

치아 응용을 위한 자기/유리침윤 알루미나 이중 층상구조의 접촉손상 및 파괴

정연길 · 여정구 · 최성철
한양대학교 무기재료공학과
(1998년 5월 4일 접수)

Contact Damage and Fracture of Porcelain/Glass-Infiltrated Alumina Layer Structure for Dental Application

Yeon-Gil Jung, Jeong-Gu Yeo and Sung-Churl Choi
Department of Inorganic Materials Engineering, Hanyang University
(Received May 4, 1998)

요 약

치아의 crown 구조를 모방한 porcelain/유리침윤 alumina 층상재료의 균열형태에 대한 연구를 Hertzian 접촉시험법을 사용하여 고찰하였으며, 접촉하중 및 코팅층의 두께를 변화시키면서 층상재료의 파괴손상에 대한 연구를 행하였다. 코팅층에서 cone 형태의 균열이 발생되었으며, 계면 및 기지층에서는 어떠한 박리현상 및 균열진행도 관찰되지 않았다. 코팅층의 표면에서 발생된 균열은 계면으로 진행보다는 다중 균열의 형성이 우선적으로 일어남을 관찰할 수 있었으며, 초기 균열이 형성된 하중에서부터 최종 파괴가 일어나는 하중까지의 넓은 범위로 이러한 균열은 매우 안정적이라는 것과 손상에 대한 내성을 갖추고 있다는 것을 알 수 있었다. 유한요소해석법으로 층상재료에서 형성되는 응력분포를 고찰하였으며, 코팅층의 표면에서 최대 인장응력이 형성되며, 계면에서는 압축응력이 형성되었다. 이러한 최대 인장응력은 코팅층에서 균열발생의 원인이 되며, 층상재료의 균열형태 및 파괴손상을 결정한다는 것을 알 수 있었다.

ABSTRACT

Hertzian contact tests were used to investigate the evolution of fracture damage in the coating layer, as functions of contact load and coating thickness, by studying crack patterns in porcelain on glass-infiltrated alumina bilayer system conceived to simulate the crown structure of a tooth. Cone cracks initiated at the coating top surface without delamination at interface and crack propagation to substrate. Preferentially the cracks made multi-cracks at the coating top surface rather than proceeding to interface. The cracks were highly stabilized, with wide ranges between the loads to initiate first cracking and to cause final failure, implying damage-tolerant capability. Finite element modelling was used to evaluate the stress distribution. Maximum tensile stress was created at the coating top surface and compressive stress on the interface. These tensile stresses were responsible for the cracking at the coating layer and had a profound influence on the crack pattern and fracture damage in the layered structure materials.

Key words : Hertzian contacts, Bilayer system, Crack pattern, Finite element modelling, Fracture damage

1. 서 론

치아의 구조는 본질적으로 층상구조를 갖는 복합체로 이루어져 있다. 이러한 것은 천연 치아(enamel/dentin) 및 crowns(veneer/core), inlays 그리고 bridges와 같은 대체 재료에서 잘 관찰할 수 있다.^{1,3)} 대부분의 심미적인 대체 재료에서는 적어도 한가지 이상의 세라믹 재료가

포함되어 있으며, 두께는 약 1.5 mm에서 0.5 mm의 범위이며, 부드러운 dentin의 두께는 보통 1-4 mm이다. 종종 상대적으로 강성(強性)이 있는 알루미나와 같은 재료로 core 재료로 사용되며, 이 때의 두께는 1 mm가 이상적이지만 종종 두께가 이보다 작을 수도 있다. 그리고 crown에서는 luting cement 그리고 천연 치아에서는 dento-enamel junction (DEJ)과 같은 결합층이 존재하

며, 그 두께는 전형적으로 수십 μm 이다. 많은 다른 생물역학적계(biomechanical system)처럼, 층상구조의 특성은 층상구조를 이루는 각각의 재료특성보다 뛰어난다.

최근 단단하거나 부드러운 기지(substrate) 재료에 취성 특성을 갖는 바깥 층으로 이루어진 층상구조에서 Hertzian 접촉 응력장에 대한 연구가 보고되고 있으며, 이러한 예로서 유리/유리-세라믹,¹⁾ 알루미늄을 사용한 층상재료,⁵⁾ 질화규소 층상재료,⁶⁾ 세라믹/금속계⁷⁾ 그리고 세라믹/폴리머계⁸⁾ 등을 들 수 있다. 일반적으로 코팅층의 파괴는 재료가 파괴를 일으키는 주 요인으로 작용하게 되며, 이러한 파괴는 접촉점 주위와 접촉점 아래의 계면(interface)에 집중되는 인장응력에 의해 일어난다. 특히 접촉점 아래의 계면에 집중되는 인장응력은 elastic-plastic mismatch(탄성율과 경도의 차이로 측정) 및 코팅층의 두께에 의존한다. 이러한 두 가지의 인장응력이 집중되는 위치에 대한 것은 세라믹을 기초로 하는 대체재료(restoration)에서의 임상적 파괴(failure)에서 계속적으로 논의되고 있다.¹⁾ Elastic-plastic mismatch가 적은 층상구조[유리/유리-세라믹]⁴⁾에서는 균열의 시작이 코팅층의 표면에서 시작되며, mismatch가 큰 층상구조[세라믹/금속]⁷⁾에서의 초기 균열은 층상재료의 내부 계면에서 시작된다. 또한 기지층에서의 소성변형은 두 번째 경우(mismatch가 큰 층상재료)에서 내부 파괴를 더욱 심각하게 만든다. 가한 하중이 균열이 발생하는 이상으로 증가하게 되면, 코팅 층의 표면에서 아래로 진행되는 균열과 계면에서 형성되어 표면으로 진행되는 균열이 함께 형성되므로 파괴양상은 다소 복잡하게 된다.⁶⁾ 이러한 다중 균열은 매우 안정적이며, 이것은 치아의 에나멜(enamel)에 형성되어 있는 매우 미세한 균열의 임상적 실험으로 알려져 있다.¹⁾ 또한 이러한 균열은 failure가 일어나기 전에 표면 관찰로는 식별하기가 어렵다.

본 연구에서는 치아의 crown을 모방하여 특별히 설계한 층상재료(porcelain on glass-infiltrated alumina)에서 파괴손상을 관찰하기 위해서 Hertzian 접촉시험법⁹⁾

을 사용하였다. 또한 코팅층의 두께에 따른 균열모드의 특성을 관찰하기 위해 계면결합 기술(bonded-interface technique)을 사용하였으며,^{9,10)} 균열이 형성되는 임계하중을 조사하였다. 유한요소법(Finite element modeling)^{8,11)}을 이용하여 층상재료에서 형성되는 균열형태를 이론적으로 설명하고 층상구조에서의 응력상태를 분석하였다.

2. 재료 및 실험방법

2.1. 재료의 특성

본 연구에서는 crown과 다른 대체재료에서 veneer용 재료로 사용되고 있는 장석질 자기(Feldspathic porcelain; Vitadur Alpha, Vita Zahnfabrik, Bad Sackingen, Germany)를 층상재료의 코팅층으로 사용하였으며, 알루미늄 기지(substrate)에 코팅하여 소결하기 위해서 as-received 분말형태로 사용하였다. 이러한 코팅층의 재료는 Fig. 1A에서 관찰할 수 있듯이 소결되면 약간의 미용해된 amorphous frit(크기는 약 1-5 μm)가 존재하는 유리상의 기지(matrix)로 이루어져 있다(이것은 X-ray 분석으로 확인되었음). 주로 crown의 core 재료로 사용되는 유리가 침윤된 slipcast 알루미늄(InCeram, Vita Zahnfabrik, Bad Sackingen, Germany)를 층상재료의 기지층으로 사용하였다. Fig. 1B에서 기지층으로 사용된 주입성형 알루미늄의 미세구조를 나타내었다. 이 때 유리침윤된 주입성형 알루미늄은 약 80 vol%의 각진(faceted) 알루미늄 입자-평판상의 입자인 경우 가장 큰 입자는 지름이 약 5 μm , 두께가 약 1-2 μm 인 것 및 미세한 구형입자 < 0.5 μm 와 약 20 vol%의 침윤된 유리로 이루어져 있으며, 유리는 lanthanum-boro-alumino-silicate($\text{La}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$)이다.¹²⁾ 가공된 초기 기지재료($3 \times 4 \times 25 \text{ mm}$)에 유리를 침윤시키고 과량의 유리는 sandblast 방법으로 제거되었다.

본 연구에서 사용된 재료의 기본적인 제반 특성으로

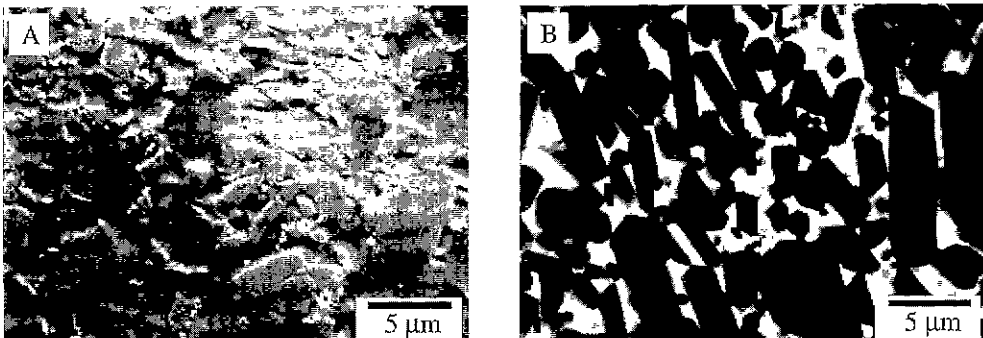


Fig. 1. Scanning electron micrographs showing microstructures of (A) porcelain and (B) glass-infiltrated alumina.

Table 1. Mechanical Property Parameters for Constituent Dental Materials used in This Study(means and standard deviations)

Material	Young's modulus (GPa)	Poisson's ratio	Hardness (GPa)	Yield stress (GPa)	Work-hardening coeff.	Toughness (MPa · m ^{1/2})
Porcelain (Vitadur Alpha)	63±5	0.26±0.01	6.4±0.7	-	-	0.7±0.1
Infiltrated alumina(inCeram)	271±9	0.23±0.01	12.3±0.5	4.4±0.4	0.40	2.9±0.3
Tungsten carbide*	614±19	0.22±0.01	19.0±0.5	6.0±0.5	0.25	-
Enamel**	87±4	-	3.5±0.1	-	-	0.8±0.5

*Data for WC from referene I1

**Data for enamel courtesy H.H.K. Xu

영율(Young's modulus), 포아슨 비(Poisson's ratio), 경도 및 인성을 측정하였으며, Table 1에서 나타내었다. 영율과 포아슨 비는 일반적인 pulse-echo sonic technique¹⁴⁾으로 측정하였으며, 경도와 인성은 Vickers 압자 압입법을 이용하였으며, 경도는 압입된 대각선의 길이로 측정하였다. 이 때의 하중은 5-20 N 범위를 사용하였다.¹⁴⁾ 또한 인성은 압입 후 형성된 잔류 균열(radial crack)의 크기로 구하였으며, 하중의 범위는 50-100 N을 사용하였다.¹⁵⁾

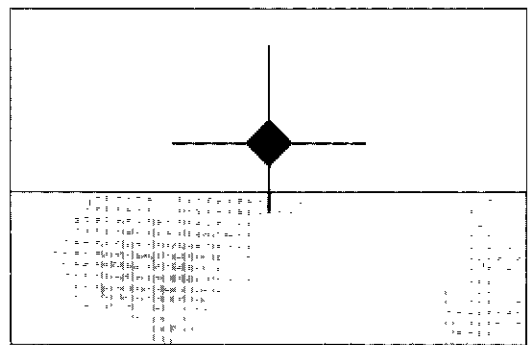
2.2. 층상 재료의 제조

본 연구에서는 치아의 crown 구조를 모방한 veneer/core 세라믹 층상구조를 상대적으로 낮은 modulus를 갖는 porcelain을 강성이 우수한 기지(유리침윤 알루미늄)에 코팅하여 제조하였으며, 제조방법은 다음과 같다. 우선 알루미늄 bar를 teflon mold에 장착한 후 dilute water를 사용하여 porcelain 입자를 slurry화시키고, paintbrush를 사용하여 두께가 약 2.5 mm 정도로 기지에 코팅한다. Ultrasonic vibration을 이용하여 porcelain 코팅층으로부터 과량의 물을 제거한 후, 로 (Vacumat 2500 oven, Vita Zahnfabrik, Bad Sackingen, Germany)에서 여러 번의 소결과정을 거쳐서 최종 층상구조의 재료를 제조하였으며, 이 때의 소결온도 및 유지시간 등은 다음과 같다: (1) 600°C에서 7분간 유지-건조과정, 970°C까지 승온 후 1분간 유지, 상온으로 냉각; (2) 960°C까지 승온 후 1분간 유지, 상온으로 냉각; (3) 950°C까지 승온 후 1분간 유지, 상온으로 냉각. 이러한 여러 번의 소결과정을 거쳐 층상재료를 제조하는 과정은 치아용 대체재료, 특히 crown을 제조하는데 있어서 일반적으로 사용되고 있으며, 코팅 층의 투명성을 높이기 위한 작업의 일부이다. 코팅 층의 두께를 조절하기 위해 연마기를 사용하였으며, 최종으로 1 μm까지 경면처리하였다. 이 후 마지막으로 투명도 및 glazing을 위해 970°C에서 1분간 재소결하였다.

2.3. 접착 손상 시험

층상재료의 내부 계면의 특성을 관찰하기 위해 연마

(A) Vickers



(B) Hertz

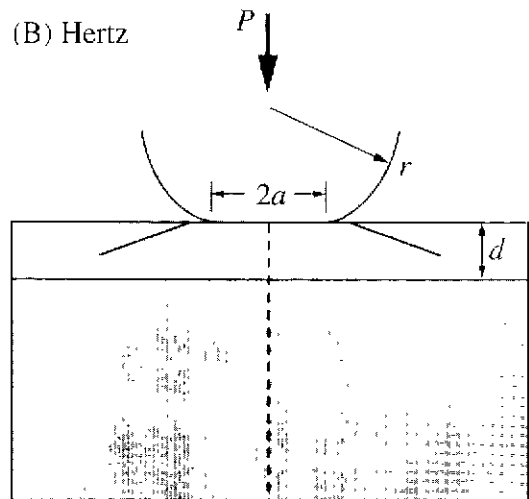


Fig. 2. Schematic showing geometry for (A) Vickers indentation tests on bilayer section surface and (B) Hertzian indentation tests on bilayer top surfaces.

된 층상재료의 옆면에 실험적인 Vickers 압입을 행하였으며,⁴⁾ Fig. 2A에서 자세히 나타내었다. 이들 각각의 압입방향은 층상재료의 계면에 수직과 평행하게 radial crack이 발생하도록 조절되었으며, 계면으로부터 150 μm 떨어진 위치에 압입하였다. 이 때의 압입하중은 각 재료에 맞추어서 radial crack이 계면을 통과할 수 있는 하중으로 선택하였다.

코팅층의 기본적인 파괴형태를 관찰하기 위해 Hertzian 접촉시험법을 사용하여 층상재료에 좀더 이해력이 있는 압입시험을 행하였다. 구형의 tungsten carbide (WC) 압자($r=3.18$ mm)를 만능시험기(Instron 1122, Canton, MA, U.S.A)에 고정시킨 후 일정속도(0.2 mm/min)로 최대하중, $P=1000$ N까지 가하여 관찰하였으며, Fig. 2B에서 도식적으로 나타내었다. 코팅층에서 표면 아래 파괴형태를 관찰하기 위해 접합-계면(bonded-interface) 시험편을 사용하였으며, 이러한 접합-계면 시험편은 경면처리된 두 시험편의 각 면을 접합시켜 하나의 시험편으로 제조한 것으로,⁹⁾ 제조된 접합시험편에 $r=3.18$ mm의 구형압자를 사용하여 접합계면에 일정하중을 가한 후, 접합시험편을 아세톤으로 분리하여 표면 아래에서 형성된 손상을 측정하였다.

또한 층상재료에서 균열(crack)이 발생하는 임계 하중(P_c)과 항복(yield)이 시작되는 임계 하중(P_y)을 $r=1.54\sim 5.54$ mm 범위의 구형압자를 사용하여 측정하였다. P_y 값은 재료에서 항복이 시작되는 하중을 나타내었으며, P_c 값은 표면에서 링(ring) 형태의 균열을 관찰할 수 없는 하중과 완전한 링 균열을 관찰할 수 있는 하중 범위를 나타내었다.

압자크기 및 하중을 변화시키면서($r=1.54\sim 5.54$ mm) 층상재료가 갖는 압입 응력-변형(indentation stress-strain) 곡선을 측정하였다.¹⁶⁾ 금(gold)으로 코팅한 구형 압자를 사용하여 일정한 하중(P)을 시험편의 표면에 가

한 후 표면에 남아있는 접촉반지름(a)을 측정하였으며, 이러한 방법으로 압입응력($P_0=P/a^2$)을 압입변형(a/r)에 대해 나타내었으며, 이 곡선으로부터 탄성계수(elastic modulus), 항복점(yield stress), 그리고 가공경화계수(strain hardening coefficient) 값을 구하였으며, Table 1에서 나타내었다. 항복점(yield stress, Y)는 Hertzian 압입시험에서 얻어진 응력-변형 곡선의 기울기 변화와 처음 압흔이 생기는 하중으로 구하였으며, 탄성계수(Elastic modulus, E)와 가공경화계수(strain hardening coefficient, α)는 곡선의 탄성영역($\sigma \leq Y$)과 소성영역($\sigma \geq Y$)에서 다음 식에 의해 알아낼 수 있다.^{11,17)}

$$\sigma = E \varepsilon \quad (\sigma \leq Y) \quad (1)$$

$$\sigma = Y + \alpha \quad (\sigma \geq Y) \quad (2)$$

위 식에서 σ 와 ε 은 각각 uniaxial compression stress와 strain을 나타내며, (2)식의 α 는 실험치와 유한요소분석(FEM)에 의한 결과의 상호비교를 통해 $0 \leq \alpha \leq 1$ ($\alpha=1$, 완전 탄성; $\alpha=0$, 완전 소성)의 범위 내에서 결정된다.

이러한 유한요소해석 알고리즘(Stand, G&D Computing Pty. Ltd., Sydney, Australia)을 이용하여 재료의 파괴 및 변형형태에 대한 평가를 위해 Hertzian 접촉 시험 형성되는 응력분포를 고찰하였다.

3. 결과 및 고찰

층상재료의 단면에서 계면 가까운 위치(150 μm)에 Vickers 압입시의 형성되는 radial 균열을 Fig. 3에서 나타내었다. 잘 발달된 압흔과 각 꼭지점에서의 radial 균열을 관찰할 수 있었으며, 코팅층인 porcelain에서 계면과 수직인 아래쪽 radial 균열은 상대적으로 높은 경도와 인성을 갖는 인접한 알루미늄으로 진행되지 못하고 계

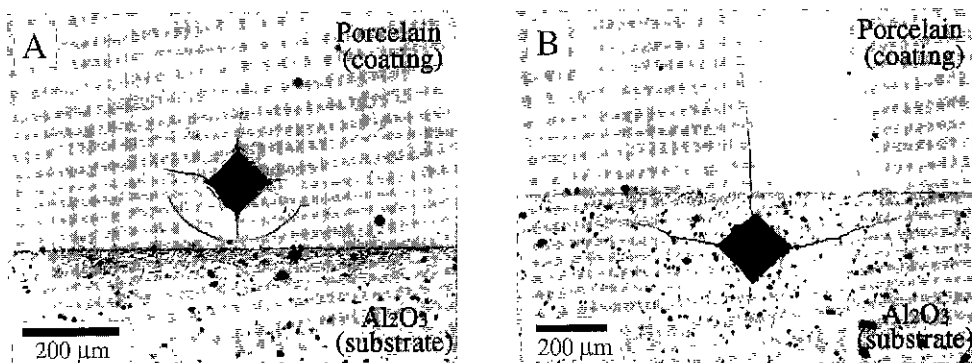


Fig. 3. Vickers indentations on bilayer sections, showing behavior of radial cracks on approaching interlayer interfaces: (A) indentation in porcelain side at $P=15$ N and (B) indentation in glass-infiltrated alumina side at $P=50$ N.

면에서 trap되었다. 주사전자현미경으로 Vickers 압입 후의 계면을 관찰한 결과 계면에서는 어떤 박리(delamination)현상도 발견할 수 없었으며, 매우 강한 계면결합을 하고 있음을 알 수 있었다. 그러나 radial 균열이 계면에서 trap되면서 이차적인 circumferential 균열이 계면근처에 시작되어 발달하고 있음을 알 수 있다(Fig. 3A). 이와는 반대로 기지층으로 사용한 알루미늄에서의 위쪽 radial 균열은 상대적으로 경도 및 인성이 낮은 porcelain 쪽으로 쉽게 진행하고 있음을 알 수 있다. 이때 역시 계면에서는 박리현상을 관찰할 수 없었다. 그리고 계면과 평행한 방향으로 발달된 radial 균열의 끝(tip)은 계면쪽으로 휘어짐(bending)됨을 관찰할 수 있으며, Fig. 3B에서 잘 나타내었다. 이것은 인접해 있는 상대적으로 강성(stiffness)이 적은 porcelain의 영향에

의한 것으로, 균열의 끝은 이러한 인접한 재료의 특성에 매우 민감하다는 것을 나타낸다.¹⁸⁾

층상재료를 구성하는 각 재료에 대한 Hertzian 압입에 의한 응력-변형 곡선을 Fig. 4A에 나타내었다. 접촉시의 항복점 P_Y 는 소성압흔이 처음 관찰되는 압입응력을 의미하며, 유리상으로 이루어진 porcelain의 경우는 이러한 항복점이 관찰되지 않았다. 응력-변형 곡선에서 기지층으로 사용된 알루미늄은 약간의 비선형 곡선을 나타내며, 이러한 비선형 특성은 재료의 준-소성 거동을 나타낸다. 코팅층으로 사용된 porcelain는 선형특성, 즉 탄성거동을 나타내고 있다. 또한 이러한 응력-변형 곡선으로 코팅층으로 사용된 porcelain이 기지층으로 사용된 알루미늄보다 'soft'하다는 것을 낮은 응력/변형 값으로

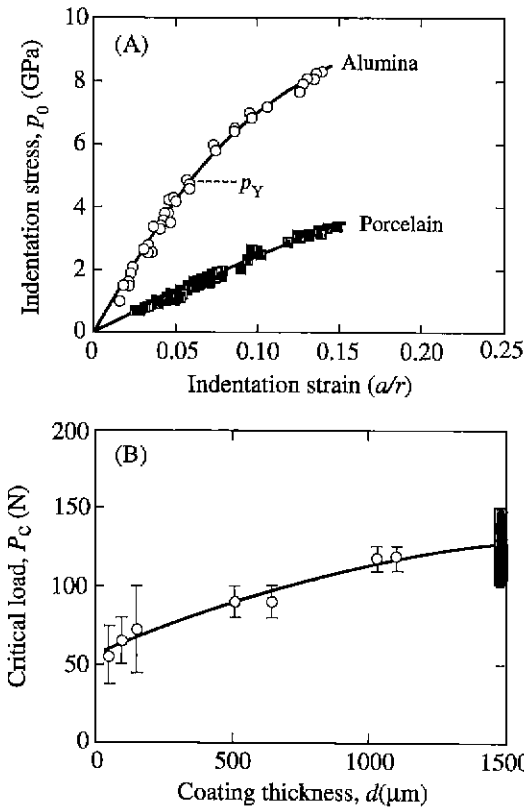


Fig. 4. (A) Indentation stress-strain curves for materials used in bilayer system. Data points are experimental results. solid curves are FEM fits. Values of contact stress P_Y at first yield indicated. Sphere radii $r=1.54-5.54$ mm and (B) Critical load for fracture in bilayer as function of coating thickness. Box at right axe denote critical loads in coating monoliths.

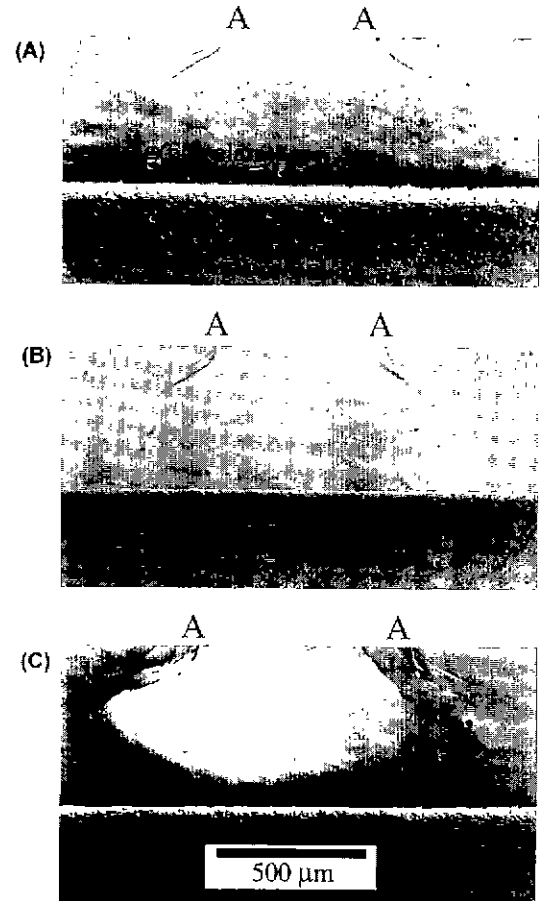


Fig. 5. Hertzian contact damage from Hertzian contact with WC sphere, $r=3.18$ mm, coating thickness $d=500$ m, load $P=(A)$ 250 N, (B) 500 N and (C) 1000 N. AA denotes contact diameter. Note the crack in (C) shows signs of spalling at the bonded-interface.

알 수 있다. 이러한 응력-변형 곡선은 Table 1에서 나타낸 상대적인 영률 및 경도값과 일치하고 있다. Fig. 4B에서는 층상재료의 코팅층 두께 변화에 따른 균열발생의 입계하중, P_c 를 나타내었으며, 이 때 사용한 압자 볼의 크기는 $r=3.18$ mm이었다. 코팅층으로 사용된 단상의 porcelain P_c 는 Fig. 4B의 우측에 box로 나타내었으며, 코팅층의 두께가 감소함에 따라 P_c 역시 단조로운 감소경향(두께가 1000 μm 일 때 약 120 N, 두께가 50 μm 일 때는 약 50 N)을 나타내었다. 초기 cone 형태의 균열이 발생되는 하중과 최종적인 층상구조의 파괴사이

에는 매우 넓은 하중범위를 가지고 있으며(두께가 500 μm 인 경우 P_c 는 약 90 N인 반면, 최종적인 층상구조의 파괴는 $P>1900$ N), 이러한 것은 이 층상구조가 갖는 매우 높은 손상저항성을 나타낸다.

Fig. 5에서는 코팅층의 두께를 500 μm 로 고정시킨 후, 압입하중의 변화($P=250$ N, 500 N, 1000 N)에 따른

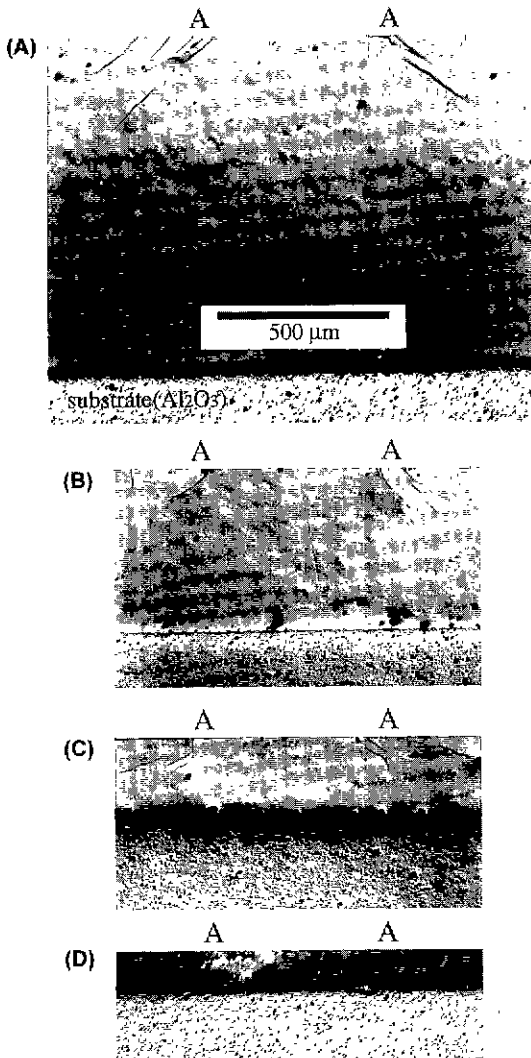


Fig. 6. Hertzian contact damage from Hertzian contact with WC sphere, $r=3.18$ mm, load $P=500$ N, coating thickness $d=(A)$ 1000 μm , (B) 500 μm . (C) 230 μm and (D) 110 μm . AA denotes contact diameter.

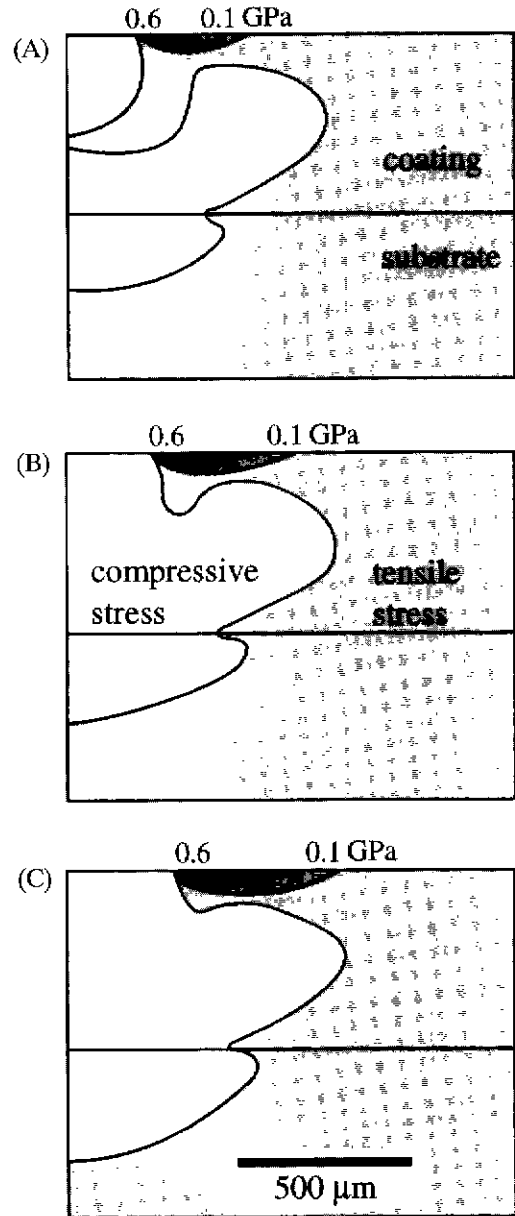


Fig. 7. FEM-generated stress contours in bilayer system as a function of contact load for Hertzian contacts with WC sphere, $r=3.18$ mm, $d=500$ μm : (A) 250 N. (B) 500 N and (C) 1000 N.

코팅층의 접촉파괴에 대한 변화를 나타내었다. Hertzian 압입시 형성되는 전형적인 cone 형태의 균열을 관찰할 수 있으며, 압입하중이 증가함에 따라 다중 cone 균열이 발생되며 contact circle(AA)는 커지고 초기에 형성된 균열들을 포함하게 된다. 기본적으로 이러한 균열형태는 코팅층으로 사용된 porcelain 단상의 재료에서 관찰할 수 있는 것이다. 그리고 코팅층의 파괴는 매우 높은 하중($P > 1900$ N)에서 일어나며, 이 때 균열은 두 재료의 계면을 통한 진행이 아니고 단지 시편의 두께방향에 대한 진행으로서 시편은 완전히 반으로 breaking이 일어났으며, 파괴가 일어나는 동안 코팅층의 박리현상은 관찰되지 않았다. 이와 함께 압입하중을 500 N으로 고정시킨 후 코팅층의 두께($d=1000 \mu\text{m}$, $500 \mu\text{m}$, $230 \mu\text{m}$, $110 \mu\text{m}$)를 변화시키면서 cone 균열의 형태를 관찰하였으며, 이를 Fig. 6에서 나타내었다. 균열들은 코팅층의 두께가 감소함에 따라 계면에 수직인 방향으로의 진행은 줄어들었으며, 이러한 것은 상대적으로 강성(強性)이 우수한 기지층의 영향으로 Hertzian 압입으로 형성된 cone 균열들은 이러한 두 재료간의 체반 특성에 민감하다는 것을 알 수 있다. 또한 contact circle(AA)도 코팅층의 두께 감소에 따라 점차적으로 감소됨을 관찰할 수 있었으며, 코팅층의 두께가 매우 적을 경우, cone 균열은 직접 계면과 만나게 되며 역시 계면에서 균열의 진행은 중지(arrest)되며, 어떤 박리현상도 일어나지 않는다는 것을 알 수 있었다.

압입하중 및 코팅층의 두께를 변화시켜서 관찰한 cone 균열의 형태를 FEM을 이용한 응력분포와 비교, 분석하기 위해서 Fig. 7과 Fig. 8에서 각각의 변화에 대한 인장응력(tensile stress)과 압축응력(compression stress)의 변화를 나타내었다. 본 연구에서 사용된 층상 구조에서는 비틀림 응력(shear stress)은 관찰되지 않았다. 인장응력은 contact circle에 인접한 표면에 집중되며, 이러한 인장응력의 집중으로 cone 균열이 형성된다. 또한 압축응력은 Hertzian 압입 영역과 표면의 인장응력 영역 아래 및 계면에서 형성되며 이러한 압축응력 영역은 압입하중의 증가에 따라 바깥쪽으로 팽창하게 되며, 초기에 형성된 cone 균열이 진행되지 못하는 것은 이러한 압축응력의 영향인 것을 알 수 있었으며, 높은 압입하중에서는 압축응력의 증가에 의해 Fig. 5C에서 나타난 것과 같은 코팅층에서의 손상을 관찰할 수 있다. Fig. 8에서는 코팅층의 두께변화에 대한 인장응력 및 압축응력의 변화를 나타내었다. 역시 인장응력은 표면에 집중되어 있으며, 코팅층의 두께가 감소함에 따라 압축응력의 영역은 감소하게 됨을 알 수 있다. 비록 압축응력의 영역은 감소되지만 이러한 압축응력의 형성은 cone 균열의 진행을 억제하게 되며, 계면에서 형성되는

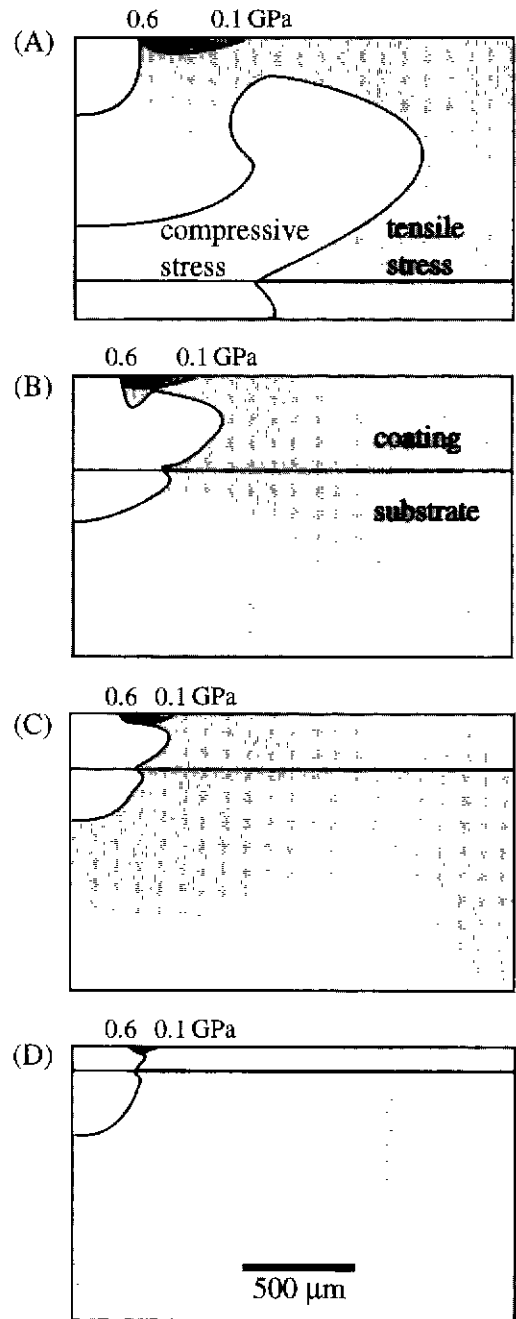


Fig. 8. FEM-generated stress contours in bilayer system as a function of coating thickness for Hertzian contacts with WC sphere, $r=3.18$ mm, $P=500$ N: (A) $1000 \mu\text{m}$. (B) $500 \mu\text{m}$, (C) $230 \mu\text{m}$ and (D) $110 \mu\text{m}$.

압축응력은 계면에 수직인 균열의 발생을 억제하게 된다. 결국 FEM을 이용한 인장응력 및 압축응력에 대한

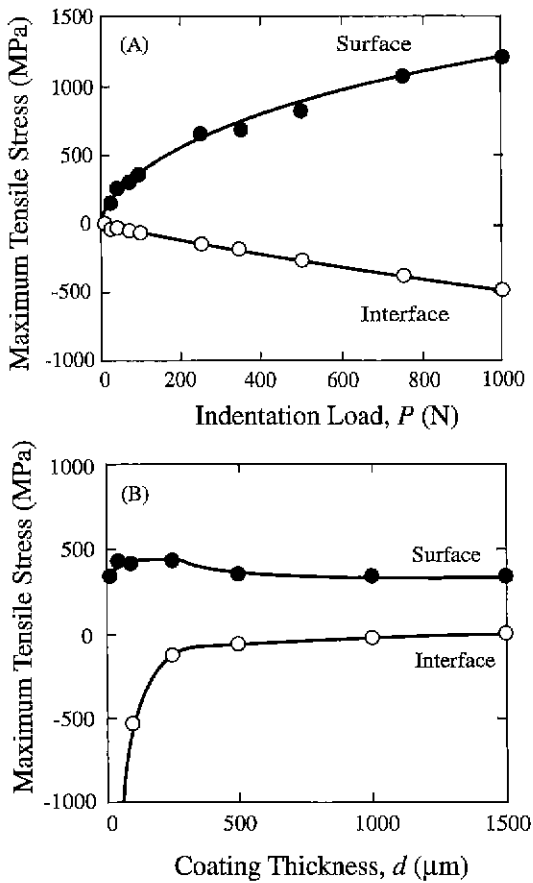


Fig. 9. FEM calculations for bilayer system contacted with WC sphere, $r=3.18$ mm, showing maximum stresses in coating surface outside contact and lower interlayer interface directly below contact: (A) as a function of load P , at fixed coating thickness $d=500$ μm and (B) as a function of coating thickness d , at fixed load $P=250$ N.

분석으로 Fig. 5와 Fig. 6에서 실험적으로 관찰된 cone 균열의 형성 및 억제에 대한 것을 확인할 수 있었다.

층상재료에서 코팅층의 표면과 계면에서 Hertzian 압입시 형성되는 최대 응력을 압입하중(선택된 코팅 두께: 500 μm) 및 코팅층의 두께에 대해 FEM을 사용하여 구한 값을 Fig. 9A에서 나타내었다. 이 때 압자로 사용한 WC 볼의 반지름(r)은 3.18 mm이며, solid line은 FEM에서 얻어진 값들에 대한 외삽을 행한 것이다. 압입하중의 증가에 따른 표면에서의 인장응력은 단조로운 증가를 나타내었으며, 계면에서의 응력은 압축응력을 나타내며, 역시 압입하중의 증가에 따라 단조로운 증가(압축응력)를 나타내고 있다. 이러한 최대 응력의 변화

로 층상재료의 파괴형태는 코팅층의 표면에서 형성되는 최대 인장응력에 의해 결정되며, 이러한 것은 Fig. 5에서 관찰된 코팅층에서의 cone 균열의 발생과 일치되는 결과이다. Fig. 9B에서는 일정하중($P=250$ N)으로 Hertzian 압입을 행하였을 때 코팅층의 두께변화에 대한 최대 응력변화를 나타내었다. 역시 표면층의 응력은 인장응력이며, 계면에서의 응력은 압축응력을 나타내고 있으며, 일정이상의 두께(≈ 250 μm)에서부터는 일정한 압축응력을 나타내고 있다. 표면층에서 형성되는 인장응력은 코팅층의 두께가 감소함에 따라 지지층으로 사용된 알루미늄에 의해 점차적으로 증가하는 경향을 나타내고 있으며, 코팅층의 두께가 약 200 μm 이하로 감소할 때는 다시 감소하는 경향을 나타내고 있다. 이와같이 코팅층의 두께 및 압입하중의 변화에 대한 응력분포는 실제 층상구조에서 관찰된 균열 및 파괴손상이 인장응력에 의한 결과라는 것을 알 수 있었으며, 이러한 최대 인장응력은 층상재료를 구성하는 각각의 재료특성에 의해 결정되어 짐을 확인할 수 있었다.

4. 결 론

본 연구에서는 porcelain/유리침윤 alumina 층상재료를 사용하여 Hertzian 압입시 형성되는 균열 및 파괴형태를 관찰하였으며, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. 실험적인 Vickers 압자압입시 형성되는 radial 균열들은 층상재료를 구성하는 각각의 재료특성(인성, 경도, 영율)에 영향을 받으며, 매우 강한 계면결합을 하고 있으므로 계면에서의 박리현상은 관찰되지 않았다.

2. 알루미늄 및 porcelain의 응력-변형 응답성으로 각 재료가 갖는 탄성 및 준-소성 특성을 조사할 수 있었다. 알루미늄의 경우는 항복점 이상에서는 약간의 준-소성 특성을 나타내었고, porcelain에서는 전형적인 탄성특성을 갖고 있음을 확인할 수 있었다. 또한 코팅층에서 균열이 발생되는 임계하중은 코팅층의 두께가 감소함에 따라 조금씩 감소하는 경향을 나타내었다.

3. 압입하중의 변화에 따른 층상재료에서의 균열은 코팅층에서만 형성되었으며, 형성된 균열은 계면으로의 진행보다는 다중 균열이 형성되는 경향을 나타내었다. 또한 코팅층의 두께변화에 대한 균열의 형성은 코팅층의 표면에서 형성되는 cone 균열이었으며, 두께가 매우 적은 경우에는 직접 계면과 접촉하게 되지만 계면에서의 박리현상은 관찰되지 않았다.

4. 유한요소해석으로 Hertzian 접촉시 최대 인장응력은 코팅층의 표면에서 형성됨을 알 수 있었으며, 층상재료에서 관찰된 코팅층의 파괴형태는 이러한 인장응력의 위치에 의해 결정됨을 알 수 있었다.

REFERENCES

1. J. R. Kelly, "Ceramics in Restorative and Prosthetic Dentistry," *Ann. Rev. Mater. Sci.*, **27**, 443-468 (1997)
2. R. A. Giordano "Dental Ceramic Restorative Systems," *Compendium*, **17**(8), 779-794 (1996).
3. W. D. Wolf, 'Strength and Fracture Toughness of Alumina-Glass Dental Composites Prepared by Melt Infiltration," Ph. D. Dissertation, University of Minnesota (1995).
4. S. Wuttiphon, B. R. Lawn and N. P. Padture, "Crack Suppression in Strongly-Bonded Homogeneous/Heterogeneous Laminates: A Study on Glass/Glass-Ceramic Bilayers," *J. Am. Ceram. Soc.*, **79**(3), 634-640 (1996).
5. L. An, H. M. Chan, N. P. Padture and B. R. Lawn, "Damage-Resistant Alumina-Based Layer Composites," *J. Mater. Res.*, **11**(1), 204-210 (1996).
6. K. S. Lee, S. Wuttiphon, X. Z. Hu, S. K. Lee and B. R. Lawn, "Contact-Induced Transverse Fractures in Brittle Layers on Soft Substrates: A Study on Silicon Nitride Bilayers," *J. Am. Ceram. Soc.*, **81**(3), 571-580 (1998).
7. A. Pajares, L. Wei, B. R. Lawn and C. C. Berndt, "Contact Damage in Plasma-Sprayed Alumina-Based Coating," *J. Am. Ceram. Soc.*, **79**(7), 1907-1914 (1996).
8. K. J. Anusavice and Y. L. Tsai, "Effect of Glass-Ceramic Thickness on Hertzian and Bending Stresses During Loading," *J. Dent. Res.*, **76**, 66 (1996).
9. I. M. Peterson, A. Pajares, B. R. Lawn, V. P. Thompson and E. D. Rekow, "Mechanical Characterization of Dental Ceramics Using Hertzian Contacts," *J. Dent. Res.*, in press.
10. F. Guilberteau F, N. P. Padture and B. R. Lawn, "Effect of Grain Size on Hertzian Contact in Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **77**(7), 1825-1831 (1994).
11. A. C. Fischer-Cripps and B. R. Lawn, "Stress Analysis of Contact Deformation in Quasi-Plastic Ceramics," *J. Am. Ceram. Soc.*, **79**(10), 2609-2618 (1996).
12. H. Hornberger, P. M. Marquis, S. Christiansen and H. P. Strunk, "Microstructure of a High Strength Alumina Glass Composite," *J. Mater. Res.*, **11**(4), 855-858 (1996).
13. G. V. Blessing, "The Pulsed Ultrasonic Velocity Method for Determining Material Dynamic Elastic Moduli," pp. 47-57 in Symposium on Dynamic Modulus Measurements, Wolfenden A. editor Kansas City, MO. ASTM, 1988.
14. D. Tabor, *Hardness of Metals*. Clarendon, Oxford, U. K., 1951.
15. G. R. Anstis, P. Chantikul, D. B. Marshall and B. R. Lawn, "A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: 1. Direct Crack Measurements," *J. Am. Ceram. Soc.*, **64**(19), 533-538 (1981).
16. M. V. Swain and J. T. Hagan, "Indentation Plasticity and the Ensuing Fracture of Glass," *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **9**, 2201-2214 (1976).
17. A. C. Fischer-Cripps, B. R. Lawn, A. Pajares and L. Wei, "Stress Analysis of Elastic-Plastic Contact Damage in Ceramic Coating on Metal Substrates," *J. Am. Ceram. Soc.*, **79**(10), 2619-2625 (1996).
18. T. J. Lardner, J. E. Ritter, M. L. Shiao and M. R. Lin, "Behavior of Indentation Cracks Near Free Surfaces and Interfaces," *Int. J. Fract.*, **44**, 133-143 (1990).