

## 전자빔 코팅 및 플라즈마 용사에 의한 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면의 산화거동

최원섭 · 김영도 · 전형탁 · 김현태\* · 윤국한\* · 홍경태\* · 박종구\* · 박원식\*\*

한양대학교 재료공학부

\*한국과학기술연구원

\*\*한국전력연구원

### Oxidation Behavior at the Interface between E-beam Coated ZrO<sub>2</sub>-7wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Plasma Sprayed CoNiCrAlY

Wonseop Choi, Young Do Kim, Hyeongtag Jeon,

Hyontae Kim\*, Kookhan Yoon\*, Kyungtae Hong\*, Jong-Ku Park\* and Weonsik Park\*\*

Division of Materials Science and Engineering, Hanyang Univ., Seoul 133-791

\*Korea Institute of Science and Technology, Seoul 136-791

\*\*Korea Electric Power Research Institute

(1998년 1월 19일 받음, 1998년 4월 10일 최종수정본 받음)

**초 록** 열차폐코팅층의 박리는 세라믹/금속접합층 계면에서 취성이 큰 스피넬의 생성, 금속과 세라믹의 열팽창계수의 차이, 세라믹층의 상변태, 코팅층의 잔류응력에 기인한다. 본 연구에서는 인코넬 713C에 전자빔 코팅 및 플라즈마 용사법으로 코팅된 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면의 산화거동을 조사하기 위하여 900°C에서 등온산화시험동안 생성되는 산화막층과 스피넬 생성 거동을 관찰, 분석하였다. 코팅 직후 코팅층에 고르게 분포하고있는 Co, Ni, Cr, Al, Zr의 원소들이 산화시간에 따라 확산하여 산화반응을 하였다. 초기 20시간의 산화시간에 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면에 주요 성분이  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>인 산화막층이 생성되었고, CoNiCrAlY 층에는 Al의 외부확산으로 인한 Al 결핍지역이 생성되었다. 산화시험동안  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>층이 임계두께까지 성장한 후에 산화막층의 성장속도는 감소하였고, 안정화지르코니아/산화막층 계면에 스피넬, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CO<sub>2</sub>CrO<sub>4</sub>의 형성으로 인한 크랙이 관찰되었다.

**Abstract** The spallation of a thermal barrier coating layer depends on the formation of brittle spinels, thermal expansion mismatch between ceramic and metal, the phase transformation of a ceramic layer and residual stress of coating layer. In this work, the formation mechanism of oxide scale formed by oxidation treatment at 900°C was investigated in order to verify oxidation behavior at the interface between E-beam coated ZrO<sub>2</sub>-7wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and plasma sprayed CoNiCrAlY. Some elements distributed in the bond coating layer were selectively oxidized after oxidation. At the initial time of oxidation, Al-depletion zone and  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> were formed at the bond coating layer by the Al-outward diffusion. After layer grew until critical thickness, spinels, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and CO<sub>2</sub>CrO<sub>4</sub> by outward diffusion of Co, Cr, Ni were formed. It was found that the formation of spinels may be related to the spallation of ZrO<sub>2</sub>-7wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> during isothermal oxidation.

### 1. 서 론

항공기, 선박, 자동차 및 발전용 엔진은 고성능화와 함께 에너지 절감을 위하여 부품 표면의 기능향상이 요구되고 있다. 항공기의 엔진이나 발전용 가스터빈 엔진의 고온 부품에 사용되는 Ni기 초내열 합금은 고온 내산화성 금속 및 세라믹으로 이루어진 2개 층의 열차폐코팅을 시킴으로써 엔진 성능 및 효율의 증가와 에너지 절감효과를 동시에 얻을 수 있다.<sup>1,2)</sup> 일반적으로 알려진 열차폐코팅층은 MCrAlY (M = Ni, NiCo)의 금속접합층과 ZrO<sub>2</sub>-(6~8wt.%) Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>의 안정화지르코니아층으로 이루어져 있으며, 지금까지 연구된 결과에 의하면 실제 사용환경에서 가장 내구성이 우수

한 것으로 보고되고 있다.<sup>3-5)</sup> 열차폐코팅법에는 플라즈마 용사법과 전자빔 물리 증착법의 두 가지 방법이 있다. 플라즈마 용사법은 코팅층의 형성속도가 크고, 코팅 재료의 조성을 임의로 조절할 수 있으며, 모재의 크기나 형상에 제약을 받지 않는다는 장점을 가지고 있다.<sup>6)</sup> 전자빔 물리 증착법은 순도가 높은 치밀한 코팅막을 생성시킬 수 있으며, 코팅층과 기판의 결합력이 우수하고, 기판의 온도 조절이 넓은 온도 범위에 걸쳐서 가능하여 비정질과 같은 새로운 조직을 만들 수 있는 특징을 가지고 있다.<sup>7)</sup> 그러나 이러한 공정으로 만들어진 열차폐코팅층은 실제 작업 조건에서 여러 원인에 의해서 박리가 발생하게 된다. 박리 원인으로는 세라믹의 상변태, 금속과 세라믹 계면에서의 취성이 큰 스피

넬의 생성, 금속과 세라믹 열팽창 계수의 차이, 코팅층의 잔류응력 등이 있다.<sup>8,9)</sup> 실제로는 이상의 여러 원인들이 복합적으로 작용하여 박리가 일어나지만, 그 중에서 금속과 세라믹 계면에서의 산화막 생성거동에 대한 기존의 연구결과들은 다음과 같이 정리할 수 있다. 금속접합층과 세라믹 코팅층의 계면에서 산화막층 생성은 세라믹에서 격자를 통한 산소이온의 전달과 미세 크랙을 통한 산소의 전달, 두 가지의 경로로 이루어진다.<sup>10-12)</sup> 산화 초기 단계에는 얇은 산화막층을 통한 산소이온의 확산이 매우 빠르며, 시간이 지난 후에 즉 산화막층의 두께가 증가함에 따라 산화막층을 통한 이온의 확산속도가 감소함으로써 산화속도는 감소한다.<sup>13)</sup> 세라믹/금속 계면에서 고온 산화막의 성장은 가스 터빈 부분의 고온부분에 대한 열차폐코팅층의 열 기계적 저항성 (thermomechanical resistance) 에 기여한다. 산화물 결정립은 금속접합층/산화막층 계면에서 성장을 하며, 알루미늄 결정립속의 Zr의 존재는 지르코니아가 부분적인 화학 분해를 하여 알루미늄이 생성되는 것으로 밝혀져 있다.<sup>14)</sup> 금속접합층에서 원소들이 확산하여 세라믹/금속접합층 계면에서 산화막층이 형성되고 금속접합층에서 Al-rich상과  $\beta$ -NiAl상이 사라진 후, 세라믹/산화막 계면에서 (Al,Cr)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Ni(Cr,Al)<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> spinel이 생성될 때 코팅층은 박리가 시작된다.<sup>15-17)</sup> Al 결핍지역의 두께는 금속접합층에서 Al의 wt.%에 의존하며 Al의 양이 적을수록 넓어진다. 즉  $\beta$ -NiAl상이 소비되고 넓은  $\gamma/\gamma'$  지역이 남는다.<sup>18)</sup> 플라즈마 용사법에 의해 용사된 코팅층의 파괴는 지르코니아/금속접합층 계면에 가까운 지르코니아층에서 일어나며, 전자빔 물리증착법에 의해 코팅된 코팅층에서 파괴는 금속접합층과 세라믹층/금속접합층 계면에서 열에 의하여 성장한 산화막 (thermally grown oxide) 사이의 계면에서 일어난다.<sup>19,20)</sup> 본 연구에서는 전자빔 코팅법과 플라즈마 용사법의 두 가지 공정으로 각각 코팅된 지르코니아층/금속접합층 계면에서 산화막층의 생성거동을 관찰하고 박리의 원인이 되는 스피넬의 생성원인을 분석하였다.

## 2. 실험 방법

본 연구에서 사용한 기판은 Ni기 초내열 합금 (INCO-NEL 713C)을  $\varnothing 20\text{mm} \times 3\text{mm}$ 로 가공한 후에 아세톤으로 초음파 세척을 하였다. 준비된 기판을 샌드 블라스팅 법으로 표면의 조도를 높인 다음, 플라즈마 용사법으로 CoNiCrAlY 분말을 Ar 주입속도 54 l/min, H<sub>2</sub> 주입속도 6.8 l/min, 용사거리 120 mm, Gun의 이동속도 18 cm/s, 분말 용사속도 10 g/min의 조건으로 코팅을 하였다. 플라즈마 용사법으로 용사된 코팅표면에 전자빔으로 안정화지르코니아를 증착하기 위하여 코팅층의 표면을 0.25  $\mu\text{m}$  diamond paste까지 연마하여 표면 조도를 낮추었다. 연마한 시편을 아세톤으로 초음파 세척을 한 후에 진공 챔버 안에 설치하고 전자빔으로 진공 증착을 하였다. 증착조건은 기판과 Cu도가니 사이의 거리 250mm, 수직방향에 대한 각도 30°, 진공도  $1.62 \times 10^{-5}$  torr, 기판 예열온도 500°C, 전압 20kV, 전류 1.1A, 코팅시간 16min, 용융재는 ZrO<sub>2</sub>-7wt.

%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 조각이었다. 플라즈마 용사법으로 CoNiCrAlY 층을 코팅한 시편과 CoNiCrAlY 층위에 전자빔 물리증착법으로 ZrO<sub>2</sub>-7wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>를 코팅한 시편을 900°C에서 20hr, 100hr, 250hr, 500hr동안 대기 중에서 등온산화시험을 하였다. 용사된 CoNiCrAlY 층의 표면에서 생성된 산화막층은 에칭액 (150mlCH<sub>3</sub>COOH-100ml conc. HNO<sub>3</sub>-150ml 중류수)<sup>21)</sup>을 이용하여 에칭한 후 관찰할 수 있었다. 등온산화시험에 따른 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면에서 생성된 산화막층의 두께 그리고 산화시간에 따른 코팅층 성분들의 확산 거동과 산화막층의 결정구조를 SEM (Scanning Electron Microscope), EPMA (Electron Probe Micro Analyser), AES (Auger Electron Spectroscopy) 및 XRD (X-ray Diffractometer) 로 분석하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 안정화지르코니아층과 CoNiCrAlY 층의 조성

전자빔 코팅법에 의해서 코팅된 안정화지르코니아층과 용융재인 ZrO<sub>2</sub>-7wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 그리고 용사 코팅법으로 용사된 CoNiCrAlY 층과 원료분말의 조성을 EPMA로 분석하였다. 그림 1은 코팅직후 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면의 사진으로써 각 코팅층의 EPMA 결과가 표 1과 표 2에 나타나있다. 표 1은 전자빔으로 코팅된 안정화지르코니아층의 Zr 및 Y의 성분 분석 결과로써, 코팅재와 코팅층의 조성을 비교하여 나타내었다. 표에서 보는 바와 같이 코팅재의 Zr 및 Y의 조성은 안정화지르코니아층의 Zr 및 Y의 조성과 유사한 것을 알 수 있다. 결과적으로 전자빔 코

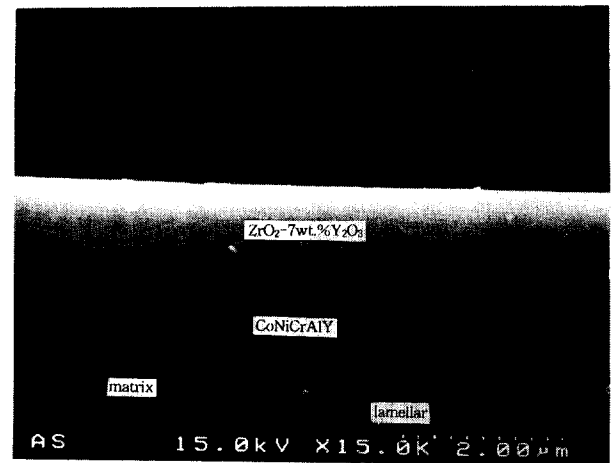


Fig. 1. SEM micrographs of the cross-section of thermal barrier coating layer after coating

Table 1. EPMA data of ZrO<sub>2</sub>-7wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> target materials and ZrO<sub>2</sub>-7wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layer after E-beam coating.

	Weight(%)		Atomic(%)	
	Zr	Y	Zr	Y
Target material (ZrO <sub>2</sub> 7wt.%Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	93.2	6.8	93.0	7.0
Zirconia coating layer ( I )	93.7	6.3	93.6	6.5
Zirconia coating layer ( II )	93.5	6.5	93.4	6.6

Table 2. Element(%) of powder and EPMA data of CoNiCrAlY after plasma spray coating.

	Weight(%)				Atomic(%)			
	Co	Ni	Cr	Al	co	Ni	Cr	Al
matrix	41.46	31.03	20.42	7.084	37.27	28.00	20.80	13.91
lamella phase	8.277	5.587	6.642	79.48	4.244	2.876	3.859	89.02

팅에 의해 원하는 조성의 코팅층을 얻을 수 있었다. 이것은 안정화지르코니아가 증발할 때 분해되는 양이 적고 분해된 이온들이 증착전에 재결합을 하므로 조성비를 만족하는 코팅층을 얻을 수 있었다고 생각된다. 플라즈마 용사법에 의해 용사된 CoNiCrAlY 층과 원료분말(wt.% : Co-32Ni-21Cr-8Al-0.5Y, at.% : Co-28.6Ni-21.2Cr-15.6Al-0.3Y)의 조성은 표 2에 나타난 바와 같이 기지금속(matrix)과 조성차이가 크지 않았다. 하지만 기지금속안의 검은색 판상(lamella) 상에서는 Al의 편석을 파악할 수 있었으며, 이러한 Al의 편석은 용사 공정중 생성된 Al-rich상으로 사료된다.

### 3.2 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면과 bare-CoNiCrAlY 표면에서 생성된 산화막층의 변화

그림 2는 등온산화시험 시간에 따라 계면에서 형성된 산화막층 두께가 변화하는 모습을 보여 주고 있다. 산화시험 시간에 관계없이 안정화지르코니아층은 일정한 두께를 유지하였으나, 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면의 산화막층의 두께는 산화시간에 따라 증가하고 있다. 따라서 산화반응은 CoNiCrAlY 층 상부에서 발생하여 산화시간에 따라 CoNiCrAlY 층 방향으로 진행되고 있음을 알 수 있다. 500시

간에서 안정화지르코니아/산화막층 사이의 계면에서 크랙이 발생되었다. 그림 3은 그림 2와 같은 등온산화시험 조건에서 bare-CoNiCrAlY 층의 표면에서 생성된 산화막층의 변화를 나타낸 사진이다. bare-CoNiCrAlY 층의 표면에서 생성된 산화막층은 전체 등온산화시험동안 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면에서 생성된 산화막층 두께보다 크게 나타났으며 크랙은 발생하지 않았다. 그림 4는 산화시간에 따른 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면에서 생성된 산화막층 두께 변화와 용사 코팅된 bare-CoNiCrAlY 표면에서 생성된 산화막층 두께변화간의 관계를 산화시간에 대해서 나타내고 있다. 산화시간에 따른 산화막층의 두께는 bare-CoNiCrAlY 층의 표면에 치밀한 안정화지르코니아층의 존재여부에 따라 다르게 나타났다. 즉, 산화막층의 두께차이는 산화막층이 생성될 때 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면과 bare-CoNiCrAlY 의 표면에서 산소분압의 차이에 기인하는 것으로 판단된다. 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 의 계면에서 생성된 산화막층의 두께는 산화시간에 따라 두께의 증가가 선형모양을 이루고 있음을 나타내고 있고, bare-CoNiCrAlY 층의 표면에서 생성된 산화막층의 두께증가 속도는 산화시간에 따라 감소함을 보여주고

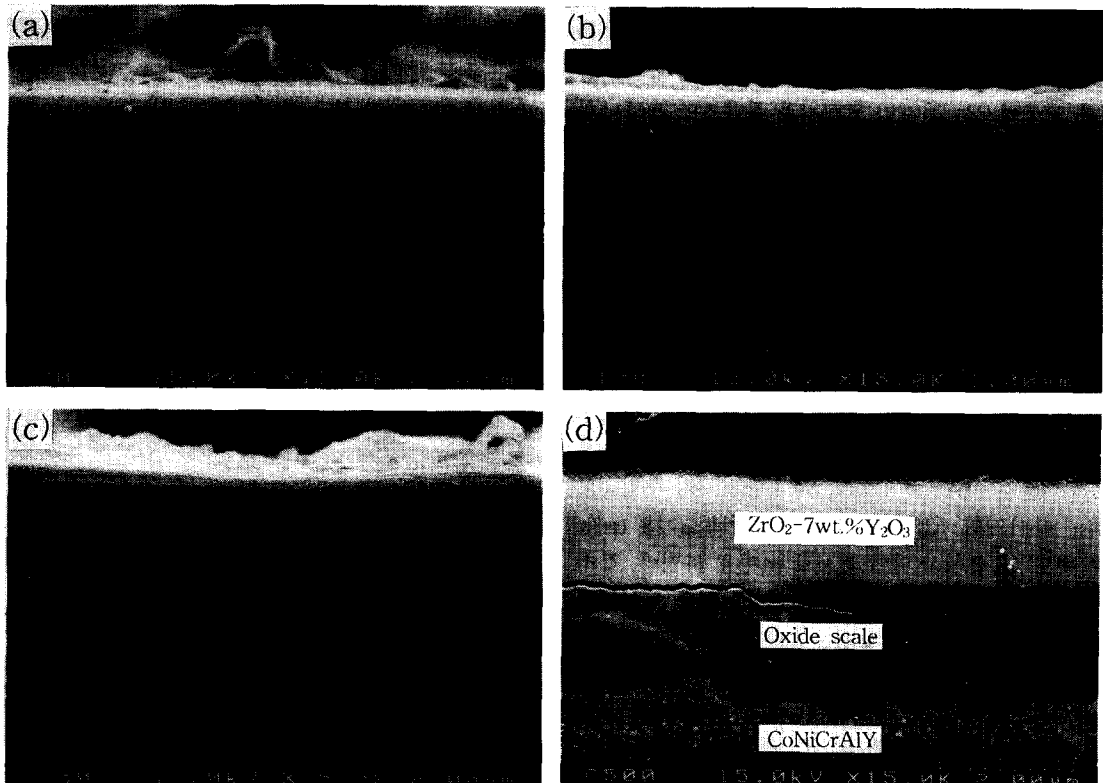


Fig. 2. SEM micrographs of the cross-section of thermal barrier coating layer after oxidation at 900°C in air for (a) 20hr (b) 100hr (c) 250hr and (d) 500hr.

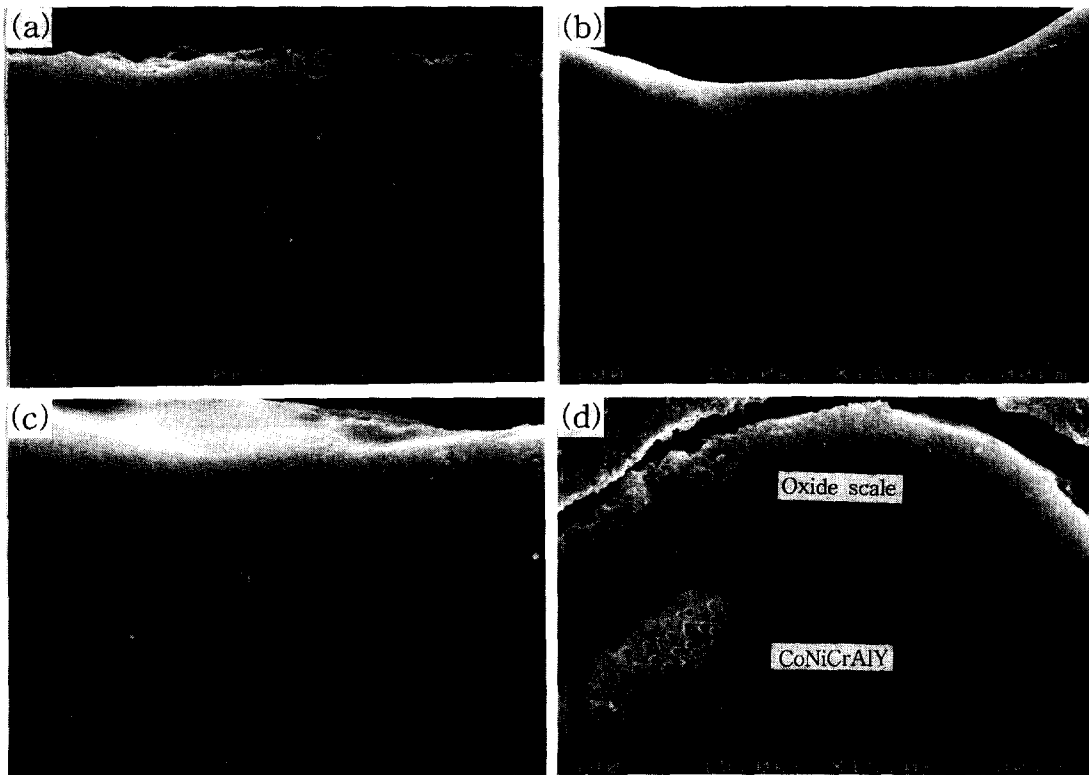


Fig. 3. SEM micrographs of the cross-section of bare-CoNiCrAlY coating layer after oxidation at 900°C in air for (a) 20hr (b) 100hr (c) 250hr and (d) 500h

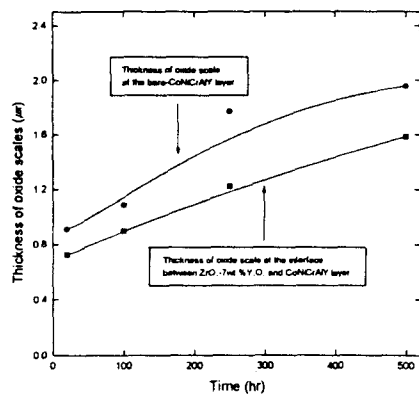


Fig. 4. Thickness of oxide scales of bare-CoNiCrAlY and interface between ceramic and bond coating layer.

있다.

### 3.3 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면 산화와 bare-CoNiCrAlY 층의 표면산화에 의한 코팅층의 결정구조 변화

그림 5는 산화시험후 안정화지르코니아층 표면에 대한 X-선 분석 결과를 보여 주는 사진이다. X-선의 침투깊이를 고려할 때, 안정화지르코니아층의 두께가 2μm 이하이므로 CoNiCrAlY 층과 안정화지르코니아층의 상구조인 정방 정계상, γ상, β상이 동시에 분포되었다. 안정화지르코니아 층은 900°C에서 등온 산화에 의한 변화를 크게 보이지는 않았으나, 250시간을 산화시험한 시편의 경우 2θ값이 30° 근처에서 단사정계상의 피크를 보여 주고 있다. 500시간

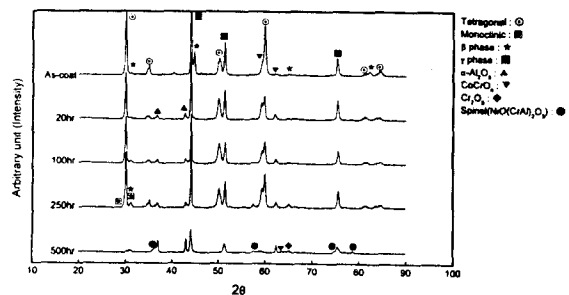


Fig. 5. Variation of XRD patterns of ZrO<sub>2</sub>-7wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating layer with oxidation time at 900°C

산화 시험한 경우에는 X-선 회절패턴이 급격히 변화가 되었다. 그 원인은 코팅층의 박리가 일어나 박리된 표면에 취성이 큰 상인 NiO(CrAl)<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 상이 안정화지르코니아층의 부피 분율보다 상당히 크게 형성되었을 것으로 판단된다. α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>상은 산화시간에 따라 성장을 계속하여 500시간에는 코팅층의 박리로 인해서 피크가 크게 나타났다. 그림 6은 bare-CoNiCrAlY 층의 표면산화를 X-선에 의해 분석한 것이다. 코팅 직후에 γ상, β상과 약한 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 피크가 보인다. 약한 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 피크는 용사 공정중 생성된 상으로 코팅직후 얇은 판 모양의 상에 대한 EPMA의 결과와 일치함을 알 수 있다. 250시간까지 산화시간에서 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 피크가 크게 증가하였으며, 250시간 이후는 일정하게 나타나고 있는데, 이는 250시간에서 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>의 두께가 더 이상 변화하지 않음을 시사하고 있다. 100시간에서 취성이 큰 NiO(CrAl)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CoCrO<sub>4</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>상이 나타났으며 250시간까지

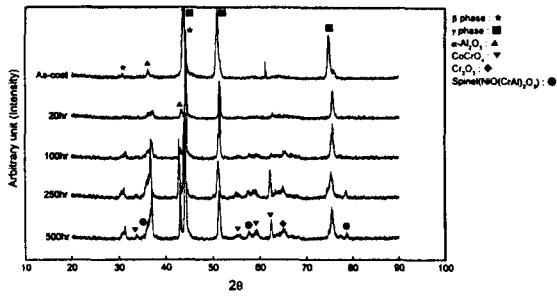
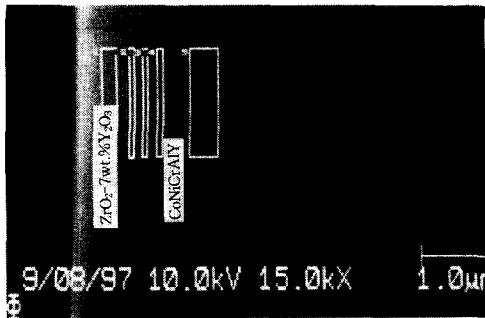


Fig. 6. Variation of XRD patterns of bare-CoNiCrAlY coating layer with oxidation time at 900 °C

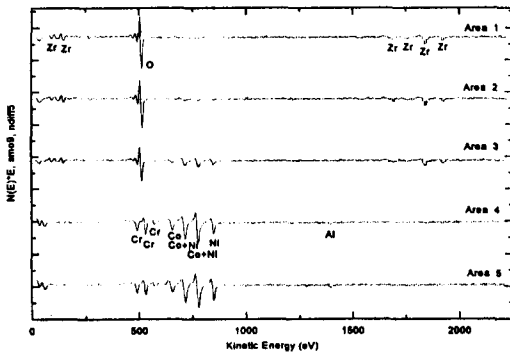
빠르게 성장을 하였다. 250시간 이후에 취성이 큰 NiO (CrAl)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CoCrO<sub>4</sub>, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>상의 피크는 크게 변화하지 않았다.

3.4 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면 산화에 의한 코팅층의 성분 변화

안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면 산화에 의한 성분 (Zr, O, Cr, Co, Ni, Al) 변화를 AES로 분석하였다. 그림 7은 코팅 직후 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면의 단면 모양과 AES 분석결과이다. Zr, O, Co, Ni, Cr가 함께 존재하는 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면의 Area 3를 중심으로 안정화지르코니아와 CoNiCrAlY의 경계가 명확

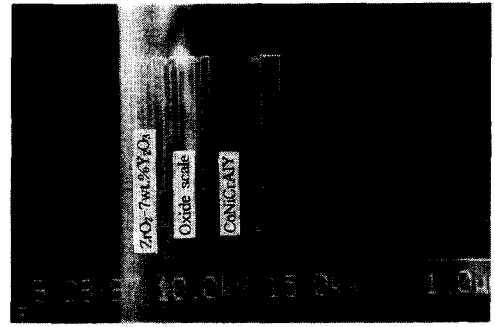


(a)

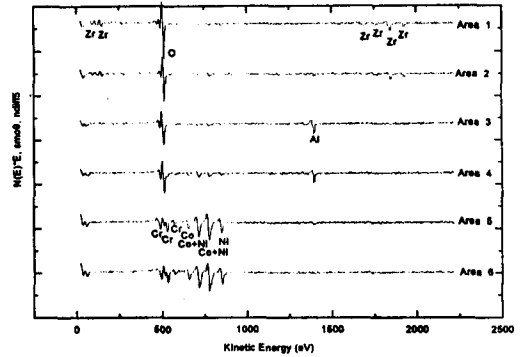


(b)

Fig. 7. (a) SEM micrographs and (b) AES results at respective positions around the cross-sectional area of as-coated ZrO<sub>2</sub>-7wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/CoNiCrAlY.



(a)

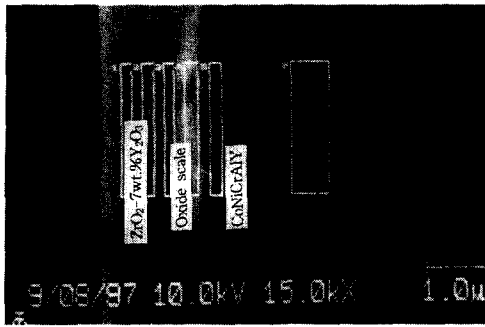


(b)

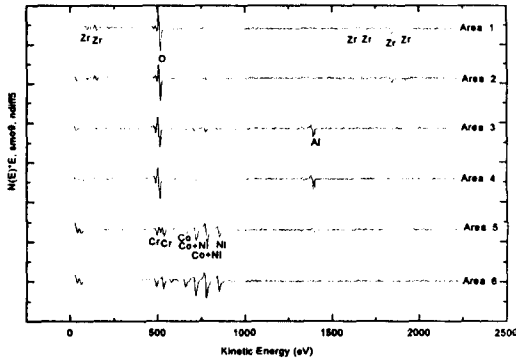
Fig. 8. (a) SEM micrographs and (b) AES results at respective positions around the cross-sectional area of ZrO<sub>2</sub>-7wt.%Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/CoNiCrAlY after oxidation at 900 °C for 20hr.

히 구별되고 있다. 그림 8은 20시간 산화시험 후 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면의 단면 모양과 AES 분석결과를 보여주고 있다. α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>가 존재하는 Area 3,4 지역과 Al 결핍지역인 Area 5,6 지역이 동시에 나타났으며 Co, Ni, Cr의 원소들이 Area 2까지 확산해 들어가고 있음을 볼 수 있다. 그림 9는 100시간 산화시험 후 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면의 단면 모양과 AES 피크이다. α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>층만 존재하는 Area 4를 중심으로 미량의 Co, Ni, Cr의 원소들이 Area 2,3에 존재하고 있다. 이로써 100시간에 순수한 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>층이 생성이 되었고, 순수한 α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>층을 경계로 해서 표면 쪽에 Co, Cr, Ni 등의 원소들이 소량 분포가 되어있고 코팅층 내부에 Al 결핍지역이 넓어진 것을 알 수 있다.

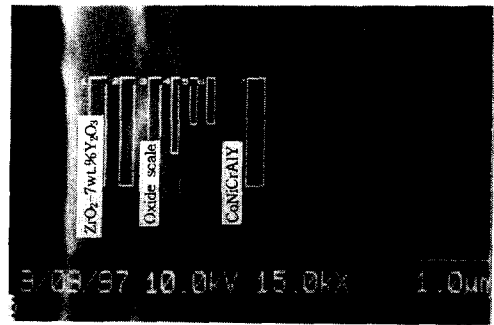
그림 10은 250시간 산화시험 후 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면의 단면 모양과 AES 피크이다. α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>층이 Area 2,3,4,5로 확대가 되고 소량의 Co, Ni, Cr의 원소들이 Area 2,3에 분포가 되었다. 그림 11은 500시간 산화시험 후 안정화지르코니아/CoNiCrAlY 계면의 단면 모양과 AES 피크이다. α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>이 Area 1,2,3,4에 넓게 분포되고 있으며 안정화지르코니아/산화막층 계면인 Area 2,3에 Co, Ni, Cr의 피크가 크게 나타나는 것으로 보아 스피넬을 이루는 원소들이 분포되고 있음을 알 수 있다. 이 경우에 표면근처까지 Co, Ni, Cr이 확산했고 Co, Ni, Cr



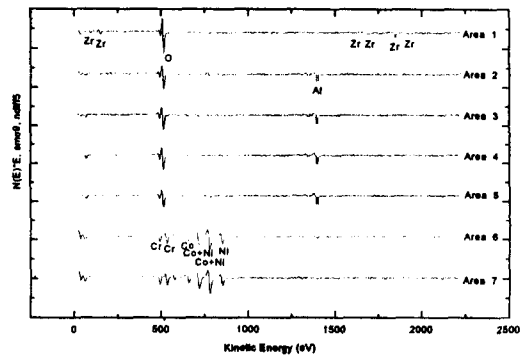
(a)



(b)



(a)



(b)

Fig. 9. (a) SEM micrographs and (b) AES results at respective positions around the cross-sectional area of  $ZrO_2-7wt.\%Y_2O_3/CoNiCrAlY$  after oxidation at  $900^\circ C$  for 100hr.

이 포함된  $\alpha-Al_2O_3$ 층이 넓게 분포된 것으로 보아, 표면 근처까지  $NiO(CrAl)_2O_3$  상이 형성되어 부피 팽창에 의한 크랙의 형성을 예측할 수 있다. 결과적으로 계면에서 생성되는 산화물의 상대적 양과 종류는 산화반응의 시간, 온도, 산소분압 및  $CoNiCrAlY$  층의 조성으로 결정되는 것으로 생각된다.

#### 4. 결 론

1) 전자빔에 의해 코팅된 안정화지르코니아층에서 Zr 및 Y의 조성과 용융재인  $ZrO_2-7wt.\%Y_2O_3$  조각에서 Zr 및 Y의 조성은 유사하게 나타났으며, 플라즈마 용사법에 의해 용사된  $CoNiCrAlY$  층의 조성과 원료분말인  $CoNiCrAlY$  분말의 조성도 유사하게 나타났다.

2) 등온산화시험동안 bare- $CoNiCrAlY$  층의 표면에서 생성된 산화막층의 두께와 안정화지르코니아/ $CoNiCrAlY$  계면에서 생성된 산화막층 두께의 차이는 용사된  $CoNiCrAlY$  층의 표면에 치밀한 지르코니아 막의 존재의 유무에 따라 차이가 나는 것으로 보아 등온산화시험동안 나타나는 산소분압의 차이에 기인한다고 사료된다.

3) 안정화지르코니아/ $CoNiCrAlY$  계면의 결정구조에서 250시간과 500시간 사이의 피크의 차이는 안정화지르코니아/산화막층 계면에서 스피넬 생성에 의한 막의 분리를 예측할 수 있는 것이며, bare- $CoNiCrAlY$  의 표면에서 생성

Fig. 10. (a) SEM micrographs and (b) AES results at respective positions around the cross-sectional area of  $ZrO_2-7wt.\%Y_2O_3/CoNiCrAlY$  after oxidation at  $900^\circ C$  for 250hr.

된 산화막층의 결정구조에서 100시간에서 250시간 사이에서 스피넬이 형성됨을 보여 주고 있고 막의 분리는 일어나지 않았다.

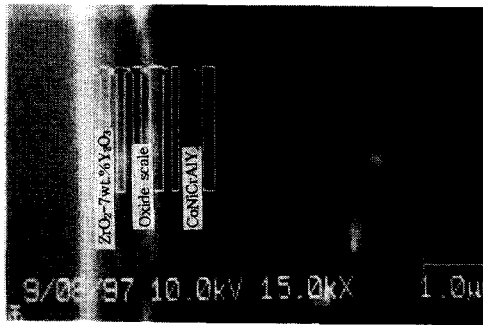
4) 안정화지르코니아/ $CoNiCrAlY$  계면에서 코팅직후에 원소들의 고른 분포를 보이고 등온산화초기에 Al이 확산하여  $\alpha-Al_2O_3$ 과 Al 결핍지역이 동시에 존재하는 영역이 나타났다. 등온산화가 진행됨에 따라 Co, Ni, Cr이 외부 확산하여 안정화지르코니아/ $CoNiCrAlY$  계면에서 취성이 큰  $NiO(CrAl)_2O_3$ ,  $CoCrO_4$ ,  $Cr_2O_3$ 의 산화물들이 형성되는 것이 관찰되었다.

#### 감사의 글

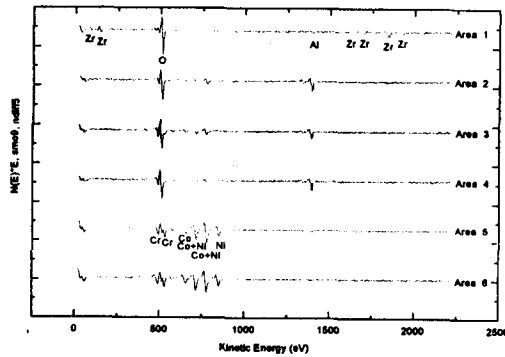
본 연구는 한국전력공사 전력연구원의 연구비와 1997년도 교육부 학술연구조성비(신소재 분야)의 지원에 의해 이루어진 것으로 연구되었으며 이에 감사를 드립니다.

#### 참고 문헌

1. Kurt. H. Stern, Metallurgical and Ceramic Protective Coating, 223 (1996)
2. F.Jamarani, R.W.Bertram, Surface and Coating Technology, 54/55, 58 (1992)
3. J.R.Brandon, R.Taylor, Surface and Coating Technology, 39/40, 143 (1989)



(a)



(b)

Fig. 11. (a) SEM micrographs and (b) AES results at respective positions around the cross-sectional area of  $ZrO_2$ -7wt.% $Y_2O_3$ /CoNiCrAlY after oxidation at 900°C for 500hr.

4. R.Taylor, J.R.Brandon, P.Morrell, *Surface and Coating Technology*, 5, **141** (1992)
5. K.L.Luthra and C.L.Briant, *Oxidation of Metals*, vol.26, no.5/6, **397** (1986)
6. Y. Pauleau, *Materials and Processes for Surface and Interface Engineering*, **245** (1995)
7. 최원섭, 전형탁, 김영도, *대한금속학회회보*, vol.10, no. 1, **60** (1997)
8. S.L.Shinde, I.E.Reimanis, and L.C.Dejonghe, *Adv. Ceram. Mater.*, 12, **6** (1987)
9. R.A.Miller and E.Lowell, *Thin Solid Films*, 95, **265** (1982)
10. B.C.Wu, E.Chang, *Mater. Sci. and Eng.*, A111, **201** (1989)
11. A.Bennett, *Mater. Sci. Technol.*, 2 (3), **257** (1986)
12. T.E.Strangman, *Thin Solid Films*, 127, **93** (1985)
13. N.Birk and G.H.Meier, *High Temperature Oxidation of Metals*, Edward Arnold. London, **503** (1983)
14. L.Lelait, S.Alperine, R.Mevrel, *Journal of Materials Science*, 27, **5** (1992)
15. B.C.Wu, E.Chang, F.F.Chang, *Journal of American Ceramic Society*, 72, **212** (1989)
16. Y.H.Sohn, R.R.Biederman and R.D.Sisson, Jr., *Journal of Materials Engineering and Performance*, 3 (1), February, **55** (1994)
17. E.Y.Lee, R.R.Biederman, and R.D.Sisson, Jr., *Mater Sci. Eng.*, A121, **467** (1989)
18. J.A. Haynes, E.D. Rigney, Mattison K., *Surface and Coating Technology* 86-87, **102** (1996)
19. E.Y.Lee, R.R.Biederman, and R.D.Sisson, Jr., *Plasma Surf. Eng.*, 1, **365** (1989)
20. S.M. Meier, D.M. Nissley and K.D. Sheffler (1991) Thermal barrier coating life prediction model development. NASA Contractor Report 189111, NASA Lewis Research Center, Cleveland OH.
21. I. A. Kvernes and P. Kofstad, *Metallurgical Transactions*, 3, **1511** (1972)