



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JULIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de São José dos Campos
Faculdade de Odontologia

PAULA BENETTI

**FRATURA DA PORCELANA EM RESTAURAÇÕES
COM INFRA-ESTRUTURA DE ZIRCÔNIA:** influência
de gradientes térmicos no desenvolvimento e magnitude de
tensões residuais e transitórias



2012

PAULA BENETTI

**FRATURA DA PORCELANA EM RESTAURAÇÕES COM
INFRA-ESTRUTURA DE ZIRCÔNIA: influência de gradientes
térmicos no desenvolvimento e magnitude de tensões residuais e
transitórias**

Tese apresentada à Faculdade de Odontologia, Campus de São José dos Campos, UNESP - Univ Estadual Paulista, como parte dos requisitos para a obtenção do título de DOUTOR, pelo Programa de Pós-Graduação em ODONTOLOGIA RESTAURADORA, Especialidade Prótese Dentária.

Orientador: Prof. Adj. Álvaro Della Bona

Co-orientação: Prof. Dr. Tarcisio José de Arruda Paes Junior

Co-Orientação no Exterior: Prof. Dr. John Robert Kelly

São José dos Campos

2012

Apresentação gráfica e normalização de acordo com:
Alvarez S, Coelho DCAG, Couto RAO, Durante APM rev. Guia
prático para Normalização de Trabalhos Acadêmicos da FOSJC. São
José dos Campos: FOSJC/UNESP; 2010.

Benetti, Paula.

B412f Fratura precoce da porcelana em restaurações com infra-estrutura de zircônia : influência de gradientes térmicos no desenvolvimento e magnitude de tensões residuais e transitórias / Paula Benetti. – São José dos Campos: [s.n], 2012.

167 f. : il.

Orientador: Alvaro Della Bona

Tese (doutorado) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Odontologia de São José dos Campos

Inclui bibliografia

1. Porcelana. 2. Zircônia. 3. Gradientes térmicos. 4. Tensões residuais. 5. Tensões transitórias. 6. Análise de Elementos Finitos. I. Bona, Alvaro Della. II. Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Odontologia de São José dos Campos. III. Título.

AUTORIZAÇÃO

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, desde que citada a fonte.
São José dos Campos, 01 de Março de 2012.

Assinatura :

E-mail: paula.benetti@fosjc.unesp.br

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Alvaro Della Bona (orientador)

Faculdade de Odontologia de São José dos Campos
UNESP – Univ Estadual Paulista

Prof. Dr. Alexandre Luiz Souto Borges

Faculdade de Odontologia de São José dos Campos
UNESP – Univ Estadual Paulista

Prof. Dr. Rubens Nisie Tango

Faculdade de Odontologia de São José dos Campos
UNESP – Univ Estadual Paulista

Prof. Dr. Liliana Gressler May

Faculdade de Odontologia do Centro de Ciências da Saúde
Universidade Federal de Santa Maria – UFSM

Prof. Dr. Mário Alexandre Coelho Sinhoreti

Faculdade de Odontologia de Piracicaba
Universidade de Campinas - UNICAMP

DEDICATÓRIA

A Deus.

A meus pais, José Flávio Benetti e Salete Regina Daronco Benetti. Vocês são meu exemplo, minha força e minha segurança.

**Ao meu irmão, Julio Cesar Benetti. Você é meu grande amigo e meu orgulho.
Eu sei que você me ama!**

Ao meu namorado, Vitor Francisco Dalla Corte, meu companheiro, amigo e meu amor.

Amo todos, incondicionalmente.

AGRADECIMENTOS

A Deus pela vida, pela força, pelas tantas graças concedidas e por todas as pessoas de bom coração que colocou no meu caminho.

A meus pais, José Flávio Benetti e Salete Regina Daronco Benetti, pela compreensão sobre minhas escolhas, apoio incondicional, carinho e amor. Vocês são meu exemplo, minha força e minha segurança.

Ao meu irmão, Julio Cesar Benetti, pelas conversas pelo skype, por dividir seus conhecimentos, suas experiências tão vastas mesmo com sua pouca idade, pelo carinho e apoio mesmo com um oceano de distância. Você é meu grande amigo e meu orgulho. Eu sei que você me ama!

Ao meu namorado, Vitor Francisco Dalla Corte, que me apoiou em todos os momentos. Suportou a distância, a ausência, dividiu as angústias e alegrias, escutou meus lamentos e teve sempre uma palavra de conforto. Meu companheiro, amigo e meu amor.

Ao meu orientador Álvaro Della Bona, pelo apoio, pela confiança no projeto e em mim e pela orientação segura. É um privilégio enorme ter sido sua orientada desde os tempos da iniciação científica. Muitos conhecimentos de pesquisa e de vida só podem ser ensinados por um homem de valor, bondoso e justo. Obrigada por tudo.

Ao meu orientador em Connecticut, John Robert Kelly, e sua querida esposa, Patrice Kelly, por ter me aceitado e acolhido no seu laboratório e em sua casa. Agradeço pela atenção, paciência, acessibilidade e pelos muitos conhecimentos transmitidos. Sinto-me feliz e honrada em ter vocês como parte da minha formação intelectual e da minha vida.

Ao meu co-orientador, Tarcisio José de Arruda Paes Junior, e colaborador Mauricio Sanchez, pela assistência imediata e precisa nas etapas de desenvolvimento desta tese.

À Universidade Estadual Paulista Julio de Mesquita Filho e ao Programa de Pós-graduação em Odontologia Restauradora, pelo aceite e apoio na minha formação. Agradeço especialmente aos professores Dr. Carlos Torres, Dr. Clóvis Pagani, Dr. Fernando Eidi Takahashi, Dr. Ivan Balducci, Dr. Luiz Felipe Valandro, Dr. Marcia Valera, Dr. Marco Antonio Bottino, Dr. Rubens Nisie Tango, Dr. Estevão Tomomitsu Kimpara e aos funcionários da UNESP, carinhosamente à Eliane Wenzel, Clélia Martins e Carlos Guedes.

Aos colegas de Pós-graduação pelos bons momentos compartilhados. Lembrarei de todos com carinho e torço pelo sucesso e realização profissional de cada um. Especialmente agradeço a amizade e companheirismo das queridas Susana Salazar-Marcho (Monstrinha), Liliana May e Marina Amaral, que dividiram não só a casa, mas sorrisos sinceros diariamente. A Anelise Aarata, Flávia Trindade, Gabriela Freitas, Mayra Cardoso, Priscila Cristoforides, Sabrina Feitosa e Vanessa Macedo pelo carinho e amizade. José Renato Queiroz (Zé) e Lucas Hian (Hianito) obrigada pelo companheirismo mesmo longe, amizade e apoio no desenvolvimento de divagações científicas inovadoras e psicodélicas.

Aos professores, funcionários e colegas da UCONN, em especial Robert Yau, Philip Kappert, Patchanee Rungruanganunt, Joan Williams, Kathy Thomas, que me apoiaram e tornaram agradável minha permanência em Connecticut.

Aos amigos que me receberam em suas casas, em suas vidas e, com carinho, sorrisos e gentilezas, tornaram meus dias coloridos: Daniela Ambrósio (Dani), Eliane Dutra (Eli), Rogério Feris (Rogerito), Katharina Kappert (Kathy) e Philipp Kappert (The Engineer). Agradeço a Deus por ter colocado tão boas pessoas ao meu lado e em um momento muito especial da minha vida. Vocês foram meus confidentes, meus companheiros e minha força. Agradeço pela amizade.

Ao professor Dr. Jason Griggs e aos amigos da Universidade do Mississippi, especialmente à Márcia Borba, que me deram suporte durante minha estada em Jackson.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do estado de São Paulo (FAPESP) pela concessão da bolsa de doutorado (2008/58775-0).

À CAPES pela bolsa PDEE (0045/10-1) que possibilitou o desenvolvimento de parte da pesquisa nos laboratórios da Universidade de Connecticut.

Ao apoio das empresas Vita-Zahnfabrik, 3M-ESPE e Ivoclar pela assistência, doação de materiais e equipamentos para realização desta pesquisa.

Agradeço imensamente o suporte de todos.

SUMÁRIO

RESUMO	12
ABSTRACT.....	14
1 INTRODUÇÃO	16
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	23
2.1 Estrutura, comportamento mecânico e resistência.....	23
2.1.1 Zircônia	25
2.1.2 Porcelanas dentais	31
2.1.3 Compatibilidade entre materiais	35
2.2 Mecanismos de fratura em restaurações cerâmicas.....	44
2.3 Comportamento na aplicação prática.....	47
3 PROPOSIÇÃO	60
4 MATERIAL E MÉTODOS	62
4.1 A questão de suporte da porcelana – análise de elementos finitos	62
4.1.1 Geometria do modelo e malha	63
4.1.2 Condições de contorno.....	66
4.1.3 Análise dos resultados.....	66
4.2 Análise térmica.....	66
4.2.1 Confecção das coroas e acoplagem dos termopares	66
4.2.2 Aquisição da temperatura em função do tempo.....	69

4.2.3 Cálculo da Tg de acordo com a taxa de resfriamento.....	70
4.2.4 Análise dos dados	71
4.3 Resfriamento por análise de elementos finitos – solução elástica	72
4.3.1 Análise de elementos finitos – solução elástica.....	72
4.3.2 Geometria do modelo e malha	72
4.3.3 Configurações dos materiais	73
4.3.4 Condições de contorno.....	74
4.3.5 Parâmetros de solução.....	74
4.3.6 Teste de sensibilidade	74
4.4 Análise por elementos finitos – simulação termo-mecânica tempo-dependente	75
4.4.1 Análise de elementos finitos - tempo-dependente	76
4.4.2 Suposições feitas no modulo de mecânica estrutural	76
4.4.2.1 Condições de contorno.....	76
4.4.2.2 Configurações dos materiais	77
4.4.2.3 Força de contração	78
4.4.2.4 Definição da densidade em função da temperatura	78
4.4.2.5 Definição do módulo de cisalhamento em função da temperatura.....	81
4.4.2.6 Definição do coeficiente de expansão térmica em função da temperatura.....	82
4.4.2.7 Definição da temperatura de transição vítrea em função da taxa de resfriamento.....	83
4.4.3 Suposições feitas no módulo de transferência de calor	83
4.4.3.1 Condições de contorno.....	84
4.4.3.2 Definindo capacidade térmica em função da temperatura.....	88

4.4.4	Análise da magnitude e distribuição das tensões residuais	89
4.4.5	Análise da magnitude e distribuição das tensões transitórias	89
4.5	Validação dos resultados/teoria obtidos pela análise por elementos finitos	89
4.5.1	Análise por elementos finitos.....	90
4.5.2	Experimento físico	91
4.5.2.1	Confecção dos corpos de prova	91
4.5.2.2	Inserção de um defeito padronizado na porcelana.....	91
4.5.2.3	Análise dos resultados do teste físico	92
5	RESULTADOS.....	93
5.1	A questão de suporte da porcelana – análise de elementos finitos	93
5.2	Análise térmica.....	96
5.3	Análise de elementos finitos – solução elástica.....	101
5.3.1	Teste de sensibilidade	104
5.4	Análise por elementos finitos – simulação termo-mecânica tempo-dependente	106
5.4.1	Resfriamento lento	106
5.4.2	Resfriamento rápido.....	109
5.4.3	Análise das tensões transitórias	112
5.5	Validação dos resultados/teoria obtidos pela análise por elementos finitos	115
6	DISCUSSÃO	118
6.1	análise de elementos finitos – a questão de suporte.....	123
6.2	Análise da distribuição da temperatura	125
6.2.1	Taxa de aquecimento	126

6.2.2 Taxa de resfriamento.....	129
6.3 Simulação do resfriamento em análise de elementos finitos.	132
6.3.1 Avaliação das tensões residuais	133
6.3.2 Avaliação das tensões transitórias	137
6.4 Validação dos resultados/teoria obtidos pela análise por elementos finitos	142
6.5 Considerações finais.....	146
7 CONCLUSÕES	150
8 REFERÊNCIAS	153
APÊNDICE 1 – GEOMETRIA E DIMENSÃO DAS PARTES DO MODELO	163
APÊNDICE 2 - PARÂMETROS E TESTE DE CONVERGÊNCIA DA MALHA	167

Benetti P. Fratura da porcelana em restaurações com infra-estrutura de zircônia: influência de gradientes térmicos no desenvolvimento e magnitude de tensões residuais e transitórias [tese]. São José dos Campos: Faculdade de Odontologia de São José dos Campos, UNESP - Univ Estadual Paulista; 2012.

RESUMO

Esse estudo avaliou o desenvolvimento de tensões dentro da porcelana de restaurações metalo-cerâmicas (MC) e de zircônia-porcelana (ZC) como resultado de diferentes taxas de resfriamento a partir de temperaturas acima da transição vítrea (T_g). Restaurações unitárias (coroas) foram fabricadas com 1 ou 2 mm de espessura de porcelana. Termopares foram posicionados nas superfícies de cimentação (T1) e oclusal (T4) e inseridos na interface (T2) e dentro da porcelana (T3). Para o resfriamento rápido, o forno foi aberto imediatamente após o tempo de sinterização e desligado. O resfriamento lento foi obtido pela abertura do forno quando a 50°C abaixo da T_g . Modelos axi-simétricos foram construídos para simulação de tensões térmicas tempo-dependentes usando análise de elementos finitos (AEF). Equações de temperatura em função do tempo obtidas por termopares foram inseridas no modelo como condições das margens. A mudança do coeficiente de expansão térmica, densidade, módulo de cisalhamento, capacidade térmica e da T_g de acordo com a taxa de resfriamento foi considerada para simulação do comportamento da porcelana em temperaturas acima da T_g (visco-elástico). O comportamento dos materiais de infra-estrutura e da porcelana abaixo da T_g foi considerado elástico. A taxa de resfriamento na faixa de temperatura próxima a T_g foi $20^\circ\text{C}/\text{min}$ e $900^\circ\text{C}/\text{min}$ para resfriamento lento e rápido. Durante o resfriamento lento, os diferentes termopares mostraram temperaturas similares em ambas as coroas. Gradientes de temperatura foram observados no resfriamento rápido da coroa ZC ($T1-T4 = 100^\circ\text{C}$) e, em menor magnitude, para a MC ($T1-T4 = 30^\circ\text{C}$). Os resultados de AEF mostraram diferenças de tensão residual na porcelana sobre zircônia e

sobre metal para resfriamento rápido (25 MPa) e lento (15 MPa). Tensões transitórias com magnitude de até 200 MPa foram observadas dentro da porcelana quando resfriada rapidamente, enquanto foram de magnitude insignificante no resfriamento lento. As tensões transitórias por unidade de temperatura foram maiores na coroa ZC (4274 MPa•°C e 12741 MPa•°C) do que na MC (3515 MPa•°C e 3434 MPa•°C), usando espessura de porcelana de 1 mm e 2 mm. Os resultados foram confirmados por teste físico (queima da porcelana de coroas contendo um defeito). A condição de suporte pela infraestrutura não implica em magnitude e distribuição diferentes de tensões na porcelana. Tensões residuais não distinguem a situação da porcelana de restaurações ZC e MC. Tensões transitórias de alta magnitude são observadas dentro da porcelana durante o resfriamento rápido, controlado especialmente pelos gradientes térmicos, podem explicar as fraturas originadas de defeitos. Quando encontram defeitos, estas ondas de tensões transitórias podem dar origem à micro-trincas na área ao redor do defeito, que pode posteriormente propagar durante a função até a fratura da porcelana. Portanto, o resfriamento lento, especialmente para as coroas totalmente cerâmicas com porcelana espessa, é importante para prevenir a formação de gradientes térmicos e, assim, de tensões de grande magnitude.

Palavras-chave: Porcelana. Zircônia. Gradientes térmicos. Análise de elemento finito. Tensões residuais. Tensões transitórias.

Benetti P. Porcelain fracture in veneered-zirconia restorations: influence of thermal gradients on the development and magnitude of residual and transient stresses [doctorate thesis]. São José dos Campos: Faculdade de Odontologia de São José dos Campos, UNESP - Univ Estadual Paulista; 2012.

ABSTRACT

This study evaluated the development of transient and residual stresses within the porcelain of veneered restorations (zirconia- and metal-based) as a result of different cooling rates from temperatures above the glass transition temperature (T_g). All-ceramic (porcelain on zirconia-based ceramic) and porcelain-fused-to-metal (PFM) molar crowns were fabricated with 1 mm or 2 mm porcelain thickness. Thermocouples were attached to intaglio (T1) and occlusal (T4) surfaces and embedded within the ceramics interface (T2) and inside the porcelain (T3) to acquire temperature readings by time. For fast cooling, the furnace was opened immediately after the holding time and switched off afterward. Slow cooling was determined by opening the furnace when it reached 50 °C below the T_g . Axially-symmetric crown-like models were constructed to perform a simulation of time-dependent thermal stresses using finite element analyses (FEA). Time-dependent temperature equations from thermocouples were set as boundary conditions for surfaces of the model. Coefficient of thermal expansion, density, shear modulus, heat capacity and T_g dependency on cooling rate were considered for the porcelain simulation (visco-elastic above T_g). Porcelain below the T_g and the framework materials were considered to behave elastically. The cooling rates at T_g range were 20 °C/min and 900 °C/min for slow and fast cooling. During slow cooling, different thermocouples showed similar temperatures for both zirconia and metal crowns. Remarkable temperature gradients were observed for the fast cooled all-ceramic crown (T1-T4 = 100 °C) and, of lower magnitude, for PFM (T1-T4 = 30 °C). FEA results showed differences between residual stress

observed for porcelain on zirconia and on metal for fast (25 MPa) and slow cooled crowns (15 MPa). Significant transient stress waves (up to 200 MPa) were observed within the porcelain during fast cooling through the T_g , while they were insignificant for slow cooling. Transient stresses per unit of temperature were greater for the zirconia crown (4274 MPa•°C and 12741 MPa•°C) than for PFM crown (3515 MPa•°C and 3434 MPa•°C) using 1 mm- and 2 mm-thick porcelain. Results were confirmed by physical testing (firing of crowns containing a defect). Porcelain support condition does not imply in different stress magnitude and distribution. Residual stresses do not distinguish veneered zirconia from veneered metal restorations. Very high transient stresses observed within the porcelain during fast cooling, governed mainly by thermal gradients, may explain fractures originated from internal defects. When encountering defects, these transient stress waves can originate micro-cracking of the surrounding area, which could further grow under function until porcelain fracture. Therefore, slow cooling, especially for all-ceramic crowns with thick porcelain, is important to prevent high magnitude stresses.

Keywords: Porcelain. Zirconia. Thermal gradients. Finite Element Analyses. Residual stresses. Transient stresses.

1 INTRODUÇÃO

Sistemas cerâmicos de zircônia-porcelana são amplamente utilizados na odontologia devido à combinação da alta resistência do material policristalino da infra-estrutura e de ótimas características óticas (estética) da porcelana. A vantagem da infra-estrutura de zircônia é o aumento da profundidade de translucidez e transmissão de luz através da restauração que permite aparência mais natural que as infra-estruturas de metal (Heintze, Rousson, 2010).

Dados de estudos clínicos recentes reportam taxas de sobrevivência das restaurações com zircônia dentro da faixa de 81-100% em 3 anos de observação (Christensen, Ploeger, 2010) e 74% em 5 anos (Sailer et al., 2007). Dentro das causas principais de falha de restaurações zircônia-porcelana reportadas na literatura (por exemplo: complicações biológicas, fratura da infra-estrutura, perda de retenção), uma especial preocupação é direcionada à susceptibilidade da porcelana à fratura precoce (Heintze, Rousson, 2010).

Clinicamente, Scherrer observou a origem de uma fratura (lascamento) em porcelana da subsuperfície (aproximadamente 0,5 mm da superfície oclusal) (Figura 1). Neste caso particular, a origem da fratura não esteve relacionada com a faceta de desgaste oclusal, mas com um defeito de sinterização dentro da cerâmica de cobertura (porcelana) logo abaixo da superfície. Além do problema de

sinterização, tensões transitórias e residuais durante o processo de sinterização são suspeitas de estarem relacionadas com a fratura precoce da coroa (1,5 anos em função).

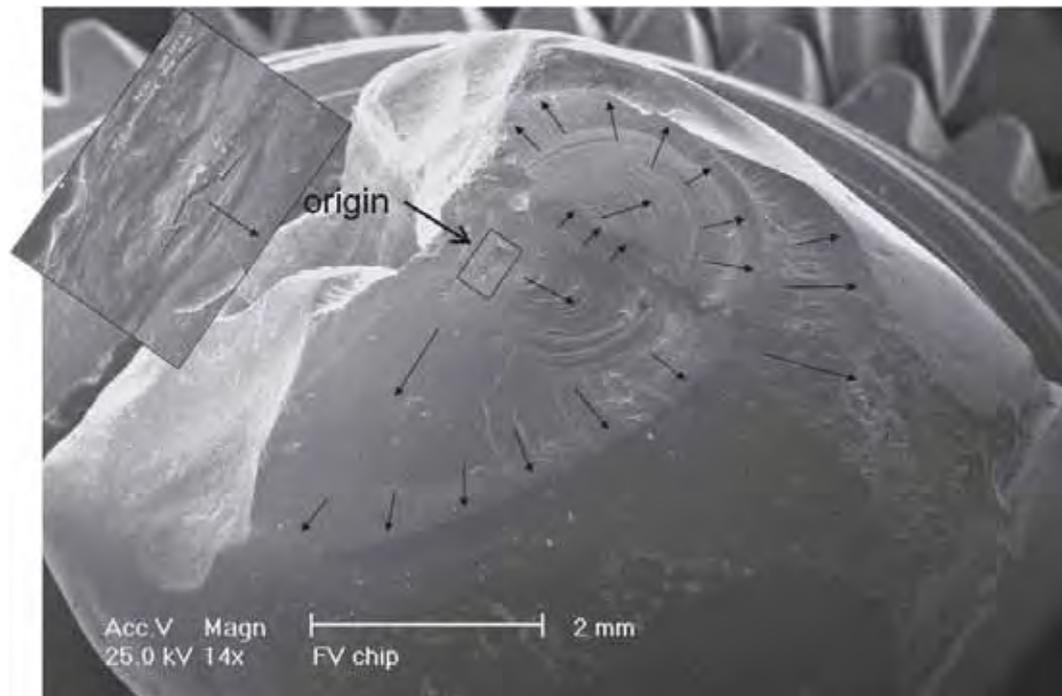


Figura 1 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura de uma coroa com lascamento da porcelana: a faceta de desgaste oclusal não está relacionada à origem da fratura, que ocorreu a partir de um defeito de sinterização na subsuperfície. Imagem utilizada com permissão da Dr. Susanne S. Scherrer (2011).

Swain (2009) mostrou a falha clínica de uma coroa de zircônia-porcelana por lascamento da porcelana de recobrimento. A fratura iniciou dentro da porcelana e estendeu-se dentro da porção mais espessa da porcelana antes de propagar para a superfície (Figura 2).

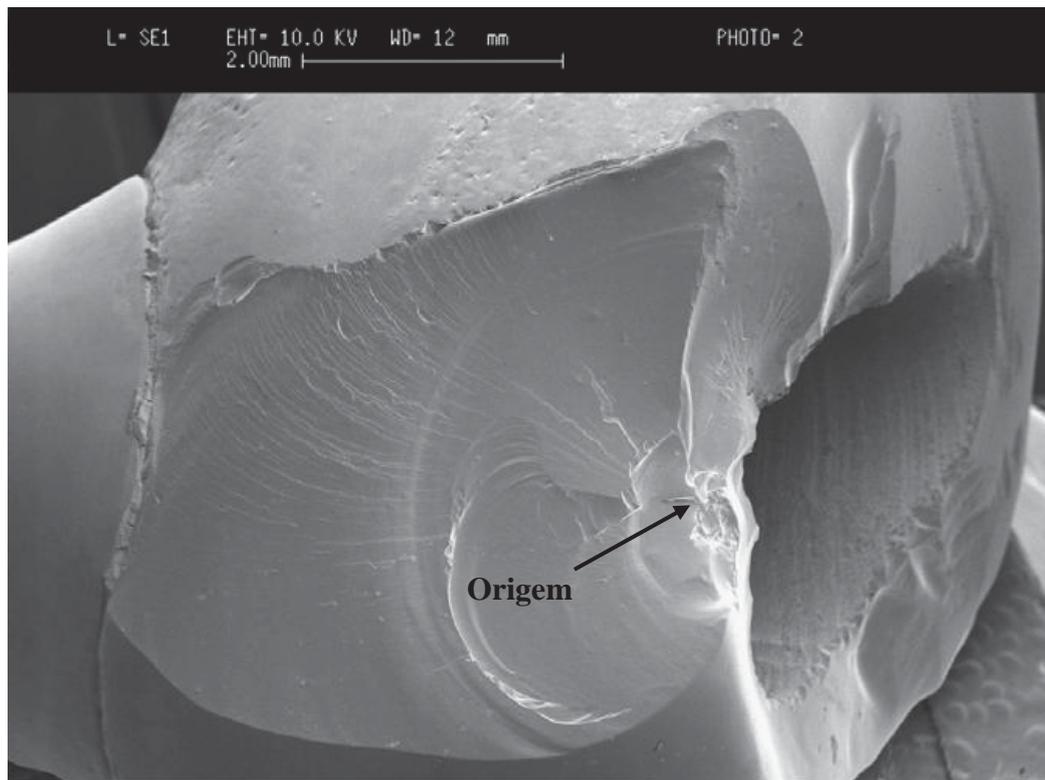


Figura 2 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura de uma coroa zircônia-porcelana que falhou por lascamento da porcelana. Trinca na subsuperfície é indicada como origem da fratura. Imagem de Neil Waddell, Universidade de Otago, Dunedin, Nova Zelândia, publicada por Swain (2009). Permissão do Dr. Michael Swain (2011).

Uma coroa de zircônia-porcelana proveniente da clínica odontológica da Universidade de Connecticut Health Center (Farmington, CT, EUA) foi analisada sob microscopia eletrônica de varredura e mostrou que a falha por lascamento da porcelana iniciou dentro da porcelana, sem relação com a superfície. Trincas foram observadas no interior da porcelana abaixo da superfície oclusal, acompanhando o sentido (paralelas) da anatomia da superfície (Figura 3).

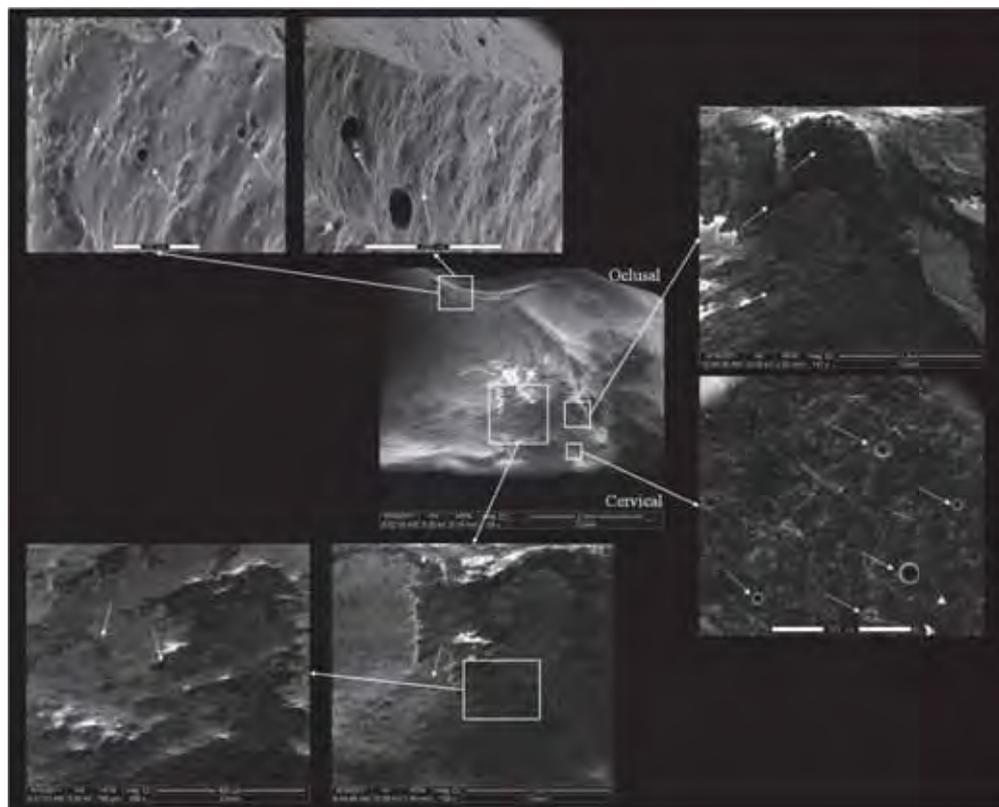


Figura 3 – Imagem de microscopia eletrônica de varredura de uma coroa de zircônia-porcelana com lascamento da porcelana iniciando no interior de sua estrutura. O asterisco branco mostra a área com trincas de direção paralela à superfície oclusal. Clínica dental da Universidade de Connecticut Health Center. Permissão do Dr. John Robert Kelly, 2011.

Sailer et al. (2007) observaram a falha por lascamento da porcelana de prótese parcial fixa de 4 elementos de zircônia-porcelana posicionada na região posterior da mandíbula. A trinca restringiu-se à parede lingual e teve início no interior da porcelana.

Estudos prévios apontam uma série de possíveis causas de fratura precoce da porcelana, tais como: [1] falta de resistência da porcelana (baixa tenacidade de fratura) (Quinn et al., 2010); [2] espessura inadequada de porcelana (Swain, 2009; Benetti et al., 2011); [3] incompatibilidade ou diferença de expansão térmica dos materiais

(Taskonak et al., 2005; DeHoff et al., 2008; Benetti et al., 2010); [4] baixo molhamento e resistência de união da zircônia à porcelana (Fischer et al., 2009; Benetti et al., 2010); [5] insuficiente suporte da porcelana pela infra-estrutura ou seu desenho inadequado (Shirakura et al., 2009; Bonfante et al., 2010); [6] sinterização imprópria (Cheung, Darvell, 2002); [7] taxa de resfriamento inadequada (Guazzato et al., 2010; Göstemeyer et al., 2010); [8] técnica de aplicação da porcelana.

Os valores para lascamento (15-62%), trincamento (25-50%), delaminações (menos de 10,7%) e fraturas maiores (3-33%) são excessivamente altas comparadas às fraturas observadas nas restaurações metalo-cerâmicas (para os mesmos modos de falha: 20-34%; 3-18%; 3-14% e 3-11%, respectivamente) (Goodacre et al., 2003; Pjetursson et al., 2007; Sailer et al., 2007; Della Bona, Kelly, 2010; Christensen, Ploeger, 2010; Heintze, Rousson, 2010).

Quanto a este problema particular da porcelana (fratura prematura) nas restaurações com zircônia, algumas perguntas práticas surgem, como: as restaurações de zircônia-porcelana podem ser manipuladas como tem sido feito com sucesso nas restaurações metalo-cerâmicas? Qual a contribuição das diferenças em propriedades dos materiais ou técnicas de processamento com o desenvolvimento e distribuição de tensões na porcelana? Como este problema pode ser prevenido?

Algumas características básicas da porcelana (como densidade e módulo de elasticidade) são similares quando cobrem metal ou

zircônia, porém diferenças significativas de condutividade térmica (k) e calor específico (c), são observadas entre zircônia ($2 \text{ W/m} \cdot \text{°K}$ e $450 \text{ J/kg} \cdot \text{°K}$) e ligas metálicas ($200 \text{ W/m} \cdot \text{°K}$ e $130 \text{ J/kg} \cdot \text{°K}$ para ligas nobres) (Swain, 2009). Como a aplicação da cerâmica de cobertura envolve múltiplos processos de queima na faixa de temperatura bastante acima da T_g da porcelana ($500 - 600 \text{ °C}$, dependendo da composição), uma distribuição não homogênea de temperaturas (gradientes térmicos) pode ser gerada na estrutura da restauração durante aquecimento e resfriamento, com grande influência do tempo (taxa de resfriamento). Gradientes térmicos são frequentemente relacionados ao desenvolvimento de tensões residuais e transitórias (DeHoff et al., 2008) na porcelana que são potencialmente relacionadas com sua fratura precoce.

Em busca de razões para as fraturas com origem em trincas e defeitos no interior ou de subsuperfície da porcelana (conforme os casos clínicos descritos anteriormente), a primeira parte do presente estudo investiga a distribuição de tensões de tração na porcelana com diferentes níveis de suporte mecânico pela infra-estrutura. Posteriormente, o estudo apresenta uma abordagem da distribuição da temperatura nas coroas de zircônia-porcelana e metalo-cerâmicas durante o aquecimento e resfriamento rápido e lento. Uma detalhada análise de elementos finitos (AEF) foi realizada simulando resfriamento lento e rápido das restaurações com o objetivo de entender o papel de gradientes de temperatura no estado de tensões (transitórias ou residuais) da porcelana. Em seguida, um teste físico foi realizado a fim de estudar as manifestações físicas das tensões

resultantes das mudanças nas propriedades térmicas e mecânicas da porcelana de cobertura sob influência do tempo e da temperatura (taxa de resfriamento) e de comprovar os resultados da AEF.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Estrutura, comportamento mecânico e resistência

As cerâmicas dentais diferem entre si na composição, estrutura, processo de fabricação e propriedades. A porcelana usada primeiramente por de Chemant no final do século XVIII era uma mistura de três componentes básicos: o quartzo (SiO_2), o feldspato de potássio ($\text{K}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 6\text{SiO}_2$) e caulim ($\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 6\text{SiO}_2\cdot 2\text{H}_2\text{O}$). Essa combinação resultava em um material a base de mulita e quartzo residual de pouca translucidez e muita porosidade. Pigmentos eram adicionados à composição cerâmica a fim de melhorar as características estéticas do material. A translucidez necessária foi obtida pela diminuição do conteúdo de caulim e de quartzo, que resultou em uma porcelana de alta-fusão que pode ser considerada a precursora das cerâmicas vítreas utilizadas na odontologia atualmente (Della Bona, 1996; Kelly et al., 1996; Della Bona, 2009).

Muitas melhorias foram feitas na composição cerâmica com o passar do tempo. No final dos anos 40, a sinterização do material em forno a vácuo permitiu a redução da porosidade das cerâmicas e aumento da qualidade estética das restaurações. A partir dessa data e durante os 35 anos subseqüentes, os sistemas metalo-cerâmicos dominaram o campo das pesquisas que buscavam a melhora das ligas

metálicas, das porcelanas para união com metal e da união entre esses materiais (Kelly et al., 1996).

Em 1965, McLean e Hughes incorporaram partículas de alumina (Al_2O_3) na composição básica da cerâmica (van Noort, 2007). O resultado foi o desenvolvimento de uma cerâmica de qualidade estética atraente e maior valor de resistência mecânica (130 MPa) que incentivou a pesquisa de materiais cerâmicos de alto conteúdo cristalino para confecção de restaurações livres de metal. Essas restaurações cerâmicas, além de serem biocompatíveis e resistentes à corrosão, são esteticamente mais atraentes que as fabricadas com infra-estruturas metálicas, pois podem incorporar a cor natural do dente e dos tecidos adjacentes através da sua translucidez (Heffernan et al., 2002b; Della Bona, 2009; Baldissara et al., 2010). A translucidez da restauração final depende da espessura, do conteúdo cristalino, do tamanho de partículas e da capacidade de reflexão tanto do material de infra-estrutura quanto da cerâmica de cobertura (Heffernan et al., 2002a; Heffernan et al., 2002b; Chen et al., 2008; Della Bona, 2009; Vichi et al., 2011).

A necessidade de novos produtos com melhores propriedades para utilização das cerâmicas nos casos em que maior resistência mecânica é necessária motivou o investimento na pesquisa de novos materiais, assim como o desenvolvimento de meios para aumentar a eficiência dos equipamentos e máquinas utilizados na sua fabricação (Kelly, 2007). Alguns dos novos materiais são muito promissores como as cerâmicas com zircônia na composição, que se destacam entre as demais devido às suas excelentes propriedades mecânicas.

2.1.1 Zircônia

Desde a descoberta dos mecanismos de aumento de tenacidade, em meados de 1970, o interesse pela zircônia na odontologia aumentou significativamente, justificando o grande número de trabalhos de pesquisa com esse material na área de bioengenharia (Della Bona, 2009). Os materiais a base de zircônia foram inicialmente utilizados em próteses ortopédicas para substituição dos ossos do quadril tanto pela grande resistência mecânica quanto pela biocompatibilidade (Piconi, Maccauro, 1999). Atualmente as cerâmicas a base de zircônia são utilizadas na odontologia para confecção de *brackets* ortodônticos, pinos intra-radiculares, infraestrutura de próteses fixas e implantes (Della Bona, 2009).

A zircônia, em condições normais de pressão, pode assumir três formas cristalográficas que dependem da temperatura: monoclinica (M), tetragonal (T) e cúbica (C). A forma monoclinica da zircônia é estável na temperatura ambiente e até 1170 °C. A estrutura é tetragonal nas temperaturas entre 1170 e 2370 °C, e a partir dessa temperatura a estrutura torna-se cúbica (Piconi, Maccauro, 1999; Callister, 2002; Della Bona, 2009). A transformação da fase T para M durante o resfriamento da zircônia é acompanhada de um aumento de volume (em torno de 3 a 4%), suficientemente grande para induzir estresses e originar trincas dentro da estrutura cerâmica.

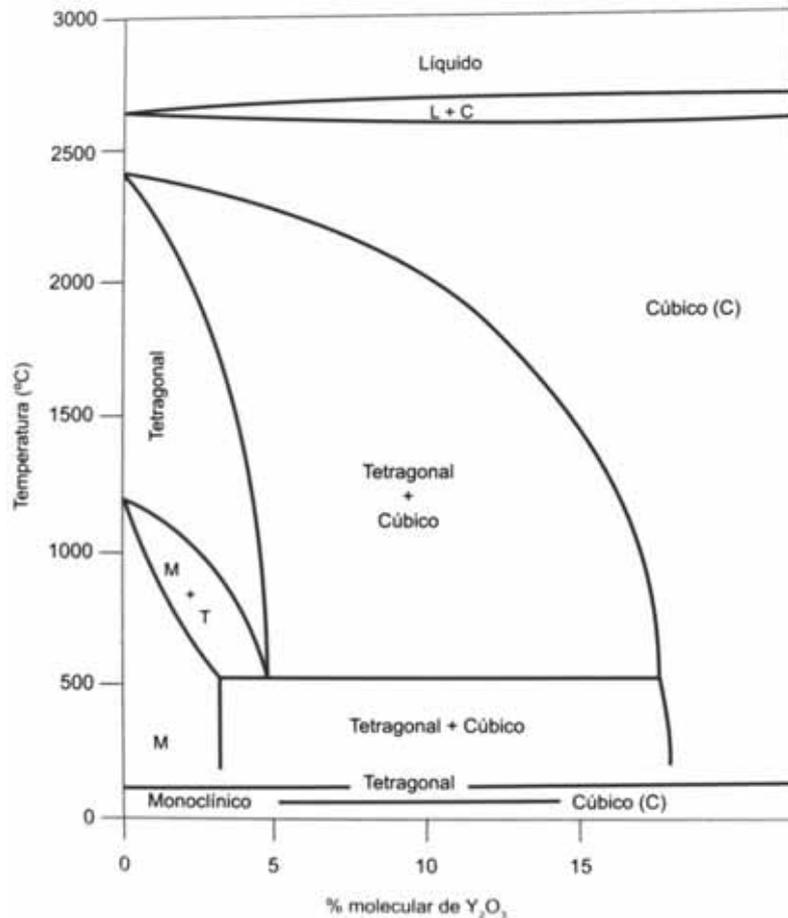


Figura 4 – Diagrama de equilíbrio de fases de um sistema binário de ítria-zircônia, sob pressão constante de 1 atm. Dependendo da temperatura, pressão e quantidade de ítria na composição a zircônia pode assumir três diferentes formas: Cúbica (C), Tetragonal (T) e monoclínica (M). Publicado em Della Bona, 2009. Permissão do Dr. Alvaro Della Bona, 2011.

A adição de óxidos estabilizadores como CaO, MgO, Y₂O₃ (Figura 4) ou CeO₂ à zircônia pode controlar a mudança da fase T para a M. Esses estabilizadores possibilitam a manutenção da fase tetragonal sob temperatura ambiente e, portanto, controlam o estresse induzido pela transformação da fase, diminuindo a propagação de trincas (*cracks*) e levando ao aumento da resistência do material (Piconi, Maccauro, 1999; Denry, Kelly, 2008).

A zircônia pode ser totalmente estabilizada quando são adicionados os óxidos estabilizadores em grandes quantidades (por exemplo, mais de 8 mol% de Y_2O_3) e apresentará o formato cúbico (Della Bona, 2009). Porém, as propriedades mecânicas de maior interesse na odontologia são alcançadas com a zircônia multifásica, chamada de zircônia parcialmente estabilizada.

As cerâmicas formadas por zircônia na forma tetragonal estabilizado por ítria (Y-TZP) formam uma promissora classe de cerâmicas de uso odontológico que podem ser utilizadas na confecção de próteses parciais fixas submetidas à grande magnitude de forças oclusais principalmente devido a sua capacidade de aumento de tenacidade (Della Bona, 2009). A microestrutura da Y-TZP consiste em cristais pequenos de diâmetro entre 0,2 e 0,5 μm , meta-estabilizados pela adição de pequena quantidade ítria (geralmente 3 mol%), dispersos em uma matriz de zircônia na forma monoclinica (Denry, Kelly, 2008). Essa meta-estabilização possibilita a transformação da fase T para M por causa da baixa energia de superfície das partículas T e a limitação da matriz rígida que se opõe a sua transformação para um formato menos denso M. Esse processo resulta em um mecanismo de aumento de tenacidade do material, muito eficiente para inibição da propagação de trincas. Os cristais tetragonais de zircônia podem se transformar na forma monoclinica quando a limitação imposta pela matriz é liberada, como ocorre durante a propagação de uma trinca. Na ponta da trinca, a força de compressão, resultante do aumento de volume dos cristais quando ocorre à transformação de fase, se opõe à força de tração que promove

a propagação da trinca, resultando em inibição do avanço da trinca e aumento de resistência do material (Heuer et al., 1986; Della Bona, 2009). Os valores das propriedades mecânicas das cerâmicas Y-TZP são muito maiores que quaisquer outras disponíveis comercialmente. A resistência flexural encontra-se na faixa de 800 a 1000 MPa e a tenacidade de fratura de $6 - 8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ (Guazzato et al., 2004; Pittayachawan et al., 2007).

A cerâmica de Y-TZP pode ser obtida tanto pelo processo de fabricação de usinagem de um bloco compacto seguido de processo de sinterização sob alta temperatura (*soft machining*), quanto por usinagem de um bloco cerâmico pré-sinterizado (*hard machining*) (Denry, Kelly, 2008). O método *soft machining* tem sido bastante utilizado na odontologia desde o seu desenvolvimento em 2001. Os sistemas de usinagem assistido por CAD/CAM (*Computer Aided Designing/Computer Aided Machining*) tornaram possível a fabricação controlada de peças cerâmicas com alta qualidade, boa reprodutibilidade, definição e precisão. A primeira etapa do processo de usinagem é o escaneamento de um padrão de gesso ou de cera ou diretamente do preparo na boca do paciente. No programa específico da máquina de usinagem é feito o planejamento tridimensional da restauração em tamanho maior que o padrão escaneado (CAD). A partir da imagem gerada, o bloco pré-sinterizado de cerâmica é usinado (CAM). A densidade de cada bloco cerâmico é cuidadosamente medida para adequar as dimensões finais requeridas à contração de sinterização (20 a 25%). A restauração é, então, sinterizada sob altas temperaturas (Kelly, 2007).

Existem muitas variações desse método que dependem do modo como a contração de sinterização é compensada e como é feito o escaneamento (laser ou por contato). O escaneamento a laser é caracterizado pela alta quantidade de dados obtidos do troquel e melhor velocidade de digitalização quando comparado ao sistema de escaneamento por contato.

Além do sistema CAD/CAM, existem outros métodos para obtenção de peças em zircônia como a técnica da *sono-erosion* que permite a usinagem da cerâmica totalmente sinterizada por meio de ondas ultra-sônicas, e a técnica de eletroforese (*Electro-Deposited Ceramics-Technology* - EDC) (Denry, Kelly, 2008; Della Bona, 2009). Essas novas técnicas de obtenção das infra-estruturas são promissoras, pois evitam o dano causado pela usinagem e desgaste das peças pré-sinterizadas. Entretanto, essas técnicas são relativamente novas e necessitam de mais estudo e desenvolvimento.

A peça pré-sinterizada de zircônia pode ser colorida pela imersão em sais de metais (cério, bismuto e/ou ferro). A cor permanece fixa após a última etapa de sinterização. A concentração da solução tem forte influência na cor final da restauração, porém 0,01 mol% é suficiente para produzir uma coloração satisfatória. Os corantes utilizados não parecem afetar as fases cristalinas ou as propriedades mecânicas do produto final (Denry, Kelly, 2008).

O processo de sinterização da zircônia tem uma grande influência nas propriedades mecânicas do material, pois essa etapa de fabricação é responsável pelo tamanho dos cristais, de forma que

quanto mais elevada a temperatura e maior o tempo de sinterização maiores são os cristais de zircônia. As Y-TZP fabricadas pelo processo de *soft machining* são obtidas com a temperatura final de sinterização entre 1350 e 1550 °C dependendo do fabricante (Denry, Kelly, 2008).

Em geral, a zircônia apresenta módulo de elasticidade de aproximadamente 200 GPa, que é semelhante ao módulo de ligas de metais básicos (204 GPa) e muito maior que de uma liga de metal nobre (áurea, 93 GPa) (Swain, 2009). Além da maior rigidez, a zircônia possui uma natureza frágil (permitindo mínima deformação sob tensão), característica de materiais cerâmicos, enquanto que metais tem diferentes sistemas que permitem alguma deformação plástica ou elástica.

Diferenças significativas de propriedades térmicas selecionadas, como condutividade térmica (k - W/m.^{°K}) e calor específico (c - J/kg.^{°K}), pode ser observada para zircônia (2 e 450) e ligas metálicas nobres (200 e 130) (Swain, 2009). Como a aplicação da cerâmica de cobertura envolve múltiplos processos de queima na faixa de temperatura bastante acima da T_g da porcelana (500 – 600 °C, dependendo da composição), distribuição não homogênea de temperaturas (gradientes térmicos) pode ser gerada através da estrutura durante aquecimento e resfriamento da restauração dentária. Gradientes térmicos são freqüentemente relacionados ao desenvolvimento de tensões residuais e transitórias na porcelana que são potencialmente relacionadas com sua fratura precoce.

2.1.2 Porcelanas dentais

À medida que houve o acréscimo do conteúdo cristalino para aumentar a resistência, ocorreu uma diminuição do grau de translucidez das novas cerâmicas sendo necessária a cobertura com uma cerâmica de estrutura vítrea para que a restauração final refletisse a luz de forma semelhante ao esmalte dentário conferindo aparência similar aos dentes naturais (Della Bona, 1996; Heffernan et al., 2002a; Heffernan et al., 2002b).

As porcelanas dentais são vidros de silicato que contém cátions modificadores, como alumínio, potássio e sódio, para adaptar suas propriedades (basicamente viscosidade e temperatura de transição vítrea - T_g) a uma função específica (Della Bona, 2009). Acima da T_g (geralmente entre 400 °C e 600 °C para as porcelanas dentais), as porcelanas têm comportamento visco-líquido e a resposta a qualquer força aplicada à estrutura responde com escoamento ou deformação plástica (*creep*); e, portanto, nenhuma tensão gerada (chamada transitória) é acumulada (Swain, 2009). Abaixo da T_g , a porcelana tem comportamento aproximado de um sólido elástico ideal e qualquer tensão aplicada à porcelana resulta em deformação proporcional instantânea (mais exatamente, na velocidade do som) (Mysen, Richet, 2005). À temperatura ambiente, a porcelana não sofre deformação plástica sob carga contínua e, quando o estímulo é removido, a deformação elástica é instantaneamente recuperada.

A mudança da fase da porcelana de viscosa para sólida durante o resfriamento é acompanhada pela mudança em volume (ΔV) e, conseqüentemente, em densidade (ρ). A densidade do material está relacionada com a eficiência do empacotamento atômico e organização da estrutura cristalina, que são maiores quando a porcelana está em estado sólido (Della Bona, 2009). A densidade é freqüentemente requisitada para o estudo de outras propriedades, para entender as mudanças em volume de acordo com a temperatura (que depende fortemente na natureza da rede vítrea) e o estado final de tensões da cerâmica.

A quantidade que um material expande/contrai durante o aquecimento/resfriamento tem uma influência direta na resistência ao choque térmico e no comportamento de fratura de sistemas bilaminados (DeHoff et al., 2008; Benetti et al., 2010). Mudanças em volume ou comprimento podem ser medidas usando um dilatômetro, no qual a cerâmica é mantida no interior de um forno e aquecida da temperatura ambiente (25 °C) a uma temperatura um pouco abaixo da transição vítrea (aproximadamente 500 °C) sob uma taxa constante de aquecimento/resfriamento (5 – 10 °C/min) enquanto a mudança dimensional é gravada (ISO 6872.2, 2008).

Considerando ΔL a mudança em comprimento do material com comprimento inicial L_0 aquecido/resfriado a uma diferença de temperatura ΔT , o coeficiente de expansão/contração térmica (α) é definido como (Bansal, Doremus, 1986):

$$\alpha = \Delta L/L_0\Delta T \quad (1)$$

Quanto maior o coeficiente de expansão térmica de um material, mais provável é sua fratura durante o aquecimento ou resfriamento rápido. Mudanças em volume/comprimento freqüentemente dependem da temperatura (Figura 5) e da taxa de aquecimento/resfriamento. Por exemplo, a estrutura expandida da porcelana submetida ao resfriamento rápido relaxa para um volume (comprimento) menor do que durante o resfriamento lento, por causa da contração total e grande aumento da fração de empacotamento (Della Bona, 2009). Uma vez que essa contração rápida e acentuada foi completada, o material continua a retrair por contração térmica normal.

Por outro lado, quando a porcelana é resfriada lentamente, a estrutura vítrea possui tempo e energia suficiente para rearranjar/reorganizar, portanto uma diferença em comportamento na faixa de temperatura da transição vítrea pode ser observada (Bansal, Doremus, 1986).

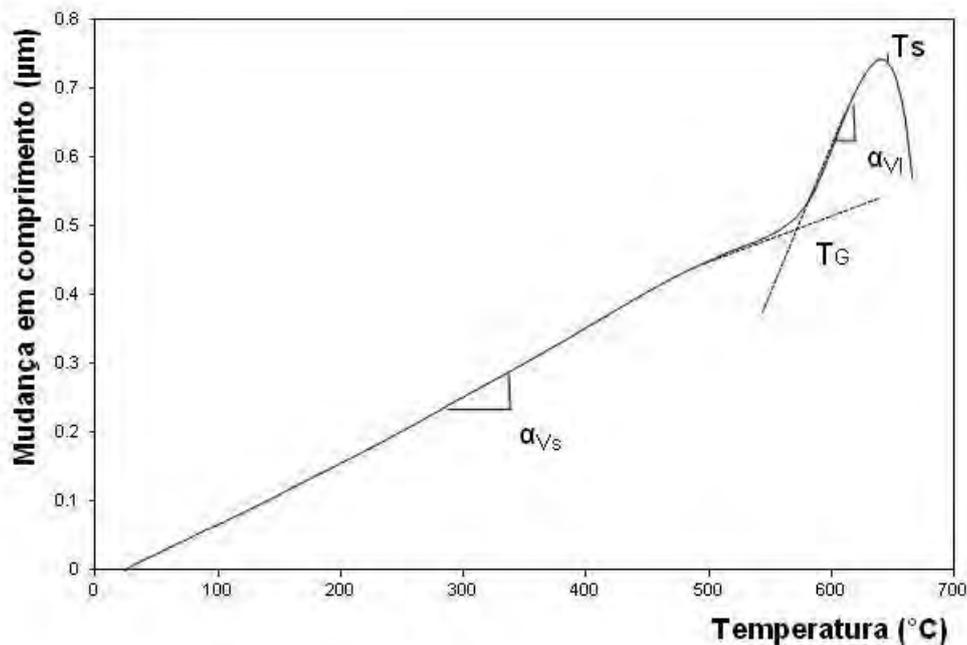


Figura 5 – Representação da curva obtida por dilatométrica para uma porcelana dental que mostra a mudança em comprimento de acordo com a temperatura. O método gráfico de determinação da temperatura de transição vítrea (T_g) é observado no ponto no qual o comprimento e temperatura saem da curva de equilíbrio (ISO 6872.2, 2008). α_{vl} é o coeficiente de expansão térmica da porcelana em estado líquido-viscoso, e α_{vs} em estado sólido (Bansal, Doremus, 1986).

O resfriamento lento é uma prática comum para materiais que contenham matriz vítrea para prevenção de tensões residuais ou temperar o vidro termicamente (*annealing*). O ponto de têmpera (*annealing point*) é conhecido como a temperatura na qual a viscosidade é $10^{13.4}$ poise e 90% de qualquer tensão na porcelana podem ser liberadas em 15 min (Bertolotti, Shelby, 1979).

Em termos práticos, a temperatura de têmpera é reportada como 50 °C acima da temperatura de transição vítrea da porcelana (T_g) (Della Bona, 2009). Como rearranjos estruturais dependem de tempo e energia térmica, a localização da transição vítrea é fortemente

influenciada pela taxa de resfriamento, e pode ter efeito pronunciado na magnitude das tensões residuais das cerâmicas (Scherer, 1986). Portanto, é também importante explorar o efeito da taxa de resfriamento na temperatura de transição vítrea para obtenção de um ponto de têmpera acurado.

A temperatura de transição vítrea (T_g) é fortemente influenciada pela taxa de resfriamento do material: quando mais rápido o resfriamento, mais alta a temperatura de transição (Moynihan et al., 1974; Scherer, 1986). Taxas de resfriamento mais altas geralmente resultam em desenvolvimento de gradientes de temperatura dentro do corpo cerâmico. Uma contração térmica (mudança em volume e densidade) e solidificação não uniformes são, possivelmente, geradas pelos gradientes de temperatura, e resultam no desenvolvimento de tensões.

A compreensão da dependência da T_g , da taxa de resfriamento e o processo de solidificação são importantes para investigar o potencial desenvolvimento de tensões residuais e transitórias na porcelana. A influência dessas chamadas tensões transitórias no trincamento (*cracking*) ou fratura precoce da porcelana é um assunto discutido neste trabalho.

2.1.3 Compatibilidade entre materiais

Cerâmicas feldspáticas indicadas para cobertura devem ser compatíveis termicamente com o material de infra-estrutura. Contudo, a compatibilidade entre materiais não é simples de ser estabelecida, pois o tipo e a magnitude da resposta de um material às mudanças de energia térmica variam de acordo com suas características (propriedades) mecânicas e térmicas.

A similaridade dos coeficientes de expansão térmica dos materiais combinados em estruturas construídas em camadas é essencial para prevenção da formação de tensões de grande magnitude ou até mesmo de fratura durante aquecimento e resfriamento (DeHoff et al., 2008; Benetti et al., 2010). A maioria dos fabricantes fornece cerâmicas de cobertura com coeficiente de expansão térmica similar ao da infra-estrutura. O risco de trincamento/fratura da porcelana é descrito quando é aplicada a uma infra-estrutura com menor CET (diferença negativa $\Delta\alpha = \alpha_I - \alpha_P$) (Benetti et al., 2010). Um α_P (CET da porcelana) ligeiramente menor que o α_I (CET da infra-estrutura) foi observado ser favorável ao desempenho de restaurações metalocerâmicas (Anusavice; Gray, 1989). Dentro de um limite menor que 10% de diferença de contração dimensional, a compressão residual da porcelana, deixando a infra-estrutura metálica sob leve tração, aumenta a resistência das restaurações metalocerâmicas (Della Bona, 2009).

Entretanto, a semelhança entre CET em sistemas totalmente cerâmicos é um fator mais crítico por causa da fragilidade dos materiais de infra-estrutura (cerâmicas). As cerâmicas não toleram forças de tração como os metais, então a menor diferença dimensional

entre porcelana e infra-estrutura (menor do que $1 \times 10^{-6}/K$, Swain, 2009) é recomendada para evitar tensões de tração dentro da estrutura (Anusavice, 2005; Della Bona, 2009). Quanto maior esta diferença, mais altas serão as tensões residuais dentro do sistema, especialmente na interface entre os materiais.

Fairhust et al. (1980) estudaram a definição de compatibilidade térmica de um sistema metalo-cerâmico bilaminado utilizando dilatômetro para medir a mudança dimensional dos materiais durante aquecimento (até a T_g) e resfriamento. Observações importantes sobre o comportamento da porcelana dental foram feitas: as mudanças dimensionais ($\Delta L/L_0$) diferem do aquecimento para o resfriamento, especialmente a $500\text{ }^\circ\text{C}$, quando a diferença pode variar de 0 a 8%; e essas diferenças são maiores em temperaturas próximas a T_g . A T_g também foi calculada nesse estudo, com base no aquecimento a $3\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$. Para definição da compatibilidade térmica entre a porcelana e a liga metálica, os autores recomendam que os dados sejam obtidos em vários intervalos de temperatura até a T_g da porcelana.

O resfriamento da porcelana a partir do estado visco-líquido até temperaturas abaixo da transição vítrea não somente reduz a quantidade de energia disponível para rearranjos estruturais, aumentando a viscosidade e a densidade, como também tem um efeito sobre as propriedades termodinâmicas, como a capacidade térmica (C_p) e a condutividade térmica (k). No presente estudo, como na maioria das situações, os termos capacidade térmica e calor específico são equivalentes.

A capacidade térmica (C_p) é a quantidade de calor (energia) necessária para aumentar a temperatura do material em uma unidade de medida sob pressão constante. A C_p muda na T_g e é, frequentemente, referenciada como a média da capacidade térmica em uma faixa de temperatura. A C_p e a sua dependência da temperatura são similares para todos os vidros de silicato que contenham mais de 60% de sílica (aproximadamente 800 J/kg.°K a 25 °C) (Bansal, Doremus, 1986).

O calor pode ser transportado através de sólidos por condução ou radiação. Condução é o transporte de calor através de fases em contato por gradientes térmicos, e é o mecanismo de transporte de energia mais importante até temperaturas abaixo de 500 °C. Sob temperaturas mais elevadas a transferência por radioatividade torna-se importante e é controlada pela emissividade do material. O valor da condutividade térmica (k) de um vidro de silicato não é significativamente influenciada pela composição, sendo baixo, próximo a zero (aproximadamente 1 W/m.°K) aumentando quando é aquecido a partir da temperatura ambiente (Bansal, Doremus, 1986). Da temperatura ambiente até altas temperaturas a mudança em k é pequena.

Cerâmicas dentais a base de zircônia parcialmente estabilizada por óxido de ítrio e ligas metálicas odontológicas não escoam ou se fundem durante o processo de sinterização da porcelana, portanto podem ser considerados com comportamento elástico na faixa de temperatura de interesse do presente estudo.

Materiais elasticamente isotrópicos deformam sob tensão de forma independente da direção da força aplicada. Para um material isotrópico, como as cerâmicas odontológicas à temperatura ambiente e condições de pressão normais, a distribuição e a magnitude da deformação resultante da aplicação de uma tensão requer o conhecimento de apenas dois parâmetros: o módulo de elasticidade (de Young) e a razão de Poisson (ν) (Bansal, Doremus, 1986). Em análises sobre o comportamento mecânico de cerâmicas sujeitas à tensões, esses dois parâmetros determinam a resposta elástica do material, ou seja, na região de deformação elástica (linear) sob tensão regida pela lei de Hook (Equação 2). Outros quatro parâmetros (módulo geral, módulo de cisalhamento, densidade e viscosidade) são de uso comum, portanto estão inter-relacionados (Equação 3).

A constante de proporcionalidade linear entre tensão (σ) e deformação (ϵ) na direção de força aplicada, é chamada de módulo de Young (E) (Equação 2), enquanto que a razão entre a deformação lateral (perpendicular à força aplicada) e a longitudinal (na direção da força aplicada) é chamada de razão de Poisson (ν) (Anusavice, 2005; Della Bona, 2009). Se ν é 0.5, não há mudança em volume e o material é chamado de incompressível (Scherer, 1986). Para muitos materiais e especificamente no caso das cerâmicas, o valor de E aumenta com maior pressão e diminui com o aumento da temperatura (Bansal, Doremus, 1986).

$$E = \sigma/\epsilon \quad (2)$$

Ao aplicar uma força compressiva, a constante de proporcionalidade entre tensão e deformação é o módulo geral (K); para uma força de cisalhamento temos o módulo de cisalhamento (G). Assumindo a relação entre E e as outras constantes elásticas como mostrado pela Equação 3 (Bansal, Doremus, 1986), qualquer valor de constante desejado pode ser facilmente calculado com base nos valores de qualquer 2 constantes elásticas.

$$E = \frac{9KG}{3K+G} = 3K(1 - 2\nu) = 2G(1 + \nu) \quad (3)$$

Käse et al. (1985) demonstraram que os módulos de elasticidade (E) e de cisalhamento (G) da porcelana dental dependem da temperatura. Utilizando a técnica de ressonância sônica em uma faixa de temperatura de 20 a 500 °C, eles demonstraram que medidas obtidas em temperaturas mais altas mostraram valores das constantes elásticas menores que à temperatura ambiente (uma queda de aproximadamente 1% nos módulos a cada aumento de temperatura de 100 °C).

Algumas propriedades importantes dos materiais utilizadas como base para os cálculos descritos nos próximos capítulos são apresentadas a seguir (Tabela 1 e 2).

Tabela 1 – Valores reportados na literatura das propriedades mecânicas dos materiais à temperatura ambiente

Material	E (GPa)	ν	ρ (g/cm ³)	Referência
Zircônia	210 – 215	0,28 – 0,32	-	Yilmas et al., 2011
	200	0,32	6	Swain, 2009
	210	-	6,1	Zhang et al., 2010
	196	0,34	6,2	Taskonak et al., 2008
Metal nobre	93	0,39	14	Swain, 2009
Porcelana	64,7 - 65,5	0,23 – 0,25	-	Yilmas et al., 2011
	70	0,20	2,4	Swain, 2009
	70	0,26	2,4	Zhang et al., 2010
	64	0,27	2,5	Taskonak et al., 2008
	65,3 – 83,4	0,16 – 0,22	2,4 -2,9	Rizkalla et al., 2004

Tabela 2 – Valores da literatura para propriedades térmicas e características dos materiais*

Material	c (J/kg ^o K)	k (W/m ^o K)	Tg (^o C)	CET (E-6/K)	Referência
Zircônia	466	2,92	-	10,07	Zhang et al., 2010
	450	2	-	10	Swain, 2009
	-	-	-	10,7	Taskonak et al., 2008
Metal nobre	130	200	-	14	Swain, 2009
Porcelana	734	1,37	-	Variável	Zhang et al., 2010
	800-840	2-4	-	-	Swain, 2009
	-	-	565	-	Taskonak et al., 2008
	-	-	514-578	-	DeHoff, Anusavice, 2004a

* Valores à temperatura ambiente (25 °C) e taxa de resfriamento normal.

2.1.4 Método de Análise de Elementos Finitos

A influência de determinados fatores, como o desenho da estrutura e as espessuras das camadas de cerâmica, na distribuição de tensões em restaurações é difícil de ser avaliada fisicamente, pois

incluem variações de etapas de fabricação e inerentes a destreza manual e calibração do operador (Burke, 1996; Thompson, 2000).

A análise de elementos finitos (AEF) elimina as variáveis associadas ao processo de confecção das restaurações protéticas e ao operador, por isso é uma ferramenta bastante útil na observação da distribuição de tensões quando forças são aplicadas sobre as restaurações cerâmicas (Imanishi et al., 2003).

A teoria de AEF utiliza matrizes, integração de números, resolução de equações e outros procedimentos realizados automaticamente pelos programas (*softwares*). O operador trabalha basicamente nas etapas de pré-processamento – descrição de cargas, condições de suporte, descrição dos materiais e geração/modificação da malha – e pós-processamento – determinando a variável resposta, compilando dados e expondo os resultados em gráficos – enquanto os dados são processados pelo programa.

A história do método de EF (Cook, 1995) inicia com um matemático chamado Courant, que descreveu uma solução para equações polinomiais segmentadas para um problema de torção, trabalho que não se destacou imediatamente principalmente pela inexecuibilidade devido à falta de computadores na época. O método de EF foi utilizado pela indústria aeronáutica em 1950 e validado, matematicamente, somente após 3 anos. A partir de 1963 o método foi expandido para incluir modos de transferência de calor, de escoamento de fluidos, de campos magnéticos e outras análises. Os programas para AEF foram disponibilizados em microcomputadores, com pré e pós-processadores, no fim dos anos 80.

O método de análise por elementos finitos (AEF) envolve uma estrutura formada por vários elementos, como fragmentos de uma estrutura, conectados por nós, que descrevem o comportamento do elemento em resposta a um estímulo. Equações polinomiais para variável do estudo são resolvidas para cada nó. Como os nós interligam elementos, muitas equações (tantas quantos forem os nós) são resolvidas simultaneamente. Uma relação representativa dos cálculos utilizados em uma análise elástica linear é representada pelas Equações 2.4 e 2.5 utilizadas para o cálculo da tensão e deformação em um nó em resposta a uma força aplicada (Raper, Erbach, 1990; Cook,1995).

$$\{\sigma\} = [C] \{\varepsilon\} \quad (4)$$

Onde $\{\sigma\}$ é a matriz da tensão (estresse), $[C]$ é a matriz tensão-deformação calculada com base em duas constantes elásticas lineares para solução de mecânica estrutural: módulo de Young e razão de Poisson, e $\{\varepsilon\}$ é a matriz da deformação.

$$[R] = [K]\{\delta\} \quad (5)$$

Onde K é a matriz de rigidez que leva em consideração a matriz tensão-deformação $[C]$, δ é o vetor dos valores da resposta deformação e R é o vetor de forças conhecidas pela definição do problema.

2.2 Mecanismos de fratura em restaurações cerâmicas

Como resultado da baixa resistência à tração e característica frágil, a fratura das cerâmicas ocorre de maneira súbita (fratura catastrófica) sem qualquer deformação plástica visível (Della Bona, 2005).

Fadiga é uma forma de falha que ocorre em estruturas que estão sujeitas aos estresses dinâmicos e oscilantes como é o caso das restaurações dentárias submetidas ao ciclo mastigatório. Sob essas condições é possível que uma falha ocorra em um nível de carga consideravelmente inferior ao limite de resistência à tração ou limite de escoamento para uma carga estática, provocando fratura catastrófica repentina (Callister, 2002).

A falha por fadiga em material frível (ou frágil), como as cerâmicas, não envolve deformação plástica do material. O processo ocorre pela origem e propagação de trincas e, em geral, a superfície de fratura é perpendicular à direção da carga aplicada. O processo de falha por fadiga é caracterizado por 3 etapas distintas. A primeira etapa é a iniciação da trinca, momento no qual uma trinca é ativada (nucleada) em algum ponto de alta concentração de tensões. No segundo estágio do processo de falha por fadiga ocorre a propagação da trinca, no qual a trinca avança em incrementos a cada ciclo de aplicação de carga. É somente depois desse processo que ocorre a fratura final da cerâmica, que acontece de maneira rápida depois que a

trinca, que está avançando, tenha atingido o seu tamanho crítico (Callister, 2002).

As trincas associadas com falhas por fadiga quase sempre iniciam (ou nucleiam) em algum ponto de concentração de tensões, também denominados sítios de nucleação de trincas e que podem ser originados de poros, danos superficiais (trincas, riscos), ângulos agudos, inclusões (presença de materiais diferentes da composição da cerâmica) e agregados (falta de homogeneidade ou defeito de sinterização do material como demonstrado na Figura 1). Essas falhas do material podem ser originadas durante ou após o processo de fabricação da peça cerâmica. As diferenças entre o tamanho dos cristais, a presença de cristais muito grandes ou de estresse na interface de contato entre as fases, a transformação de fases ou do comportamento anisotrópico dos diferentes cristais que compõem as cerâmicas induzem a formação de falha principalmente durante o processo de fabricação. Os defeitos extrínsecos originam-se da usinagem, de impactos, de desgastes, de oxidação e corrosão (Quinn, 2006).

Uma vez que a trinca tenha sido ativada em uma estrutura policristalina, ela propaga no início muito lentamente e ao longo dos planos cristalográficos. A partir do momento no qual a velocidade da trinca aumenta drasticamente ocorre uma alteração na sua direção de propagação tornando-a aproximadamente perpendicular à carga de tração aplicada. A região da superfície de fratura que se forma por fadiga apresenta marcas (estrias) que representam cada etapa do

avanço da trinca, no qual ocorre um mínimo abaulamento plástico a cada um dos processos de aplicação de carga (Callister, 2002).

O processo de fratura cria, no mínimo, duas novas superfícies com topografia e textura similares e de escala invariável que podem ser analisadas conforme os princípios de fractografia (Della Bona, 2005). Existem informações quantitativas específicas que podem ser obtidas das superfícies de fratura, incluindo: (1) A identificação do tamanho e localização do defeito que iniciou a fratura, (2) o estado de estresse no momento da fratura, (3) o efeito do estresse de corrosão, (4) conhecimento sobre as anomalias locais que influenciam o processo de fratura, e (5) o cálculo da resistência à fratura (Mecholsky, 1995; Della Bona et al., 2003; Della Bona, 2005). Os princípios de fractografia foram adotados para a análise das coroas que falharam clinicamente (Figuras 1, 2 e 3) sendo possível a localização da origem das fraturas.

Além da resistência mecânica à fadiga, um importante aspecto a ser considerado quando infra-estruturas cerâmicas são utilizadas na confecção de próteses é a susceptibilidade ao fenômeno de crescimento subcrítico de trincas e efeito da corrosão causada por água. De maneira geral, o crescimento subcrítico de trincas em materiais cerâmicos é causado pela quebra de ligações óxido-metálicas na ponta da trinca mediada por água e sob tensão. A propagação do defeito reduz a resistência do componente cerâmico, levando a cerâmica à fratura mesmo quando submetida a uma carga muito menor do que àquela esperada com base na resistência inicial à fratura sob carga estática (Studart et al., 2007).

Cerâmicas de alto conteúdo cristalino e que não possuem vidro na composição, como a Y-TZP, são menos sensíveis à corrosão por água, porém mais susceptíveis a um fenômeno de degradação que acontece sob baixas temperaturas (*low temperature degradation* - LTD). LTD é um fenômeno de transformação espontânea progressiva da zircônia T para o formato M, resultando em perda de resistência mecânica. A penetração de partículas de água exacerba o processo na superfície e a transformação de fases continua de camada em camada em direção ao centro do corpo cerâmico. O crescimento da zona de transformação resulta em formação severa de micro-trincas, desprendimento de cristais e, por fim, aumento da rugosidade que é uma das causas da diminuição da resistência do material (Kelly, Denry, 2008). As zircônias estabilizadas por céria exibem melhor estabilidade térmica e maior resistência a LTD que a estabilizada por ítria quando submetidas às mesmas condições de termo-ciclagem. Muitos fatores estão relacionados com a LTD como a composição química do material, duração de exposição ao meio úmido, carga aplicada sobre a restauração cerâmica e o processo de confecção (Ardlin, 2002; Chevalier, 2006).

2.3 Comportamento na aplicação prática

Sistemas cerâmicos de zircônia-porcelana são amplamente utilizados na odontologia devido à combinação da alta resistência, dado pelo material policristalino, e de ótimas características óticas

(estética) do vidro de aluminossilicato de cobertura (porcelana). A vantagem da infra-estrutura de zircônia é o aumento da profundidade de translucidez e transmissão de luz através da restauração que permite aparência mais natural que as infra-estruturas de metal (Heintze, Rousson, 2010).

Conforme mencionado anteriormente, dados de estudos clínicos recentes reportam taxas de sobrevivência das restaurações zircônia-porcelana dentro da faixa de 81-100% em 3 anos de observação (Christensen, Ploeger, 2010) e 74% em 5 anos (Sailer et al., 2007a). Dentro das causas principais de falha de restaurações zircônia-porcelana reportadas na literatura (por exemplo: complicações biológicas, fratura da infra-estrutura, perda de retenção), uma especial preocupação é direcionada à susceptibilidade da porcelana à fratura precoce (Heintze, Rousson, 2010). Os valores para lascamento (15-62%), trincamento (25-50%), delaminações (menos de 10.7%) e fraturas maiores (3-33%) são excessivamente altas comparadas às fraturas observadas nas restaurações metalo-cerâmicas (para os mesmos modos de falha: 20-34%; 3-18%; 3-14% e 3-11%, respectivamente) (Goodacre et al., 2003; Sailer et al., 2007a; Della Bona, Kelly, 2010; Christensen, Ploeger, 2010; Heintze, Rousson, 2010).

Vult von Steyern et al (2005) observaram lascamentos em três das 20 próteses parciais fixas avaliadas clinicamente após 2 anos em serviço. Não houve, porém, a necessidade de reparo ou reposição de nenhuma das restaurações. Os autores destacaram como causas prováveis a deficiência de desenho da infra-estrutura (sem suporte da

porcelana) e possível existência de defeitos como porosidades, inclusões ou zonas mais granulosas.

Lascamentos da porcelana foram encontrados em 25% das 20 próteses parciais fixas de 3 elementos avaliadas por Raigrodski et al. (2006) após 3 anos em serviço, contudo, não houve necessidade de reposição/intervenção nas restaurações. As áreas fraturadas não demonstravam porcelana sem suporte de infra-estrutura em termos de espessura de porcelana.

Sailer et al. (2007a) estudaram o desempenho clínico de PPF de 3 a 5 elementos com infra-estrutura de zircônia após 5 anos de observação. 27 PPF de 3 elementos, com 1 prótese contendo um cantilever, e 6 PPF de 4 elementos, foram avaliadas no período de 5 anos. 26,1% das PPF necessitaram ser substituídas, 1 por fratura da zircônia em área de conector (trauma), portanto a taxa de sucesso das infra-estruturas de zircônia foi de 97,8%. Falta de retenção, cáries secundárias (21,7%) atribuídas à discrepância marginal da prótese (evidente em 58,7%), perda de vitalidade do pilar, fratura do pilar foram reportadas. Uma prótese de 4 elementos posicionada na mandíbula apresentou grande fratura da porcelana de cobertura na porção lingual não relacionada com a região de carga oclusal. A taxa de sobrevivência das PPF foi de 73,9%. Lascamento da porcelana foi observado em 15,2% dos casos (n=7) dentro de um período de avaliação de 35,1 meses. Lascamento e fratura da porcelana foram os problemas técnicos mais frequentes. O problema foi atribuído a propriedades mecânicas insuficientes (baixa resistência), ao desenho

inadequado da infra-estrutura, à condição de suporte da porcelana e à presença de defeitos na porcelana.

Os mesmos autores (Sailer et al., 2007b) realizaram uma revisão sistemática sobre a sobrevivência de coroas e PPF totalmente cerâmicas e estimaram a taxa de falha das restaurações em torno de 2,42 em 5 anos, o que significa uma sobrevivência de 88,6%. A taxa de falha de restaurações com zircônia variaram de 0 a 0,48. Apesar de exibir a maior estabilidade do material de infra-estrutura, as restaurações com zircônia demonstraram a maior frequência de complicações técnicas como lascamento e fraturas maiores da porcelana. A taxa anual de complicações foi de 1,98 (Tinschert et al., 2008), 2,86 (Sailer et al., 2007a) e 12,2 (Raigrodsky et al., 2006), significando uma taxa de complicações em 5 anos equivalente a 10%, 15% e 60%, respectivamente. Comparada às restaurações metalocerâmicas, a taxa de falhas das coroas totalmente cerâmicas foram 2.11 vezes maior. A frequência de lascamento da porcelana em restaurações cerâmicas é de em média 13,6% em 5 anos. Enquanto que para as restaurações metalocerâmicas é de 2,9% no mesmo período de observação (Pjetursson et al., 2007).

Pjetursson et al. (2007) realizaram um estudo de revisão sistemática para obter informações sobre a taxa de sobrevivência durante o período de 5 anos de coroas totalmente cerâmicas e as comparou com as restaurações metalocerâmicas consideradas pelos autores como padrão ouro. Eles descreveram os problemas biológicos e técnicos que ocorreram com as próteses. A taxa de sobrevivência encontrada para as coroas de cerâmica pura foi de 93,3% e de 95,6%

para as coroas metalo-cerâmicas em 5 anos, significando taxa de falha anual de 1,38% e 0,89%, respectivamente. As coroas fabricadas com cerâmica de alumina infiltrada por vidro, vidro-cerâmicas reforçadas e alumina densamente sinterizada mostraram taxa de falha anual menor que as restaurações com vidro-cerâmica tradicionais.

A taxa de falha das restaurações totalmente cerâmicas em dentes anteriores mostrou ser similar às metalo-cerâmicas e, quando consideradas somente restaurações em dentes posteriores, as cerâmicas infiltradas por vidro e as vidro-cerâmicas mostraram taxa de sobrevivência menor que as metalo-cerâmicas. Para todos os tipos de materiais, as coroas totalmente cerâmicas na região posterior (taxa de sobrevivência em 5 anos de 84,4%) mostraram taxa de falha maior que as coroas de dentes anteriores. A maior parte das falhas de restaurações totalmente cerâmicas por complicação biológica foi devido à perda da vitalidade pulpar seguida da fratura do dente de suporte e presença de cáries. A complicação técnica de maior prevalência (85%) das coroas totalmente cerâmicas foi a fratura da infra-estrutura. Outros problemas encontrados, porém menos frequentes, foram a descoloração marginal, a delaminação da cerâmica de cobertura, a perda da retenção e a fratura da cerâmica.

Molin e Karlsson (2008) observaram o desempenho clínico de 19 próteses parciais fixas com infra-estrutura em zircônia após 5 anos em serviço. Os autores observaram taxa de sucesso clínico de 100% no período de observação.

Tinschert et al. (2008) estudaram o desempenho clínico de 65 PPF (de mais de 3 elementos) feitas em zircônia após 3 anos. Nenhuma fratura da infra-estrutura foi observada. Lascamentos foram encontrados na área dos conectores entre o pântico e o pilar em 4 PPF (6%), porém não houve necessidade de reposição de nenhuma das próteses, que foram somente polidas. Os autores concluíram que restaurações totalmente cerâmicas com infra-estrutura em zircônia exibem taxa de sucesso suficiente. Reportaram a possível falta de suporte pela infra-estrutura como causa de lascamentos da porcelana.

Beuer et al. (2009) realizou um estudo clínico no qual avaliou próteses parciais fixas (PPF) de três elementos com infra-estrutura a base de zircônia coberta por porcelana injetada sob pressão após 3 anos em serviço. As 21 restaurações foram avaliadas quanto a complicações técnicas como: fratura da infra-estrutura e fratura ou lascamento da porcelana. No período de observação somente 2 próteses necessitaram de reposição. Uma das próteses falhou por fratura da infra-estrutura, provavelmente por causa da espessura da zircônia (3 mm) estar abaixo do mínimo recomendado (4 mm) e possível associação a exposição ao meio bucal durante o ajuste oclusal. Também é possível que tensões de tração tenham sido originadas com a expansão do revestimento durante o processo de injeção da porcelana, ou que este processo realizado sob alta pressão tenha inserido defeitos de superfície. A outra PPF falhou por perda de retenção ao pilar dentário. A taxa de sobrevivência das PPF foi de 90,5%, enquanto que a das infra-estruturas foi de 95,2% após 40 meses. Os autores afirmam que a zircônia como material para infra-

estrutura demonstrou melhor estabilidade clínica do que outros sistemas cerâmicos. Além disso, ao contrário de outros estudos, nenhum lascamento da porcelana foi observado. Os autores atribuem o melhor desempenho da porcelana injetada à maior densidade e menor probabilidade de inclusão de defeitos do que a técnica de estratificação, menos controlada e sujeita à variabilidade do operador e dos procedimentos de queima. Ainda, a técnica de injeção preconiza o uso de material refratário como revestimento, que pode proporcionar um resfriamento mais lento da restauração contida no seu interior.

Al-Amleh et al. (2010) realizou uma revisão sistemática sobre estudos clínicos de restaurações com zircônia. A taxa de sobrevivência de PPF variou entre 74% a 100% em 5 anos. Em um dos estudos, a fratura da infra-estrutura foi reportada, tendo como causa a mastigação acidental de uma pedra em um pedaço de pão. A incidência de lascamento da porcelana foi de 15,2% em 5 anos. As restaurações unitárias representam uma parte pequena das restaurações feitas com zircônia. Em estudo clínico randomizado, a fratura de 1 de 15 coroas foi observada após um período de 2 anos, conferindo taxa de sucesso de 93%. Outro estudo mostrou fratura da infra-estrutura de um entre 203 coroas depois de 3 anos. Neste mesmo estudo 4 coroas (2%) exibiram lascamento da porcelana dentro do período de observação. A taxa de sobrevivência das coroas zircônia-porcelana foi reportada como 93% em 2 e 3 anos. Os estudos de sobrevivência de PPF representam a maior parte. Em um período de 3 anos, nenhuma fratura da infra-estrutura foi observada, entretanto 6% sofreram lascamento da porcelana. O lascamento, com ou sem exposição da infra-estrutura,

foi uma das complicações mais comuns nas restaurações com zircônia variando de 0% em 2 e 3 anos até 54% em apenas 1 ano. Todas as marcas comerciais de zircônia apresentaram este tipo de complicação. Algumas dessas fraturas iniciaram longe da área de carga oclusal. Os autores salientam que as fraturas passaram despercebidas pelos pacientes e somente foram detectadas após exame clínico pelo dentista avaliador. A necessidade de intervenção variou de polimento, reparo ou até mesmo nenhum tratamento, porém houve casos de fraturas maiores que prejudicaram estética/função ou não puderam ser polidas e, portanto, foram substituídas.

Gröten e Hüttig (2010) realizaram um estudo clínico sobre sobrevivência de coroas de zircônia-porcelana. Depois de 2 anos, 7% exibiram lascamento da porcelana de cobertura. A porcentagem de efeitos adversos e de complicações clínicas das 54 restaurações avaliadas foi de 24% (13 coroas) e 11,1% (6 coroas), respectivamente. A taxa de complicações foi avaliada em 0,104 por 24 meses. A respeito das coroas que falharam por complicações técnicas da porcelana (5,4%), uma coroa apresentou lascamento e duas sofreram fratura da porcelana com necessidade de reposição. Os autores concluem que as restaurações com zircônia mostraram boa sobrevivência (0,98% em 2 anos), porém são susceptíveis a lascamento e fratura parcial da porcelana.

Recente revisão sistemática sobre a sobrevivência clínica de próteses parciais fixas (PPF) de zircônia-porcelana e metalocerâmicas (Heintze, Rousson, 2010) afirma que: o tipo de elemento dentário (posição na boca), o número unidades da PPF, o tipo de agente de

união, a condição de jateamento com óxidos, a espessura e o suporte da porcelana pela subestrutura não exerceram efeito sobre a ocorrência de lascamento da porcelana. Entretanto, o material de cobertura (porcelana) utilizado e seu método de processamento foram apontados como explicação razoável para a ampla variação da prevalência de lascamento observada entre os diferentes centros de pesquisa (0 a 30%, dependendo do grupo de pesquisa).

Estudos em laboratório são realizados a fim de prever o comportamento dos sistemas cerâmicos na prática clínica, contudo Kelly (1999) enumerou vários problemas com testes laboratoriais que limitam a correlação dos seus resultados com as falhas e distribuições de estresses que ocorrem na clínica. Os testes laboratoriais podem submeter os corpos de prova a um incorreto estado de estresse, ocasionando falhas a partir de defeitos de superfície gerados pela carga de contato ao invés de serem originadas na superfície de cimentação (área sob estresse de tração) como é observado clinicamente. Além disso, a magnitude de carga necessária para fratura de coroas em laboratório (1500 até 5000 N) é muitas vezes maior que a força mastigatória ou mesmo das forças de apertamento, não sendo significativa clinicamente.

Analisando as falhas clínicas das restaurações cerâmicas foi possível concluir que a fratura tem origem na superfície interna das coroas cimentadas com trincas propagando-se a partir da interface entre a cerâmica e o cimento. Em muitos casos o estado de estresse no defeito inicial é originado das forças compressivas da superfície oclusal causando flexão da cerâmica em sua interface com o cimento e

a dentina. A magnitude das forças de tração geradas é dependente da carga aplicada sobre a cerâmica e do módulo de elasticidade das estruturas de suporte (dentina e cimento) e da própria cerâmica (Denry, Kelly, 2008).

Kelly (1999) observou coroas fraturadas na clínica e, por meio de análise da superfície de fratura, chegou à conclusão de que as falhas iniciam na superfície de cimentação abaixo das facetas de desgaste oclusal. Esse modo de falha é similar ao encontrado em testes *in vitro* quando a carga é aplicada sobre a cerâmica de superfície plana com endentador plano (pistão). A carga aplicada com pontas pequenas em formato de esferas dá origem à distribuição de tensões do tipo Hertzian, caracterizada pela formação de defeitos em formato de cone, que inicia na superfície e se propaga para dentro da subsuperfície. A utilização de pontas esféricas é comum na literatura com o intuito de simular a anatomia dentária para induzir tensões durante o contato oclusal. Entretanto, as esferas de aço e de tungstênio que são utilizadas nos estudos originam pontos de contato de raio submilimétricos na superfície plana da cerâmica (ainda menores quando em contato com superfícies arredondadas) que iniciam defeitos do tipo Hertzian, especialmente, em espessuras de cerâmicas menores que 1 mm. O diâmetro mínimo das esferas de aplicação da carga sobre superfície plana da cerâmica é estimado entre 40 μ m e 1 mm para simulação do contato oclusal (Kelly, 1999). Abaixo do valor mínimo (40 μ m), a pressão exercida pela esfera é muito maior do que a observada clinicamente e as falhas originam-se de um defeito superficial provocado pelo endentador e, a partir da superfície,

avançam dentro do corpo cerâmico. O defeito superficial de contato do tipo Hertzian nunca foi observado como um modo de fratura clínica (Yi, Kelly, 2008).

Aboushelib et al. (2009) utilizaram princípios de fractografia para descrever o modo de falha e a tensão no momento da fratura clínica de restaurações de zircônia-porcelana e compararam posteriormente com réplicas das restaurações testadas em laboratório. As análises das superfícies de fratura clínicas revelaram que 10 das 19 coroas falharam por lascamento da porcelana. As fraturas por lascamento foram originadas na superfície oclusal e propagaram-se até a interface com a infra-estrutura. A falha iniciou na interface zircônia-porcelana em 6 coroas. Duas coroas falharam sob influência de tensões na superfície interna de paredes axiais (*Hoop stresses*) e 1 coroa falhou a partir de trinca da zircônia na interface com o cimento. Das 17 PPF examinadas, 8 falharam por delaminação da porcelana, 7 por fratura do conector e 2 sob a influência de *Hoop stresses*. Espessuras não-homogêneas da infra-estrutura foram observadas especialmente nas desenhadas/planejadas manualmente, enquanto que as fabricadas por CAD/CAM exibiram espessura constante de 0,5 mm. A tensão de fraturas favoráveis e de falhas não favoráveis (que necessitaram de reposição) foi de 26,8 MPa e 923,3 MPa, respectivamente. O teste monotônico de carga compressiva sobre as réplicas das restaurações revelaram tensões de fratura significativamente maiores para os mesmos modos de falha: 52,4 MPa e 1098,9 MPa, respectivamente. O estudo concluiu que não há

somente diferença no modo de falha entre clínica e laboratório, como também existe diferença no valor de tensão de fratura.

Estudos prévios apontam diversas possíveis causas de fratura precoce da porcelana, assim como 1) falta de resistência da porcelana (baixa tenacidade de fratura) (Quinn et al., 2010); 2) espessura de porcelana (Swain, 2009; Benetti et al., 2011); 3) incompatibilidade ou diferença de expansão térmica dos materiais (Taskonak et al., 2005; DeHoff et al., 2008; Benetti et al., 2010); 4) baixo molhamento e resistência de união da zircônia à porcelana (Fisher et al., 2009; Benetti et al., 2010); 5) insuficiente suporte da porcelana pela infraestrutura ou seu desenho inadequado (Shirakura et al., 2009); 6) sinterização imprópria (Cheung, Darvell, 2002); 7) taxa de resfriamento inadequada (Guazzato et al., 2010; Göstemeyer et al., 2010).

Gradientes térmicos são, frequentemente, relacionados ao desenvolvimento de tensões residuais e transitórias na porcelana que são potencialmente relacionadas com a fratura precoce e, portanto, devem ser investigados.

A influência do desenho do preparo, das espessuras das camadas de cerâmica e de agente de fixação na distribuição de tensões em próteses parciais fixas é difícil de ser padronizada, pois são sensíveis às etapas de fabricação das restaurações. A análise por elementos finitos (FEA) elimina os fatores associados ao processo de confecção das restaurações protéticas e ao operador, por isso é uma

ferramenta bastante útil na observação da distribuição de tensões quando forças são aplicadas sobre as restaurações cerâmicas.

A sensibilidade das propriedades termomecânicas das porcelanas às mudanças de temperatura (especialmente na região da transição vítrea) pode ter papel importante no seu estado de tensão em restaurações zircônia-porcelana. Asaoka e Tesk (1989) descreveram algumas características da porcelana que devem ser consideradas para avaliação de tensões transitórias e residuais, assim como a importância para o estado final: 1) forma geométrica (Swain, 2009); 2) módulo de elasticidade dependente da temperatura (DeHoff, Anusavice, 2004b); 3) coeficiente de expansão térmica dependente da temperatura (Asaoka, Tesk, 1989; Swain, 2009); 4) a distribuição da temperatura durante o processo de resfriamento (Tholey et al., 2010; Tholey et al., 2011); 5) viscosidade dependente da temperatura (Betolotti, Shelly, 1979; Asaoka, Tesk, 1991; DeHoff, Anusavice, 2004b); e 6) a temperatura de transição vítrea (T_g) dependente da taxa de resfriamento (Moynihan et al., 1974). Esses fatores foram investigados no presente estudo.

3 PROPOSIÇÃO

O presente estudo foi delineado para investigar as razões para as fraturas da porcelana com origem em trincas e defeitos localizados no interior ou subsuperfície da porcelana. Por isso, os objetivos deste estudo são:

1. Utilizar o método de análise de elementos finitos (AEF) para avaliar a distribuição e magnitude de tensões de tração na porcelana com diferentes condições de suporte pela infraestrutura quando uma força oclusal compressiva é aplicada. A hipótese testada foi de que a magnitude das tensões geradas na porcelana é semelhante nos níveis de suporte examinados.
2. Avaliar a distribuição da temperatura das restaurações cerâmicas durante os processos relacionados à queima da porcelana (aquecimento e resfriamento) em diferentes taxas. Com base nos baixos valores de condutividade térmica da zircônia, foi testada a hipótese de que gradientes térmicos (diferenças de temperatura entre o interior e exterior das restaurações) de magnitude mais alta são gerados em coroas de zircônia-porcelana em comparação com as metalocerâmicas, especialmente no aquecimento e resfriamento

rápidos e em restaurações com maior espessura de porcelana.

3. Analisar o desenvolvimento de tensões residuais em coroas de zircônia-porcelana e metalo-cerâmica com diferentes espessuras de porcelana como resultado do resfriamento lento e rápido a partir de temperaturas acima da transição vítrea (T_g) até a temperatura ambiente usando simulação computacional (análise de elementos finitos). Foram testadas as hipóteses de que a magnitude e distribuição de tensões residuais na porcelana são similares para restaurações zircônia-porcelana e metalo-cerâmica; e as tensões residuais obtidas pelo resfriamento lento são menores que as após resfriamento rápido.
4. Avaliar o desenvolvimento de tensões transitórias na porcelana dental de coroas de zircônia-porcelana e metalo-cerâmica com diferentes espessuras de porcelana, possivelmente geradas durante o resfriamento na região da T_g . A hipótese de que os gradientes de temperatura originados durante o resfriamento das coroas contribuem para o desenvolvimento de tensões de tração de maior magnitude na coroa totalmente cerâmica foi testada.
5. Avaliar fisicamente o efeito das tensões transitórias geradas pelo resfriamento rápido no estado final da porcelana, testando a hipótese de que as tensões transitórias contribuem para nucleação e propagação de trincas a partir de defeitos na porcelana.

4 MATERIAL E MÉTODOS

A primeira parte do presente estudo investigou a distribuição de tensões de tração na porcelana com diferentes níveis de suporte mecânico pela infra-estrutura. Posteriormente, o estudo apresentou uma abordagem da distribuição da temperatura nas coroas de zircônia-porcelana e metalo-cerâmicas durante o aquecimento e resfriamento rápido e lento. Em seguida, uma detalhada análise de elementos finitos (AEF) foi realizada simulando resfriamento lento e rápido das restaurações com o objetivo de entender o papel de gradientes de temperatura no estado de tensões (transitórias ou residuais) da porcelana. E por fim, um teste físico foi realizado com objetivo de estudar as manifestações físicas das tensões resultantes das mudanças nas propriedades térmicas e mecânicas da porcelana de cobertura sob influência do tempo e da temperatura (taxa de resfriamento) e de comprovar os resultados da AEF.

4.1 A questão de suporte da porcelana – análise de elementos finitos

A primeira questão sobre a condição de suporte da porcelana pela infra-estrutura foi: como definir “suporte”? Depois de

comunicações pessoais com pesquisadores e clínicos um consenso foi obtido sobre o que seria a condição de suporte. Neste estudo 3 diferentes desenhos de infra-estrutura (Figura 6) foram propostos para investigar, por análise de elementos finitos, o efeito do suporte na distribuição de tensões na porcelana.

4.1.1 Geometria do modelo e malha

Um modelo 2D foi criado no software COMSOL Multiphysics (Versão 3.5, COMSOL Inc, Burlington, MA, EUA) para avaliar a distribuição de tensões de tração (Tensão máxima principal - TMP) dentro das estruturas utilizando o módulo de mecânica estrutural.

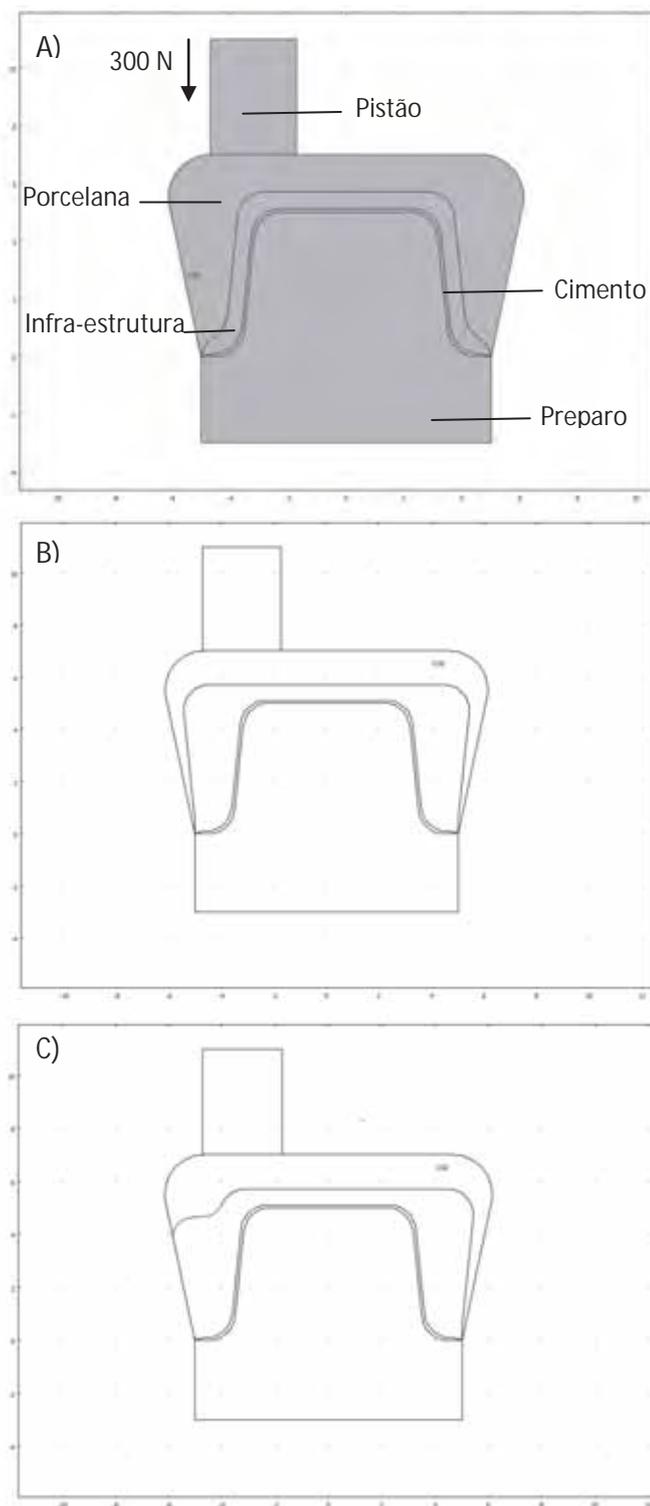


Figura 6 – Desenhos representando diferentes condições de suporte da porcelana: **A** – Infra-estrutura com suporte tradicional (D1); **B** – Infra-estrutura com suporte aumentado sem exposição da zircônia (D2) e **C** – Infra-estrutura com suporte aumentado com exposição da zircônia na parede axial (D3).

O modelo foi constituído de 5 partes (Figura 6 A): pistão, preparo, camada de cimento, infra-estrutura e porcelana (detalhes das dimensões no Apêndice 1). Neste trabalho, parte e objeto foram termos usados alternadamente.

As características de cada material (dentina para o pistão e preparo; cimento resinoso; zircônia e porcelana) foram atribuídas ao modelo de acordo com as propriedades mecânicas específicas (Tabela 3). Cada parte apresentou uma resposta individual dependendo dos valores das propriedades mecânicas e da espessura dos objetos.

Tabela 3 – Valores para as propriedades dos materiais utilizados na simulação estática (materiais considerados isotrópicos)

Descrição	Porcelana	Zircônia	Cimento Resinoso	Dentina
Módulo de Young (GPa)	64	200	3,0	14,9
Razão de Poisson	0,25	0,31	0,35	0,31

Para realização da análise estrutural, foi criada uma malha dos objetos seguindo configurações de malha mais fina composta por 3649 (D1), 5242 (D2) e 5115 (D3) elementos tetraédricos conectados por 1887 (D1), 2713 (D2) e 2647 (D1) nós com 14926 (D1), 21472 (D2) e 20954 (D3) graus de liberdade.

Esse padrão de malha foi escolhido por evitar a formação de elementos com formato inadequado ou grande demais para representar as importantes variações da resposta estudada, e por ser adequada aos recursos computacionais, não demandando um tempo longo para solução do problema.

4.1.2 Condições de contorno

A relação entre as superfícies em contato das diferentes partes foi definida como união, o que significa perfeitamente unida. A superfície superior do pistão foi configurada com um deslocamento predeterminado, movendo no sistema de coordenadas global de acordo com uma carga compressiva de 300 N aplicada a essa superfície. Limites fixos foram definidos na superfície inferior do objeto dente para prevenir qualquer tipo de deslocamento. Todos os outros limites foram definidos com deslocamento livre.

4.1.3 Análise dos resultados

Os resultados da análise estrutural foram calculados com o sistema Direck UNPACK e expressos em tensão máxima principal (TMP, em MPa).

4.2 Análise térmica

4.2.1 Confecção das coroas e acoplagem dos termopares

Infra-estruturas de zircônia e liga metálica (liga áurea) foram fabricadas de acordo com as dimensões mostradas na Figura 6A e Apêndice 1. Antes da aplicação da cerâmica de cobertura, um termopar (T2, modelo XC-24-K-24-SWPW-M), constituído por liga de níquel-cromo e níquel-alumínio com uma temperatura de trabalho na faixa de 200 °C a 1370 °C, foi acoplado à superfície superior (oclusal) da infra-estrutura por meio da queima de uma pequena quantidade de porcelana compatível com zircônia (Lava Ceram – Lceram, lote # 192164, 3M-ESPE, St. Paul, Minnesota, EUA) e com metal (Vita Omega 900 - V900, dentina #9336 e opaco #9306, Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, Alemanha) em torno do sensor do termopar. Os fios dos termopares foram recobertos com fibra isolante formada por alumina, óxido de boro e sílica (cerâmica Nextel) para prevenção de interferências nas leituras.

Uma moldeira flexível de silicone foi utilizada para obtenção do contorno externo requisitado da porcelana. Após posicionar a infra-estrutura na porção inferior, o espaço interno da moldeira foi preenchido com uma mistura do pó de cerâmica compatível e água destilada. O excesso de líquido foi removido com papel absorvente promovendo a compactação do pó. O ângulo entre a parede externa axial e a oclusal foi arredondado. A porcelana foi sinterizada (Programat P500/G2, Ivoclar-Vivadent AG, Schaal/Liechtenstein) de acordo com o protocolo de resfriamento lento mostrado na Tabela 4.

Tabela 4 – Protocolo de aquecimento e resfriamento lento e rápido das porcelanas utilizadas

	Lava Ceram (3M-ESPE)		Vita Omega 900 (VITA)	
	Resfriamento Lento	Resfriamento Rápido	Resfriamento Lento	Resfriamento Rápido
Temperatura de pré-secagem (°C)	450	450	600	600
Tempo de pré-secagem (min)	6	6	2	2
Taxa de aquecimento (°C/min)	45*	45	50*	50
Temperatura final (°C)	810	810	900	900
Tempo de manutenção (min)	1	1	1	1
Vácuo on (°C)	450	450	600	600
Vácuo off (°C)	810	810	900	900
Tempo sob vácuo (min)	1	1	6	6
Resfriamento lento (°C)	500	-	530	-
Taxa de resfriamento (°C/min)	10	-	10	-

* Foram avaliadas a taxa de aquecimento lenta (45 °C/min) e a rápida (140 °C/min – limite máximo do forno). Outras etapas seguiram o protocolo de resfriamento lento.

A espessura final da porcelana na superfície oclusal foi obtida após a queima de duas camadas (1 mm cada) de porcelana. Como mencionado anteriormente, um termopar foi posicionado na interface (T2 – interface) entre porcelana e infra-estrutura, permanecendo imerso na porcelana. como mostrado na Figura 7. Um termopar (T3 - interno) foi posicionado na superfície superior da primeira camada, sendo subseqüentemente coberto por uma segunda camada de porcelana.

Além dos posicionados na interface (T2) e na posição intermediária dentro da porcelana (T3 – interno), um termopar foi posicionado na superfície de cimentação (T1 - cimentação) e outro na superfície superior da coroa (T4 – externo).

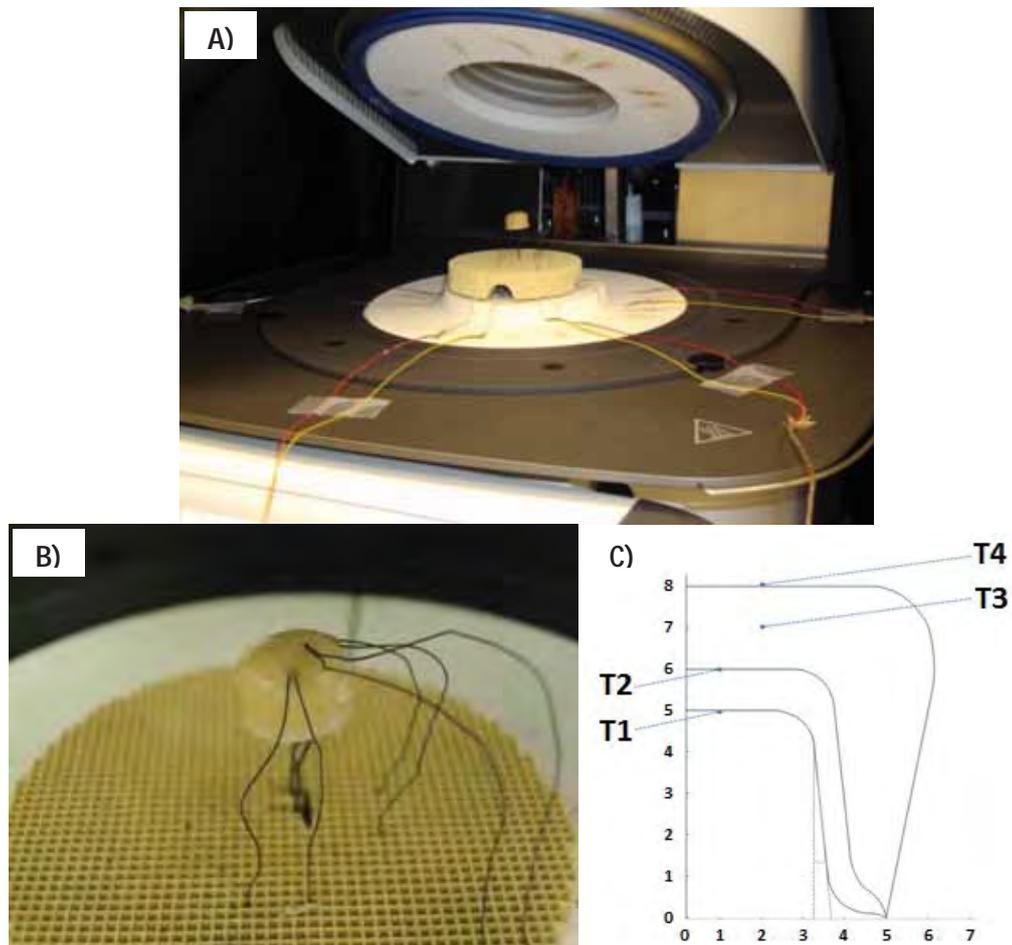


Figura 7 – Fotografias do posicionamento da coroa no forno (A) e dos termopares na coroa (B). Representação gráfica (C) simétrica axialmente da posição de cada termopar em relação à estrutura da coroa: T1 na superfície de cimentação; T2 na interface porcelana/infra-estrutura, T3 dentro da porcelana, T4 na superfície externa (oclusal) da porcelana. A coroa foi posicionada a 10 mm de distância da plataforma refratária. Dimensões mostradas em mm.

4.2.2 Aquisição da temperatura em função do tempo

Leituras simultâneas com termopares foram realizadas a cada 3 segundos durante os procedimentos específicos de queima (Tabela 4) utilizando um termômetro (HH 390/309A, OMEGA Engineering Inc,

Stamford, CT, USA) com quatro canais de entrada para termopares do tipo K. O resfriamento “rápido” foi definido quando a câmara de queima do forno foi aberta imediatamente após o ciclo recomendado para sinterização (tempo e temperatura final recomendados) e o forno foi desligado. Resfriamento “lento” foi determinado pela manutenção da câmara do forno fechada até 50 °C abaixo da temperatura de transição vítrea (T_g) e a partir de então aberta totalmente. Além disso, a taxa de aquecimento também foi modificada de 45 °C/min (lento) para 140 °C/min (rápido). A temperatura de referência para esses experimentos foi a fornecida pelo termopar acoplado ao forno.

4.2.3 Cálculo da T_g de acordo com a taxa de resfriamento

A temperatura de transição vítrea (T_g) para LAVA Ceram foi previamente calculada por Fischer et al. (2007) como sendo aproximadamente 548,2 °C (T_{g0}), com base em dados de dilatométrica (como descrito pela ISO 6872:2008) realizado a 5 °C/min (q_0) de 25 a 500 °C. A T_g da Vita Omega 900 é fornecida pelo fabricante como 584 °C (T_{g0}), a 5 °C/min (q_0). Como um aumento da magnitude da taxa de resfriamento causa uma elevação da temperatura de transição vítrea (quando mais rápido o resfriamento, menos tempo disponível em um determinado intervalo de tempo para rearranjos estruturais - Scherer, 1986). Os valores de T_g considerados neste estudo (T_{g1}) foram calculados para cada taxa de resfriamento (q_1), com base na

temperatura (T_{g0}) e taxa de referência (q_0), como descrito por Moynihan et al. (1974):

$$\frac{d(\ln|q|)}{d\left(\frac{1}{T_g}\right)} = -\frac{\Delta h^*}{R} \quad (6)$$

$$q = \frac{dT}{dt} = \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad (7)$$

reescrevendo a equação 6 para obter (T_{g1}):

$$T_{g1} = -\left(\ln\left|\frac{q_1}{q_0}\right| * \left|\frac{R}{\Delta h^*}\right| - \frac{1}{T_{g0}}\right)^{-1} \quad (8)$$

Onde, a entropia de vidros de silicato (Δh^*) é 386×10^3 J/mol (energia de ativação reportada por DeHoff e Anusavice (2004)) e a constante dos gases é 8,3145 J/mol (Lide, 1995).

4.2.4 Análise dos dados

Os dados foram importados para análise no Microsoft Excel usando software Testlink SE309 v.3.5 (OMEGA Engineering Inc, Stamford, CT, EUA). Curvas de temperatura em função do tempo foram obtidas e analisadas.

4.3 Resfriamento por análise de elementos finitos – solução elástica

Como primeira abordagem, a contração térmica simples (solução elástica) de coroas foi simulada utilizando análise de elementos finitos (AEF).

4.3.1 Análise de elementos finitos – solução elástica

A análise termomecânica foi realizada utilizando o módulo de mecânica estrutural no software COMSOL Multiphysics, incluindo uma força mecânica de contração térmica para simulação do resfriamento das restaurações.

4.3.2 Geometria do modelo e malha

Uma geometria semelhante a coroa de molar foi criada com duas diferentes camadas: a infra-estrutura, simulando metal ou zircônia, e a porcelana de cobertura (Figura 8).

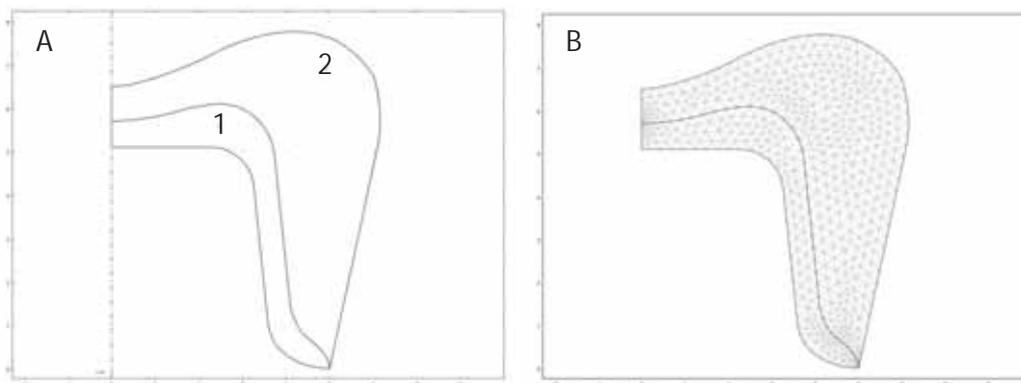


Figura 8 – Representação gráfica da geometria de simetria axial (2D). A linha tracejada é o eixo de rotação ($r=0$); 1 é a infra-estrutura e 2 é a porcelana. A malha gerada (malha mais fina) pode ser observada em B. As dimensões estão em mm.

4.3.3 Configurações dos materiais

Todos os materiais foram considerados isotrópicos. Os valores das propriedades dos materiais utilizados nessa análise preliminar são apresentados na Tabela 5 (com base nos valores da literatura apresentados anteriormente nas Tabelas 1 e 2).

Tabela 5 – Valores de propriedades dos materiais utilizados na simulação elástica em AEF.

Descrição	Metallo-cerâmica		Zircônia-porcelana		Unidade
	Liga áurea	Porcelana	Zircônia	Porcelana	
Módulo de Young	93	64	200	64	GPa
Razão de Poisson	0,39	0,25	0,31	0,25	-
Coefficiente de expansão térmica	14	13,5	10	9,5	$10^{-6}/K$
Densidade	14	2,4	6	2,4	g/cm^3

4.3.4 Condições de contorno

Todas as margens foram consideradas livres (sem restrições), exceto pelo eixo de simetria axial em $r=0$ (Figura 8). A contração térmica foi simulada com a aplicação de uma força hidrostática com temperatura inicial de 600 °C e 800 °C para resfriamento lento e rápido, respectivamente, e temperatura final de 25 °C. Definições de resfriamento lento e rápido foram apresentadas anteriormente.

4.3.5 Parâmetros de solução

Um sistema linear de solução foi selecionado (Direct UMFPACK) para calcular a tensão residual do resfriamento (contração) na análise estática.

4.3.6 Teste de sensibilidade

A sensibilidade da solução final à variação de propriedades relevantes da porcelana foi investigada e expressa pelos valores de tensão máxima principal residual após resfriamento rápido. A influência das propriedades da porcelana e da discordância entre a expansão térmica entre porcelana e infra-estrutura nos valores de TMP

foi avaliada. Com base nos valores mínimos e máximos relatados pela literatura (Tabela 1 e 2), 10 valores foram criados na faixa de 50-100 GPa, 0,10-0,30 e -2 to $+2 \times 10^{-6}/K$ para o módulo de elasticidade, razão de Poisson e diferença entre CET, respectivamente. Enquanto cada propriedade foi alterada, as outras variáveis foram mantidas constantes como mostrado na Tabela 5.

4.4 Análise por elementos finitos – simulação termo-mecânica tempo-dependente

Análise de elementos finitos (AEF) foi utilizada para simular (COMSOL v.3.5) o resfriamento das coroas em computador, considerando a porcelana com comportamento visco-elástico em temperaturas acima da T_g . Para isso, alguns fatores foram incluídos na análise: [1] diferentes espessuras de porcelana; [2] módulo de elasticidade (geral e cisalhamento) dependente da temperatura; [3] coeficiente de expansão térmica dependente da temperatura; [4] a distribuição da temperatura durante o processo de resfriamento, conforme obtido por teste físico (descrito na seção 4.2); [5] densidade dependente da temperatura; [6] a capacidade térmica dependente da temperatura; [7] a temperatura de transição vítrea (T_g) dependente da taxa de resfriamento.

4.4.1 Análise de elementos finitos - tempo-dependente

Análise termo-mecânica tempo-dependente foi conduzida combinando o modo de transferência de calor por condução e análise mecânica estrutural para avaliação do desenvolvimento de tensões de tração, apresentadas seguindo o critério de tensão máxima principal (MPa).

Um modelo simétrico axialmente foi criado com geometria representando uma coroa (conforme descrito na seção 4.2, porém com espessura homogênea de 1 ou 2 mm da porcelana e de 0.7 mm da zircônia na porção oclusal). A coroa consistiu de duas diferentes camadas: a infra-estrutura (metal ou zircônia), considerando seu comportamento essencialmente elástico na faixa de temperatura de interesse (entre 25 °C e a temperatura de sinterização da porcelana); e a porcelana de cobertura compatível, com comportamento visco-elástico (como um vidro fundido de silicato) em temperaturas acima da transição vítrea (T_g) e elástico entre a T_g e a temperatura ambiente (25 °C).

4.4.2 Suposições feitas no modulo de mecânica estrutural

4.4.2.1 Condições de contorno

Todos os limites foram considerados livres, exceto pelo eixo de simetria ($r=0$).

4.4.2.2 Configurações dos materiais

Os valores das propriedades dos materiais isotrópicos (metal e zircônia) são apresentados na Tabela 6.

Tabela 6 – Valores das propriedades dos materiais utilizados na simulação termo-mecânica tempo-dependente

Liga áurea	Descrição	Valor
(Isotrópico)	Módulo de elasticidade (GPa)	93
	Razão de Poisson	0,39
	Coeficiente de expansão térmica (1/K)	14E-6
	Densidade (t/mm^3)	14E-9
	Capacidade térmica (J/kg $^{\circ}$ K)	130
	Zircônia	Módulo de elasticidade (GPa)
(Isotrópico)	Razão de Poisson	0,32
	Coeficiente de expansão térmica (1/K)	10E-6
	Densidade (t/mm^3)	6E-9
	Capacidade térmica (J/kg $^{\circ}$ K)	450
	Porcelana	Módulo geral (MPa)
(Visco-elástico)	Módulo de cisalhamento inicial (MPa)	22900
	Módulo de cisalhamento (MPa)	n_Shear [‡]
	Coeficiente de expansão térmica (1/K)	n_CTE [‡]
	Densidade (t/mm^3)	n_Density [‡]
	Capacidade térmica (J/kg $^{\circ}$ K)	n_Cp [‡]

[‡] Propriedades definidas em função da temperatura.

O módulo de cisalhamento, densidade, capacidade térmica e o coeficiente de expansão térmica (CET) da porcelana foram definidos em função da temperatura. A Tg foi calculada para cada taxa de resfriamento mensurada pelos termopares.

4.4.2.3 Força de contração

A força gerada pela contração/expansão térmica dos materiais foi incluída no módulo de mecânica estrutural. Essa força hidrostática foi configurada para iniciar na temperatura de abertura da câmara do forno e continuar durante a simulação até a temperatura ambiente (25 °C). Enquanto a força hidrostática foi aplicada ao modelo, a solução foi calculada a cada segundo levando em consideração a temperatura definida pelo tempo, conforme a curva de resfriamento.

4.4.2.4 Definição da densidade em função da temperatura

Curvas de densidade (ρ) em função da temperatura (Figura 9) foram obtidas simulando diferentes composições de vidros fundidos de silicato (Tabela 7) em um programa de cálculo desenvolvido por Fluegel et al., (2008).

Tabela 7 – Concentração de óxidos utilizada nas comparações de variação de densidade de um vidro de silicato com a temperatura. A partir de uma composição básica, a quantidade de óxidos foi modificada até atingir composição semelhante à porcelana dental

Componente	Concentração de óxidos em mol%					Porcelana dental*
	Composição básica	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	
SiO ₂	77,16	74,91	77,46	82,96	75,25	66,50
B ₂ O ₃	6,60	6,60	6,60	6,60	6,60	6,60
Al ₂ O ₃	0,75	3,00	0,75	0,75	0,75	13,50
MgO	0,30	0,30	0,00	0,30	0,30	0,00
CaO	2,10	2,10	2,10	2,10	2,10	2,10
Na ₂ O	12,9	12,9	12,9	7,10	12,9	4,20
K ₂ O	0,19	0,19	0,19	0,19	2,10	7,10

* Composição mais próxima a porcelana dental descrita por Anusavice (2005). A concentração de óxido alterada em cada simulação aparece em destaque.

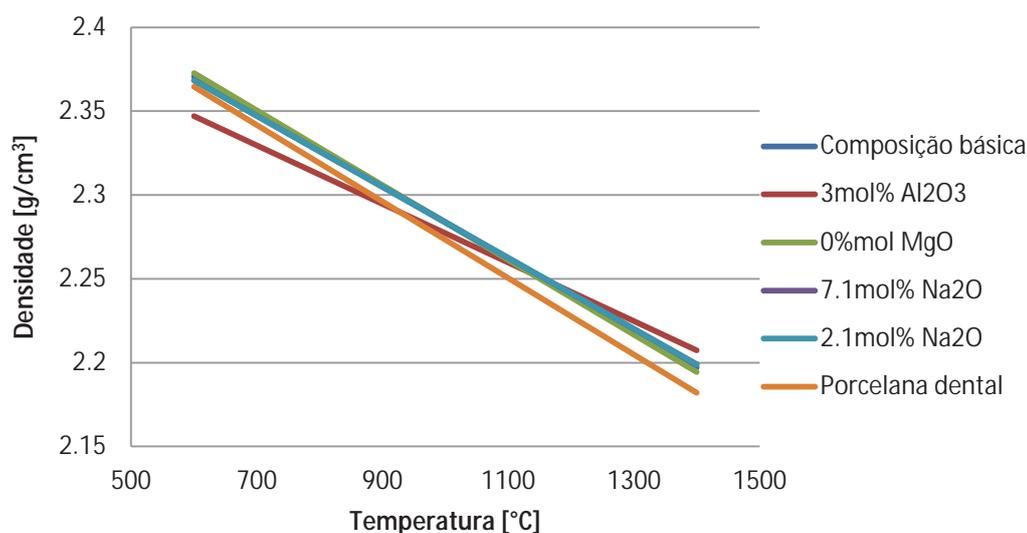


Figura 9 – Densidade em função da temperatura para vidros de silicato (Fluegel et al., 2008). Houve sobreposição das retas para algumas composições.

A concentração dos óxidos foi alterada partindo de uma composição básica de vidro de silicato para uma composição semelhante à porcelana dental, dentro das limitações delineadas pelos autores. As quantidades de outros óxidos não influenciam a densidade

significativamente e, portanto, não foram modificadas. A concentração de SiO_2 foi considerada como a diferença para 100% da composição do vidro.

Com base na similaridade dos valores de densidade calculados para diferentes composições (Figura 9), a curva de densidade da porcelana dental em função da temperatura (T) foi utilizada no modelo de elementos finitos com a equação que descreve a mudança dos valores de ρ nas temperaturas acima da T_g :

$$\rho = -0,00022347896 \times T + 2,5590223 \quad (9)$$

A densidade foi considerada constante, $2,4 \text{ (g/cm}^3\text{)}$, da T_g até a temperatura ambiente (Figura 10).

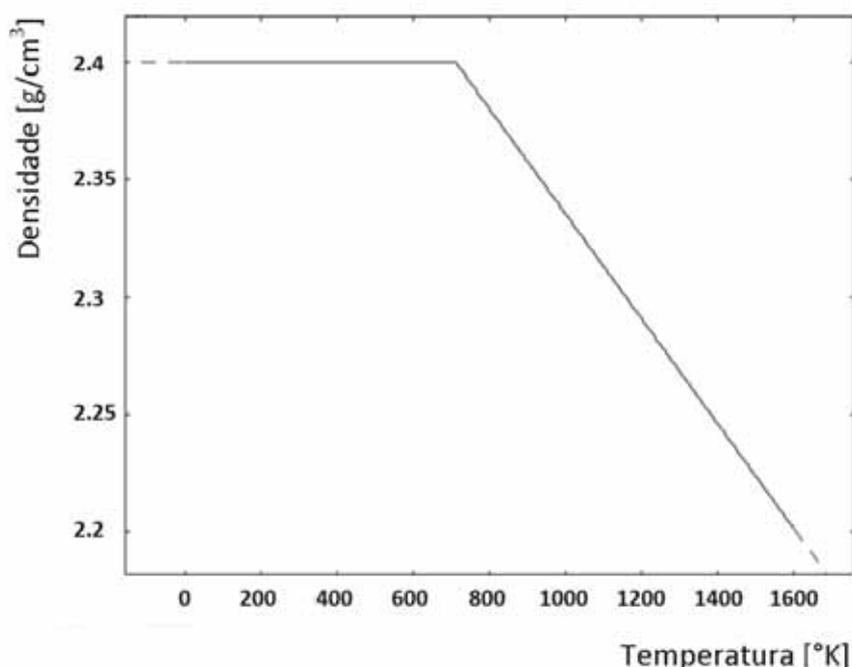


Figura 10 – Curva de densidade ($\times 10^{-6}$) dentro da faixa de temperatura de interesse.

4.4.2.5 Definição do módulo de cisalhamento em função da temperatura

Os valores do módulo de cisalhamento (Tabela 8) descritos por DeHoff et al. (2006) para cerâmica de cobertura IPS Empress 2 foram utilizados para obtenção da sua dependência da temperatura (Figura 11). O valor do módulo inicial foi 22900 MPa (à temperatura de sinterização) e o final (à temperatura ambiente) 25800 MPa.

Tabela 8 – Valores do módulo de cisalhamento para temperaturas próximas à T_g

Temperatura (°C)	Módulo de cisalhamento (MPa)*
525	23690
550	23571
575	23452
600	23373
700	22950

* DeHoff et al. (2006).

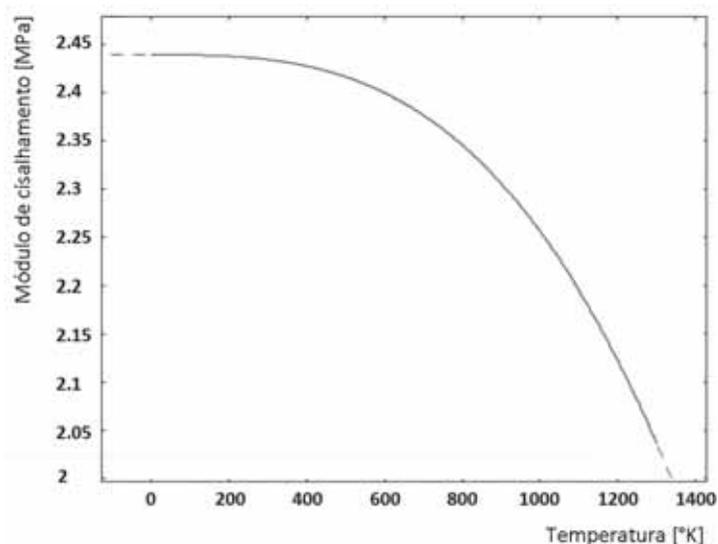


Figura 11 – Curva que representa a dependência do módulo de cisalhamento das variações de temperatura.

A equação que define o módulo de cisalhamento (G) em função da temperatura (T) foi obtida pelo ajuste de uma curva aos dados (software Table-Curve 2D. v.5.1, SYSTAT Software Inc., San Jose, CA, EUA):

$$G=24395,88 -1,8364903 \times 10^{-06} * T^3 \quad (10)$$

4.4.2.6 Definição do coeficiente de expansão térmica em função da temperatura

Em temperaturas abaixo da Tg, o coeficiente de expansão térmica (CET) foi definido como $9,5 \times 10^{-6}/K$ e $13,5 \times 10^{-6}/K$ para as porcelanas de recobrimento de zircônia e de metal, respectivamente. Toplis e Richet (2000) calcularam as mudanças dimensionais de vidros fundidos de silicato durante o aquecimento. Para os cálculos do presente estudo, foram utilizados os dados de mudança dimensional acima da Tg referentes ao vidro cerâmico de anortita por causa da similaridade de composição (43,54 SiO₂, 36,37 Al₂O₃, 18,86 CaO em wt%) e do CET ($7-9 \times 10^{-6}K^{-1}$ abaixo da Tg) à porcelana dental. Uma equação para o CTE da porcelana fundida foi obtida pelo ajuste ($r^2=0,996$) aos dados de $\Delta V/V_0$ em função da temperatura (T, em °C):

$$y = -0,16955453 + 0,0042892251(\ln T)^2 \quad (11)$$

O CET da porcelana fundida (α_m) foi calculado pela derivada da Eq. 11 como segue:

$$\alpha_m = \frac{d}{dT} [-0,16955453 + 0,0042892251(\ln T)^2] = \frac{0,0085784502 \ln T}{T} \quad (12)$$

4.4.2.7 Definição da temperatura de transição vítrea em função da taxa de resfriamento

A taxa de resfriamento na região da Tg (800 a 500 °C) obtida neste estudo foi de 20 °C/min no resfriamento lento e 900 °C/min no rápido. A temperatura de transição vítrea adequada à taxa de resfriamento lenta e rápida foi calculada (conforme seção 4.2.3) e é apresentada na Tabela 9.

Tabela 9 - Taxas de resfriamento lento e rápido medidas no modelo físico na faixa de temperatura da Tg (800 °C a 500 °C). A Tg foi calculada de acordo com a taxa de resfriamento

	Taxa (°C/min)	LCeram (°C)	V900 (°C)
Dilatometria	5	548 *	584 ‡
Resfriamento lento	20	557	594
Resfriamento rápido	900	582	621

* Fischer et al. (2007).

‡ Dados fornecidos pelo fabricante Vita-Zahnfabrik.

4.4.3 Suposições feitas no módulo de transferência de calor

Transferência de calor por condução foi o modo de simulação utilizado. Radiação e convecção foram consideradas fatores de baixa ou insignificante influência na solução final.

4.4.3.1 Condições de contorno

As temperaturas das superfícies de cimentação (T1 – infraestrutura) e externa da coroa (T4 - porcelana) foram medidas experimentalmente por leitura com termopares (conforme descrito na seção 4.2).

Os dados foram importados, por intermédio do software Testlink SE309 v.3.5 (OMEGA Engineering Inc, Stamford, CT, EUA), para um arquivo do Microsoft Excel (Microsoft Corp., EUA). Uma equação da temperatura (°C) em função do tempo (s) foi obtida para cada conjunto de dados usando o software Table Curve 2D v.5.1 (SYSTAT Software Inc. San Jose, CA, EUA).

As equações de tempo-dependência da temperatura obtida por T1 e T4 foram utilizadas para determinar o comportamento térmico da superfície de cimentação (Figura 12 – em laranja) e limite externo (Figura 12 – em azul), respectivamente. A interface entre infraestrutura e porcelana foi configurada como continuidade do processo de resfriamento, o que significa que o fluxo de calor (gradientes térmicos) depende das propriedades térmicas de cada material (por exemplo: difusividade térmica, condutibilidade, capacidade térmica e

densidade) e da geometria da coroa (formato e espessura dos materiais).

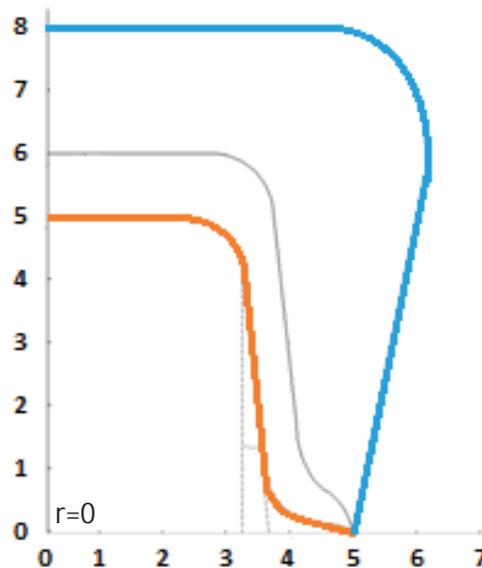


Figura 12 – Representação gráfica das delimitações do modelo. Os limites internos em $r=0$ formam o eixo de simetria axial.

O resfriamento rápido da coroa foi simulado utilizando a equação 13, que descreve a temperatura (T , em $^{\circ}\text{C}$) em função do tempo (t , em s) para definição da condição térmica das margens do modelo. Os coeficientes da equação (Tabela 10) foram ajustados para descrever a diferença de temperatura observada pela leitura com termopares na região da T_g entre a parte de cimentação e externa das coroas ($r^2 > 0,98$).

$$T = \frac{1}{a+bt} \quad (13)$$

Tabela 10 – Coeficientes para a equação de resfriamento rápido (Eq. 13) para as restaurações com subestrutura metálica (MC) e em zircônia (ZC) revestidas por 1 ou 2 mm de porcelana

	a	b x 10⁻⁵	ΔT esperado
T _{Int}	0,001005209	1,20492110	-
T _{Ext} MC_1mm	0,0009904344	1,35	20
T _{Ext} MC_2mm	0,0009904344	1,41	30
T _{Ext} ZC_1mm	0,0009904344	1,51	50
T _{Ext} ZC_2mm	0,0009904344	1,95	100

T_{int}= utilizados para descrever o resfriamento da margem de cimentação do modelo.

T_{ext}= utilizados para descrever o resfriamento da margem externa do modelo.

Para a simulação de resfriamento lento, duas equações distintas foram combinadas para gerar a curva de resfriamento porque há diferença em linearidade entre a primeira etapa (forno fechado – Equação 14; Figura 13) e a segunda (forno aberto – Equações 15 e 16; Figuras 14 e 15).

$$T = 844.56318 - 0.34246919 * t \quad (14)$$

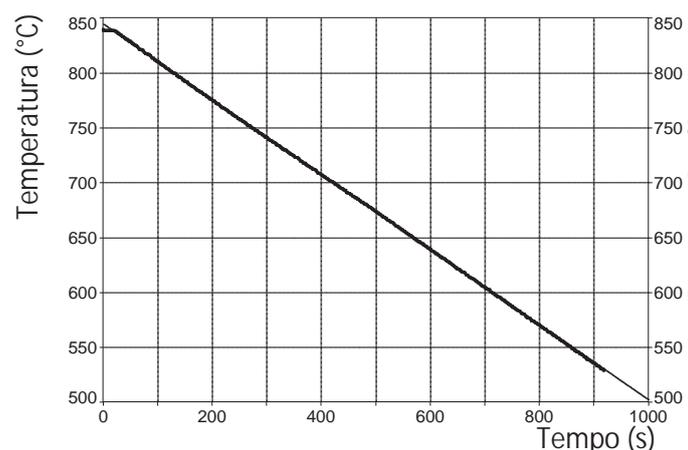


Figura 13 – Gráfico de temperatura (°C) em função do tempo (s) para os dados obtidos na primeira etapa (forno fechado) do resfriamento lento. As leituras de temperatura obtidas pelos termopares T1, T2, T3 e T4 sobrepueram-se no gráfico indicando semelhança, portanto a curva foi utilizada como condição de resfriamento das superfícies de cimentação e externa (porcelana) do modelo.

$$T = -47784,54 + \frac{3,1201093 \cdot E8}{t} - \frac{8,0962875 \cdot E11}{t^2} + \frac{1,0445372 \cdot E15}{t^3} - \frac{6,7009536 \cdot E17}{t^4} + \frac{1,7119287 \cdot E20}{t^5} \quad (15)$$

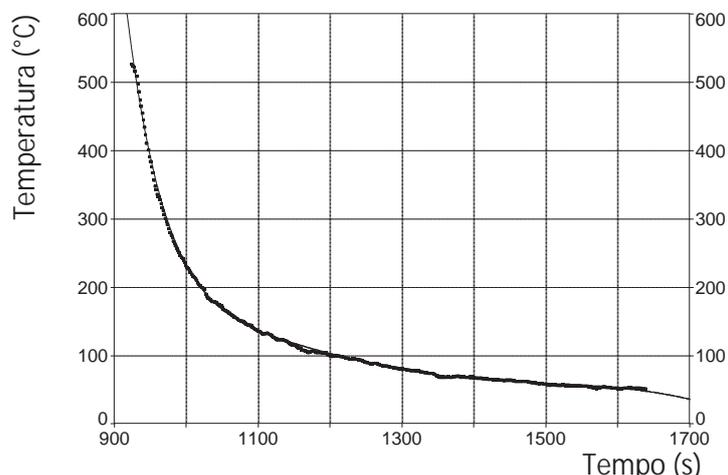


Figura 14 - Gráfico de temperatura (°C) em função do tempo (s) para os dados obtidos por T1 ($r^2=0,998$) na segunda etapa do resfriamento lento. Foi utilizada como condição de resfriamento na superfície de cimentação do modelo.

$$T = -2863729,8 + \frac{2,6707959 \cdot E10}{t} - \frac{1,0527889 \cdot E14}{t^2} + \frac{2,2390358 \cdot E17}{t^3} - \frac{2,6510383 \cdot E20}{t^4} + \frac{1,426936 \cdot E23}{t^5} \quad (16)$$

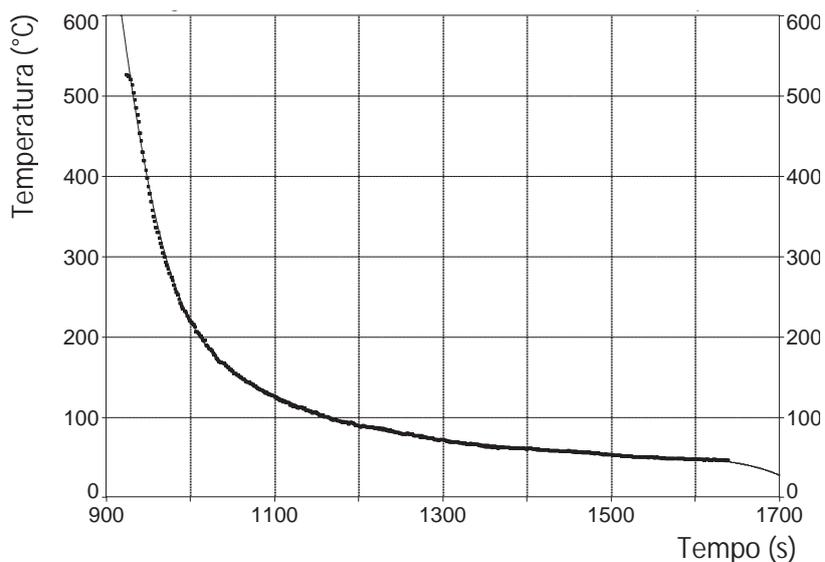


Figura 15 - Gráfico de temperatura (°C) em função do tempo (s) para os dados obtidos por T2 ($r^2=0,999$) na segunda etapa do resfriamento lento. Foi utilizada como condição de resfriamento na superfície da porcelana do modelo.

4.4.3.2 Definindo capacidade térmica em função da temperatura

Bacon (1977) calculou a capacidade térmica (C_p) de vidro experimental de composição similar a porcelana dental, com base na capacidade térmica parcial molar de SiO_2 (69,6%), Al_2O_3 (10,7%), Na_2O (6,47%) and K_2O (4,66% em peso). No presente trabalho a capacidade térmica (em $\text{J/kg}^\circ\text{K}$) foi definida em função da temperatura (T , em $^\circ\text{K}$) (Equação 17, Figura 16) a partir dos valores calculados por Bacon.

$$C_p = 258,53 * \log(T) - 708,69 \quad (17)$$

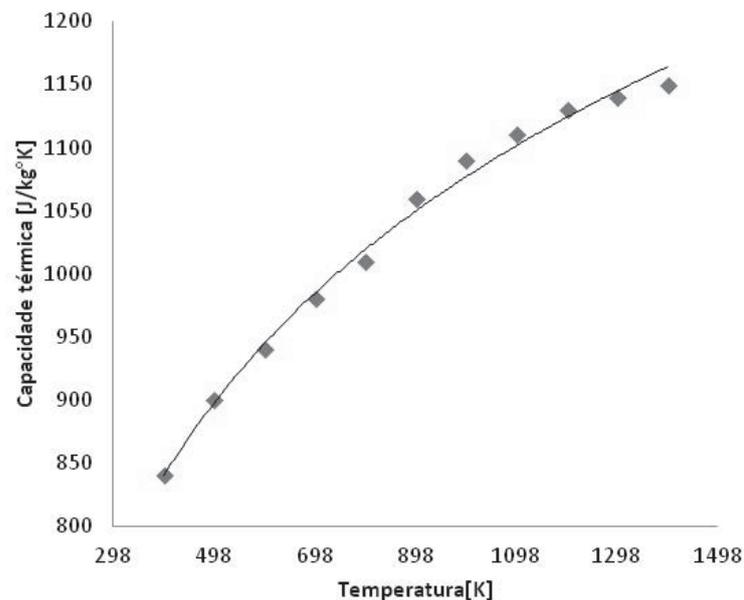


Figura 16 – Curva que representa a dependência da capacidade térmica das variações da temperatura.

4.4.4 Análise da magnitude e distribuição das tensões residuais

As tensões residuais foram expressas em termos de máxima tensão principal (MPa) e avaliadas pelo gráfico gerado após a conclusão da AEF. Prestou-se maior atenção às tensões na porcelana, em busca de possíveis explicações para o problema clínico de lascamento a partir da subsuperfície.

4.4.5 Análise da magnitude e distribuição das tensões transitórias

As tensões transitórias foram rastreadas durante o resfriamento lento e rápido (entre as temperaturas de 700 °C a 500 °C, que correspondem à área da transição vítrea) das restaurações pela representação gráfica das tensões de tração geradas em um ponto localizado a 0,5 mm da superfície superior (oclusal) da porcelana (coordenadas $x = 4,51$; $y = 7,45$).

4.5 Validação dos resultados/teoria obtidos pela análise por elementos finitos

Os resultados obtidos pelo método de simulação em elementos finitos, descritos anteriormente, foram submetidos à validação por

experimento físico. Os resultados suportam a teoria de que as tensões residuais não explicam totalmente o tipo de falha encontrado clinicamente e de que as tensões transitórias podem ser responsáveis pela nucleação de trincas no interior do material durante seu resfriamento.

4.5.1 Análise por elementos finitos

Na primeira etapa, um modelo de coroa de zircônia-porcelana foi criado para análise de elementos finitos termo-mecânica tempo-dependente, conforme descrito anteriormente (seção 4.4).

Um círculo (0,5 mm de diâmetro) da alumina foi incluído no interior da porcelana simulando um defeito similar a secção transversal do cilindro de alumina usado na parte experimental em laboratório. Alumina (99,5%) foi escolhida por possuir um coeficiente de expansão térmica de $8,4 \times 10^{-6}/K$ que gera uma tensão residual de tração na porcelana ao redor do defeito menor que seu módulo de ruptura (acima de 90 MPa, conforme especificações do material reportado pela 3M ESPE), sendo, em condições normais, insuficiente para causar fratura da porcelana.

Os dados de tensão residual e tensões transitórias serviram de base para a teoria de quando ondas de tensões transitórias encontram defeitos no interior da porcelana, trincas podem ser nucleadas ao redor do defeito, mesmo que a magnitude da tensão residual não seja suficiente para originá-las.

4.5.2 Experimento físico

4.5.2.1 Confecção dos corpos de prova

Infra-estruturas (n=10) de zircônia (Lava Frame Zircônia, lote # 391266, 3M-ESPE, St. Paul, Minnesota, EUA) foram fabricadas de acordo com o formato mostrado na Figura 12. Uma moldeira flexível de silicone foi utilizada para obtenção do contorno externo requisitado da porcelana. Após posicionar a infra-estrutura na porção inferior, o espaço interno da moldeira foi preenchido com uma mistura do pó de cerâmica (Lava Ceram – Lceram, lote # 192164, 3M-ESPE, St. Paul, Minnesota, EUA) e água destilada. O excesso de líquido foi removido com papel absorvente promovendo a compactação do pó.

4.5.2.2 Inserção de um defeito padronizado na porcelana

A espessura final da porcelana na superfície oclusal foi de 2 mm. Um cilindro de alumina 99,5% (0.5 mm de diâmetro e 5 mm de comprimento) com cantos arredondados foi posicionado no interior da porcelana de forma que o eixo central longitudinal ficasse equidistante da superfície externa e da interface. A porcelana foi sinterizada de acordo com os protocolos estabelecidos para resfriamento lento e rápido (Tabela 9).

4.5.2.3 Análise dos resultados do teste físico

A análise dos resultados seguiu o critério de falha, quando trincas ou fraturas foram evidenciadas na porcelana após o resfriamento, ou sucesso, nos casos em que a porcelana permaneceu intacta. Os grupos foram comparados estatisticamente pelo teste de chi-quadrado (χ^2) com significância de 95%.

5 RESULTADOS

5.1 A questão de suporte da porcelana – análise de elementos finitos

Os maiores valores de tensão de tração foram encontrados na porção interna (cimentação) das infra-estruturas com diferentes desenhos. Diferenças de tensões nas infra-estruturas foram encontradas (diferença máxima de 30 MPa), especialmente entre a condição de espessura homogênea (D1, 120 MPa) e os desenhos modificados para condição de suporte da porcelana (D2, 90 MPa e D3, 100 MPa).

As tensões de tração resultantes na porcelana foram maiores na superfície da região de contato oclusal com o pistão. A condição de espessura homogênea (D1, 125 MPa) e os desenhos modificados para condição de suporte da porcelana (D2, 130 MPa e D3, 138 MPa) mostraram diferenças sutis de tensão (máxima diferença de 13 MPa).

A distribuição da tensão máxima principal (tensões de tração) é apresentada graficamente. Valores mínimos e máximos são apresentados de toda a coroa (Figura 17) e somente da porcelana (Figura 18).

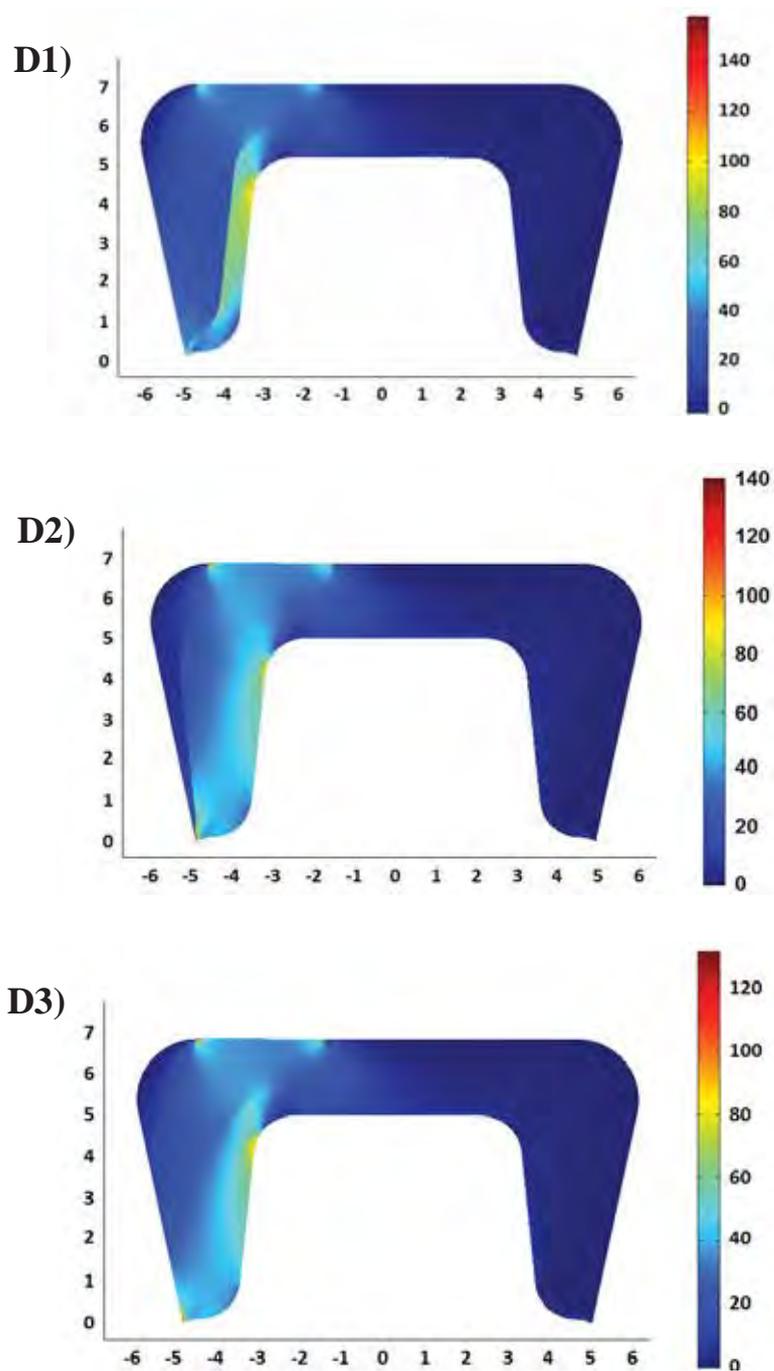


Figura 17 – Distribuição da tensão máxima principal na coroa zircônia-porcelana de acordo com as diferentes condições de suporte da porcelana pela infra-estrutura.

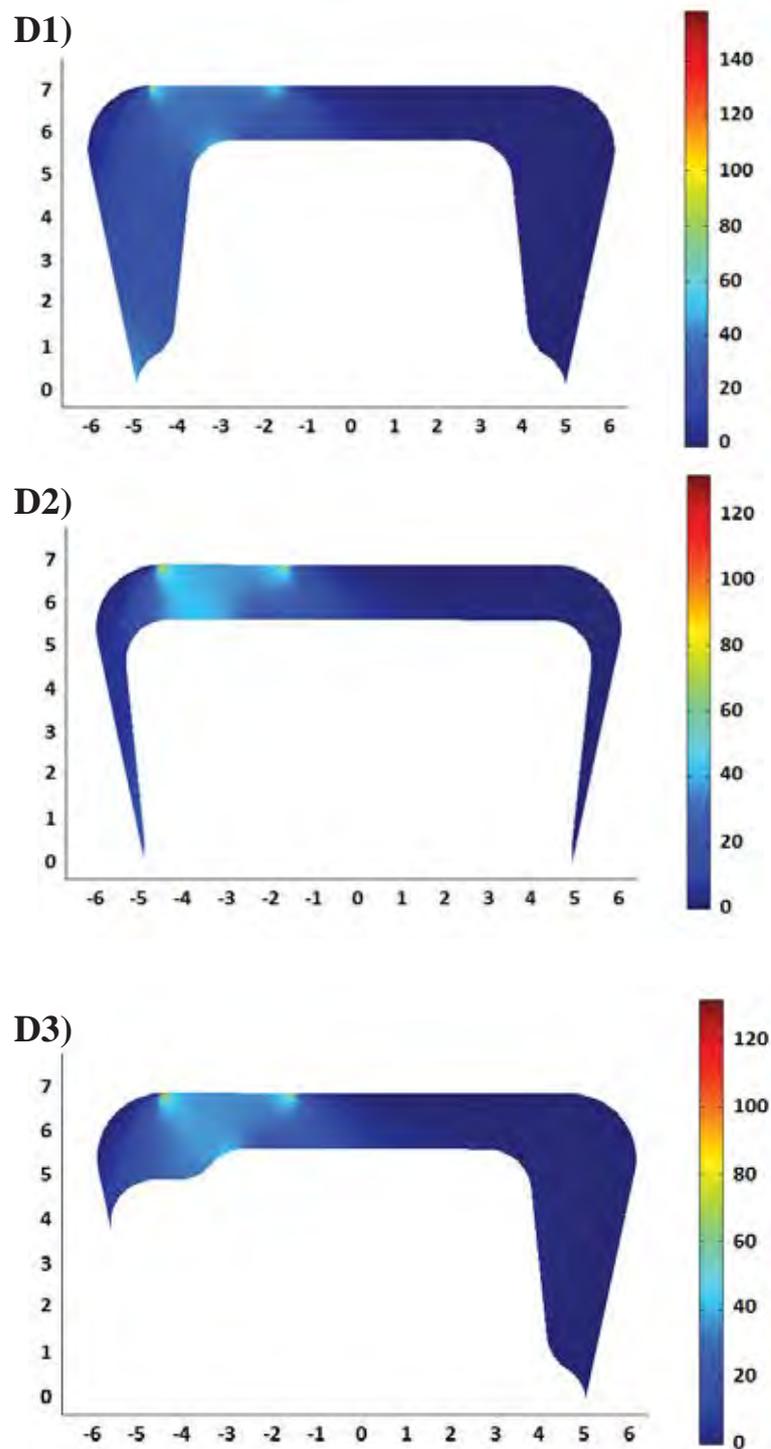


Figura 18 – Distribuição da tensão máxima principal na porcelana de acordo com as diferentes condições de suporte pela infra-estrutura.

5.2 Análise térmica

As taxas de resfriamento obtidas no presente estudo na faixa de temperatura da T_g (700 °C to 500 °C) extrapolam a taxa de referência (5 °C/min por dilatometria) para ambos os protocolos lento (20 °C/min) e rápido (900 °C/min). A temperatura de transição vítrea da LCeram foi calculada como 547 °C e 582 °C para resfriamento lento e rápido, respectivamente. A T_g da V900 durante o resfriamento lento foi calculada como 584 °C e 621 °C no resfriamento rápido (Figura 19).

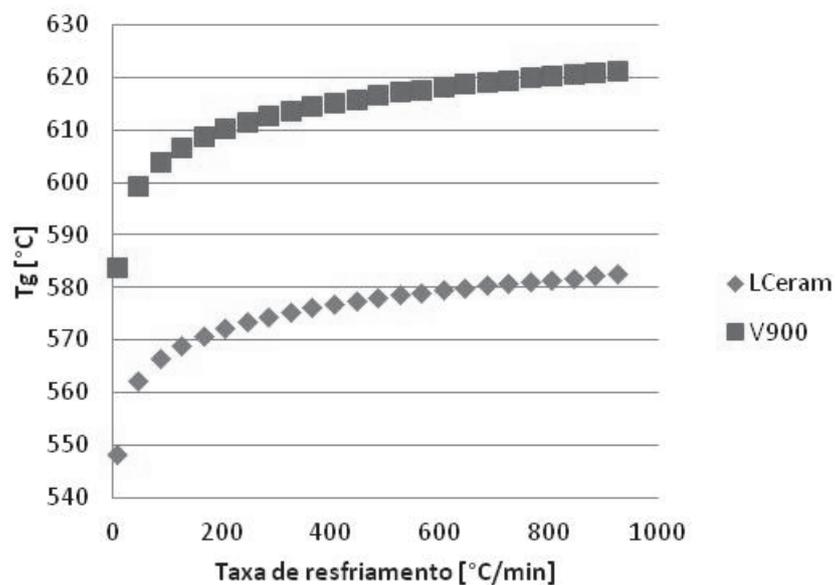


Figura 19 – Variação da temperatura de transição vítrea (T_g) em relação à taxa de resfriamento da porcelana Lava Ceram (LCeram) e Vita Omega 900 (V900).

Gráficos de aquecimento podem ser observados nas Figuras 20 e 21. Durante o aquecimento lento (45 °C/min), foi observada uma

diferença de temperatura entre as leituras dos termopares internos à porcelana (T2 e T3) e superfícies externas (T1 e T4) de 30 °C e 4,5 °C para a coroa zircônia-porcelana (Figura 20 – A) e metalo-cerâmica (Figura 20 – B).

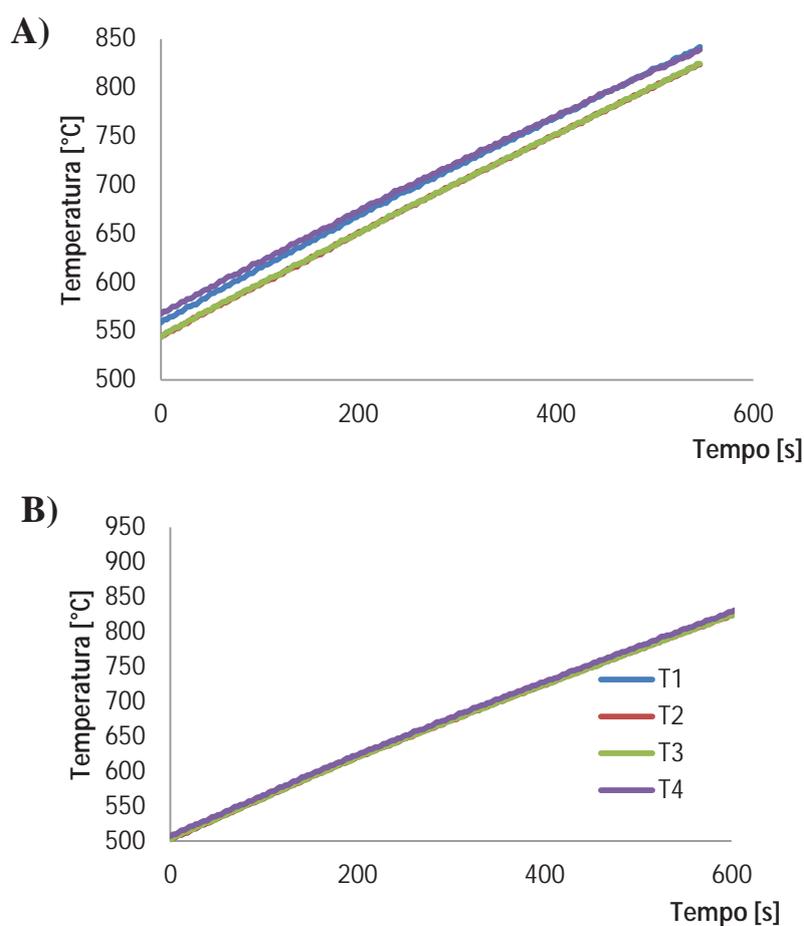


Figura 20 – Gráficos da temperatura pelo tempo durante o aquecimento lento da coroa zircônia-porcelana (A) e metalo-cerâmica (B). A taxa de elevação da temperatura especificada foi de 45 °C/min e foi medida como 30 °C/min.

Durante o aquecimento rápido (140 °C/min), a diferença de temperatura entre a porção interna (T2 e T3) e externa (T1 e T4) das coroas foi de 50 °C e 14 °C, respectivamente, para as coroas zircônia-porcelana (A) e metalo-cerâmica (B) (Figura 21).

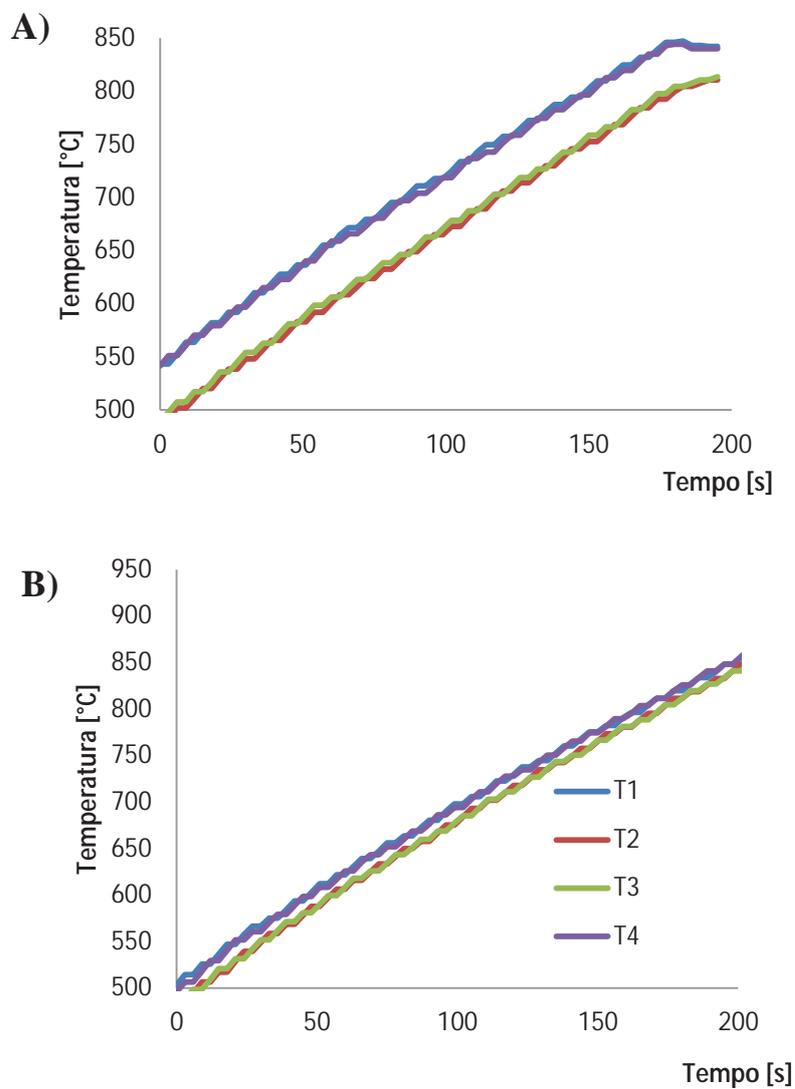


Figura 21 – Gráfico da temperatura pelo tempo no aquecimento rápido (taxa especificada = 140 °C/min; taxa medida = 100 °C/min) da coroa de zircônia-porcelana (A) e metalocerâmica (B).

As curvas de temperatura em relação ao tempo para o resfriamento lento e rápido podem ser observadas nas Figuras 22 e 23, respectivamente. Durante o resfriamento lento, todos os termopares exibiram valores de temperatura similares nas temperaturas em torno

da T_g (700 – 500 °C) independente do material de infra-estrutura da restauração.

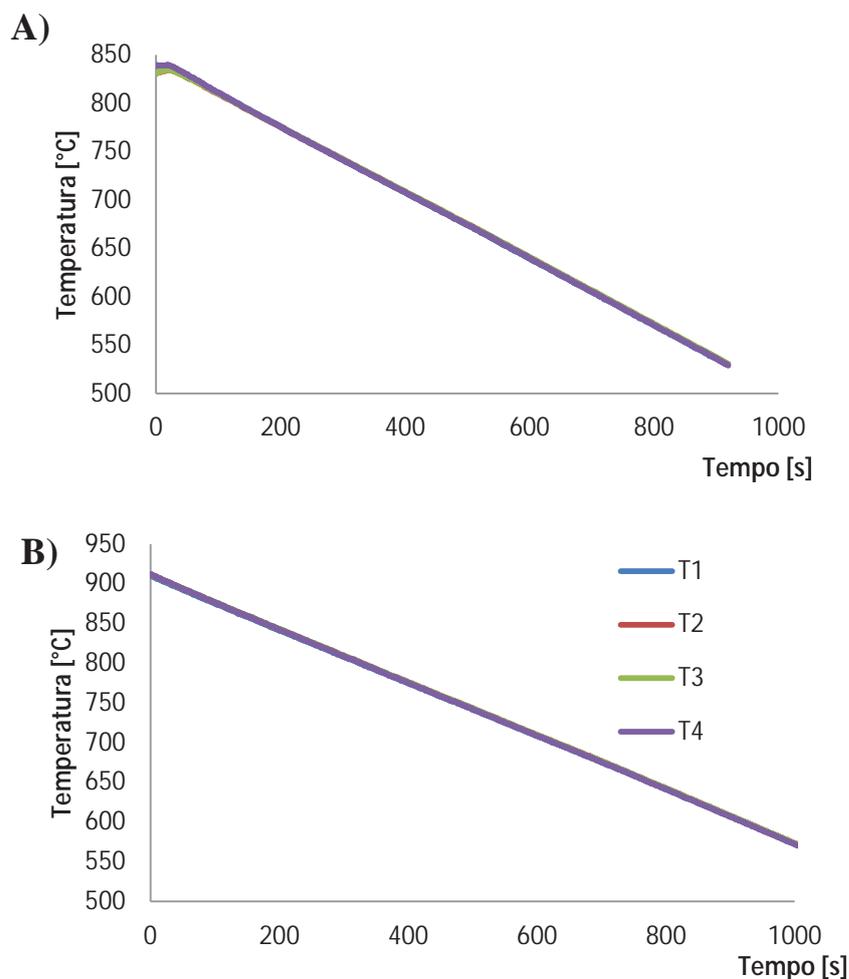


Figura 22 – Gráfico da temperatura em função do tempo para as coroas resfriadas lentamente. A) zircônia-porcelana e B) metalo-cerâmica. A taxa de resfriamento especificada foi 10 °C/min e a medida foi 20 °C/min.

Na coroa totalmente cerâmica resfriada rapidamente (Figura 23 – A), a temperatura registrada por T4 (termopar externo) foi de 102 °C a 143 °C menor do que a registrada em T2 e de 52 °C a 85 °C menor que em T1. As diferenças foram menores para a coroa metalo-

cerâmica, onde em T4 registrou-se de 20 a 90 °C menos que em T2 e de 0 a 27 °C menor que T1 (Figura 23 - B).

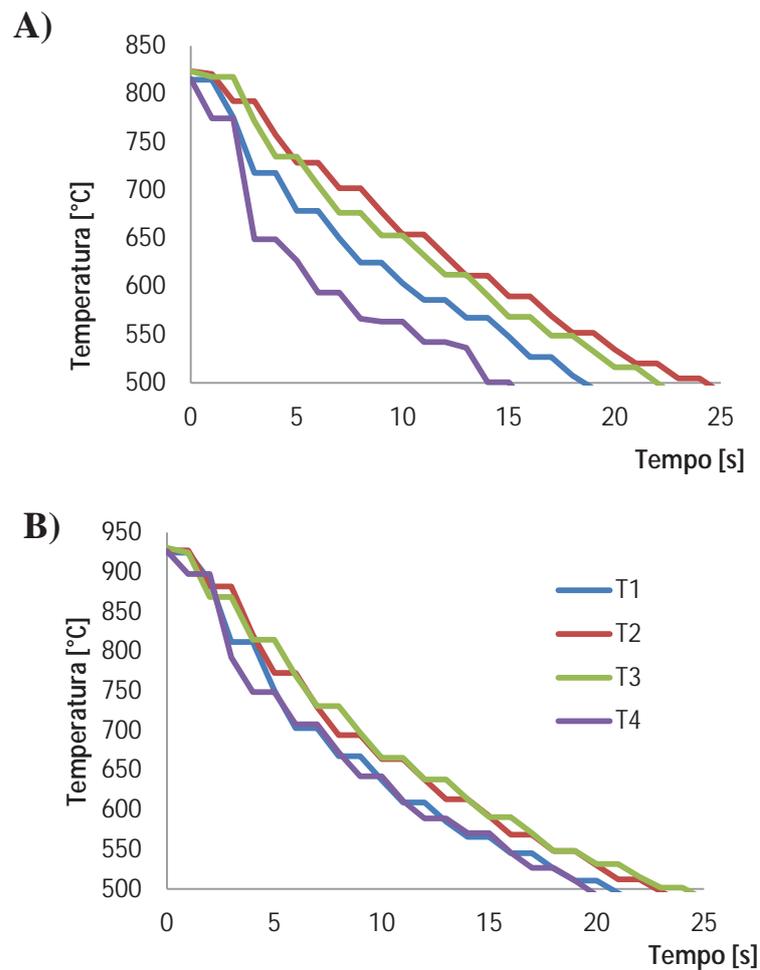


Figura 23 – Gráfico de temperatura em função do tempo para as coroas resfriadas rapidamente na faixa de temperatura ao redor da Tg. A) zircônia-porcelana e B) metal-cerâmica. A taxa de resfriamento medida foi de 900 °C/min.

A Figura 24 mostra as diferenças de temperatura entre os termopares T2 e T4 ($\Delta T = T4 - T2$) durante o resfriamento rápido das restaurações com infra-estrutura metálica (MC) e em zircônia (ZC) revestidas por 1 ou 2 mm de porcelana.

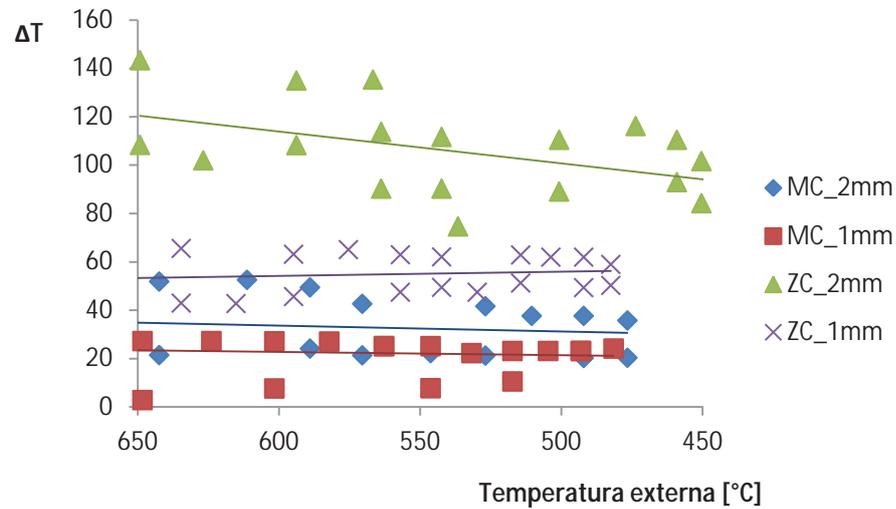


Figura 24 – Diferenças de temperatura (ΔT) entre os termopares posicionados na porção de cimentação (T1) e externamente (T4) às coroas metalo-cerâmica e zircônia-porcelana 1 mm ou 2 mm de espessura de porcelana em função da temperatura externa, no intervalo de temperatura próximo da T_g .

5.3 Análise de elementos finitos – solução elástica

Os resultados de tensão residual demonstrados nesta subseção foram obtidos com base na contração térmica dos materiais considerando comportamento elástico linear da porcelana durante o resfriamento, ou seja, a análise preliminar não considerou o seu comportamento visco-elástico em temperaturas acima da T_g .

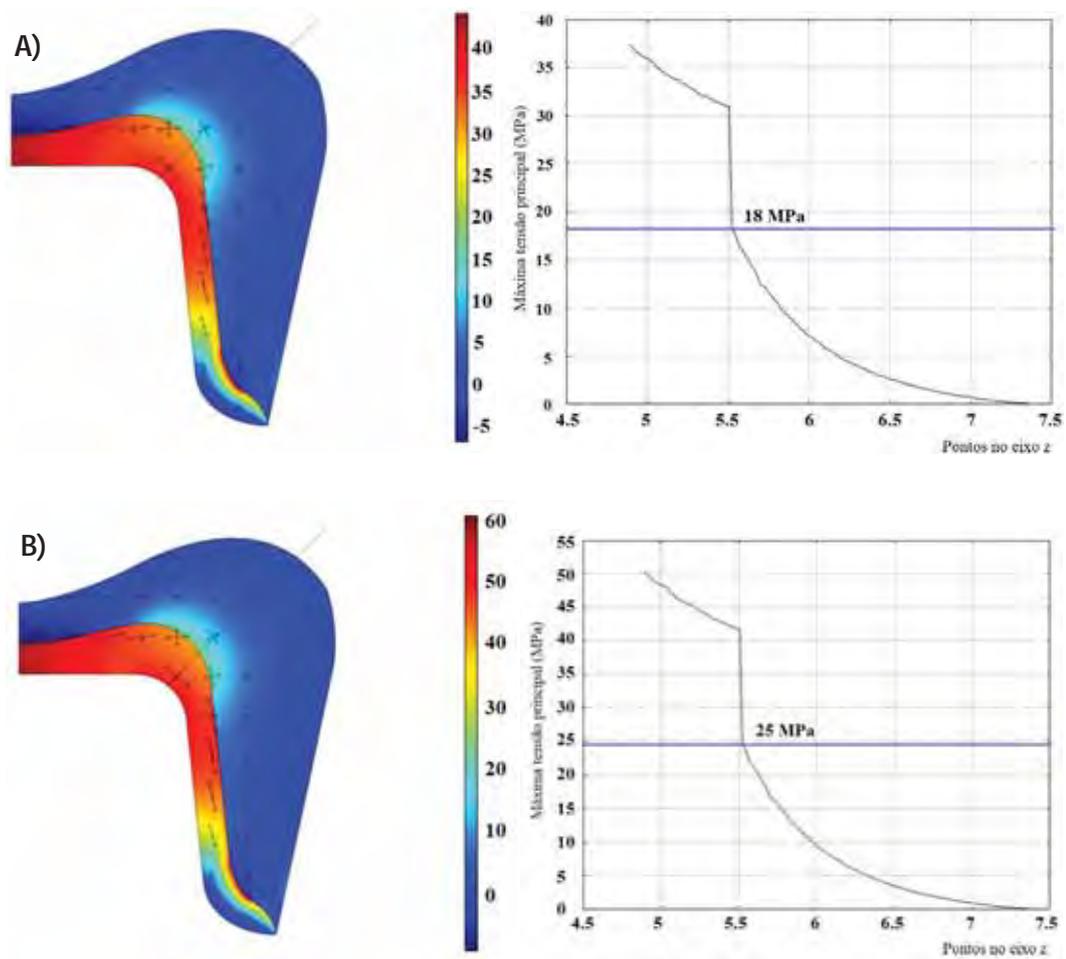


Figura 25 – Distribuição das tensões de tração na restauração zircônia-porcelana após a simulação de resfriamento lento (A) e rápido (B). O gráfico na direita mostra a tensão máxima principal nos pontos do eixo “z”, como indicado pela linha preta no gráfico à esquerda. A tensão máxima principal na porcelana foi de 18 MPa no resfriamento lento e 25 MPa no resfriamento rápido, conforme destacado no gráfico à direita.

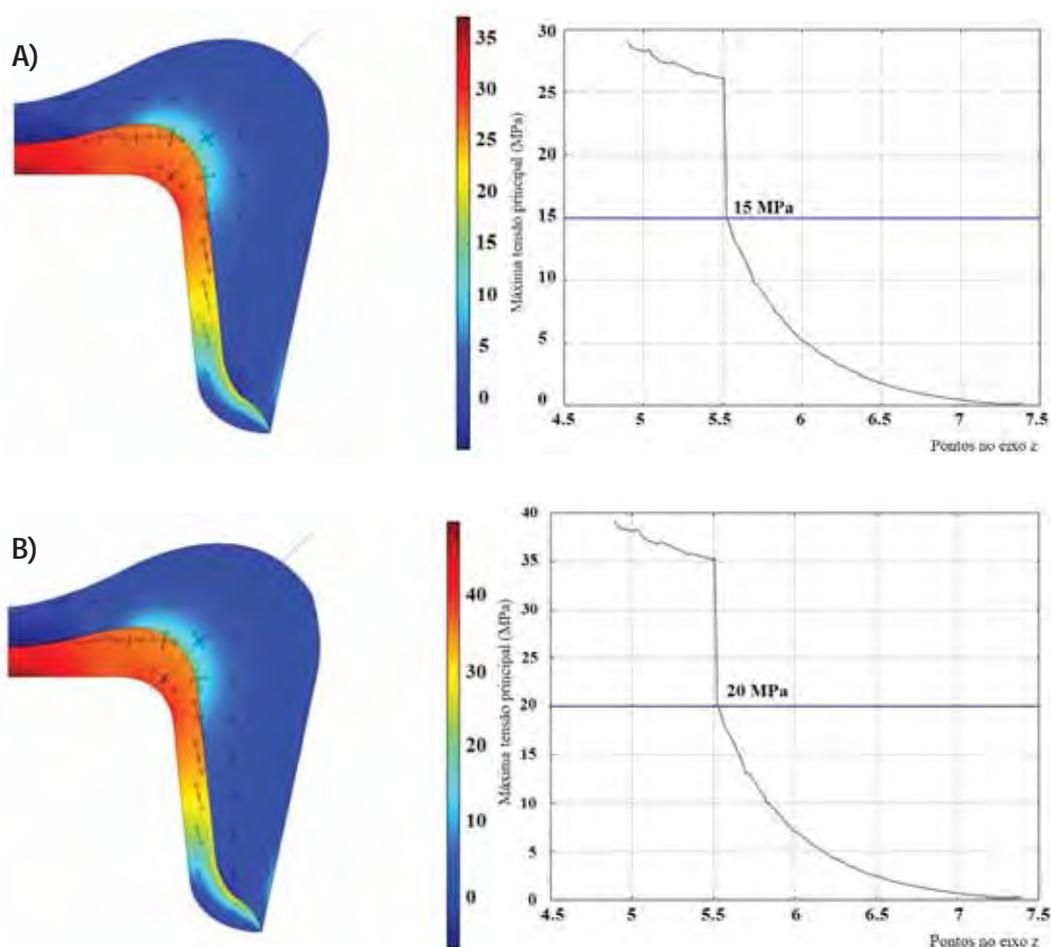


Figura 26– Distribuição das tensões de tração na restauração metalo-cerâmica após a simulação de resfriamento lento (A) e rápido (B). O gráfico na direita mostra a tensão máxima principal nos pontos do eixo “z”, como indicado pela linha preta no gráfico à esquerda. A tensão máxima principal na porcelana máxima principal na porcelana foi de 15 MPa no resfriamento lento e 20 MPa no resfriamento rápido, conforme destacado no gráfico à direita.

A magnitude e distribuição de tensões de tração na porcelana da restauração zircônia-porcelana foram razoavelmente similares à coroa metalo-cerâmica. Tensões de tração de maior magnitude foram observadas na interface dos materiais, especialmente na curvatura entre as paredes axial e oclusal (Figuras 25 e 26).

5.3.1 Teste de sensibilidade

Os resultados do teste de sensibilidade (valores das propriedades vs tensão) podem ser observados nas Tabelas 11, 12 e 13. A diferença entre CET foi o principal fator de efeito na magnitude das tensões residuais observadas.

Tabela 11 – Tensão máxima principal (MPa) na porcelana e zircônia com a variação do módulo de elasticidade

Módulo de Elasticidade	Porcelana	Zircônia
50	20,5	54,0
55	22,0	55,7
60	23,5	58,6
65	25,0	61,2
70	26,0	63,7
75	27,5	66,4
80	28,5	69,3
85	30,0	72,2
90	31,0	74,9
95	32,0	77,5
100	33,0	80,0

Tabela 12 – Tensão máxima principal (MPa) na porcelana e zircônia com a variação da razão de Poisson

Razão de Poisson	Porcelana	Zircônia
0,1	25,0	58,5
0,12	25,0	58,7
0,14	25,0	58,9
0,16	25,0	59,2
0,18	25,0	59,5
0,2	25,0	59,8
0,22	25,0	60,1
0,24	25,0	60,5
0,26	25,0	60,7
0,28	25,0	61,3
0,3	25,0	61,7

Tabela 13 - Tensão máxima principal (MPa) na porcelana e zircônia de acordo com alterações na diferença entre coeficientes de expansão térmica (CET)

Coeficiente de Expansão Térmica ($\times 10^{-6}/K$)			Tensão máxima (MPa)	
CET Zircônia	CET Porcelana	Diferença entre CET	Porcelana	Zircônia
10	12,5	-2,5	215,6	190,0
10	12	-2	172,5	153,0
10	11,5	-1,5	129,4	114,0
10	11	-1	86,2	77,0
10	10,5	-0,5	43,1	38,0
10	10	0	0	0
10	9,5	0,5	24,5	60,9
10	9	1	49,0	121,4
10	8,5	1,5	74,0	182,0
10	8	2	98,5	242,7
10	7,5	2,5	123,0	303,4

5.4 Análise por elementos finitos – simulação termo-mecânica tempo-dependente

5.4.1 Resfriamento lento

Na simulação de resfriamento lento das coroas com 2 mm de porcelana (Figura 27), a maior tensão residual de tração (tensão máxima principal) foi encontrada nas infra-estruturas de zircônia (41 MPa) e metal (26 MPa), especialmente concentrada na interface com a porcelana de cobertura. Considerando somente as tensões na porcelana, ambos os modelos mostraram concentração de tensões residuais de tração na interface dos materiais próxima ao ângulo formado pelas paredes axial e oclusal, com intensidade máxima de 15 e 10 MPa nos modelos com zircônia e metal, respectivamente.

As coroas com 1 mm de porcelana apresentaram magnitude e distribuição de tensões (Figura 28) semelhante às revestidas com 2 mm, com valor máximo de tensão residual de tração nas infra-estruturas de zircônia (40 MPa) e metal (26 MPa) na região de interface com a porcelana. Considerando somente as tensões na porcelana, ambos os modelos mostram concentração de tensões residuais de tração na interface dos materiais próxima ao ângulo formado pelas paredes axial e oclusal, com intensidade máxima de 13,5 e 11,5 MPa nos modelos com zircônia e metal, respectivamente.

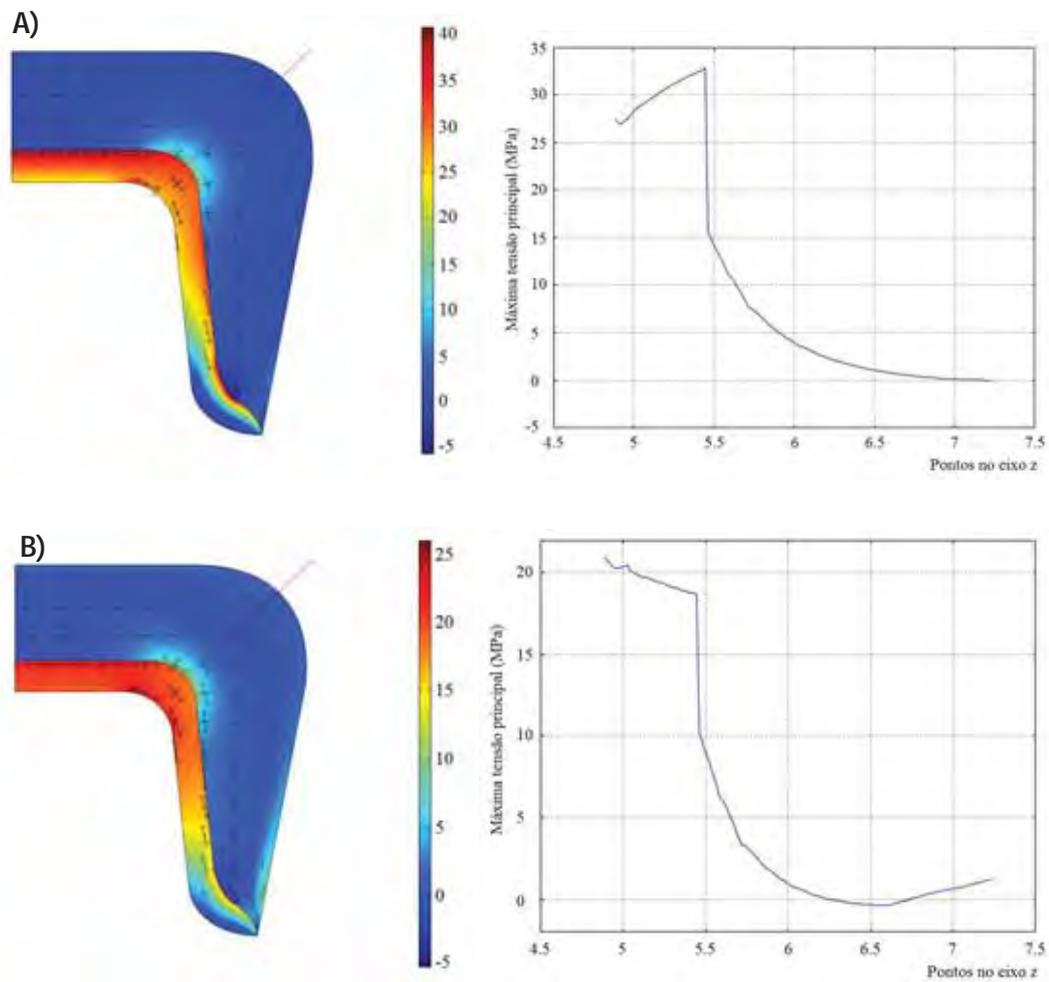


Figura 27 – Distribuição de tensões residuais de tração (tensão máxima principal) nos modelos com zircônia (A) e metal (B) como infra-estrutura coberta por 2 mm de porcelana depois do resfriamento lento. Os gráficos à direita mostram a máxima tensão de tração dos pontos de uma secção transversal na direção do eixo “z”, como indicado pela linha vermelha na figura à esquerda.

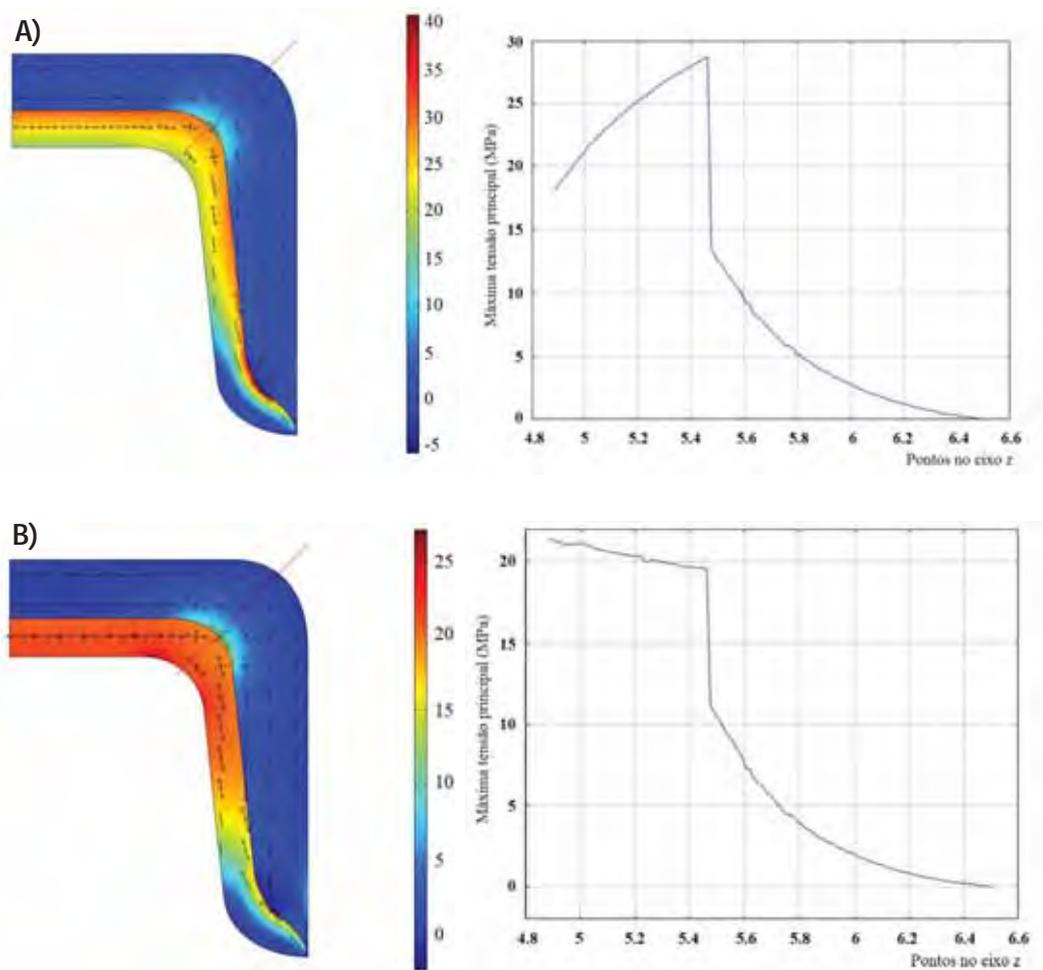


Figura 28– Distribuição de tensões residuais de tração (tensão máxima principal) nos modelos com zircônia (A) e metal (B) como infra-estrutura cobertos por 1 mm de porcelana depois do resfriamento lento. Os gráficos à direita mostram a máxima tensão de tração dos pontos de uma seção transversal na direção do eixo “z”, como indicado pela linha vermelha na figura à esquerda.

5.4.2 Resfriamento rápido

A distribuição de tensões nas coroas de 2 mm de porcelana após simulação de resfriamento rápido (Figura 29) é semelhante a do resfriamento lento.

O maior valor de tensão residual de tração foi 68 MPa na infra-estrutura de zircônia e 39 MPa no metal. A intensidade máxima de tensões residuais de tração na porcelana, localizadas principalmente na interface dos materiais, foi de 25 MPa cobrindo zircônia e 15 MPa revestindo metal.

A distribuição de tensões nas coroas de 1 mm de porcelana após simulação de resfriamento rápido (Figura 30) é semelhante a do resfriamento lento. O maior valor de tensão residual de tração foi 54 MPa na infra-estrutura de zircônia e 35,4 MPa no metal. A intensidade máxima de tensões residuais de tração na porcelana, localizadas principalmente na interface dos materiais, foi de 19 MPa cobrindo zircônia e 15 MPa revestindo metal.

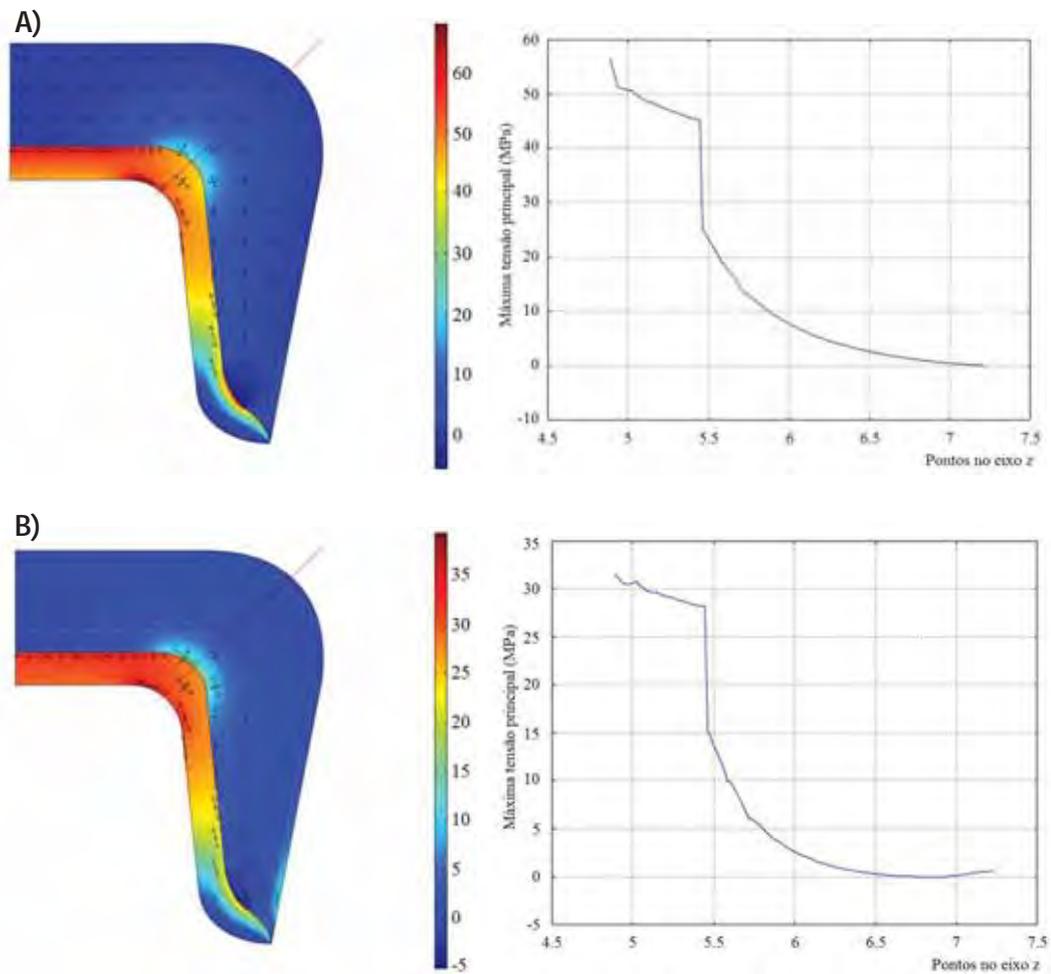


Figura 29– Distribuição de tensões residuais de tração nos modelos com infra-estrutura zircônia (A) e metal (B) cobertas por 2 mm de porcelana após resfriamento rápido. Os gráficos à direita mostram a máxima tensão de tração dos pontos de uma secção transversal na direção do eixo “z”, como indicado pela linha vermelha na figura à esquerda.

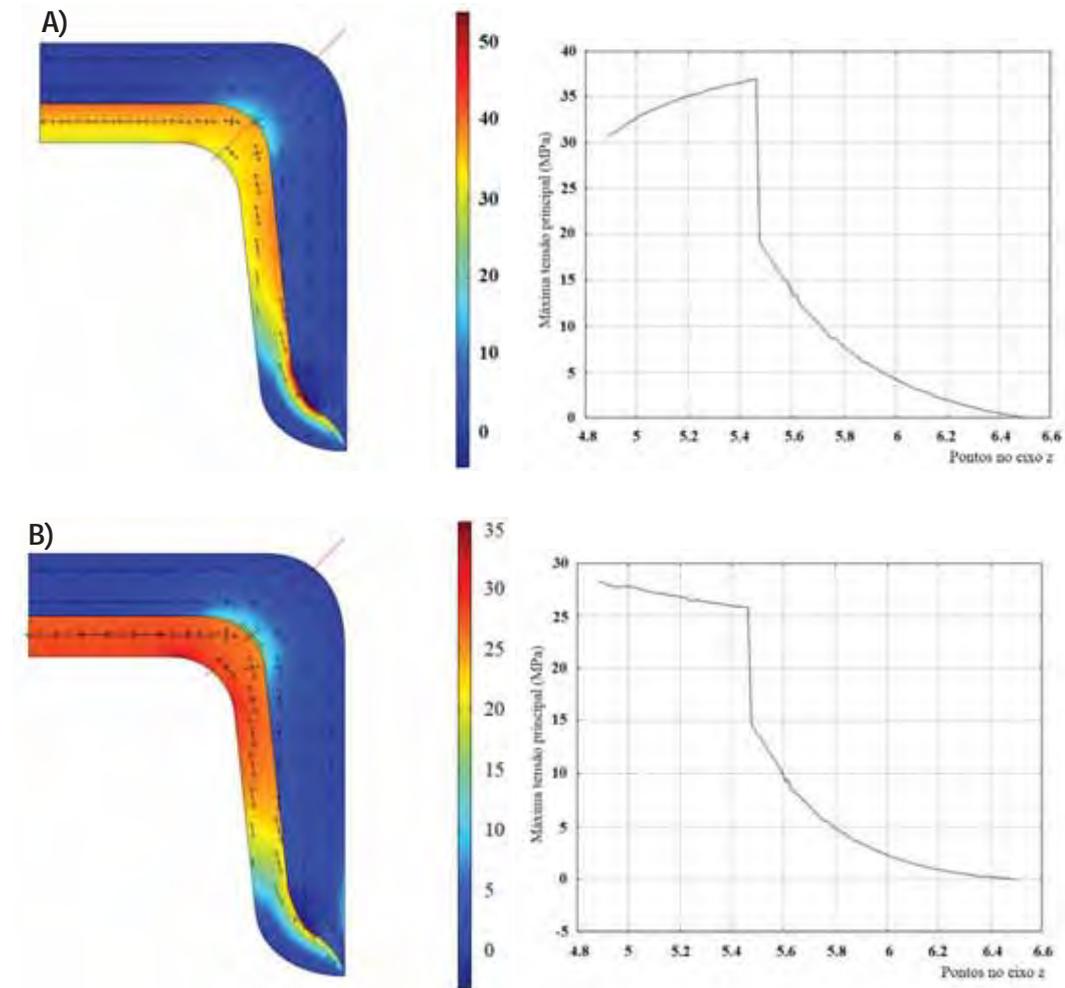


Figura 30 – Distribuição de tensões residuais de tração nos modelos com infra-estrutura de zircônia (A) e metal (B) recobertos por 1 mm de porcelana após resfriamento rápido. Os gráficos à direita mostram a máxima tensão de tração dos pontos de uma secção transversal na direção do eixo “z”, como indicado pela linha vermelha na figura à esquerda.

5.4.3 Análise das tensões transitórias

Em uma abordagem inicial, o resfriamento lento e rápido da restauração com infra-estrutura de zircônia foi selecionado para avaliar as tensões de tração geradas em um ponto localizado a 0,5 mm da superfície superior da porcelana durante o resfriamento de 700 °C a 500 °C (área de transição vítrea). Diferenças marcantes de valores máximos de tensões de tração transitórias foram encontradas entre as condições de resfriamento lento (<10 MPa) e de resfriamento rápido (168,9 MPa) (Figuras 31 e 32).

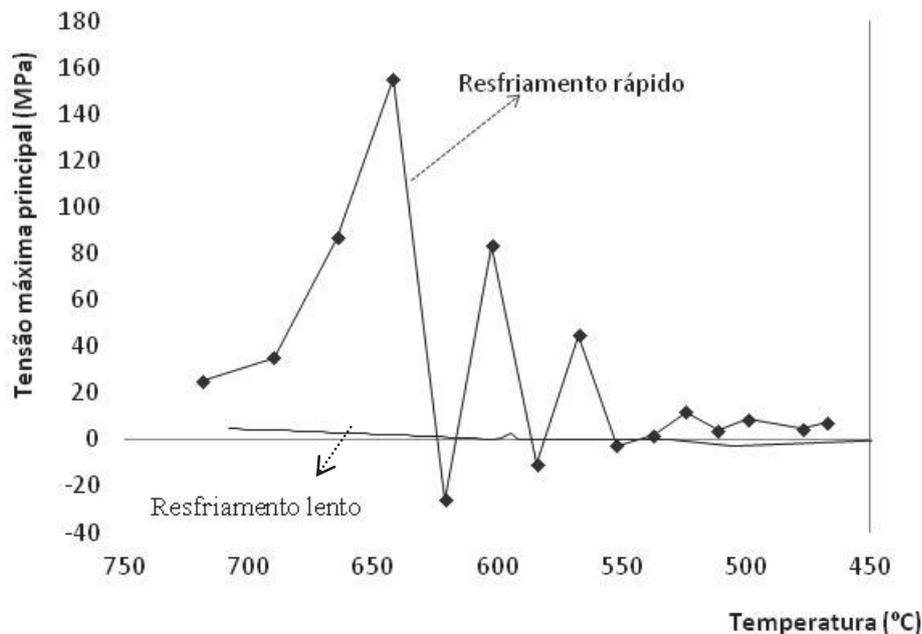


Figura 31 – Valores de tensões de tração (tensão máxima principal) em função da temperatura no resfriamento lento e rápido da restauração zircônia-porcelana. Um ponto ($x=4,5$; $y=7,4$) localizado na porcelana a 0,5 mm da superfície superior foi selecionado para representar o comportamento da estrutura durante o resfriamento em temperaturas próximas à transição vítrea.

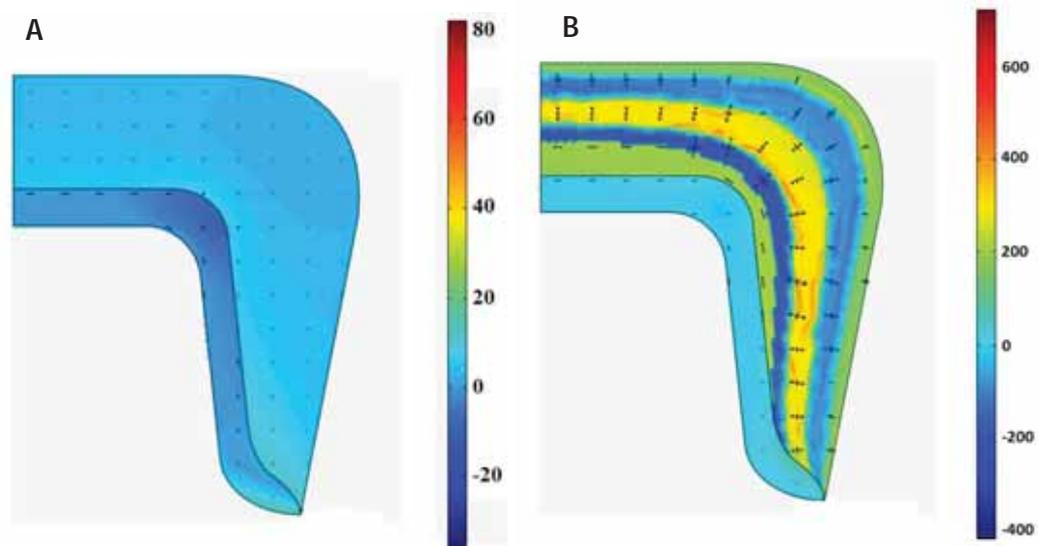


Figura 32 – Imagens representativas das ondas de tensão (MTP) observadas dentro da porcelana durante o resfriamento lento (A) e rápido (B) da coroa totalmente cerâmica na faixa de temperatura próxima a T_g .

Tendo evidenciado maior magnitude no resfriamento rápido, os resultados de tensões transitórias obtidos na simulação de resfriamento rápido da coroa zircônia-porcelana foram comparados aos das coroas metalo-cerâmicas com 2 mm de cobertura de porcelana. Os valores máximos de tensões de tração transitórias foram menores para a coroa metalo-cerâmica, bem como a amplitude de tempo/temperatura submetidas a tensões de tração (Figura 33).

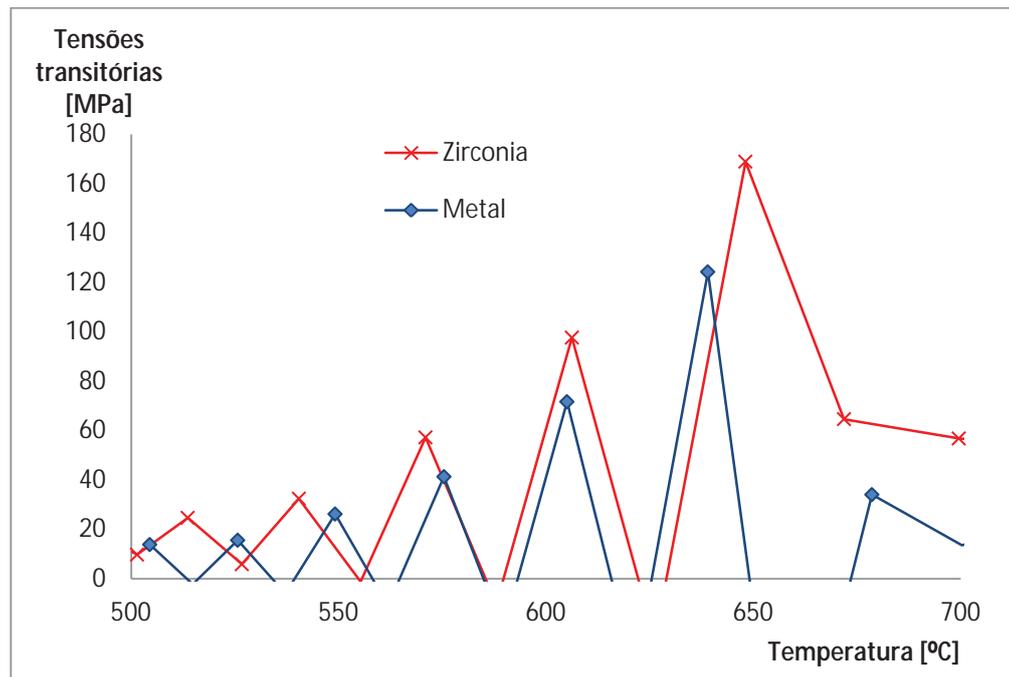


Figura 33 – Curvas de tensões de tração (tensão máxima principal) em função da temperatura no resfriamento rápido da restauração zircônia-porcelana e metalo-cerâmica. Um ponto ($x=4,5$; $y=7,4$) localizado na porcelana a 0,5 mm da superfície superior foi selecionado para representar o comportamento da estrutura durante o resfriamento em temperaturas próximas à transição vítrea. O valor da área abaixo da curva foi medido para fins comparativos e corresponde a 12741 MPa.°C para coroa zircônia-porcelana e 5902 MPa.°C para coroa metalo-cerâmica.

As áreas abaixo da curva foram calculadas (SigmaPlot, v 12.0, Systat Software Inc) para comparações entre os modelos, resultando em uma unidade de medida (MPa•°C). Notou-se que a restauração com zircônia apresentou valor de tensão transitória (12741 MPa•°C) aproximadamente 2 vezes maior que a coroa com metal (5902 MPa•°C).

A fim de comparar a influência da espessura da porcelana e das características do material de infra-estrutura na formação de tensões transitórias na simulação de resfriamento rápido, a área abaixo da curva de tensão foi calculada (MPa•°C). A Figura 34 mostra as tensões em função da diferença de temperatura entre a superfície de

cimentação e a superfície externa da porcelana para os diferentes modelos.

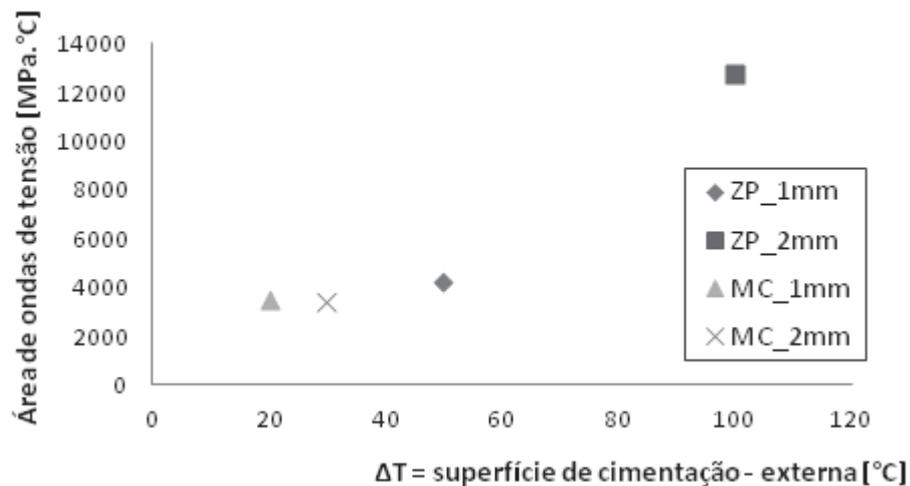


Figura 34 – Curvas de tensões de tração (tensão máxima principal) em função da temperatura no resfriamento rápido das restaurações zircônia-porcelana (ZP) e metalocerâmica (MC). Um ponto ($x=4,5$; $y=7,4$) localizado na porcelana a 0,5 mm da superfície superior foi selecionado para representar o comportamento da estrutura durante o resfriamento em temperaturas próximas à transição vítrea. O valor da área abaixo da curva foi medido para fim comparativo.

5.5 Validação dos resultados/teoria obtidos pela análise por elementos finitos

A análise de elementos finitos que simulou o resfriamento lento e rápido das restaurações zircônia-porcelana que continham um defeito (cilindro de alumina) incluído na porcelana revelou máxima magnitude da tensão residual semelhante entre os modelos: 40 MPa e 50 MPa, respectivamente (Figura 35 – Esquerda). Ondas de tensões

transitórias foram observadas entre 450 °C e 750 °C durante o resfriamento lento (máxima tensão de 14 MPa) e mais expressivamente no resfriamento rápido (máxima tensão de 200 MPa). A tensão transitória encontrada no resfriamento rápido tem magnitude suficiente para originar trincas ao redor do defeito na porcelana.

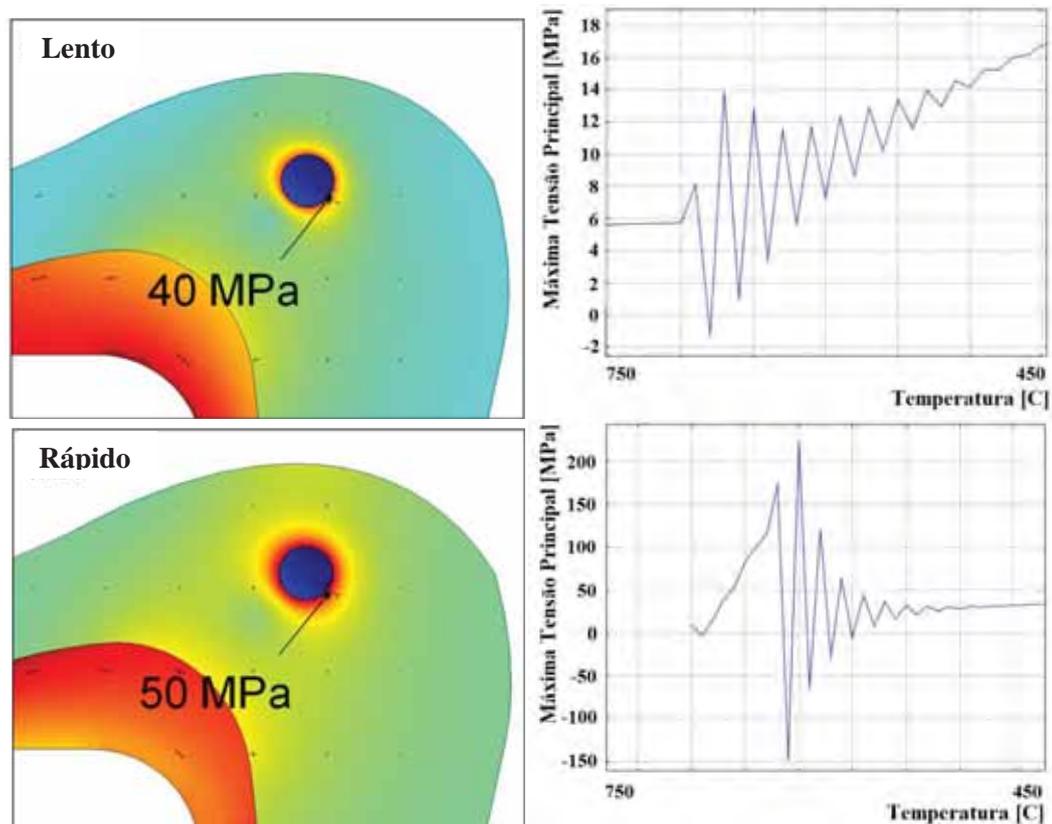


Figura 35 – Distribuição de tensões de tração residuais (esquerda) e transitórias (direita) durante resfriamento lento e rápido da coroa totalmente cerâmica com inclusão de um defeito de alumina no interior da porcelana.

O resultado do teste físico, seguindo a simulação em AEF, mostrou origem e propagação de trincas a partir do defeito inserido na

porcelana em todas as coroas submetidas ao resfriamento rápido (Figura 36 - B). Alguns corpos de prova (n=2) sofreram fraturas múltiplas, gerando vários fragmentos, durante o resfriamento. Nenhuma evidência de trinca foi encontrada nas restaurações de zircônia-porcelana após o resfriamento lento (Figura 36 - A). Chi-quadrado mostrou diferença significativa entre os grupos ($p \leq 0,05$).

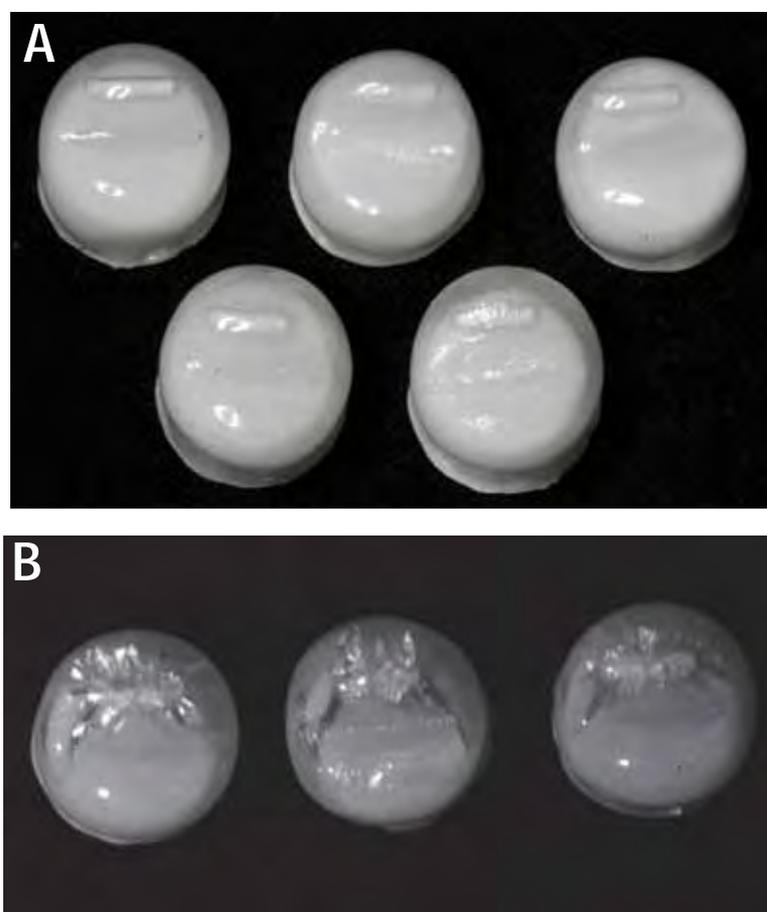


Figura 36 – Resultado do teste físico com a inclusão de um cilindro de alumina (0,5 mm de diâmetro e 5 mm de comprimento) na porcelana após resfriamento lento (A) e rápido (B).

6 DISCUSSÃO

Restaurações totalmente cerâmicas com infra-estrutura de zircônia são atraentes pela estética da cerâmica e inércia (capacidade de suportar as condições do ambiente bucal durante longos períodos sem deterioração significativa). Dados de diferentes estudos clínicos observaram aceitáveis taxa de sucesso para restaurações zircônia-porcelana (Sailer et al., 2007b; Christensen, Ploeger, 2010; Heintze, Rousson, 2010). Entretanto, a susceptibilidade à fratura precoce da porcelana aplicada sobre zircônia (incluindo lascamento, trincamento, delaminações e fraturas maiores) é maior quando comparada às restaurações metalo-cerâmicas. (Goodacre et al., 2003; Sailer et al., 2007b; Christensen, Ploeger, 2010; Della Bona, Kelly, 2010; Heintze, Rousson, 2010).

Estudos clínicos randomizados constituem a primeira opção para avaliar o comportamento e a longevidade das restaurações. Porém, para analisar as diferenças estatísticas significantes entre um grande número de variáveis envolvidas, esse tipo de estudo requer recursos financeiros significativos para manter custos operacionais, tempo de estudo, grande número de pacientes, e um grande esforço organizacional (Attia, Kern, 2004). Além disso, estabelecer um grupo controle apropriado é difícil tanto em testes clínicos quanto laboratoriais.

O objetivo da reabilitação com restaurações cerâmicas é de restaurar função, estética e propriedades do dente em nível fisiológico natural (Attia, Kern, 2004; Attia et al., 2006). Portanto, é interessante a utilização e validação de um teste que permita avaliar o impacto do uso de diferentes materiais dentários, técnicas e formato/proporções no comportamento de restaurações.

Testes laboratoriais, como de resistência à flexão e tenacidade de fratura, que utilizam espécimes padronizados em forma de barras e testados por meio de equipamentos universais de teste, proporcionam dados que refletem as propriedades básicas dos materiais (módulo de elasticidade, dureza, tenacidade e resistência à flexão) e possibilitando o cálculo da probabilidade de falha (por meio de estatística de Weibull) do material ou estrutura (Studart et al, 2007; Beuer et al., 2009)

Abordagens laboratoriais simulam a função mastigatória em espécimes que reproduzem o formato das restaurações com a finalidade de prever o comportamento e longevidade de restaurações. Entretanto, a força máxima de fratura reportada por muitos estudos, especialmente quando as restaurações são testadas em ciclo único, excedem as forças mastigatórias medidas clinicamente (189 N a 522 N) (Sasaki et al., 1989; Bakke et al., 1990; Julien et al., 1996).

A interpretação equivocada dos resultados de carga de fratura obtidos a partir de testes laboratoriais nos quais dentes naturais hígidos são utilizados como grupo controle pode levar a conclusão de

que as restaurações podem sobreviver mais tempo ou similarmente a dentição natural (Burke, Watts, 1994; Ferro et al., 1994; Burke, 1999). Entretanto, resultados de estudos clínicos mostram que as restaurações não respondem às forças mastigatórias tão bem quanto os dentes naturais hígidos. Portanto, deve-se ter cautela no momento de obter conclusões com base na alta magnitude da força obtida nesses testes e, especialmente, no momento de compará-los a situação clínica.

Foi sugerido que espécimes testados em laboratório deveriam possuir as mesmas falhas críticas das coroas para uso clínico, e que a influência do meio deveria ser refletida nos parâmetros laboratoriais (Kelly, 1999). Existem muitos fatores importantes que podem afetar o estado de tensões nas restaurações e, portanto, os resultados obtidos (Kelly, 1999): (1) a condição de armazenamento do espécime antes do teste, (2) o tipo de teste (estático ou cíclico; aplicação de carga ou mudança térmica), o meio de teste (seco ou em água), (3) localização e direção da força aplicada, (4) formato e comportamento mecânico dos espécimes, (5) condições de cimentação (unido ou não ao preparo), (6) o comportamento mecânico do material do preparo, (7) propriedades elásticas do pistão aplicador de carga e (8) a área de contato entre o pistão e o espécime. A análise por elementos finitos (AEF) elimina alguns fatores relacionados à destreza do operador ou variação da técnica de manipulação dos materiais durante o processo de confecção das restaurações, por isso é uma ferramenta bastante útil na observação do estado de tensões de uma estrutura (Imanishi et al., 2003), apesar de não considerar o complicado ambiente intra-oral

reflete uma tendência que um material possua a uma dada característica observada (Della Bona, 2009).

Além disso, na maioria dos casos, os testes laboratoriais são destrutivos, resultando em um custo financeiro mais elevado pela necessidade de construção de séries de protótipos, geralmente tantos quantos forem as variáveis estudadas, com número de espécimes adequados a realização de análises estatísticas comparativas. A AEF é um método de baixo custo e relativamente rápido para investigação da distribuição de tensões em restaurações cerâmicas, o que permitiu no presente estudo as alterações específicas do formato de infra-estrutura (condição de suporte), da espessura de camadas, do material de infra-estrutura e da taxa de resfriamento das restaurações sem implicar em confecção de um grande número de espécimes físicos ou aumento do custo financeiro (Imanishi et al., 2003).

No caso do problema de pesquisa apresentado (fratura da porcelana), acredita-se que muitas das variáveis envolvidas em testes físicos laboratoriais poderiam resultar em danos à estrutura e padrões de fratura que fornecem conhecimentos limitados sobre real o estado de tensões das restaurações e, principalmente, sobre a etiologia do problema.

Com base nesse pensamento, o presente estudo fez uma abordagem ao problema de fratura precoce da porcelana em sistemas com infra-estrutura de zircônia utilizando o método de análise por elementos finitos (AEF) para investigação de potenciais problemas mecânicos (suporte da porcelana) e, especialmente, térmicos

(gradientes térmicos) envolvidos no desenvolvimento de tensões na porcelana. A AEF foi utilizada para abordar uma série de fatores possivelmente relacionados a origem do problema, eliminando outros fatores complicadores/confundidores inerentes a solução experimental em laboratório com modelo físico.

Uma análise preliminar mais simples calculou tensões originadas pela aplicação de uma força compressiva na estrutura avaliada (restauração unida a cimento e dente). Em seguida, exclui a força compressiva e insere um estresse térmico, originado das diferenças volumétricas lineares que ocorrem em um intervalo de temperatura correspondente ao processo do resfriamento da restauração na fase de aplicação da porcelana. Por fim, utiliza equações que descrevem a variação de propriedades térmicas e mecânicas de acordo com a taxa de resfriamento (caracterizando o comportamento visco-elástico da porcelana em temperaturas acima da T_g) para realizar uma análise termo-mecânica tempo-dependente mais complexa.

Um modelo para AEF com anatomia detalhada é difícil de ser obtido com o uso das ferramentas atuais dos softwares de elementos finitos, pois demanda um grande tempo de modelagem e de solução do problema (o que significa a utilização de muitos recursos computacionais) e alta tecnologia, como micro-tomografia computadorizada. Por isso, os pesquisadores do presente estudo optaram por utilizar uma anatomia simplificada, que também facilitou a reprodução do modelo virtual em modelo físico para o teste de validação.

6.1 Análise de elementos finitos – a questão de suporte

A simulação em elementos finitos mostrou que a infra-estrutura formada por zircônia, um material de alto módulo de elasticidade, é capaz de suportar a maior parte da tensão decorrente da aplicação de carga na restauração, que concorda com os resultados de De Jager et al. (2006) e Bonfante et al (2010). Foi observada alta concentração de tensões de tração na superfície interna da infra-estrutura, reportada como origem de fraturas de restaurações totalmente cerâmicas. Portanto, qualquer dano a essa área, como o causado por brocas, pontas diamantadas ou jateamento de partículas de alumina ou sílica, deve ser evitada para prevenir fratura da restauração.

A prevalência de fraturas precoces da porcelana nas restaurações metalo-cerâmicas, que comumente possuem condição de suporte estendido pela infra-estrutura, é menor clinicamente que nas restaurações com infra-estrutura de zircônia (Goodacre et al., 2003; Pjetursson et al., 2007; Sailer et al., 2007a; Christensen, Ploeger, 2010; Della Bona, Kelly, 2010; Heintze, Rousson, 2010). No presente estudo, embora observada uma redução do nível de tensão na camada superficial da porcelana (diferença máxima de aproximadamente 30 MPa), os valores e, especialmente, a distribuição das tensões de tração dentro da porcelana não foram significativamente afetados pelo seu nível de suporte, aceitando a primeira hipótese do estudo. Os resultados estão em conformidade com os achados da revisão publicada por Heintze e Rousson (2010), que mostra que a prevalência

de lascamento da porcelana não está relacionada com a sua condição de suporte.

Então, como justificar as diferenças de comportamento clínico entre as restaurações de zircônia-porcelana e metalo-cerâmicas? Apesar de serem fabricadas para adequar-se aos mesmos padrões internacionais, especialmente à norma ISO 6872 (2008), as porcelanas de cobertura tem composição e microestrutura diferentes, que as compatibilizam com infra-estruturas de metal ou de zircônia. Quinn et al. (2010) observaram uma diferença significativa entre a resistência à flexão e tenacidade de fratura de porcelana que recobre metal (61 - 77 MPa e $1.10 \text{ MPa.m}^{1/2}$) da que é destinada a cobertura de zircônia (39 - 45 MPa e $0.73 \text{ MPa.m}^{1/2}$). Os autores indicam essa reduzida tenacidade de fratura da porcelana para cobertura de zircônia como um potencial contribuinte para a diferença de comportamento clínico em comparação com as restaurações metalo-cerâmicas. Por outro lado, De Jager et al. (2006) mostraram que as tensões na porcelana, na interface zircônia-porcelana e na área cervical são menores quanto maior o módulo de elasticidade do material de infra-estrutura, pois quando o material da infra-estrutura é mais rígido (como a zircônia), sofre menos deflexão, resultando em menor tensão na porcelana.

Com base na semelhança de distribuição e magnitude de tensões obtidas pela simulação de aplicação de carga oclusal, pode-se afirmar que condição de suporte da porcelana é insuficiente para explicar a ocorrência de fraturas de subsuperfície. Conforme descrito na Introdução, em muitos casos, a origem da fratura nas restaurações zircônia-porcelana foi encontrada dentro da porcelana, logo abaixo da

superfície oclusal (Swain, 2009). Problemas de sinterização e o desenvolvimento de tensões residuais e transitórias durante seu processamento (especialmente no ciclo de sinterização) são suspeitos de terem relação com a fratura precoce da porcelana (trincamento, lascamento e delaminação) (Betolotti, Shelly, 1979; Asaoka et al., 1992; DeHoff, Anusavice, 2004b; Swain, 2009; Della Bona, 2009; Tholey et al., 2010; Tholey et al., 2011).

Com base na característica de baixa condutividade térmica da zircônia e da porcelana em comparação com metal (Swain, 2009; Tholey et al., 2011) uma teoria foi desenvolvida: de que a distribuição de temperatura durante o processamento da porcelana em restaurações com infra-estrutura de zircônia é diferente das restaurações metalocerâmicas, resultando em diferente estado de tensões.

6.2 Análise da distribuição da temperatura

Com a finalidade de investigar fatores térmicos relacionados ao aquecimento e resfriamento de restaurações cerâmicas, avaliou-se a distribuição da temperatura e desenvolvimento de gradientes térmicos durante o aquecimento e resfriamento de restaurações de zircônia-porcelana e metalocerâmica.

O presente estudo utilizou mensurações com termopares para analisar a distribuição da temperatura dentro de coroas confeccionadas com diferentes materiais de infra-estrutura durante o aquecimento e resfriamento. Uma atenção especial foi dada às temperaturas

observadas em diferentes locais dentro da estrutura de cada restauração durante o processo de aquecimento/resfriamento lento e rápido.

6.2.1 Taxa de aquecimento

O processo de aquecimento é importante para a sinterização apropriada de partículas de óxidos para formar uma estrutura vítrea densa (Reed, 1995). Durante a sinterização, o fluxo viscoso produzido pela força motriz da tensão de superfície das partículas provoca um crescimento da área de contato entre as partículas (formação de “pescoços”). As diferenças entre a curvatura de superfície e, conseqüentemente, a diferença entre a pressão de vapor entre a região de pescoço e da partícula tende a transferir material para dentro da área de pescoço. Em um estágio inicial de sinterização, a distância entre os centros das partículas esféricas não é afetado pela transferência de material de uma superfície de partícula para a zona inter-partículas, portanto não ocorre contração e a densidade permanece inalterada. Isso significa que somente o formato dos poros são modificados, porém isso pode ter efeito considerável nas propriedades da porcelana (Kingery et al., 1976). A taxa de modificação de formato do poro é afetada principalmente pelo raio inicial da partícula, tempo e pressão de vapor, que aumenta exponencialmente com a temperatura, caracterizando o processo como fortemente dependente da taxa de aquecimento.

A transferência de matéria de um volume de partícula ou de um limite de grão para a área de contato entre as partículas causa a aproximação dos centros das partículas e, conseqüentemente, contração e eliminação de poros. Apesar do diâmetro das partículas, a contração de sinterização da porcelana depende do tempo de sinterização, da viscosidade (η) e do módulo de cisalhamento (G), que são bastante dependentes da temperatura (Frenkel, 1945). Quando um material atinge seu ponto de fusão (106.6 Pa.s), a sinterização ocorre muito rapidamente. A taxa de aquecimento deve ser controlada para obtenção de uma taxa moderada de densificação sem, contudo, fletir ou trincar a estrutura. A condição de sobre-queima pode resultar em aumento demasiado do escoamento do material, com perda de forma anatômica (Cheung, Darvell, 2002). Em geral, o tamanho e o formato dos poros modificam durante o processo de sinterização, os poros tornam-se canais ou esferas isoladas, ou mais esféricos e menores enquanto a queima continua (Della Bona, 2009).

Apesar da diminuição da porosidade ser esperada com o aumento tempo de sinterização por aumento da difusão do ar através da matriz, Cheung e Darvell (2002) observaram um aumento da porosidade com o aumento de tempo. Uma possível explicação seria de que a taxa de sinterização diminui progressivamente com o tempo, então uma simples extensão do tempo de sinterização é insuficiente para melhorar as propriedades da porcelana. Portanto, tempo não é a variável principal ou crítica para controlar o processo de fabricação de porcelana. Porém, o tamanho das partículas é muito importante, pois a taxa de sinterização aumenta quanto menores forem as partículas. Esta

é uma das principais razões de porque a tecnologia/desenvolvimento de cerâmicas tem base e depende do uso de materiais de partículas finas (Kingery et al., 1976).

Gradientes de temperatura não uniformes foram observados durante o aquecimento rápido, especialmente da coroa com infra-estrutura de zircônia na qual as camadas externas estiveram 50 °C mais quentes que as internas. Seguindo um protocolo semelhante de aquecimento e resfriamento (lento e rápido), Tholey et al. (2011) avaliaram a distribuição da temperatura de restaurações cerâmicas com infra-estrutura de anatomia tradicional (espessura homogênea) e com suporte estendido da porcelana. Durante o aquecimento (60 °C/min) observaram temperatura interna (cimentação) menor que a externa (superfície oclusal), em concordância com os resultados do presente estudo. Essa diferença diminuiu durante o tempo de permanência sob máxima temperatura.

Existe uma temperatura mínima para sinterização da porcelana sob um tempo mínimo, para completar a sinterização e diminuir os poros (Cheung, Darvell, 2002). Acredita-se que a distribuição não homogênea da temperatura durante o aquecimento rápido possa criar áreas não sinterizadas ou porosidades dentro da porcelana, ou ainda, ser responsável pelo surgimento de trincas na porcelana (Reed, 1995), porém é um assunto que ainda resta ser esclarecido.

Taskonak et al. (2008) estudaram a contribuição de tensões residuais de compressão em materiais cerâmicos no aumento da resistência e tenacidade de fratura de sistemas bilaminados. Afirmam

que tensões residuais compressivas, o que os autores consideram favoráveis ao aumento de tenacidade de fratura do sistema zircônia-porcelana, podem ser conseguidas por meio de tratamento térmico especial durante o aquecimento. Contudo, acredita-se que tensões residuais em cerâmicas, sejam elas compressivas ou de tração, podem estar relacionadas com a causa principal de lascamentos ou fraturas precoces da porcelana, especialmente quando uma força de contato é aplicada.

6.2.2 Taxa de resfriamento

Com relação ao processo de resfriamento, as taxas na região da temperatura de transição vítrea (700 °C a 500 °C) obtidas pelo presente estudo extrapolam as taxas de referência (5 °C/min na técnica de dilatométrica) para ambos os resfriamentos lento (20 °C/min) e rápido (900 °C/min). É importante obter a real variação da temperatura de transição vítrea de acordo com a taxa de resfriamento para o entendimento da história termo-mecânica (processo de solidificação e origem de tensões) e de como isso pode influenciar o estado final da porcelana, e a presença de tensões residuais, trincas e fratura catastrófica da estrutura.

A mudança na T_g pode ter efeito direto na compatibilidade dos materiais que são unidos, pois a combinação das mudanças de volume dos materiais é essencial à prevenção de fraturas na interface durante aquecimento e resfriamento (Benetti et al., 2010).

Uma vez que o protocolo de resfriamento lento escolhido por este estudo (com base na metodologia apresentada previamente por Tholey et al., 2011) tem base em uma taxa de resfriamento bastante baixa, os valores de T_g reportados pela literatura científica, medidos constantemente dentro dos princípios de dilatométrica e da ISO 6872 (2008), foram o guia principal para abertura do forno. Entretanto, a localização da transição vítrea depende fortemente da taxa de resfriamento e pode ter efeito pronunciado na magnitude das tensões residuais das cerâmicas. Como o tempo requisitado para rearranjos estruturais é proporcional a temperatura, quanto mais rápido o resfriamento, menos tempo disponível em um determinado intervalo de temperatura para rearranjos estruturais (Moynihan et al., 1974; Scherer, 1986), portanto um aumento da T_g é esperado, como confirmado pelos cálculos realizados neste estudo.

Em temperaturas acima da transição vítrea (T_g), a porcelana tem comportamento de um líquido viscoso, permitindo movimentos moleculares e rearranjos dentro da estrutura (Scherer, 1986) de forma que nenhuma tensão é acumulada (Swain, 2009; Zhang et al., 2010). Enquanto a temperatura diminui através da região de transição vítrea, por volta de 600 °C para vidros de silicato (Bansal Doremus, 1986), um aumento da viscosidade da porcelana é observado, uma vez que deslocamentos moleculares são mais difíceis de ocorrer com a quantidade de energia térmica disponível. Abaixo da T_g , a porcelana é um sólido elástico, estado no qual os rearranjos estruturais são impossíveis e o acúmulo de tensões pode potencialmente acontecer (Scherer 1986; Swain 2009; Benetti et al., 2010).

Gradientes térmicos (diferença de temperatura entre a porção interna e externa das coroas) foram observados para as coroas aquecidas e resfriadas rapidamente, com maior magnitude na restauração zircônia-porcelana (diferenças de temperatura de até 143 °C - Figura 23). Portanto, a hipótese de que gradientes térmicos (diferenças de temperatura entre o interior e exterior das restaurações) de magnitude mais alta são gerados em coroas de zircônia-porcelana em comparação com as metalo-cerâmicas, no aquecimento e resfriamento rápidos e em restaurações com maior espessura de porcelana, foi aceita. Durante o resfriamento lento, as temperaturas foram homogêneas nas restaurações, independente do material de infra-estrutura.

Sendo consideradas isolantes térmicos (Swain, 2009; Zhang et al., 2010), a zircônia e a porcelana tem uma condutividade térmica bastante baixa (1-4 W/m.°K) em comparação com metais (40-200 W/m.°K) ou, até mesmo, com alumina (30 W/m.°K). Durante o processo de resfriamento, na faixa de temperatura ao redor da T_g, restaurações espessas apresentam a porção interior da porcelana mais quente e viscosa do que a porção externa sólida, que age como uma crosta rígida que restringe o conteúdo mais aquecido líquido-viscoso. Portanto, uma contração térmica diferencial (mudanças no coeficiente de expansão térmica, densidade, volume e viscosidade) pode produzir tensões de magnitude suficiente para produzir microtrincas ou fratura completa da porcelana em estado sólido (Reed, 1995; Guess et al., 2008, Swain, 2009, Guazzato et al., 2010).

Em temperaturas próximas a T_g , as propriedades do líquido são notavelmente tempo-dependentes. Compreender o comportamento é importante para o controle das propriedades do material à temperatura ambiente. Quando uma porcelana ou um material com conteúdo vítreo é resfriado, é essencial que o resfriamento seja lento na temperatura de transição vítrea - viscosidade de 10^{12} a 10^{13} Pa.s para taxas de resfriamento de 1 a 10 °K/min (Richet, 1987) - para temperar (*anneal*) tensões produzidas pelos gradientes de temperatura (Reed 1995). O protocolo de resfriamento lento descrito neste estudo permitiu que as porções interna e externa da porcelana resfriassem homoganeamente até temperaturas abaixo da T_g , possivelmente prevenindo o desenvolvimento de tensões transitórias de alta magnitude decorrentes de diferenças em volume e viscosidade criados pelos gradientes térmicos.

As manifestações de tensões derivadas da influência do tempo ou temperatura sobre as propriedades mecânicas e térmicas foram investigadas utilizando uma detalhada análise por elementos finitos realizada pelos autores. Essa análise auxiliou a compreensão do papel dos gradientes térmicos e de tensões transitórias/residuais no estado final das restaurações cobertas por porcelana, constatando-se que tais tensões exercem forte influência no comportamento das restaurações.

6.3 Simulação do resfriamento em análise de elementos finitos

6.3.1 Avaliação das tensões residuais

A AEF elástica linear mostrou que as tensões residuais de tração observadas para uma restauração zircônia-porcelana foram razoavelmente similares aos valores encontrados na coroa metalocerâmica, e que as tensões residuais obtidas pelo resfriamento lento são menores que as após resfriamento rápido, confirmando a terceira hipótese do estudo.

A distribuição e magnitude de tensões residuais na restauração com zircônia foi comparável aos resultados de interferometria realizados por Tholey et al. (2011) e Swain (2009), que mostram que magnitude de estresse da porcelana de coroas resfriadas rapidamente (aproximadamente 25 MPa na região de interface zircônia-porcelana) é maior que das coroas resfriadas lentamente (em torno de 15 MPa para a mesma região).

Taskonak et al. (2008) estabeleceram um protocolo de resfriamento rápido para produzir tensões compressivas na superfície da porcelana, aumentando a tensão de fratura, em comparação com os resultados de resfriamento lento. Na mesma linha de raciocínio, Göstemeyer et al. (2010) analisaram o efeito do resfriamento lento e resfriamento rápido (tensões térmicas) na adesão entre a porcelana e a cerâmica de infra-estrutura, utilizando o modo de teste de flexão de espécimes em formato de barra contendo uma pré-trinca. Também verificaram um aumento da resistência de união nos espécimes resfriados rapidamente, que foi atribuído pelos autores ao

desenvolvimento de tensões residuais compressivas na camada de porcelana e ao potencial relaxamento estrutural da porcelana durante o resfriamento lento.

Apesar do aparente efeito benéfico observado após o resfriamento rápido, nenhum dos estudos citados considerou o fato de a distribuição de temperaturas e as tensões em restaurações dentárias serem mais complexas, envolvendo um sistema de áreas de tração e outras de compressão, do que em geometrias planas simplificadas de duas camadas. Além disso, tensões residuais em cerâmicas podem estar relacionadas com a causa principal de lascamentos ou fraturas precoces da porcelana quando uma pressão de contato é aplicada.

Com o objetivo de confirmar os resultados de tensão residual obtidos pela AEF preliminar (linear elástica) do presente estudo e investigar o desenvolvimento de tensões transitórias durante o resfriamento, foi realizada uma segunda análise considerando o comportamento da porcelana acima da T_g como visco-elástico. Foram incorporados no estudo parâmetros como: variação de espessura de camadas; módulo de elasticidade dependente da temperatura; coeficiente de expansão térmica dependente da temperatura; a distribuição da temperatura durante o processo de resfriamento; viscosidade dependente da temperatura; e a temperatura de transição vítrea (T_g) dependente da temperatura, considerados de grande importância ao estado de tensões da porcelana por muitos estudos (Moynihan et al., 1974; Betolotti, Shelly, 1979; Asaoka, Tesk, 1989; Asaoka, Tesk, 1991; DeHoff, Anusavice, 2004b; Swain, 2009; Tholey et al., 2010; Tholey et al., 2011).

As propriedades mecânicas dos materiais podem variar dependendo da sua composição, microestrutura e método de fabricação. Portanto, um teste de sensibilidade foi realizado para avaliar a influência da variação de propriedades mecânicas selecionadas nos valores de máxima tensão principal obtidos pela simulação. Valores intermediários das propriedades (entre o mínimo e o máximo reportados pela literatura) foram utilizados para comparações.

A interface de contato entre as cerâmicas com CET diferentes foi a região de concentração de tensões originadas das desigualdades entre valores de expansão/contração. Quando a porcelana (α_p) possui coeficiente de expansão térmica maior que a zircônia (α_z) (diferença negativa, conforme $\Delta\alpha = \alpha_z - \alpha_p$) os valores das tensões residuais de tração são mais altos do que quando a porcelana possui coeficiente menor que a zircônia (diferença positiva, $\alpha_z > \alpha_p$). Esse fato foi também observado nos estudos de DeHoff et al. (2008) e Fischer et al. (2009).

A maioria dos fabricantes fornece cerâmicas de cobertura com uma mínima diferença positiva entre os CET da zircônia e porcelana, dentro do limite máximo aceitável de $1 \times 10^{-6}/K$ sugerido por Swain (2009) para diminuir as tensões no sistema. Porém, fraturas precoces da porcelana continuam ocorrendo com frequência. Apesar da diferença em contração térmica parecer ser o fator dominante na formação de tensões residuais após o resfriamento, é recomendado que a compatibilidade dos sistemas cerâmicos não seja julgada apenas pelos valores do CET, mas seja considerado um sistema multifatorial

que relaciona comportamentos de molhabilidade, resistência de união, efeitos da taxa de resfriamento, comportamento elástico e visco-elástico dos materiais, geometria da restauração e variáveis de processamento (Benetti et al., 2010).

Como a origem do problema de fratura precoce de restaurações zircônia-porcelana parece não ter relação somente com a simples diferença entre os coeficientes de expansão térmica dos materiais, foram estudadas outras propriedades e comportamentos dos materiais que estão possivelmente relacionados com a origem do problema.

A razão de Poisson da porcelana, reportada pela literatura variando entre 0.16 e 0.27 (Rizkalla, Jones, 2004; Taskonak et al., 2008; Della Bona, 2009), alterou a magnitude de tensão residual encontrada para zircônia (entre 59 MPa e 61 MPa para essa faixa de valores) após resfriamento, enquanto que a tensão da porcelana (25 MPa) não sofreu modificação significativa.

A tensão máxima residual da porcelana calculada para a faixa de valores entre 56.4 e 83.4 GPa (Suanswan, Swain, 2001; Riskalla, Jones, 2004) foi de 22 MPa a 55 MPa, indicando maior tensão quanto maior for o módulo de elasticidade (associado a rigidez) do material. Acréscimo de tensão na zircônia em região de interface (de 30 a 72 MPa) também foi observado, de modo semelhante aos resultados do estudo de De Jager et al. (2006). Em uma AEF linear elástica que avalia puramente uma carga mecânica, o módulo de elasticidade por si só não exerce efeito no estado de tensões de um material, mas sim nos níveis de deformações (Raper, Erbach, 1990).

A magnitude das tensões residuais está condicionada aos valores do CET, do módulo de elasticidade (E) e da razão de Poisson das cerâmicas do sistema. Portanto, há maior probabilidade de acúmulo de tensões na porcelana na região de interface, quanto mais alto o E e maiores as diferenças entre os CET do sistema, resultado em concordância com os estudos de Chong et al. (2002), Della Bona et al. (2003) e Della Bona (2005).

A análise linear elástica de elementos finitos e a térmica tempo-dependente mostraram valores e distribuição de tensão residual similares. Entretanto, esse estado de tensões final não explica completamente os problemas de delaminação e lascamento que ocorrem clinicamente. Por isso, o estudo direcionou uma atenção especial ao desenvolvimento e magnitude de tensões transitórias nas restaurações.

6.3.2 Avaliação das tensões transitórias

As simulações realizadas por análise em elementos finitos do presente estudo utilizaram o modo de condução para transferência de calor (resfriamento). Transferência de calor (ou simplesmente calor) é a energia térmica em trânsito devido a uma diferença de temperaturas no espaço (Incropera et al., 2008). Quando existe um gradiente de temperatura em um meio estacionário, que pode ser um sólido ou um fluido, a transferência de calor através do meio ocorre pelo modo de condução. Atividades atômicas e moleculares são responsáveis por

manter o modo de transferência de calor. A condução pode ser vista como a transferência de energia das partículas mais energéticas para as menos energéticas de uma substância devido às interações entre as partículas (Incropera et al., 2008).

Na presença do gradiente de temperatura, neste estudo demonstrado pelas leituras com termopares, a transferência de energia por condução ocorre na direção da diminuição da temperatura (da superfície interna para a externa da coroa). No caso dos líquidos, as moléculas estão próximas e interações moleculares, como a transferência de calor por difusão, são fortes e frequentes. Em sólidos, a condução se dá por vibração dos retículos (ondas na estrutura de retículos induzidas por movimento atômico). Em um material não condutor elétrico, como a zircônia e porcelana, a transferência de energia ocorre exclusivamente por meio dessas ondas.

O problema mecânico (resposta mecânica) foi solucionado simultaneamente com a obtenção da resposta do problema termodinâmico, assim foi possível observar o desenvolvimento de tensões induzidas pela mudança de fase do material provocada pela variação de temperatura, destacando alguns aspectos relacionados com o fenômeno de transição líquido-sólido da porcelana.

O maior desafio da AEF termo-mecânica tempo-dependente foi obter dados confiáveis para simular o comportamento visco-elástico do material na transição vítrea, ou seja, configurar as propriedades da porcelana de forma que sofressem a alteração característica da transição líquido-sólido.

O conhecimento da densidade e do coeficiente de expansão térmica das porcelanas em temperaturas acima da T_g é importante para compreensão da formação e estado final da porcelana sólida a temperatura ambiente. Porém, são poucos os estudos que avaliam a densidade e coeficiente de expansão térmica para aluminossilicatos fundidos, principalmente devido às dificuldades experimentais. Uma solução analítica apresentada por Flueger et al., (2008), que descreve o comportamento de vidros de silicatos fundidos, foi utilizada no presente estudo para obter a densidade em função da temperatura para um composição vítrea próxima a porcelana odontológica.

A expansão térmica é influenciada pela oscilação de átomos, por exemplo: com o aumento da temperatura, o vidro expande. Em vidros fundidos, há aumento de expansão térmica por meio de mudanças estruturais (ângulo de ligações) que podem não ocorrer em temperaturas abaixo da T_g .

Várias características dos componentes de um vidro fundido exercem influência sobre a densidade obtida em uma determinada temperatura (Flueger et al., 2008). A maior densidade e massa atômica de um componente determinam um aumento da densidade do material (como a adição de óxido de boro, B_2O_3 , no vidro). Componentes que possuem CET mais altos (como o óxido de potássio K_2O) diminuem a densidade do vidro fundido em decorrência do aumento de temperatura. Além disso, as interações entre alguns componentes (como a interação do óxido de alumínio com óxido de sódio, $Al_2O_3 - Na_2O$) têm a capacidade de aumentar a densidade do vidro.

Os resultados da solução analítica de Flueger et al. (2008) mostraram uma tendência de diminuição da densidade em temperaturas acima da T_g , possivelmente acompanhada pela mudança em volume (expansão), o que auxiliou na descrição da mudança da fase da porcelana de viscosa para sólida durante a simulação do resfriamento em EF.

A diminuição dos valores do módulo de cisalhamento em função do aumento da temperatura teve como base os valores do módulo inicial para cada temperatura para cerâmica IPS Empress 2, reportados no estudo de DeHoff et al. (2006). O módulo geral (K) não tem influência significativa sobre o cálculo de tensões (Scherer, 1986; DeHoff, Anusavice, 2004b; DeHoff et al., 2006), portanto foi considerado com comportamento elástico (sem variar com a temperatura ou tempo).

Como demonstrado anteriormente (Equação 5), os valores módulo de elasticidade e a razão de Poisson estão relacionados com o módulo total e de cisalhamento do material, de modo que qualquer valor desejado pode ser calculado com base nos valores de quaisquer outras 2 características elásticas (Bansal, Doremus, 1986). Portanto, a determinação do módulo geral e de cisalhamento são suficientes para descrever a rigidez/viscosidade da porcelana.

Apesar de depender fortemente da composição dos materiais, a capacidade térmica de vidros de silicato que contém mais de 60% de sílica, assim como a porcelana, são bastante independentes da

quantidade de outros componentes, sendo aproximadamente 0.8 ± 0.1 J/g°C at 25 °C (Richet, 1987).

A C_p e o coeficiente de expansão térmica mudam de um valor mais baixo (característica da fase sólida) para um valor mais alto (característica da fase líquida) em um intervalo de temperatura curto (Incropera et al., 2008). A mudança na C_p é pequena, enquanto as mudanças em CET são notavelmente altas, difundindo em um pequeno intervalo de temperatura (poucas dezenas de graus na proximidade da T_g . A observação da mudança em C_p e CET é uma evidência termodinâmica forte da transição vítrea (Incropera et al., 2008).

As porcelanas possuem comportamento visco-líquido em temperaturas acima da T_g , e a resposta a qualquer força aplicada à estrutura responde com escoamento ou deformação plástica. Por ter energia suficiente para rearranjos estruturais nenhuma tensão gerada (chamada transitória) poderia ser acumulada na porcelana em temperaturas acima da T_g (Swain, 2009). Abaixo da T_g , a porcelana encontra-se em estado sólido e possui comportamento elástico, ou seja, a deformação elástica é proporcional a tensão aplicada (Mysen, Richet, 2005).

Foi demonstrado anteriormente pela leitura com termopares que, durante o processo de resfriamento rápido na proximidade da T_g , restaurações espessas com infra-estrutura de zircônia apresentam a porção interior da porcelana mais quente do que a porção externa

sólida, que age como uma crosta rígida que restringe o conteúdo mais aquecido, possivelmente ainda em estado líquido-viscoso.

Apesar das tensões residuais não mostrarem diferença significativa entre o estado de restaurações metalo-cerâmicas e zircônia-porcelana, foi demonstrado que a contração térmica diferencial da porcelana (mudanças no coeficiente de expansão térmica, densidade, volume e viscosidade) quando aplicada sobre zircônia produz tensões transitórias de magnitude suficiente para nuclear micro-trincas no interior do material ou resultar em fratura completa da porcelana em estado sólido (Reed 1995; Cheung, Darvell, 2002; DeHoff et al., 2008; Guess et al., 2008; Swain, 2009; Guazzato et al., 2010). Portanto, a hipótese de que os gradientes de temperatura originados durante o resfriamento das coroas contribuem para o desenvolvimento de tensões de tração de maior magnitude na coroa zircônia-porcelana foi aceita. Esse efeito está diretamente relacionado aos gradientes térmicos que são maiores nas restaurações com infraestrutura de zircônia, em comparação com metal, cobertas por porcelana com maior espessura.

6.4 Validação dos resultados/teoria obtidos pela análise por elementos finitos

As fraturas em estruturas cerâmicas ocorrem a partir da propagação de trincas que iniciam (ou nucleiam) em algum ponto de

concentração de tensões, também denominados sítios de nucleação de trincas. No interior da porcelana, esses sítios de nucleação de trincas podem ser originados pela ação de tensões em poros, inclusões (presença de materiais diferentes da composição da cerâmica) e agregados (falta de homogeneidade ou defeito de sinterização do material) (Cheung, Darvell, 2002; Quinn, 2006; Della Bona, 2009). Foi demonstrado neste estudo que tensões de alta magnitude podem ser originadas na porcelana durante o processo de resfriamento rápido das restaurações, especialmente em restaurações com infra-estrutura de zircônia e maior espessura de porcelana. Com base nessas informações, um teste laboratorial foi delineado com a finalidade de avaliar fisicamente o efeito das tensões transitórias geradas pelo resfriamento rápido no estado final da porcelana e sua influência na nucleação e propagação de trincas a partir de defeitos na porcelana.

Um bastão de alumina de dimensões reduzidas foi escolhido como defeito ideal por meio de avaliação dos resultados de análise termo-mecânica tempo-dependente. O defeito ideal deveria apresentar ao final da AEF um resultado de tensão residual dentro da faixa limite de resistência a fratura da porcelana (limite mínimo de resistência à flexão encontrado para cerâmica Lava > 100 MPa) tanto após o resfriamento rápido, quanto o lento. Em contrapartida, as tensões transitórias originadas pelos gradientes de temperatura no resfriamento rápido apresentaram magnitude suficiente para iniciar trincas a partir do defeito, enquanto que foram de magnitude e efeito insignificantes no resfriamento lento.

O teste físico de validação seguiu a configuração simulada em EF. Após o resfriamento lento (tensão transitória insignificante), nenhuma evidência de trinca ou fratura foi observada na porcelana, ou seja, o defeito permaneceu imerso na porcelana sem causar danos visíveis. Por outro lado, durante o resfriamento rápido, as ondas de tensões transitórias (alta magnitude) encontraram o defeito pré-existente na porcelana e deram origem a trincas ao redor do defeito. Portanto, a hipótese de que as tensões transitórias contribuem para nucleação e propagação de trincas a partir de defeitos na porcelana foi confirmada.

O efeito das tensões transitórias no estado final das restaurações zircônia-porcelana foi também evidenciado por DeHoff et al. (2008) que utilizou modelos de AEF e espécimes simplificados (esferas e cilindros) para testar a compatibilidade entre materiais. No modelo físico, as fraturas ocorreram durante os 5 primeiros min de resfriamento rápido e nenhuma fratura posterior a esse tempo foi observada, o que indica que as tensões transitórias foram maiores que as residuais (comprovado também por AEF).

Guazzato et al. (2010) estudaram o desenvolvimento espontâneo de trincas em sistemas zircônia-porcelana compatíveis como resultado de tensões térmicas induzidas pela geometria dos espécimes, espessura e taxa de resfriamento. Em concordância com os achados do presente estudo, o aumento da espessura da porcelana e da taxa de resfriamento foram positivamente associados ao desenvolvimento de trincas nas estruturas cerâmicas. As trincas

originaram-se de dentro da camada de porcelana perto da superfície e em nenhum caso a trinca envolveu a interface.

Esses autores (Guazzato et al., 2010) não evidenciaram presença de fraturas ou trincas das cerâmicas quando o protocolo de resfriamento lento foi empregado, concordando com as hipóteses confirmadas pelo presente estudo. Ainda, os autores observaram algumas fraturas em sistemas termicamente compatíveis (CET próximo) mesmo com a taxa de resfriamento recomendada pelo fabricante, o que sugere a necessidade de estabelecimento de protocolos adequados para resfriamento, como por exemplo, o resfriamento lento, que implica na necessidade de determinação correta da área de transição vítrea, representada pela T_g .

Como demonstrado, o modo de processamento pode induzir a formação de trincas, cuja propagação está freqüentemente relacionada com a origem da fratura das restaurações cerâmicas (Della Bona, 2009). Uma vez que é nucleada (iniciada), a propagação da trinca dependerá da magnitude e frequência da tensão aplicada ao sistema (como as cargas cíclicas da mastigação) e da resistência do material (tenacidade de fratura). Portanto, a fratura total (que ocorre de modo catastrófico em cerâmicas, pois não deformam plasticamente) depende do tamanho da trinca original e ocorre quando a tensão aplicada for maior do que a resistência do material e após a trinca atingir uma dimensão crítica (fator de intensidade de tensão crítica – K_{IC}) (Della Bona, 2009).

6.5 Considerações finais

O presente estudo abordou potenciais razões para as fraturas clínicas da porcelana com origem em trincas e defeitos localizados no interior ou subsuperfície da porcelana. Com base nos resultados apresentados e nas diversas contribuições de estudos anteriores, algumas sugestões sobre a manipulação de restaurações zircônia-porcelana são descritas a seguir com o objetivo de auxiliar a prevenção de fraturas precoces da porcelana.

A condição de suporte estendido da porcelana pela zircônia não resulta em diferente estado de tensão da porcelana em comparação com a anatomia tradicional quando observado somente o comportamento mecânico (resposta a uma força compressiva/oclusal) da estrutura. Entretanto, o suporte modificado (estendido ou anatômico) implica na obtenção de uma camada de porcelana menos espessa, que está relacionada com menor magnitude de gradientes térmicos e, portanto, com o desenvolvimento de tensões transitórias de menor amplitude. Além das tensões transitórias, os resultados do presente estudo concordam com Swain (2009), que mostrou que uma porcelana espessa sobre infra-estruturas com baixa condutividade térmica, como a zircônia, é mais propensa a originar altas tensões residuais de tração e sugere que isso possa ter relação com a origem de trincas ou lascamentos.

Esse fato auxilia o esclarecimento das observações feitas por Bonfante et al. (2010), que realizaram simulações térmicas e

mecânicas (em AEF e por teste de fadiga) em uma coroa com uma infra-estrutura com suporte tradicional e outra com suporte estendido com exposição da zircônia. O resultado da AEF térmica mostrou que a infra-estrutura em condição de suporte estendido resultou em baixos valores de tensão residual no corpo das cúspides e na interface entre os materiais que com suporte tradicional, o que explica a maior confiabilidade estrutural observada no teste físico.

Adicionalmente, Benetti et al. (2011) avaliaram a influência da espessura da porcelana na resistência à flexão de um sistema com infra-estrutura de zircônia. Demonstraram que quanto mais espessa a porcelana de cobertura menor a resistência do sistema. Os autores recomendam uma espessura mínima de porcelana (que pode ser obtida com a maior extensão da infra-estrutura), compatível com função e estética, para aumentar a resistência do sistema cerâmico avaliado.

A incompatibilidade ou diferença de expansão térmica dos materiais foi assunto de diversas pesquisas científicas prévias (DeHoff et al., 2008; Taskonak et al., 2008; Fischer et al., 2009; Tholey et al., 2009; Benetti et al., 2010). Uma diferença de CET entre $-0.61 \times 10^{-6}/K$ a $+1.02 \times 10^{-6}/K$ é reportada por DeHoff et al., (2008) como segura para evitar fratura evidente dos espécimes cerâmicos. Contudo, foi demonstrado pela literatura (DeHoff et al., 2008; Fischer et al., 2009; Benetti et al., 2010) e confirmado pelo presente estudo que, apesar de ter fundamental importância, a similaridade dos coeficientes de expansão térmica de cada material é insuficiente para o estabelecimento de uma condição de compatibilidade térmica entre zircônia e porcelana.

A qualidade da interface zircônia-porcelana está relacionada com as tensões residuais associadas à expansão térmica (Aboushelib et al., 2006) e à capacidade de molhamento da zircônia (Tholey et al., 2009). Embora demonstrado o satisfatório molhamento da superfície da zircônia pela porcelana sendo capaz de promover boa resistência de união (Aboushelib et al., 2006), um problema potencial de compatibilidade foi evidenciado por Tholey et al. (2009). Os autores observaram uma mudança de fase (tetragonal para monoclínica) na superfície da zircônia induzida pela presença de água na composição da porcelana (líquido modelador ou água destilada usados como veículo) e pela temperatura mais elevada de sinterização da porcelana. Porém, o efeito dessa transformação de fases no destacamento clínico da porcelana da superfície da zircônia (delaminação) ainda é desconhecido.

Com base nos resultados deste estudo, as particularidades de propriedades térmicas, elásticas e visco-elásticas da porcelana acima da Tg, os protocolos de aquecimento e resfriamento e a qualidade da interface de união com a zircônia exercem efeito no estado de tensões das restaurações e, portanto, na sua compatibilidade.

Foi descrita anteriormente a importância da etapa de aquecimento para a homogeneização da temperatura através das restaurações zircônia-porcelana (Cheung, Darvell, 2002). A modificação da taxa de aquecimento, da temperatura final ou do tempo sob temperatura final recomendados pelo fabricante é fortemente desaconselhada, pois cada composição de porcelana possui uma temperatura mínima que deve ser mantida sob um tempo

específico que permite distribuição homogênea de temperatura para sinterização da porcelana e evita aumento de porosidades ou áreas de porcelana não sinterizadas.

O resfriamento rápido das restaurações, ou seja, a abertura total da câmara do forno após o tempo de sinterização e resfriamento na bancada sob temperatura ambiente é uma prática freqüente nos laboratórios de prótese dentária. Existem alguns estudos que indicam essa prática com a finalidade de obter benefício da camada de compressão criada na superfície da porcelana e que resulta, especialmente em espécimes em formato de barras planas, em uma maior resistência aparente do sistema (Göstemeyer et al., 2010). Contudo, os resultados do presente estudo, em concordância com os achados de Swain (2009), Guazzato et al. (2010) e Tholey et al. (2011) contra-indicam essa prática com base no fato do resfriamento rápido das restaurações serem submetidos à ação deletéria do desenvolvimento de altas tensões residuais (especialmente na região de interface zircônia-porcelana) e de tensões de tração transitórias de magnitude suficiente para agir em defeitos pré-existentes na porcelana e dar origem à trincas ao redor do defeito. Uma vez nucleada a trinca, ela se propaga até atingir um tamanho crítico e dará origem a fratura da porcelana.

7 CONCLUSÕES

O presente estudo investigou razões para as fraturas da porcelana em restaurações com infra-estrutura de zircônia que acontecem nos primeiros anos (até 5 anos) de uso clínico. Uma especial atenção foi dada as fraturas com origem em trincas e defeitos localizados no interior da porcelana. Com base nos resultados deste estudo e respeitadas as suas limitações pode-se concluir que:

- 1- A simulação em elementos finitos de uma força oclusal compressiva sobre a porcelana com diferentes condições de suporte pela infra-estrutura mostrou alta concentração de tensões de tração na superfície interna da infra-estrutura, portanto, qualquer dano a essa área deve ser evitado para prevenir fratura da restauração.
- 2- Embora observada uma diferença máxima de aproximadamente 30 MPa na superfície, os valores e, principalmente, a distribuição das tensões de tração dentro da porcelana não foram significativamente afetados pelo tipo de suporte (infra-estrutura), portanto a primeira hipótese do estudo foi aceita.
- 3- Na faixa de temperatura ao redor da temperatura de transição vítrea (700 °C a 500 °C), a taxa de resfriamento obtida extrapola os valores de referência (obtidos por dilatométrica realizada a 5 °C/min) para o resfriamento lento e o rápido. A

temperatura de transição vítrea aumenta com taxas maiores de resfriamento, portanto a T_g deve ser adequada à taxa de resfriamento obtida em cada forno para estabelecer um correto protocolo de resfriamento lento.

- 4- Gradientes térmicos (diferença de temperatura entre a porção interna e externa das coroas) foram observados para as coroas aquecidas e resfriadas rapidamente, com maior magnitude na restauração zircônia-porcelana (diferenças de temperatura de até 143 °C no resfriamento rápido). Durante o resfriamento lento, as temperaturas foram homogêneas nas restaurações, independente do material de infra-estrutura, confirmando a segunda hipótese do estudo.
- 5- A análise linear elástica de elementos finitos e a térmica tempo-dependente mostraram que o resfriamento rápido das restaurações resulta em valores de tensões residuais na porcelana ligeiramente maiores o resfriamento lento. Entretanto, a magnitude e distribuição de tensões residuais na porcelana são similares para restaurações zircônia-porcelana e metalo-cerâmica, confirmando a terceira hipótese do estudo.
- 6- A contração térmica diferencial da porcelana (mudanças no coeficiente de expansão térmica, densidade, volume e viscosidade) durante o resfriamento rápido da restauração, especialmente em restaurações com infra-estrutura de zircônia e maior espessura de porcelana, produz tensões transitórias de magnitude suficiente para nuclear microtrincas no interior do material ou resultar em fratura

completa da porcelana em estado sólido a partir de um defeito interno. Portanto, a quarta e a quinta hipótese do estudo foram confirmadas.

8 REFERÊNCIAS

Aboushelib MN, Feilzer AJ, Kleverlaan CJ. Bridging the gap between clinical failure and laboratory fracture strength tests using a fractographic approach. *Dent Mater*. 2009 Mar;25(3):383-91.

Al-Amleh B, Lyons K, Swain M. Clinical trials in zirconia: a systematic review. *J Oral Rehabil*. 2010 Aug;37(8):641-52.

Anusavice KJ, Gray AE. Influence of framework design, contraction mismatch, and thermal history on porcelain checking in fixed partial dentures. *Dent Mater*. 1989 Jan;5(1):58-63.

Anusavice KJ. *Phillips materiais dentários*. 11. ed. Rio de Janeiro: Elsevier; 2005.

Ardlin BI. Transformation-toughened zirconia for dental inlays, crowns and bridges: chemical stability and effect of low-temperature aging on flexural strength and surface structure. *Dent Mater*. 2002 Dec; 18(8):590-5.

Asaoka K, Kuwayama N, Tesk JA. Influence of tempering method in residual stress in dental porcelain. *J Dent Res*. 1992 Sep;71(9):1623-7.

Asaoka K, Tesk JA. Visco-elastic deformation of dental porcelain and porcelain-metal compatibility. *Dent Mater*. 1991 Jan;7(1):30-5.

Asaoka K, Tesk JA. Transient and residual stresses in dental porcelains as affected by cooling rates. *Dent Mater J*. 1989 Jun;8(1):9-25.

Attia A, Abdelaziz KM, Freitag S, Kern M. Fracture load of composite resin and feldspathic all-ceramic CAD/CAM crowns. *J Prosthet Dent*. 2006 Feb;95(2):117-23.

Attia A, Kern M. Influence of cyclic loading and luting agents on the fracture load of two all-ceramic crown systems. *J Prosthet Dent*. 2004 Dec;92(6):551-6.

Bacon C. High temperature heat content and heat capacity of silicate glasses: experimental determination and a model for calculations. *Am J Sci.* 1977 Feb; 277(2):109-35.

Bakke M, Holm B, Jensen BL, Michler L, Möller E. Unilateral, isometric bite force in 8-68-year-old women and men related to occlusal factors. *Scand J Dent Res.* 1990 Apr;98(2):149-58.

Baldissara P, Llukacej A, Ciocca L, Valandro FL, Scotti R. Translucency of zirconia copings made with different CAD/CAM systems. *J Prosthet Dent.* 2010 Jul; 104(1):6-12.

Bansal NP, Doremus RH. *Handbook of glass properties.* Orlando: Academic Press; 1986.

Benetti P, Kelly JR, Della Bona A. Evaluation of thermal compatibility between core and veneer dental ceramics using shear bond strength test and contact angle measurement. *Dent Mater.* 2010 Aug; 26(8):743–50.

Benetti P, Pelogia F, Valandro LF, Bottino MA, Della Bona A. The effect of porcelain thickness and surface liner application on the fracture behavior of a ceramic system. *Dent Mater.* 2011 Sep;27(9):948-53.

Bertolotti RL, Shelby JE. Viscosity of dental porcelain as a function of temperature. *J Dent Res.* 1979 Oct; 58(10):2001-4.

Beuer F, Schweiger J, Eichberger M, Kappert HF, Gernet W, Edelhoff D. High-strength CAD/CAM-fabricated veneering material sintered to zirconia copings--a new fabrication mode for all-ceramic restorations. *Dent Mater.* 2009 Jan;25(1):121-8.

Bonfante EA, Rafferty B, Zavanelli RA, Silva NR, Rekow ED, Thompson VP, et al. Thermal/mechanical simulation and laboratory fatigue testing of an alternative yttria tetragonal zirconia polycrystal core-veneer all-ceramic layered crown design. *Eur J Oral Sci.* 2010 Apr;118(2):202-9.

Burke FJ, Watts DC. Fracture resistance of teeth restored with dentin-bonded crowns. *Quintessence Int.* 1994 May;25(5):335-40.

Burke FJ. Fracture resistance of teeth restored with dentin-bonded crowns: the effect of increased tooth preparation. *Quintessence Int.* 1996 Feb;27(2):115-21.

Burke FJ. Maximising the fracture resistance of dentine-bonded all-ceramic crowns. *J Dent.* 1999 Mar;27(3):169-73.

Callister Jr WD. *Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução.* 5. ed. Rio de Janeiro: LCT; 2002.

Chen YM, Smales RJ, Yip KH, Sung WJ. Translucency and biaxial flexural strength of four ceramic core materials. *Dent Mater.* 2008 Nov;24(11):1506-11.

Cheung KC, Darvell BW. Sintering of dental porcelain: effect of time and temperature on appearance and porosity. *Dent Mater.* 2002 Mar;18(2):163-73.

Chevalier J. What future for zirconia as a biomaterial? *Biomaterials.* 2006 Feb;27(4):535-43.

Chong KH, Chai J, Takahashi Y, Wozniak W. Flexural Strength of In-Ceram Alumina and In-Ceram Zirconia Core Materials. *Int J Prosthodont.* 2002 Mar-Apr;15(2):183-8.

Christensen RP, Ploeger BJ. Metal and alumina fixed-prosthesis frameworks veneered with layered or pressed ceramic: a three-year report. *J Am Dent Assoc.* 2010 Nov; (141)11:1317-29.

Cook RD. *Finite element modeling for strength analyses.* New York: John Wiley & Sons; 1995.

De Jager N, Kler M, van der Zel JM. The influence of different core material on the FEA-determined stress distribution in dental crowns. *Dent Mater.* 2006 Mar; 22(3):234-42.

DeHoff PH, Anusavice KJ, Götzen N. Viscoelastic finite element analysis of an all-ceramic fixed partial denture. *J Biomech.* 2006;39(1):40-8.

DeHoff PH, Anusavice KJ. Shear stress relaxation of dental ceramics determined from creep behavior. *Dent Mater.* 2004b Oct;20(8):717-25.

DeHoff PH, Anusavice, KJ. Creep functions of dental ceramics measured in a beam-bending viscometer. *Dent. Mater.* 2004a Mar; 20(3):297-304.

DeHoff PH, Barrett AA, Lee RB, Anusavice KJ. Thermal compatibility of dental ceramic systems using cylindrical and spherical geometries. *Dent Mater.* 2008 Jun;24(6):744-52.

Della Bona A, Anusavice KJ, DeHoff PH. Weibull analysis and flexural strength of hot-pressed core and veneered ceramic structures. *Dent Mater.* 2003 Nov;19(7):662-9.

Della Bona A, Kelly JR. A variety of patient factors may influence porcelain veneer survival over a 10-year period. *J Evid Based Dent Pract.* 2010 Mar;10(1):35-6.

Della Bona A. Adesão às cerâmicas: evidências científicas para o uso clínico. São Paulo: Artes Médicas; 2009.

Della Bona A. Cerâmicas: desenvolvimento e tecnologia. *RFO-UPF.* 1996; 1(1):13-23.

Della Bona A. Characterizing ceramics and the interfacial adhesion to resin: I – The relationship of microstructure, composition, properties and fractography. *J Appl Oral Sci.* 2005 Mar; 13(1):1-9.

Denry I, Kelly JR. State of the art of zirconia for dental applications. *Dent Mater.* 2008 Mar;24(3):299-307.

Fairhurst CW, Anusavice KJ, Hashinger DT, Ringle RD, Twiggs SW. Thermal expansion of dental alloys and porcelains. *J Biomed Mater Res.* 1980 Jul;14(4):435-46.

Ferro KJ, Myers ML, Graser GN. Fracture strength of full-contoured ceramic crowns and porcelain-veneered crowns of ceramic copings. *J Prosthet Dent.* 1994 May;71(5):462-7.

Fischer J, Stawarczyk B, Tomic M, Strub JR, Hammerle CHF. Effect of thermal misfit between different veneering ceramics and zirconia frameworks on in vitro fracture load of single crowns. *Dent Mater J.* 2007 Nov;26(6):766-72.

Fischer J, Stawarczyk B, Trottmann A, Hämmerle CH. Impact of thermal properties of veneering ceramics on the fracture load of

layered Ce-TZP/A nanocomposite frameworks. *Dent Mater.* 2009 Mar;25(3):326-30.

Fluegel A, Earl DA, Varshneya AK, Seward TP. Density and thermal expansion calculation of silicate glass melts from 1000 °C to 1400 °C. *Phys. Chem. Glasses. Eur J Glass Sci Technol B.* 2008;49(5):245-57.

Frenkel J. Viscous flow of crystalline bodies under action of surface tension. *J Phys (USSR).* 1945;9(5):385-91.

Goodacre CJ, Bernal G, Rungcharassaeng K, Kan JY. Clinical complications in fixed prosthodontics. *J Prosth Dent.* 2003;90(1):31-41.

Göstemeyer G, Jendras M, Dittmer MP, Bach FW, Stiesch M, Kohorst P. Influence of cooling rate on zirconia/veneer interfacial adhesion. *Acta Biomater.* 2010 Dec;6(12):4532-8.

Groten M, Huttig F. The performance of zirconium dioxide crowns: a clinical follow-up. *Int J Prosthodont.* 2010 Sep-Oct;23(5):429-31.

Guazzato M, Albakry M, Ringer SP, Swain MV. Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part II. Zirconia-based dental ceramics. *Dent Mater.* 2004 Jun;20(5):449-56.

Guazzato M, Walton TR, Franklin W, Davis G, Bohl C, Klineberg I. Influence of thickness and cooling rate on development of spontaneous cracks in porcelain/zirconia structures. *Aust Dent J.* 2010 Sep;55(3):306-10.

Guess PC, Kulis A, Witkowski S, Wolkewitz M, Zhang Y, Strub JR. Shear bond strengths between different zirconia cores and veneering ceramics and their susceptibility to thermocycling. *Dent Mater.* 2008; 24(11):1556-67.

Heffernan MJ, Aquilino SA, Diaz-Arnold AM, Haselton DR, Stanford CM, Vargas MA. Relative translucency of six all-ceramic systems. Part I: core materials. *J Prosthet Dent.* 2002a Jul;88(1):4-9.

Heffernan MJ, Aquilino SA, Diaz-Arnold AM, Haselton DR, Stanford CM, Vargas MA. Relative translucency of six all-ceramic systems.

Part II: core and veneer materials. *J Prosthet Dent.* 2002b Jul; 88(1):10-5.

Heintze SD, Rousson V. Survival of zirconia and metal-supported fixed dental prostheses: a systematic review. *Int J Prosth.* 2010; 23(6):493-502.

Heuer AH, Lange FF, Swain MV, Evans AG. Transformation toughening: an overview. *J Am Ceram Soc.* 1986;69(3):1-4.

Imanishi A, Nakamura T, Ohyama T. 3-D Finite element analysis of all-ceramic posterior crowns. *J Oral Rehabil.* 2003;30(8):818-22.

Incropera FP, DeWitt DP, Bergman TL, Lavine AS. *Fundamentals of Heat and Mass Transfer.* 6. ed. New York: John Wiley & Sons; 2008.

International Organization for Standardization. *ISO 6872: Dental Ceramics.* 3rd ed. Geneva: International Organization for Standardization; 2008.

Julien KC, Buschang PH, Throckmorton GS, Dechow PC. Normal masticatory performance in young adults and children. *Arch Oral Biol.* 1996 Jan;41(1):69-75.

Käse HR, Tesk JA, Case ED. Elastic constants of two dental porcelains. *J Mater Sci.* 1985;20(5):524-31.

Kelly JR, Denry I. Stabilized zirconia as a structural ceramic: an overview. *Dent Mater.* 2008 Mar;24(3):289-98.

Kelly JR, Nishimura I, Campbell SD. Ceramics in dentistry: historical roots and current perspectives. *J Prosthet Dent.* 1996 Jan;75(1):18-32.

Kelly JR. Clinically relevant approach to failure testing of all-ceramic restorations. *J Prosthet Dent.* 1999;81(6):652-61.

Kelly JR. Developing meaningful systematic review of CAD/CAM reconstructions and fiber-reinforced composites. *Clin Oral Implants Res.* 2007 Jun;18(3):205-17.

Kingery WD, Bowen HK, Ulmann DR. *Introduction to ceramics.* 2. ed. New York: John Wiley & Sons; 1976.

Lide DV. *CRC Handbook of Chemistry and Physics.* 75. ed. Florida: CRC Press; 1995.

McLean JW, Hughes TH. The reinforcement of dental porcelain with ceramic oxides. *Br Dent J*. 1965 Sep;119(6):251-267.

Mecholsky JJ Jr. Fractography: determining the sites of fracture initiation. *Dent Mater*. 1995 Mar;11(2):113-6.

Molin MK, Karlsson SL. Five-year clinical prospective evaluation of zirconia-based Denzir 3-unit FPDs. *Int J Prosthodont*. 2008 May-Jun;21(3):223-7.

Moynihan CT, Easteal AJ, Wilder J, Tucker J. Dependence of the glass transition temperature on heating and cooling rate. *J Phys Chem*. 1974;78(26):2673-7.

Mysen B, Richet P. Silicate glasses and melts: properties and structure. Amsterdam: Elsevier; 2005.

Piconi C, Maccauro G. Zirconia as a ceramic biomaterial. *Biomaterials*. 1999 Jan;20(1):1-25.

Pittayachawan P, McDonald A, Petrie A, Knowles JC. The biaxial flexural strength and fatigue property of Lava Y-TZP dental ceramic. *Dent Mater*. 2007 Mar;23(8):1018-29.

Pjetursson BE, Sailer I, Zwahlen M, Hämmerle CH. A systematic review of the survival and complication rates of all-ceramic and metal-ceramic reconstructions after an observation period of at least 3 years. Part I: Single crowns. *Clin Oral Implants Res*. 2007 Jun;18(3):73-85.

Quinn GD. Recommended practice guide for fractography of ceramics and glasses. Gaithersburg (MD): National Institute of Standards and Technology; 2006.

Quinn JB, Quinn GD, Sundar V. Fracture toughness of veneering ceramics for fused to metal (PFM) and zirconia dental restorative Materials. *J Res Natl Inst Stand Technol*. 2010 Sep;115(5):343-52.

Raigrodski AJ, Chiche GJ, Potiket N, Hochstedler JL, Mohamed SE, Billiot S, et al. The efficacy of posterior three-unit zirconium-oxide-based ceramic fixed partial dental prostheses: a prospective clinical pilot study. *J Prosthet Dent*. 2006;96(4):237-44

Raper RL, Erbach DC. Prediction of soil stresses using the finite element method. *Trans ASAE*, 1990; 33(3):725–30.

Reed JS. *Principles of ceramic processing*. 2. ed. New York: John Wiley & Sons; 1995.

Richet P. Heat capacity of silicate glasses. *Chem Geol*, 1987;62(1-2):111-24.

Rizkalla AS, Jones DW. Indentation fracture toughness and dynamic elastic moduli for commercial feldspathic dental porcelain materials. *Dent Mater*. 2004 Feb;20(2):198-206.

Sailer I, Feher A, Filser F, Gauckler LJ, Luthy H, Hammerle CH. Five-year clinical results of zirconia frameworks for posterior fixed partial dentures. *Int J Prosthodont*. 2007a;20(4):383-8.

Sailer I, Pjetursson BE, Zwahlen M, Hammerle CH. A systematic review of the survival and complication rates of all-ceramic and metal–ceramic reconstructions after an observation period of at least 3 years. Part II: fixed dental prostheses. *Clin Oral Implants Res*. 2007b Jun;18(3):86-96.

Sasaki K, Hannam AG, Wood WW. Relationships between the size, position, and angulation of human jaw muscles and unilateral first molar bite force. *J Dent Res*. 1989 Mar;68(3):499-503.

Scherer GW. *Relaxation in glass and composites*. New York: John Wiley & Sons; 1986.

Shirakura A, Lee H, Geminiani A, Ercoli C, Feng C. The influence of veneering porcelain thickness of all-ceramic and metal ceramic crowns on failure resistance after cyclic loading. *J Prosthet Dent*. 2009;101(2):119-27.

Studart AR, Filser F, Kocher P, Lüthy H, Gauckler LJ. Cyclic fatigue in water of veneer-framework composites for all-ceramic dental bridges. *Dent Mater*. 2007 Feb;23(2):177-85.

Suansuwan N, Swain MV. Determination of elastic properties of metal alloys and dental porcelains. *J Oral Rehabil*. 2001 Feb;28(2):133-9.

Swain M. Unstable cracking (chipping) of veneering porcelain on all-ceramic dental crowns and fixed partial dentures. *Acta Biomater.* 2009;5(5):1668-77.

Taskonak B, Borges GA, Mecholsky JJ Jr, Anusavice KJ, Moore BK, Yan J. The effects of viscoelastic parameters on residual stress development in a zirconia/glass bilayer dental ceramic. *Dent Mater.* 2008 Sep;24(9):1149-55.

Taskonak B, Mecholsky JJ, Anusavice KJ. Residual stresses in bilayer dental ceramics. *Biomater.* 2005 Jun;26(16):3235-41.

Tholey M, Thiel N, Schindler S, Rues S, Lenz J. Temperaturgradienten in Kronen mit Gerüsten aus Zirkoniumdioxid (Y-TZP). *Quintess Zahntech.* 2010;36(9):1184-98.

Tholey MJ, Swain MV, Thiel N. SEM observations of porcelain Y-TZP interface. *Dent Mater.* 2009 Jul;25(7):857-62.

Tholey MJ, Swain MV, Thiel N. Thermal gradients and residual stresses in veneered Y-TZP frameworks. *Dent Mater.* 2011 Nov;27(11):1102-10.

Thompson GA. Influence of relative layer height and testing method on the failure mode and origin in a bilayered dental ceramic composite. *Dent Mater.* 2000 Jul;16(4):235-43.

Tinschert J, Schulze KA, Natt G, Latzke P, Heussen N, Spiekermann H. Clinical behavior of zirconia-based fixed partial dentures made of DC-Zirkon: 3-year results. *Int J Prosthodont.* 2008 May-Jun;21(3):217-22.

Toplis MJ, Richet P. Equilibrium density and expansivity of silicate melts in the glass transition range. *Contrib Mineral Petrol.* 2000; 139(6):672-83.

van Noort R. Introduction to dental materials. 3. ed. London: Mosby; 2007.

Vichi A, Louca C, Corciolani G, Ferrari M. Color related to ceramic and zirconia restorations: a review. *Dent Mater.* 2011; 27(1):97-108.

Vult von Steyern P, Carlson P, Nilner K. All-ceramic fixed partial dentures designed according to the DC-Zircon technique. A 2-year clinical study. *J Oral Rehabil.* 2005 Mar; 32(3):180-7.

Yi YJ, Kelly JR. Effect of occlusal contact size on interfacial stresses and failure of a bonded ceramic: FEA and monotonic loading analyses. *Dent Mater.* 2008 Mar;24(3):403-9.

Yilmaz H, Nemli SK, Aydin C, Bal BT, Tıraş T. Effect of fatigue on biaxial flexural strength of bilayered porcelain/zirconia (Y-TZP) dental ceramics. *Dent Mater.* 2011 Aug;27(8):786-95.

Zhang Z, Zhou S, Li Q, Li W, Swain M. Residual stresses in fabrication of core-veneered ceramic prostheses. *Adv Mater Res.* 2010;97(101):2241-4.

APÊNDICE 1 – Geometria e dimensão das partes do modelo

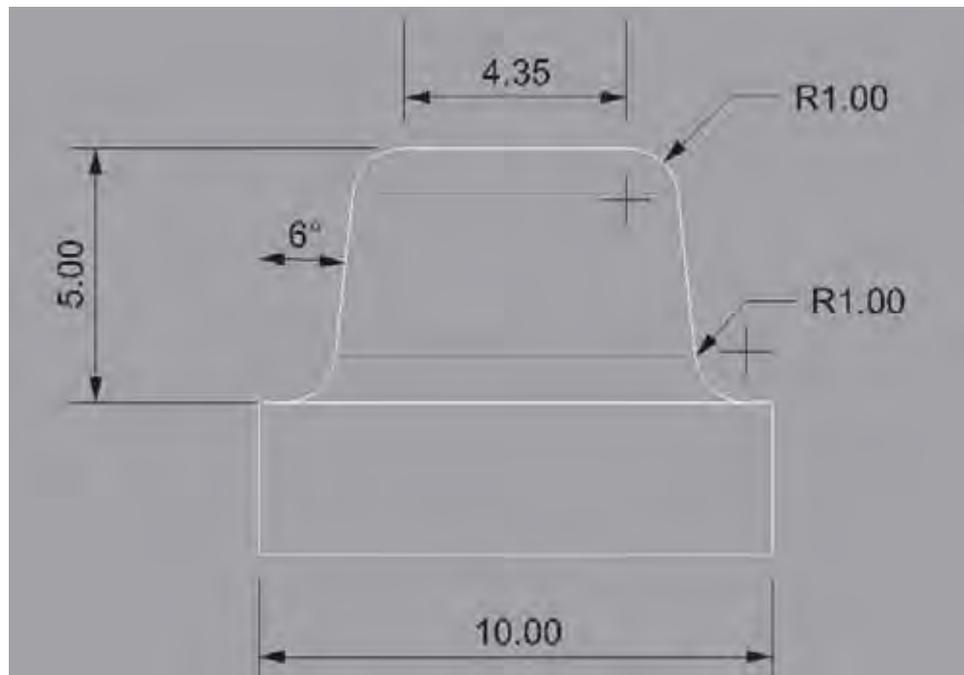


Figura 37 – Dimensões do preparo dentário (em mm).

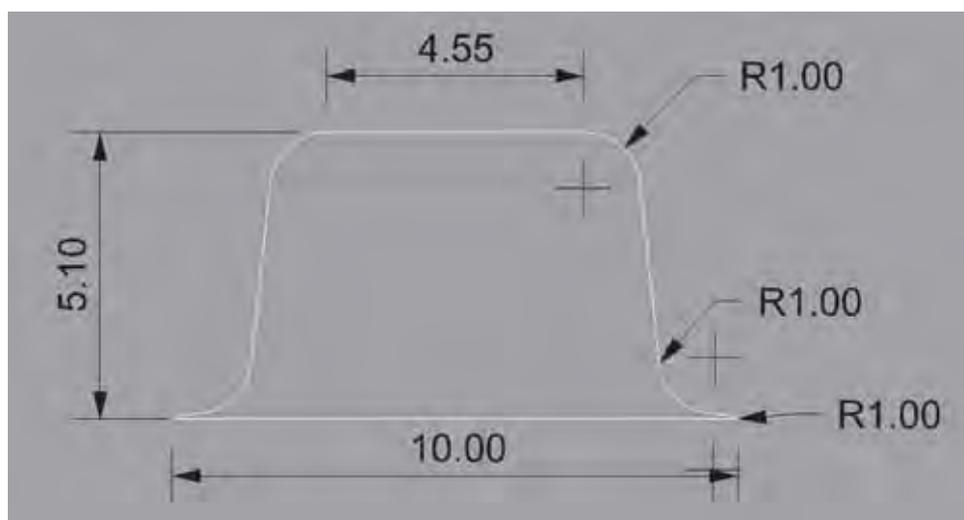


Figura 38 – Dimensões do contorno externo da camada de cimento.

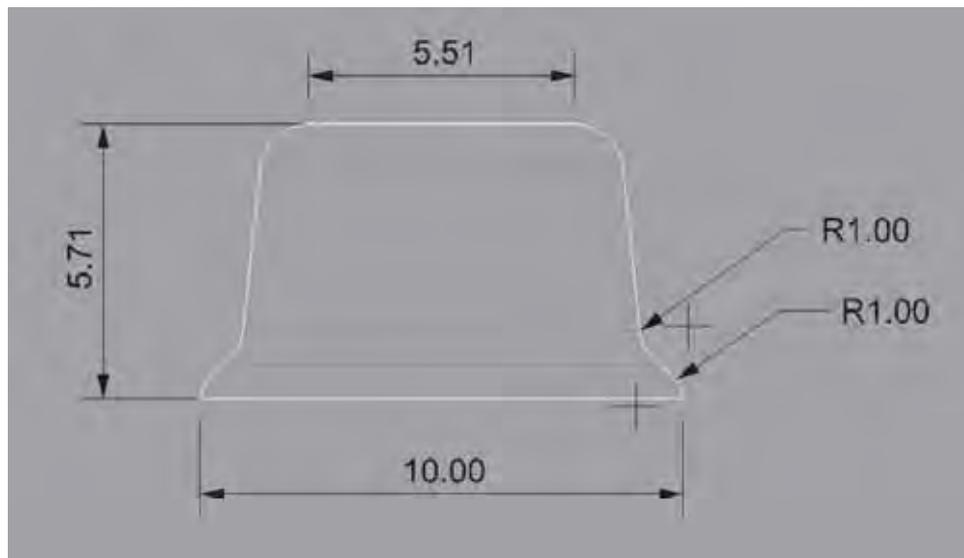


Figura 49 – Dimensões do contorno externo da infra-estrutura D1.

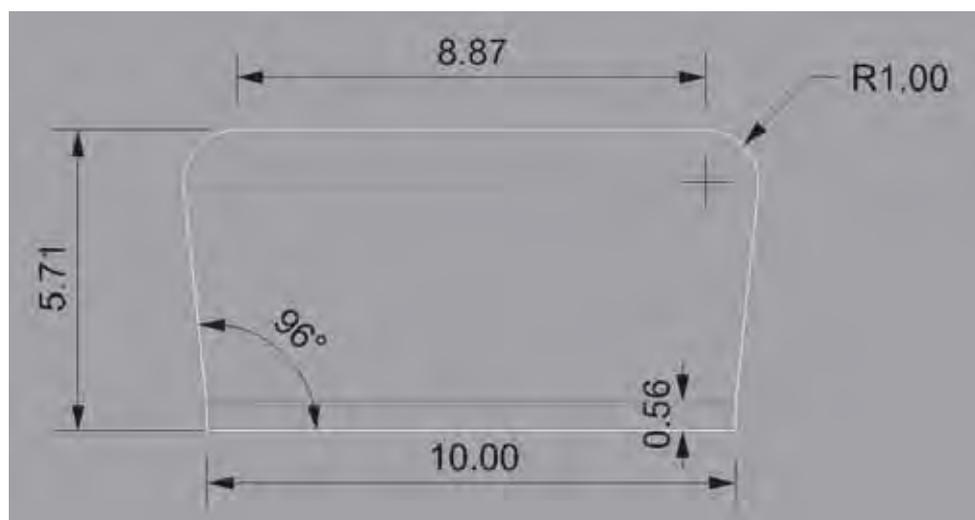


Figura 40 – Dimensões do contorno externo da infra-estrutura D2.

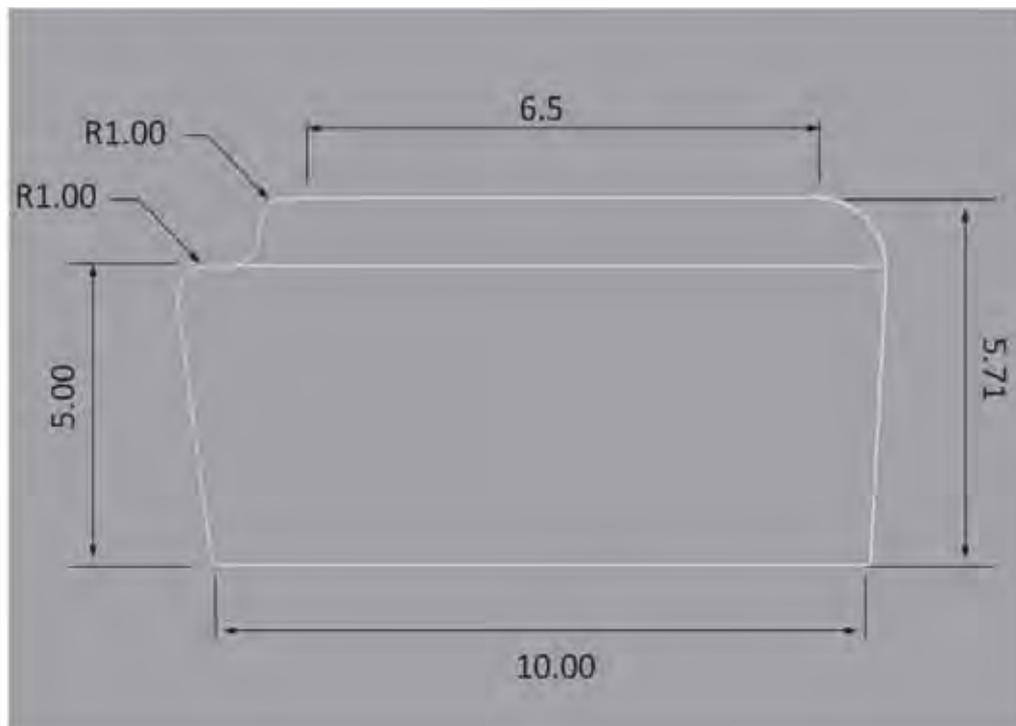


Figura 41 – Dimensões do contorno externo da infra-estrutura D3.

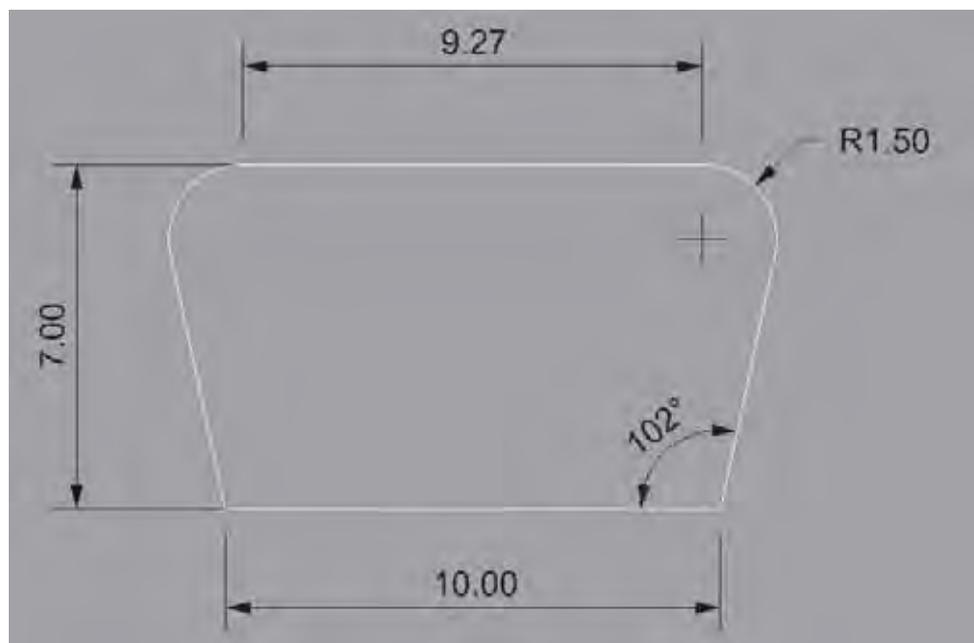


Figura 42 – Dimensões do contorno externo da porcelana.

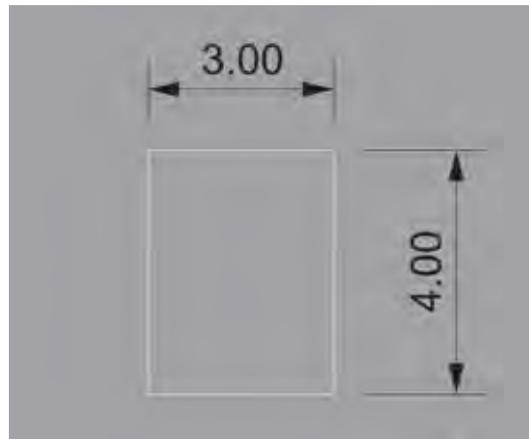


Figura 43 – Dimensões do pistão.

APÊNDICE 2 - Parâmetros e teste de convergência da malha

Detalhes de malha são apresentados na Tabela 14 e o teste de convergência da malha poder ser observado na Figura 37. A tensão de tração máxima registrada foi o parâmetro de comparação de resultados para o teste de convergência.

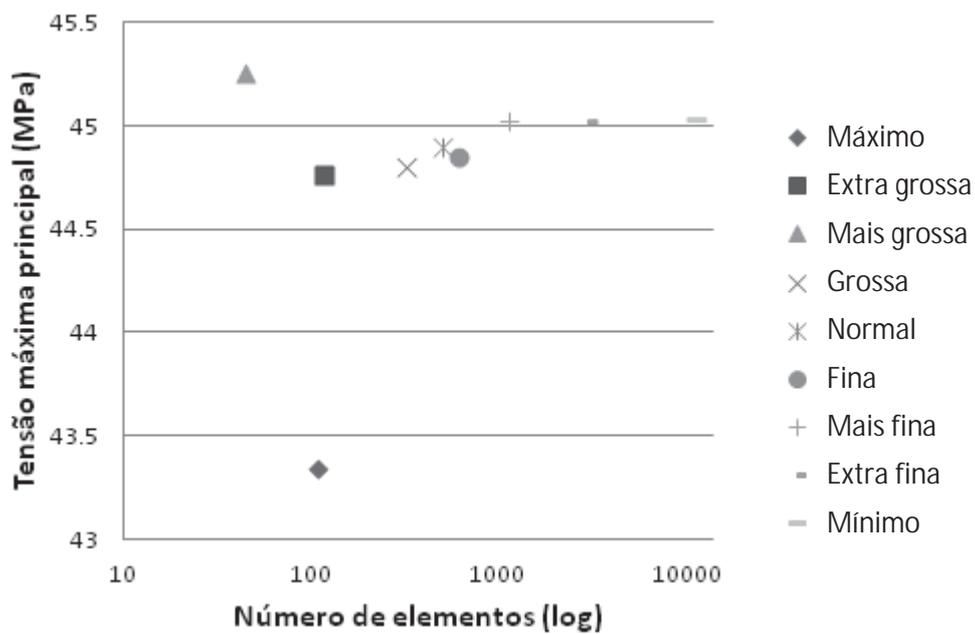


Figura 44 – Convergência da malha. Não foram encontradas diferenças significantes nos valores de tensão principal para as malhas mais fina, extra-fina e extremamente fina. A malha mais fina foi selecionada para análises futuras.

Tabela 14 – Parâmetros de malha usados no teste de convergência.

	Máximo	Extra Grossa	Mais Grossa	Grossa	Normal	Fina	Mais Fina*	Extra Fina	Mínimo
Máximo fator de escala de tamanho de elemento	5	3	1,9	1,5	1	0,8	0,55	0,03	0,15
Taxa de aumento de elemento	2	1,8	1,5	1,4	1,3	1,3	1,25	1,2	1,2
Fator de curvatura de malha	1	0,8	0,6	0,4	0,3	0,3	0,25	0,25	0,2
<i>Cutoff</i> de curvatura de malha	0,05	0,02	0,01	0,005	0,001	0,001	0,0005	0,0003	0,0001
Resolução de regiões finas	1	1	1	1	1	1	1	1	1
Graus de liberdade	98166	98206	98584	99060	99850	100276	102390	110004	143538
Pontos de malha	69	75	125	187	290	345	616	1583	5812
Elementos	109	117	206	320	509	612	1127	3000	11309
Elementos de margens	43	47	63	78	102	111	148	232	443
Qualidade mínima dos elementos	0,6914	0,7134	0,6284	0,5466	0,5215	0,5215	0,4780	0,4806	0,4358
Razão de área por elemento	0,0369	0,0176	0,0131	0,0052	0,0065	0,0095	0,0096	0,0318	0,0472
1ª Tensão Principal (MPa)	43,344	44,764	45,256	44,799	44,9	44,847	45,024	45,028	45,033

* Seleccionada para análises futuras.