

## 고온자전합성과 확산 열처리를 이용한 V 이 첨가된 TiAl계 금속간화합물 복합판재의 제조

김 연 옥†  
계명대학교 재료공학과

### Formation of a V-Added Ti Aluminide Multilayered Sheet by Self-Propagating High-Temperature Synthesis and Diffusion Annealing

Yeon-Wook Kim†  
Department of Materials Science & Engineering, Keimyung University, Taegu, 704-701

(2002년 5월 14일 받음, 2002년 9월 2일 최종수정본 받음)

**Abstract** The Ti-aluminide intermetallic compound was formed from high purity elemental Ti and Al foils by self-propagating, high-temperature synthesis(SHS) in hot press. Formation of TiAl<sub>3</sub> at the interface between Ti and Al foils was controlled by temperature, pressure, heating rate, and so on. According to the thermal analysis, it is known in this study that the heating rate is the most important factor to form the intermetallic compound by this SHS reaction. The V layer addition between Al and Ti foils increased SHS reaction temperatures. The fully dense, well-boned intermetallic composite(TiAl/Ti<sub>3</sub>Al) sheets of 700 m thickness were formed by heat treatment at 1000°C for 10 hours after the SHS reaction of alternatively layered 10 Ti and 9 Al foils with the V coating layer. The phases and microstructures of intermetallic composite sheets were confirmed by EPMA and XRD.

**Key words:** Ti-aluminide intermetallic compound, SHS reaction, TiAl/Ti<sub>3</sub>Al composite sheets, diffusion annealing, V addition

#### 1. 서 론

화합물을 구성하는 원소간에 음으로 상당히 큰 엔탈피값을 갖을 경우, 일반적으로 고온자전합성(self-propagating, high-temperature synthesis:SHS)법을 이용하여 다양한 화합물을 제조할 수 있다. 반응 원소간의 화학반응 시 발생하는 높은 생성열 때문에 순식간에 반응계면은 높은 온도에 도달하여 고상/고상 혹은 고상/액상 계면에서 폭발적으로 화합물이 생성된다. 1960년대 후반 러시아에서 개발된 이 제조법은 순수 Ti 분말을 이용하여 TiC 및 TiB 등의 세라믹재료<sup>1~3)</sup>를 제조한 이래 순수 원소 금속분말을 이용하여 aluminide계 금속간화합물을 제조하는 데 적용하고 있다. 처음에 이 방법은 종래의 응고방법으로 제조된 금속간화합물 분말에 연성 강화 원소분말을 첨가하여 복합재료를 제조하기 위한 분말야금 분야에서 시작되었다.<sup>4,5)</sup> 그 후 금속간화합물의 원소가 되는 순수 금속분말을 성형합성하는 방법으로 발전하였다.<sup>6,7)</sup> 원소 분말을 이용하였을 경우 분말의 혼합 비율을 제어하여 화학적 조성을 조절할 수 있는 장점이 있는 반면, 고온자전합성의 특성상 계면을 통하여 반응이 이루어진다는 사실을 고려하면 각 원소 분말 간의 접촉면이 적은 관계로 고온자전합성 반응을 제어하기 어

려울 뿐만 아니라 분말 사이의 기공을 제어하기 매우 어렵다. 따라서 최근에는 SHS 반응시 발생하는 발열반응을 이용하여 원소 박판으로 aluminide계 화합물을 합성하여 판상의 복합재료를 제조는 연구가 활발히 시도되고 있다.<sup>8,9)</sup>

원소 박판을 이용한 고온자전합성법은 특히 titanium aluminide계 금속간화합물 제조에 많은 장점이 있다. 알루미늄 용융점 이하의 온도에서 금속간화합물의 제조가 가능하기 때문에 제조공정이 비교적 단순하며, 불순물 유입을 억제할 수 있고 에너지를 절감할 수 있다. 이 방법은 원소 분말의 고온자전합성 경우 보다 낮은 압력과 온도에서 금속간화합물의 합성이 가능하다. 또한 구성원소 박판을 합성하기 전에 간단한 압연공정을 이용하여 필요한 모양으로 쉽게 변형을 시킬 수 있기 때문에 금속간화합물의 취약한 가공성을 극복할 수 있다.

본 연구에서는 경량 고온구조재료로 주목을 받고 있는 Ti-Al계 금속간화합물을 구성원소 박판을 이용하여 고온자전합성법으로 제조하였다. Ti aluminide에 V 및 Cr을 1.4-2.2% 정도 첨가하면 인성을 향상된다.<sup>10)</sup> 따라서 박판을 이용한 고온자전합성법에서 소량의 제 3의 원소를 첨가할 경우 그 반응 특성 및 미세조직을 분석하고자 하였다. 지금까지의 연구에서는 Ti과 Al이 Al의 용점(660°C) 부

† E-mail: ywk@kmu.ac.kr

근에서 고온자전합성 반응을 일으킨다는 사실을 실험으로 경험하였다. 그러나 저자의 연구에 따르면 Ti/Al 박판 계면에서 고온자전합성 반응은 Al의 용융점 부근과 400°C 부근에서 두 번 일어나며, 승온속도에 따라 반응합성 온도는 크게 변한다는 사실을 알았다.<sup>11)</sup> 본 연구에서는 V을 Ti 박판에 진공증착시킨 후 Al 박판과 다중 층상구조로 쌓아 금속간화합물을 제조함으로써 박판의 고온자전합성에서 소량의 원소첨가 방법을 제시하였다. 또한 V이 첨가된 Ti-Al계 고온자전합성에서 DTA를 이용하여 반응 온도를 측정하였다. 열분석 결과를 이용하여 고온자전합성법으로 Ti-Al계 금속간화합물을 제조하였으며, 원소 박판 계면에서 TiAl계 금속간화합물의 고온자전합성에 승온속도의 영향과 압력에 따른 미세조직의 변화를 고찰하였다. 그리고 제조된 복합판재 (metal-intermetallic composites)를 진공 중에서 가압열처리하여 고온자전합성된 금속간화합물의 상 변화와 미세조직을 분석하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서 Ti/Al 고온자전합성 반응 특성을 관찰하기 위해 사용된 원소박판은 순도 99.7%, 두께 32μm의 Ti (Johnson Matthey Co.)과 순도 99.8%, 두께 50μm의 Al (Aldrich Chemical Co.)이며 특별한 연마나 세척 처리는 하지 않았다. 또한 제 3원소 첨가에 따른 반응 특성을 조사하기 위하여 Ti 박판의 양쪽 면에 V을 0.2μm (중량비 약 2wt%) 정도 두께로 증착하여 사용하였다. 승온속도에 따른 반응합성온도와 열중량 변화를 측정하기 위하여 DTA 열분석기 (MAC Science TG-DTA2000S)를 이용하였다. DTA 열분석 시편은 V이 증착된 Ti과 Al 박판을 3개씩 격층으로 쌓아 300°C에서 2시간동안 확산을 시켜 박판들을 접합시킨 후 약 10mg이 되도록 절단하였다. 측정 조건은 승온속도를 5°C/min, 10°C/min, 20°C/min으로 하였으며, 측정온도 범위는 상온에서 1000°C까지 하였다.

위에서 준비된 V이 증착된 Ti과 Al 박판을 10×20mm<sup>2</sup>의 넓이로 절단하여 10층의 Ti 박판과 9층의 Al 박판을 번갈아 쌓아 올려, 용융점이 높은 Ti층을 제일 위와 아래에 놓이도록 준비하였다. 다중 층상 시편은 두 조각으로 이루어진 몰드 사이에 안착시킨다. 몰드는 지름 48mm, 길이 900mm의 원통형 모양이며 한 조각의 무게가 약 350g인 고순도 흑연으로 제작하였다. 시편과 흑연몰드와의 반응을 억제하기 위하여 몰드 표면은 boron nitride로 얇게 코팅하였다. 준비된 시편을 고온자전합성 시키기 위하여 열분석 결과에 따라 승온속도와 가압 개시온도를 설정하여 열간 압축프레스에서 titanium aluminide의 고온자전합성 실험을 수행하였다. 압축프레스에 슈퍼칸탈 발열체를 설치하여 몰드에 가압, 가열을 동시에 수행할 수 있도록 하였으며, 두 몰드 사이에 열전대를 설치하여 온도와 승온속도를 조절하였다. 압력조절은 초기 압력은 300MPa을 가하여 계면의 접촉이 용이하도록 하였으며, 알루미늄 용점부근인 500°C에서 두 번째 반응합성온도까지는 미 반응된 알루미늄의 용탕이 흘러내리지 않도록 압력을 제거하였다. 이와 같이 제

조된 시편은 10<sup>-5</sup> torr의 진공을 유지하는 가압열처리로를 이용하여 온도 1000°C, 압력 240MPa의 조건에서 10시간 열처리하였다. 다중박막 계면에서 형성된 금속간화합물을 확인하고 반응합성층의 두께 및 형상을 관찰하기 위하여 Field Emission Scanning Electron Microscope (LEO 1550)을 이용하였다. 계면에서 반응합성에 의하여 생성된 화합물의 조성은 electron probe microanalysis (EPMA: Cameca SX50)를 이용하여 계면에 수직방향으로 line-scanning하여 정량분석하였으며, 반응합성된 화합물의 결정상은 X-ray diffractometer (XRD)를 이용한 회절시험으로 확인하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 승온속도가 고온자전반응합성 온도에 미치는 영향을 조사하기 위하여 승온속도를 변화시키며 V이 증착된 Ti과 Al의 다중 층상 박판시편을 DTA 열분석한 결과이다. Ti과 Al의 박판 사이에 0.2μm 두께의 첨가원소 층이 존재할 경우 승온속도에 관계 없이 Al 용융점 (660°C) 이상의 온도에서 발열반응이 발견되었으며, 액상 Al과 고상 Ti 계면에서 고온자전합성이 일어남을 알 수 있다. 또한 승온속도가 5°C/min, 10°C/min, 20°C/min으로 증가할수록 반응합성 온도는 각각 816°C, 859°C, 916°C로 증가되며, 발열량 역시 증가하여 승온속도가 증가할수록 고온자전합성이 격렬하게 발생하는 사실을 알 수 있다.

한편 V이 첨가되지 않은 2원계의 Ti/Al의 경우<sup>11)</sup>에는 승온속도가 5°C/min일 때 761°C에서만 Ti과 용융된 Al 간에 발열반응을 일으키며 반응합성이 일어났으나, 승온속도가 10°C/min 이상일 경우 Al의 용융점 이하에서도 Ti(고상)/Al(고상) 계면구성원소간의 화학반응열에 의하여 반응합성이 일어났다. 또한 승온속도가 10°C/min에서 20°C/min로 증가할수록 Al의 용융점 이하의 온도에서 발생하는 1차 반응합성 (고상-고상 반응합성) 온도는 387°C에서 420°C로 증가하며, Al의 용융점 이상에서 발생하는 2차 반응합성 (고상-액상 반응합성) 온도는 810°C에서 885°C로

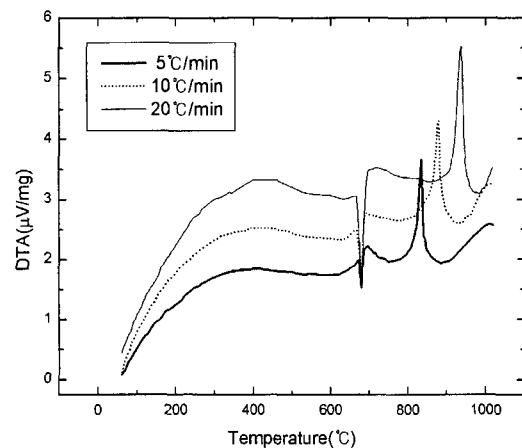


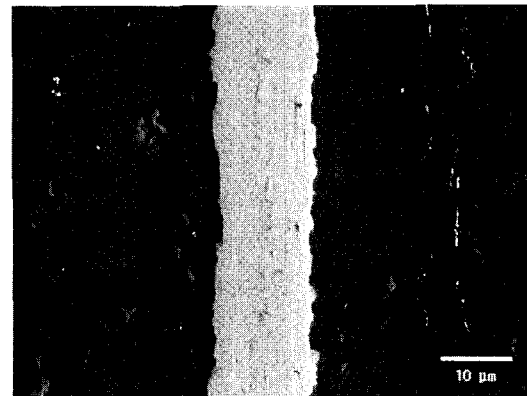
Fig. 1. DTA plots showing exothermic reaction peaks for SHS reaction of Ti/V/Al at the three different heating rates of 5°C/min, 10°C/min and 20°C/min.

증가하였다.

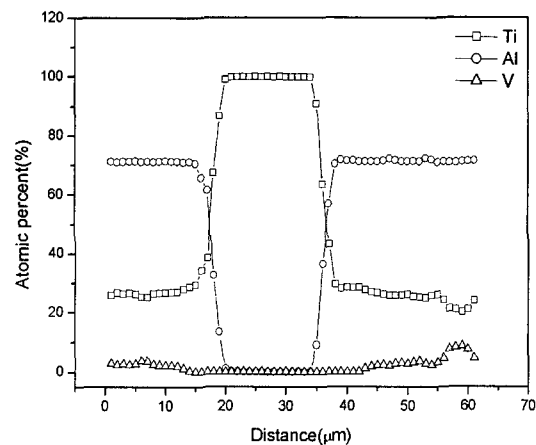
2원계 Ti/Al 박판의 고온자전합성과는 달리 3원계 Ti/V/Al의 고온자전합성에서는 Al 용융점 이하의 온도에서 고상-고상 반응합성이 일어나지 않는 것은 모든 승온속도에서 Ti과 Al이 V층을 통과하여 확산할 충분한 시간과 온도에 도달하지 못한 이유 때문으로 판단된다. 또한 3원계 Ti/V/Al의 경우 Al 용융점 이상의 온도에서 발생하는 반응합성 역시 2원계의 경우 보다 높은 온도에서 발생하는 이유도 액상 Al이 Ti과 직접 반응하지 못하고 Al 용탕에 V이 용해될 온도와 시간이 필요하기 때문에 DTA 열분석에서 발열반응을 지연시킨 것으로 사료되어진다. 따라서 Ti/V/Al의 박판에서 금속간화합물을 제조하기 위해서는 2원계 Ti/Al 박판에서 보다 높은 온도에서 고온자전합성시켜야 한다.

각각의 승온속도에서 DTA 열분석 실험에서 측정된 반응합성온도인 816°C, 859°C, 916°C까지 Ti/V/Al 다중층상시편을 가열한 후 흑연몰드를 제거하고 시편을 대기 중에서 급냉하여 V이 첨가된 Ti Aluminide 복합판재를 제조하고 금속간화합물의 반응합성층의 미세조직을 관찰한 결과, 승온속도가 증가할수록 반응합성층의 두께는 증가하며 미반응된 Ti의 두께는 감소함을 알 수 있었다. 이와 같은 결과는 DTA 열분석 실험에서 승온속도가 증가할수록 발열량이 증가한다는 사실과 잘 일치된다. 5°C/min의 느린 승온속도에서는 반응합성층이 10 $\mu$ m으로서 측정되었으며 사용된 50 $\mu$ m Al박판을 고려할 때 용융된 Al이 지체된 반응합성 때문에 흑연몰드 무게에 의하여 누출된 것으로 판단된다. 20°C/min의 승온속도로 금속간화합물을 제조할 경우 반응합성층의 두께가 55 $\mu$ m 이상이며 시편의 외관을 관찰하였을 때 누출된 Al을 발견할 수 없었다. 그러나 승온속도가 증가할수록 시료전체에 열전달이 용이하지 못하여 국부적으로 고온자전합성 반응이 격렬하게 일어나 조대한 기공과 열변형이 일어나기 때문에 20°C/min로 제조된 시편에서는 반응합성된 화합물에서 많은 기공과 미반응된 Ti층이 심하게 변형된 것이 발견되었다. 이것은 2원계 Ti/Al 다중층상시편의 고온자전합성 실험에서도 동일한 결과를 얻었다.<sup>11)</sup> 따라서 원소 첨가 방법으로 제시된 Ti와 Al 사이의 V층은 반응합성온도에는 많은 영향을 주고있으나 반응합성된 금속간화합물의 미세조직에는 Ti/Al 2원계와 아주 유사한 경향을 보여주었다.

Fig. 2(a)는 Ti/V/Al 다중층상시편을 고온자전합성시킨 반응생성물의 FESEM 미세조직사진을 보여준다. 최적의 반응합성 조직을 얻기 위하여 상온에서 500°C까지는 300MPa의 가압 하에서 20°C/min의 승온속도, 500°C 이상에서는 외압 없이 10°C/min의 승온속도로 859°C까지 가열시킨 후 공냉하였다. 이와 같은 공정조건에서 859°C까지 60분간 승온되면서 50 $\mu$ m 두께의 Al 박판층은 완전히 소멸되며 32 $\mu$ m 두께의 Ti 박판은 15 $\mu$ m으로 감소되어 43 $\mu$ m 두께의 반응합성층이 생성되었다. 여기서 관찰된 반응합성층은 모두 TiAl<sub>3</sub>이다.<sup>12,13)</sup> 이 결과는 Ti-Al 합금계에서 형성될 수 있는 금속간화합물인 Ti<sub>3</sub>Al, TiAl, TiAl<sub>3</sub> 중에서



(a)



(b)

Fig. 2. Typical FESEM microstructure (a) and concentration profiles (b) of a Ti/TiAl<sub>3</sub> laminate composite produced by the SHS reaction of Ti/V/Al layers.

가장 낮은 합성 엔탈피를 갖는 TiAl<sub>3</sub> 금속간화합물이 형성된다는 보고와 잘 일치된다.<sup>14)</sup> 따라서 두 원소 박판 Ti, Al과 TiAl<sub>3</sub>의 부피차이 때문에, 50 $\mu$ m의 Al과 18 $\mu$ m의 Ti이 고온자전합성되어 소모되며 부피가 감소된 약 43 $\mu$ m의 TiAl<sub>3</sub>층이 생성된다. Alman 등은 원소박판의 반응재와 반응물간의 밀도 차이에서 기인되는 수축공과 반응합성시 발생하는 가스 기공들이 TiAl<sub>3</sub>층의 중심부에 연속적으로 나타나는 균열 현상이 발견된다고 보고하였다.<sup>14,15)</sup> 그러나 본 연구에서는 앞에서 언급한 바와 같은 승온속도와 반응합성 온도 및 시편에 주어지는 압력을 적절히 조절하여 반응생성물의 중심선 발생하는 어떠한 균열 혹은 수축공도 억제할 수 있었다.

고온자전합성에 의하여 생성된 TiAl<sub>3</sub> 금속간화합물은 Fig. 2(a)의 미세조직사진에서 보는 바와 같이 약 10 $\mu$ m 크기의 균일한 구형 입상 모양이다. 고온자전합성 반응에 의하여 Ti/Al 계면에서 생성된 TiAl<sub>3</sub>은 높은 발열반응에 의하여 용융되어 구형을 유지하며 일정한 크기로 성장하면 계면에서 분리되어 용융 Al 중심부로 이동하며 온도가 감소되기 때문에 재정출된다. 이 때 구형의 TiAl<sub>3</sub>이 Ti 계면에서 분리되면서 용융 Al이 지속적으로 계면에 공급되며 Al이 완전히 소멸될 때까지 고온자전합성은 지속되는 것으로 생각된다. Ti/Al 계면에서 TiAl<sub>3</sub>이 구형으로 분리되는 현상은 Fig. 2(a)에서 미반응된 Ti의 계면이 울퉁불퉁하다는

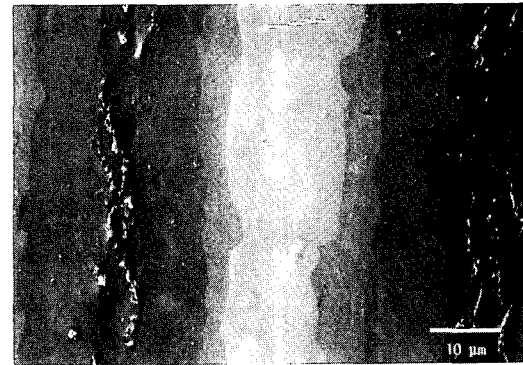
사실로 입증할 수 있다.

Fig. 2 (b)는 Ti/V/Al의 고온자전합성된 복합판재를 EPMA 성분분석한 결과이다. EPMA 분석은 시편의 전자의 투과량을 작게하여 시편 표면부위에서 발생한 X-선을 이용하기 위하여 7kV의 가속전압과 30nA의 beam current에서 수행하였다. 성분분석에서 Ti K $\alpha$ 선과 VK $\beta$ 선의 간섭문제는 “Probe for Window” software를 이용하여 해결하였다.<sup>16)</sup>

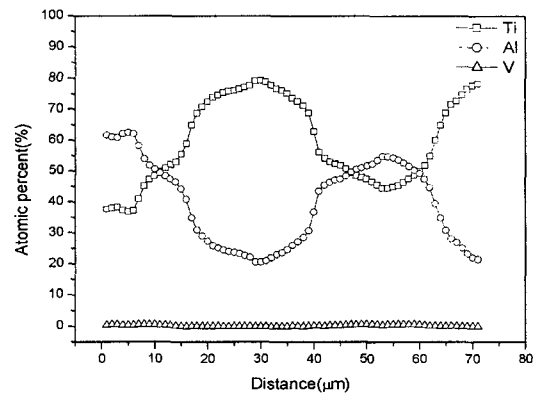
Fig. 2 (a)의 사진에서 반응계면에 수직인 방향을 따라 1 $\mu$ m 간격으로 조성 선분석(line scanning) 하였을 때 고온자전합성된 TiAl<sub>3</sub>의 화학적조성은 평균 26.6 at%Al, 71.3 at%Ti, 2.1 at%V을 보여준다. 또한 미반응된 Ti 층에는 Al과 V이 전혀 검출되지 않았다. 따라서 Ti와 Al 사이의 0.2 $\mu$ m 두께의 V 층은 고온자전합성 온도 859 $^{\circ}$ C까지 승온 시 Ti에 전혀 확산되지 못하고, 용융된 알루미늄에 모두 용해되어 고상의 Ti과 액상의 Al의 반응합성 생성물 TiAl<sub>3</sub>에 모두 고용된 것을 알 수 있다.

고온자전합성과 확산반응에 의한 금속간화합물의 생성기구를 비교하기 위하여 고온자전합성된 Ti/TiAl<sub>3</sub> 복합판상재를 1000 $^{\circ}$ C에서 10시간 동안 진공열처리로에서 확산 열처리한 후 공냉하였다. 그리고 시편의 단면을 FESEM으로 촬영한 미세조직 사진을 Fig. 3 (a)에 나타내었다. 확산 열처리에 의한 Ti과 Al의 상호확산으로 네 개의 뚜렷한 확산계면층을 관찰할 수 있다. Fig. 2 (a)의 고온자전합성된 미세조직 사진에서 미반응된 순수 Ti은 확산 열처리 후, Fig. 3 (a)의 가운데 15 $\mu$ m 두께의 밝은 부분에 해당되며 약 5 $\mu$ m, 10 $\mu$ m, 40 $\mu$ m 두께로 Al의 양이 증가할수록 어두운 색으로 명암이 확연히 구분되는 확산층을 관찰할 수 있다. 이와 같은 확산반응으로 생성된 TiAl계 금속간화합물의 종류를 구분하기 위하여 확산계면에 수직인 방향을 따라 1 $\mu$ m 간격으로 조성 선분석(line scanning)하여 Fig. 3 (b)에 확산쌍의 조성변화를 나타냈다. Fig. 3 (a)의 중간 영역은 고온자전합성 시 미반응된 순수 Ti 층으로서 확산반응에 의하여 평균 조성이 77.8 at%Ti, 22.1 at%Al, 0.1 at%V인 Ti<sub>3</sub>Al 상이 형성됨을 확인할 수 있다. Ti/TiAl<sub>3</sub> 확산쌍 계면 부위에서는 64.9 at%Ti, 34.9 at%Al, 0.2 at%V의 평균 조성을 갖는 Ti<sub>3</sub>Al 상이 생성되며, 그 두께는 약 5 $\mu$ m으로서 Fig. 3 (a) 미세조직사진에서 중간 부위의 Ti<sub>3</sub>Al 상 보다 약간 어두운 명암으로 구별된다. Ti/TiAl<sub>3</sub> 확산쌍에서 대부분의 TiAl<sub>3</sub>은 47.0 at%Ti, 52.9 at%Al, 0.5 at%V 조성의 TiAl 상이 생성되며, 고온자전합성 시 생성된 TiAl<sub>3</sub>의 중앙에 약 4 $\mu$ m 두께의 가장 어두운 명암을 보여주는 부분은 평균 조성이 37.3 at%Ti, 62.2 at%Al, 0.5 at% V인 TiAl 상이 생성되었다.

고온자전합성된 Ti/TiAl<sub>3</sub>의 복합판재를 확산 열처리할 경우 TiAl/Ti<sub>3</sub>Al의 금속간화합물 복합판재로 생성됨을 EPMA 성분분석으로 알 수 있다. 그러나 TiAl/Ti<sub>3</sub>Al 복합판재의 미세조직은 Fig. 3 (a)에서 보듯이 네 가지 확산층으로 구별되는 명암으로 구분되어 있다. Ti-Al함금 상태도<sup>17)</sup>에 따르면 Ti<sub>3</sub>Al과 TiAl의 금속간화합물은 각각 22-49 at



(a)



(b)

Fig. 3. Typical FESEM microstructure (a) and concentration profiles (b) of a Ti<sub>3</sub>Al/TiAl laminate composite produced by the diffusion annealing of the SHS reacted Ti/TiAl<sub>3</sub> composite.

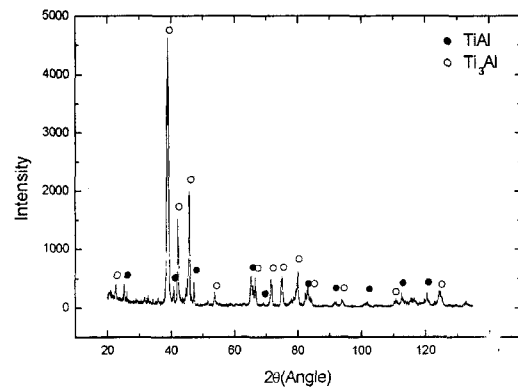


Fig. 4. XRD spectrum of the SHS synthesized and diffusion reacted Ti/V/Al layers showing  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al +  $\gamma$ -TiAl phases.

%Al, 49-75 at%Al의 넓은 고용영역을 갖고 있다. 그러나 Ti/TiAl<sub>3</sub> 확산쌍의 확산반응으로 생성된 TiAl과 Ti<sub>3</sub>Al 상은 각각 Al의 농도에 따라 구별된 TiAl(62 at%Al)/TiAl(53 at%Al)/Ti<sub>3</sub>Al(35 at%Al)/Ti<sub>3</sub>Al(22 at%Al) 계면을 나타낸다. Ti/V/Al를 고온자전합성시킨 후 확산 열처리한 시편을 XRD 분석(Fig. 4)한 결과에 따르면, 고온자전합성된 TiAl<sub>3</sub>과 미반응된 Ti은 완전히 소멸되고 Ti<sub>3</sub>Al 및 TiAl의 두 금속간화합물이 생성된 것을 확인할 수 있었다.

#### 4. 결 론

본 연구에서는 V이 증착된 Ti과 Al의 박판을 이용하여 Ti과 Al간의 고온자전합성 및 확산 열처리 반응특성과 미세조직 형성과정을 조사한 결과, 아래와 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) Ti/Al 고온자전합성에서 원소 첨가 방법으로 제시된 Ti와 Al 사이의 V층은 Ti과 Al의 반응을 지체시키는 결과로 반응합성온도를 증가시키고 있으나, 반응합성된 금속간화합물의 미세조직에는 Ti/Al 2원계와 아주 유사한 경향을 보여주었다.

2) Ti/V/Al에서는 Ti/Al 2원계와는 달리 고상 Ti과 고상 Al의 발열 화학반응은 발견되지 않고, 고상의 Ti과 V이 용해된 액상 Al간의 고온자전합성 반응으로 입상 형상의 TiAl<sub>3</sub>만이 생성된다. 이때 승온속도와 가압 조건을 적절히 조절하면 수축공과 균열이 없는 Ti/TiAl<sub>3</sub> 복합판재를 제조할 수 있다.

3) Ti/V/Al에서 고온자전합성이 완료된 후 1000℃에서 10시간동안 확산 열처리하면 Ti<sub>3</sub>Al/TiAl 금속간화합물 복합판재를 제조할 수 있다. 확산 열처리에 의하여 생성된 TiAl과 Ti<sub>3</sub>Al 상의 미세조직은 같은 종류의 금속간화합물에서도 Al의 농도에 따라 명암이 구별된 TiAl(62 at% Al)/TiAl(53 at% Al)/Ti<sub>3</sub>Al(35 at% Al)/Ti<sub>3</sub>Al(22 at% Al) 순서로 계면이 나타난다.

#### 감사의 글

본 연구는 한국과학재단 특정기초연구비(96-0300-11-01-3) 지원으로 수행되었으며, EPMA 분석에 도움을 주신 Wisconsin 대학의 Dr. J. Fournelle께 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. A.G. Merzhanov, "Self-Propagating High-Temperature Synthesis", Fizik. Khim. Sovrem. Problem, 6 (1983).
2. O. Yamada, Y. Miyamoto and M. Koizumi, Am. Ceram. Soc. Bull., **64** (2), 319 (1985).
3. J.B. Holt and Z.A. Munir, J. Mater. Sci., **21**, 251 (1986).
4. J. Kajuch, J.D. Rigney, and J.J. Lewandowski, Mater. Sci. Eng., **155A**, 59 (1992).
5. H.E. Maupin and J.C. Rawers, J. Mater. Sci. Lett., **12**, 540 (1993).
6. J.C. Rawerts, J.S. Hansen, J.A. Hawk and D.E. Alman, J. Mater. Sci. Lett., **13**, 1357 (1994).
7. R.C. Rawers, D.E. Alman and J.A. Hawk, Int. J. Self-Prop. High Temp. Syn., **2** (1), 12 (1993).
8. D. Banerjee, A.K. Gogia, T.K. Nandy and V.A. Joshi, Acta Metall., **36**, 871 (1988).
9. V.R. Kattner and W.J. Bottinger, Mater. Sci. Eng., **152A**, 9 (1992).
10. Y. W. Kim, J. Mat., **41**, 24 (1989).
11. Yeonwook Kim, Byungkwan Kim, Taewoon Nam, Boyoung Hur and Youngjig Kim, Korean Journal of Materials Research, **8** (11), 987 (1998).
12. H.E. Maupin and J.C. Brawers, Journal of Materials Science Letters, **12**, 540 (1993).
13. J.C. Brawers, J.S. Hansen, D.E. Alman, J.A. Hawk and D.E. Alman, Journal of Materials Science Letters, **13**, 1357 (1994).
14. M. Susata, S. Bhargava and S. Sangal, Journal of Materials Science Letters, **16**, 1175 (1997).
15. D.E. Alman, J.C. Brawers and J.A. Hawk, Metallurgical and Materials Transactiona A, **26A**, 589 (1995).
16. J.H. Founelle, J.J. Donovan, S. Kim and J.H. Perepezko, Proceedings of 2nd Conference of the International Union of Microbeam Analysis Societies, Kailua-Kona, Hawaii, 425 (2000).
17. T.B. Massalski, Binart Alloy Phase Diagram, J.L. Marray, S.H. Bennett and H. Baker Eds., ASM, Materials Park, **1**, 175 (1986).