

RENAN BELLI

**ESTUDO DE FATORES ASSOCIADOS AO LASCAMENTO DE
COROAS DE ZIRCÔNIA**

Tese de Doutorado

Florianópolis

2011

RENAN BELLI

**ESTUDO DE FATORES ASSOCIADOS AO LASCAMENTO DE
COROAS DE ZIRCÔNIA**

Tese submetida ao Programa de
Pós-Graduação em Odontologia
da Universidade Federal de Santa
Catarina para a obtenção do Grau
de Doutor em Odontologia.

Orientador: Prof. Dr. Luiz Narciso
Baratieri.

Co-orientador: Prof. Dr. Sylvio
Monteiro Jr.

Florianópolis

2011

RENAN BELLI

**ESTUDO DE FATORES ASSOCIADOS AO LASCAMENTO DE
COROAS DE ZIRCÔNIA**

Esta tese foi julgada adequada para a obtenção do título de “Doutor”, e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós-Graduação em Odontologia.

Florianópolis, 22 de Junho de 2011.

Prof. Dr. Ricardo de Souza Magini
Coordenador do Curso

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Luiz Narciso Baratieri
Orientador

Prof. Dr. José Vanderlei de
Almeida
Membro

Prof. Dr. Paula Carvalho Cardoso
Membro

Prof. Dr. Renata Gondo
Membro

Prof. Dr. Hamilton Pires Maia
Membro

*Ao meu pai, Gerson Belli, que me espera do outro lado.
E à Mirella que me mantém deste.*

AGRADECIMENTOS

Onde cheguei e o que alcancei teve a participação direta e indireta de muitas pessoas. E a algumas delas agradeço aqui:

Ao meu orientador, **Luiz Narciso Baratieri**, que me deu todas as oportunidades que estavam ao seu alcance. Não por ele, por nada ou por ninguém, mas por mim. Minha gratidão é profunda e eterna.

Ao meu co-orientador, **Sylvio Monteiro Jr.**, que sempre me tratou como amigo antes de aluno.

Ao meu co-orientador na Alemanha, **Ulrich Lohbauer**, por me receber tão bem e me fazer sentir parte da equipe. Pela confiança depositada e autonomia dada ao meu trabalho.

Aos membros da banca, **Prof. José Vanderlei de Almeida**, **Prof.^a Paula de Carvalho Cardoso**, **Prof.^a Renata Gondo** e **Prof. Hamilton Pires Maia**, por aceitarem o convite de avaliar e contribuir com esta tese.

Aos demais **professores e funcionários da Disciplina de Dentística**, pelo apoio e amizade constantes.

Aos **colegas e amigos da Universidade de Erlangen-Nuremberg**, especialmente **Gudrun Amberger**, **Andrea Wagner** e **Herbert Brönnner**, por me oferecerem amizade dentro e fora do laboratório.

A **Björn Brandt**, que me ensinou tudo o que eu podia entender do comportamento viscoelástico dos materiais, e à imensa amizade que criamos.

À **minha família**, por ser quem são e por torcerem por mim.

Aos meus amigos do Doutorado, **Neimar Sartori** e **Max Schmeling**, por serem verdadeiros.

À minha noiva, **Mirella Guidotti**, por me ajudar a perceber o papel pequeno da razão.

Ao meu pai, **Gerson Belli**, pela vida. E por tudo adiante.

BELLI, Renan. **Estudo de fatores associados ao lascamento de coroas de zircônia**. 2011. 86f. Tese (Doutorado em Odontologia - Área de Concentração Dentística). Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

RESUMO

Este estudo teve como objetivo esclarecer o fenômeno de lascamento em próteses a base de zircônia através de testes mecânicos, evidências fractográficas e da mensuração dos estresses residuais na camada de porcelana. Sessenta e quatro copings de zircônia foram fabricados (Cerec3 Inlab, Sirona), sinterizados e jateados com partículas de alumina de 250 μm ou não jateados ($n=32$). Os copings foram estratificados com duas porcelanas com coeficientes de expansão térmica diferentes (VM9, VITA, CET: $\alpha_{\text{vm9}}=9.1$ ppm/ $^{\circ}\text{C}$; LAVA Ceram, 3M ESPE, CET: $\alpha_{\text{lava}}=10.2$ ppm/ $^{\circ}\text{C}$) de modo a criar uma incompatibilidade térmica alta ou baixa com a zircônia (YZ Cubes, VITA, CET: $\alpha_{\text{zircônia}}=10.5$ ppm/ $^{\circ}\text{C}$) respectivamente. Metade das coroas de cada grupo foram submetidas ao teste de compressão ou ao teste de fadiga cíclica em um simulador de mastigação até a fratura ($n=8$). Os dados foram tratados seguindo uma distribuição Weibull, onde os parâmetros m , σ_0 e $\sigma_{5\%}$ foram calculados. As superfícies fraturadas das coroas foram avaliadas fractograficamente para determinar padrões discriminativos de estresses residuais dentro das porcelanas e o efeito do jateamento na união entre zircônia e porcelana. Doze coroas adicionais foram fabricadas com as duas porcelanas e resfriadas seguindo um protocolo de resfriamento rápido ou lento ($n=3$). Fatias de ~ 1.0 mm de espessura foram cortadas longitudinalmente a partir da região central das coroas (de palatal para vestibular), polidas e transluminadas por luz polarizada para a mensuração do retardo entre as ondas e obtenção da magnitude e distribuição espacial dos estresses residuais dentro da camada de porcelana. O teste de compressão não indicou diferenças entre os grupos. O teste de fadiga conseguiu discriminar coroas com estresses residuais diferentes, revelando uma resistência característica significativamente maior para coroas estratificadas com Lava Ceram. Uma forte tendência de aumento dos parâmetros Weibull também foram observados para as coroas que tiveram seus copings jateados. Fraturas do tipo lascamento, similares às encontradas clinicamente, foram

observadas apenas no teste de fadiga. As superfícies fraturadas revelaram comportamentos de trinca distintos entre as porcelanas, como consequência de diferentes estados de estresse. A mensuração dos estresses por fotoelasticidade obteve sucesso em detectar diferenças de anisotropia ótica entre os grupos. As coroas estratificadas com VM9 apresentaram maior estresse residual que as coroas estratificadas com Lava Ceram, concentrados próximo à interface. A taxa de resfriamento mostrou ter pouca influência na magnitude e distribuição dos estresses. Resultados de fadiga, da análise fractográfica e da birrefringência apresentaram forte correlação.

BELLI, Renan. **Study of factors affecting the chipping phenomenon in Y-TZP/porcelain crowns**. 2011. 86p. Thesis (PhD in Dentistry – Operative Dentistry). Federal University of Santa Catarina, Florianópolis.

ABSTRACT

This study aimed to clarify the chipping phenomenon in zirconia prostheses through mechanical testings, fractographic evidences and residual stress measurements in the porcelain. Sixty-four zirconia copings were milled (Cerac3 Inlab, Sirona), sintered and sandblasted with 250 μm alumina particles or left as-sintere ($n=32$). The copings were layered with two porcelains with different thermal expansion (VM9, VITA, CET: $\alpha_{\text{vm9}}=9.1 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$; LAVA Ceram, 3M ESPE, CET: $\alpha_{\text{lava}}=10.2 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$) so to create a high or low mismatch with zirconia (YZ Cubes, VITA, CET: $\alpha_{\text{zirconia}}=10.5 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$), respectively. Half of the crowns were tested under compression or under cyclic fatigue in a chewing simulator until failure ($n=8$). The data treatment followed a Weibull distribution, in which the parameters m , σ_0 e $\sigma_{5\%}$ were calculated. The fractured surfaces were evaluated using fractographic theory to determine discriminatory patterns of residual stresses within the porcelain and the effect of sandblasting on the zirconia-porcelain bond quality. Twelve additional crowns were fabricated with the two porcelains cooled following a fast or slow cooling protocol ($n=3$). Slices of $\sim 1.0 \text{ mm}$ thickness were cut longitudinally from palatal to buccal around the central region of the crowns, polished and transilluminated with polarised light for the measurement of light waves retardation in order to obtain the magnitude and distribution of residual stresses within the porcelain layer. The compression test showed no differences between groups. The fatigue test was able to discriminate crowns with different stress states, revealing a statistically higher characteristic strength for the crowns veneered with Lava Ceram. A strong trend of increasing the Weibull parameters was observed for the crowns that had their copings sandblasted. Chipping type of failures, like the ones found clinically, were only observed for the fatigue testing condition. The fractured surfaces revealed distinct crack behaviors between porcelains as consequence of different stress states. The stress measurements through photoelasticity were successful in detecting optical anisotropy

differences between groups. Crowns veneered with VM9 presented higher residual stresses than the crowns veneered with Lava Ceram, concentrating mainly close to the interface. The cooling rate showed little influence on the magnitude and distribution of residual stresses. Results from fatigue, fractographic analysis and stress birefringence showed high correlation.

SUMÁRIO

1 APRESENTAÇÃO.....	10
2 ARTIGO 1	12
3 ARTIGO 2	32
4 ARTIGO 3	46

1 APRESENTAÇÃO

Um dia inteiro da divisão de Biomateriais do Congresso da Divisão Européia (CED) do IADR em setembro de 2009, concentrou palestras que tratavam de um tema: “o problema do lascamento em próteses de zircônia”. A significância e o rigor com que o grupo tratava um problema clínico impressionava, principalmente porque a maioria dos palestrantes e presentes não eram clínicos e tampouco dentistas, mas pesquisadores e engenheiros de materiais especializados em cerâmicas dentais. O problema foi introduzido em uma palestra de Irena Sailer, do Departamento de Prótese da Universidade de Zúrique, com os dados recentes de ensaios clínicos avaliando o desempenho clínico de pontes de zircônia. Os resultados referentes às infraestruturas foram excelentes, mas assim como outros estudos começavam a relatar, os índices de fratura da porcelana de cobertura parecia incomumente elevados. Mais tarde naquela sessão, Siegfried Heintze, do Núcleo de Pesquisa e Desenvolvimento da Ivoclar, mostrou dados de uma revisão sistemática que revelava uma maior prevalência estatística de fraturas da porcelana de cobertura em próteses de zircônia em comparação com próteses metalo-cerâmicas.

Todas as qualidades que a zircônia oferece sobre os metais fazia parecer difícil entender um fenômeno que aparentemente não possuía uma razão mecânica para acontecer. A palestra de encerramento foi conduzida por Michael Swain, especialista em simulações matemáticas de comportamentos mecânicos de materiais friáveis do Laboratório de Pesquisa de Biomateriais da Universidade de Sydney. Por meio de suas simulações em elementos finitos, ele demonstrou como a alta *densidade* da zircônia, aliado à sua baixa *condutividade térmica* e ao seu baixo *calor específico*, conferiam-na uma baixíssima *difusividade térmica*. A *difusividade térmica* de um material representa a quantidade de calor que se dissipa através dele enquanto esfria. Uma coroa de zircônia recoberta por porcelana resfria da temperatura de sinterização à temperatura ambiente em poucos minutos. A partir de uma determinada temperatura (a temperatura de transição vítrea, T_g), por volta dos 550 °C, a porcelana entra em estado sólido e toda a contração térmica abaixo de T_g transforma-se em estresse confinados dentro dela. Gradientes térmicos não uniformes durante o resfriamento potencializam o acúmulo desses estresses e enfraquecem a porcelana ainda mais. Uma vez que a zircônia resfria mais lentamente que a porcelana, devido à sua baixa difusividade térmica, ela mantém o

interior da porcelana em temperaturas mais elevadas, que por exemplo, uma liga metálica ou um coping de alumina o faria. Com o aumento da diferença de temperatura entre a superfície e o interior da porcelana, um gradiente térmico desigual se instala. Esse cenário agrava-se proporcionalmente à espessura da porcelana de cobertura e à velocidade de resfriamento que é imposto sobre a prótese após a sinterização.

Uma pesquisa acerca do estado da literatura revelou um *déficit* de evidências que pudessem esclarecer a problemática, e, conseqüentemente, um nicho de pesquisa a ser explorado. As pesquisas sobre o tema englobavam de maneira geral, simulações matemáticas e pesquisas *in vitro* avaliando a compatibilidade térmica entre zircônia e porcelanas através de testes de compressão e testes flexurais em espécimes em forma de barra. No entanto, faltavam evidências laboratoriais utilizando métodos relevantes clinicamente. A partir disso, desenvolvemos uma metodologia que pudesse agrupar o máximo possível de fatores associados pela literatura ao aumento da prevalência de lascamento de próteses de zirconia, utilizando parâmetros clinicamente pertinentes.

Salvo defeitos crassos de fabricação, cerâmicas fraturam por um processo de fadiga mecânica. Pesquisas *in vitro* de simulação de fadiga são raras por um motivo: tomam muito tempo. Além disso, testes de fadiga *in vitro* são muito valorizados por possuírem grandes vantagens sobre ensaios clínicos. De maneira geral, ensaios clínicos avaliando o desempenho de próteses dentais tem de abrir mão de variáveis de controle para obter amostras de tamanho significativo. Por exemplo, ensaios clínicos não podem padronizar a carga mastigatória de cada paciente, a geometria e espessura das próteses e a área de contato com o antagonista. Não raro, os autores entregam às cegas o processo de fabricação das próteses a laboratórios que não sabem da importância da padronização de todas as etapas de fabricação, desde o uso da mesma porcelana ao método de resfriamento das peças. Todos esses fatores são determinantes no processo de falha de cerâmicas. Em um ambiente de pesquisa, todos esses fatores podem ser rigorosamente padronizados, e o resultado é o mais próximo do comportamento físico-mecânico dos materiais em foco.

Nossa metodologia envolveu a comparação da fadiga *in vitro* com testes comumente utilizados para testar a resistência de cerâmicas (teste de compressão). Com a metodologia em mãos, não foi difícil encontrar colaboradores que tivessem interesse em oferecer patrocínio financeiro, de material e de equipamento. O projeto de pesquisa foi aprovado para financiamento pela Associação da Indústria Dental

Alemã (VDDI). Michael Tholey, do Departamento de Pesquisa e Desenvolvimento de cerâmicas da VITA doou os materiais e um forno para a sinterização das porcelanas. Johannes Schmitt do Departamento de Prótese da Universidade de Erlangen-Nuremberg providenciou o sistema CAD/CAM para a fabricação dos copings de zircônia. O Prof. Roland Frankenberger, da Universidade de Marburg, disponibilizou o seu recém-adquirido simulador de mastigação. Com a ajuda da equipe de técnicos em prótese da Universidade aprendi a estratificar porcelana. Dali em diante, foram muitas e muitas coroas. Para treinar, para o estudo piloto, para quebrar, para mastigar, para cortar.

Nesta tese detalho o processo desta pesquisa e a divido em tres artigos científicos complementares. No primeiro, a confiabilidade das coroas são avaliadas em um teste de fadiga dinâmica e sob compressão estática. As coroas fraturadas são avaliadas fractograficamente no artigo seguinte. No terceiro artigo os estresses residuais nas coroas são medidos utilizando uma técnica inédita em odontologia, provendo dados que permitem uma compreensão aprofundada dos resultados obtidos nos dois artigos anteriores.

2 ARTIGO 1

Estudo de fatores associados ao lascamento de coroas de zircônia. Parte 1: Parâmetros de confiabilidade.

Renan Belli^{1}, Sylvio Monteiro Jr.¹, Luiz N. Baratieri¹*

¹ Departamento de Odontologia, Centro de Ciências da Saúde,
Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil

*** Para correspondência:**

Renan Belli, DDS, MS
Federal University of Santa Catarina
Centro de Ciências da Saúde, Campus Universitário
Departamento de Odontologia, Disciplina de Dentística
Florianópolis, Brazil
Tel./Fax.: +55 48 3721 9880
e-mail: renanbelli@yahoo.com.br

Resumo

Objetivos. Este estudo, dividido em três partes, teve como propósito investigar o efeito da magnitude e distribuição de estresses residuais térmicos na mecânica da fratura e confiabilidade de coroas de zircônia-porcelana. Em paralelo, o papel da fase monoclinica na superfície do coping de zircônia na ocorrência de lascamento também foi testado.

Métodos. Para a Parte 1 deste estudo, sessenta e quatro coroas de zircônia-porcelana foram fabricadas para o teste de resistência inicial ($n=32$) e sob fadiga cíclica ($n=32$). Copings de zircônia (YZ Cubes, VITA Zahnfabrik; CET: $\alpha_{\text{zircônia}}=10.5$ ppm/°C) foram usinados utilizando uma máquina CAM Cerec3 InLab (Sirona) e sinterizados para a obtenção de uma espessura final de 0.7 mm. Trinta e dois copings foram jateados com partículas de alumina de 250 μm (10 segundos, 5 cm de distância, ângulo de 45°, 4 bar de pressão) de modo a desencadear a transformação de fase tetragonal→monoclínico e produzir uma superfície rica em fase monoclinica. Os copings foram estratificados utilizando duas porcelanas diferentes (VM9, VITA Zahnfabrik, CET: $\alpha_{\text{vm9}}=9.1$ ppm/°C; LAVA Ceram, 3M ESPE, CET: $\alpha_{\text{lava}}=10.2$ ppm/°C), de modo a resultar em uma diferença de contração térmica alta (+1.4 ppm/°C com VM9) ou baixa (+0.3 ppm/°C com LAVA Ceram). As porcelanas foram aplicadas pelo mesmo operador e sinterizadas (VITA Vacumat 4000) de acordo com ciclos de queima definidos pelos fabricantes, obtendo uma espessura final de 1.4 mm (espessura total da coroa=2.1 mm; relação coping/porcelana=0.5). As coroas glazeadas foram submetidas à fadiga cíclica com movimento lateral de 0.7 mm em um simulador de mastigação (SD Mechatronik) sob uma carga de 20 kg (~200 N de força) até a fratura (lascamento) ($n=8$). A outra metade das coroas foi submetida a um teste de compressão em uma máquina de testes universais (Instron modelo 4240) até a fratura sob uma velocidade de 0.75 mm/min (célula de carga de 5 kN) ($n=8$). A probabilidade de falha para a resistência inicial e fadiga foi calculada seguindo a distribuição Weibull corrigida por um fator correspondente ao número de espécimes.

Results. Para a resistência à compressão, diferenças significativas foram observadas apenas para o parâmetro escalar (σ_0) entre os dois grupos jateados, com o grupo VM9 apresentando uma resistência característica maior a um nível de probabilidade de falha de 63.2%. Nenhuma diferença estatística foi encontrada no teste de fadiga cíclica para ambos os fatores módulo de Weibull (m) e resistência característica (σ_0) quando os subgrupos foram comparados entre si. No entanto, quando os

grupos jateados e não-jateados foram agrupados ($n=16$), σ_0 estatisticamente maior foi encontrado para coroas utilizando Lava Ceram-veneered crowns. Apesar da falta de diferença estatística devido ao amplo intervalo de confiança, uma tendência de maior probabilidade de sobrevivência foi estabelecida para as coroas cujos copings foram jateados, caracterizada pelo aumento dos parâmetros m e σ_0 .

Significância. Minimizar os estresses residuais térmicos dentro da porcelana através do uso de porcelanas com coeficiente de expansão térmica aproximado à zircônia retarda a falha de coroas de zircônia-porcelana. Jatear a superfície do coping de zircônia antes da aplicação da porcelana parece aumentar a confiabilidade do sistema.

Introdução

Policristais de Zircônia estabilizados por Ítria (Y-TZP), ou simplesmente zircônia, usada como infraestrutura para coroas, pontes e próteses parciais fixas, raramente fratura em função, desde que princípios mecânicos básicos sejam respeitados.[1,2] Pelo menos essa é a situação atual acerca do desempenho clínico da zircônia como cerâmica de infraestrutura de alta resistência de acordo com as avaliações clínicas disponíveis.[3,4] Infelizmente, devido à curta história da zircônia como cerâmica dental, a literatura fornece o seu desempenho clínico limitado a 5 anos de observação.

Para contrabalançar esse *déficit* de predicabilidade clínica, estudos *in vitro* fornecem dados preditivos da probabilidade de falha/sobrevivência através de experimentos de fadiga. Resultados de parâmetros para crescimento subcrítico de trinca sob carga estática para zircônia pré-sinterizada e HIPada (de High Isostatic Pressure) mostraram que a maior perda de resistência induzida por estresse corrosivo se dá no primeiro ano e praticamente estabiliza entre 5 e 10 anos.[5] Sob fadiga dinâmica, o tempo de vida de pontes de zircônia recobertas por porcelana foi estimado em mais de 20 anos de função.[6] Comparado a outras cerâmicas reforçadas utilizadas como infraestrutura, a zircônia supera todas em sobrevivência clínica,[7-12] além de ter sido comparada às ligas metálicas quanto à estabilidade mecânica em períodos de avaliação equivalentes.[13]

A confiança acerca da integridade estrutural a long-prazo da zircônia, estabelecida por resultados clínicos e laboratoriais desviaram a atenção dos clínicos e pesquisadores para a alta incidência de lascamentos de porcelana relatados em alguns ensaios clínicos. Taxas de incidência de lascamentos em próteses de zircônia tem sido relatadas em torno de 15% [14] e 36% [15] após 5 anos, 25% [16] após 2.5 anos à 54% [17] após 1 ano. Fraturas limitadas à porcelana é o esperado em sistemas bifásicos, pois as trincas tendem a parar ou refratar ao deparar-se com infraestruturas de alta rigidez e tenacidade à fratura ao invés de seguir adiante.[18,19] Este comportamento é observado em sistemas bifásicos de zircônia e metal. Cerâmicas vítreas, por exemplo, tendem a fraturar de um lado ao outro.[20]

De qualquer modo, a incomum incidência de lascamentos em próteses de zircônia sugere um agravamento dos fatores normais envolvidos na mecânica de fratura da porcelana em sistemas bifásicos. Um ensaio clínico randomizado que comparou o desempenho de pontes de zircônia e metal mostrou recentemente que a incidência de lascamentos pequenos foi similar para ambos os sistemas, enquanto

lascamentos inaceitáveis clinicamente ocorreram apenas em sistemas de zircônia em 8.4% dos casos após 3 anos.[21]

Modelos analíticos e dados experimentais em discos, barras e arcos semicirculares metalo-cerâmicos identificaram o desenvolvimento de gradientes de estresse dentro da porcelana como o fator governante na ocorrência de fraturas.[22-25] Ao resfriar a partir da temperatura de sinterização, porcelana e metal contraem até as suas dimensões finais enquanto a porcelana transforma de um estado viscoelástico para o estado sólido na região da temperatura de transição vítrea (T_g). Ao passar pela região de T_g , a porcelana sofre deformação elástica e viscoelástica, mas relaxamento estrutural ainda ocorre e os estresses de contração podem ser dissipados através do rearranjo molecular.[26] Sob T_g a porcelana transforma-se em sólido e toda a contração estrutural é revertida em estresses residuais conservados dentro dela. Um gradiente térmico forma-se dentro da camada de porcelana devido ao resfriamento não-uniforme. De uma superfície a porcelana é livre para dissipar energia térmica, enquanto o metal desacelera o resfriamento do lado oposto, mantendo o interior da porcelana em temperaturas mais altas.[24,27] Em uma barra de porcelana pura, as superfícies resfriaram antes enquanto o interior permanece quente, formando um perfil térmico parabólico.[26]

Diferenças no coeficiente de expansão térmica (CET) entre a infraestrutura e a porcelana adicionam mais estresses como consequência da diferença de deformação entre os materiais. Uma vez que a combinação perfeita entre CETs da infraestrutura e da porcelana é improvável, uma pequena diferença positiva ($\alpha_{\text{infraestrutura}} - \alpha_{\text{porcelana}} = +\Delta\alpha$ ppm/°C) é recomendada para evitar estresses residuais na interface [28] e fratura espontânea em $-\Delta\alpha$. [29] No entanto, uma diferença positiva muito alta também provoca fraturas tardias na porcelana.[30]

Os estresses residuais térmicos na porcelana desenvolvem-se em função da diferença entre coeficientes de expansão, da razão entre as espessuras dos materiais e da taxa de resfriamento. Ao variar a taxa de resfriamento a partir da temperatura de sinterização, T_g é deslocada e o tempo e a cinética do relaxamento estrutural são alterados.[31] Resfriamentos lentos tendem a criar distribuições de estresses mais homogêneos através da espessura da porcelana, mas infraestruturas com CETs mais altos tendem a colocar a porcelana sob leve tração.[32] Para prevenir o aparecimento facilitado de trincas, protocolos de resfriamento mais rápidos foram desenvolvidos para criar um estresse de compressão na superfície. No entanto, protocolos de resfriamento forçado acabam

gerando estresses de tração compensatórios muito elevados internamente,[27,33] apesar do ganho aparente de resistência.[34]

Os comportamentos termodinâmicos acima mencionados são válidos para materiais com diferentes propriedades físicas e térmicas, sejam bifases metalo-cerâmica ou zircônia-cerâmica. No que tange à bifase zircônia-porcelana, Swain [35] mostrou um aumento de temperatura entre a infraestrutura e a porcelana devido à baixa difusividade térmica da zircônia. Durante a fase elástica sob T_g , a infraestrutura de zircônia mantém a porção interna da porcelana em temperaturas altas por mais tempo, resultando em maiores estresses residuais, especialmente para camadas de porcelana mais espessas.

Devido a aparência branca das superfícies fraturadas em próteses à base de zircônia, muitos sugeriram que um fenômeno de delaminação está ocorrendo ao invés de apenas lascamento, o que implicaria em um problema envolvendo a qualidade de adesão entre zircônia e porcelana. Alguns autores propuseram o jateamento da superfície da zircônia previamente à aplicação da porcelana como estratégia para melhorar a qualidade da interface.[36,37] Porém, resistências de união adequadas foram encontradas utilizando diferentes porcelanas em substratos de zircônia.[38] Outros expressaram preocupações quanto à estabilidade da união de porcelanas aplicadas sobre zircônia transformada.[39,40] A transformação da fase tetragonal para monoclinica ($t \rightarrow m$) ocorre assim que o pó de porcelana úmido é aplicado sobre a zircônia,[40] mas pouco se sabe sobre o efeito que o alto conteúdo de fase monoclinica imporia à qualidade da adesão.

Muitos dados analíticos e experimentais foram produzidos nos últimos anos com o objetivo de clarificar o fenômeno de lascamento em sistemas de zircônia-porcelana, tendo em foco os estresses residuais formados a partir da diferença de comportamento térmico e da taxa de resfriamento. No entanto, essas metodologias são dotadas de poucos aspectos relevantes clinicamente, como a confiabilidade de geometrias do tipo coroa sob condições de fadiga. Os propósitos deste estudo, o qual será dividido em uma série de três artigos, são: (1) avaliar como os estresses residuais gerados a partir da diferença entre coeficientes de expansão afetam a confiabilidade de coroas de zircônia sob fadiga e carga estática; (2) avaliar o efeito da fase monoclinica presente na superfície da zircônia na adesão à porcelana; (3) relacionar as evidências fractográficas aos resultados de confiabilidade e; (4) analisar a distribuição e magnitude de estresses residuais presente nas coroas através do princípio da fotoelasticidade. O presente artigo avaliará a

confiabilidade de coroas de zircônia com dois tratamentos de superfície do coping e duas porcelanas de diferentes comportamentos térmicos sob fadiga e compressão. A segunda parte deste estudo irá avaliar fractograficamente as coroas fraturadas na Parte 1. A última parte irá mensurar o estresse de birrefringência em cortes longitudinais de coroas similares às utilizadas na Parte 1 através do princípio da fotoelasticidade.

Materiais e Métodos

Sessenta e quatro coroas de zircônia foram fabricadas de acordo com dois tratamentos de superfície e duas porcelanas diferentes. Metade das coroas de cada grupo foi designada para um teste de compressão, e a outra metade para um teste de fadiga até a fratura (n=8).

Fabricação dos copings, tratamento de superfície e estratificação da porcelana

Um segundo molar humano intacto extraído por razões ortodônticas foi preparado para uma coroa total de cerâmica. Com brocas diamantadas, o dente foi reduzido nas faces oclusais, superfícies livres e proximais em 2.1, 1.7 e 1.2 mm, respectivamente. As margens foram chanfradas com um raio de circunferência de 0.5 mm. Durante o preparo, guias de silicone seccionadas foram usadas para controlar a profundidade do preparo. O preparo final polido foi escaneado e um coping foi construído digitalmente para a usinagem (Cerec3 Inlab, Sirona, Alemanha). Blocos de Zircônia estabilizada por Ítrio (YZ Cubes, VITA Zahnfabrik, Bad Säckingen, Alemanha; Lote 30820; CET: $\alpha_c=10.5$ ppm/°C) foram usinados utilizando uma máquina were Cerec3 Inlab e sinterizados em uma temperatura final de 1530 °C por 2 h para produzir copings de 0.7 mm de espessura. Trinta e dois dos 64 copings foram jateados (+JAT) com partículas de alumina de 250 μ m a uma pressão de 4 bar, distância de 5 cm e ângulo de 45° graus por 10 seg para criar uma superfície rugosa e provocar uma transformação $t \rightarrow m$, produzindo uma superfície rica em fase monoclinica. Os outros 32 copings não foram jateados (-JAT).

Tabela 1. Propriedades térmicas, físicas e mecânicas da infraestrutura e porcelanas utilizadas neste estudo.

Propriedades	LAVA Ceram	VM9	YZ Cubes
Módulo de elasticidade (GPa)	64	70	200
Densidade (ρ) (g/cm ³)	2.53	2.5	6.0
Módulo de Poisson (ν)	0.27	0.26	0.32
T _g (°C)	565	600	1170
CTE (α) (25-600 °C) (ppm/°C)	10.2	9.1	10.5

Os copings foram estratificados utilizando duas porcelanas diferentes (n=32) (VM9, VITA Zahnfabrik, CET: $\alpha_{vm9}=9.1$ ppm/°C; LAVA Ceram 3M ESPE, CET: $\alpha_{lava}=10.2$ ppm/°C) de modo a criar com a zircônia uma diferença de contração alta ou ($\Delta\alpha=+1.4$ ppm/°C com VM9 e $\Delta\alpha=+0.3$ ppm/°C com Lava Ceram). Um sumário das propriedades térmicas, físicas e mecânicas da infraestrutura e das porcelanas estão listadas na Tabela 1.

As porcelanas foram aplicadas por um único operador de acordo com as recomendações do fabricante utilizando cores de dentina e esmalte (D3M2 e EL1 com VM9, lote 19469; DA3 e EA1 com Lava Ceram, lote 8790D) assim como feito na prática. Após a queima do esmalte, a espessura das coroas foi verificada com um especímetro e reduzida com uma broca diamantada superfina em baixa rotação sob lubrificação com água até a espessura de 2.1 mm (cúspide vestibular) e 1.7 mm (superfície vestibular) se necessário. Na cúspide vestibular a relação coping/porcelana foi de 0.5.



Fig 1. Etapas da estratificação para a construção da dentina e do esmalte.

A última queima foi uma queima de glaze (sem glaze) como detalhado na Tabela 2. As coroas foram resfriadas a partir da temperatura final de sinterização seguindo um protocolo de resfriamento rápido, o qual consistiu da imediata abertura da porta do forno (Vacumal 4000, VITA Zahnfabrik) (porta 100% aberta) após o término da queima. Dessa forma as coroas resfriaram com o contato com o ar ambiente (~23°C). Oito coroas de cada grupo foram sinterizadas juntas durante a última queima e designadas ou para o teste de compressão ou para o teste de fadiga.

Tabela 2. Protocolo da queima final (queima de glaze sem glaze) para as porcelanas utilizadas neste estudo,					
Porcelana	Temp. Inicial (°C)	Taxa de Aquecimento (°C/min)	Temp. Final (°C)	Tempo na Temp. Final (min)	Resfriamento
VM9	500	80	900	1	Rápido
LAVA Ceram	480	45	820	-	Rápido

Teste de compressão e teste de fadiga

Dois tipos de suporte foram produzidos para cimentar as coroas e as fixarem em posição nas máquinas de teste. Para o teste de compressão as coroas foram cimentadas em um suporte de liga de cobre fabricados a partir do preparo original. Para o teste de fadiga, suportes de resina composta (Grandio, VOCO, Alemanha) foram fabricados e armazenados em água destilada por até 30 dias antes da cimentação das coroas com ionomero de vidro (Fuji iX GP, GC, Japão). Após a cimentação, os espécimes para o teste de compressão foram armazenados secos, enquanto os espécimes para o teste de fadiga foram armazenados em água destilada por no máximo 1 semana antes do teste. A Figura 1 mostra os suportes antes e após a cimentação das coroas.

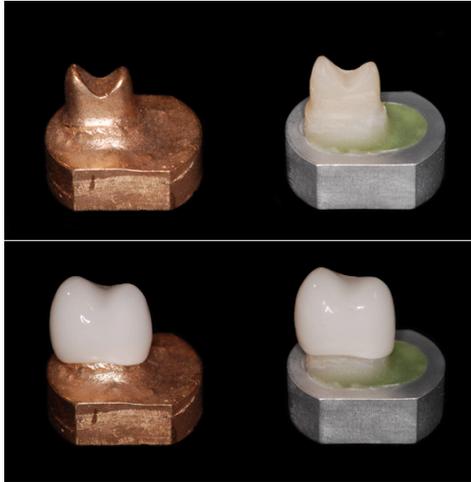


Fig 2. Suportes fabricados para as coroas durante os testes. Na direita, suportes de liga de cobre foram utilizados para o teste de compressão. Os suportes para o teste de fadiga foram feitos de resina composta e fixados com resina epóxi em um suporte de alumínio.

Para o teste de compressão os suportes foram montados em uma placa metálica fixada ao eixo inferior da máquina de testes (Instron Modelo 4240). Uma borracha de 1 mm de espessura foi utilizada entre a coroa e superfície do eixo antagonista. A carga foi aplicada na cúspide vestibular das coroas utilizando uma célula de carga de 5 kN a uma velocidade de 0.75 mm/min até a fratura (n=8).

As coroas submetidas à fadiga cíclica foram montadas em um simulador de mastigação de 8 camaras (SD Mechatronik GmbH, Feldkirchen Westerham, Alemanha). Uma avaliação da reproducibilidade das forças de contato e perfis de carga deste simulador podem ser encontradas na literatura.[41] Vinte quilos de peso foram montados em barras verticais (independentes para cada camara) movimentadas por motores controlados por computador. Como o máximo de carga que a máquina aguenta é de 80 kg, apenas 4 camaras foram utilizadas simultaneamente. Bolas de esteatita ($\varnothing = 6.25$ mm) foram utilizadas como antagonistas e trocadas para cada coroa testada. A aplicação da carga foi composta por tres movimentos, iniciando com um movimento descendente de 3 cm à 20 mm/s até o contato do antagonista com a cúspide vestibular da coroa. Após o contato, a força foi aplicada seguido por movimento lateral (em direção ao sulco principal) de 0.7 mm para simular o deslize dos dentes durante a função. A última parte

do ciclo foi o direto retorno do antagonista à posição inicial também à 20 mm/s. A frequência final de ciclagem foi de 1.5 Hz. Um esquema dos passos da fadiga cíclica é ilustrada na Fig. 3. Durante o teste as coroas ficaram submersas em água destilada, mas termociclagem não foi realizada. As coroas foram inspecionadas a cada 2.500 ciclos através da remoção do espécime e secagem do mesmo com ar comprimido.

As coroas fraturadas e os fragmentos de ambos os experimentos foram armazenados secos para a posterior análise fractográfica, a qual será discutida na Parte 2 deste estudo.

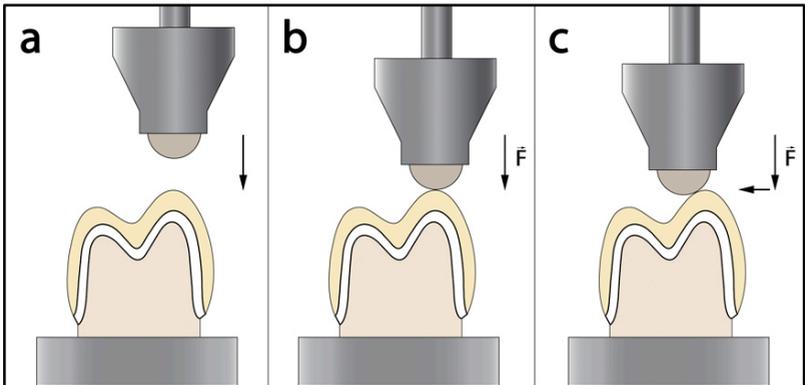


Fig 3. Esquema de um ciclo de carga. (a) ilustra o movimento descendente. (b) ilustra a aplicação de carga após o contato. (c) ilustra o movimento lateral do antagonista.

Determinação dos parâmetros Weibull

Uma distribuição uniforme de defeitos em uma cerâmica resulta em uma variabilidade de resistências, as quais podem ser estatisticamente ratadas usando a abordagem Weibull, descrevendo a probabilidade de falha $P_{F(\sigma_c)}$

$$P_{F(\sigma_c)} = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_c}{\sigma_0}\right)^m\right] \quad (1)$$

onde σ_0 é a resistência característica em uma probabilidade de falha de 63.2% ($P_{F(\sigma_c)} = 63.2\%$) e m é o módulo de Weibull. Os dados de resistência foram avaliados de acordo com esses dois parâmetros

cumulativos da distribuição Weibull através da plotagem da probabilidade de falha $P_{F(\sigma_c)}$ versus resistência característica σ_c

$$\ln \ln \frac{1}{(1 - P_{F(\sigma_c)})} = m \cdot \ln \sigma_c - m \cdot \ln \sigma_0 \quad (2)$$

Os parâmetros m , σ_0 e $\sigma_{5\%}$ ($P_{F(\sigma_c)} = 5\%$) foram determinados por uma abordagem de probabilidade máxima. O módulo de Weibull m , a resistência característica σ_0 e os seus respectivos intervalos de confiança de 95% (D_l/D_u e C_l/C_u) foram corrigidos por um fator correspondente a $n=8$ ($b=0.82$), de acordo com a Norma Europeia EN 843-5.[42] Para a comparação entre as coroas com diferentes porcelanas (VM9 e Lava Ceram), coroas com tratamentos de superfície diferentes foram plotados juntos usando um fator de correção correspondente a $n=16$. Os limites de confiança de 95% para os grupos foram calculados e diferenças significativas foram consideradas quando os intervalos não se sobrepuseram.

Resultados

As Tabelas 3 e 4 descrevem os dados de resistência para compressão estática e para fadiga cíclica, respectivamente. O módulo m descreve a heterogeneidade da resistência e o parâmetro σ_0 indica a magnitude da resistência, sendo dado para uma probabilidade de falha de 5% e 62.3%. Um gráfico da distribuição Weibull para resistência à compressão é mostrado na Figura 4. A distribuição Weibull para coroas que falharam sob fadiga foram plotados em gráficos individuais para comparação (Fig. 5). Uma vez que a maioria das fraturas ocorreu em porcelana para ambos os testes e o jateamento do coping não tem efeito sobre a distribuição de falhas na porcelana, coroas que sofreram jateamento ou não foram plotadas juntas para a comparação da confiabilidade entre as duas porcelanas (Fig. 6). O módulo m é representado no gráfico como o ângulo da linha de regressão e o parâmetro σ_0 , a localização dessa linha ao longo do eixo x.

Tabela 3. Parâmetros escalar (σ_0 e $\sigma_{5\%}$) e de forma (m) para a resistência inicial e os intervalos de confiança (I.C.) de 95% (C_T-C_u and D_T-D_u) para σ_0 e m , respectivamente.

Grupo	N	Weibull $\sigma_{5\%}$ (N)	Weibull σ_0 (N)	C_T-C_u σ_0	Weibull m	D_T-D_u m
VM9-JAT	8	902	2535	1787-3663	2.35	1.21-4.39
VM9+JAT	8	1923	3099	2637-3672*	5.11	2.62-9.53
LAVA-JAT	8	1331	2390	1961-2943	5.07	2.13-7.76
LAVA+JAT	8	1503	2127	1891-2406*	7.01	3.59-13.08
VM9	16	1224	2915	2435-3485	3.18	2.06-4.83
LAVA	16	1425	2265	2053-2496	5.85	3.79-8.87

* 95% I.C. não sobrepueram

Os parâmetros que descrevem a distribuição Weibull para o teste de compressão apresentam diferença significativa apenas entre o parâmetro σ_0 de VM9+JAT e LAVA+JAT. Ainda, uma tendência do aumento de m e $\sigma_{5\%}$ é evidente para os grupos jateados, embora não estatisticamente. Quando os grupos de tratamento de superfície foram plotados juntos ($n=16$; Fig. 6a), a ausência de diferenças significativas para m e σ_0 também são observadas, mas uma tendência de aumentar m e $\sigma_{5\%}$ é clara para as coroas estratificadas com Lava Ceram.

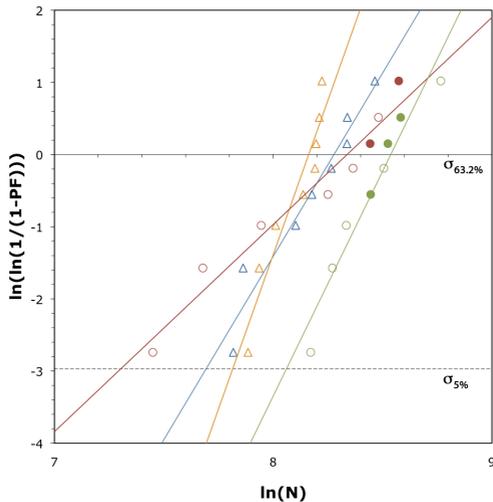


Figura 4. Gráfico da distribuição Weibull para a resistência inicial sob compressão. \circ VM9; \triangle Lava Ceram. Grupos jateados estão

representados em amarelo e verde. Marcadores abertos representam fraturas apenas da porcelana. Marcadores fechados representam fraturas totais da infraestrutura.

Para o experimento de fadiga, o amplo intervalo de confiança devido ao tamanho da amostra ($n=8$) impediu a detecção de diferenças estatisticamente significativas entre os grupos para os parâmetros avaliados. Mesmo assim, houve uma tendência de aumento de m , σ_0 e $\sigma_{5\%}$ para os grupos jateados. σ_0 e $\sigma_{5\%}$ maiores também foram observados para os grupos LAVA em comparação com os VM9 quando as coroas com diferentes tratamentos de superfície foram plotados separados. No entanto, significância estatística pode ser detectada para σ_0 entre as porcelanas quando os grupos de diferentes tratamentos de superfície foram plotados juntos ($n=16$). Coroas estratificadas com Lava Ceram apresentaram maiores σ_0 e $\sigma_{5\%}$ em comparação com coroas estratificadas com VM9, mas a heterogeneidade da resistência foi similar para ambas.

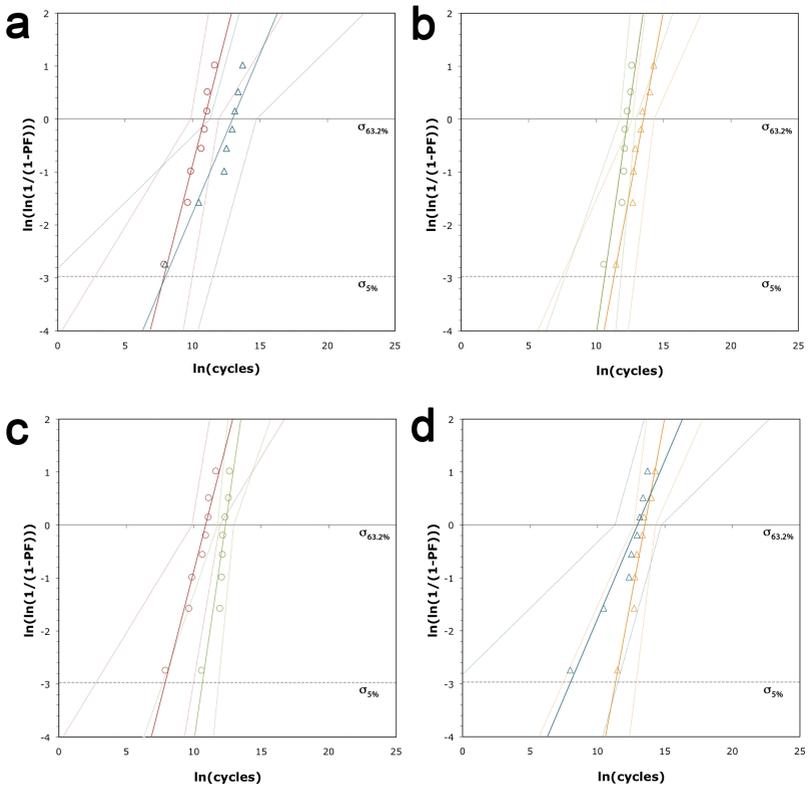


Figura 5. Gráficos da distribuição Weibull para o teste de fadiga cíclica. \circ VM9; \triangle Lava Ceram. Em (a) VM9-JAT (vermelho) é plotado contra LAVA-JAT (blue). Em (b) VM9+JAT (verde) é plotado contra LAVA+JAT (amarelo). Em (c) VM9-JAT (vermelho) é plotado contra VM9+JAT (verde). Em (d) LAVA-JAT (azul) é plotado contra LAVA+JAT (amarelo). Areas entre linhas pontilhadas representam os intervalos de confiança.

Tabla 4. Parâmetros escalar (σ_0 e $\sigma_{5\%}$) e de forma (m) para fadiga cíclica e os intervalos de confiança (I.C.) de 95% (C_r-C_u and D_r-D_u) para σ_0 e m , respectivamente.

Grupo	N	Weibull $\sigma_{5\%}$ (Ciclos)	Weibull σ_0 (Ciclos)	C_r-C_u σ_0	Weibull m	D_r-D_u m
VM9-JAT	8	2657	52745	19228-152603	0.81	0.42-1.52
VM9+JAT	8	42153	231172	130066-423547	1.43	0.73-2.67
LAVA-JAT	8	3015	429316	80458-2502715	0.49	0.25-0.92
LAVA+JAT	8	84791	743412	355580-1616018	1.11	0.57-2.08
VM9	16	5779	129162	67034-248088*	0.87	0.56-1.32
LAVA	16	12555	609419	268512-1377729*	0.69	0.45-1.06

* 95% I.C. não sobrepuseram

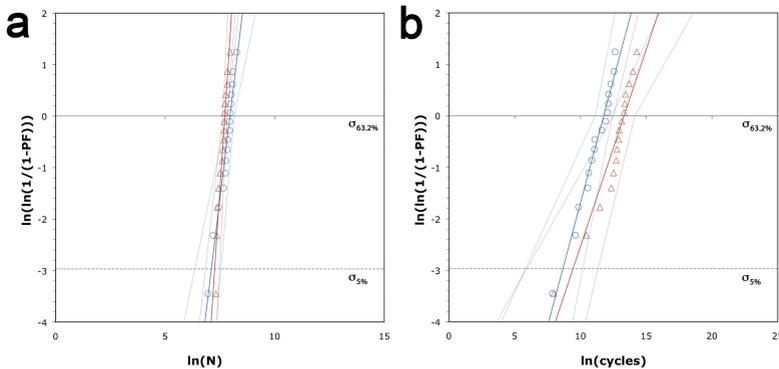


Figura 6. Gráfico da distribuição Weibull para (a) resistência inicial e (b) para fadiga cíclica com as coroas de tratamentos de superfície diferentes plotados juntos. \circ VM9; \triangle Lava Ceram. Areas entre as linhas pontilhadas representam os intervalos de confiança. Note a sobreposição dos intervalos de confiança em (a), mas não em (b).

Discussão

A influência da diferença de contração térmica na confiabilidade das coroas foi apenas óbvia para o teste de fadiga. A dissimilaridade dos dados entre os gráficos Weibull na Fig. 6 ilustra dois comportamentos de fratura diferentes ocorrendo em condições de carga que criam campos de estresse local muito distintos sob o ponto de contato. O aumento constante de carga durante o teste de compressão estática gera um campo Hertziano de estresse compressivo dentro da porcelana que acaba por envolver qualquer zona de estresse residual presente dentro

dela.[43] A energia liberada para o início e a propagação da trinca corresponde à energia necessária para uma trinca estender-se através de estresses de compressão muito altos, independentemente de qualquer campo sob tração envolvido em seu caminho. Assim, os valores de resistência obtidos representam uma propriedade do material, ao invés de expressar gradientes de estresse dentro da porcelana. Em uma distribuição Weibull, o material mais resistente irá apresentar a maior σ_0 , como foi o caso para as coroas estratificadas com VM9, apesar do seu elevado estresse gerado pela diferença de contração térmica. Estresses críticos de falha similares foi um resultado frequente para estudos que usaram o teste de compressão para avaliar o desempenho de coroas de zircônia-porcelana com variadas diferenças de contração térmica.[44,45] Para tal propósito, testar coroas cerâmicas sob compressão rende resultados clinicamente irrelevantes.

Sob as condições de umidade e carga encontrados no ambiente oral, próteses cerâmicas sofrem fadiga por acumulação de danos ao invés de fraturas por sobrecarga. Especialmente sistemas reforçados. Ao contrário das condições do teste de compressão, os dados obtidos pela simulação de mastigação demonstraram que a fadiga cíclica possuiu alta sensibilidade em discriminar porcelanas com estados de estresse residual distintos. Lascamento da porcelana, o qual é relatado acontecer clinicamente em próteses de zircônia,[1,14,16] também foi observado no teste de fadiga.

O componente de força tangencial (movimento lateral do antagonista) incorporado no teste de fadiga para simular a mastigação cria campos de estresse Hertziano dinâmicos na região próxima à superfície. Diferentemente da condição de carga uni-axial, a fricção criada pela condição bi-axial causa o deslocamento do campo de estresse compressivo à medida que o antagonista se desloca, criando uma zona de estresse de tração atrás da zona de compressão.[46] Uma vez que trincas cônicas parciais sofrem tração desde o início, elas formam-se e crescem mais rapidamente que trincas cônicas internas em condições uni-axiais. A extensão dessas trincas para o interior da porcelana é potencializada pela água bombeada hidraulicamente que cria pressão adicional na ponta da trinca.[47,48] A água entra na trinca após o deslocamento do antagonista e fica presa por campos Hertzianos de compressão criados durante o primeiro estágio do contato em cada ciclo. Foi demonstrado que trincas cônicas internas e trincas cônicas parciais são o modo de fratura em bifases zircônia-porcelana sob condições de carga uni-axial e bi-axial, respectivamente.[18,49,50] Em

geometrias planas, carga cíclica com pouco peso induzem a extensão lenta de trincas cônicas através da espessura da porcelana iniciando na superfície e cessando na interface, onde a trinca para ao deparar-se com um substrato de alta tenacidade à fratura como a zircônia.[19] Em geometrias do tipo coroa, experimentos de fadiga demonstraram que o modo de fratura predominante é o lascamento da porcelana, com a trinca nunca alcançando a interface.[51-53] Durante a extensão da trinca, zonas de estresse residual de tração e compressão na região afastada dos estresses Hertzianos de contato podem modificar o caminho da trinca e sua velocidade de crescimento. Estresses de compressão aumentam o fator de intensidade de estresse K_{IC} na ponta da trinca, uma vez que as uniões atômicas são comprimidas. Estresses de tração, por outro lado, puxam os átomos em direção contrária, facilitando o crescimento da trinca.

Sob fadiga, a velocidade do crescimento de trinca tem impacto direto no tempo de vida de um material. A resistência característica σ_0 significativamente maior sob fadiga para as coroas estratificadas com Lava Ceram indica que diferentes comportamentos de fratura ocorrem em função dos diferentes estados de estresses em que as porcelanas se encontram. Para bifases metalo-cerâmicas, estresses de tração são comumente encontrados na superfície da porcelana, enquanto na interface desenvolvem-se estresses de compressão.[27,28,54] Para barras de zircônia-porcelana, Swain [35] e Aboushelib et al. [55] calcularam gradientes de estresse similares. Em um disco com relação infraestrutura/porcelana de 0.5 (espessura total do disco: 3 mm), Mainjot et al. [56] aplicaram VM9 sobre zircônia e mensuraram estresses de compressão na superfície do disco, um pequeno pico de tração a cerca de 0.5 mm da superfície e estresses de compressão até a profundidade de 1.3 mm. Na ausência de dados qualitativos do gradiente de estresses na geometria correspondente à testada, relação de espessura e combinação de material, conjecturas baseadas somente nos resultados encontrados neste estudo poderiam afirmar que possíveis estresses residuais de tração desenvolveram-se dentro da porcelana VM9 e/ou baixos estresses de compressão dentro de Lava Ceram, afetando os resultados de confiabilidade obtidos.

Se os resultados desta pesquisa fossem extrapolados para o cenário clínico, coroas fabricadas com porcelanas que geram pouca diferença de contração térmica com a infraestrutura de zircônia sobreviveriam mais tempo que coroas possuindo grandes diferenças de contração. A homogeneidade da ocorrência das fraturas no decorrer do

tempo poderia não ser diferente entre elas, como sugere o módulo m encontrado para as coroas estratificadas com VM9 e Lava Ceram. Adicionalmente, coroas com baixa diferença de contração térmica levaram o dobro do tempo (ciclos) que as coroas com alta diferença de contração para alcançar a probabilidade de falha de 5%. Esse intervalo de tempo de ocorrência de fratura entre as coroas com porcelanas de diferentes CETs pode estar por trás das taxas de sobrevivência discrepantes entre estudos clínicos quanto ao lascamento de próteses de zircônia.[3]

O jateamento da superfície da zircônia com grandes partículas (250 μm) de alumina sob alta pressão (4 bar) teve como objetivo criar uma superfície áspera e desencadear transformações $t \rightarrow m$. O efeito da topografia da superfície e do alto conteúdo de fase monoclinica na superfície da zircônia supostamente teriam alguma influência na qualidade da união entre zircônia e porcelana,[36,39,40] a qual seria avaliada através do aumento ou decréscimo da prevalência de exposição da infraestrutura nas superfícies fraturadas. No entanto, efeitos inesperados nos parâmetros de Weibull foram observados. Coroas que tiveram seus copings jateados apresentaram um aumento do módulo de Weibull e $\sigma_{5\%}$ no teste de compressão. Um efeito ainda mais amplo foi observado no teste de fadiga, onde m , $\sigma_{5\%}$ e σ_0 também apresentaram um notável aumento. Infelizmente esse aumento não foi significativo. Devido ao pequeno número de espécimes usados para comparar grupos com diferentes tratamentos de superfície, os parâmetros usados para calcular os intervalos de confiança tiveram de ser corrigidos por um fator correspondente a $n=8$, o que aumentou as suas chances de se sobrepor.

A energia do impacto das partículas de alumina na superfície da zircônia pode causar severos danos estruturais nos cristais, criando defeitos que agem como falhas críticas para o início de trincas se a superfície for submetida à tração.[57] Foi demonstrado que a resistência e a confiabilidade da zircônia foi comprometida após o jateamento com partículas de tamanho de 50-120 μm sob pressões variadas.[58-60] No entanto, evidências contrárias a esses efeitos também foram apresentadas.[61] A resistência flexural e a confiabilidade da zircônia aumentaram após o jateamento com partículas de alumina de 50 μm em um estudo de Wang et al.[57] Partículas de alumina tão pequenas quanto 30 μm demonstraram aumentar o limite de resistência à fadiga de barras de zircônia submetidas à flexão em 15-31%.[62] A melhora no

comportamento sob fadiga de zircônia jateada está ligada à alteração do estado de estresse na superfície.

Estresses locais criados pelo jateamento desencadeiam a transformação de cristais de fase tetragonal de volta à instável fase monoclinica. O aumento de volume associado a $t \rightarrow m$ coloca a superfície sob compressão.[63] Embora a transformação de cristais seja difícil de ser detectada em profundidade, a extensão da transformação para a subsuperfície segue um mecanismo de *nucleação-e-crescimento*, através do qual cristais transformados induzem a transformação de cristais vizinho.[64] De Kler et al. [65] detectou a mudança de fase de amostras de zircônia até uma profundidade de 27 μm após o jateamento com partículas de alumina 125 μm sob 2 bar de pressão, mas devido às limitações de penetração da técnica de difração de raios-X,[62] regiões afetadas mais profundamente podem ser antecipadas de transformações desencadeadas pelo jateamento. O processo de transformação tardio é assistido pela difusão de água pelas microtrincas geradas nos limites dos cristais pré-transformados.[66] Após a transformação imediata a partir do jateamento, a água fornecida pela porcelana umedecida durante o processo de estratificação, a qual foi demonstrada induzir sozinha $t \rightarrow m$, [40] pode ter contribuído para uma contínua transformação em profundidade. Teoricamente, a superfície e a subsuperfície transformada formaram uma camada sob compressão com um provável aumento do módulo de elasticidade do coping. Uma vez que o aumento da fase monoclinica, por si só, não tem efeito conhecido sobre a distribuição do tamanho de falhas dentro da porcelana de cobertura, conjectura-se que os efeitos observados nos parâmetros de Weibull para os grupos jateados foram devido à inibição da flexão da porcelana durante a aplicação de carga pelo coping de zircônia mais rígido. Mecanismos responsáveis pelo início de trincas como resposta a diferentes comportamentos mecânicos dos componentes já foram demonstrados para bifases metalo-cerâmicas.[67] A deformação de substratos de baixa dureza e rigidez acelera o início de trincas radiais devido à flexão da porcelana. Kim et al. [18] detectou a formação de trincas cônicas em porcelana sobre infraestruturas de liga de ouro (Au) após um período consideravelmente mais curto do que em sistemas mais rígidos de paládio(Pd)-porcelana. Trincas radiais formaram-se na base da porcelana para o sistema Au-porcelana, enquanto nenhuma dessas trincas foi encontrada no sistema Pd-porcelana.

Está claro diante dos resultados encontrados neste estudo que a confiabilidade de coroas de zircônia-porcelana é negativamente afetada

pela utilização de porcelanas que apresentam CETs muito abaixo do CET da zircônia. Em paralelo, uma forte tendência de aumento dos parâmetros Weibull foi observado para coroas que tiveram seus copings jateados, indicando um possível mecanismo de enriquecimento que afeta o comportamento de trincas na porcelana.

Conclusões

Materiais que falham devido à fadiga deveriam ser testados sob condições que simulam os desafios encontrados durante a função. O teste de compressão não rendeu evidências úteis acerca da predição do tempo de vida de coroas de zircônia-porcelana com diferenças de contração térmica. Ao contrário, o teste de fadiga cíclica mostrou ser um método sensível para discriminar coroas contendo diferentes estados de estresse residual. Utilizar uma porcelana com CET próximo ao da infraestrutura aumenta a sobrevivência de próteses a base de zircônia. O jateamento da zircônia antes da aplicação da porcelana diminui a velocidade da ocorrência de lascamentos.

Considerações

Este estudo foi patrocinado pela Associação da Indústria Dental Alemã (Verband der deutschen Dentalindustrie). YZ Cubes, a porcelana VM9 e o forno de sinterização foram gentilmente doados pela VITA Zahnfabrik.

Referências

- [1]. Aboushelib MN, Feilzer AJ, Kleverlaan CJ. Bridging the gap between clinical failure and laboratory fracture strength tests using a fractographic approach. *Dent Mater* 2009;25:383-91.
- [2]. Lohbauer U, Amberger G, Quinn GD, Scherrer SS. Fractographic analysis of a dental zirconia framework: a case study on design issues. *J Mech Behav Biomed Mater* 2010;3:623-9.
- [3]. Al-Amleh B, Lyons K, Swain M. Clinical trials in zirconia: a systematic review. *J Oral Rehabil* 2010;37:641-52.
- [4]. 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* 2007;18 Suppl 3:86-96.

- [5]. Mitov G, Gessner J, Lohbauer U, Woll K, Muecklich F, Pospiech P. Subcritical crack growth behavior and life data analysis of two types of dental Y-TZP ceramics. *Dent Mater* 2011.
- [6]. Studart AR, Filser F, Kocher P, Gauckler LJ. Fatigue of zirconia under cyclic loading in water and its implications for the design of dental bridges. *Dent Mater* 2007;23:106-14.
- [7]. Esquivel-Upshaw JF, Young H, Jones J, Yang M, Anusavice KJ. Four-year clinical performance of a lithia disilicate-based core ceramic for posterior fixed partial dentures. *Int J Prosthodont* 2008;21:155-60.
- [8]. Marquardt P, Strub JR. Survival rates of IPS empress 2 all-ceramic crowns and fixed partial dentures: results of a 5-year prospective clinical study. *Quintessence Int* 2006;37:253-9.
- [9]. Olsson KG, Furst B, Andersson B, Carlsson GE. A long-term retrospective and clinical follow-up study of In-Ceram Alumina FPDs. *Int J Prosthodont* 2003;16:150-6.
- [10]. Sorensen JA, Kang SK, Torres TJ, Knode H. In-Ceram fixed partial dentures: three-year clinical trial results. *J Calif Dent Assoc* 1998;26:207-14.
- [11]. Suarez MJ, Lozano JF, Paz Salido M, Martinez F. Three-year clinical evaluation of In-Ceram Zirconia posterior FPDs. *Int J Prosthodont* 2004;17:35-8.
- [12]. Vult von Steyern P, Jonsson O, Nilner K. Five-year evaluation of posterior all-ceramic three-unit (In-Ceram) FPDs. *Int J Prosthodont* 2001;14:379-84.
- [13]. Pjetursson BE, Sailer I, 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 I: Single crowns. *Clin Oral Implants Res* 2007;18 Suppl 3:73-85.
- [14]. 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* 2007;20:383-8.
- [15]. Molin MK, Karlsson SL. Five-year clinical prospective evaluation of zirconia-based Denzir 3-unit FPDs. *Int J Prosthodont* 2008;21:223-7.
- [16]. 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;96:237-44.
- [17]. Larsson C, Vult von Steyern P, Sunzel B, Nilner K. All-ceramic two- to five-unit implant-supported reconstructions. A randomized, prospective clinical trial. *Swed Dent J* 2006;30:45-53.

- [18]. Kim B, Zhang Y, Pines M, Thompson VP. Fracture of porcelain-veneered structures in fatigue. *J Dent Res* 2007;86:142-6.
- [19]. Kim JW, Bhowmick S, Hermann I, Lawn BR. Transverse fracture of brittle bilayers: relevance to failure of all-ceramic dental crowns. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater* 2006;79:58-65.
- [20]. Guazzato M, Proos K, Sara G, Swain MV. Strength, reliability, and mode of fracture of bilayered porcelain/core ceramics. *Int J Prosthodont* 2004;17:142-9.
- [21]. Sailer I, Gottnerb J, Kanelb S, Hammerle CH. Randomized controlled clinical trial of zirconia-ceramic and metal-ceramic posterior fixed dental prostheses: a 3-year follow-up. *Int J Prosthodont* 2009;22:553-60.
- [22]. Asaoka K, Tesk JA. Transient and residual stress in a porcelain-metal strip. *J Dent Res* 1990;69:463-9.
- [23]. Bertolotti RL. Calculation of interfacial stress in porcelain-fused-to-metal systems. *J Dent Res* 1980;59:1972-7.
- [24]. Dehoff PH, Anusavice KJ. Effect of visco-elastic behavior on stress development in a metal-ceramic system. *J Dent Res* 1989;68:1223-30.
- [25]. Tuccillo JJ, Nielsen JP. Shear stress measurements at a dental porcelain-gold bond interface. *J Dent Res* 1972;51:626-33.
- [26]. Asaoka K, Tesk JA. Transient and residual stresses in dental porcelains as affected by cooling rates. *Dent Mater J* 1989;8:9-25.
- [27]. DeHoff PH, Anusavice KJ, Vontivillu SB. Analysis of tempering stresses in metal-ceramic disks. *J Dent Res* 1996;75:743-51.
- [28]. DeHoff PH, Anusavice KJ. Viscoelastic stress analysis of thermally compatible and incompatible metal-ceramic systems. *Dent Mater* 1998;14:237-45.
- [29]. Benetti P, Della Bona A, Kelly JR. Evaluation of thermal compatibility between core and veneer dental ceramics using shear bond strength test and contact angle measurement. *Dent Mater* 2010;26:743-50.
- [30]. Anusavice KJ, Dehoff PH, Gray A, Lee RB. Delayed crack development in porcelain due to incompatibility stress. *J Dent Res* 1988;67:1086-91.
- [31]. Avramov I. Kinetics of structural relaxation of glass-forming melts. *Thermochimica Acta* 1996;280/281:363-82.
- [32]. Anusavice KJ, DeHoff PH, Hojjatie B, Gray A. Influence of tempering and contraction mismatch on crack development in ceramic surfaces. *J Dent Res* 1989;68:1182-7.

- [33]. Asaoka K, Kuwayama N, Tesk JA. Influence of tempering method on residual stress in dental porcelain. *J Dent Res* 1992;71:1623-7.
- [34]. 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;24:1149-55.
- [35]. Swain MV. Unstable cracking (chipping) of veneering porcelain on all-ceramic dental crowns and fixed partial dentures. *Acta Biomater* 2009;5:1668-77.
- [36]. Aboushelib MN, Kleverlaan CJ, Feilzer AJ. Microtensile bond strength of different components of core veneered all-ceramic restorations. Part II: Zirconia veneering ceramics. *Dent Mater* 2006;22:857-63.
- [37]. Aboushelib MN, de Jager N, Kleverlaan CJ, Feilzer AJ. Microtensile bond strength of different components of core veneered all-ceramic restorations. *Dent Mater* 2005;21:984-91.
- [38]. Fischer J, Stawarczyk B, Trottmann A, Hammerle CH. Impact of thermal misfit on shear strength of veneering ceramic/zirconia composites. *Dent Mater* 2009;25:419-23.
- [39]. Tholey MJ, Berthold C, Swain MV, Thiel N. XRD2 micro-diffraction analysis of the interface between Y-TZP and veneering porcelain: role of application methods. *Dent Mater* 2010;26:545-52.
- [40]. Tholey MJ, Swain MV, Thiel N. SEM observations of porcelain Y-TZP interface. *Dent Mater* 2009;25:857-62.
- [41]. Steiner M, Mitsias ME, Ludwig K, Kern M. In vitro evaluation of a mechanical testing chewing simulator. *Dent Mater* 2009;25:494-9.
- [42]. EN-843/5. Mechanical testing of monolithic ceramics at room temperature. Part 5: Statistical treatment. 1997.
- [43]. Aboushelib MN, de Jager N, Kleverlaan CJ, Feilzer AJ. Effect of loading method on the fracture mechanics of two layered all-ceramic restorative systems. *Dent Mater* 2007;23:952-9.
- [44]. Fischer J, Stawarczyk B, Tomic M, Strub JR, Hammerle CH. Effect of thermal misfit between different veneering ceramics and zirconia frameworks on in vitro fracture load of single crowns. *Dent Mater J* 2007;26:766-72.
- [45]. Fischer J, Stawarczyk B, Trottmann A, Hammerle CH. Impact of thermal properties of veneering ceramics on the fracture load of layered Ce-TZP/A nanocomposite frameworks. *Dent Mater* 2009;25:326-30.
- [46]. Kim JW, Kim JH, Thompson VP, Zhang Y. Sliding contact fatigue damage in layered ceramic structures. *J Dent Res* 2007;86:1046-50.

- [47]. Zhang Y, Song JK, Lawn BR. Deep-penetrating conical cracks in brittle layers from hydraulic cyclic contact. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater* 2005;73:186-93.
- [48]. Chai H, Lawn BR. Hydraulically pumped cone fracture in brittle solids. *Acta Materialia* 2005;53:4237-44.
- [49]. Bonfante EA, Coelho PG, Guess PC, Thompson VP, Silva NR. Fatigue and damage accumulation of veneer porcelain pressed on Y-TZP. *J Dent* 2010;38:318-24.
- [50]. Santana T, Zhang Y, Guess P, Thompson VP, Rekow ED, Silva NR. Off-axis sliding contact reliability and failure modes of veneered alumina and zirconia. *Dent Mater* 2009;25:892-8.
- [51]. Coelho PG, Bonfante EA, Silva NR, Rekow ED, Thompson VP. Laboratory simulation of Y-TZP all-ceramic crown clinical failures. *J Dent Res* 2009;88:382-6.
- [52]. Coelho PG, Silva NR, Bonfante EA, Guess PC, Rekow ED, Thompson VP. Fatigue testing of two porcelain-zirconia all-ceramic crown systems. *Dent Mater* 2009;25:1122-7.
- [53]. Rosentritt M, Steiger D, Behr M, Handel G, Kolbeck C. Influence of substructure design and spacer settings on the in vitro performance of molar zirconia crowns. *J Dent* 2009;37:978-83.
- [54]. DeHoff PH, Anusavice KJ, Hojjatie B. Thermal incompatibility analysis of metal-ceramic systems based on flexural displacement data. *J Biomed Mater Res* 1998;41:614-23.
- [55]. Aboushelib MN, Feilzer AJ, de Jager N, Kleverlaan CJ. Prestresses in bilayered all-ceramic restorations. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater* 2008;87:139-45.
- [56]. Mainjot AK, Schajer GS, Vanheusden AJ, Sadoun MJ. Residual stress measurement in veneering ceramic by hole-drilling. *Dent Mater* 2011;27:439-44.
- [57]. Wang H, Aboushelib MN, Feilzer AJ. Strength influencing variables on CAD/CAM zirconia frameworks. *Dent Mater* 2008;24:633-8.
- [58]. Kosmac T, Oblak C, Jevnikar P, Funduk N, Marion L. Strength and reliability of surface treated Y-TZP dental ceramics. *J Biomed Mater Res* 2000;53:304-13.
- [59]. Zhang Y, Lawn BR, Malament KA, Van Thompson P, Rekow ED. Damage accumulation and fatigue life of particle-abraded ceramics. *Int J Prosthodont* 2006;19:442-8.
- [60]. Zhang Y, Lawn BR, Rekow ED, Thompson VP. Effect of sandblasting on the long-term performance of dental ceramics. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater* 2004;71:381-6.

- [61]. Curtis AR, Wright AJ, Fleming GJ. The influence of surface modification techniques on the performance of a Y-TZP dental ceramic. *J Dent* 2006;34:195-206.
- [62]. Scherrer SS, Cattani-Lorente M, Vittecoq E, de Mestral F, Griggs JA, Wiskott HW. Fatigue behavior in water of Y-TZP zirconia ceramics after abrasion with 30 μm silica-coated alumina particles. *Dent Mater* 2011;27:e28-42.
- [63]. Guazzato M, Quach L, Albakry M, Swain MV. Influence of surface and heat treatments on the flexural strength of Y-TZP dental ceramic. *J Dent* 2005;33:9-18.
- [64]. Chevalier J, Cales B, Drouin JM. Low-temperature aging of Y-TZP ceramics. *J Am Ceram Soc* 1999;82:2150-4.
- [65]. de Kler M, de Jager N, Meegdes M, van der Zel JM. Influence of thermal expansion mismatch and fatigue loading on phase changes in porcelain veneered Y-TZP zirconia discs. *J Oral Rehabil* 2007;34:841-7.
- [66]. Deville S, Guenin G, Chevalier J. Martensitic transformation in zirconia. Part II. Martensitic growth. *Acta Materialia* 2004;52:5709-21.
- [67]. Lawn BR, Deng Y, Thompson VP. Use of contact testing in the characterization and design of all-ceramic crownlike layer structures: a review. *J Prosthet Dent* 2001;86:495-510.

3 ARTIGO 2

Estudo de fatores associados ao lascamento de coroas de zircônia. Parte 2: Evidências fractográficas

Renan Belli¹, Sylvio Monteiro Jr.¹, Luiz N. Baratieri¹

¹ Departamento de Odontologia, Centro de Ciências da Saúde,
Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil

*** Para correspondência:**

Renan Belli, DDS, MS
Federal University of Santa Catarina
Centro de Ciências da Saúde, Campus Universitário
Departamento de Odontologia, Disciplina de Dentística
Florianópolis, Brazil
Tel./Fax.: +55 48 3721 9880
e-mail: renanbelli@yahoo.com.br

Resumo

Objetivos. Este estudo é a segunda parte de uma investigação de três partes e tem como propósito realizar a análise fractográfica das coroas fraturadas sob compressão e fadiga na Parte 1.

Métodos. Os fragmentos e as coroas fraturadas resultantes dos testes de compressão e fadiga cíclica realizados na Parte 1 foram limpos em um banho ultrasônico com álcool por 10 min e armazenados a seco antes da observação. Inicialmente os fragmentos foram observados sob um microscópio ótico (SV11, Zeiss) e fotografados em quatro posições diferentes utilizando material e iluminação padronizados (Nikon D100, Medical-Nikkor 120mm, Nikon). Em seguida, as coroas fraturadas foram revestidas com ouro para a avaliação sob um microscópio eletrônico de varredura (MEV)(Leitz ISI SR 50, Akashi, Japan). A análise fractográfica foi conduzida utilizando uma abordagem sistemática e interpretações dos padrões de fratura foram baseados em descrições na literatura e em uma norma ASTM. *Arrest lines, hackels, wake hackels, compression curls* ou outras características foram analisadas para identificar a origem da fratura, a direção de propagação e indicadores discriminatórios de mecanismos de iniciação/aceleração de trincas. Facetas de desgaste e as superfícies fraturadas foram cuidadosamente avaliadas à procura de exposições da infraestrutura e trincas.

Resultados. Prontamente detectável a olho nu, Lava Ceram apresentou superfícies fraturadas mais brilhantes em comparação às coroas estratificadas com VM9. Sob o MEV, todos os grupos apresentaram características típicas em comum, como a origem da fratura, facetas de desgaste, *arrest lines, hackels* e *wake hackels*. No entanto, características estruturais distintivas puderam ser observadas somente entre os grupos estratificados com as duas porcelanas diferentes e entre as coroas testadas sob compressão e fadiga. Após falhar sob fadiga, coroas estratificadas com VM9 frequentemente apresentaram uma espécie de fratura coesiva em um plano convexo dentro da camada de porcelana com propagação radial a partir do ponto de contato e paralelo à interface. As coroas estratificadas com Lava Ceram apresentaram múltiplos lascamentos pequenos com geometria típica de lascamento em vidro. Em coroas que falharam sob fadiga, o coping de zircônia foi apenas exposto em facetas de desgaste muito profundas, e nenhuma diferença entre tratamentos de superfície foi observada quanto à exposição do coping de zircônia.

Significância. O estudo das características da superfície fraturada, especialmente na presente amplitude de variáveis, revelam mecanismos

de fratura distintos e padrões de fratura que podem ser categorizados para a comparação futura com amostras de fraturas *in vivo*.

Introdução

Impressas na superfície fraturada da maioria dos materiais (metais, cerâmicas, polímeros, compósitos, etc.) estão marcas que revelam a trajetória da trinca e os eventos que afetaram sua propagação durante o seu curso. A partir dessas marcas pode-se rastrear informações acerca das propriedades dos materiais, da história de estresses e carga, dos estresses residuais e inclusões que afetam o caminho da trinca, dos parâmetros para derivação da velocidade da trinca, dos locais de origem da fratura e finalmente da causa da fratura.[1] A indústria aeronáutica, por exemplo, investe muitos esforços na procura e recuperação de partes de aviões acidentados por propósitos fractográficos. Uma vez que imperfeições no material, na fabricação ou no *design* são identificados, medidas para melhorias podem ser mais objetivamente orientadas. O mesmo conceito pode ser aplicado à odontologia.

Estudos *in vitro* em cerâmicas odontológicas utilizaram a fractografia para localizar locais de origem de trincas e calcular a tenacidade à fratura e o estresse de falha a partir da mensuração das dimensões da trinca principal.[2-7] Em um cenário clinicamente relevante, análises qualitativas de réplicas e próteses fraturadas recuperadas foram capazes de mapear padrões fractográficos e correlacionar as marcas de propagação e locais de origem aos estresses responsáveis pelo desencadeamento da fratura.[7-11]

Diferenças de magnitude e distribuição de estresses residuais dentro da porcelana induzidos por incompatibilidades térmicas afetam o comportamento da trinca e imprimem os seus efeitos na superfície da fratura. Estresses residuais de tração em materiais friáveis diminuem a taxa crítica de liberação de energia durante o deslocamento (G_{Ic}) na ponta da trinca, enquanto o contrário ocorre sob estresses de compressão. Testes de indentação em discos de porcelana temperados ou resfriados lentamente demonstraram diferenças em comprimentos de trinca em superfícies sob estresses residuais de compressão e tração.[12-14] O mesmo método foi utilizado para detectar campos de estresse residual envolvendo cristais de disilicato de lítio em uma cerâmica vítrea utilizando nanoindentação.[15] Sob a mesma força aplicada, estresses residuais de tração resultam em trincas mais longas, enquanto estresses compressivos tendem a encurtá-las.

Parte 1 desta série de estudos avaliou a confiabilidade de copings jateados ou não estratificados com duas porcelanas com diferentes coeficientes de expansão térmica (CET) para criar estresses residuais altos ou baixos, na porcelana de cobertura. As coroas foram submetidas à fadiga cíclica e à compressão estática até a fratura.

Enquanto o teste de compressão não pode demonstrar diferenças estatísticas entre os grupos, o teste de fadiga mostrou-se sensível para detectar variações de confiabilidade quanto a tratamentos de superfície e incompatibilidade térmica. Um aumento significativo da resistência característica foi observado para coroas estratificadas com Lava Ceram, indicando que o tempo de vida de próteses de zircônia pode beneficiar-se de combinações que produzem baixas diferenças de CET entre a infraestrutura e a porcelana. O jateamento da zircônia antes da aplicação da porcelana resultou em um aumento dos parâmetros de Weibull em ambos os testes. No entanto, a inspeção visual das superfícies fraturadas impossibilitou o reconhecimento de características que poderiam discriminar grupos ou indicar variações de mecanismos de fratura.

Para geometrias do tipo coroa não existem referências descrevendo padrões fractográficos específicos para trincas que entram ou propagam-se através de campos de estresse de tração/compressão. Nós esperamos que a avaliação fractográfica das coroas fraturadas na Parte 1 revelem marcas discriminatórias que nos ajudem a estabelecer padrões de fratura para próteses sob alta ou baixa incompatibilidade térmica. Um segundo propósito deste estudo será determinar os efeitos do jateamento na qualidade da adesão entre o coping de zircônia e a porcelana de cobertura. A deterioração da qualidade da interface será determinada pela significativa diferença de ocorrência de exposição da infraestrutura após a fratura.

Materiais e Métodos

A Parte 1 deste estudo testou coroas de zircônia-porcelana sob carga estática e dinâmica até a fratura. Os fragmentos cerâmicos e as coroas fraturadas foram limpos em um banho ultrasônico com álcool por 10 min. As peças foram analisadas utilizando um microscópio ótico (SV11, Zeiss, Oberkochen, Germany) sob diferentes fontes e direções de luz. Fotografias foram tiradas de cada coroa contra um fundo preto de quatro posições (oclusal, vestibular, méso-vestibular e disto-vestibular) por meio de equipamentos e iluminação padronizados (Nikon D100, Medical-Nikkor 120mm, Nikon, Japan). Depois disso as coroas foram recobertas com ouro e examinadas com um microscópio eletrônico de varredura (SEM) (Leitz ISI SR50, Akashi, Japan). A análise fractográfica e as interpretações dos padrões de fratura foram baseados em métodos estabelecidos [9] e uma norma ASTM.[16]

Arrest lines, hackels, wake hackels, compression curls ou quaisquer outras características peculiares foram escaneadas para

identificar a origem da fratura, a direção da propagação e indicadores discriminatórios de mecanismos de desencadeamento/aceleração. *Arrest lines* são segmentos de linhas circulares localizadas na superfície fraturada que resultam da interrupção da propagação da trinca quando esta perde energia. Dependendo da tenacidade à fratura do material e da energia para o crescimento da trinca, *arrest lines* podem estar ausentes ou serem múltiplas (especialmente sob fadiga). Uma vez que o seu lado convexo orienta-se perpendicularmente ao local de início da trinca, elas geralmente indicam a origem da fratura e a direção de propagação. A superfície da fratura entre *arrest lines* podem seguir o mesmo plano ou mudar de direção. *Hackles* são linhas paralelas que separam planos levemente diferentes e seguem a orientação da propagação da trinca. *Wake hackels* são linhas que começam em um poro ou irregularidade como resultado da mudança de plano da trinca à medida que ela avança por aquele obstáculo. *Compression curl* é uma curvatura de pequeno raio localizada próxima à superfície criada pelo encontro da trinca com uma zona sob compressão.

Para a avaliação do efeito do jateamento na qualidade de adesão entre zircônia e porcelana, as superfícies fraturadas expostas foram cautelosamente examinadas à procura de exposições do coping.

Resultados

Fraturas sob compressão

Na Parte 1 deste estudo, 8 coroas de cada grupo experimental foram submetidas à carga compressiva estática até a fratura. Das 32 coroas, 27 fraturaram na porcelana e 5 fraturaram de um lado ao outro. Todas as fraturas totais foram observadas em coroas estratificadas com VM9, sendo três delas do grupo VM9+JAT e duas do grupo VM9-JAT. A cúspide bucal dessas coroas apresentou fragmentação severa da porcelana, mas essas fraturas não foram as responsáveis pela falha catastrófica. Nas fraturas totais a origem da fratura foi localizada na superfície interna do coping de zircônia, uma área de alta concentração de estresses de tração. Pequenos espelhos foram observados em volta do ponto de origem, mas nenhuma falha estrutural significativa estava associada a eles. As fraturas totais geralmente resultaram de cargas compressivas mais altas (2801 – 3239 N).

As outras 42 coroas fraturadas apresentaram apenas fraturas da porcelana limitadas à superfície vestibular da coroa. A origem da falha catastrófica foi o ponto de contato, de onde a trinca principal propagou em direção cervical e lateralmente. A Fig. 1 mostra a morfologia típica

da fratura em uma coroa do grupo VM9 e do grupo LAVA. Nenhuma diferença na morfologia e mecanismo da fratura foi detectada entre coroas que sofreram diferentes tratamentos de superfície do coping (jateamento ou não). As únicas diferenças distinguíveis ocorreram entre coroas de porcelanas diferentes, em que as estratificadas com VM9 apresentaram superfícies ásperas devido ao maior conteúdo cristalino, e as estratificadas com Lava Ceram apresentaram superfícies lisas e brilhantes.

Uma considerável quantidade de porcelana foi perdida na região do contato, mas a estrutura remanescente revelou uma história de interrupção da trinca através das *arrest lines* localizadas ao longo da espessura da porcelana sob o ponto de contato. As trilhas criadas pelas *hackle lines* denunciaram a direção da propagação assim como indicado pelas setas pretas na Fig. 1. No centro, a trinca propagou-se em profundidade e refratou lateralmente em direção às superfícies próximas. Quando a trinca encontrou o coping, ela contornou-o através do plano da interface expondo a zircônia. No entanto, a trinca não continuou sempre pela interface, como mostra os remanescentes de porcelana na superfície vestibular do coping. Isso sugere que a interface não constituiu o elo fraco através do qual a trinca preferencialmente propagaria. Devido à curvatura do coping na região da margem, o plano da trinca retornou à interface expondo a zircônia uma segunda vez. Nenhuma diferença quantitativa de área exposta de zircônia pode ser observada entre grupos que foram ou não jateados. Nos limites oclusais da fratura, *compression curls* se formaram após a mudança na orientação da propagação, sugerindo um estágio posterior da propagação devido à zona sob compressão nas áreas circundando o ponto de contato.

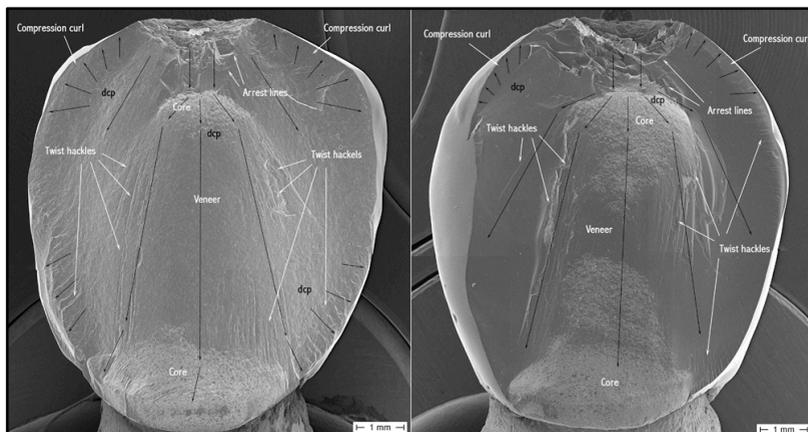


Fig 1. Imagens de MEV da superfície fraturada de coroas que falharam sob compressão. Coroas dos grupos VM9-JAT e LAVA-JAT são mostradas no lado esquerdo e direito, respectivamente. Setas pretas mostram a direção da propagação da trinca (dcp).

Fraturas sob fadiga cíclica

Na Parte 1 deste estudo, 8 coroas de cada grupo experimental foram submetidas à fadiga cíclica em um simulador de mastigação até a fratura. Todas as coroas de todos os grupos experimentais apresentaram lascamento da porcelana como o tipo de fratura. Nenhuma fratura total foi observada.

A morfologia das coroas fraturadas consistiu tipicamente em uma grande faceta de desgaste no centro da cúspide vestibular onde ocorreu o contato, e duas áreas de lascamento por coroa. A maior fratura em lasca geralmente iniciou na região central ou vestibular da faceta de desgaste e envolveu principalmente a superfície vestibular da coroa, ocasionalmente envolvendo as faces proximais. Lascas menores ocorreram na vertente oclusal da cúspide vestibular, na região onde o movimento do antagonista terminou.

Características morfológicas significativamente diferentes foram observadas em coroas lascadas e superfícies de fratura entre os grupos de porcelanas diferentes. Ao contrário, morfologias de coroas e superfícies fraturadas de coroas que tiveram seus copings jateados ou não, foram indistinguíveis.

A primeira diferença perceptível entre as coroas estratificadas com porcelanas diferentes foi a forma das facetas de desgaste produzidas pelas bolas de esteatita antagonistas. Elas continham rastros

produzidos pelo movimento lateral como uma característica em comum, mas enquanto as facetas de desgaste na porcelana VM9 eram côncavas, as facetas de desgaste presente nas coroas estratificadas com Lava Ceram eram claramente mais planas. Ainda, a quantidade de porcelana que foi desgastada antes da lasca ocorrer foi significativamente maior para as coroas estratificadas com VM9. Em algumas coroas do grupo VM9 o antagonista alcançou o coping the zircônia. Pressupondo que ambas as porcelanas e a bola de esteatita desgastam proporcionalmente ao número de ciclos, Lava Ceram pareceu desgastar menos do que a porcelana VM9 durante o mesmo período de tempo, à medida que também aumentou a taxa de desgaste do material antagonista.

Para todos os grupos, radialmente a partir do local de origem das fraturas, *arrest lines* se formaram como resultado de episódios de interrupção da trinca durante os ciclos de carga. *Twist hackles* também foram identificados, muitas vezes partindo do local de origem da fratura e conectando *arrest lines* adjacentes.

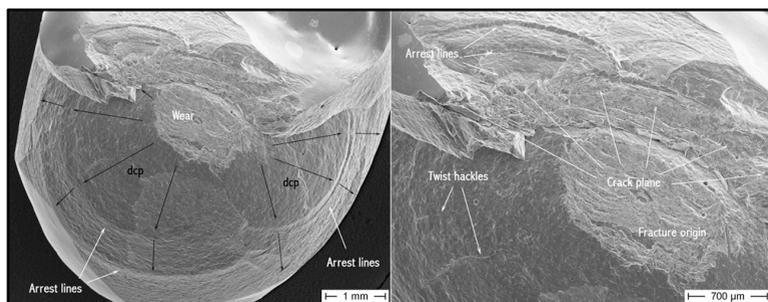


Fig 2. Imagens do MEV da cúspide vestibular de uma coroa lascada do grupo VM9-JAT. A imagem da direita é uma magnificação do local de origem da fratura na imagem da esquerda. Setas pretas indicam a direção da propagação da trinca (dcp).

A diferença mais marcante em relação ao comportamento da trinca entre as coroas estratificadas com VM9 e Lava Ceram foi o curso que a trinca seguiu desde o seu início no local de origem até alcançar a superfície da coroa para resultar em uma lasca. As lascas nas coroas estratificadas com VM9 estenderam-se por uma grande área e, via de regra, a trinca percorreu um plano quase paralelo ao plano na interface, resultando em uma superfície de fratura convexa. Além dessa característica, a trinca estendeu-se sob áreas de porcelana que não lascaram, seguindo o mesmo plano da superfície da fratura que resultou

na lasca. Observe na Fig.2 que a trinca iniciada na faceta de desgaste estende-se sob a porcelana que não lascou.

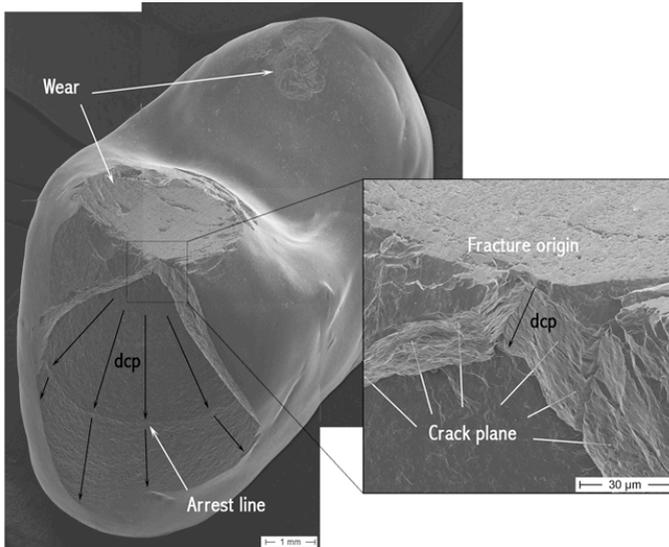


Fig 3. Imagem de MEV de uma coroa lascada do grupo VM9-JAT. O detalhe é uma magnificação do local de origem da trinca. Setas pretas indicam a direção de propagação (dcp).

Em muitas coroas, a trinca propagou a partir do ponto de origem para um plano no interior da porcelana onde refratou e continuou em uma propagação radial. A Fig. 3 mostra uma coroa estratificada com VM9 que ilustra essa descrição, em que a trinca iniciou antes que a faceta de desgaste alcançasse o plano em que a trinca refratou. Uma parte da porcelana da superfície vestibular lascou, mas a parte da cúspide permaneceu aderida apesar da trinca percorrer sob ela.

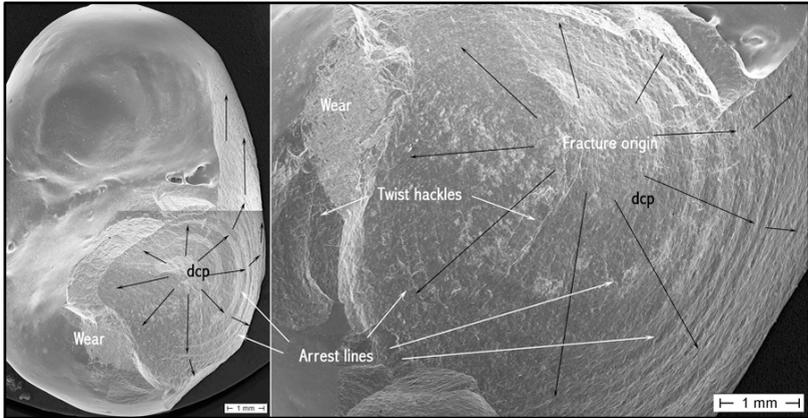


Fig 4. Imagem de MEV de uma coroa lascada do grupo VM9+JAT. A imagem da direita é uma magnificação do local de origem da trinca na imagem da esquerda. Setas pretas indicam a direção de propagação (dcp)- Parte da porcelana formando a faceta de desgaste e o local de origem lascou. Observe como a trinca propagou radialmente a partir do local de origem.

A olho nu, as superfícies fraturadas apresentaram uma aparência esbranquiçada no local de origem ou no local mais profundo da fratura, passando a impressão que o coping de zircônia havia sido exposto. A exposição do coping, no entanto, não foi confirmada após a avaliação das superfícies sob MEV, tanto para as coroas que tiveram seus copings jateados ou não, para ambas as porcelanas. A aparência esbranquiçada era devido à translucidez da porcelana remanescente cobrindo o coping.

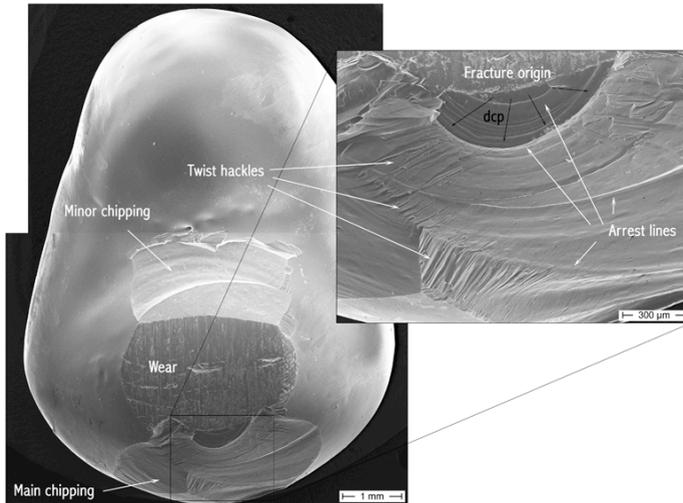


Fig 5. Imagem de MEV de uma coroa fraturada do grupo LAVA+JAT. O detalhe é uma magnificação do local de origem da trinca. Setas pretas indicam a direção de propagação (dcp).

Superfícies fraturadas em coroas estratificadas com Lava Ceram aparentaram mais lisas e brilhantes, como as observadas nas coroas fraturadas sob compressão. O tamanho das lascas em comparação com as coroas estratificadas com VM9 foi significativamente menor, geralmente não envolvendo toda a superfície vestibular. Também, ao contrário do grupo VM9, lascas na porcelana Lava Ceram sob fadiga resultaram em uma superfície plana ou côncava, e planos interiores de deflexão de trincas não foram observados (Figs 5 e 6).

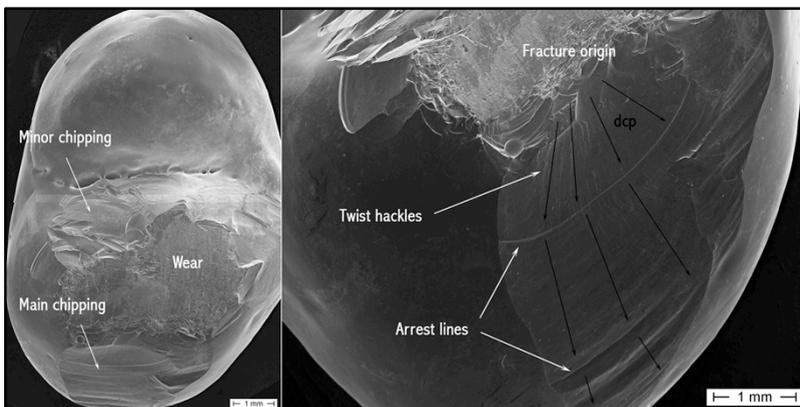


Fig 6. Imagem de MEV de uma coroa lascada do grupo LAVA-JAT. A imagem na direita é uma magnificação angulada do local de origem da trinca na imagem da esquerda. Setas pretas indicam a direção de propagação (dcp).

Discussão

As superfícies das fraturas de coroas que foram testadas sob compressão estática não apresentaram marcas que poderiam indicar a existência de gradientes de estresse residual dentro das camadas de porcelana, ou qualquer diferença entre as porcelanas testadas. O padrão de fratura idêntico das coroas estratificadas com VM9 ou Lava Ceram refletem os resultados de confiabilidade obtidos na Parte 1, os quais mostraram a ausência de diferenças estatísticas nos parâmetros Weibull para as duas combinações de zircônia-porcelana quando testadas sob compressão.

A condição de aplicação da carga em um teste de compressão gera campos de estresse compressivo Hertzianos sob a área de contato e estresse de tração ao redor dela. Em um sistema bifásico como zircônia-porcelana, o campo compressivo compreende toda a espessura da porcelana com o aumento da carga.[2] Qualquer zona sob compressão ou tração pré-existent dentro da porcelana seria submetida a uma grande compressão, e cargas muito altas seriam necessárias para iniciar e manter uma extensão de trinca estável. As profundas trincas em cone observadas sob o ponto de contato é uma evidência desse mecanismo de fratura. A ausência de *arrest lines*, além de logo abaixo do contato, indica que uma alta quantidade de energia foi liberada durante a propagação da trinca, resultando em uma velocidade de trinca elevada. Trincas radiais iniciando na base do coping de zircônia foram

responsáveis pelas fraturas totais de apenas cinco espécimes do grupo VM9.

No teste de fadiga, independentemente da incompatibilidade térmica entre infraestrutura e porcelana, todas as fraturas foram coesivas em porcelana. Lascamento da porcelana também foi o tipo de fratura observada para coroas de zircônia-porcelana em muitos estudos de simulação de fadiga cíclica *in vitro*. [17-19] A similaridade dessas fraturas com as relatadas em ensaios clínicos para próteses de zircônia demonstra que o método de fadiga empregado nesse e em outros estudos obteve sucesso, até certo ponto, em simular as condições encontradas *in vivo*. Aboushelib et al. [4] recuperou trinta e seis coroas e próteses parciais fixas à base de zircônia que fraturaram clinicamente e observou que em 50% dos casos a fratura envolveu apenas a porcelana, iniciando no ponto de contato da superfície oclusal. Utilizando as medidas das dimensões da trinca em conjunto com a teoria da mecânica da fratura, eles estimaram um estresse de falha de 26.8 MPa, metade do estresse necessário para produzir as mesmas fraturas sob condições estáticas. O baixo valor de estresse calculado aliado à ausência de *arrest lines*, nas superfícies fraturadas indicou falha por fadiga, o que corresponde às condições simuladas neste estudo.

Carga cíclica uni-axial de antagonistas esféricos sobre bifases zircônia-porcelana criam trincas cônicas internas e externas como modo de dano predominante. [20-23] Trincas cônicas externas são trincas formadas nos campos de tração que circundam o campo Hertziano compressivo sob o contato. Elas aparecem dentro de poucos ciclos mas não crescem muito. Trincas cônicas internas são mais anguladas e iniciam dentro do campo compressivo sob o contato e levam mais tempo para aparecer. Kim et al. [21] observou a formação de trincas cônicas internas em bifases planas de zircônia-porcelana após ~1000 ciclos, as quais alcançaram a interface entre 50.000 e 100.000 ciclos (200N força; 1.5 Hz; 0.7 mm de espessura de porcelana). Em um estágio inicial, as trincas cônicas internas crescem lentamente devido à constante zona compressiva envolvendo-as a cada ciclo, mas uma vez ultrapassando os limites dessa zona, elas entram em um campo de estresse de tração e propagam rapidamente. [24,25] A adição de um componente de força tangencial através do movimento lateral do antagonista cria trincas cônicas parciais no lado oposto da direção do movimento. O ângulo formado com a superfície é similar ao ângulo formado por trincas cônicas internas (~52°), mas trincas cônicas parciais são mais agressivas e crescem muito mais rápido devido aos estresses de

tração a que são submetidas desde o primeiro ciclo à medida que o antagonista se movimenta.[22,26] Os campos de estresse Hertzianos dinâmicos que se desenvolvem na fadiga cíclica bi-axial sob a força de 200N ficam restritos à subsuperfície e dificilmente se sobreporiam às zonas de estresse residual localizadas dentro da porcelana de 1.4 mm de espessura. Sob essas condições, o curso da trinca e a sua velocidade seriam afetados principalmente pelos estresses residuais dentro da porcelana.

Os danos criados pela fadiga cíclica em materiais friáveis são demonstrados gelamente em superfícies planas, com poucas tentativas de estudo da evolução de trincas em superfícies convexas.[27] Em geometrias do tipo coroa, o modo de fratura é analisado *postmortem* em estruturas recuperadas que falharam em função ou em espécimes submetidos à fadiga cíclica *in vitro*. A aplicação de carga cíclica com movimento lateral de um antagonista esférico sobre a cúspide vestibular gerou trincas cônicas parciais que iniciaram no terço externo da faceta de desgaste, percorrendo um determinado ângulo que culminou no lascamento de parte da porcelana. O movimento lateral de 0.7 mm do antagonista induz um estresse máximo de tração no ponto mais externo da circunferência do cone. Dependendo do estado de estresse da porcelana, a superfície da fratura pode assumir diferentes formas. Nas coroas estratificadas com Lava Ceram, as quais supostamente desenvolveram muito pouco estresse residual térmico devido à pouca diferença de contração térmica com o coping, a fratura assumiu uma superfície plana ao invés de propagar-se em um plano convexo (ver Figs. 5 e 6).

O padrão de fratura observado nas coroas estratificadas com a porcelana VM9 sugere um comportamento de trinca distinto. A trinca catastrófica iniciou na faceta de desgaste e propagou para o interior da porcelana. Em uma determinada profundidade a trinca refratou perpendicularmente à sua direção inicial e propagou radialmente em todas as direções. (ver Fig. 4). Partes da porcelana lascaram, enquanto em outras áreas a porcelana permaneceu aderida (ver Fig. 3) com o plano da fratura continuando abaixo (ver Fig. 2). Após refratar, a propagação da trinca seguiu um plano paralelo à interface, resultando em uma superfície convexa. O padrão de fratura acima descrito encaixaria-se em um cenário em que uma zona sob tração estivesse presente dentro da porcelana próximo da interface circunscurevendo o coping. A alta incompatibilidade térmica da porcelana VM9 com a infraestrutura possivelmente resultaria em uma zona interna sob tração que facilitaria a propagação da trinca assim que a trinca cônica parcial

alcançasse o seu plano. Uma vez que a resistência à propagação da trinca dentro da zona sob tração foi menor, a trinca propagou radialmente através dessa zona seguindo a curvatura da coroa. Dentro de uma porcelana com um CET mais próximo ao da infraestrutura, como foi o caso de Lava Ceram, uma zona interna sob tração dificilmente formaria, e trincas encontrariam mais resistência à propagação. O tempo de vida significativamente maior observado para coroas estratificadas com Lava Ceram na Parte 1 parecem dar suporte aos achados fractográficos.

Para as coroas fraturadas sob fadiga, a análise das superfícies fraturadas revelou a inexistência de exposição do coping, independentemente do tipo de tratamento de superfície (jateamento ou não). Em coroas que apresentaram uma aparência esbranquiçada após a fratura, a análise microscópica revelou uma fina camada de porcelana recobrando o coping. A zircônia foi exposta apenas em coroas fraturadas sob compressão. Mesmo assim, a interface não foi o plano mais fraco, uma vez que remanescentes de porcelana cobriram uma grande parte do coping. A rugosidade e o conteúdo de fase na superfície parecem não afetar a qualidade da adesão entre zircônia e porcelana, especialmente para o tipo de fratura relevante clinicamente.

Conclusões

Este estudo estabeleceu padrões de fratura para próteses à base de zircônia contendo incompatibilidades térmicas altas ou baixas, os quais poderiam ser utilizadas como referência para futuras análises fractográficas em restaurações cerâmicas recuperadas para determinar a causa da fratura.

Considerações

Este estudo foi patrocinado pela Associação da Indústria Dental Alemã (Verband der deutschen Dentalindustrie). Os autores gostariam de expressar a sua gratidão a Gudrun Amberger pelo extenso trabalho em microscopia.

Referências

[1]. Mecholsky JJ, Jr. Fractography: determining the sites of fracture initiation. Dent Mater 1995;11:113-6.

- [2]. Aboushelib MN, de Jager N, Kleverlaan CJ, Feilzer AJ. Effect of loading method on the fracture mechanics of two layered all-ceramic restorative systems. *Dent Mater* 2007;23:952-9.
- [3]. Aboushelib MN, Feilzer AJ, de Jager N, Kleverlaan CJ. Prestresses in bilayered all-ceramic restorations. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater* 2008;87:139-45.
- [4]. Aboushelib MN, Feilzer AJ, Kleverlaan CJ. Bridging the gap between clinical failure and laboratory fracture strength tests using a fractographic approach. *Dent Mater* 2009;25:383-91.
- [5]. Scherrer SS, Kelly JR, Quinn GD, Xu K. Fracture toughness (K_{Ic}) of a dental porcelain determined by fractographic analysis. *Dent Mater* 1999;15:342-8.
- [6]. Taskonak B, Griggs JA, Mecholsky JJ, Jr., Yan JH. Analysis of subcritical crack growth in dental ceramics using fracture mechanics and fractography. *Dent Mater* 2008;24:700-7.
- [7]. Taskonak B, Mecholsky JJ, Jr., Anusavice KJ. Fracture surface analysis of clinically failed fixed partial dentures. *J Dent Res* 2006;85:277-81.
- [8]. Lohbauer U, Amberger G, Quinn GD, Scherrer SS. Fractographic analysis of a dental zirconia framework: a case study on design issues. *J Mech Behav Biomed Mater* 2010;3:623-9.
- [9]. Scherrer SS, Quinn GD, Quinn JB. Fractographic failure analysis of a Procera AllCeram crown using stereo and scanning electron microscopy. *Dent Mater* 2008;24:1107-13.
- [10]. Scherrer SS, Quinn JB, Quinn GD, Wiskott HW. Fractographic ceramic failure analysis using the replica technique. *Dent Mater* 2007;23:1397-404.
- [11]. Quinn JB, Quinn GD, Kelly JR, Scherrer SS. Fractographic analyses of three ceramic whole crown restoration failures. *Dent Mater* 2005;21:920-9.
- [12]. DeHoff PH, Anusavice KJ, Vontivillu SB. Analysis of tempering stresses in metal-ceramic disks. *J Dent Res* 1996;75:743-51.
- [13]. Anunmana C, Anusavice KJ, Mecholsky JJ, Jr. Residual stress in glass: indentation crack and fractography approaches. *Dent Mater* 2009;25:1453-8.
- [14]. Taskonak B, Mecholsky JJ, Jr., Anusavice KJ. Residual stresses in bilayer dental ceramics. *Biomaterials* 2005;26:3235-41.
- [15]. Soares Jr PC, Lepienski CM. Residual stress determination on lithium disilicate glass-ceramic by nanoindentation. *Journal of Non-Crystalline Solids* 2004;348:139-43.

- [16]. C1322-05a. A. Standard practice for fractography and characterization of fracture origins in advanced ceramics. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2005.
- [17]. Coelho PG, Bonfante EA, Silva NR, Rekow ED, Thompson VP. Laboratory simulation of Y-TZP all-ceramic crown clinical failures. *J Dent Res* 2009;88:382-6.
- [18]. Coelho PG, Silva NR, Bonfante EA, Guess PC, Rekow ED, Thompson VP. Fatigue testing of two porcelain-zirconia all-ceramic crown systems. *Dent Mater* 2009;25:1122-7.
- [19]. Rosentritt M, Steiger D, Behr M, Handel G, Kolbeck C. Influence of substructure design and spacer settings on the in vitro performance of molar zirconia crowns. *J Dent* 2009;37:978-83.
- [20]. Bonfante EA, Coelho PG, Guess PC, Thompson VP, Silva NR. Fatigue and damage accumulation of veneer porcelain pressed on Y-TZP. *J Dent* 2010;38:318-24.
- [21]. Kim B, Zhang Y, Pines M, Thompson VP. Fracture of porcelain-veneered structures in fatigue. *J Dent Res* 2007;86:142-6.
- [22]. Kim JW, Kim JH, Thompson VP, Zhang Y. Sliding contact fatigue damage in layered ceramic structures. *J Dent Res* 2007;86:1046-50.
- [23]. Santana T, Zhang Y, Guess P, Thompson VP, Rekow ED, Silva NR. Off-axis sliding contact reliability and failure modes of veneered alumina and zirconia. *Dent Mater* 2009;25:892-8.
- [24]. Zhang Y, Song JK, Lawn BR. Deep-penetrating conical cracks in brittle layers from hydraulic cyclic contact. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater* 2005;73:186-93.
- [25]. Zhang Y, Bhowmick S, Lawn BR. Competing fracture modes in brittle materials subjected to concentrated cyclic loading in liquid environments: monoliths. *J Mater Res* 2005;20:2021-9.
- [26]. Kim JH, Kim JW, Myoung SW, Pines M, Zhang Y. Damage maps for layered ceramics under simulated mastication. *J Dent Res* 2008;87:671-5.
- [27]. Qasim T, Bush MB, Hu X, Lawn BR. Contact damage in brittle coating layers: influence of surface curvature. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater* 2005;73:179-85.

4 ARTIGO 3

Estudo de fatores associados ao lascamento de coroas de zircônia. Parte 3: Mensuração de estresses residuais por fotoelasticidade

Renan Belli¹, Sylvio Monteiro Jr.¹, Luiz N. Baratieri¹

¹ Departamento de Odontologia, Centro de Ciências da Saúde,
Universidade Federal de Santa Catarina, Brasil

*** Para correspondência:**

Renan Belli, DDS, MS
Federal University of Santa Catarina
Centro de Ciências da Saúde, Campus Universitário
Departamento de Odontologia, Disciplina de Dentística
Florianópolis, Brazil
Tel./Fax.: +55 48 3721 9880
e-mail: renanbelli@yahoo.com.br

Resumo

Objetivos. Esta é a terceira parte de uma investigação de três partes e pretende avaliar a distribuição e a magnitude dos estresses residuais dentro da camada de porcelana de coroas de zircônia-porcelana como as utilizadas na Parte 1 desta série.

Métodos. Doze coroas de zircônia-porcelana, como as fabricadas para a Parte 1 desta série foram utilizadas neste estudo. Zircônia copings usinados a partir de blocos pré-sinterizados YZ Cubes (VITA Zahnfabrik; CET: $\alpha_{\text{zircônia}}=10.5 \text{ ppm}/^{\circ}\text{C}$) foram estratificados utilizando duas porcelanas (VM9, VITA Zahnfabrik, CET: $\alpha_{\text{vm9}}=9.1 \text{ ppm}/^{\circ}\text{C}$; LAVA Ceram, 3M ESPE, CET: $\alpha_{\text{lava}}=10.2 \text{ ppm}/^{\circ}\text{C}$) de modo a resultar em uma diferença de contração térmica alta (+1.4 ppm/ $^{\circ}\text{C}$ com VM9) ou baixa (+0.3 ppm/ $^{\circ}\text{C}$ com LAVA Ceram). As porcelanas foram aplicadas pelo mesmo operador e sinterizadas (VITA Vacumat 4000) de acordo com os ciclos de queima definidos pelos fabricantes até uma espessura final de 1.4 mm (espessura total da coroa = 2.1 mm; relação coping/porcelana = 0.5). Ao contrário da Parte 1, apenas a porcelana de esmalte foi utilizada para fabricar as coroas neste estudo. Metade das coroas de cada porcelana foram resfriadas a partir da temperatura final de sinterização seguindo um protocolo de Resfriamento Rápido (porta do forno 100% aberta) ou um protocolo de Resfriamento Lento (porta do forno 10% aberta) (n=3). Utilizando um disco diamantado (Buehler, 0.3 mm de espessura) sob irrigação com água, fatias de 1.05 mm de espessura foram seccionadas do centro de cada coroa e polidas em lixas de SiC até #4000 para alcançar uma espessura final de 1.0 mm (± 0.02 mm). A distribuição e a magnitude de estresses residuais nos espécimes foram determinadas pela mensuração do atraso entre as ondas de luz após a transiluminação com luz polarizada em um polarímetro digital (StrainMatic M4-021, ilis GbmH).

Resultados. A distribuição espacial e a magnitude dos estresses residuais foram significativamente diferentes entre as coroas estratificadas com porcelanas diferentes. Coroas estratificadas com Lava Ceram apresentaram baixos níveis de estresse residual, enquanto as coroas estratificadas com VM9 apresentaram altos níveis de estresse concentrados na porcelana próximo à interface percorrendo todo o coping. O resfriamento rápido concentrou os estresses na concavidade oclusal da porcelana Lava Ceram, e o resfriamento lento o distribuiu ao longo da interface. Dentro da porcelana VM9, os estresses concentraram-se na mesma área, independentemente da taxa de

resfriamento, mas estresses pouco mais elevados foram medidos para coroas resfriadas rapidamente.

Significância. A incompatibilidade térmica entre zircônia e porcelana demonstrou afetar o desenvolvimento de estresses residuais na porcelana significativamente. A taxa de resfriamento aumentou o estresse máximo para o sistema mais incompatível, enquanto para o sistema de maior compatibilidade, a taxa de resfriamento pareceu ter maior influência na distribuição dos estresses.

Introdução

Fases cristalinas, mecanismos de reforço induzidos por estresse e estresses residuais são os principais fatores que influenciam o comportamento da trinca em cerâmicas monolíticas e substratos recobertos por porcelana. Zonas sob tração dentro de uma cerâmica facilitam a extensão da trinca devido à baixa energia necessária para o seu crescimento. Por outro lado, zonas sob compressão possuem átomos sendo pressionados uns contra os outros, o que aumenta a energia necessária para quebrar suas uniões; trincas com baixa energia paralisam ou refratam para outro plano. Em próteses cerâmicas, estresses residuais de tração e compressão gerados durante a fabricação podem aumentar ou diminuir o seu tempo de vida como uma influência direta na resistência à formação/propagação de trincas induzidas por contato.

De maneira geral, os estresses residuais resultantes em próteses bifásicas são uma sobreposição de estresses gerados durante o resfriamento e estresses gerados a partir da diferença entre os coeficientes de expansão térmica (CET) da infraestrutura e da porcelana ($\Delta\alpha$). DeHoff e Anusavice [1] encontraram para sistemas metalocerâmicos, uma correlação razoável entre a mensuração da deflexão e a solução de análises viscoelásticas demonstrando que diferenças de CET positivas ($\alpha_{\text{infraestrutura}} > \alpha_{\text{porcelana}} = +\Delta\alpha$) e negativas ($\alpha_{\text{infraestrutura}} < \alpha_{\text{porcelana}} = -\Delta\alpha$) resultam em estresses de compressão e de tração na interface, respectivamente. Para $-\Delta\alpha$, a maior contração volumétrica da porcelana durante o resfriamento pode causar fraturas espontâneas.[2] Em um cenário $+\Delta\alpha$, enquanto a infraestrutura induz compressão à porcelana na interface, estresses de tração desenvolvem-se na superfície.[1,3] Para $+\Delta\alpha$ baixos, os estresses compressivos induzidos na porcelana assumem um papel de reforço,[4,5] mas o mesmo não acontece para $+\Delta\alpha$ muito altos. Um aumento de $\Delta\alpha$ a partir de $+0.7$ para $+2.3$ ppm/ $^{\circ}\text{C}$ causou fraturas tardias em pontes e espécimes semicirculares metalocerâmicos,[6] indicando a possível existência de limite de incompatibilidade para a instabilidade mecânica.

No entanto, a incompatibilidade térmica nem sempre é um parâmetro preditivo de distribuições de estresses residuais. Alterações na taxa de resfriamento (de lenta a rápida e forçada) podem modificar os gradientes de estresse através da espessura da porcelana independentemente do grau de $\Delta\alpha$. [2] Para uma barra de porcelana pura, estresses residuais gerados durante o resfriamento assumem um perfil parabólico, com estresses de compressão na superfície e estresses de tração concentrados no interior.[7,8] Com o aumento da taxa de

resfriamento, o ângulo de curvatura da parábola aumenta analogamente à magnitude dos estresses. Em sistemas bifásicos, as propriedades térmicas (condutividade térmica, calor específico) e a densidade do material da infraestrutura influenciam o fluxo de calor e os perfis de temperatura dentro de ambos os materiais. Asaoka et al. [7] calcularam para um disco de porcelana de 2 mm de espessura resfriado em temperatura ambiente (resfriamento rápido), estresses de compressão de -21 MPa na superfície, e estresses de tração de +11 MPa no interior. Esses valores aumentaram para -86 MPa e +43 MPa quando os espécimes sofreram resfriamento forçado (jato de ar). Em espécimes de porcelana opaca-porcelana de corpo com incompatibilidades térmicas variadas, resfriamentos rápido e forçado resultaram em estresses de compressão na superfície, enquanto espécimes resfriados lentamente apresentaram estresses de tração na superfície para condições $+\Delta\alpha$. [2] Diferentemente, para um disco metalo-cerâmico com 2 mm de porcelana e 0.3 mm de infraestrutura, DeHoff et al. [9] encontraram estresses de tração na superfície para ambos os protocolos de resfriamento lento e rápido. (+12 MPa para uma incompatibilidade de +1.2 ppm/°C). Resfriamento rápido resultou em estresses compressivos altos na superfície (-70 MPa), mas também altos estresses de tração no interior (+75 MPa) e na interface (+25 MPa). Os perfis de estresse residual geralmente mantém uma boa correlação com os perfis de gradiente térmico, e temperaturas mais altas na interface devido à maior condutividade térmica da infraestrutura metálica parecem ter um maior impacto nos gradientes de estresse para protocolos de resfriamento mais rápidos.

Utilizando um modelo matemático, Swain [10] demonstrou para sistemas de zircônia-porcelana que a baixa difusividade térmica da infraestrutura, em comparação com ligas metálicas e outras cerâmicas, resulta em temperaturas mais altas na interface durante o resfriamento. Teoricamente, essa diferença de temperatura cria estresses residuais mais altos para resfriamentos mais rápidos devido ao estado menos relaxado da porcelana à medida que a temperatura atravessa o intervalo da temperatura de transição vítrea (T_g). Em elevadas relações de espessura infraestrutura/porcelana os estresses são ainda maiores, e o pico de temperatura é deslocado para o plano interno da porcelana. [10,11] Essas condições colocam as próteses à base de zircônia sob elevado risco de lascamento da porcelana, e a alta incidência de lascamento relatados em ensaios clínicos parecem dar suporte às simulações analíticas. [12,13]

Os dados disponíveis de magnitude e distribuição espacial de estresses residuais em bifases zircônia-porcelana foram, de modo geral, derivados de modelos matemáticos e simulações em elementos finitos, ou mensurados utilizando geometrias simples.[10,11,14-17] Um maior entendimento do fenômeno de lascamento nas próteses à base de zircônia poderia beneficiar-se de dados de estresse baseados em geometrias clinicamente relevantes.

Há diversas maneiras de mensurar estresses residuais em vidros e cerâmicas, desde técnicas destrutivas de indentação e perfuração a métodos interferométricos, ultrasônicos e óticos não-destrutivos. Os métodos comumente utilizados para estudar cerâmicas dentais são baseados na mensuração de trincas geradas por indentação, como a indentação Vickers. No entanto, a distância necessária entre indentações diminui a resolução linear de gradientes de estresse em espécimes diminutos. Técnicas de nanoindentação poderiam aumentar a resolução global já que é possível obter mais mensurações por unidade de área, mas fases secundárias e campos localizados de estresse envolvendo cristais poderiam influenciar os resultados.[18]

A mensuração da birrefringência é amplamente utilizada pela indústria ótica para detectar e quantificar estresses residuais em componentes vítreos (como lentes e prismas) que poderiam afetar suas funções. Modernos sistemas de imagem permitem, com acurácia e reproduzibilidade, mensurar automaticamente a distribuição espacial, orientação e magnitude de estresses em amostras diminutas com alta resolução. A *birrefringência*, ou *dupla refração*, é mensurada com base no princípio da fotoelasticidade e resulta do retardo da luz polarizada através de um material translúcido com densidade heterogênea. Vidros e cerâmicas livres de estresse são opticamente isotrópicos, mas estresses mecânicos ou residuais fazem com que as duas ondas decompostas da onda de luz polarizada original sigam uma orientação paralela ao dos vetores do estresse principal (σ_1 , σ_2). Isso é acompanhado por um retardo de fase entre essas ondas, as quais, caso contrário, viajariam na mesma velocidade. Velocidades de onda diferentes em materiais birrefringentes resultam em dois índices de refração (n_1 , n_2). O retardo (δ) entre ondas pode ser expresso por $\delta = \Delta n \cdot t$, onde t é a espessura do material. De acordo com a Lei do Estresse-Óptico, a diferenças entre os índices de refração é proporcional à diferença entre os estresses principais, dado por:

$$\Delta n = C(\sigma_1 - \sigma_2) \quad (1)$$

onde C é o coeficiente fotoelástico, específico para cada material. O estresse pode então ser calculado de acordo com a seguinte equação:

$$\sigma = \frac{\delta}{t \cdot C} \quad (2)$$

Este estudo objetiva mensurar a distribuição espacial e a magnitude dos estresses residuais na porcelana de coroas de zircônia-porcelana com incompatibilidades térmicas diferentes e resfriadas em velocidades diferentes. Posteriormente, esperamos relacionar esses dados com os resultados de confiabilidade obtidos na Parte 1 e com os padrões fractográficos observados na Parte 2.

Materiais e Métodos

Fabricação dos espécimes

Doze coroas de zircônia-porcelana de pré-molares superiores foram fabricadas como na Parte 1 desta série. Brevemente, um premolar humano intacto foi preparado para uma coroa total cerâmica e escaneado (Cerec3 Inlab, Sirona, Germany) para a construção digital do coping. Policristais de Zircônia Tetragonal estabilizada por Ítrio (Y-TZP) em blocos pré-sinterizados (YZ Cubes, VITA Zahnfabrik, Bad Säckingen, Alemanha; Lote 30820; CET: $\alpha = 10.5$ ppm/°C) foram usinados (Cerec3 Inlab) e sinterizados a uma temperatura final de 1530 °C por 2 h para produzir copings de 0.7 mm de espessura.

Os copings foram estratificados utilizando duas porcelanas diferentes (VM9, VITA Zahnfabrik, CET: $\alpha_{vm9} = 9.1$ ppm/°C; LAVA Ceram 3M ESPE, CET: $\alpha_{lava} = 10.2$ ppm/°C) para criar com a zircônia uma incompatibilidade térmica alta ou baixa ($\Delta\alpha = +1.4$ ppm/°C com VM9 e $\Delta\alpha = +0.3$ ppm/°C com Lava Ceram). As porcelanas foram aplicadas por um único operador utilizando apenas o pó de esmalte (EL1 para VM9, lote 19469; EA1 para Lava Ceram, lote 8790D), de modo a obter uma translucidez homogênea por toda a espessura da porcelana. Após a queima de esmalte, a espessura das coroas foi verificada com um especímetro e desgastada com uma broca diamantada superfina sob irrigação com água até as espessuras de 2.1 mm (cúspide)

e 1.7 mm (superfície vestibular) se necessário. Na cúspide vestibular, a relação coping/porcelana foi de 0.5. A última queima foi uma queima de glaze (sem glaze), sendo que todas as queimas seguiram as instruções dos fabricantes. Após o término da queima de glaze, as coroas foram resfriadas seguindo um programa rápido ou lento. O resfriamento rápido consistiu da imediata abertura da porta do forno (Vacumal 4000, VITA Zahnfabrik) após o término do programa, expondo as coroas ao ar em temperatura ambiente ($\sim 23\text{ }^{\circ}\text{C}$). No programa de resfriamento lento a porta do forno abriu apenas 10% ao fim do término da queima, abrindo totalmente após a temperatura atingir $200\text{ }^{\circ}\text{C}$. As coroas de cada grupo foram sinterizadas juntas durante a última queima ($n=3$).

As coroas foram montadas em uma máquina de corte (Isomet, Buehler, USA) e fatias de 1.05 mm de espessura foram cortadas do centro de cada coroa com um disco de cobre diamantado (Buehler, USA) sob irrigação com água. A Fig. 1a ilustra o aspecto das coroas após o corte. Em seguida as fatias foram polidas à mão utilizando uma sequência decrescente de lixas de SiC (Buehler, USA), da granulação #600 até #4000, em água. Durante o polimento as fatias foram constantemente medidas com um paquímetro digital de modo a obter uma espessura final de $1.0 \pm 0.02\text{ mm}$.

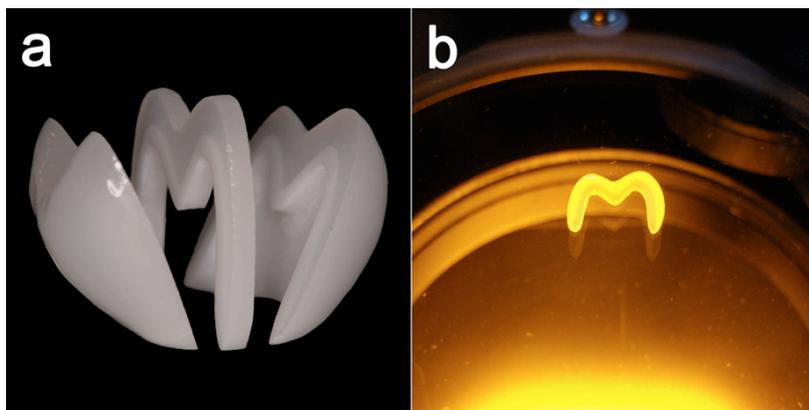


Figura 1. (a) Dois cortes paralelos foram feitos longitudinalmente pelo centro do plano oclusal das coroas para obter fatias de $\sim 1.0\text{ mm}$. (b) Um espécime é iluminado com luz polarizada para a mensuração do estresse de birrefringência.

Mensuração do estresse de birrefringência

Para medir a magnitude e a distribuição espacial dos estresses residuais através da mensuração da birrefringência, um equipamento de mensuração automático foi utilizado (StainMatic M4-021, ilis gmbh, Germany), o qual consiste de um polarímetro conectado a um computador que analisa os dados utilizando um software (StrainAnalyser, ilis gmbh, Alemanha). O polarímetro é composto por uma fonte de luz, um detector, dois polarizadores e uma lente de $\frac{1}{4}$ de onda. Quando uma luz polarizada linear é transmitida através de um material isotrópico, o campo vetorial resultante é um círculo. Mas quando a luz polarizada atravessa um material birrefringente, o retardo de fase forma uma elipse. Pela determinação da relação entre os eixos da elipse pode-se calcular o retardo.[19] A lente de $\frac{1}{4}$ de onda, colocado entre o espécime e o segundo polarizador converte a elipse de volta em luz polarizada linear. O ângulo da elipse é determinado pela rotação do segundo polarizador. O retardo, em nm, é calculado por:

$$\delta = \frac{\alpha \cdot \lambda}{180^\circ} \quad (3)$$

onde α é o ângulo de rotação do segundo polarizador e λ é o comprimento de onda em nm (neste estudo $\lambda=587$ nm). Uma vez que o uso da lente de $\frac{1}{4}$ de onda permite apenas a mensuração dos estresses orientados a 45° do polarizador, o sistema ótico rotaciona os polarizadores e a lente de $\frac{1}{4}$ de onda ao invés de rotacionar o espécime, de modo que a birrefringência de ângulos diferentes do polarizador seja mensurada.[19] O software combina as imagens das diferentes posições para formar uma imagem final da distribuição dos estresses no espécime.

Resultados

As Figs. 2 e 3 mostram as imagens da distribuição espacial e magnitude do estresse residual para Lava Ceram e VM9, respectivamente. Na esquerda estão ilustrados os espécimes que foram resfriados rapidamente, e na direita os espécimes que foram resfriados lentamente.

Devido à baixa translucidez da zircônia, o coping aparece em cinza escuro e as porcelanas coloridas. Os gradientes de cor referem à intensidade do retardo da luz polarizada em nm, de azul escuro (baixo retardo) ao vermelho (alto retardo) seguindo a escala em nm abaixo de

cada imagem. Na mesma escala de cor estão descritas as porcentagens de cada intervalo de retardo. A intensidade do retardo é proporcional à magnitude do estresse residual, sendo que os gradientes de cor devem ser interpretados como gradientes de estresse. Portanto, tons de azul descrevem baixos estresses, enquanto estresses altos são mostrados em vermelho. Tons de verde e amarelo referem aos valores intermediários entre azul e vermelho.

Para mostrar gradientes de estresse mais representativos para cada porcelana, a escala de retardo foi alterada para 0 – 20 nm para Lava Ceram, e para 0 – 50 nm para VM9. Devido a isso, áreas azuis na porcelana Lava Ceram representam retardos na ordem de 0 – 8 nm, enquanto na porcelana VM9 o mesmo intervalo equivale a retardos entre 0 – 20 nm. Portanto, interpretações devem ser baseadas na escala observada abaixo de cada imagem.

As imagens mostram uma diferença significativa na magnitude e distribuição espacial de estresses residuais entre coroas estratificadas com Lava Ceram e VM9. A taxa de resfriamento apresentou menor efeito na distribuição e magnitude dos estresses. De maneira geral, os estresses gerados dentro da porcelana Lava Ceram foram muito baixos, mas tenderam a concentrar-se na concavidade oclusal para os espécimes resfriados rapidamente, e ao longo da interface para espécimes resfriados lentamente. Para a porcelana VM9, a magnitude dos estresses aumentou da superfície em direção ao interior, com o estresse máximo localizado próximo à interface. Nenhuma diferença entre taxas de resfriamento pode ser observada quanto à distribuição dos estresses, mas estresses levemente maiores foram registrados para as coroas resfriadas rapidamente. Perfis de retardo (retardo vs. distância da superfície) na região da cúspide vestibular para ambas as porcelanas são mostrados nas Figs 3 e 5.

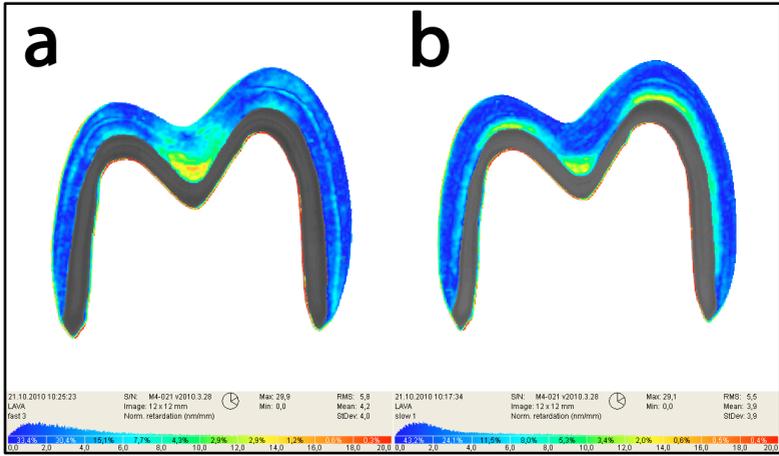


Figura 2. Imagem de fatias de coroas estratificadas com Lava Ceram. A área cinza representa o coping de zircônia. A magnitude e a distribuição espacial dos estresses são representados por gradientes de cor como reflexo da intensidade do retardo (em nm). A imagem da esquerda representa uma coroa resfriada rapidamente. A imagem da direita representa uma coroa resfriada lentamente. A escala abaixo das imagens descreve a representação do retardo em cores, de 0 a 20 nm.

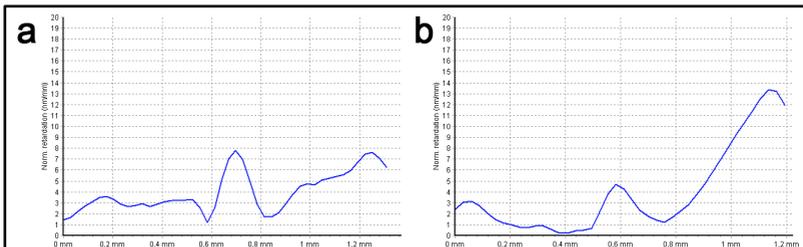


Figura 3. Perfis de retardo na região da cúspide vestibular de coroas estratificadas com Lava Ceram. (a) Resfriamento rápido. (b) resfriamento lento. O eixo x aumenta com a distancia da superfície.

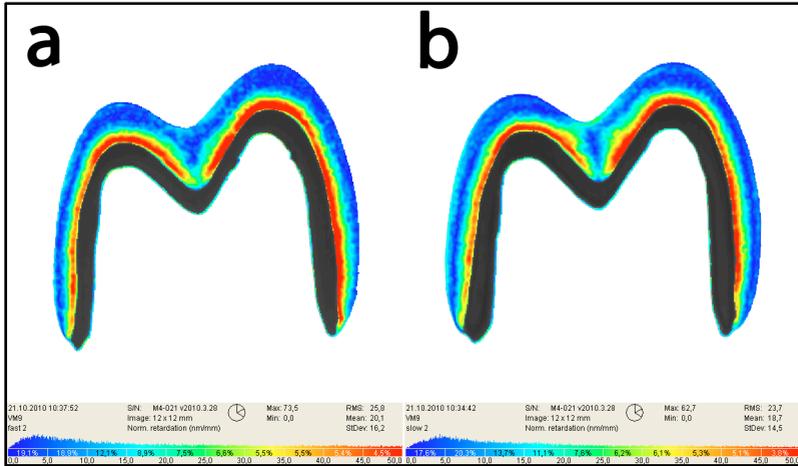


Figura 4. Imagem de fatias de coroas estratificadas com VM9. A área cinza representa o coping de zircônia. A magnitude e a distribuição espacial dos estresses são representados por gradientes de cor como reflexo da intensidade do retardo (em nm). A imagem da esquerda representa uma coroa resfriada rapidamente. A imagem da direita representa uma coroa resfriada lentamente. A escala abaixo das imagens descreve a representação do retardo em cores, de 0 a 50 nm.

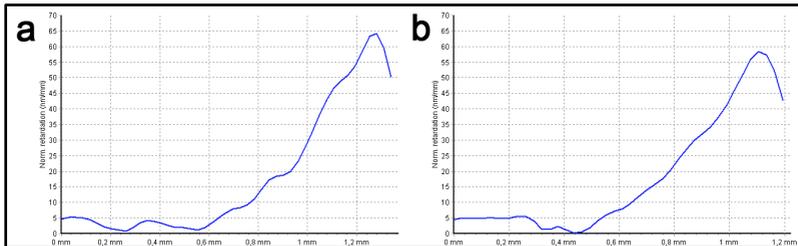


Figura 5. Perfis de retardo na região da cúspide vestibular de coroas estratificadas com VM9. (a) Resfriamento rápido. (b) resfriamento lento. O eixo x aumenta com a distancia da superfície.

Discussão

A quantificação do retardo da luz polarizada em espécimes finos de porcelana na resolução obtida mostrou-se apropriada para mensurar gradientes de estresse residual resultantes da incompatibilidade térmica e da velocidade de resfriamento em geometrias do tipo coroa. Agora, dados de tentativas prévias de mensurar e estimar a magnitude e a

distribuição espacial de estresses residuais em porcelanas de sistemas bifásicos podem ser comparados em direção a um melhor entendimento do processo de lascamento de próteses de zircônia-porcelana.

Os gradientes de cor nas Figs. 2 e 4 dão a distribuição e a magnitude dos estresses em uma escala de cor, de baixa (azul escuro) à alta (vermelho) intensidade de retardo. Nas Figs. 3 e 5, gradientes de retardo são mostrados através da espessura da porcelana na cúspide vestibular para ambas as porcelanas e taxas de resfriamento. No entanto, uma vez que o retardo é uma medida da relação entre os eixos da elipse resultante do atraso entre as fases das ondas de luz polarizada, o retardo é classificado em cores pelo software, mas os gradientes de cor não distinguem entre estresses de tração ou compressão, apenas refletem a sua magnitude. Portanto, qualquer retardo mensurado deve ser interpretado tanto como tração ou compressão. Essa é a razão pela qual os gráficos das Figs. 3 e 5 mostram apenas valores positivos, mas decréscimos repentinos em direção ao eixo x podem representar ponto de inflexão para campos de estresse diferentes.

Nos gráficos de Lava Ceram dois nítidos pontos de inflexão podem ser observados, dividindo a espessura da porcelana em 3 zonas de estresse (Fig. 3). Para as coroas resfriadas rapidamente, um ponto está localizado em torno de 0.4 – 0.6 mm da superfície, e o outro a 0.8 mm. Isso cria um faixa de estresse diferente com 0.2 – 0.4 mm de espessura no interior da porcelana orientada paralelamente à superfície. Essa faixa é representada na Fig. 2a como uma faixa azul clara separando duas faixas azul escuro mais espessas. Na Fig. 2b essa divisão não é tão óbvia devido à maior intensidade do estresse na faixa próxima à interface. Para a porcelana VM9, apenas um ponto de inflexão está presente a 0.4 mm da superfície, dividindo a espessura da porcelana em duas zonas de estresse. Na Fig. 3a e 3b, se o primeiro e o terceiro segmento, ou apenas o segmento intermediário, fossem invertidos para o eixo y negativo, obter-se-ia uma parábola com o vértice localizado no pico do segmento intermediário. Invertendo um dos segmentos dos gráficos nas Figs. 5a e 5b, obter-se-ia também uma parábola com o vértice localizado perto da interface.

O foco da questão passa então a ser: quais segmentos de estresse são de tração e quais são de compressão? Os dados de confiabilidade obtidos na Parte 1, na qual as coroas estratificadas com VM9 ou Lava Ceram (apenas resfriadas rapidamente) foram submetidas à fadiga cíclica, demonstraram um tempo de vida estatisticamente maior para as coroas estratificadas com Lava Ceram. Na Parte 2, a análise fractográfica demonstrou padrões de fratura distintos entre os dois

grupos de porcelana. As superfícies de fratura na porcelana Lava Ceram apresentaram tamanho pequeno e topografia plana, enquanto na porcelana VM9 o curso da trinca mostrou ter se propagado verticalmente a partir do ponto de contato em direção ao interior da porcelana, refratando em uma direção perpendicular para continuar paralelamente à interface, resultando em uma superfície de fratura convexa. Correlações entre os achados das Parte 1 e 2 com as distribuições de estresse encontrados neste estudo, criam bases para supor que a alta concentração de estresses próximo à interface da porcelana VM9 seja de tração, com a superfície sob leve compressão. Essa suposição, no entanto, encontra discórdias no entendimento convencional acerca de gradientes de estresse em sistemas bifásicos.

DeHoff et al. [9] encontraram estresses de tração gerados na superfície e estresses de compressão próximo à interface para ambos os protocolos de resfriamento rápido e lento em discos metalo-cerâmicos com valores variados de $+\Delta\alpha$. Em barras metalo-cerâmicas com incompatibilidades variando de +0.2 a +2.2 ppm/ $^{\circ}\text{C}$, estresses de tração e compressão foram calculados na superfície e próximo à interface, respectivamente.[3] Os mesmos gradientes de estresse fora observados para barras metalo-cerâmicas em outro estudo.[1] Taskonak et al. [16] submetaram discos de zircônia-Lava Ceram (relação zircônia/porcelana de 0.6) a protocolos rápidos e lentos de resfriamento e calculou os estresses residuais na superfície baseado em dados de resistência flexural biaxial. Resfriamento rápido desenvolveu estresses de compressão na superfície, enquanto estresses de tração foram calculados para o resfriamento lento. Simulações em elementos finitos (EF) conduzidos por Aboushelib et al. [20] para barras de zircônia-porcelana resultaram em estresses residuais de compressão de -42.8 MPa na interface para uma incompatibilidade de +1.3 ppm/ $^{\circ}\text{C}$ e -16.1 MPa para a combinação zircônia-Lava Ceram. Uma porcelana experimental com o mesmo CET que a zircônia resultou em nenhum estresse residual e maior resistência à flexão. Na superfície de bifases de zircônia-porcelana com +1.0 ppm/ $^{\circ}\text{C}$ de incompatibilidade, Swain [10] calculou estresses compressivos para taxas de resfriamento de 10 e 50 $^{\circ}\text{C s}^{-1}$. Para o protocolo mais rápido e para camadas de porcelana mais espessas (relação infraestrutura/porcelana de 0.33), devido à baixa difusividade da zircônia, estresses de tração elevados foram calculados dentro da porcelana, o que colocou a superfície sob elevada compressão. Para uma relação zircônia/porcelana de 1, estresses de compressão foram calculados para toda a espessura da porcelana, com maior magnitude na

interface. Recentemente, Mainjot et al. [15] mensuraram o gradiente de estresse residual em um disco de 1 mm de zircônia e 2 mm de porcelana VM9 pela deformação das bordas de um furo durante a perfuração utilizando sensores de deslocamento. Eles relataram um perfil de estresse parabólico com estresses de compressão elevados na superfície (-96 MPa), e no ponto mais profundo mensurado (-40 MPa a 1.3 mm da superfície), com um pequeno pico de estresse de tração (+4 MPa) a cerca de 0.5 mm from da superfície.

Esses estudos apresentam um tendência de estresses de compressão sendo gerados na porcelana próximo à infraestrutura em sistema metalo-cerâmicos e de zircônia-porcelana para protocolos de resfriamento exceto de resfriamento forçado, ao invés de estresses de tração. No entanto, a grande maioria dos estudos calculam ou mensuram gradientes de estresse utilizando geometrias simples. Para geometrias complexas, mais próximas da relevância clínica, estresses de tração foram calculados na porcelana em algumas análises de EF.[21,22] Também, estresses de tração gerados dentro da camada de porcelana de infraestruturas cilíndricas e esféricas de disilicato de lítio foram a causa de fraturas espontâneas para algumas combinações de CET.[23] Todos os espécimes apresentando $\Delta\alpha$ entre -1.26 e -3.01 ppm/°C desenvolveram estresses entre +33 e +133 Mpa na porcelana, causando fraturas prematuras dentro de 5 minutos após a remoção do forno. Para combinações que geraram incompatibilidades entre -0.61 e +1.02 ppm/°C, estresses de tração na porcelana alcançaram entre +8.8 e +21.3 MPa, mas não causaram danos a nenhum dos cilindros, e trincas em apenas 16% das esferas com incompatibilidade de +1.02 ppm/°C.

A alta incompatibilidade (+1.4 ppm/°C) das coroas estratificadas com VM9, adicionado ao maior T_g da porcelana VM9 em comparação com Lava Ceram, contribuiu para o desenvolvimento de estresses de tração próximo à interface. A magnitude desses estresses não foi suficiente para causar fraturas espontâneas nas coroas, mas diminuiu a energia necessária para a trinca propagar de maneira estável. Uma vez que Lava Ceram e zircônia apresentaram incompatibilidade de apenas +0.3 ppm/°C, a infraestrutura colocou a porcelana em um estado de compressão, com tração desenvolvendo no interior.

No presente estudo, a incompatibilidade térmica entre a infraestrutura e a porcelana apresentou maior influência na magnitude e distribuição espacial de estresses dentro da porcelana em comparação com a taxa de resfriamento. De fato, estudos tem mostrado que uma maior alteração nos gradientes de estresse ocorrem quando um protocolo

de resfriamento forçado é realizado.[2,7,9] Também, o forno utilizado para sinterizar as porcelanas neste estudo possui uma plataforma móvel que ergue-se para dentro da câmara e desce após o término do programa de queima em uma temperatura pré-estabelecida. No protocolo de resfriamento rápido, a plataforma desceu completamente assim que o programa de queima terminou, quando as coroas estavam em uma temperatura máxima. As coroas foram então expostas à temperatura ambiente, mas o calor vindo da câmara acima provavelmente diminuiu a taxa de resfriamento se comparado a remover as coroas e colocá-las longe do forno. A diferença máxima de retardo da luz polarizada para a porcelana VM9 entre os protocolos de resfriamento foi de aproximadamente 17%. Se essa diferença em magnitude de estresse seria suficiente para causar algum efeito no tempo de vida das coroas durante a fadiga cíclica, permanece uma questão aberta.

Conclusões

Observamos que a incompatibilidade térmica em coroas de zircônia-porcelana possui um papel principal no desenvolvimento de estresses residuais dentro da porcelana, enquanto que as diferenças de estresse entre protocolos de resfriamento rápido ou lento foram pequenos para cada porcelana. Uma grande incompatibilidade térmica entre a infraestrutura e a porcelana resulta em estresses de tração próximo à interface, os quais foram relacionados aos padrões de fratura distintos e ao menor tempo de vida das coroas observados na Parte 1 e 2, respectivamente. A mensuração da birrefringência através do retardo da luz polarizada mostrou ser útil na detecção de estresses residuais em cerâmicas com geometria do tipo coroa.

Considerações

Este estudo foi patrocinado pela Associação da Indústria Dental Alemã (Verband der deutschen Dentalindustrie). YZ Cubes, a porcelana VM9 e o forno de sinterização foram gentilmente doados pela VITA Zahnfabrik.

Referências

[1]. DeHoff PH, Anusavice KJ. Viscoelastic stress analysis of thermally compatible and incompatible metal-ceramic systems. Dent Mater 1998;14:237-45.

- [2]. Anusavice KJ, DeHoff PH, Hojjatie B, Gray A. Influence of tempering and contraction mismatch on crack development in ceramic surfaces. *J Dent Res* 1989;68:1182-7.
- [3]. DeHoff PH, Anusavice KJ, Hojjatie B. Thermal incompatibility analysis of metal-ceramic systems based on flexural displacement data. *J Biomed Mater Res* 1998;41:614-23.
- [4]. Coffey JP, Anusavice KJ, DeHoff PH, Lee RB, Hojjatie B. Influence of contraction mismatch and cooling rate on flexural failure of PFM systems. *J Dent Res* 1988;67:61-5.
- [5]. Nielsen JP, Tuccillo JJ. Calculation of interfacial stress in dental porcelain bonded to gold alloy substrate. *J Dent Res* 1972;51:1043-7.
- [6]. Anusavice KJ, Dehoff PH, Gray A, Lee RB. Delayed crack development in porcelain due to incompatibility stress. *J Dent Res* 1988;67:1086-91.
- [7]. Asaoka K, Kuwayama N, Tesk JA. Influence of tempering method on residual stress in dental porcelain. *J Dent Res* 1992;71:1623-7.
- [8]. Asaoka K, Tesk JA. Transient and residual stresses in dental porcelains as affected by cooling rates. *Dent Mater J* 1989;8:9-25.
- [9]. DeHoff PH, Anusavice KJ, Vontivillu SB. Analysis of tempering stresses in metal-ceramic disks. *J Dent Res* 1996;75:743-51.
- [10]. Swain MV. Unstable cracking (chipping) of veneering porcelain on all-ceramic dental crowns and fixed partial dentures. *Acta Biomater* 2009;5:1668-77.
- [11]. Zhang Z, Li Q, Li W, Swain M. Transient modelling of thermal processing for ceramic prostheses. *J Aust Ceram Soc* 2009;45:40-8.
- [12]. Al-Amleh B, Lyons K, Swain M. Clinical trials in zirconia: a systematic review. *J Oral Rehabil* 2010;37:641-52.
- [13]. 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* 2007;18 Suppl 3:86-96.
- [14]. Dittmer MP, Borchers L, Stiesch M, Kohorst P. Stresses and distortions within zirconia-fixed dental prostheses due to the veneering process. *Acta Biomater* 2009;5:3231-9.
- [15]. Mainjot AK, Schajer GS, Vanheusden AJ, Sadoun MJ. Residual stress measurement in veneering ceramic by hole-drilling. *Dent Mater* 2011;27:439-44.
- [16]. 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;24:1149-55.

[17]. Zhang Z, Zhou S, Li Q, Swain M. Residual stresses in fabrication of core-veneered ceramic prostheses. *Adv Mat Res* 2010;97-101:2241-4.

[18]. Soares Jr PC, Lepienski CM. Residual stress determination on lithium disilicate glass-ceramic by nanoindentation. *Journal of Non-Crystalline Solids* 2004;348:139-43.

[19]. Katte H. Imaging measurements of stress birefringence in optical materials and components. *Photonik International* 2009:39-41.

[20]. Aboushelib MN, Feilzer AJ, de Jager N, Kleverlaan CJ. Prestresses in bilayered all-ceramic restorations. *J Biomed Mater Res B Appl Biomater* 2008;87:139-45.

[21]. De Jager N, Pallav P, Feilzer AJ. The influence of design parameters on the FEA-determined stress distribution in CAD-CAM produced all-ceramic dental crowns. *Dent Mater* 2005;21:242-51.

[22]. DeHoff PH, Anusavice KJ, Gotzen N. Viscoelastic finite element analysis of an all-ceramic fixed partial denture. *J Biomech* 2006;39:40-8.

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

