

바이오 층상 세라믹스 재료 및 시스템

이기성, 정연걸*, 김도경**

한국에너지기술연구원 에너지재료연구센터,

*창원대학교 세라믹공학과, **한국과학기술원 재료공학과

keeslee@kier.re.kr

1. 서 론

대나무, 보리, 옥수수 등 자연의 식물을 자세히 관찰하면 층상구조로 이루어져 있고,¹⁾ 연체동물의 껍질,²⁾ 섬계의 이빨³⁾ 등도 층상구조로 이루어져 있음이 보고되고 있다. 뿐만 아니라 우리 몸의 일부분인 뼈나 치아도 외부는 강하고 내부는 충격 및 인성이 강한 층상구조로 이루어져 있다.⁴⁾ 치아의 경우 외부는 단단한 음식물의 분쇄가 가능하도록 무기질이 주성분으로 이루어져있는 enamel과 우리 몸의 주된 성분인 유기질로 주로 이루어져 잇몸과 결합되고 있는 dentin으로 구성되어 있으며, enamel과 dentin간에는 상호 결합이 잘 이루어져 있도록 성분과 미세구조가 경사 적으로 이루어져 있다는 것은 매우 신기한 일이다. 이러한 층상구조들의 공통점은 외부환경과 매우 밀접한 관련이 있어서 외부 층은 단단하여 외부환경에 견디기 쉽고, 내부 층은 외부충격에 견디도록 상대적으로 연질이며 질긴 구조를 하고 있어 궁극적으로 강도가 높은 구조를 이루고 있는 것이다.

이러한 구조에 기초하여 공업재료로서의 층상형 시스템에 그 관심이 높아져 왔다. 최근 공업기술의 급격한 발전은 소재 및 기계 산업, 에너지, 환경, 우주 항공, 바이오 분야 등 다양한 용도에 사용 가능한 소재의 복합화 및 고기능화, 극한 환경 하에서도 활용 가능한 고 신뢰성 등의 특성을 요구하고 있다. 층상구조 세라믹은 이러한 요구를 충족할 차기 신소재로서 기대되는데, 이는 서로 다른 미세구조와 조성을 갖는 층을 서로 결합하고 적정한 재료 디자인을 통해 단일성분의 소재로써는 나타낼 수 없는 다양한 물성을 나타내도록 제어하는 것이 가능하기 때문이다.⁵⁾ 재료 물성의 제어는 현재까지 주로

단상 재료(monolithic materials)의 개발, 특히 미세구조의 조절을 통한 특성제어 연구가 주를 이루어 오다가 새로운 기능을 갖는 소재를 matrix에 분포시킨 복합재료(composites)를 개발하고자 하는 것이 주된 연구동향이 었다⁶⁻¹⁶⁾. 그러나 일반적으로 단일성분만의 재료개발을 통해서 급속한 기술발전이 이루어지고 있는 현대의 다양한 요구를 충족시켜줄 수 없는 어려움이 크며, 복합재료의 경우에도 해결되지 못하는 몇 가지 문제점이 남아있기 때문에 층상 세라믹 구조가 제시되었으며 몇몇 세라믹 시스템에서 그 가능성이 발견되었다.^{5,17-19)} 예를 들면 강도나 내마모성은 높으나 인성이 낮은 재료의 단점과, 인성은 높으나 마모성은 떨어지는 재료의 단점을 동시에 극복하기 위하여, 인성이 높은 재료 위에 강도나 내마모성이 높은 다른 층을 코팅이나 기타 계면이 강하게 결합되도록 제조함으로써 동시에 강도, 경도, 그리고 인성이 높은 재료 및 시스템을 개발할 수 있다. 따라서 층상구조를 갖는 세라믹스에 관한 연구는 고기능성과 신뢰성이 요구되는 현대의 추세에 바람직한 소재로서 그에 관한 연구는 가치 있는 일이라고 하겠다.

일반적으로 임상에서 생체용 재료를 대체할 때도 세라믹스 단일 소재 보다는 세라믹, 금속, 폴리머 등을 층상형이나 복합형인 시스템으로써 대체하는 것이 일반적이다. 이는 세라믹스 소재는 피로에 대한 저항성이나 내마모성은 매우 우수하지만 깨지기 쉽다는 단점이 있고, 금속이나 폴리머는 세라믹스와 같이 급작스럽게 파괴되는 일은 없지만, 마모나 피로저항성이 떨어진다는 제한이 있기 때문이다.

세라믹스 소재가 포함된 바이오 시스템의 가장 큰 문제점 중의 하나는 인체 내 수분의 분위기(moist environ-

ment)에서 반복적인 하중을 받아, 임상학적 측면에서 볼 때는 아무런 이유나 증상 없이 재료의 파손이 갑자기 일어난다는 것이다. 미국의 임상학적 보고에 의하면 일년에 3~6%의 인공 세라믹스 치아의 파손율이 보고 되고 있다.²⁰⁾ 이와 같이 인공치아나 관절, 인공뼈 등에서의 파손은 빈번히 일어나고 있지만 이에 대한 원인은 시스템 적 측면에서 규명되지 않고 있다. 예를 들면, 환자의 몸안에 이식된, 세라믹 소재가 포함된 관절시스템의 파괴가 빈번히 일어남에도 이에 대한 의학적인 이해가 부족한 실정이다. 재료과학자로서는 이러한 관절시스템에서 인간생체의 역학(mechanics)에 대한 이해를 기초로 하여 복합재료 시스템의 관점에서 바이오 재료의 파손을 고찰하고 이해하는 것이 무엇보다 중요함에도 불구하고, 임상학적으로는 단지 사용 후 파손이 재료자체에 문제가 있다고 오인하여 사용하지 않는 일이 흔하지 않게 일어난다는 것이다. 예컨대 실제 바이오 재료가 적용될 때의 역학은 매우 복잡하지만, 곡률 반경 r 을 갖는 기존 생체재료와의 접촉(contact)에 의한 집중 응력(concentration forces, P)을 생각해 보면, 인공치아의 경우 r 은 1~10 mm, $P \approx 100$ N, 엉덩이 관절(hip)의 경우 r 은 30 mm, $P \approx 6000$ N의 하중이 걸린다는 점을 적어도 이해하여 바이오 시스템을 설계하여야 하며, 인간의 활동도중 수백만 사이클의 반복하중이 걸린다는 점을 미리 이해하고 층상구조가 디자인되어야 한다.

미국 표준연구소(NIST, National Institute of Standards and Technology)의 Brian Lawn 박사(NIST Fellow) 그룹에서는 1995년 이래로 현재까지 주로 한국인 과학자들과의 협동연구를 통하여 이러한 바이오 층상시스템에서의 파괴현상을 이해하고 적절한 구조설계의 중요한 인자를 제공함으로써 궁극적으로 손상저항성(damage tolerance)이 우수하고 수명이 향상된 바이오 층상재료 및 시스템에 관한 연구를 수행하고 있다. 보다 구체적으로는 파손의 원인인 균열(crack)의 전파(propagation) 방지보다는 개시(crack initiation) 자체를 방지하도록 하는 철학(philosophy)을 기반으로 하여, 재료의 특성(탄성계수, 강도, 인성, 경도)과 기하학적 변수(층 두께, 접촉반경)들과 함께 임계하중(critical load)간의 관계를 제시하여, 일정 하중 하에서의 층상재료의 특성치(elastic mod-

ulus)가 야기하는 파괴현상을 이해하고 이를 방지하기 위한 적절한 코팅층의 두께범위를 제안하고자 하는 연구를 수행하고 있다. 따라서 본고에서는 현재까지 연구된, 내마모성이 기타 금속이나 폴리머보다 탁월하고 생체친화력이 뛰어나며 화학적으로 내구성이 우수하고 심미성이 있는 세라믹스 소재가 포함된 층상구조 형태의 시스템으로써의 바이오 층상재료에 대하여, 특히 바이오 생체재료로서 성공적인 적용과 수명향상을 위하여 층상재료의 파괴현상을 이해하고 이를 방지하기 위한 연구결과에 초점을 맞추어 소개하고자 한다.

2. 본 론

2.1 바이오 세라믹스 (Bio-ceramics)

층상형 세라믹스 소재가 포함된 시스템으로써 바이오 분야에 적용이 가능한 분야는 인공치아(dental crown), 무릎 보철(knee prosthesis), 심장밸브(heart valve), 뼈 이식(bone implants) 등을 들 수 있다. 바이오 시스템의 예를 전형적인 모식도로써 Fig. 1에 나타내었다. 이러한 바이오 시스템은 접촉하중에 의한 마모 특성과 피로특성이 매우 중요한 특성이며, 어떤 임계치의 하중이나 하중 반복 인가횟수(number of cycles)에서 파손(failure)이 일어나게 되므로 이를 고려한 재료의 개발 및 시스템의 개발이 수반되지 않으면 안된다²⁰⁾.

인공치아의 경우 이전에는 아말감(amalgam), 은(Ag), 금(Au)등 금속을 이용한 치아보수재가 많이 활용되었으나, 최근에는 폴리머 복합재료(polymer composites)나 세라믹재료(all ceramic crown)의 적용 폭이 증대하고 있

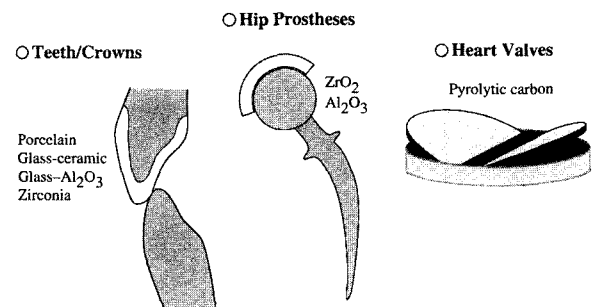


Fig. 1. Schematic showing biomedical replacements, indicating ceramic components : (a) dental crown, (b) hip prosthesis, (c) heart valve.

Table 1. Properties of Dental Materials

| Material | Name | Supplier | Function | Properties | | | |
|--------------------------------------|-------------------|--|------------------|-------------------|--------------------|--------------------------------------|--------------------|
| | | | | Modulus E(GPa) | Hardness H(GPa) | Toughness T(MPam ^{1/2}) | Strength σ(MPa) |
| <i>Ceramic</i> Porcelain | Mark II | Vita Zahnfabrik (Bad Sackingen, Germany) | Veneer | 68 | 6.4 | 0.92 | 130 |
| | Empress I | Ivoclar(Schaan, Liechtenstein) | Full crown | 67 | 5.6 | 1.4 | 160 |
| Glass- ceramic | Dicor | Dentsply(York,Pa) | Full crown | 69 | 3.8 | 1.1 | 320 |
| | Empress II | Ivoclar | Full crown | 104 | 5.5 | 2.9 | 420 |
| Alumina | InCeram | Vita Zahnfabrik | Core | 270 | 12.3 | 3.0 | 550 |
| | Prozyr | Norton(East Granby, Conn.) | Core | 205 | 12.0 | 5.4 | 1400 |
| Zirconia | Soda-lime | Corning(Corning,N.Y.) | Model mat. | 73 | 5.2 | 0.67 | 110 |
| | MGC,fine | | Model mat. | 70.5 | 3.8 | 1.0 | 325 |
| | MGC,coarse | | Model mat. | 51.5 | 2.7 | 1.65 | 125 |
| Sapphire | Single crystal | Goodfellow Ltd (Cambridge, England) | Model mat. | 417 | 21.0 | 3.0 | 550 |
| <i>Metal</i> Pd-alloy | Argipal | Argen Precious Metals (Calif.) | Metal core | 126 | 2.0 | | |
| Tungsten carbide | Kennametal | J&L Industrial (Livonia, Mich.) | Indenter | 614 | 19.0 | | |
| <i>Polymer</i> Poly- carbonate | Hyzod | AIN Plastics, Inc (Virginia, Va.) | Substrate | 2.3 | 0.15 | | |
| Filled polymer | Charisma | Hereaus Kulzer GmbH(Germany) | Substrate | 10 | 0.8 | | |
| Epoxy | RT Cure | Master Bond Inc (Hackensack,N.J.) | Adhesive | 3.5 | 0.9 | | |
| <i>Tooth</i> Enamel | | | Natural tooth | 94 | 3.2 | 0.8 | |
| Dentin | | | | 16 | 0.6 | 3.1 | |

는 추세이다. 인공치아에 이용되고 있는 세라믹스 재료는 자기(porcelain), 결정화유리(glass-ceramics), 유리가 침윤된 알루미나(glass-infiltrated alumina), 지르코니아(zirconia) 등이 이용되고 있으며 이러한 재료의 특성을 최근 치과 임상에서 활용되고 있는 금속이나 폴리머 재료와 함께 다음 Table 1에 나타내었다.²⁰⁾ 탄성계수 (E, 탄성적 변형에 대한 저항성), 경도(H, 소성적 변형에 대한 저항성), 파괴인성(T or K_{IC}, 균열전파에 대한 저항성), 강도(S, 최대로 견딜 수 있는 인장응력) 등의 특성은 인공치아로 적용되었을 때 외부로부터의 접촉하중(contact load)에 견디는 손상저항성(damage tolerant property)과 밀접한 관련이 있는 특성들이다. Table 1에는 또한 생체 치아재료(enamel, dentin)의 특성을 비교를 위해 삽입하여 나타내었다.

정형 외과적 임플란트(Orthopedic Implants)는 파손을

보수하기 위한 디바이스(fracture fixation devices)나 접합보수를 위한 디바이스(joint replacement device) 혹은 보철(prostheses)에 사용되는 바이오재료를 말한다. 이전에는 귀금속등이 사용되었으나 최근에는 바나듐(V), 알루미늄(Al), 코발트-크롬(Co-Cr) 합금, 스테인레스 강(stainless steel), 티타늄(Ti) 합금 등이 사용되며 세라믹스 소재의 경우 내마모성과 생체적합성이 우수한 지르코니아(ZrO₂), 알루미나(Al₂O₃) 등이 적용되고 있다.²¹⁾

인공심장 밸브(Prosthetic heart valves)는 1960년경 도입되었으며 기계적 밸브(mechanical valve)와 티슈 밸브(tissue valve)의 두가지 종류가 있다. Fig. 1에서 보는 바와 같이 디스크형태의 바이오 재료(Delrin disk라고 명명됨)가 도입된 것은 1969년경이며 이러한 디스크의 마모가 문제가 되어 1970년 초기부터 현재까지 카본 세라믹스(pyrolytic carbon)가 개발되어 적용되어져 오고

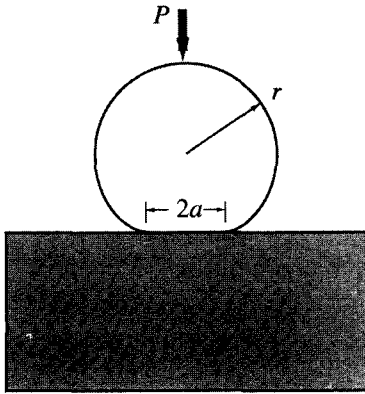


Fig. 2. Schematic diagram showing Hertzian indentation test.

있다. 1983년 도입된 St. Jude valve는 600,000명에게 시술되어 28명의 파손만이 일어났다고 보고 되었으며, 파손의 원인은 기계적 손상(mechanical damage)에 기인 하였다고 보고 되었다.²¹⁾

22 단상 바이오재료의 접촉특성 평가방법 및 손상특성 (Hertzian indentation and damage characteristics of monolith bio-materials)

앞에서 살펴본 바이오 재료들은 접촉(contact)에 의한 마모(wear)나 손상(damage)의 결합에 의해 궁극적인 파손이 일어나게 되므로 이에 대한 체계적인 연구가 필요하다. 바이오 재료의 접촉하중(contact load)에 의한 국부적인 변형(quasi-plastic deformation)이나 파괴를 관찰하는 특성평가 방법 중 하나로 헤르찌안 접촉시험법(Hertzian indentation)이 있다. 이 방법은 Fig. 2와 같이 편평하고 경면 연마된 재료의 표면에 P의 일정하중으로 탄성계수가 높고 단단한 구형압자(일반적으로 초경 구, WC sphere, 반경 r)로 눌러 재료 표면으로부터 손상(damage)을 유도하는 방법이다.^{22,23)} 그림에서 a는 접촉 반경(contact radius)을 의미한다.

하중 P에서 평균 접촉압력 p_0 는 다음 식과 같이 표현 된다.

$$p_0 = [4E/(3\pi^{3/2})(1-\nu^2)r]^{2/3} P^{1/3} \quad (1)$$

여기서 ν 는 Poisson비, r은 유효반경(effective radius), E는 유효 탄성계수(effective modulus)이며,

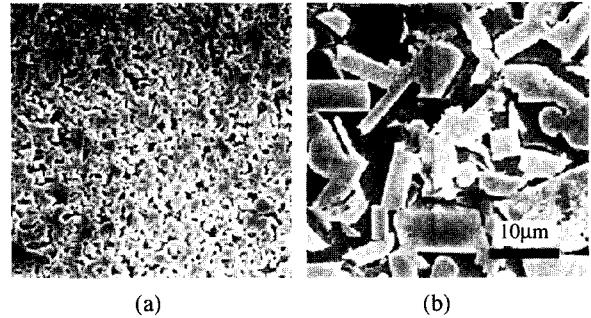


Fig. 3. SEM micrographs of Mica-containing glass-ceramics with (a) fine and equiaxial grains and (b) coarse and elongated grains.

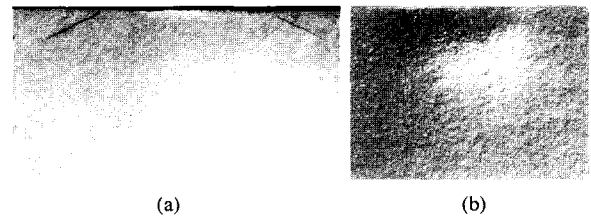


Fig. 4. Two typical damage modes in monolithic bio-ceramics (mica-containing glass-ceramics) with different microstructures.

$$1/r = 1/r_c + 1/r_i \quad (2)$$

$$1/E = 1/E_c + 1/E_i \quad (3)$$

이고, 여기서 아래첨자 c와 i는 각각 세라믹스(ceramics)와 구형압자 재료(indenter)를 말한다.

이러한 접촉응력 인가시 임계 하중을 넘게 되면 재료의 탄성한계를 벗어나 구형압자 바로 밑 부분, 재료의 윗부분에 비가역적 변형(irreversible damage)이 발생하거나 접촉반경 바로 바깥쪽으로부터 원추형 모양의 균열(cone crack)이 발생하며, 기계적 손상(damage)이 어떻게 일어날 것인가는 재료의 미세구조(microstructure)와 밀접한 관련이 있다.

Fig. 3에 바이오 재료(결정화 유리, mica-containing glass-ceramics)의 두 가지 대표적인 미세구조와, 미세구조가 다른 두 재료에 형성되는 대표적인 두 가지 손상 특성(damage characteristics)을 Fig. 4에 나타내었다.²⁴⁾ 열처리 온도의 변화로 Fig. 3(a)와 같이 상대적으로 평균 입자크기(average grain size)가 작고 입자형상이 구형인 미세구조를 갖는 결정화유리에 대하여 반경 3.18 mm의 초경압자로 500 N의 하중을 인가한 후 재료의 측면에

형성된 손상을 관찰한 사진이 Fig. 4(a)이며, Fig. 3(b)와 같이 상대적으로 평균입자크기가 크고 입자 장경비(aspect ratio)가 큰 미세구조를 갖는 결정화유리에 대하여 동일한 조건으로 하중을 가하였을 때 형성된 손상을 관찰한 사진이 Fig. 4(b)이다. 사진에서와 같이 동일한 재료와 동일한 접촉하중에서 테스트 되었는데도, 미세구조에 따라 전혀 다른 손상특성을 나타냄을 알 수 있다. 취성이 높고 입자크기가 작은 결정화유리는 원추형 균열(cone crack)이 발생하며, 인성이 높고 입자크기가 큰 결정화유리는 원추형 균열 대신 전단응력에 의해 발생한 마이크로 균열(microcrack)들로 구성된 항복영역(yield zone)이 형성되는 이와 같은 미세구조에 따른 서로 다른 손상특성은 결정화유리뿐만 아니라 알루미늄, 지르코니아, 질화규소, 탄화규소 등 많은 재료에 대해서도 발견되었다.^{10,24-27)}

이러한 접촉특성에 대한 연구 중 임계하중(critical load)은 다음과 같은 관계식에 의해 나타낼 수 있다. 하중이 단지 1회 가해질 경우, 원추형 균열이 생기기 위한 임계하중은 다음 식으로 표현된다.

$$P_c = A(T_c^2/E)r \quad (4)$$

여기서 A 는 상수, T_c 는 재료의 파괴인성이다. 따라서 재료의 탄성계수와 파괴인성을 제어함으로써 원추형 균열의 생성 및 전파와 관련된 접촉파괴 현상을 제어하는 것이 가능하다.

한편 Fig. 4(b)와 같은 비가역적 항복영역을 형성시키기 위한 임계하중은 다음과 같은 식으로 표현될 수 있다.

$$P_Y = DH_c(H_c/E)^2 r^2 \quad (5)$$

여기서 D 는 상수이며 H_c 는 Vickers indentation을 행하였을 때의 경도(load/projected area)이다. 이러한 식들은 바이오 재료를 포함한 여러 가지 재료에 대하여 실험한 결과 실험치와 잘 일치된 결과를 보여 신뢰성이 높은 식으로 여겨진다.^{28,29)}

한편 바이오 재료가 적용되어 사용될 때는 하중이 여러번 인가되어 파손이 일어날 수 있으므로 접촉피로(contact fatigue)에 대한 연구 또한 매우 중요하다. 따라서 두 가지 대표적인 미세구조를 갖는 재료에 대하여 접촉

피로를 모델화한 연구를 수행하였으며,³⁰⁻³²⁾ 그 결과 상대적으로 coarse하고 elongated grain이 함유된 상층 R-곡선을 나타내는 재료의 경우 반복 접촉하중에 상대적으로 약한 특성을 보임을 밝힌 바 있다. 따라서 강도, 경도, 인성, 접촉저항성 등 모든 특성이 우수한 재료는 없다고 보이며 이러한 의미에서 층상재료에 관한 연구가 가치 있다고 할 수 있겠다.

2.3 바이오 층상 세라믹스 시스템 및 접촉손상 특성 (Layered bio-ceramics system and the characteristics of contact damage)

구형압자(spherical indenter)를 이용하여 접촉응력(contact stress)을 가하고 이에 대한 손상(damage)여부를 고찰하는 헤르쯔안 접촉평기(Hertzian contact stress)법은 바이오 층상 세라믹스의 접촉손상을 예견할 수 있는 좋은 특성평가 방법 중의 하나이다.²⁸⁾ 특히 이러한 특성방법은 세라믹스 소재 자체뿐만 아니라, 세라믹스가 외부 코팅층으로 포함된 층상형 구조를 평가하는 방법으로 연구되어져 왔다. 특히 취성이 높은 코팅층과 상대적으로 연한(soft) 특성을 갖는 지지층이 결합된 층상형 구조에 있어서 연한 지지층의 역할을 연구하기 위하여 층상 구조를 이층으로 단순화시킨 이층 층상재료(bilayer material)에 대한 연구가 Brian Lawn 그룹에서 행하여져 오고 있다.^{17-19,33-43)}

이러한 층상 세라믹스에 있어서 균열(crack)의 생성(initiation)을 방지하고 이의 전파(propagation)를 억제하기 위해서는 첫째, 코팅층과 지지층 간의 탄성계수 차이(elastic modulus mismatch)와 둘째, 코팅층의 두께(coating thickness)의 제어가 매우 중요하다. 이와 같은 인자(factor)의 중요성은 특히 코팅층과 지지층 간에 강한 계면 결합강도가 있을 때(계면층의 인성이 최소한 지지층 인성의 1/2 이상이어서 외부 층의 damage가 지지층에 가해진다고 생각될 때)와, 외부에서 집중적인 접촉하중(concentration contact load)이 가해질 때 더욱 크다고 말할 수 있다.⁴⁴⁾

다음 Fig. 5는 탄성계수 차이가 각각 $E_1/E_2 = 1.44, 2.00, 2.69$ 일 때 층상재료의 접촉손상 특성을 보여주는 일례이다.³³⁾ 모든 경우 일정한 하중에서 테스트 된 경우이고

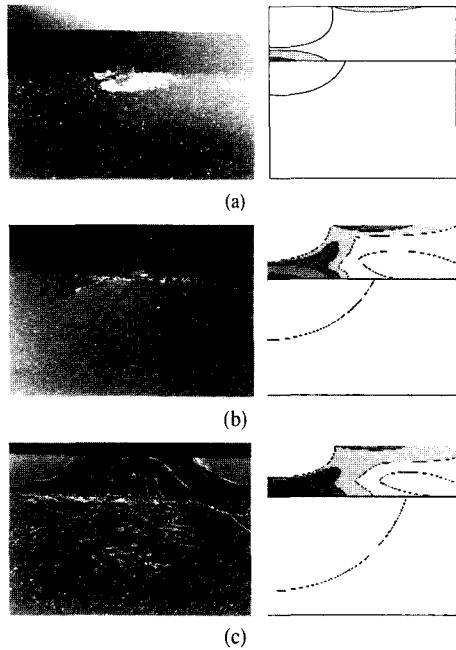


Fig. 5. Contact fracture and FEM analysis results in layer structures, coating thickness, $d = 250\mu\text{m}$, with elastic modulus mismatch, E_c/E_s ; (a) 1.44, (b) 2.00 and (c) 2.69. The contact force was applied using WC sphere $r = 1.98 \text{ mm}$ at $P = 2000 \text{ N}$.

동일한 반경의 초경 구를 이용하여 시험한 것이다. 세 가지 경우 모두 동일한 코팅층의 두께를 갖고 있고, 단지 탄성계수 차이(elastic modulus mismatch)만이 차이가 있다. 사진에서와 같이 코팅층과 지지층 간의 탄성계수 차이가 클수록 접촉과괴 양상이 진전되었음을 알 수 있다. 특히 접촉응력에 의해 어떤 임계치 이상에서 재료의 표면에서 발생하는 원추형상의 균열이외에 코팅층과 지지층간에 방사성 균열(radial crack)이 코팅층과 지지층의 계면 부근에서 발생하였는데 이러한 균열특성은 단상(monolith) 재료에선 발견되지 않는 새로운 균열양상이다. 이러한 균열은 오른쪽 그림의 유한요소해석(FEM) 결과(대칭구조이므로 그림에 1/2만 나타내었음)에 의하면 최대 인장응력 영역(색이 가장 진한 영역, 참고로 흰색영역은 압축응력 영역을 나타냄)이 계면층 부근에 존재하게 되고, 그 다음으로 큰 인장응력 영역이 코팅층 표면의 접촉반경 바깥 부근에 위치하게 됨으로 일종의 휨 응력(flexural stress)이 코팅층에 작용하는데 기인한 것으로 분석된다. 즉 코팅층보다 상대적으로 연

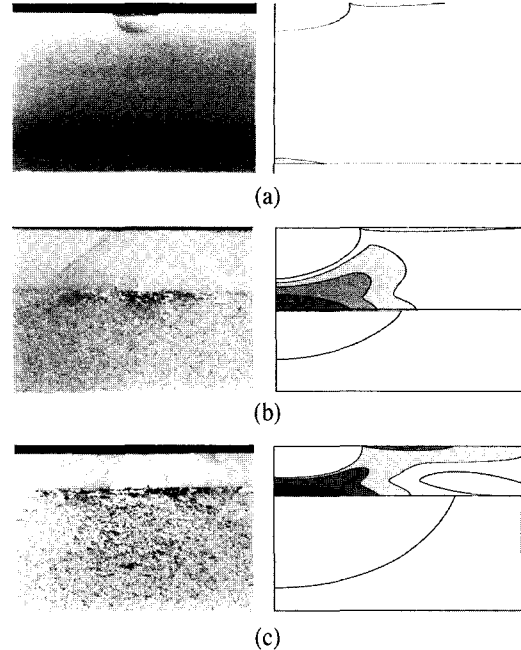


Fig. 6. Contact fracture and FEM analysis results in layer structures, $E_c/E_s = 2.69$, with coating thickness, d ; (a) $1200\mu\text{m}$, (b) $400\mu\text{m}$, and (c) $200\mu\text{m}$. The contact force was applied using WC sphere $r = 1.98 \text{ mm}$ at $P = 2000 \text{ N}$.

한(soft) 지지층에 기인해 휨 응력이 코팅층에 작용하여 방사성 균열이 발생하는 것으로 생각되며, 이러한 방사성 균열은 외부에서는 검지(detect)되지 않기 때문에 매우 위험한 균열양상이라고 할 수 있다. 예를 들면 인공 치아의 경우 세라믹 층으로 보수(restoration)를 할 경우 위의 두가지 중요한 인자-탄성계수 차이와 코팅층의 두께를 적절히 제어하지 않으면 계면층에서 균열이 발생할 수 있고, 이러한 균열은 외부에서 전혀 보이지 않기 때문에 어느 날 갑자기 치아의 파손이 일어났다고 느껴질 수 있다.

Fig. 6은 탄성계수 차이 $E_c/E_s = 2.69$ 로 고정시킨 동일한 재료에 대하여 코팅층의 두께만을 달리하였을 때 동일한 초경 구, 동일한 하중에서 시험하였을 때의 재료에 형성된 접촉손상특성을 관찰한 광학현미경 사진이다.³³⁾ 사진에서와 같이 탄성계수 차이가 클 경우 코팅층 두께의 제어가 매우 중요하며, 이는 오른쪽 FEM 분석과 같이 코팅층을 두껍게 할 경우 최대인장응력 영역이 계면층에서 코팅층 표면으로 이동된데 기인한 것이다.

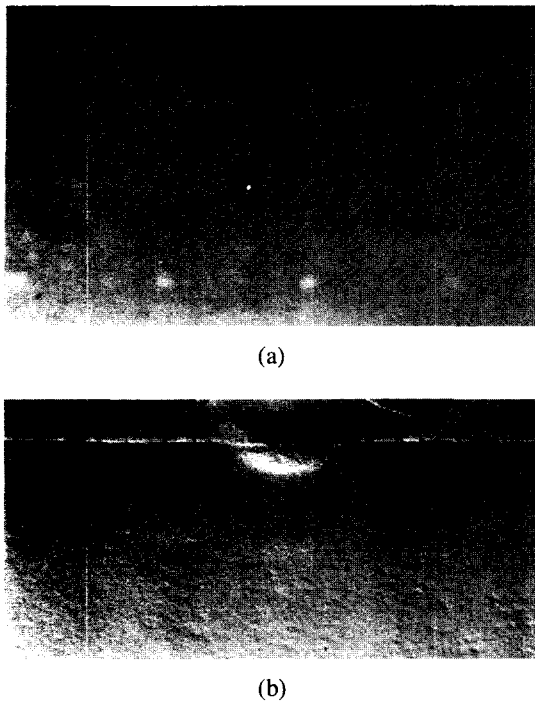


Fig. 7. Damage modes of Hertzian contact test, using WC sphere of radius $r = 1.98$ mm at load $P = 3000$ N, (a) brittle monolith showing fully developed cone crack and (b) brittle/quasi-ductile bilayer with $E_c/E_s = 1.06$ and $d = 250$ μm , showing suppression of crack.

이와 같이 탄성계수 차이와 코팅층의 두께가 층상재료의 파괴를 지배하는 두가지 중요한 인자라는 것은 Fig. 5와 Fig. 6의 접촉손상특성이 나타내는 바와 같이 더 이상 강조할 필요가 없다고 하겠다.

Fig. 7(b)는 탄성계수 차이를 $E_c/E_s = 1.06$ 으로 감소시켜 이층 층상재료를 제조하고 동일한 초경 구, $r = 1.98$ mm,를 사용하여 동일한 하중, $P = 3000$ N에서 접촉응력을 가한 후 재료의 측면에 형성된 접촉손상을 역시 광학현미경으로 관찰한 사진이다.³⁴⁾ 비교를 위하여 코팅층만의 재료를 이용하여 단상(monolith) 세라믹스로 제조하고 동일조건에서 접촉응력을 가한 사진을 Fig. 7(a)에 나타내었다. 단상 세라믹스의 경우 취성에 의하여 큰 균열이 형성된 반면, 층상재료의 경우 지지층의 영향에 의하여 균열의 길이가 훨씬 감소된 것을 알 수 있고, 탄성계수 차이의 제어에 의하여 방사성 균열이 생성되지 않음을 알 수 있다. 층상재료의 이러한 균열억제(crack

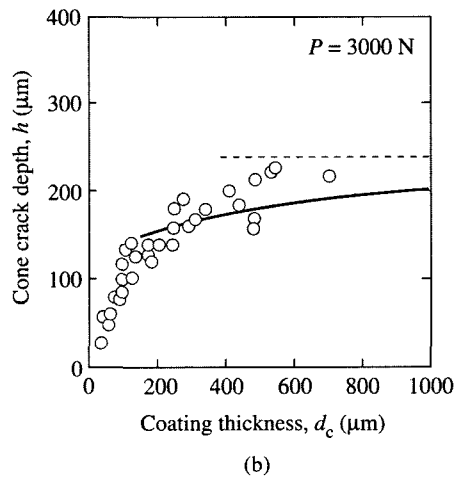
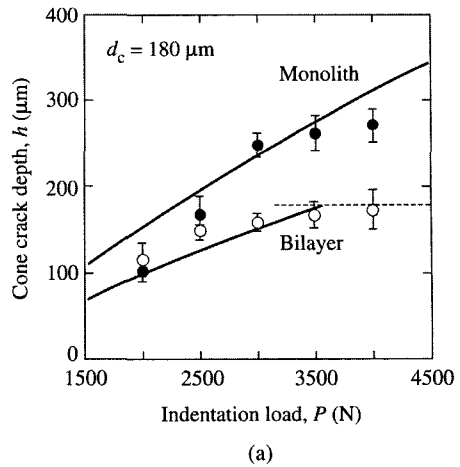


Fig. 8. Plot of cone crack depth as a function of (a) indentation load and (b) coating thickness for bilayers with $E_c/E_s = 1.06$.

suppression) 현상은 Fig. 8(a)에서와 같이 접촉하중을 증가시켰을 때 형성된 균열이 진전된 정도(depth)로 뚜렷이 알 수 있다. 즉 취성이 있는 단상 세라믹스의 경우 접촉하중이 증가함에 따라 균열의 깊이가 증가하는 반면, 연한 지지층과 결합된 층상재료의 경우 특히 하중이 커질수록 균열이 지지층을 가로질러 성장되지 못하고 코팅층 내로 균열이 억제되는 현상이 발견되었다. 또한 코팅층의 두께를 제어하여 시험한 결과 Fig. 8(b)에서와 같이 코팅층의 두께가 감소된 층상재료의 경우 형성되는 균열을 억제할 수 있다는 결과를 보여, 외부의 접촉하중으로부터 파괴의 지연을 위해서는 탄성계수의 차이와 코팅층의 두께를 적절히 제어하여야 한다는 중요한

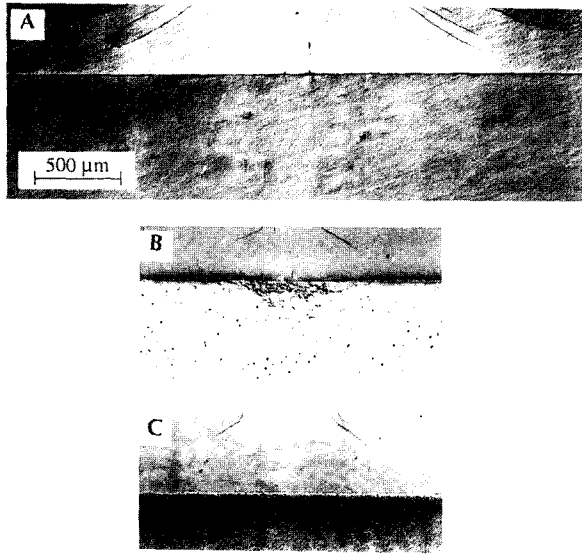


Fig. 9. Damage modes in bio-ceramic/substrate bilayers. A, Glass-ceramic/filled polymer, ceramic thickness $d = 0.45$ mm, WC sphere indenter $r = 3.18$ mm at $P = 450$ N. B, Porcelain/Pd-alloy, $d = 0.45$ mm, $r = 2.38$ mm at $P = 500$ N. C, Porcelain/glass-infiltrated-alumina, $d = 0.5$ mm, $r = 3.18$ mm at $P = 500$ N.

결과를 알 수 있다.

이번에는 실제 바이오 층상재료, 특히 인공치아재료로 사용되는 층상재료에서 관찰된, 지금까지 살펴본 바와 같은 접촉손상 현상을 소개하기로 한다.^{35,37)} 치아는 일반적으로 곡률반경의 차이는 있지만 대략 2~4 mm로 본다면 유사한 반경의 초경구로 시험하는 것이 바람직하다고 할 수 있다. 여기서 소개하는 층상재료의 예는 첫째, 운모상(mica)이 포함되어 있는 결정화유리와 무기재로 충전된 폴리머 복합재료가 시멘트(dental cement)로 결합된 재료이고, 둘째는 팔라듐 합금(Pd alloy)과 결합된 자기(porcelain)질 층상재료이고, 마지막으로 유리로 침윤된 알루미나(glass-infiltrated alumina)와 결합된 자기질 층상재료이다. 어떤 경우이건 코팅층은 치아의 veneer와 유사한 특성을 갖는 세라믹이고, 지지층은 dentin이나 hard crown core로 구성된 층상 시스템이다.

Fig. 9에 세가지 재료에서 관찰된 접촉손상 특성을 광학현미경으로 촬영하여 사진으로 나타내었다. 여기서 가해진 하중은 모두 100 N 이상의 접촉하중으로 일반적인 치아의 biting force, $P = 100$ N 이상에서 시험된 것

으로 손상이 잘 형성되는 조건이다. 모든 재료의 코팅층에는 원추형 균열이 관찰되었다. 대부분의 바이오 층상 재료에서 관찰된 접촉손상은 앞의 Fig. 5 및 Fig. 6에서 관찰된 바와 크게 다를 것이 없다. 흥미로운 것은 Fig. 9(a)에서 관찰된 원추직경이 기타재료에서 관찰된 것보다 훨씬 크다는 것이다. 이러한 결과는 밑의 지지층이 상대적으로 연한 폴리머이므로, Fig. 5 및 Fig. 6에서 살펴본 바와 같이 세라믹 코팅층에 보다 휨 응력이 작용하여 최대 표면 인장응력이 이동된데 기인한 것이다. 방사성 균열 역시 Fig. 9(a)에서 관찰되는 바와 같이 탄성계수 차이가 클 경우 휨 응력에 의해 작용하는 계면층 부근에 형성되는 인장응력에 기인해 계면으로부터 코팅층 표면을 향하여 생성된다. 이러한 방사성 균열은 세라믹/폴리머 시스템뿐만 아니라, Fig. 9(b)에서와 같이 세라믹/금속 시스템에 있어서도 상대적으로 탄성계수는 높지만(stiffer), 연한(softer) 금속의 특성에 의해 생성됨이 발견되었다. Table 1에서와 같이 Pd 합금은 자기보다 낮은 경도 값을 갖는다. 또 금속은 어떤 임계치 이상에서 항복현상(yield)이 일어나기 때문에 위의 코팅층이 변위되도록(deflect) 작용하여 방사성 균열을 생성한다. 반면, Fig. 9(c)에서는 Fig. 9(a) 및 (b)에서 관찰된 방사성 균열이 전혀 관찰되지 않았다. 이는 지지층의 탄성계수가 높고 강하기 때문에 (stiff and hard) 코팅층의 휨 현상을 허락하지 않기 때문이다. 따라서 손상저항성이 강한 인공치아를 제조하기 위해 hard core를 사용하여 층상형 시스템을 제조하는 방법이 제안되고 있다.⁴²⁾

이상에서 살펴본 바와 같이 접촉손상특성을 좌우하는 두가지 중요한 균열의 종류는 표면에서 시작되는 원추형 균열과 계면에서 시작되는 방사성 균열이다. 방사성 균열은 인공치아재료(dental crown)에서 빈번히 관찰되는 파괴의 종류라고 생각되며,⁴⁵⁾ 이러한 균열은 탄성계수 차이가 크고 얇은 코팅층을 가진 층상시스템에서 휨 응력에 의한 응력분포에 의해 발생된다. 따라서 탄성적으로나 혹은 소성적으로 지지층의 변형(deformation)이 방사성균열을 일으키는 중요한 인자가 될 수 있다.

2.4 바이오 층상 세라믹스 시스템의 수명향상 (Improvement on the lifetime of layered bio-ceramics)

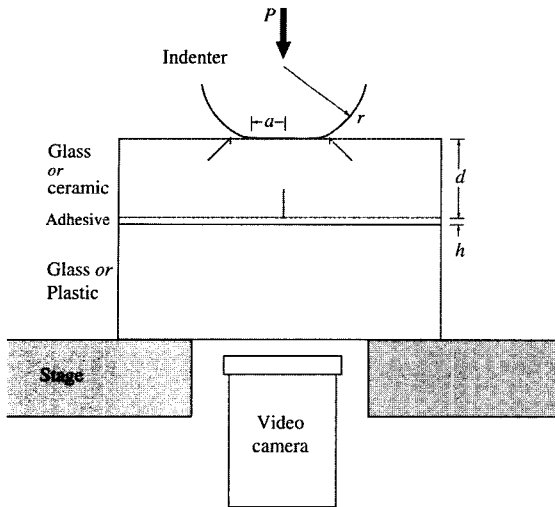


Fig. 10. Schematic diagram showing indentation setup on coating/substrate transparent layer system bonded with thin adhesive, with ensuing cone crack or radial crack by *in situ* observation using video camera.

system)

현재까지는 바이오 층상 세라믹스에 있어서 접촉응력에 의하여 손상이 형성될 때 주로 균열의 생성에 관한 고찰을 하였으나, 실제 바이오 재료로 성공적으로 사용되기 위해서는 균열의 생성에 대한 억제보다는 균열의 생성 자체를 억제하는 일이 매우 중요하다.³⁷⁾ 따라서 균열의 생성(crack initiation)을 재료의 물성(basic material properties) - 탄성계수, 강도, 인성, 경도 등 과 재료의 기하학적 변수(geometrical quantities) - 코팅층의 두께, 접촉반경 - 측면에서 고찰하여 관계식을 유도한다면 파괴의 시작을 예측하고 이를 사전에 방지할 수 있으므로 이에 대한 연구는 가치 있는 일이라고 할 수 있다. 또한 이러한 연구는 safety design map을 제시함으로써 바이오 층상 세라믹스 시스템의 수명을 향상시키는데 기여할 수 있을 것으로 생각된다.

한편 지금까지 살펴본 층상재료의 접촉손상 특성은, 불투명한 재료에 접촉응력을 가하여 형성된 손상을 사후에 관찰한 것으로서, 이러한 정보를 얻기까지는 많은 시간과 노력이 필요하다. 또 사후에 형성된 손상만 관찰할 수 있기 때문에 균열의 개시와 전파 등 그 거동을 정확히 알 수 없다는 단점이 있다.

Fig. 10은 균열의 정확한 개시와 전파거동을 파악하기

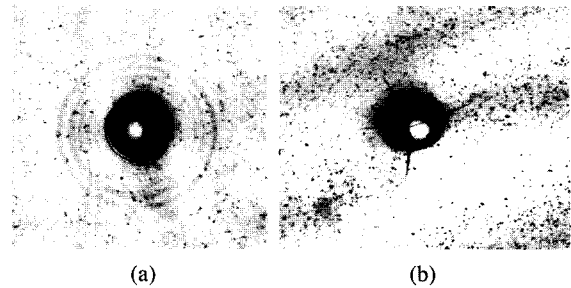


Fig. 11. Micrographs of cracks produced in soda-lime glass coating ($E_c = 70$ GPa)/ lower modulus glass substrate ($E_s = 44$ GPa) model bilayer structure with WC sphere, $r = 3.96$ mm. (a) cone crack, coating thickness $d = 820\mu\text{m}$, load $P = 375$ N and (b) radial crack, coating thickness $d = 400\mu\text{m}$, load $P = 250$ N.

위해 인공생체재료와 유사한 탄성계수를 갖는 투명한 재료, 예를 들면 코팅층은 창문용 유리, 지지층은 폴리 카보네이트를 사용하여 model bilayer를 제조한 후, 이에 접촉응력을 가하면서 디지털 카메라로 접촉부위 및 계면부위를 관찰할 수 있는 장비의 모식도를 나타낸다.^{36,38,39)} 즉 층상재료는 균열의 개시와 정보를 실시간으로(*in situ*) 관찰할 수 있도록 다양한 탄성계수를 갖는 유리, 사파이어, 폴리카보네이트 등 투명한 재료로부터 만들어진다. 두 개의 층은 역시 투명한 에폭시 결합제를 이용하여 결합되며 이 때 결합제의 두께는 가능한 한 최소의 두께로 제어된다. 디지털 카메라는 비디오에 연결되어 녹화를 동시에 수행하여 파괴가 일어난 후 이를 다시 분석할 수 있도록 하였다. 이 장비를 이용하게 되면 어떤 종류의 균열이 먼저 발생하며, 접촉하중이 증가함에 따라 어떻게 발전하여 궁극적으로 파괴가 일어나는지를 정확히 알 수 있게 된다.

Fig. 11은 Fig. 10과 같은 실시간 균열관찰 시스템을 사용하여 투명한 폴리카보네이트 밑에서 관찰된, 층상 재료의 유리 코팅층에 형성되는 원추형 균열(Fig. (a))과 코팅층과 지지층 사이의 계면층 부근에서 형성되는 방사성 균열(Fig. (b))을 이미지 캡처링(image capturing)한 것이다.

이러한 이층 층상재료의 손상개시(damage initiation)에 대한 임계하중(critical load)은 Fig. 10과 같은 실시간 관찰 장비(*in-situ* observation system)로부터 측정된 데

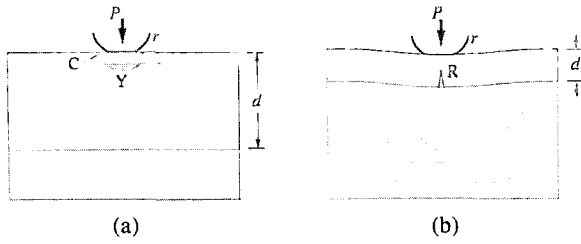


Fig. 12. Schematic of damage modes in flat ceramic material of layer thickness d from indentation with sphere of radius r at load P . (a) Bilayer, thick ceramic layer on thick compliant substrate : brittle and quasiplastic modes remain dominant, (b) Bilayer, thin ceramic layer on thick compliant substrate : ceramic flexes and subsurface radial cracks initiate from ceramic/substrate interface and spread upward and outward.

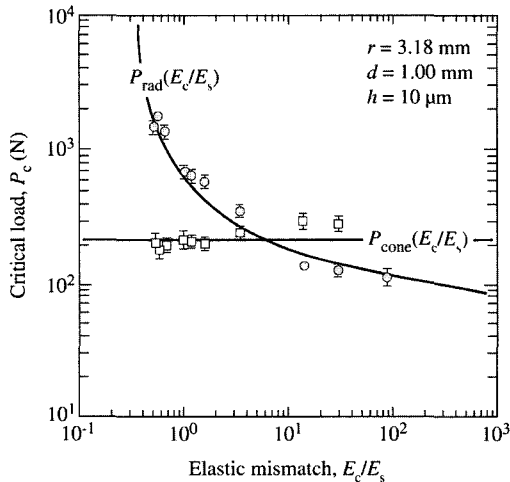


Fig. 13. Plot of critical loads P_{cone} and P_{rad} versus elastic modulus mismatch, E_c/E_s , for layer structures consisting of soda-lime glass plate coatings on various substrates of different modulus, bonded with epoxy adhesive, using the *in situ* observation setup system from Fig. 10.

이터의 분석을 통해 식 (4)~(6)과 같은 관계식으로 표현될 수 있어, 층상재료의 대표적인 손상의 종류에 따른 파괴역학 식을 유도할 수 있다.^{39,46)}

Fig. 12(a)에서와 같이 코팅층의 두께 d 가 구형압자의 반경 r 보다 매우 클 경우 표면근처의 손상(원추형 균열이나 준소성특성, cone cracking or quasiplasticity)이 재료의 손상모드(damage mode)를 결정하게 된다. 이 때의 임계하중은 식(4) 및 (5)에서 나타낸 바와 같이 재료

의 인성, 경도, 탄성계수 혹은 구형압자의 반경과 관계한다.

반면에 Fig. 12(b)와 같이 코팅층의 두께 d 가 적어서 지지층의 영향을 받게 될 때는 응력분포의 변화에 의해 재료표면에 형성되는 손상보다는 계면부근에 형성되는 방사성균열이 주된 손상의 종류로 작용하게 되며, 이 때의 임계하중은 다음과 같은 관계식에 의해 주어지게 된다.

$$P_R = B\sigma_F d^2 \log(CE_c/E_s) \quad (6)$$

여기서 σ_F 는 세라믹 재료의 극강도, B 와 C 는 계수이다. 식(4)~(6)에서 P_c 와 P_Y 는 코팅층 두께 d 와 무관하며, P_R 은 구형압자의 반경 r 과 무관하다는 것은 주목할 만하다.

Fig. 13은 유리/유리 및 유리/투명 폴리머의 모델 층상 재료로부터 측정된 두 종류의 균열의 개시하중을 탄성계수차이(elastic modulus mismatch)의 함수로 나타낸 것이다. 실선은 식(6)에 의해 구해진 $B = 2.5$, $C = 2.84$ 의 값을 삽입하여 얻어진 이론적 곡선으로 데이터와 비교적 잘 일치한다. $E_c/E_s < 5$ 인 경우 원추형 균열이 먼저 형성되는 반면, $E_c/E_s > 5$ 인 경우 방사성 균열이 먼저 형성된다. 방사성균열의 억제를 위해서는 $E_c/E_s < 1$ 인 경우가 바람직하나 이 경우 지지층의 취성에 의해 급작파괴가 일어날 수 있다는 것을 간과해서는 안된다. 또 $E_c/E_s > 5$ 인 경우 방사성 균열이 먼저 형성되기는 하지만 균열 임계하중이 탄성계수 차에 의존하는 정도가 크지 않으므로 이 경우 지지층의 선택이 그다지 중요하지 않을 수도 있다는 것은 특징적이라 할 수 있다.

Fig. 14는 바이오 층상재료 시스템에서 형성되는 임계하중을 코팅층의 두께의 함수로 도시한 것으로서 safety map으로도 불리는 그래프이다. Fig. 14(a)에는 70 GPa의 탄성계수를 갖는 유리재료 밑의 지지층을 변화시킨 모델 층상재료로부터 측정된 데이터와 식(4), (6)으로부터 예견된 실선을 삽입하였으며, Fig. 14(b)에는 폴리카보네이트 위에 세라믹 코팅층을 달린 후 먼저 발생하는 균열의 개시 하중 데이터와 역시 식(4), (6)로부터 예견된 이론식을 삽입하여 나타내었다. 그림에서 흰색으로 표시된 데이터는 원추형 균열이 형성된 경우이고, 검

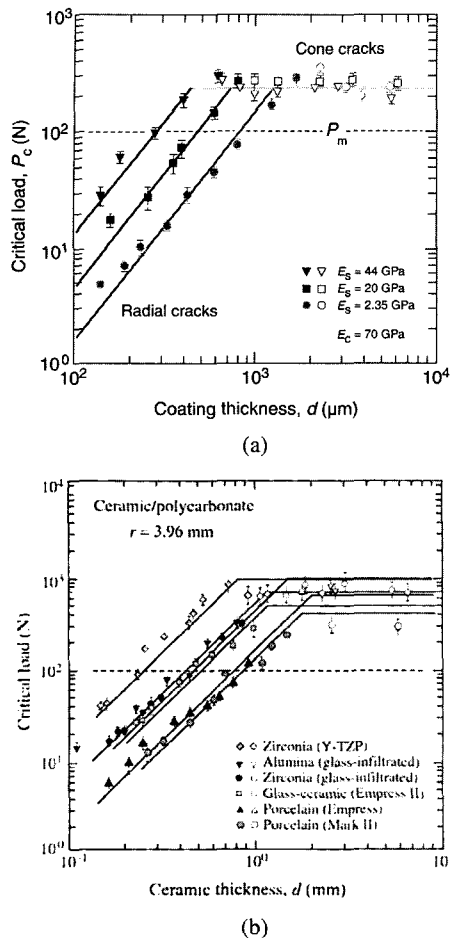


Fig. 14. Critical loads for first damage in (a) glass/[soft glass or polycarbonate] bilayers and (b) ceramic/polycarbonate bilayers as a function of ceramic thickness, for indentation with WC spheres. Symbols are experimental data (standard deviation bounds). Solid lines are theoretical predictions for cone cracking (unfilled symbols) and radial cracking (filled symbols). Dashed line, P_m , indicates clinically relevant biting force.

은색이나 회색으로 표시된 데이터는 방사성 균열이 형성된 경우이다. 그림에서와 같이 코팅층의 두께가 작을 경우는 방사성 균열이 먼저 형성되고 그 정도는 얇은 코팅층을 갖는 층상재료일 경우 빨리 형성됨을 알 수 있다. 또한 이러한 형성 시기는 코팅층/지지층 탄성계수 차에 의존하여, 탄성계수차가 클수록 방사성 균열이 보다 낮은 하중 하에서 발생된다. Fig. 14(b)에서는 지르코니아가 상대적으로 방사성균열을 지연시킬 수 있으며, 자기

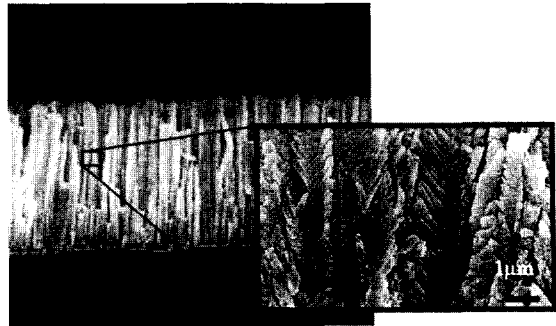


Fig. 15. SEM micrograph of zirconia nano-coating layer deposited by EB-PVD.

(porcelain)의 경우 상대적으로 낮은 하중에서 방사성 균열이 형성됨을 알 수 있다.

이러한 그림들로부터 바이오 층상재료로서 적합한 디자인을 할 수 있는 근거를 얻을 수 있다. 즉 그래프의 실선(solid lines)의 아래 영역이 결국 층상재료가 사용되기에 안전한 영역(safe region)이 된다. 예를 들어 치아의 최대 biting force를 100 N으로 가정하고, enamel과 dentin의 탄성계수가 각각 65~70 GPa과 15~20 GPa 정도로 가정한다면 Fig. 14(a)에서와 같이 P_m 과 실선이 만나는 d_m 을 얻어낼 수 있다. 즉 코팅층의 파괴개시를 방지하기 위해서는 적어도 d_m 이상의 두께로 코팅을 하여야 한다는 정보를 그래프로부터 얻어낼 수 있는 것이다. 안전한 디자인을 위해서는 P_c , P_Y , P_R 이 P_m 보다 커야 하며, 재료 측면에서는 T , H , σ_F 가 모두 큰 재료-아직 이러한 monolith재료는 없지만 가 바람직하다고 할 수 있다. 이러한 map을 사용하여 보다 손상저항성이 높은 고수명의 바이오 층상재료를 얻을 수 있을 것이다.

보다 최근에는 생체 세라믹스가 갖고 있는 기본적인 취약성인 신뢰성과 가공성을 향상시키기 위하여 나노레벨로 미세조직을 제어한 나노크기의 바이오재료에 대한 관심이 대두되고 있다.^{46,47)} 주로 복합화를 통하여 미세구조를 마이크로 단위가 아닌 나노단위로 제어하여 기존의 한계를 극복하려는 시도가 이루어지고 있는 것이 나노기술이며, 이러한 기술을 활용한 바이오 층상재료가 이루어질 경우 생체 세라믹스 시스템의 활용 폭은 더욱 증가할 것으로 예견된다. Fig. 15는 금속의 기지위에 나노 지르코니아를 코팅한 예로 생체 뼈 등에 적용이 가능할 수 있는 시스템으로, 기존 마이크로 단위의 코팅층

보다 계면결합강도가 매우 우수하고, 제조시 코팅층의 결합을 제거할 수 있는 코팅기술의 활용에 의해 이와 같은 나노 생체세라믹스 시스템을 몸 안에 장착할 경우 apatite층을 통하여 뼈와 잘 결합될 수 있다는 결과는 생체 세라믹스에의 응용 가능성을 시사한다고 하겠다.

3. 결론 및 제언

본 논고에서는 바이오재료 중에서도 층상재료 시스템(layered system)에 관하여 서술하였으며, 이러한 바이오 구조에 있어서 수명을 향상시킬 수 있는 방법에 대하여 제시하고자 하였다. 특히 접촉하중(contact load)이 중요한 인공치아(dental crown), 무릎관절(knee prosthesis), 심장밸브(heart valve), 뼈 이식(bone implants) 등에서 세라믹스 재료의 적용 시 외부의 하중에 의하여 파손(fracture)이 일어날 수 있기 때문에 이에 대한 예측과 예방이 무엇보다도 중요하다고 할 수 있다. 현재까지는 임상학적으로 경험이나 통계에 근거한 치료법이 지배하여 왔으나, 현대에 들어서서 인간수명의 향상, 삶의 질의 개선과 더불어 재료과학과의 접목이 무엇보다도 요구된다는 점에서 이러한 연구는 매우 중요하다.

본고에서는 바이오 층상재료에 있어서 수명에 영향을 주는 손상의 개시(damage initiation)를 예견하는 기본적인 물리적 가이드라인(physical guideline)을 제공하고자 하였다. 비록 인공치아재료에 초점을 맞추기는 하였으나 기본적인 개념은 어떤 바이오재료에도 적용이 가능하다고 생각된다. 실시간으로 투명한 바이오 모델재료 내에서 형성되는 균열을 관찰하는 시스템을 이용하여 층상재료에 있어서의 손상모드(damage mode)의 개시를 예견하는 파괴역학 식을 유도하여, 균열을 형성하는 입계하중에 있어서 탄성계수, 인성, 강도 등 기본적인 재료의 특성과 코팅층의 두께 등 기하학적 변수가 중요함을 도출하였다.

바이오 층상재료의 접촉하중에 의하여 발생하는 주된 균열의 종류는, 층상재료의 표면층에 형성되는 원추형 균열과 계면부근에서 형성되는 방사성 균열이고, 특히 방사성균열은 넓은 범위에 걸쳐 형성될 수 있고 외부에서 관찰되지 않으므로 바이오 층상재료에 있어서 급작

스런 파괴를 일으키는 위험한 균열이라고 할 수 있다. 본 저자들은 이러한 방사성 균열이 세라믹스가 포함된 인공치아 시스템에 있어서 급작스런 파괴의 중요한 원인의 하나로 생각하고 있다. 또한 원추형 균열을 지배하는 주된 인자는 인성(toughness)이며, 방사성 균열을 지배하는 주 인자는 강도(strength)이라는 것을 발견함으로써 재료의 물성을 제어할 뿐만 아니라, 방사성 균열을 방지하는 또 다른 방법으로써 코팅층의 두께를 두껍게 하는 것으로, 보다 수명이 향상된 바이오 층상재료를 얻을 수 있음을 제시하였다.

본고에서 관찰된 층상재료는 편평한(flat) 이층층상재료(bilayer)에 대한 연구결과를 도출하여 실제 형상이 복잡한 바이오재료에서는 여러 가지 양상이 나타날 수는 있으나, 기본적인 변수를 제공함으로써 복잡한 파괴양상을 이해하는데 도움을 줄 수 있을 것으로 기대된다. 즉 본고에서 제안한 주요한 인자 이외에도 세라믹을 기반으로 한 층상구조에 있어서 여러 가지 인자들이 영향을 줄 수 있다. 예를 들면 반복적인 하중에 의한 느린 균열성장예 의한 피로파괴라든가, 폴리머를 기반으로 한 지지층 내의 점탄성거동, 코팅층/지지층간의 접착제의 영향, 결합의 통계학적분포가 입계하중에 끼치는 영향, 잔류응력이나 마찰력 등이 영향을 줄 수 있다. 관절의 수명에 영향을 끼치는 생리학적 반응은 또 다른 변수로서 임상학적 데이터와 함께 재 고찰되어야 함은 앞으로 계속 연구되어야 할 분야이다.

참고문헌

1. S. Amada, "Hierarchical Functionally Gradient Structures of Bamboo, Barley, and Corn," *MRS bull.*, Jan., 35-36 (1995).
2. V. J. Laraia and A. H. Heuer, "Novel Composite Microstructure and Mechanical Behavior of Mollusk Shell," *J. Am. Ceram. Soc.*, **72** [11] 2177-7 (1989).
3. H. L. Sobel and W. S. Williams, "A Natural Ceramic/Polymer Layered Composite," *J. Am. Ceram. Soc.*, **80** [7] 1706-10 (1997).
4. I. M. Peterson, A. Pajares, B. R. Lawn, V. P. Thomson, and E. D. Rekow, "Mechanical Characterization of Dental Ceramics Using Hertzian Contacts," *J. Dent. Res.*, **77** 589-602 (1998).
5. H. M. Chan, "Layered Ceramics : Processing and

- Mechanical Behavior," *Ann. Rev. Mater. Sci.*, **27** 249-82 (1997).
6. P. L. Swanson, C. J. Fairbanks, B. R. Lawn, Y. W. Mai, and B. J. Hockey, "Crack-Interface Grain Bridging as a Fracture Resistance Mechanism in Ceramics : I. Experimental Study on Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **70**[4] 279-89 (1987).
 7. Y. W. Mai and B. R. Lawn, "Crack-Interface Grain Bridging Mechanism in Ceramics : II. Theoretical Fracture Mechanics Model," *J. Am. Ceram. Soc.*, **70** [4] 289-94 (1987).
 8. P. Chantikul, S. J. Bannison, and B. R. Lawn, "Role of Grain Size in the Strength and R-Curve Properties of Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **73** [8] 2419-27 (1990).
 9. C.-W. Li, S.-C. Lui, and J. Goldacker, "Relation between Strength, Microstructure and Grain Bridging Characteristics In Situ Reinforce Silicon Nitride," *J. Am. Ceram. Soc.*, **78** [2] 449-59 (1995).
 10. S. K. Lee, S. Wuttiphan, and B. R. Lawn, "Role of Microstructure in Hertzian Contact Damage in Silicon Nitride : I. Mechanical Characterization," *J. Am. Ceram. Soc.*, **80** [9] 2367-81 (1997).
 11. B. R. Lawn, *Fracture of Brittle Solids*, Cambridge University Press, Cambridge, 1993.
 12. S. J. Bannison and B. R. Lawn, "Role of Interfacial Grain-Bridging Sliding Friction in the Crack-Resistance and Strength Properties of Nontransforming Ceramics," *Acta Metall.*, **37** [10] 2659-71 (1989).
 13. B. R. Lawn, N. P. Padture, L. M. Braun, and S. J. Bannison, "Model for Toughness Curves in Two-Phase Ceramics : I. Basic Fracture Mechanics," *J. Am. Ceram. Soc.*, **76** [9] 2235-40 (1993).
 14. N. P. Padture, J. L. Runyan, S. J. Bannison, L. M. Braun, and B. R. Lawn, "Model for Toughness Curves in Two-Phase Ceramics : II. Microstructural Variables," *J. Am. Ceram. Soc.*, **76** [9] 2241-47 (1993).
 15. H. H. K. Xu, S. Jahanmir, and L. K. Ives, "Material Removal and Damage Formation Mechanisms in Grinding Silicon Nitride," *J. Mater. Res.*, **11** [7] 1717-24 (1996).
 16. H. H. K. Xu, S. Jahanmir, L. K. Ives, L. S. Job, and K. T. Ritchie, "Short-Crack Toughness and Abrasive Machining of Silicon Nitride," *J. Am. Ceram. Soc.*, **79** [12] 3055-64 (1996).
 17. S. Wuttiphan, 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** 634-40 (1996).
 18. L. An, H. M. Chan, N. P. Padture, and B. R. Lawn, "Damage-Resistant Alumina-Based Layer Composites," *J. Mater. Res.*, **11** [1] 204-10 (1996).
 19. H. Liu, B. R. Lawn, and S. M. Hsu, "Hertzian Contact Response of Tailored Silicon Nitride Multilayers," *J. Am. Ceram. Soc.*, **79** [4] 1009-14 (1996).
 20. B. R. Lawn, Y. Deng, and V. P. Thompson, "Use of Contact Testing in the Characterization and Design of All-Ceramic Crownlike Layer Structure : A Review," *The J. Prosthetic Dentistry*, **86** [5] 495-510 (2001).
 21. Henry R. Piehler, "The Future of Medicine: Biomaterials," *MRS Bulletin*, August 2000, pp.67-70.
 22. H. Hertz, *Hertz's Miscellaneous Papers*, Macmillan, London, Chs. 5, 6, 1896.
 23. B. R. Lawn and T. R. Wilshaw, "Indentation Fracture : Principles and Applications," *J. Mater. Sci.*, **10** [6] 1049-81 (1975).
 24. I. M. Peterson, S. Wuttiphan, B. R. Lawn, and K. Chyung, "Role of Microstructure on Contact Damage and Strength Degradation of Micaceous Glass-Ceramics," *Dent. Mater.*, **14** 80-89 (1998).
 25. B. R. Lawn, N. P. Padture, H. Cai, and F. Guiberteau, "Making Ceramics 'Ductile,'" *Science*, **263** 1114-16 (1994).
 26. F. Guiberteau, N. P. Padture, and B. R. Lawn, "Effect of Grain Size on Hertzian Contact Damage in Alumina," *J. Am. Ceram. Soc.*, **77** [7] 1825-31 (1994).
 27. A. Pajares, F. Guiberteau, B. R. Lawn, and S. Lathabai, "Hertzian Contact Damage in Magnesia-Partially-Stabilized Zirconia," *J. Am. Ceram. Soc.*, **78** [4] 1083-86 (1995).
 28. B. R. Lawn, "Indentation of Ceramics with Spheres : A Century after Hertz," *J. Am. Ceram. Soc.*, **81** 1977-94 (1998).
 29. Y. W. Rhee, H. W. Kim, Y. Deng, B. R. Lawn, "Brittle Fracture versus Quasiplasticity in Ceramics : A Simple Predictive Index," *J. Am. Ceram. Soc.*, **84** 561-65 (2001).
 30. D. K. Kim, Y. G. Jung, I. M. Peterson, and B. R. Lawn, "Cyclic Fatigue of Intrinsically Brittle Ceramics in Contact with Spheres," *Acta. Mater.*, **47** 4711-25 (1999).
 31. K. S. Lee, Y. G. Jung, I. M. Peterson, B. R. Lawn, D. K. Kim, and S. K. Lee, "Model for Cyclic Fatigue of Quasiplastic Ceramics in Contact with Spheres," *J. Am. Ceram. Soc.*, **83** [9] 2255-62 (2000).
 32. J. G. Yeo, K. S. Lee, and B. R. Lawn, "Role of Microstructure in Dynamic Fatigue of Glass-Ceramics after Contact with Spheres," *J. Am. Ceram. Soc.*,

83 [6] 1545-47 (2000).

33. 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] 571-80 (1998).

34. K. S. Lee, S. K. Lee, and B. R. Lawn, D. K. Kim, "Contact Damage and Strength Degradation in Brittle/Quasi-Plastic Silicon Nitride Bilayers," *J. Am. Ceram. Soc.*, **81** [9] 2394-404 (1998).

35. Y. G. Jung, S. Wuttiphon, I. M. Peterson, and B. R. Lawn, "Damage modes in Dental Layer Structures," *J. Dent. Res.*, **78** 887-97 (1999).

36. H. Chai, B. R. Lawn, S. Wuttiphon, "Fracture Modes in Brittle Coatings with Large Interlayer Modulus Mismatch," *J. Mater. Res.*, **14** 3805-17 (1999).

37. H. Zhao, X. Z. Hu, M. B. Bush, and B. R. Lawn, "Contact Damage in Porcelain/Pd-alloy Bilayers," *J. Mater. Res.*, **15** 676-82 (2000).

38. K. S. Lee, Y. W. Rhee, D. H. Blackburn, and B. R. Lawn, "Cracking of Brittle Coatings Adhesively Bonded to Substrates of Unlike Modulus," *J. Mater. Res.*, **15** [8] 1653-56 (2000).

39. B. R. Lawn, K. S. Lee, H. Chai, A. Pajares, D. K. Kim, S. Wuttiphon et al., "Damage-Resistant Brittle Coatings," *Adv. Eng. Mater.*, **2** 745-48 (2000).

40. P. Miranda, A. Pajares, F. Guiberteau, F. L. Cumbreira, B. R. Lawn, "Contact Fracture of Brittle Bilayer Coatings on Soft Substrates," *J. Mater. Res.*, **16** 115-26 (2001).

41. Y. W. Rhee, H. W. Kim, Y. Deng, B. R. Lawn, "Contact-Induced Damage in Ceramic Coatings on Compliant Substrates : Fracture Mechanics and Design," *J. Am. Ceram. Soc.*, **18** 1066-72 (2001).

42. H. Zhao, X. Hu, M. B. Bush, B. R. Lawn, "Cracking of Porcelain Coatings Bonded to Metal Substrates of Different Modulus and Hardness," *J. Mater. Res.*, **16** 1471-78 (2001).

43. H. Chai, B. R. Lawn, "Cracking in Brittle Laminates from Concentrated Loads," *Acta Mater.*, *J. Biomed. Mat. Res.*, (*Appl. Mat.*), **63** 137-45 (2002).


44. M.-W. He, and J. W. Hutchinson, "Crack Deflection at an Interface Between Dissimilar Indentations : Part II - Application to Hard Coatings," *J. Tribol.*, **115** 15-19 (1993).

45. J. R. Kelly, "Clinically Relevant Approach to Failure Testing of All-Ceramic Restorations," *J. Prosthet. Den.*, **81** 652-61 (1999).

46. M. Nygren, and Z. Shen, "On the Preparation of Bio,

Nano- and Structural Ceramics and Composites by Spark Plasma Sintering," *Solid State Sciences*, **5** 125-31 (2003).

47. Y. H. Choa, and Y. G. Jung, "Nanotechnology and Research on the Advanced Ceramics," *Ceramics Magazine*, Jan. 2003, pp. 76-79.



이 기 성

- 1989년 한양대학교 무기재료공학과 공학사
- 1991년 KAIST 재료공학과 공학석사
- 1998년 KAIST 재료공학과 공학박사
- 1991년 상용양회 중앙연구소 연구원
- 1994년
- 1995년 미국 NIST 객원연구원
- 1996년
- 1998년 한국원자력연구소 Post Doc.
- 1999년
- 1999년 미국 NIST 객원연구원
- 2000년
- 2000년 한국에너지기술연구원 에너지 재료연구센터 선임연구원
- 현재



정 언 길

- 1989년 한양대학교 무기재료공학과 공학사
- 1991년 한양대학교 무기재료공학과 공학석사
- 1996년 한양대학교 무기재료공학과 공학박사
- 1997년 미국 NIST 객원연구원
- 1999년
- 1999년 창원대학교 세라믹공학과 부교수
- 현재



김 도 경

- 1982년 서울대학교 무기재료공학과 공학사
- 1984년 KAIST 재료공학과 공학석사
- 1987년 KAIST 재료공학과 공학박사
- 1987년 국방과학연구소 선임연구원
- 1994년
- 1992년 Univ. of California San Diego, Visiting Scholar
- 1993년
- 1998년 미국 NIST 객원연구원
- 1999년
- 1994년 KAIST 재료공학과 교수
- 현재