

## Pt-Aluminide로 코팅된 초내열합금의 열처리에 따른 미세조직변화

주동원\* · 박상현\* · 정연길\* · 이구현\*\* · 김창석\*\*\*

\*창원대학교 공과대학 나노신소재공학부

\*\*한국기계연구원 표면연구부

\*\*\*세창산기

## Effect of Heat Treatment on the Microstructural Evolution of Pt-aluminide Coated Ni-based Superalloy

D. Joo<sup>\*†</sup>, S. H. Park<sup>\*</sup>, Y. G. Jung<sup>\*</sup>, K. H. Lee<sup>\*\*</sup>, C. S. Kim<sup>\*\*\*</sup>

<sup>\*</sup>School of Nano & Advanced Materials Engineering, Changwon National University,  
Changwon, Kyungnam 641-773, Korea

<sup>\*\*</sup>Surface Engineering Department, Korea Institute of Machinery & Materials, Changwon 440-746, Korea

<sup>\*\*\*</sup>Sechang Industrial, Changwon 641-465, Korea

**Abstract** Microstructural evolution of Pt-aluminide coated Ni-based superalloy has been investigated with ductilization heat treatment. The Pt coat was prepared on the superalloy and then aluminide coating was conducted using a pack cementation process. Samples were heat-treated at 1050°C for 2 hrs and the microstructure and element analysis were performed. A various precipitated compounds were observed within the coating layer and the diffusion region in the Pt-aluminide coating and heat treatment, indicating that the bi-phase compounds of PtAl<sub>2</sub> and NiAl were performed during the Pt-aluminide coating, whereas M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, MC, Ni<sub>3</sub>Al and  $\sigma$  phases were precipitated in the inter-diffusion region. The bi-phase compounds of PtAl<sub>2</sub> and NiAl were transformed into the single phase compound of PtAl<sub>2</sub> with the heat treatment, increasing the amount of carbide and  $\sigma$  phase.

(Received March 13, 2006; accepted March 10, 2006)

**Key words:** Superalloy, Pt-aluminide coating, Precipitation, Ductilization, Microstructure

### 1. 서 론

항공기엔진 및 화력발전소용 터빈 블레이드 등에서 기지재료로 많이 사용되고 있는 초내열 합금은 사용 환경 및 조건이 고온에서 장시간 노출되는 열악한 조건이므로 경년열화를 필수적으로 경험하게 된다[1]. 한편 최근에는 터빈 내부온도를 증가시켜 엔진의 효율을 증가시키기 위한 노력이 꾸준히 진행되고 있으며, 초내열합금의 사용온도 증가를 위한 방법으로 새로운 고온용 단결정 재료 개발 및 내산화성 피막층을 형성시키는 방법이 다양하게 시도되고 있다[2, 3]. 또한 초내열 합금이 고온에서 장시간 사용됨에 따라 공기중에 미량 함유되어 있는 해염입자(NaCl) 및 연료중의 불순물 Na, S 등이 연소하여 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>를 생성되어 합금표면에 형성되게 되어 고온부식(hot

corrosion) 현상이 일어나게 된다. 이것이 블레이드 표면에 부착하고, 용융하여 합금의 보호성 산화피막을 파괴하고, 일부 저융점 Ni-NiS 공정을 형성하여 부식을 촉진 시키는 현상으로 황화부식(sulfidation)이라고도 한다[4]. 이러한 고온 산화현상을 방지 또는 억제하기 위해 내산화성 코팅을 실시하고 있다[5, 6].

초내열합금의 고온 내산화성 피막은 고온에서 안정한 산화물을 형성시키는 Al 및 Cr 등의 합금원소 소재의 표면층에 일정한 두께로 코팅하는 bond coat층과 이 코팅층의 외부에 산화물을 고온의 열원으로 녹여 부착시키는 열차폐(thermal barrier) 코팅 등이 있다[5]. 이러한 내산화성 피막은 터빈의 사용 온도 및 영역에 따라 적용되는 공정이 다르게 나타나며, 항공기용 터빈의 경우 부피와 무게의 제약으로 블레이드의 크기는 발전소용보다 아주 적게 설계된

<sup>†</sup>E-mail : joodwon@hanmail.net

**Table 1.** Chemical composition of Ni-base superalloy Rene80H-DS

Element	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	C	B	Zr	Hf	Ni
wt%	14.0	9.5	5	3.0	4.0	4	0.17	0.015	0.02	0.8	60.3

다. 따라서 이러한 블레이드에 적용되는 내산화성 코팅은 Al을 주원료로 하는 팩세멘테이션 공정(pack cementation process)에 의한 알루미늄산화물 코팅(aluminide coating)이 이용되고 있다[1~4].

Aluminide coating은 고온에서 처리금속이 기지로 침투하여 확산층을 형성하기 때문에 밀착성이 우수하고 사용 중 코팅의 박리가 없다는 장점을 가지고 있으며, 처리금속으로는 Al, Cr, Si 등이 단독 혹은 Al 코팅에 제 2원소를 첨가한 복합코팅으로 널리 이용되고 있다[5]. 특히 Al을 이용한 확산 코팅은, 블레이드의 표면에 Al의 농도를 약 50 at% 정도의 농도를 갖게 하므로서, 최표면층은 NiAl 화합물층으로 형성되고, 고온에 노출되면 최외각층에 치밀한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>층이 나타나면서 초내열합금의 고온 산화현상을 억제할 수 있다. 또한 aluminide층의 내식성을 개선하기 위해 aluminide coating 전에 Pt를 전해 도금하는 Pt-modified aluminide coating이 많이 행해지고 있다[1, 7].

따라서 본 연구에서는 초내열합금에 적용되는 aluminide coating이 Al 확산에 따른 높은 처리온도와 확산처리 등 다양한 열처리이력을 갖추고 있으므로, 이러한 열처리이력에 따른 석출물의 거동 및 Al의 농도변화 등을 조사하여, 코팅층 및 확산층에서 석출물이 거동을 연구하였다. 이와 함께 연화(ductilization) 열처리에 따른 Pt-aluminide coating 층에서 미세구조 변화, 농도변화, 석출거동 등에 대한 연구를 수행하였다.

## 2. 실험방법

본 연구에서 사용된 초내열합금은 일방향 응고(directional solidification)된 Rene80H DS(Cannon Muskegon Corporation, USA)을 기지재료로 사용하였으며, 이 합금에 대한 화학 조성을 Table 1에 나타내었다. 코팅을 실시하기 전 일방향응고로 제작된 시험편에 대한 표준 열처리 방법에 의해 열처리

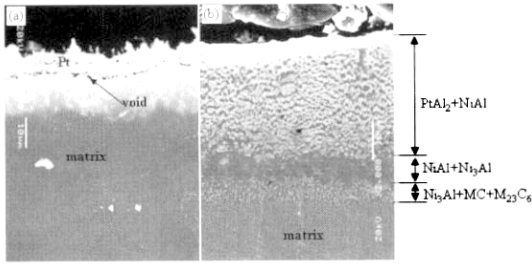
를 행하였다[8]. 또한 열처리된 시험편에 대해 aluminide coating을 실시하기 전에 코팅의 효율성을 증대를 위해 5 ± 1 mm의 두께로 Pt 도금을 실시하였으며, Pt의 확산처리를 위해 1020°C의 진공분위기에서 2시간 동안 열처리를 수행하였다. Aluminide coating은 pack cementation process을 이용하였으며[2, 3], pack cementation process에 사용된 분말은 Al, NH<sub>4</sub>Cl, 그리고 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>를 각각 3, 0.5, 그리고 96.5 wt%의 조성으로 혼합하여 사용하였다. 코팅공정은 Pt 도금 및 열처리된 시험편을 pack 분말과 함께 1000°C에서 2시간 동안 열처리하여 표면확산을 통해 코팅하였다. 코팅이 완료된 시료는 최표면층에 연성을 부여하기 위해 연화열처리(ductilization heat treatment)를 1050°C에서 2시간 동안 실시하였다.

Pt-aluminide 코팅 및 연화 열처리 시험편들 각각에 대한 미세구조는 주사전자현미경(SEM, JEOL JSM5610)을 사용하여 관찰하였으며, 성분분석 및 석출물에 대한 정량적 분석은 EDS(SEM, JEOL JSM5610)을 사용하여 분석하였다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 미세조직 관찰

Fig. 1에서 Pt coating과 Pt-aluminide coating을 실시한 후 미세조직의 변화를 나타내었다. Fig. 1의 (a)는 기지금속에 Pt coating 후 확산 열처리한 단면을 나타낸 것으로서, Pt 층과 코팅 초기에 형성된 기공 및 Pt 확산에 의해 나타나는 확산층으로 이루어져 있다. 초기 Pt 코팅은 5 ± 1 mm 두께로 실시하였으나, 확산 후 코팅층 및 확산층은 30 ± 3 mm 정도의 두께로 확대되어 나타나고 있다. Fig. 1의 (b)는 aluminide 후 시료의 단면조직사진으로, 표면층은 PtAl<sub>2</sub>와 NiAl 조성이 동시에 나타나는 2 성분계 조성층을 형성하고 있으며, 그 다음은 NiAl 조성층이 형성되어 있다. 또한 기지와 접하는 계면엔

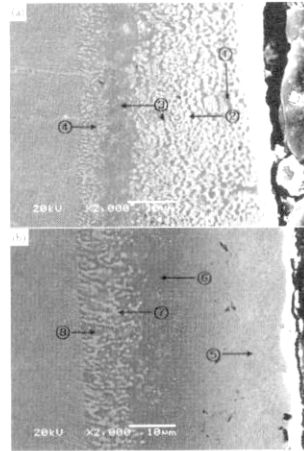
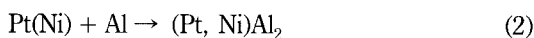
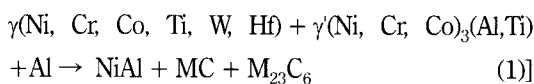


**Fig. 1.** Microstructure of Pt-Aluminide coated on the Ni-based superalloy Rene80H: (a) Pt coating and then diffusion heat treatment and (b) Pt-aluminide coating.

Ni<sub>3</sub>Al 및 탄화물이 혼재된 내부 확산(inter-diffusion) 영역을 확인할 수 있다.

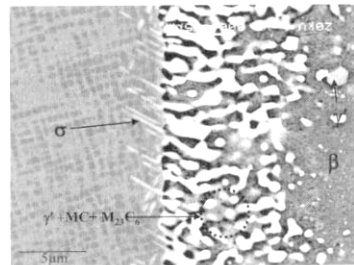
일반적으로 aluminide coating은 고온에서 Al의 확산에 의해 나타나게 되며[5], 특히 Pt를 먼저 코팅한 경우 Al은 Pt와 우선 반응하여 PtAl<sub>2</sub> 화합물이 형성되고, 기지에서 확산되어온 Ni와 반응하여 β-(Ni, Pt) Al층을 형성한다. 본 연구에서와 같이 aluminide 코팅을 1000°C에서 실시하면 Al이 기지로 확산되어가는 속도보다 기지의 Ni이 확산되어 코팅 층으로 이동하는 속도가 빠르기 때문에 코팅 층의 최표면 층까지 Ni의 원자가 존재하게 된다[9].

초내열합금은 γ상 기지와 강화석출상인 γ 및 탄화물로 이루어져 있으며[10], 앞에서 나타낸 기지상의 화학 조성표인 Table 1에서 나타낸 것처럼 다양한 용질원자가 포함되어 있다. 따라서 고온에서 새로운 용질원자인 Pt와 Al의 첨가로 인해 표면층엔 다양한 석출반응이 일어나게 된다. 고온 aluminide 과정에서 기지에 고용되어 있던 Cr, W, Ti 등의 탄화물 원자는 Ni가 NiAl로 새로운 화합물로 변태되므로, 이러한 용질원자는 NiAl에 고용되지 못하고 기지와 NiAl석출물의 계면에 축적된다. 용질원자의 양이 증가한 계면에서는 W, Ti, Hf이 풍부한 MC형 탄화물과 Cr이 풍부한 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>형의 탄화물이 석출하게 되며, 또한 Al의 함량이 낮은 영역으로 γ-Ni<sub>3</sub>Al상도 석출된다. 이러한 반응의 상세한 내용은 아래에 반응식으로 나타낼 수 있다.



No.	Element	Ni	Al	Pt	Ti	Cr	Co	W	Mo	Phase
1	wt. %	45.36	31.65	14.46	1.80	0.84	5.90	-	-	(Ni,Pt)Al
2	wt. %	12.42	21.87	57.51	0.54	5.97	1.70	-	-	(Pt,Ni)Al
3	wt. %	50.45	26.85	10.99	2.70	0.71	8.30	-	-	(Ni,Pt)Al
4	wt. %	29.45	6.26	6.88	6.60	23.53	9.45	10.81	6.17	MC, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , Ni <sub>3</sub> Al
5	wt. %	27.29	19.17	46.04	-	4.26	3.25	-	-	(Pt,Ni)Al <sub>2</sub>
6	wt. %	55.16	23.49	7.37	1.87	4.27	7.62	-	-	(Ni,Pt)Al
7	wt. %	21.12	2.18	-	2.37	30.94	11.22	17.58	14.10	MC, M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
8	wt. %	43.00	13.09	-	5.41	18.61	9.47	4.45	5.98	Ni <sub>3</sub> Al, σ

**Fig. 2.** Micrographs and element analysis of Pt-aluminide coated and ductilization heat-treated samples: (a) Pt-aluminide coating and (b) Pt-aluminide and ductilization heat treatment.



Phase	Element	Ni	Al	Pt	Ti	Cr	Co	W	Mo
σ	wt. %	41.33	3.01	-	5.04	23.79	9.86	11.39	5.59
β-(Ni,Pt)Al	wt. %	53.16	19.94	9.11	4.79	5.49	7.51	-	-
γ-M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> +MC	wt. %	31.37	7.40	-	21.38	15.08	6.98	14.69	3.10
Ni <sub>3</sub> Al	wt. %	45.72	11.69	6.79	4.79	16.80	6.65	6.05	1.52

**Fig. 3.** Back-scattered image and element analysis of inter-diffusion regions after ductilization heat treatment at 1050°C for 2 hrs.

Fig. 2와 3에서 다양한 공정별 석출물의 거동을 보다 명확히 관찰하기 위해 SEM 및 EDS를 이용하여 상분석을 한 결과를 나타내었다. Fig. 2는 aluminide 코팅된 시료와 취성이 강한 NiAl 및 PtAl<sub>2</sub>상에 연성을 부여하기 위해 1050°C에서 연화열처리(ductilization heat treatment)를 실시한 후 시료의 단면을 보인 것으로, 연화열처리에 따라 확산층

의 크기가 증가됨을 알 수 있다. 또한 연화열처리를 통해 표면층의 2성분계 조성층( $PtAl_2 + NiAl$ )이 단상( $PtAl_2$ )으로 전이된다는 보고가 있으나 본 실험에 있어서는 EDS분석 결과 이 영역에서도 Pt와 Ni의 합이 약 73 wt% 정도로 존재되어 있는 것으로 나타났다. Pt-Ni의 이원계 합금은 전율고용형 합금으로 [11] Pt와 Ni의 상호고용도는 제한이 없다고 할 수 있다. 따라서 Pt에 Ni가 고용된( $Pt,Ni$ ) $Al_2$ 상 이루질 수 있음을 알 수 있다. 이는 Pt-Al이원계 상태도에서 Pt의 함량이 76.9~78.5 wt%의 범위에서  $PtAl_2$ 상이 나타나는 것과 잘 일치하고 있다.

연화열처리한 시료의 석출 거동을 명확하게 관찰하기 위해 Fig. 2(b)를 확대하여 Fig. 3에 나타내었다. 기지금속과 확산층의 계면에서 나타나는 석출상은  $\gamma'$ , MC,  $M_{23}C_6$  및  $\sigma$ 상임을 확인할 수 있다. 특히 초내열합금에서  $\sigma$ 상은 초기 형성된 탄화물과 기지의 반응으로 다음과 같은 반응( $TiC \rightarrow M_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6 \rightarrow \sigma$ )에 의해 나타나며, 주로 약 800°C 부근에서 나타나는 석출상이다[12]. 또한  $\sigma$ 상은  $(Cr,Mo)_x(Ni,Co)_y$  (여기서 x와 y는 1~7사이의 값)의 조성과 기지의 특정 방향으로 침상으로 존재한다고 알려져 있다 [12]. 본 연구에는 비록 연화열처리 온도가 1050°C로  $\sigma$ 상이 석출하는 온도 보다 높지만 Fig. 3의 원소분석(EDS 분석) 결과와 침상으로 특정방향으로 석출되는 거동에서  $\sigma$ 상의 석출을 확인할 수 있다. 즉, 침상으로 존재하는 영역에서 Cr, Co, W, 그리고 Mo의 양이 높게 나타남으로서  $\sigma$ 상을 형성하는 용질 원자의 양이 증가하기 때문에  $\sigma$ 상이 나타나는 것이라 판단되어 진다. 이러한 취성특성을 갖는  $\sigma$ 상의 계면석출물은, 비록 용질원자의 과다로 인해 1050°C에서 나타나지만 이 합금의 사용온도가 900~1100°C이기 때문에[4], 이러한 온도에서 용질원자들이 내부로 확산이 진행하면서, 용질의 농도는 평형상태로 되고, 따라서 고온에서 불안정한  $\sigma$ 상은 완전히 분해되게 될 것이다. 그러므로 계면에 석출된 취성의  $\sigma$ 상은 재료의 기계적 성질에 미치는 영향은 거의 없다고 생각되어진다.

### 3.2 합금원소의 확산 거동

초내열합금에 대한 코팅공정은 코팅처리 온도, 확산 열처리 및 연화열처리와 같이 고온에서 장시간

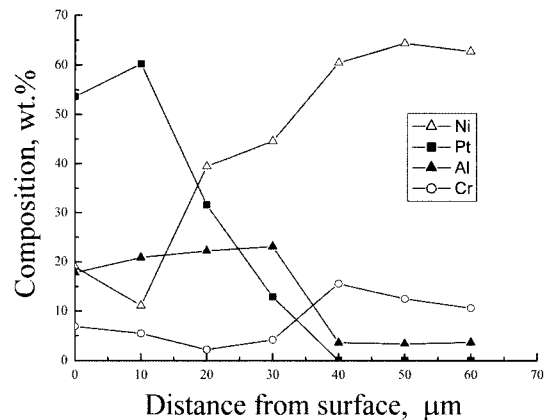


Fig. 4. Element analysis of Pt-Aluminide coated sample.

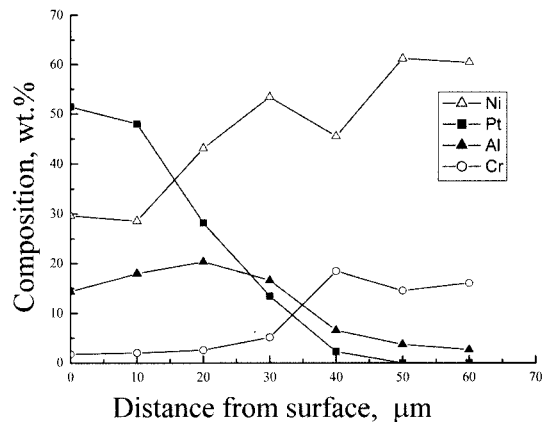


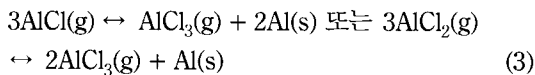
Fig. 5. Element analysis of Pt-Aluminide coated and then ductilization heat-treated sample.

처리하는 열적이력을 가지게 된다. 따라서 이러한 공정온도에서 Pt 및 Al은 심부로 확산해 들어가면서 기지의 조직을 변화시키고, 또한 기지와 계면인 확산층에도 기지조직 및 석출물의 거동이 변화하고 있다. 이러한 합금원소의 확산현상을 관찰하기 위해 시료의 표면층에서 심부로 10 μm 간격으로 점 분석을 실시한 결과를 Fig. 4와 5에 나타내었다. 앞에서 언급된 Fig. 2의 미세조직 Fig와 Fig. 4와 5를 연결지어 보면 연화열처리를 통해 확산층을 포함한 코팅층이 약 40 μm에서 약 50 μm으로 10 μm 정도 증가하고 있다.

용질원자의 확산 속도는 연화열처리에 따라 Pt와 Al이 기지내로 확산해 가는 속도보다 Ni가 표면층으

로 확산해 나오는 속도가 훨씬 빠르게 나타난다고 알려져 있다[3]. 또한 aluminide coating 초기에, 기지에 14 wt% 정도 포함된 Cr역시 표면층에 많이 존재하고, 열처리 효과로 인해 기지와외의 계면 확산층으로 확산해 간 것을 볼 수 있다. 따라서 Fig. 3 (a) 및 (b)의 미세조직 Fig에서 Cr이 풍부한  $M_{23}C_6$ 형 탄화물의 석출량이 많아지는 것도 이러한 이유라 생각할 수 있다.

최초 코팅 후의 확산거리는 Fig. 1에서 관찰된 것처럼, 약 5  $\mu\text{m}$  두께의 Pt가 코팅되고 Pt의 확산 열처리에 의해 Pt는 기지로 약 40  $\mu\text{m}$  정도 확산해 들어간다. Pt-Ni의 2원계 상태에서 Pt와 Ni는 전 용고용형 합금으로 상호 고용도의 제한은 없다고 볼 수 있다. 따라서 Pt가 기지로 확산해 들어가면 전체적으로 합금의 첨가량이 증가하므로 Ni 및 첨가된 용질원자인 Cr 농도는 급격히 감소하는 것으로 나타난다(Fig. 4 및 5). 그리고 aluminide coating은 아래의 반응식에서 나타낸 것처럼, Al 분말과 첨가된 할로젠 화합물( $\text{NH}_4\text{Cl}$ )의 반응으로  $\text{AlCl}_3(\text{g})$  또는  $\text{AlCl}_2(\text{g})$  가스가 생성되고, 이들이 분해되면서 발생된 Al이 기지에 부착되면서 확산과정을 거쳐 코팅이 된다[13].



표면층에 Al층이 형성되면 Al은 기지로 확산해 들어가고, 표면층엔 Al의 농도가 약 20 wt% 정도 잔류하게 된다. 따라서 Pt, Ni 및 용질원자는 다시 기지로 확산해 들어가야 한다. 이 과정에서 Pt와 Al의 반응으로  $\text{PtAl}_2$ 가 형성되고 또한  $\text{NiAl}$ 도 석출된다. 기지에 고용되어 있는 용질원자 중 Cr은 고용도 감소로 인해 계면으로 확산해  $M_{23}C_6$ 형 탄화물로 석출하고 일부는 기지에 남아  $\alpha\text{-Cr}$ 으로 존재하는 것으로 나타나고 있다. 특히 Cr은 기지에 약 14 wt% 정도 첨가되어 있는 합금 원소이기 때문에 전체가 확산할 수 있는 온도 및 시간이 충분하지 못해 전체적으로 농도 분포는 높게 나타나고 있다. 그 이외의 Ti, W, 그리고 Mo 등의 합금 원소는 계면으로 이동하여 MC형 탄화물로 석출된다. 이와 같은 내용을 모식적으로 Fig. 6에서 나타내었다.

고온 저활동도 확산(high temperature low activity

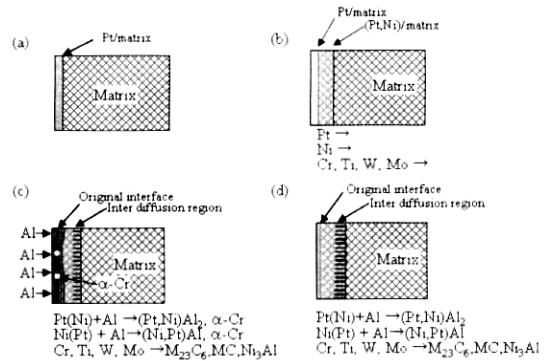


Fig. 6. Schematic diagram of aluminizing process with Pt diffusion and ductilization heat treatment: (a) Pt electroplated, (b) Pt electroplating and diffusion treated, (c) Aluminide coated, and (d) ductilization heat treated.

outward-type diffusion)에 의한 경우, 일반적으로 기지의 Ni 및 용질원자가 표면층으로 확산해 나오면서 용질원자의 농축에 의해 다양한 화합물이 나타나는 것으로 알려져 있다[1, 14]. 그러나 본 실험의 용질원자의 거동과 Fig. 6의 모식도에 나타낸 것처럼 Pt 및 Al이 표면에서 기지로 확산해 가면서 기지의 조직이  $\gamma$ 상에서  $\text{PtAl}_2$  및  $\text{NiAl}$ 로 변태되므로 용질원자인 Cr, Ti, 그리고 W 등이 고용되지 못하고 내부로 역확산해 들어가면서 용질원자의 농도 증에 따라 복잡한 탄화물과  $\sigma$ 상 등이 나타나 것으로 판단되었다.

## 4. 결 론

초내열합금의 고온 내식성을 개선하기 위해 Pt-aluminide coating을 실시하였으며, 확산처리 및 연화열처리 과정에서 나타나는 코팅층 및 확산층의 석출물 거동을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1. Pt-aluminide coating에 의해 표면층은  $\text{PtAl}_2$  및  $\text{NiAl}$ 의 2성분계 조성층으로 나타났으며, 확산층엔  $M_{23}C_6$ , MC형 탄화물과  $\text{Ni}_3\text{Al}$  석출물이 나타났다.
2. 연화열처리에 의해 표면층에 형성되었던  $\text{PtAl}_2$  및  $\text{NiAl}$ 의 2성분계 조성층은  $\text{PtAl}_2$ 의 단상으로 변화하였고, 기지와 계면에  $\sigma$ 상이 석출되었다.
3. 기지와 확산층의 계면에 석출되는 다양한 석출물은 기지에서 확산해 나온 용질원자에 의한 것이

아니라, 기지에 고용되었던 용질원자인 Cr, Ti, W, 그리고 Mo 등의 기지의 조직변화와 Pt 및 Al의 농도 증가에 따라 내부로 역확산에 의해 석출되는 것으로 나타났다.

### Acknowledgement

이 논문은 2004년도 한국학술진흥재단의 지원(KRF-2004-005-D00111)에 의하여 연구되었습니다.

### 참고문헌

1. J. Benoista, K. F. Badawi, A. Malie, and C. Ramade, *Surface & Coatings Technology*, **182** (2004) 14.
2. S. B. Kang and Y. G. Kim, *Mat. Sci. and Eng.*, **83** (1986) 75.
3. G. W. Goward and D. H. Boone, *Oxidation of Metals*, **3** (1971) 475.
4. C. T. Sims, N. S. Stoloff, and W. C. Hagel, *Superalloy II*, John Wiley & Sons, Inc., (1987) 327.
5. R. Sivakumar and B. L. Mordike, *Surface & Coatings Technology*, **37** (1989) 1390.
6. C. H. Koo., C. Y. Bai, and Yi-Jun Luo, *Materials Chemistry and Physics* **86** (2004) 258.
7. G. R. Krishna, D. K. Das, V. Singh, and S. V. Joshi, *Mat. Sci. and Eng.*, **A251** (1998) 40.
8. D. Lin and M. Wen, *Acta Metall.*, Vol. 37, No. 11 (1989) 3099.
9. D. Vogel, L. Newman, P. Deb, and D. H. Boone, *Mat. Sci. and Eng.*, **88** (1987) 227.
10. E. Balikci, R. A. Mirshams, and A. Raman, *Mat. Sci. and Eng.*, **A265** (1999) 50.
11. Hugh Baker, *ASM Handbook, Alloy Phase Diagrams*, Vol. 3 (1998) 2314.
12. C. T. Sims, N. S. Stoloff, and W. C. Hagel, *Superalloy II*, John Wiley & Sons, Inc., (1987) 218.
13. H. J. Lin, W. P. Sun, and M. H. Hon, *Thin Solid Films*, **156** (1988) 259.
14. J. Benoista, K. F. Badawi, A. Malie, and C. Ramade, *Surface & Coatings Technology*, **194** (2005) 48.