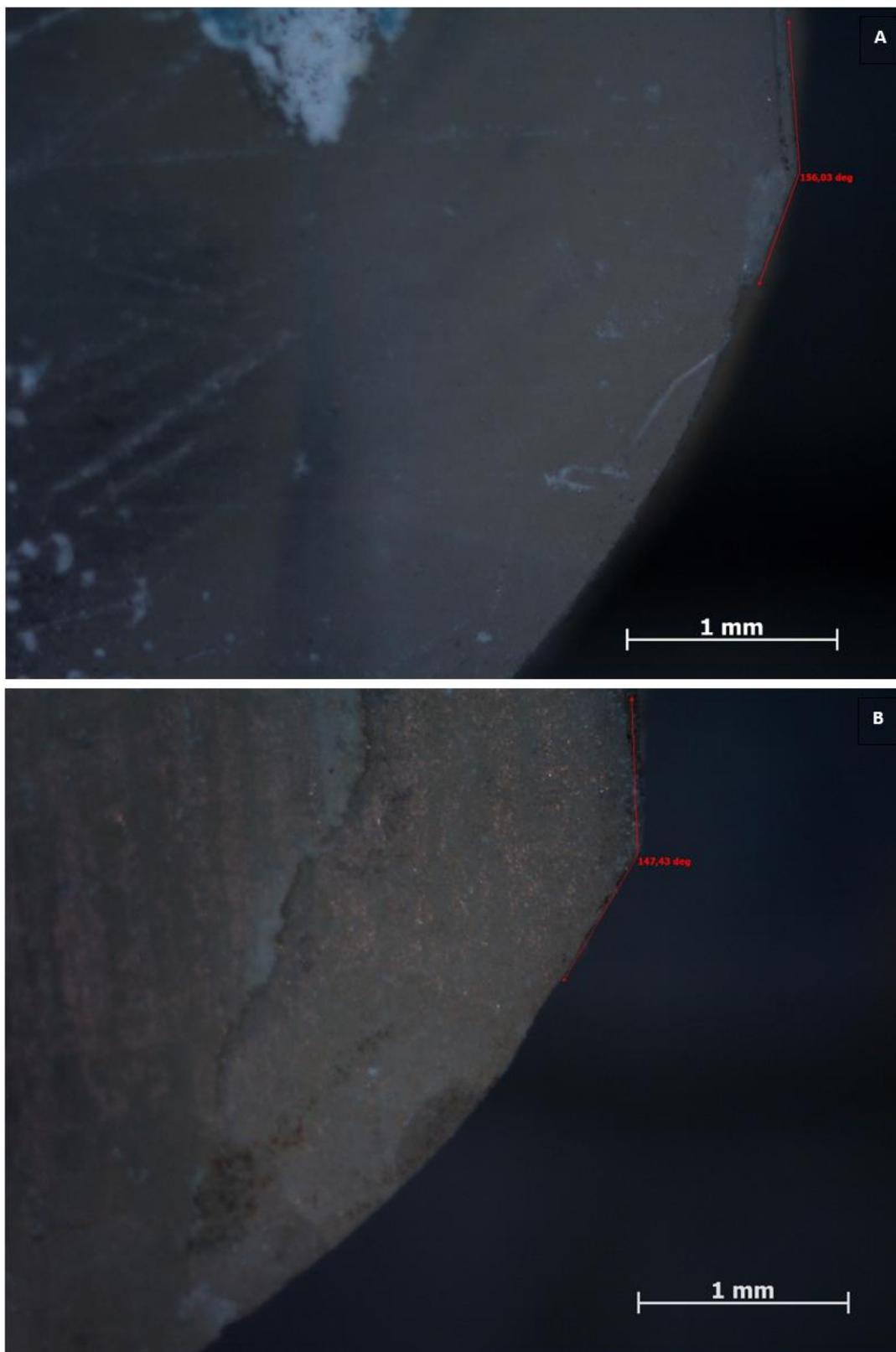
Todas as amostras falharam catastróficamente (de forma frágil), indicando que nenhuma deformação plástica e nenhum crescimento de trinca estável foi encontrado durante o carregamento.

Para o cálculo dos parâmetros aqui apresentados foram empregadas as equações de 18 a 27 já citadas nesse trabalho.

As cargas de fratura obtidas a partir dos experimentos estão na Tabela 5. Os SIFs da interface e ERRs da interface foram calculados a partir das cargas médias de fratura para os espécimes. O aumento de ψ correspondeu a uma diminuição nos valores de K_I e K_{II} .

A carga de fratura média para as quatro amostras apenas de cerâmica foi 213,64 ($\pm 36,70$) N para as amostras VMK 95, e 176,42 ($\pm 25,91$) N para os espécimes VM 7. Usando as Equações 16 e 17, K_{IC} foi calculado ($K_{IC} = 1,10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ para VMK95 e $K_{IC} = 0,91 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ para VM7). O ERR crítico para a cerâmica de revestimento, Γ_{IC} , foi obtido com $K_I = K_{IC}$ e $K_{II} = 0$, sendo $\Gamma_{IC} = 12,59 \text{ N/m}$ para VMK95 e $\Gamma_{IC} = 11,87 \text{ N/m}$ para VM7.

As medidas dos ângulos *kinking* iniciais nos corpos de prova foram realizadas, como pode-se observar na figura 49.



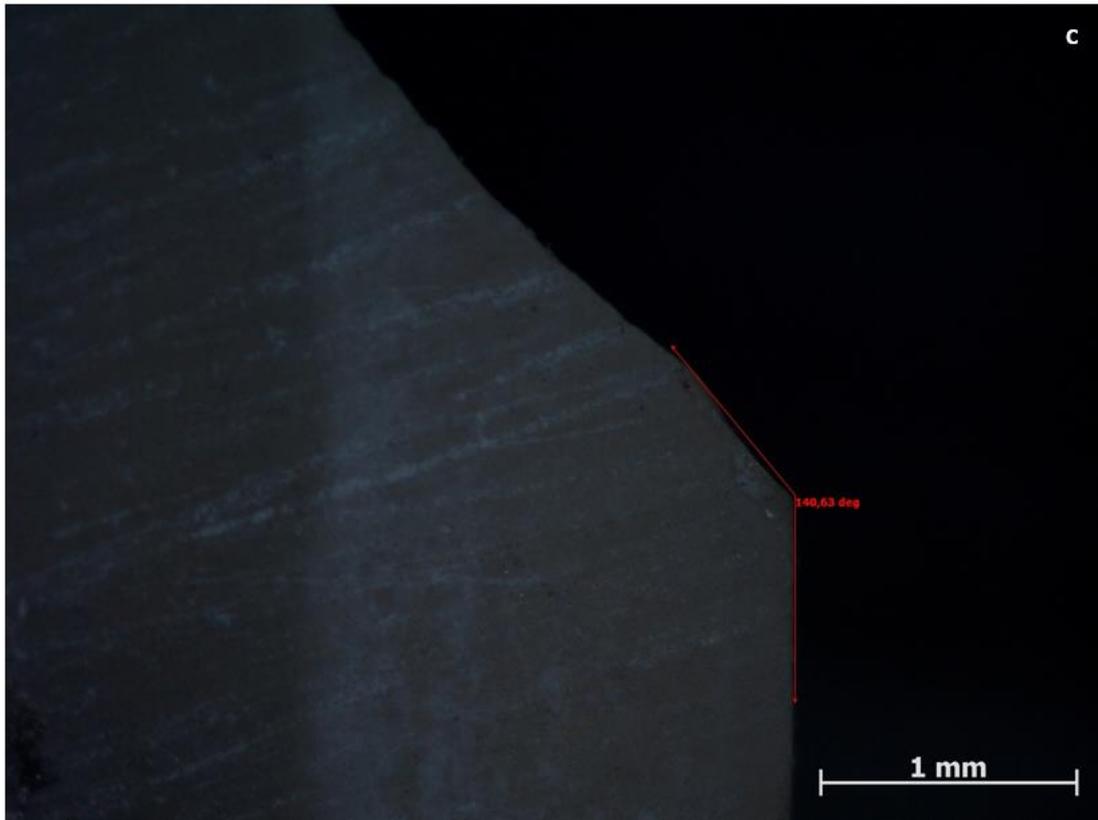


Figura 49 - Medidas dos ângulos kinking iniciais realizadas nos corpos de prova. A. NiCr/VMK 95. B. Alumina/VM 7. C. Zircônia/VM 7.

TABELA 5 – Carga de fratura e modo de fratura dos espécimes, e parâmetros de mecânica de fratura - incluindo os fatores de intensidade de tensão K_1 , K_2 e a taxa de liberação de energia G_0 das trincas interfaciais.

Espécimes	Carga de fratura (N) (\pm SD)	Modo de fratura	K_1 (MPa.m ^{1/2})	K_2 (MPa.m ^{1/2})	G_0 (N/m)	K_{II}/K_I
NiCr/VMK 95	146,62 (\pm 23,42)	Kinking	0,24	0,10	4,73	0,31
Alumina/VM 7	122,05 (\pm 26,46)	Kinking	-0,18	-0,33	12,28	1,78
Zirconia/VM 7	123,45 (\pm 23,54)	Kinking	0,04	0,03	0,25	-1,73

A Tabela 6 mostra uma comparação entre os valores obtidos dos testes mecânicos e numéricos simulações.

TABELA 6 – Comparação entre os valores obtidos do ensaio mecânico e da simulação.

Ensaio	Mecânico	Simulação	Mecânico	Simulação	Mecânico	Simulação
	K_1 (MPa.m ^{1/2})	K_1 (MPa.m ^{1/2})	K_2 (MPa.m ^{1/2})	K_2 (MPa.m ^{1/2})	G_0 (N/m)	G_0 (N/m)
NiCr/VMK 95	0,24	0,22	0,10	0,09	4,73	3,75
Alumina/VM 7	-0,18	-0,22	-0,33	-0,41	12,28	18,98
Zirconia/VM 7	0,04	0,06	0,03	0,04	0,25	0,54

5.6 ÍNICIO DA FRATURA E MENOR ESPESSURA DA CAMADA CERÂMICA

Realizou-se um segundo estudo de simulação com o objetivo investigar a iniciação da fratura na ponta da trinca, associando esse evento às características dos materiais empregados, visando determinar a menor espessura do material para manter a zona de processo nos materiais de interesse.

O comportamento dos materiais avaliados foi semelhante ao recomendado pelos padrões ISO 6872 e ASTM E399-1, 2 e 3 para testes físicos aplicado para determinar a tenacidade à fratura dos materiais com base no teste de flexão. Portanto, o método de entalhe pontiagudo aplicado nas regiões de junção dos bimateriais metal-cerâmica de revestimento, alumina-cerâmica de revestimento, ou zircônia-cerâmica de revestimento foi o método aqui escolhido.

A zona de processo da trinca ficou dentro da espessura proposta para o sanduíche feito dos materiais de interesse no início da trinca, em todas as espessuras avaliadas, em todos os grupos avaliados. A distribuição de tensões na zona de processo foi uniforme quando um material foi testado sozinho, mas ficou deformado em grupos de bimateriais. Esta descoberta aponta para uma área de tensão maior no material das cerâmicas de revestimento VMK95 e VM7, conforme Figuras 50 e 51.

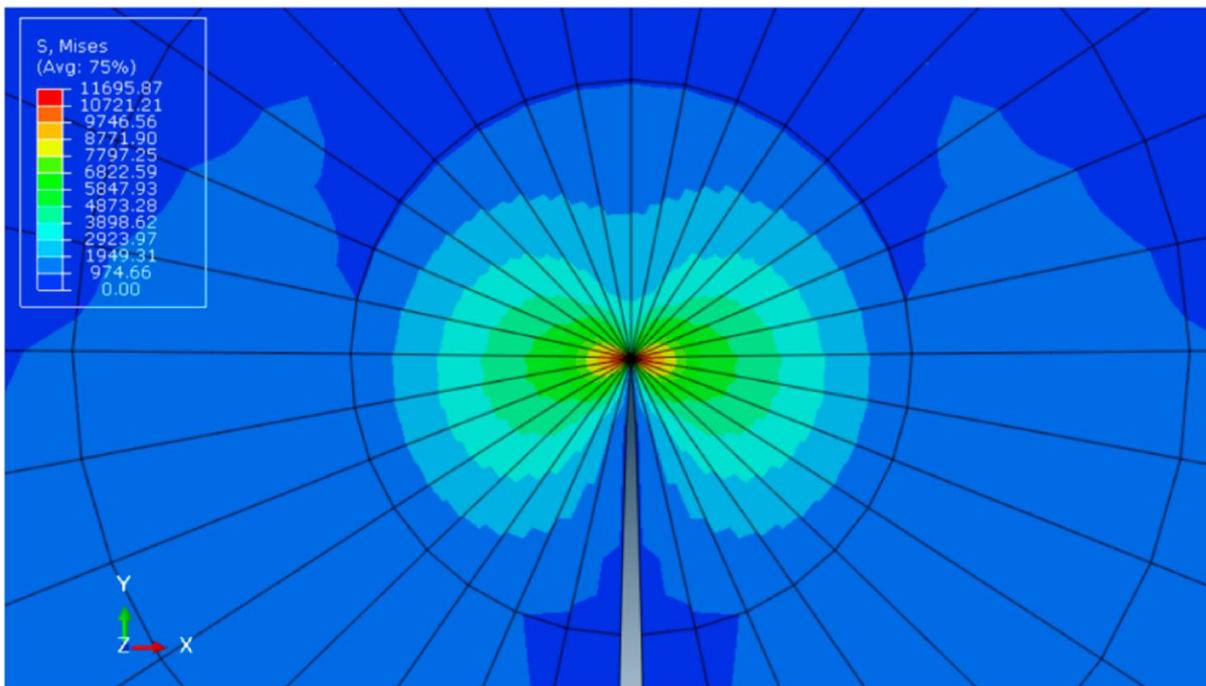


Figura 50 - Distribuição de tensões na ponta da trinca da amostra de NiCr com espessura de 3 mm.

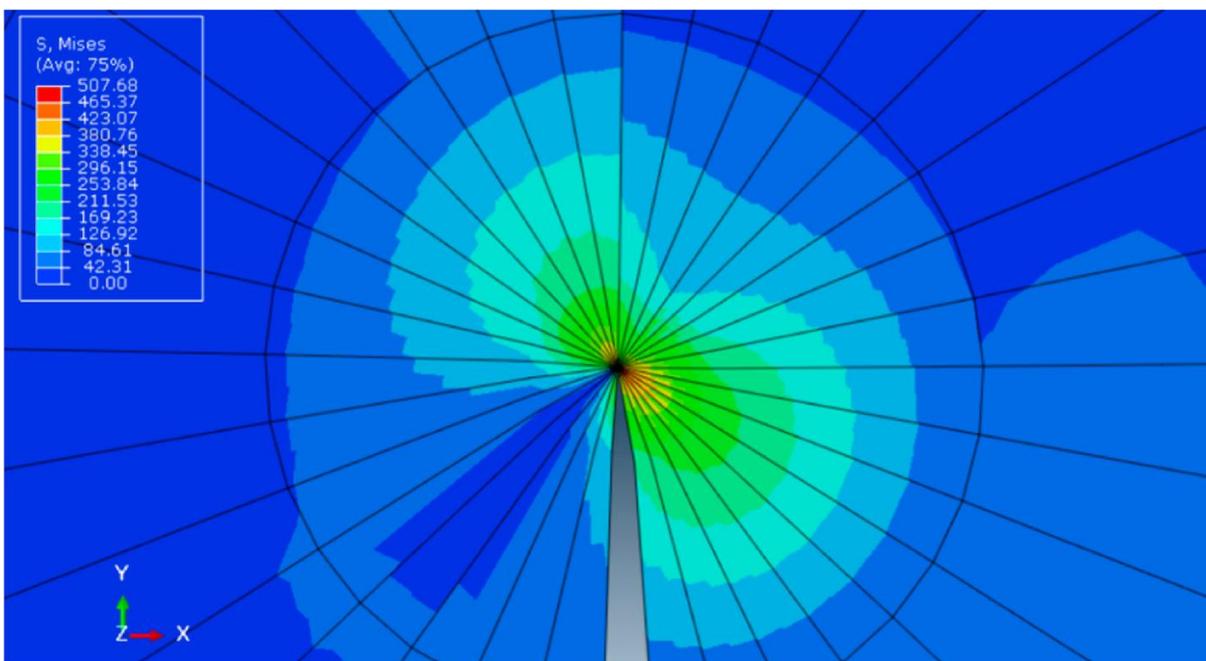


Figura 51 - Distribuição de tensões na ponta da trinca da amostra de NiCr/VMK95 com espessura de 3 mm em cada lado usando resina epóxi.

Para as amostras que apresentavam assimetria de material, ocorreu o fator de intensidade de tensão (K_{II}) do modo II na ponta da trinca, com propagação de trinca para a lateral da cerâmica de cobertura, o material mais frágil.

O fator de modificação de tensão normal (β_n) encontrado foi de 1,4 o qual foi calculado em função da geometria no corpo-de-prova avaliado. Esse número é indicativo de que espessuras diferentes, próximas a esta, não influenciam o K_I . Esse achado é corroborado pelas descrições de Shigley; Mischke e Budynas (2004). O fator normal de modificação de tensão (β_n) passou a ocorrer na espessura de 8 mm, em todos os materiais e grupos submetidos aos ensaios simétricos ora realizados. Esse achado aponta que tal valor seria a menor espessura para corpos-de-prova a fim de validar os resultados dos testes. Portanto, o fator de correção (CF) de todos os grupos calculado foi o principal indicador da influência da espessura dos materiais no K_I , independentemente da magnitude da carga (Tabela 7).

TABELA 7 - Demonstração do cálculo do Fator de Correção (CF) aplicado ao NiCr.

Espessura em cada lado (mm)	Simulação	Equação 1	β_s/β_n
	K_I (MPa*mm ^{1/2})	β_s	Fator de correção
1	5745,0	6,5	4.53
2	3033,8	3,4	2,39
3	1998,2	2,3	1,58
5	1393,8	1,6	1,10
7	1289,1	1,5	1,02
8	1276,1	1,4	1,01
9	1271,0	1,4	1,00
10	1269,0	1,4	1,00
30	1266,8	1.4	1,00

Em comparação aos fatores de correção obtidos no ensaio mecânico (experimental), os presentes fatores de correção destacam a tenacidade à fratura superior à esperada (Tabela 8). Observou-se que para a espessura de 3 mm houve influência do fator de intensidade de tensão (K_I), próximo à região de pré-trinca e isso fez com que a tenacidade aumentasse. Este achado corrobora as conclusões dessas novas simulações, mostrando a influência da menor quantidade de material nos ensaios de tenacidade, aplicados a tais corpos-de-prova. Presumivelmente, o registro deriva da dificuldade em fazer a fissura durante o teste físico.

TABELA 8 - Comparação do Fator de Correção experimental com as simulações definidas para os espécimes VM7 e VMK95.

	Fator de Correção Experimental (FC)e	Fator de Correção Simulação (FC)s	Erro
VM7	1,98	1,45	27%
VMK95	2,86	1,49	48%

A Figura 52 apresenta o gráfico traçado para comparar a influência dos grupos de materiais avaliados em K_I - realizado por redução simétrica da espessura. Com base no gráfico, todas as curvas apresentaram tendência semelhante. Além disso, quanto maior o módulo de elasticidade do material, maior o FC, que exerce influência significativa no ensaio.

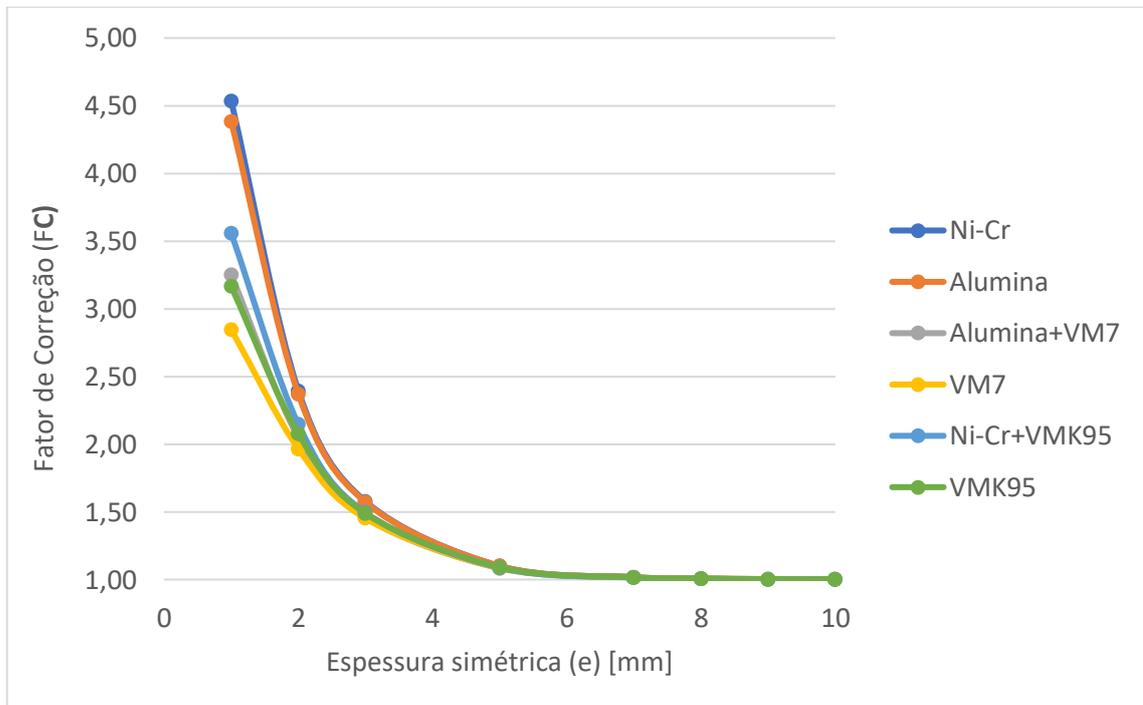


Figura 52 - Gráfico comparando o fator de correção e a espessura simétrica dos grupos avaliados.

As Equações 54 e 55 foram deduzidas para prever FC como função do módulo de elasticidade dos materiais e da sua espessura simétrica (e):

$$FC = A * e^{\frac{\ln A}{\ln 5}} \quad (54)$$

$$A = 0,0201 * \frac{E_{material}}{E_{epoxy}} + 2,46 \quad (55)$$

O emprego das Equações 54 e 55 levou à constatação que a variação no material do corpo-de-prova é a mesma (apenas NiCr, VMK95, Alumina e VM7). Observou-se que a espessura da cerâmica de recobrimento de 3 mm influenciou o K_I em ambos os materiais nos casos de assimetria de espessura nos grupos NiCr/VMK95 e Alumina/VM7, quando apenas a espessura da cerâmica recobrimento variou e a espessura do material de infraestrutura foi fixada em 3 mm. Dessa forma, o FC não atingiu a unidade (Figura 53).

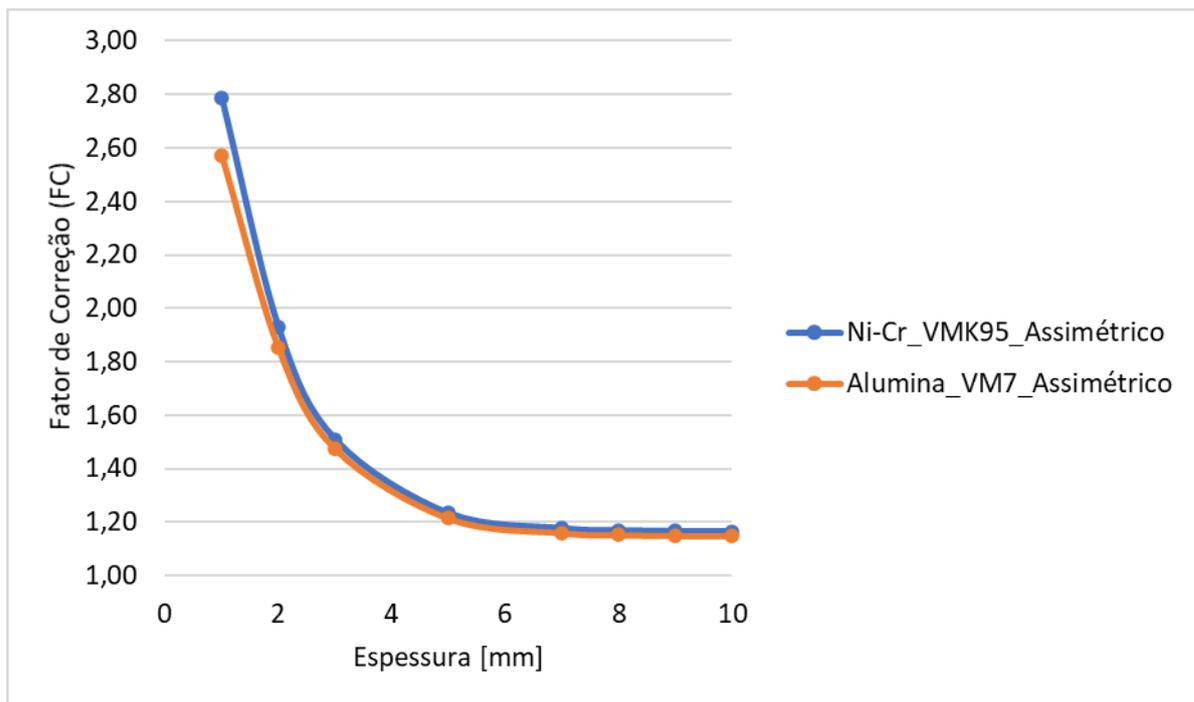


Figura 53 - Gráfico comparando o Fator de Correção com a Espessura Assimétrica.

Entre as dimensões sugeridas pela atual simulação, a espessura do material de 8 mm (de cada material) foi a menor espessura necessária para que o sanduíche atendesse aos requisitos e mantivesse a intensidade de tensões na ponta da trinca em condição de simetria, definida para composição da espessura do sanduíche. Essa espessura inclui o tamanho da zona de processo de fratura (FPZ) e a zona plástica (PZ) - esta espessura do sanduíche é suficiente para manter as condições de teste estabelecidas pela norma.

Quando se aplicou esse modelo de simulação a outros conjuntos de cerâmicas odontológicas como por exemplo, zircônia/VM7 e CeramYZ/VM9 nas condições de simetria, obteve-se os resultados apresentados nas Tabelas 9 e 10. Pode-se perceber que o bimaterial CeramYZ/VM9, amplamente utilizado nas restaurações indiretas,

apresentou resultados melhores que os demais grupos estudados, visto que os corpos-de-prova com 7 mm de espessura atingem o CF de 1.

TABELA 9 - Demonstração do cálculo do Fator de Correção (CF) aplicado à zircônia/VM7.

Espessura em cada lado (mm)	Simulação	Equação 1	β_s/β_n
	K_I (MPa*mm ^{1/2})	β_s	Fator de correção
1	405,0	4,7	3,25
2	255,7	3,0	2,05
3	182,4	2,1	1,46
5	135,2	1,6	1,08
7	126,5	1,5	1,01
8	125,5	1,4	1,01
9	125,0	1,4	1,00
10	124,8	1,4	1,00
30	124,8	1,4	1,00

TABELA 10 - Demonstração do cálculo do Fator de Correção (CF) aplicado ao Ceram YZ/VM9.

Espessura em cada lado (mm)	Simulação	Equação 1	β_s/β_n
	K_I (MPa*mm ^{1/2})	β_s	Fator de correção
1	273,7	3,2	2,22
2	205,0	2,4	1,67
3	163,0	1,9	1,32
5	131,0	1,5	1,06
7	124,4	1,4	1,01
8	123,6	1,4	1,00
9	123,3	1,4	1,00
10	123,1	1,4	1,00
30	123,0	1,4	1,00

6. DISCUSSÃO

Atualmente as falhas relacionadas às restaurações cerâmicas ocorrem devido a fraturas do recobrimento cerâmico, seja nas metalocerâmicas ou nas *metal free*. A diferença é que na primeira tem-se fratura apenas da cerâmica com exposição do metal (fratura adesiva) e na segunda, pode-se ter fratura somente da cerâmica de recobrimento ou desta e da cerâmica de infraestrutura, seja alumina ou zircônia, ocorrendo falhas catastróficas (fratura coesiva) (THOMPSON *et al.*, 2007).

Trincas em materiais isotrópicos homogêneos tendem a propagar-se nas condições do modo I em que apenas a tensão normal atua no plano de separação antes da ponta da trinca. Por este motivo, o desenvolvimento de fratura mecânica para tais materiais tende a dar ênfase nas condições do modo I. Em contraste, o modo de fratura na interface de materiais diferentes é muitas vezes mista. Diferenças entre propriedades elásticas na interface geralmente interrompe a simetria, mesmo quando a geometria e o carregamento são simétricos com respeito a trinca. Além disso, a interface entre diferentes materiais é frequentemente o caminho de fratura mais fraco em um corpo composto, e uma quebra de interface tenderá a permanecer na interface mesmo quando sujeita a combinações de carregamento, que dá origem a tensões de cisalhamento, bem como tensões na interface à frente da ponta da trinca. (SUO; HUTCHINSON, 1989; PORTO *et al.*, 2016).

No presente estudo, a simulação numérica mostrou que a intensidade de tensões ao redor da ponta da trinca foi igual para o caso de sanduíche e para o caso da amostra sem epóxi. Isto mostra que a espessura do sanduíche foi suficiente para manter as condições de ensaio estabelecidas pelas normas. A propagação da trinca ocorreu inteiramente na cerâmica de recobrimento, não havendo nenhuma exposição do metal, alumina ou zircônia na superfície fraturada. O complexo campo de tensões associado às propriedades elásticas distintas da infraestrutura do material e a cerâmica de estratificação pode explicar o desvio em a direção tomada pela fratura (ANUNMANA, ANUSAVICE, MECHOLSKY, 2010; GÖSTEMEYER *et al.*, 2012; CHAI *et al.*, 2014; WANG *et al.*, 2014; BELLI *et al.*, 2015).

Em ambos os testes, experimentais e numérico, os resultados para a resistência à fratura foram substancialmente semelhantes. A direção inicial tomada

pela trinca foi semelhante para todos os grupos, nas simulações numéricas e nos testes experimentais. A fratura ocorreu na forma de *kinking* em direção a cerâmica de recobrimento. Esta propagação está em consonância com uma das possibilidades de propagação da trinca quando esta atinge uma interface, ocorrendo uma deflexão ao longo da interface (MARSAVINA, SADOWSKI, 2007). Após a deflexão, a trinca corre em diferentes direções na simulação e nos testes experimentais. Nos testes experimentais, a trinca correu até a interface epóxi, enquanto na simulação a trinca percorreu apenas o material de cerâmica de recobrimento.

Apesar da diferença de caminhos feito pela trinca após a zona de processo nos testes experimentais e numéricos, a semelhança dos resultados indica que o K_{Ic} é obtido na zona de interesse da fissura na fase inicial, quando a carga máxima é obtida. A diferença nos caminhos percorridos pela trinca pode ser associada à interface não ser modelada corretamente, ou devido a uma subestimação do módulo de elasticidade dos materiais simulados ou, ainda, uma interferência de um estado complexo de tensões residuais decorrentes do processo de sinterização de diferentes materiais. No entanto, esta não é uma preocupação significativa na obtenção dos resultados para a tenacidade à fratura, pois este cálculo leva em consideração a carga máxima. A tenacidade medida pela carga máxima corresponde aos estágios iniciais de propagação das trincas. Em um material frágil, onde a zona de processo é pequena, este é ainda mais evidente. Portanto, os resultados da simulação e os resultados experimentais foram semelhantes, embora diferentes caminhos da trinca foram obtidos.

Com base nos diferentes critérios, pode-se concluir que quando a resistência da interface em bimateriais e nos materiais for menor, o início da trinca ocorrerá com menor resistência mecânica. Além disso, se uma trinca interfacial se estende ao longo da interface ou avança em *kinking* em qualquer substrato vai depender da resistência relativa da interface, ou da adesão dos materiais. Se o substrato fraturar, a tenacidade é suficientemente maior do que a tenacidade à fratura da interface, a trinca então irá avançar ao longo da interface (K_1) (WANG *et al.*, 2014). No entanto, quando a tenacidade à fratura do substrato é comparável ao da interface, a trinca irá realizar o *kinking* ou não, a depender se existe o modo misto com uma intensidade complexa de tensões (K_1 e K_2) como visto em Porto, *et al.*, 2016.

A separação entre o material de infraestrutura e a cerâmica de recobrimento não aconteceu em nenhuma dos testes experimentais. Isso sugere que o mecanismo de iniciação da trinca neste sistema ocorra na cerâmica de recobrimento nas áreas de trincas ou defeitos pré-existentes (MORENA, LOCKWOOD, FAIRHRURST, 1986; THURSTON, ZEHNDER, 1996; DUNDURS, 1969; RICE, 1988; ANUNMANAA, ANUSAVICE, MECHOLSKY, 2010; GÖSTEMEYER *et al.*, 2012; CHAI *et al.*, 2014; WANG *et al.*, 2014; BELLI *et al.*, 2015; EVANS, DALGLEISH, 1993). Comportamento similar ocorreu em estudos conduzidos usando testes com entalhe do tipo *chevron* em bímateriais (HE *et al.*, 1991; HE, HUTCHINSON, 1989; YUUKI, XU, 1992; CHARALAMBIDES *et al.*, 1992; HUTCHINSON, SUO, 1991; THURSTON, ZEHNDER, 1996; DUNDURS, 1969; RICE, 1988; ANUNMANAA, ANUSAVICE, MECHOLSKY, 2010; GÖSTEMEYER *et al.*, 2012; CHAI *et al.*, 2014; WANG *et al.*, 2014; BELLI *et al.*, 2015).

A trinca seguiu em *kinking* na cerâmica de recobrimento em todos os espécimes por causa da sua baixa resistência à fratura. Isso é coincidente com o fenômeno clínico em que a taxa de lascamento de cerâmica é maior do que a taxa de delaminação da interface. Conseqüentemente, um material cerâmico com maior tenacidade à fratura é necessário para diminuir a taxa de falha de restaurações de cerâmica pura (WANG *et al.*, 2014).

De acordo com Fischer e Marx, um valor maior de K_{Ic} , vai traduzir-se em um material com melhores propriedades mecânica. Os resultados mostram que o grupo metal-cerâmica produziu valores de K_{Ic} mais altos em comparação com os grupos InCeram®, provavelmente isso aconteceu por causa da interação entre as propriedades do material de infraestrutura e da cerâmica de recobrimento. A forte ligação entre o metal e a cerâmica é possível por causa da camada de óxido formada entre eles durante os processos de sinterização utilizado na sua produção. É criada uma área frágil devido à união desses dois materiais (MUELLER *et al.*, 2015).

Em sistemas totalmente cerâmicos, as falhas têm sido frequentemente relatadas como lascamento das camadas de recobrimento. Essas falhas podem ser causadas pela ligação fraca entre núcleos de cerâmica e as facetas de vidro e/ou pelo resíduo de tensões desenvolvidas durante o seu processamento. Tensões residuais estão geralmente presente em cerâmicas odontológicas de duas camadas por causa

das diferenças nos coeficientes de expansão/contração térmica (α) entre o núcleo e a cerâmica de revestimento (YUUKI, XU, 1992; ANUNMANA, ANUSAVICE, MECHOLSKY, 2010).

Nos testes de tenacidade à fratura, um dos mais proeminentes aspectos refere-se à localização da trinca na amostra, seu comprimento e nitidez da ponta da trinca. Essas precauções são importantes para garantir que a ponta da trinca esteja localizada na região de interesse, ou seja, o campo de tensão à frente da trinca é representativo da pior condição de severidade de tensão e que o modo de abertura da trinca fosse o mais adequado para a resistência do material (modo I). Esses aspectos são recomendados nas normas que regem os testes de tenacidade à fratura. No entanto, quando se trata de avaliação de tenacidade à fratura das interfaces, seja em metal/cerâmica ou InCeram®/cerâmica, existem várias dificuldades para garantir que essas condições sejam atendidas nos ensaios práticos. Algumas dificuldades foram encontradas, tais como: garantir que a localização exata de uma trinca aguda na região da interface, estabelecendo a relação dimensional entre a trinca aguda e a região da interface, ou ainda, garantindo que a zona de processo em torno da fissura envolvesse a camada de óxido e/ou a camada de cerâmica aderida a esta camada de óxido na interface metal/cerâmica. Eles não aconteceram quando a modelagem computacional foi avaliada (BELLI *et al.*, 2018a; CESAR *et al.*, 2017; SHIGLEY, MISCHKE, BUDYNAS, 2004). Além disso, quando a trinca se formou durante o ensaio físico, na interface do material, foi difícil garantir a mesma quantidade de material nas duas faces do corpo-de-prova com a utilização de tira de poliéster ou disco de diamante.

O efeito do vão de apoio na determinação da tenacidade à fratura e no tamanho da FPZ foi avaliado em profundidade e sistematicamente pelos pesquisadores Wei *et al.*, 2016; Wei *et al.*, 2017; Wei *et al.*, 2021. O impacto da amplitude de suporte nos resultados, como espessura da amostra e condição simetria ou assimetria do sanduíche influenciam os resultados numéricos e o comportamento da propagação da trinca, bem como a distribuição de tensões na ponta da fissura. Portanto, a espessura adequada do sanduíche determinada com base na modelagem poderia ser diferente da encontrada no presente estudo no caso de um vão de apoio diferente do

aqui considerado. No entanto, a distância de 24 mm entre os rolos de suporte está de acordo com os padrões da ISO 6872.

Algumas técnicas de ensaios foram sugeridas na literatura para avaliar a tenacidade em interfaces de metal/cerâmica (YUUKI, XU, 1992; THURSTON, ZEHNDER, 1996; DALGLEISH, LU, EVANS, 1988; EVANS, DALGLEISH, 1993; ROSENSTIEL, PORTER, 1988). Esses ensaios mostraram a trinca ocorrendo na interface entre os dois materiais. Os aspectos de realce nessa abordagem dizem respeito aos campos de tensões à frente da trinca que são dependentes das propriedades elásticas constitutivas do metal e da cerâmica, e como isso pode afetar o caminho da trinca: se a trinca permanece na interface ou se afasta da interface em direção à cerâmica ou ao material de infraestrutura.

De acordo com estudos de Dalgleish, Lu, Evans, 1988; Evans, Dalgleish, 1993; Charalambides *et al.*, 1989, o entalhe se localizava na cerâmica até chegar ao metal, de maneira perpendicular ao material de metal. Neste estudo, o entalhe foi realizado na interface entre o material de infraestrutura (metal, alumina ou zircônia) e o cerâmica de recobrimento, obtendo-se a trinca paralela ao material infraestrutura semelhante aos estudos de Cesar *et al.*, 2017 e Belli *et al.*, 2018a.

Neste ensaio, o aspecto notável refere-se à zona de processo associada ao entalhe pontiagudo localizado na junção entre os dois materiais. Observa-se que o plano do entalhe se localizou na região entre os dois materiais. Sabe-se que quanto maior o comprimento do entalhe ou menor a curvatura da sua extremidade (ρ), maior é o fator de intensidade de tensões. No caso de materiais frágeis, o critério de fratura corresponde à tensão máxima local alcançar o valor da tensão de fratura microscópica ou teórica do material. Quanto ao parâmetro K , que também descreve o campo de tensões em torno de trincas/entalhes, levando em consideração que o raio da ponta da trinca se aproxima de zero (trinca por fadiga). Os valores das tensões são crescentes ao aproximar-se da extremidade da trinca.

A norma ASTM E-399 recomenda que a concentração de tensão seja obtida por uma trinca de fadiga. No presente estudo, a concentração de tensão foi obtida por meio da introdução de um entalhe, usando uma tira de poliéster para o grupo metal/cerâmica ou disco diamantado para o grupo InCeram®/cerâmica e não uma

trinca de fadiga. Logo, a tenacidade dos materiais seria, a princípio, uma tenacidade aparente, função do raio de arredondamento (ρ) da extremidade desses materiais.

Alguns estudos (ROSENSTIEL, PORTER, 1988; AKOURRI, *et al.*, 2000; CHAUDHARI, *et al.*, 2009; MOURAD e EL-DOMIATY, 2011; MOURAD; EL-DOMIATY; CHAO, 2013) mostram que existe um ρ (ρ crítico) abaixo do qual o K aparente não varia, ou seja, ele é independente de ρ , o que significa que um pequeno valor para ρ vai permitir obter uma boa semelhança com o K_{IC} obtido a partir de uma amostra que tenha adotado uma trinca de fadiga (com $\rho = 0$).

Os resultados das simulações desse estudo mostraram que o K_{IC} foi semelhante em ambas as simulações para $\rho = 0$ mm e para $\rho = 0,05$ mm, isso indica que para os materiais cerâmicos testados, de ductilidade desprezível e que prevalece o estado plano de deformações, mesmo com $\rho = 0,05$ mm. Dessa forma, a espessura do entalhe adotada na confecção das amostras foi de 0,05 mm (com um raio efetivo menor que 0,05 mm), demonstrando assim, a veracidade de que um raio de 0,05 mm não afeta o estado de tensões, se comparado a uma trinca com raio tendendo a zero.

Uma simulação numérica de deformação plana 2D foi conduzida porque o XFEM apresenta menores custos computacionais para esta geometria. No entanto, por se tratar de material sem plasticidade evidente, a espessura da amostra parece ser irrelevante, ou seja, a deformação plana a condição é mantida mesmo com espessura reduzida. Tal conclusão é confirmada ao comparar o experimental e resultados de simulação numérica encontrados no estudo atual.

Foi realizada simulação 2D, pois o recurso XFEM trabalha melhor nessa geometria. Porém, por se tratar de material sem plasticidade evidente, a espessura da amostra parece não ser relevante, ou seja, mesmo com uma espessura reduzida, a condição de deformação plana é mantida. Isso é embasado nos resultados comparativos de simulação e mecânicos realizados no presente estudo.

A trinca dirigiu-se para a cerâmica de recobrimento em todos os grupos estudados. O desvio na direção tomada pela trinca pode ser explicado pelo complexo campo de tensão associado a diferentes propriedades elásticas do material de infraestrutura e do material do recobrimento que constituem a junção (FISHER, MART,

2002; HUTCHINSON, SUO, 1992; DALGLEISH, LU, EVANS, 1988; EVANS, DALGLEISH, 1993).

A cerâmica de revestimento é caracterizada por uma alta incidência de defeitos, poros e áreas de microfissuras associadas com a fase feldspática dessa cerâmica, como visto na análise em MEV. Portanto, há um número maior de defeitos contidos na área do processo, o que também pode justificar o uso de um entalhe inicial de 0,05 mm de espessura. Além disso, explica os valores menores de tenacidade à fratura obtidos para sanduíches feitos de dois materiais diferentes (grupos 1, 2 e 3), quando comparados com os de um único material (cerâmica de revestimento pura, grupos 4 e 5), uma vez que a área que está sob o campo de tensão associado à ponta do entalhe é o correspondente à cerâmica de revestimento.

Além disso, os espécimes de bimetálicos e de cerâmica de revestimento pura possuem em sua zona de processo microestruturas bastante distintas, já que na cerâmica pura tem-se um único material, enquanto nos sistemas metalocerâmico ou InCeram® tem-se uma união de dois materiais com propriedades diferentes, sendo assim, é possível identificar materiais distintos influenciando na zona de processo desta amostra.

Os resultados dos ensaios experimentais e das simulações numéricas foram semelhantes, e corroboram a validade da geometria usada no presente estudo, mesmo com as limitações físicas experimentais encontradas, como a produção do raio da ponta da trinca e os defeitos inerentes à fabricação das amostras, como poros. A novidade deste estudo é a utilização de espécimes experimentais contendo quantidades menores de material comparado ao preconizado na norma. A utilização de um sanduíche e a inclusão de resina epóxi permitiu a obtenção de valores experimentais de tenacidade à fratura em amostras com quantidades reduzidas de material. Este fato diminuiu o custo dos testes de flexão, utilizando materiais cerâmicos odontológicos, facilitando a replicação das amostras, levando a uma boa reprodutibilidade deste teste.

A distribuição de tensões na zona de processo foi uniforme quando um material foi testado sozinho, mas ficou deformado em grupos de bimetálicos. Esta descoberta aponta para uma área de tensão maior no material da cerâmica de revestimento

(VMK95 e VM7). Tal resultado pode ser explicado pelo complexo campo de tensões na frente da trinca, que está associado a diferentes características elásticas, tanto do material da infraestrutura, quanto da cerâmica de recobrimento na interface avaliada (BELLI *et. al.*, 2018a; CESAR *et. al.*, 2017). Além disso, tal fenômeno ocorre porque as cerâmicas de recobrimento são materiais frágeis e sensíveis a defeitos resultantes de processos mecânicos, térmicos ou químicos; eles também atuam como concentradores locais de tensões. A menor tensão crítica aplicada a um defeito pode causar a trinca e sua propagação; conseqüentemente, gera uma fratura catastrófica (BELLI *et. al.*, 2018a; ZHANG, SAILER, LAWN, 2013). O segundo estudo mostrou que a distribuição de tensões em todo o material é bem menor do que na ponta da trinca, fato que não interfere na zona de processo.

Em ambas as simulações ocorreu a formação do *kinking*, porém na segunda simulação só ocorreu para as amostras que apresentavam assimetria de material, com propagação de trinca para o lado da cerâmica de recobrimento, o material mais frágil, o que indica o modo de fratura misto, que é formado por uma porção real (K_I) e por uma porção imaginária proporcional (K_{II}). Esse fenômeno também foi observado no estudo de Wei *et al.* (2017). Esse fenômeno explica parcialmente o fenômeno clínico do porquê a taxa de lascamento da cerâmica é menor que taxa de delaminação. Além disso, indica que a tenacidade à fratura do material cerâmico deve ser aumentada para melhorar o desempenho clínico das restaurações cerâmicas.

No entanto, no segundo estudo, analisou-se o campo de tensões críticas (K_I) que ocorre logo antes da fissura começar a se propagar. Assim, foi possível fazer comparações sem levar em consideração a porção imaginária do modo misto. Além disso, esta comparação pode ser válida, uma vez que se espera encontrar uma certa proporção entre as parcelas nos casos analisados.

Os resultados numéricos obtidos através do MEF reforçam os resultados experimentais e vice-versa de maneira colaborativa, de forma que esses estudos são complementares.

7. CONCLUSÕES

O principal objetivo desse estudo foi determinar o valor crítico da intensidade de tensões (K_{Ic}) na interface dos sistemas metalocerâmico (NiCr/cerâmica feldspática) e InCeram® (cerâmica reforçada com alumina ou zircônia, recobertas com cerâmica aluminizada), utilizados em trabalhos protéticos odontológicos, bem como determinar a menor espessura viável desses materiais na confecção de amostras cerâmicas com interface dos conjuntos de materiais estudados e de cada um desses materiais unitariamente, além de observar os efeitos na interface da variação do fator de modificação da intensidade de tensão (β).

Este estudo apresenta os resultados de uma combinação experimental e estudo numérico sobre o desempenho da mecânica da fratura nas interfaces dos sistemas NiCr/cerâmica, alumina/cerâmica e zircônia/cerâmica, que são usados em restaurações dentárias, usando um corpo-de-prova alternativo para obter a interface da tenacidade à fratura.

A partir dos resultados obtidos, foi possível concluir que:

- Os resultados dos ensaios experimentais e das simulações numéricos obtidos foram semelhantes, e validaram a geometria proposta de um corpo-de-prova alternativo para ensaios de tenacidade à fratura na interface dos sistemas de restauração metalocerâmico e InCeram®, através do ensaio de flexão em três pontos.
- A metodologia proposta levou a resultados que atenderam aos requisitos do ensaio de tenacidade à fratura, com base na norma ASTM E-399.
- A novidade deste estudo é a utilização de espécimes experimentais contendo quantidades menores de material comparado ao preconizado na norma e com a pré-trinca localizadas na interface de junção dos diferentes materiais.
- A espessura mínima do material no sanduíche foi de 8 mm em todos os grupos de materiais submetidos às condições de simetria, exceto para o grupo CeramYZ/VM9 que foi de 7 mm. Esta espessura inclui o tamanho da zona de processo de fratura e o tamanho da zona plástica. A espessura do sanduíche foi suficiente para manter as condições de teste estabelecidas pelos padrões da mecânica da fratura.

- As camadas de material estavam localizadas perto da região de pré-trinca em cerâmica de recobrimento (VM7 e VMK95). Eles tinham menos de 8 mm de espessura, em condições simétricas o que influenciou o fator de intensidade de tensão (K_I) e levou a valores de tenacidade à fratura experimentais maiores do que os esperados para esses materiais.
- Com base na análise qualitativa da média e desvio padrão, é possível assumir que nos casos com um único material, o K_{Ic} será maior. Isso significa que há uma grande fragilidade na interface entre dois materiais diferentes.
- A análise fractográfica mostrou que o plano cruzado pela fratura estava localizado na região da interface, entre o material de infraestrutura (NiCr, alumina ou zircônia) e o material de recobrimento; e que essa fratura sempre ocorreu no lado cerâmico e que teve um comportamento frágil.
- Uma trinca interfacial tende a sofrer *kinking* em direção à cerâmica de recobrimento e propagam-se para longe da interface por causa da baixa tenacidade à fratura desse material, quando comparado com a resistência da interface. Isso explica parcialmente o fenômeno clínico do porquê a taxa de lascamento da cerâmica é menor que taxa de delaminação. Além disso, indica que a tenacidade à fratura do material cerâmico deve ser aumentada para melhorar o desempenho clínico das restaurações cerâmicas.

8. SUGESTÃO PARA FUTUROS TRABALHOS

Através dos valores de tenacidade encontrados, é possível realizar ensaios físicos de carga, monotônico e de fadiga em restaurações utilizando dentes extraídos e verificar a situação mais próxima da realidade das cargas mastigatórias.

É possível também produzir modelo numérico das restaurações e utilizar MEF para verificar tamanhos críticos de defeitos de interface.

REFERÊNCIAS

- ACCHAR, W. *Materiais Cerâmicos: Ciência e Tecnologia*. 1 ed. Natal, RN, Brasil: EDUFRN, 2000.
- AKOURRI, O.; LOUAH, M.; KIFANI, G.; PLUVINAGE, G. The Effect of Notch Radius on Fracture Toughness JIC, *Eng. Fract. Mech.*, v. 65, p. 491-505, 2000.
- ANDERSON, T. L., 1994, *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. 2ª ed. Florida. 688 p.
- ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARDS. *Método E-399*. Part 31: Tentative method of test for plane-strain fracture toughness of metallic materials. p.911-27, 1970.
- ANUNMANA, C.; ANUSAVICE, K. J.; MECHOLSKY Jr, J. J. Interfacial toughness of bilayer dental ceramics based on a short-bar, chevron-notch test. *Dental materials*, v. 26, p. 111-117, 2010. DOI: [10.1016/j.dental.2009.09.003](https://doi.org/10.1016/j.dental.2009.09.003)
- APHOLT, W.; BIINDL, A.; LÜTHY, H.; MÖRMANN, W. H. Flexural strength of Cerec 2 machined and jointed InCeram-Alumina and InCeram-Zirconia bars. *Dent Mater*, v. 17, p. 260-267, 2001. DOI: [10.1016/s0109-5641\(00\)00080-4](https://doi.org/10.1016/s0109-5641(00)00080-4)
- ARCHANGELO, K. C.; GUILARDI, L. F.; CAMPANELLI, D.; VALANDRO, L. F.; BORGES, A. L. S. Fatigue failure load and finite element analysis of multilayer ceramic restorations. *Dent. Mater.*, v. 35, n. 1, p. 64–73, p. 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dental.2018.10.006>
- AYKUL, H., TOPARLI, M., DALKIZ, M. A calculation of stress distribution in metal-porcelain crowns by using three-dimensional finite element method. *J. Oral Rehabil.*, v. 29, p. 381-86, 2002. DOI: [10.1046/j.1365-2842.2002.00826.x](https://doi.org/10.1046/j.1365-2842.2002.00826.x)
- AZEVEDO, A. F. M. *Método dos elementos finitos*. Porto, Portugal, 2003.
- BANKS-SILLS, L.; SHERMAN, D. Comparison of Method for Calculating Stress-Intensity Factors with Quarter-Point Elements. *International Journal of Fracture*, v. 32, p.127-140, 1986. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00019788>
- BARSOUM, M. W. *Fundamental of ceramics*. Singapore: McGraw Hill, 1997.

- BASSANTA, A. D.; BASSANTA, D. S. *Prótese fixa – atualidades e perspectivas*. São Paulo: Servier, 1997.
- BAYESTEH, H.; MOHAMMADI, S. XFEM fracture analysis of orthotropic functionally graded materials. *Composites: Part B*, v. 44, p. 8–25, 2013. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2012.07.055>
- BELLI, R.; WENDLER, M.; ZORZIN, J. I.; LOHBAUER, U. Practical and theoretical considerations on the fracture toughness testing of dental restorative materials. *Dent. Mater.*, v. 34, p 97–119, 2018a. DOI: [10.1016/j.dental.2017.11.016](https://doi.org/10.1016/j.dental.2017.11.016)
- BELLI, R.; WENDLER, M.; PETSCHERT, A.; LUBE, T.; LOHBAUER, U. Fracture toughness testing of biomedical ceramic-based materials using beams, plates and discs. *J. Eur. Ceram. Soc.*, v. 38, n. 16, p. 5533–5544, 2018b. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.08.012>
- BELLI, R.; WENDLER, M.; ZORZIN, J.I.; DA SILVA, L.H.; PETSCHERT, A., LOHBAUER, U. Fracture toughness mode mixity at the connectors of monolithic 3Y-TZP and LS2 dental bridge constructs. *J. Eur. Ceram. Soc.*, v. 35, p. 3701–3711, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2015.04.022>
- BELYTSCHKO, T.; BLACK, T. Elastic crack growth in finite elements with minimal remeshing. *Int J Numer Meth Eng*, v.45, p. 601-20, 1999. DOI: [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-0207\(19990620\)45:5<601::AID-NME598>3.0.CO;2-S](https://doi.org/10.1002/(SICI)1097-0207(19990620)45:5<601::AID-NME598>3.0.CO;2-S)
- BELYTSCHKO, T.; MOES, N.; USUI, S.; PARIMI, C. Arbitrary discontinuities in finite elements. *Int J Numer Meth Eng*, v. 50, p. 993-1013, 2001. DOI: [https://doi.org/10.1002/1097-0207\(20010210\)50:4<993::AID-NME164>3.0.CO;2-M](https://doi.org/10.1002/1097-0207(20010210)50:4<993::AID-NME164>3.0.CO;2-M)
- BENZLEY, S.E. Representation of singularities with isoparametric finite elements. *Int J Numer Meth Eng*, v. 8, p. 537-45, 1974. DOI: DOI:[10.1002/NME.1620080310](https://doi.org/10.1002/NME.1620080310)
- BOTTINO, M. A.; GIANNINI, V.; MIYASHITA E.; QUINTAS, A. F. Estética em reabilitação oral: “metal free”. In: FELLER C.; GORAB, R. *Atualização na Clínica Odontológica: Módulos de Atualização*. São Paulo: Artes Médicas, 2000, p.327-63.

- BUI, H. D. Associated Path Independent J-Integrals for Separating Mixed Modes, *Journal of Mechanics & Physics Solids*, v. 31, 1983, p. 439-448, 1983. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(83\)90010-8](https://doi.org/10.1016/0022-5096(83)90010-8)
- BURKE, F. J. T. Repair of metal-ceramic restorations using an abrasive silica-impregnating technique: two case reports. *Dent Update*, v. 29, n. 8, p. 398-402, 2002. DOI: [10.12968/denu.2002.29.8.398](https://doi.org/10.12968/denu.2002.29.8.398)
- CASTELLANI, D.; BACCETTI, T.; GIOVANNONI, A.; BERNARDINI, U. D. Resistance to fracture of metal ceramic and all-ceramic crowns. *Int. J. Prosthodont.*, v. 7, n. 2, p. 149-54, 1994.
- CESAR, P. F.; BONA, A. D.; SCHERRER, S. S.; THOLEY, M.; VAN NOORT, R.; VICHI, A.; KELLY, R.; LOHBAUER, U. ADM guidance—ceramics: Fracture toughness testing and method selection, *Dent. Mater.*, v. 33, p. 575–584, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dental.2017.03.006>
- CESAR, P. F.; YOSHIMURA, H. N.; MIRANDA JÚNIOR, W. G; OKADA, C. Y. Correlation between fracture toughness and leucite content in dental porcelains. *Journal of Dentistry*, v. 33, p. 721–729, 2005. DOI: [10.1016/j.jdent.2005.02.001](https://doi.org/10.1016/j.jdent.2005.02.001)
- CESARI, F.; ESPOSITO, L.; FURGIUELE, F. M.; MALETTA, C.; TUCCI, A. Fracture toughness of alumina–zirconia composites. *Ceramics International*, v. 32, p. 249–255, 2006. DOI: [10.1016/j.ceramint.2005.02.012](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2005.02.012)
- CHAI, H.; LEE, J. J-W.; MIELESZKO, A. J.; CHU, S. J.; ZHANG, Y. On the interfacial fracture of porcelain/zirconia and graded zirconia dental structures. *Acta Biomater.*, v. 10, p. 3756–61, 2014. DOI: [10.1016/j.actbio.2014.04.016](https://doi.org/10.1016/j.actbio.2014.04.016)
- CHAN, R. N.; STONER, B. R.; THOMPSON, J. Y; SCATTERGOOD, R. O.; PIASCIK, J. R. Fracture toughness improvements of dental ceramic through use of yttria-stabilized zirconia (YSZ) thin-film coatings. *Dent. Mater.*, v. 29, p. 881–887, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dental.2013.05.003>
- CHARALAMBIDES, M.; KINLOCH, A.J.; WANG, Y.; WILLIAMS, J.G. On the analysis of mixed-mode failure. *Int. J. Fract.*, v. 54, p. 269–291, 1992. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00035361>

- CHARALAMBIDES, P. G.; LUND, J.; EVANS, A. G.; MCMEEKING, R. M. A test specimen for determining the fracture resistance of bimaterial interfaces. *J Appl. Mech.*, v. 56, p. 77-82, 1989. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.3176069>.
- CHAUDHARI, V. V.; KULKARNI, D.; PRAKASH, R. Study of Influence of Notch Root Radius on Fracture Behaviour of Extra Deep Drawn Steel Sheets. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structure*, v. 32, p. 975-986, 2009. DOI: [10.1111/j.1460-2695.2009.01401.x](https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2009.01401.x)
- CHEN, K. L.; ATLURI, S. N. Comparison of Different Methods of Evaluation of Weight Functions for 2-D Mixed-Mode Fracture Analysis. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 34, p. 935-956, 1989. DOI: [https://doi.org/10.1016/0013-7944\(89\)90230-0](https://doi.org/10.1016/0013-7944(89)90230-0)
- CHEVALIER, J. What future for zirconia as a biomaterial? *Biomaterials*, v. 27, p. 535-543, 2006. DOI: [doi:10.1016/j.biomaterials.2005.07.034](https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2005.07.034)
- CHEVALIER, J.; GREMILLARD, L. Ceramics for medical applications: A Picture for the next 20 years. *J Eur Ceram Soc*, v. 29, p.1245-1255, 2009. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2008.08.025>
- CLAUS, H. Vita InCeram, a new procedure for preparation of oxide-ceramic crown and bridge framework. *Quintessenz Zahntech*, v. 16, p. 35-46, 1990.
- CONCEIÇÃO, E. N. *Restaurações Estéticas: Compósitos, cerâmicas e implantes*. 1. ed. São Paulo: Ed. Artmed, 2005.
- CONRAD, H. J.; SEONG, W-J.; PESUN, I. J. Current ceramic materials and systems with clinical recommendations: a systematic review. *J Prosthet Dent*, v. 98, p. 389-404, 2007. DOI: [10.1016/S0022-3913\(07\)60124-3](https://doi.org/10.1016/S0022-3913(07)60124-3)
- COOK, R. D.; MALKUS, D. S.; PLESHA, M. E.; WITT, R. J. *Concepts and Applications of Finite Element Analysis*, 4th Edition, John Wiley & Sons, Inc, 2002. ISBN: 978-0-471-35605-9.
- COSTA, J. L. V.; LOPES, L. G.; PEDROSA FILHO, C. F.; COELHO, J.C.B.; COSTA, A. M.; ALMEIDA J. C. F. O estágio atual das cerâmicas odontológicas. *PCL, Rev. Íbero Am. Prótese Clín. Lab.*, v.8, n. 40, p. 193 -198, 2006.

- COTTERELL, B.; RICE, J. R. Slightly curved or kinked cracks. *International Journal of Fracture*, v. 16, p.155–169, 1980. DOI: [10.1007/BF00012619](https://doi.org/10.1007/BF00012619)
- CRAIG, R. G., POWERS, J. M. *Restorative Dental Materials*. 11 ed. Missouri: Mobsy Inc., 2002.
- CUNHA, A. R. C. C. *Efeito do modo de carregamento oclusal na distribuição de tensões em dentes pré-molares com lesão cervical de abfração*. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais), COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, 2005.
- DALGLEISH, B. J.; LU, M. C.; EVANS, A. G. The strength of ceramics bonded with metals. *Acta Metall Mater*, v. 36, p. 2029-2035, 1988. DOI: [10.1016/0001-6160\(88\)90304-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(88)90304-5)
- DAUX, C.; MOES, N.; DOLBOW, J., SUKUMAR, N.; BELYTSCHKO, T. Arbitrary branched and intersecting cracks with the extended finite element method. *Int J Numer Meth Eng*, v. 48, p. 1741–60, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1002/1097-0207\(20000830\)48:12<1741::AID-NME956>3.0.CO;2-L](https://doi.org/10.1002/1097-0207(20000830)48:12<1741::AID-NME956>3.0.CO;2-L)
- DE BACKER, H.; VAN MAELE, G.; DE MOOR, N.; VAN DEN BERGHE, L. Single-tooth replacement: is a 3-unit fixed partial denture still an option? A 20 - year retrospective study. *Int. J. Prosthodont.*, v. 19, n. 6, p. 567-73, 2006.
- DE JAGER, N.; DE KLER, M.; VAN DER ZEL, J. M. The influence of different core material on the FEA - determined stress distribution in dental crowns. *Dent. Mat.*, v. 22, p. 234-42, 2006. DOI: [10.1016/j.dental.2005.04.034](https://doi.org/10.1016/j.dental.2005.04.034)
- DEJAK, B.; MLOTKOWSKI, A.; ROMANOWICZ, M. Finite element analysis of stress in molar during clenching and mastigation. *Journal of Prosthetic Dentistry*, v. 90, n. 6, p. 591-597, 2003. DOI: [10.1016/j.prosdent.2003.08.009](https://doi.org/10.1016/j.prosdent.2003.08.009)
- DELLA BONA, A.; MECHOLSKY JR, J. J.; BARRETT, A. A.; GRIGGS, J. A. Characterization of glass-infiltrated alumina-based ceramics. *Dent Mater*, v. 24, n. 11, p. 1568-1574, 2008. DOI: <https://dx.doi.org/10.1016%2Fj.dental.2008.06.005>
- DENRY, I. L. Recent advances in ceramics for dentistry. *Crit Rev Oral Biol Med*, v. 7, n. 2, p.134-143, 1996. DOI: <https://doi.org/10.1177/10454411960070020201>

- DENRY, I.; KELLY, J. R. State of art of zirconia for dental applications. *Dent Mater*, v. 24, p. 299-307, 2008. DOI: [10.1016/j.dental.2007.05.007](https://doi.org/10.1016/j.dental.2007.05.007)
- DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy, adapted by David Bacon*. SI Metric edition, UK: McGraw-Hill, series in materials science and engineering, 1988.
- DODDS JR, R. H.; VARGAS, P. M. Numerical Evaluation of Domain and Contour Integrals for Nonlinear Fracture Mechanics. *Report, Dept. of Civil Engineering, U. of Illinois*, Urbana-Champaign, 1988. URL: <http://hdl.handle.net/2142/14167>
- DOLBOW, J.; MOES, N.; BELYTSCSKO, T. Discontinuous enrichment infinite elements with a partition of unity method. *Finite Elem Anal Des*, v. 36, p. 235-60, 2000. DOI: [10.1016/S0168-874X\(00\)00035-4](https://doi.org/10.1016/S0168-874X(00)00035-4)
- DONATO, G.H.B. *Efeitos de Heterogeneidades Mecânicas sobre Forças Motrizes de Trinca em Juntas Soldadas: Determinação Experimental de Tenacidade e Extensão de Metodologias de Avaliação de Criticidade de Defeitos*. Tese de Doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2008.
- DUNDURS, J. Edge-bonded dissimilar orthogonal elastic wedges under normal and shear loading. *J. Appl. Mech.*, v. 36, p. 650–652, 1969. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.3564739>
- EISCHEN, J. W. An Improved Method for Computing the J2 Integral. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 26, p. 691-700, 1987. DOI: [10.1016/0013-7944\(87\)90134-2](https://doi.org/10.1016/0013-7944(87)90134-2)
- ESQUIVEL-UPSHAW, J. F.; ANUSAVICE, K. J.; YOUNG, H.; JONES, J.; GIBBS, C. Clinical Performance of a Lithia Disilicate--Based Core Ceramic for Three-Unit Posterior FPDs. *Int. J. Prosthodont.*, v. 17, p. 469-475, 2004.
- EVANS, A. G.; DALGLEISH, B. J. The fracture resistance of metal-ceramic interfaces. *Mat Sci Eng A*, v. 162, p. 1-13, 1993.
- EWALDS, H. L.; WANHILL, R. J. H. *Fracture Mechanics*. 3 ed. London: Delftse V.M, 1986.
- FERNANDES, F. M. *Tenacidade à fratura no sistema NiCr/ Cerâmica feldspática utilizados em trabalhos protéticos odontológicos*, COPPE/UFRJ, M.Sc., Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2007.

- FERRACANE, J. L. *Materials in dentistry: principles and applications*. Lippincott Williams & Wilkins, 2001.
- FERVER, M. K.; WERESZCZAK, A. A.; JENKIS, M. G. *Fracture Strenght*, 1 ed. New York: Marcel Dekker, Inc, 1998.
- FISCHER, H.; MART, R. Fracture toughness of dental ceramics: Comparison of bending and indentation method. *Dent. Mat.*, v.18, p. 12-19, 2002. DOI: [10.1016/s0109-5641\(01\)00005-7](https://doi.org/10.1016/s0109-5641(01)00005-7)
- FREIMAN, S. W. *Science of whitewares*. Westerville: The American Ceramic Society, 1996.
- GODEFROID, L. B.; CÂNDIDO, L. C.; MORAES, W. A. *Análise de Falhas*. Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2012.
- GOGOTSI G. A. Criteria of ceramics fracture (edge chip-ping and fracture toughness tests). *Ceramics International*, v. 39, p. 3293–3300, 2013. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2012.10.017>
- GONZAGA, C. C.; OKADA C. Y.; CESAR, P. F.; MIRANDA JR, W. G.; YOSHIMURA, H. N. Effect of processing induced particle alignment on the fracture toughness and fracture behavior of multiphase dental ceramics. *Dent. Mat.*, v. 25, p. 1293-1301, 2009. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dental.2009.03.013>
- GOODACRE, J. C.; BERNAL, G.; RUNGCHARASSAENG, K., KAN, J. Y. K. Clinical complications in fixed prosthodontics. *J. Prosthet. Dent.*, v. 90, n. 1, p. 31-41, 2003. DOI: [10.1016/s0022-3913\(03\)00214-2](https://doi.org/10.1016/s0022-3913(03)00214-2)
- GÖSTEMEYER, G.; JENDRAS, M.; BORCHERS, L.; BACH, F-W.; STIESCH, M.; KOHORST, P. Effect of thermal expansion mismatch on the Y-TZP/verner interfacial adhesion determined by strain energy release rate. *J. Prosthodont. Res.*, v. 56, p. 93–101, 2012. DOI: [10.1016/j.jpor.2011.09.002](https://doi.org/10.1016/j.jpor.2011.09.002)
- GREEN, D.J. *An introduction to the mechanical properties of ceramics*. Cambridge: Cambridge University Press, 1998.
- GREEN, D.J.; HANNINK, R.H.J.; SWAIN, M.V. *Transformation toughening of ceramics*. Boca Raton, Fla.: CRC, 1989.

- GRIFFITH, A. A. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, v. 221, p. 163-198, 1921. DOI: <https://doi.org/10.1098/rsta.1921.0006>
- GUAZZATO, M.; ALBAKRY, M.; SWAIN, M. V., IRONSIDE, J. Mechanical properties of InCeram alumina and InCeram zircônia. *Int. J. Prosthodont*, v. 15, n. 4, p. 339-346, 2002.
- HAMOUDA, I. M.; EL-WASEFFY, N. A.; HASAN, A. M.; EL-FALAL, A. A. Evaluation of an experimental dental porcelain. *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, v. 3, p. 610-8, 2010. DOI: [10.1016/j.jmbbm.2010.07.011](https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2010.07.011)
- HE, M. Y.; BARTLETT, A.; EVANS, A. G., HUTCHINSON, J. W. Kinking of a crack out of an interface: role of in-plane stress. *J. Am. Ceram. Soc.*, v. 74, p. 767–771, 1991. DOI: [10.1111/j.1151-2916.1991.tb06922.x](https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1991.tb06922.x)
- HE, M. Y.; HUTCHINSON, J. W. Kinking of a crack out of an interface. *J. Appl. Mech.*, v. 56, p. 270–278, 1989. DOI: [10.1115/1.3176078](https://doi.org/10.1115/1.3176078)
- HEINTZE, S. D.; ROUSSON, V. Survival of Zirconia - and Metal - Supported Fixed Dental Prostheses: A Systematic Review. *International Journal of Prosthodontics*, v. 23, 493-502, 2010.
- HUTCHINSON, J. W. A singular behavior at the end of a tensile crack tip in a hardening material. *J. Mech. Solids*, v.16, p. 13-31, 1968. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(68\)90014-8](https://doi.org/10.1016/0022-5096(68)90014-8)
- HUTCHINSON, J. W.; MEAR, M. E.; RICE, J. R. Crack paralleling an interface between dissimilar materials. *J. Appl. Mech.*, v. 54, p. 828-32, 1987. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.3173124>
- HUTCHINSON, J. W.; SUO, Z. Mixed mode cracking in layered materials. *Adv. Appl. Mech.*, v. 29, p. 63–191, 1991. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0065-2156\(08\)70164-9](https://doi.org/10.1016/S0065-2156(08)70164-9)
- JOHNSON, T.; VAN NOORT, R.; STOKES, C. W. Surface analysis of porcelain fused to metal systems. *Dent. Mat.*, v. 22, p. 330-37, 2005. DOI: [10.1016/j.dental.2005.05.003](https://doi.org/10.1016/j.dental.2005.05.003)

- KELLY, J. R. Dental ceramics: current thinking and trends. *Dent. Clin. North Am.*, v. 48, n. 2, p. 513-30, 2004. DOI: [10.1016/j.cden.2004.01.003](https://doi.org/10.1016/j.cden.2004.01.003)
- KELLY, J. R. Evidence-based decision making: Guide to reading the dental materials literature. *J Prosthet Dent*, v. 95, n. 2, p. 152-160, 2006. DOI: [10.1016/j.prosdent.2005.10.016](https://doi.org/10.1016/j.prosdent.2005.10.016)
- KELLY, J. R.; NISHIMURA, I.; CAMPBELL, S. D. Ceramics in dentistry: historical roots and current perspectives. *J Prosthet. Dent*, v. 75, n.1, p. 18-32, 1996. DOI: [10.1016/s0022-3913\(96\)90413-8](https://doi.org/10.1016/s0022-3913(96)90413-8)
- KIENZLER, R.; KORDISCH, H. Calculation of J1 and J2 Using the L and M Integrals. *International Journal of Fracture*, v. 43, p. 213-225, 1990.
- KINA, S. Cerâmicas dentárias. *Rev. dental Press Estét*, v. 2, n. 2, p. 111-128, 2005.
- KNOWLES, J. K.; STERNBERG, E. On a Class of Conservation Laws in Linearized and Finite Elastostatics. *Archives for Rational Mechanics & Analysis*, v. 44, p. 187-211, 1972. DOI: [10.1007/BF00250778](https://doi.org/10.1007/BF00250778)
- KOHORST, P.; HERZOG, T. J.; BORCHERS, L.; STIESCH-SCHOLZ, M. Load-bearing capacity of all-ceramic posterior four-unit fixed partial dentures with different zirconia frameworks. *Eur J Oral Sci*, v. 115, p. 161-66, 2007. DOI: [10.1111/j.1600-0722.2007.00429.x](https://doi.org/10.1111/j.1600-0722.2007.00429.x)
- LAWN, B.R.; PAJARES, A.; ZHANG, Y.; DENG, Y.; POLACK, M. A.; LLOYD, I. K.; REKOW, E. D.; THOMPSON, V. P. Materials design in the performance of all-ceramic crowns. *Biomaterials*, v. 25, p. 2885-92, 2004. DOI: [10.1016/j.biomaterials.2003.09.050](https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2003.09.050)
- LEIBROCK, A.; DEGENHART, M.; BEHR, M., ROSENTRITT, M.; HANDEL, G. In vitro study of the effect of thermo and load-cycling on the bond strength of porcelain repair systems. *J.Oral Rehabil.*, v. 26, p. 130-7, 1999. DOI: [10.1046/j.1365-2842.1999.00346.x](https://doi.org/10.1046/j.1365-2842.1999.00346.x)
- LI, B-W.; ZHO, H-P.; QIN, Q-H.; FENG, X-Q.; YU, S-W. Numerical study on the effects of hierarchical wavy interface morphology on fracture toughness. *Computational Materials Science*, v. 57, p. 14-22, 2012. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.01.032>

- LIMIN, W.; XIA, L.; SHILANG, X.; HAIYING, W.; ZHAOJUN, Z. Micro-crack damage in strip of fracture process zone. *Int. J. Solids Struct.*, v. 147, p. 29-39, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2018.04.008>
- LIN, K. Y.; MAR, J. W. Finite element analysis of stress intensity factors for cracks at a bi-material interface. *Int. J. Fract.*, v. 12, p. 521-531, 1976. DOI: 10.1007/BF00034638.
- LONG, X.Y.; LIU, K.; JIANG, C.; HAN, X. Probabilistic fracture mechanics analysis of three-dimensional cracked structures considering random field fracture property. *Eng. Fract. Mech.*, v. 218; p. 106586, 2019 DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.106586>
- MABRITO, C.; ROBERTS, M. Porcelain onlays: Review. Current opinion in cosmetic dentistry, 01 Jan 1995, :1-8, PMID: 7550873. Disponível em: <https://europepmc.org/article/med/7550873>.
- MACKERT JR., J. R.; RINGLE, R. D.; PARRY, E. E.; EVANS, A. L.; FAIRHUST, C. W. The relationship between oxide adherence and porcelain-metal bonding. *J Dent Res*, v. 67, n. 2, p. 474-478, 1998. DOI: [10.1177/00220345880670020801](https://doi.org/10.1177/00220345880670020801)
- MARSAVINA, L.; SADOWSKI, T. Effect of biaxial load on crack deflection/penetration at bi-material ceramic interface. *Int. J. Fract.*, v. 148, p. 79–84, 2007. DOI [10.1007/s10704-008-9181-y](https://doi.org/10.1007/s10704-008-9181-y)
- MARSHALL, D. B., RITTER, J. E. Reliability of advanced structural ceramics and ceramic matrix composites - A review. *Am. Ceram. Soc. Bull.*, v.66, n.2, p.309-317, 1987. ISSN: 00027812.
- MCLEAN, J. W. The alumina reinforced porcelain jacket crown. *J. Am. Dent. Assoc.*, v. 75, p. 621-628, 1967. DOI: [10.14219/jada.archive.1967.0264](https://doi.org/10.14219/jada.archive.1967.0264)
- MCLEAN, J. W.; HUGHES, T. H. The reinforcement of dental porcelain with ceramic oxides. *Br. Dent. J.*, v. 119, p. 251-267, 1965. PMID: 5212704.
- MEDEIROS, F. R.; CHAVES, C. A. L.; SCHALCH, M. V.; CRUZ, C. A. S. Avaliação mecânica das cerâmicas IPS-Empress 2 e InCeram Zircônia. *Cienc. Odontol. Bras.*, v. 12, n. 1, p. 70-76, 2009. DOI: [10.14295/bds.2009.v12i1.255](https://doi.org/10.14295/bds.2009.v12i1.255)

- MÖES, N.; DOLBOW, J.; BELYTSCHKO, T. A finite element method for crack growth without remeshing. *Int J Nume Meth Eng*, v. 46, p. 131-50, 1999. DOI: [10.1002/\(SICI\)1097-0207\(19990910\)46:13.0.CO;2-J](https://doi.org/10.1002/(SICI)1097-0207(19990910)46:13.0.CO;2-J)
- MOHAMMADI, S. *XFEM Fracture Analysis of Composites*. Copyright © John Wiley & Sons, Ltd, 2012. Print ISBN:9781119974062
- MORENA, R.; LOCKWOOD, P. E.; FAIRHURST, C. W. Fracture toughness of commercial dental porcelains. *Dent. Mat.*, v. 2, p. 58-62, 1986. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0109-5641\(86\)80052-5](https://doi.org/10.1016/S0109-5641(86)80052-5)
- MOTAMEDI, D.; MOHAMMADI, S. Dynamic crack propagation analysis of orthotropic media by the extended finite element method. *Int. J. Fract.*, v.161, 2010. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10704-009-9423-7>
- MOURAD, A-H. I.; EL-DOMIATY, A. Notch Radius and Specimen Size Effects on Fracture Toughness of Low Alloy Steel. *Procedia Engineering*, v. 10, p. 1348-1353, 2011. DOI:[10.1016/J.PROENG.2011.04.224](https://doi.org/10.1016/J.PROENG.2011.04.224)
- MOURAD, A-H. I.; EL-DOMIATY, A.; CHAO, Y. J. Fracture toughness prediction of low alloy steel as a function of specimen notch root radius and size constraints. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 103, p. 79-93, 2013. DOI: [10.1016/j.engfracmech.2012.05.010](https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2012.05.010)
- MUELLER, M. G.; PEJCHAL, V.; ŽAGAR, G.; SINGH, A.; CANTONIB, M., MORTENSENA, A. Fracture toughness testing of nanocrystalline alumina and fused quartz using chevron-notched microbeams. *Acta Materialia*, v. 86, p. 385–395, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.016>
- NIKISHKOV, G.P.; ATLURI, S.N. Calculation of Fracture Mechanics Parameters for an Arbitrary Three-Dimensional Crack by the Equivalent Domain Integral Method. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, v. 24, p.1801-1821, 1987. DOI: [10.1002/nme.1620240914](https://doi.org/10.1002/nme.1620240914)
- NISITANI, H. Body force method for determination of the stress intensity factors. *J Aeronaut Soc Ind*, v. 37, p. 21-41, 1985, Special Issue on Fracture Mechanics.

- OLSSON, K-G.; FÜRST, B.; ANDERSSON, B.; CARLSSON, G. E. A Long-Term Retrospective and Clinical Follow-up Study of InCeram Alumina FPDs. *Int. J. Prosthodont.*, v. 16, p. 150-156, 2003. PMID: 12737246
- ÖZCAN, M. Frature reasons in ceramic-fused-to-metal restorations. *J. Oral Rehabil.*, v. 30, p. 265-9, 2003. DOI: [10.1046/j.1365-2842.2003.01038.x](https://doi.org/10.1046/j.1365-2842.2003.01038.x)
- ÖZCAN, M.; NIEDERMEIER, W. Clinical study on the reasons for and location of failures of metal-ceramic restorations and survival of repairs. *Int. J. Prosthodont.*, v. 15, n. 3, p. 299-302, 2002. PMID: 12066495
- PALAMARA, J. E. A.; PALAMARA D.; MESSER, H. H. Strain in the marginal ridge during occlusal loading. *Aust. Dent. J.*, v. 47, n. 3, p.218-222, 2002. DOI: [10.1111/j.1834-7819.2002.tb00332.x](https://doi.org/10.1111/j.1834-7819.2002.tb00332.x)
- PEREZ, N. *Fracture Mechanics*. Massachussets. 284 p., 2002. eBook ISBN: 1-4020-7861-7
- PIPPAN, R.; WURSTER, S.; KIENER, D. Fracture mechanics of micro samples: Fundamental considerations. *Materials and Design*, v. 159, p. 252–267, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.09.004>
- PINTO M. M.; CESAR P. F.; ROSA V.; YOSHIMURA H. N. Influence of pH on slow crack growth of dental porcelains. *Dent. Mater.*, v. 24, p. 814–823, 2008. DOI: [10.1016/j.dental.2007.10.001](https://doi.org/10.1016/j.dental.2007.10.001)
- PINTO, V. G. Epidemiologia das doenças bucais no Brasil. In: KRIGER, L. (coord.). *ABOPREV: Promoção de Saúde Bucal*. 2. ed. São Paulo: Artes Médicas, p.27-41, 1999.
- PIRES, L. A. G.; CONCEIÇÃO, E. N. Empress 2 - Sistema cerâmico sem metal: Aspectos clínicos (parte 1). *Guia de Compras Dental Gaúcho*, São Paulo - SP, v. 7, n.2, p. 37-37, 2000.
- PORTO, C. P. S.; PARENTE, M. P. L.; JORGE, R. M. N.; PEREIRA, L. C.; GRIZA S. Fracture toughness of the interface between Ni–Cr/ceramic, alumina/ceramic and zirconia/ceramic systems. *Fatigue Fract. Engrn. Mater. Struct.*, v. 39, p. 817–29, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1111/ffe.12394>.

- QIAO, P.; WANG, J. Mechanics and fracture of crack tip deformable bi-material interface. *Int. J. Solids Struct.*, v. 41, n. 26, p. 7423-7444, 2004. DOI: [10.1016/j.ijsolstr.2004.06.006](https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2004.06.006)
- RAIGRODSK, A. J. Contemporary materials and technologies for all-ceramic fixed partial dentures: a review of the literature. *J. Prosthet. Dent.*, v. 92, p. 557-62, 2004. DOI: [10.1016/j.prosdent.2004.09.015](https://doi.org/10.1016/j.prosdent.2004.09.015)
- RICE, J. R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *J. Appl. Mech.*, v. 35, p. 379-386, 1968. DOI: [10.1115/1.3601206](https://doi.org/10.1115/1.3601206)
- RICE, J. R. Elastic fracture mechanics concepts for interfacial cracks. *J. Appl. Mech.*, v. 55, p. 98–103, 1988. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.3173668>
- RICE, J. R.; ROSENGREN, G. F. Plane strain deformation near the crack tip in a power-law hardening material. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, v. 16, p. 1-12, 1968. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(68\)90013-6](https://doi.org/10.1016/0022-5096(68)90013-6)
- RIZKALLAA, A. S.; JONES, D. W. Mechanical properties of commercial high strength ceramic core materials. *Dent. Mater.*, v. 20, p. 207–212, 2004. DOI: <http://www.intl.elsevierhealth.com/journals/dema>.
- RODRÍGUEZ-GONZÁLES, J.A.; MAY-PAT, A.; AVILÉS, F. A beam specimen to measure the face/core fracture toughness of sandwich materials under a tearing loading mode. *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 79, p. 84–94, 2014. DOI: [10.1016/j.ijmecsci.2013.12.002](https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2013.12.002)
- ROSA, J. C. M.; GRESSLER, A. E. N. Prótese fixa em porcelana livre de metal: Sistema InCeram com reforço de Zircônia. *Rev. Ass. Paul. Cir. Dent.*, v. 55, p. 291-295, 2001.
- ROSENSTIEL, S. F.; PORTER, S. S. Apparent fracture toughness of dental porcelain with a metal substructure. *Dent. Mater.*, v. 4, p. 187-190, 1988. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0109-5641\(88\)80062-9](https://doi.org/10.1016/S0109-5641(88)80062-9)
- SAILER, I.; FEHÉR, A.; FILSER, F.; LÜTHY, H.; GAUCKLER, L. J.; SCHÄRER, P.; HÄMMERLE, C. H. F. Prospective clinical study of zirconia posterior fixed partial

dentures: 3-year follow-up. *Quintessence Int*, v. 37, p. 685-93, 2006. PMID: 17017630

SCHERRER, S. S.; DENRY, I. L.; WISKOTT, H. W. A. Comparison of three fracture toughness testing techniques using a dental glass and a dental ceramic. *Dent. Mat.*, v. 14, p. 246-55, 1998. DOI: [10.1016/s0109-5641\(98\)00032-3](https://doi.org/10.1016/s0109-5641(98)00032-3)

SEGHI, R. R.; DENRY I. L.; ROSENTIEL S. F. Relative fracture toughness and hardness of new dental ceramics. *J. Prosthet. Dent.*, v. 74, p. 145-150, 1995. DOI: [10.1016/s0022-3913\(05\)80177-5](https://doi.org/10.1016/s0022-3913(05)80177-5)

SHIGLEY J.E.; MISCHKE C.R.; BUDYNAS R.G. *Mechanical Engineering Design*, 7 ed., 1030p, McGraw-Hill, 2004. ISBN 9780071232708, 0071232702.

STRUB, J. R.; BESCHNIDT, S. M. Frature strength of 5 different all-ceramic crown systems. *Int. J. Prosthodont.*, v. 11, n. 6, p. 602-9, 1998. PMID: 10023224

SUKUMAR, N.; MOËS, N.; MORAN, B.; BELYTSCJKO, T. Extended finite element method for three-dimensional crack modeling. *Int. J. Nume. Meth. Eng.*, v. 48, p. 1549-70, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1002/1097-0207\(20000820\)48:11<1549::AID-NME955>3.0.CO;2-A](https://doi.org/10.1002/1097-0207(20000820)48:11<1549::AID-NME955>3.0.CO;2-A)

SUO, Z.; HUTCHINSON, J. W. Sandwich test specimens for measuring interface crack toughness. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 107, p. 135–143, 1989. DOI: [10.1016/0921-5093\(89\)90382-1](https://doi.org/10.1016/0921-5093(89)90382-1)

SUZUKI, T.; MATSUZAKI, R.; TODOROKI, A.; MIZUTANI, Y. Prediction of the macroscopic fracture toughness of a composite/adhesive interface with periodic surface microstructures. *International Journal of Adhesion & Adhesives*, v. 60, p. 16–22, 2015. DOI: [10.1016/j.ijadhadh.2015.03.003](https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2015.03.003)

THOMPSON, J.Y.; STONER, B.R.; PIASCIK, J.R. Ceramics for restorative dentistry: Critical aspects for fracture and fatigue resistance. *Mat Sci and Eng C*, v. 27, p. 565-69, 2007. DOI: [10.1016/j.msec.2006.05.034](https://doi.org/10.1016/j.msec.2006.05.034)

THURSTON, M.E.; ZEHNDER, A.T. Nickel–alumina interfacial fracture toughness: experiments and analysis of residual stress effects. *Int. J. Fract.*, v. 76, p. 221–241, 1996. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00048288>

- TIMOSHENKO, S.P.; GOODIER, J.N. *Theory of Elasticity*, Third Edition, McGraw-Hill Book Company, 1988.
- TOPARLI, M.; AKSOY, T. Fracture Toughness Determination of Composite Resin and Dentin/Composite Resin Adhesive Interfaces by Laboratory Testing and Finite Element Models. *Dent. Mater.*, v. 14, p. 287-293, 1998. DOI: [10.1016/s0109-5641\(98\)00041-4](https://doi.org/10.1016/s0109-5641(98)00041-4)
- TURON-VINAS, M.; ANGLADA, M. Strength and fracture toughness of zirconia dental ceramics. *Dent. Mater.*, v. 34, n. 3, p. 365-75, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dental.2017.12.007>
- WACHTMAN, J. B.; CANNON, W. R.; MATTHEWSON, M. T. *Mechanical properties of ceramics*. 2nd ed., John Wiley & Sons, Inc., Publication, 2009. ISBN: 978-0-471-73581-6
- WAGNER, W. C.; CHU T. M. Biaxial flexural strength and indentation fracture toughness of three new dental core ceramics. *J. Prosthet. Dent.*, v. 76, p. 140-146, 1996. DOI: [10.1016/s0022-3913\(96\)90297-8](https://doi.org/10.1016/s0022-3913(96)90297-8)
- WANG, G.; ZHANG, S.; BIAN, C.; KONG, H. Interface toughness of a zirconia-ceramic system and the effect of a liner application. *J. Prosthet. Dent.*, v. 112, p. 576-583, 2014. DOI: [10.1016/j.prosdent.2013.12.010](https://doi.org/10.1016/j.prosdent.2013.12.010)
- WANG, G.; ZHANG, S.; BIAN, C.; KONG, H. Fracture mechanics analyses of ceramic/ceramic interface under mixed-mode loading. *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, v. 39, p. 119–128, 2014. DOI: [10.1016/j.jmbbm.2014.07.019](https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2014.07.019)
- WANG, A.; WANG, Y.; ZHANG, C.; ZHANG, T.; HAILONG, L. On the estimated and modeling of fracture toughness in structural ceramics in a simple way. *Theor. Appl. Fract. Mech.*, v. 103, p. 102-273, 2019, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2019.102273>
- WANG, H.; PALLAV, P.; ISGRÒ, G.; FEILZER, A. J. Fracture toughness comparison of three test methods with four dental porcelains. *Dent. Mat.*, v. 23, p. 905-10, 2007. DOI: [10.1016/j.dental.2006.06.033](https://doi.org/10.1016/j.dental.2006.06.033)

- WANG, Z.; DONG, Q.; GUO, N.; DAYMOND, M.R. Crack propagation path selection and plastic deformation at a crack tip in zirconium. *Mater. Sci. Eng. A*, v. 779, p. 139-143, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139143>
- WEBER, K. R.; BENETTI, P.; DELLA BONNA, A.; CORAZZA, P. H.; MEDEIROS, J. A.; LODI E.; BORBA, M. How does the piston material affect the in vitro mechanical behavior of dental ceramics? *J. Prosthet. Dent.*, v. 120, n. 5, p. 747-54, 2018. DOI: [10.1016/j.prosdent.2018.01.025](https://doi.org/10.1016/j.prosdent.2018.01.025)
- WEI, M. D.; DAI, F.; LIU, Y.; LI, A.; YAN, Z. Influences of loading method and notch type on rock fracture toughness measurements: from the perspectives of T-stress and fracture process zone. *Rock Mech. Rock Eng.*, v. 54, p. 4965-4986, 2021, DOI: <https://doi.org/10.1007/s00603-021-02541-9>
- WEI, M. D.; DAI, F.; XU, N. W.; ZHAO, T. Stress intensity factors and fracture process zones of ISRM-suggested chevron notched specimens for mode I fracture toughness testing of rocks. *Eng. Fract. Mech.* v. 168, p. 174–189, 2016, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2016.10.004>
- WEI, M. D.; DAI, F.; XU, N. W.; ZHAO, T.; LIU, Y. An experimental and theoretical assessment of semi-circular bend specimens with chevron and straight-through notches for mode I fracture toughness testing of rocks, *Int. J. Rock Mech. Min. Sci.* v. 99, p. 28–38, 2017, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmms.2017.09.004>
- WESTERGAARD, H. M., *Theory of Elasticity and Plasticity*, Harvard University Press, 1964.
- YANG, S.; ZHANG, C.; ZHANG, X. Probabilistic relation between stress intensity and fracture toughness in ceramics. *Ceram. Int.*, v. 46, n. 12, p. 20558-64, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.05.173>
- YANIKOĞLU, N. D.; RÜŞTÜ, E. S. Test methods used in the evaluation of the structure features of the restorative materials: a literature review. *J. Mater. Res. Technol.*, v. 9, n. 5, p. 9720–9734, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.049>
- YAZID, A.; ABDELKADER, N.; ABDELMADJID, H. A state-of-the-art review of the X-FEM for computational fracture mechanics. *Applied Mathematical Modelling*, v. 33, p. 4269-83, 2009. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apm.2009.02.010>

- YILMAZ, H.; AYDIN, C.; GUL, B. E. Flexural strength and fracture toughness of dental core ceramics. *J. Prosthet. Dent.*, v. 98, p. 120-128, 2007. DOI: [10.1016/S0022-3913\(07\)60045-6](https://doi.org/10.1016/S0022-3913(07)60045-6)
- YUUKI, R.; XU, J. Q. Stress based criterion for an interface crack kinking out of the interface in dissimilar materials. *Eng. Fract. Mech.*, v. 41, p. 635–644, 1992.
- ZHANG, Y.; SAILER, I.; LAWN, B. R. Fatigue of dental ceramics. *J. Dent.*, v. 41, pp. 1135–1147, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jdent.2013.10.007>
- ZHANG, X.; WU, X.; SHI, J. Additive manufacturing of zirconia ceramics: a state-of-the-art review. *J. Mater. Res. Technol.*, v. 9, n. 4, p. 9029–9048, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.131>