

다층원소박판에서 TiAl₃의 고온자전합성에 미치는 승온속도의 영향

김연욱 · 김병관 · 남태운* · 허보영** · 김영직***

계명대학교 재료공학과

*한양대학교 금속재료공학과

**경상대학교 금속재료공학과

***성균관대학교 금속공학과

Effect of Heating Rate on Self-Propagating, High-Temperature Synthesis of TiAl₃ Intermetallic from Multi-Layered Elemental Foils

Yeonwook Kim, Byoungkwan Kim, Taewoon Nam*, Boyoung Hur** and Youngjig Kim***

Department of Materials Science & Engineering, Keimyung University, Taegu, 704-701

*Department of Metallurgical & Materials Science, Hanyang University, Ansan, 425-791

**Department of Metallurgical & Materials Engineering, Gyeongsang University, Jinju, 660-701

***Department of Metallurgical Engineering, Sungkyunkwan University, Suwon, 440-746

(1998년 5월 30일 받음, 1998년 8월 31일 최종수정본 받음)

초 록 Ti와 Al의 고순도 원소 박판을 이용하여 열간프레스장치에서 고온자전합성법으로 TiAl₃계 금속간화합물을 제조하였다. 원소 박판에서 TiAl₃계 금속간화합물을 제조하는 데 승온속도, 압력, 온도 등의 변수가 고온자전합성에 영향을 미치는 중요한 인자이다. 특히 승온속도는 반응합성온도를 결정하는 인자로서 본 실험에서 DTA 분석을 이용하여 공정변수를 결정하였다. DTA 분석 결과에 따르면, Ti와 Al의 계면에서 반응합성은 Al의 용융점 이하와 이상의 온도에서 두 번 발생함을 알 수 있다. 또한 승온속도가 증가할수록 두 반응합성온도는 증가하였다. 10층의 Ti 박판과 9층의 Al 박판을 20°C/min의 승온속도로 고온자전합성시킨 후, 810°C와 240MPa의 압력에서 4시간 동안 열처리한 결과 700 μ m 두께의 TiAl₃계 금속간화합물 판재를 제조하였으며, XRD 회절과 SEM으로 확인하였다.

Abstract Titanium 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 TiAl₃ intermetallics at the interface between Ti and Al foil was observed to be controlled by temperature, pressure and heating rate. Especially, the heating rate is the most important role to form intermetallic compound by SHS reaction. According to DTA experiment, the SHS reactions appeared at two different temperatures below and above the melting point of Al. It was also observed that both SHS reaction temperatures increased with increasing the heating rate. After the SHS reaction of alternatively layered 10 Ti and 9 Al foils at the heating rate of 20°C/min, the 700 μ m thick titanium aluminide sheet was formed by heat treatment at 810°C for 4hours.

1. 서 론

TiAl₃계 금속간화합물은 용점이 높으며 내산화성과 고온 크리프 저항성 등의 고온물성이 우수하다. 특히 고온재료 중에서 가장 가볍기 때문에 고온 구조용 경량재료로 주목을 받고 있으며 항공우주, 자동차 및 파워플랜트 등의 첨단산업 분야의 중요 부품에 활용 가치가 많다.^{1,2)} 그러나 금속간화합물 고유의 초격자 결정구조적 특성으로 상온에서 연성 부족과 취성에 따른 2차 가공의 어려움 등 많은 문제점으로 인해 합금제조 및 적용에 제약 받고 있다.^{3,4)} 따라서 현재 국내외에서 이러한 문제점을 해결하기 위하여 방향성응고법⁵⁾으로 가공성을 향상시키며 Ta,⁶⁾ Mn,⁷⁾ Nb⁸⁾ 등의 제3 원소를 첨가하여 β 상의 안정화를 유도하여 연성을 향상시키는 합금설계에 대한 연구가 집중되고 있다. 그러나 이와 같은 미세조직 제어기술을 이용한 금속간화합물의 취성 개

선에 관련된 연구는 Ti와 Al간에 용융점 차이로 인한 합금 용해에 많은 에너지와 시간이 소비되는 단점을 근본적으로 해결할 수 없다.

합금의 용해과정을 생략함으로써 비교적 제조공정이 단순하며 불순물 유입을 억제할 수 있는 고온자전합성법(self-propagating high-temperature synthesis : SHS)이 개발되었다. 1960년대 후반 소련에서 개발된 이 제조법은 순수 Ti 분말을 이용하여 TiC 및 TiB 등의 세라믹재료⁹⁻¹¹⁾을 제조한 이래 순수 원소 금속분말을 이용하여 aluminide계 금속간화합물을 제조하는 데 적용할 수 있다. 처음에 이 방법은 종래의 응고방법으로 제조된 금속간화합물 분말에 연성 강화 원소분말을 첨가하여 복합재료를 제조하기 위한 분말야금분야에서 시작되었다.^{12,13)} 그 후 금속간화합물의 원소가 되는 순수 금속분말을 성형합성하는 방법으로 발전하였다.^{14,15)} 최근에는 SHS 반응시 발생하는 발열반응을 이용

하여 원소 박판으로 aluminide계 화합물을 합성하여 판상의 복합재료를 제조하였다.^{16,17)} 이 방법은 분말소재 보다 낮은 압력과 온도에서 금속간화합물의 합성이 가능하며, 구성원소 박판을 합성하기 전에 간단한 압연공정을 이용하여 필요한 모양으로 쉽게 변형을 시킬 수 있기 때문에 금속간화합물의 취약한 가공성을 극복할 수 있다.

그러나 박판의 계면에서 금속간화합물의 고온자전합성은 승온속도, 온도 및 압력 등의 많은 변수로 인하여 반응합성 기구를 이해하고 공정조건을 정립하는 데 어려움이 따르고 있다. 따라서 본 연구는 Ti와 Al의 박판을 다중 층상구조로 쌓아, 박판계면에서 TiAl계 금속간화합물의 반응합성에 영향을 미치는 실험조건을 고찰하고 반응합성 상과 미세조직을 검토하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서 사용된 원소박판은 순도 99.7%, 두께 32 μ m의 Ti(Johnson Matthey Co.)과 순도 99.8%, 두께 50 μ m의 Al(Aldrich Chemical Co.)이며 특별한 연마나 세척 처리는 하지 않았다. 다중 층상구조 시편은 박판을 10 \times 20mm²의 넓이로 절단하여 10층의 Ti 박판과 9층의 Al 박판을 번갈아 쌓아 올려, 용융점이 높은 티타늄이 제일 위와 아래에 놓이도록 준비하였다. 다중 층상 시편은 두 조각으로 이루어진 몰드 사이에 안착시킨다. 몰드는 지름 50mm, 길이 850mm의 원통형 모양이며 한 조각의 무게가 약 350g인 고순도 흑연으로 제작하였다. 시편과 흑연다이와의 반응을 억제하기 위하여 몰드 표면은 boron nitride로 얇게 코팅하였다. 그림 1은 준비된 시편을 고온자전합성시키기 위한 압축프레스를 도식적으로 나타내었다. 압축프레스에 슈퍼칸탈 발열체를 설치하여 몰드에 가압, 가열을 동시에 수행할 수 있도록 하였으며 두 몰드 사이에 열전대를 설치하여 온도와 승온속도를 조절하였다.

승온속도에 따른 반응합성온도의 변화를 측정하기 위하여

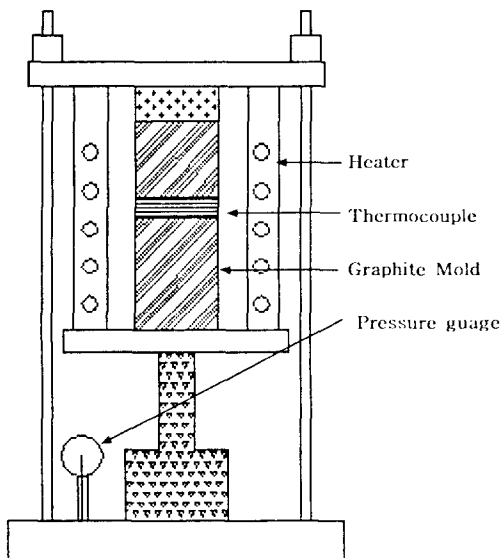


Fig. 1. Schematic diagram of the hot press for SHS reaction.

DTA에서 시편을 5-20 $^{\circ}$ C/min로 변화시키며 열분석하였다. 열분석 결과에 따라 압축프레스에서 승온속도와 가압 개시온도를 설정하여 titanium aluminide의 고온자전합성 실험을 하였다. 다층박막 계면에서 형성된 금속간화합물을 확인하고 반응합성층의 두께 및 형상을 관찰하기 위하여 주사전자현미경(SEM)을 이용하였다. 계면에서 반응합성에 의하여 생성된 화합물의 조성은 주사전자현미경에 부착된 energy dispersive x-ray spectrometer를 이용하여 선분석하였으며, 반응합성된 화합물의 결정상은 x-ray diffractometer를 이용한 회절시험으로 확인하였다.

3. 결과 및 고찰

3-1 DTA 열분석

그림 2는 승온속도가 고온자전반응합성 온도에 미치는 영향을 조사하기 위하여 승온속도를 변화시키며 다중 층상 박판시편을 DTA 열분석한 결과이다. 승온속도가 5 $^{\circ}$ C/min 일 때 761 $^{\circ}$ C에서만 Ti과 용융된 Al간에 발열반응을 일으키며 반응합성이 일어나는 것을 알 수 있다. 그러나 승온속도가 10 $^{\circ}$ C/min 이상일 경우 Al의 용융점 이하에서 Ti(고상)/Al(고상) 계면 구성원소간의 화학반응열에 의하여 반응합성이 일어난다. 또한 승온속도가 10 $^{\circ}$ C/min에서 20 $^{\circ}$ C/min로 증가할수록 Al의 용융점 이하의 온도에서 발생하는 1차 반응합성(고상-고상 반응합성) 온도는 387 $^{\circ}$ C에서 420 $^{\circ}$ C로 증가하며, Al의 용융점 이상에서 발생하는 2차 반응합성(고상-액상 반응합성) 온도는 810 $^{\circ}$ C에서 885 $^{\circ}$ C로 증가하게 된다. 1차 반응합성에서 승온속도가 증가하면 발열량 역시 증가함을 알 수 있으며 금속간화합물의 생성량도 증가할 것으로 기대된다. 또한 DTA 열분석 결과 대기 중에서 시편의 산화는 1000 $^{\circ}$ C 이상에서 급격히 발생하며 승온속도가 증가할수록 산화반응 온도도 증가함을 알 수 있다. 따라서 고온자전합성 실험은 900 $^{\circ}$ C 이하에서 수행하였다.

3-2 승온속도와 1차 반응합성

Ti/Al 박판 사이의 계면 접촉면을 증가시키기 위하여 시편을 압축프레스에서 25MPa으로 가압하면서 500 $^{\circ}$ C까지

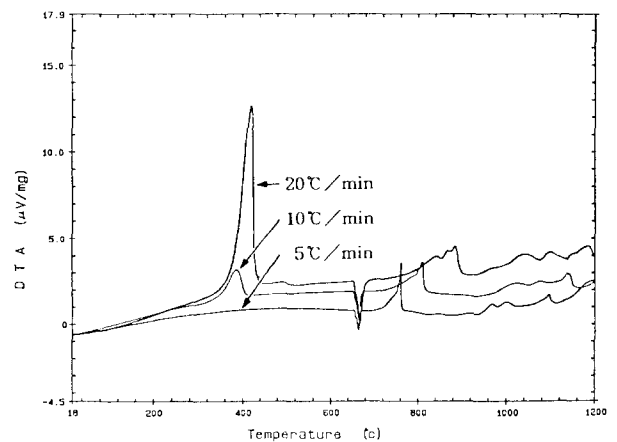


Fig. 2. DTA plots showing exothermic reaction peaks for SHS reaction at the three different heating rates of 5 $^{\circ}$ C/min, 10 $^{\circ}$ C/min and 20 $^{\circ}$ C/min.

각각의 승온속도로 반응합성 시킨 후 공냉시키고 계면의 조직을 주사전자현미경으로 분석하여 반응합성층의 두께를 그림 3에서 조사하였다. 5°C/min의 승온속도에서는 DTA 열분석 실험 결과와 같이 화합물이 생성되지 않고 Ti/Al 계면에 틸이 존재하며 Ti/Al 계면의 불완전한 접합상태를 발견하였다. 그러나 10°C/min의 경우 본 사진의 배율에서는 화합물은 관찰되지 않으나 Ti/Al 계면에 완벽한 접합상태를 보여주고 있으며, DTA 열분석 결과에 따르면 387°C에서 발열반응이 발견되어 약간의 금속간화합물이 계면에 생성되었다고 사료된다. 20°C/min로 승온속도를 증가시키면 계면에서 약 1 μ m 두께의 TiAl₃ 층이 발견되었으며, 이와 같은 금속간화합물의 빠른 생성속도는 확산반응만으로는

불가능하다. Kroll¹⁵⁾ 등의 확산실험 결과 Ti과 Al의 상호 확산계수는 900°C에서 10⁻¹²cm²/sec 이하이다. 따라서 500°C 이하에서 25분간 순수한 확산기구에 의하여 화합물이 생성되기보다는 Ti과 Al이 계면에서 상호확산되면서 화학적 친화력에 의한 발열반응이 일어나 계면에서 온도가 급격하게 증가하며 화합물이 빠르게 생성된다고 사료된다. 실제로 Z.A. Munir의 이론적 계산 결과에 따르면 TiN의 반응합성 시 발생하는 발열반응에 의하여 단열온도(adiabatic temperature)는 4600°C에 이르며, Al+N \rightarrow AlN 반응의 경우에도 2600°C까지 순간적으로 온도가 상승한다고 보고되었다.¹⁹⁾ 또한 승온속도가 증가할수록 확산에 필요한 시간이 짧기 때문에 계면에서 Ti과 Al의 상호확산이 억제되어 반응합성온도는 증가하나 확산의 구동력이 증가하여 화합물의 생성량은 증가한다고 사료된다.

3-3 승온속도와 2차 반응합성

Al 용융점 이상의 온도에서 발생하는 발열반응에 의하여 금속간화합물이 고온자전합성되는 데 승온속도의 영향을 조사하기 위하여 2차 반응합성 온도 까지 다중 층상시편을 5°C/min, 10°C/min 및 20°C/min으로 가열하였다. 이 때 500°C까지는 Ti/Al 계면 간에 접촉면을 증가시키기 위하여 24MPa로 가압하고, Al의 용융온도 부근에서는 하중을 제거하고 흑연몰드 무게(350g)로 유지하여 고온자전합성 시 Al 용탕의 누출을 억제하였다. 각각의 승온속도에서 DTA 열분석 결과인 2차 반응합성온도 까지 가열한 후 흑연몰드를 제거하고 시편을 대기 중에서 급냉하였다. 그림 4는 승온속도에 따른 반응합성 층의 변화를 보여주는 주사전자현미경 조직사진이다. EDS 성분분석 결과 회색의 반응합성층은 TiAl₃상과 부합되며 흰색층은 미반응된 Ti이며, 모든 시편에서 미반응된 Al은 발견할 수 없었다. 그리고 승온속도가 빠를 수록 반응합성층의 두께는 증가하며 미반응된 Ti의 두께는 감소함을 알 수 있다.

5°C/min의 느린 승온속도에서는 반응합성층이 10 μ m으로서 사용된 50 μ m Al박판을 고려할 때 알루미늄 용탕층이 반응합성 전에 흑연몰드 무게에 의하여 누출된 것을 알 수 있다. 특히 이 승온속도에서는 그림 2에서 보듯이 1차 반응합성이 없는 관계로 반응합성이 진행되는 Ti/Al 계면에서 접촉이 불완전한 관계로 고온자전합성이 지체된 결과로 사료된다. 그러나 10°C/min 이상의 승온속도에서는 반응합성층의 두께가 50 μ m 이상이며 시편의 외관을 관찰하였을 때 누출된 Al을 발견할 수 없었다. 이와 같이 용융된 Al과 고상 Ti과의 고온자전합성은 계면에서 발생하는 발열반응으로 용융된 Al층으로 Ti이 급격히 확산되면서 액상의 조성이 TiAl₃ 용탕조성에 도달하면 방향성이 없는 다공성의 granular 형상으로 급격히 응고되어 금속간화합물의 반응층을 생성한다. 일반적으로 고상(Al)-고상(Ti)의 확산쌍에서는 Ti₃Al, TiAl 및 TiAl₃가 확산한 계면영역을 유지하며 확산반응에 의하여 다양한 금속간화합물을 형성하나, 고온자전합성된 Ti/TiAl₃ 계면에서는 어떠한 중간상도 발견되지 않는 관계로 금속간화합물이 액상상태에서 반응생성물로 형성되었으리라 생각된다. J.C. Lawers 등의 원소 분

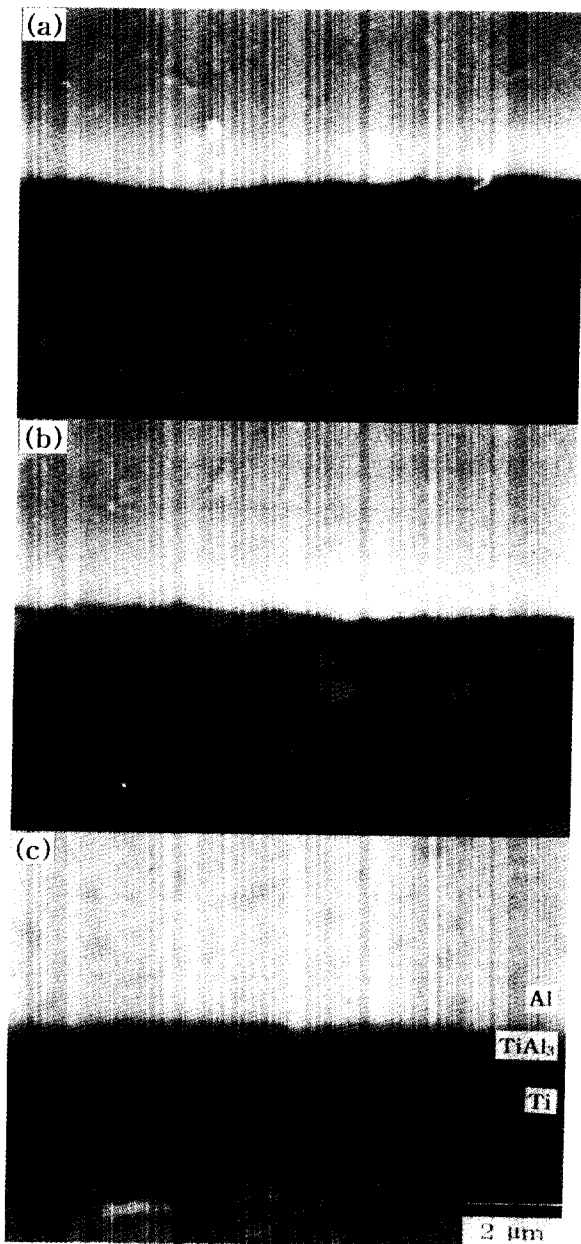


Fig. 3. SEM microstructures of Ti/Al interface after the first exothermic reaction at the three different heating rates of (a) 5°C/min, (b) 10°C/min and (c) 20°C/min.

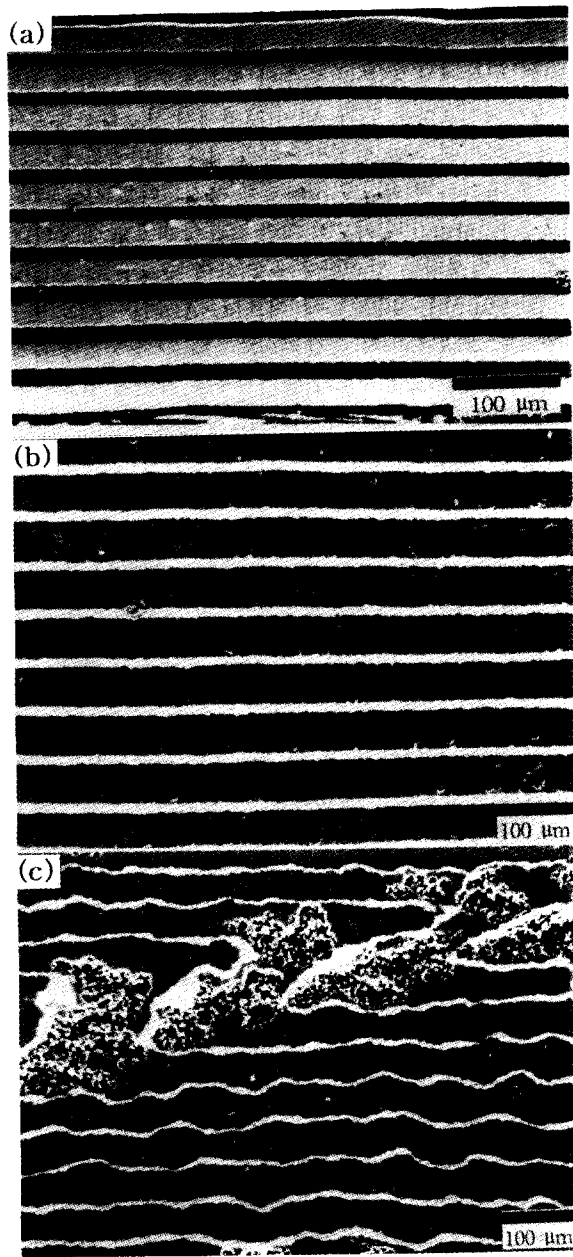


Fig. 4. SEM microstructures of Ti/Al interface after the second exothermic reaction at the three different heating rates of (a) 5 °C/min, (b) 10 °C/min and (c) 20 °C/min.

말의 성형합성의 경우에는 $TiAl_3/TiAl/Ti_3Al$ 의 확산 계면층 뿐만아니라 확산반응의 증거인 Kirkendall void가 다량 발생된 것은 반응합성 후의 열처리에 의한 결과로 사료된다.²⁰⁾ 한편 10 °C/min의 승온속도로 제조된 시편은 균일한 두께와 모양의 $TiAl_3$ 와 Ti의 복합재료 형태를 보여주고 있으나, 20 °C/min로 제조된 시편에서는 반응합성된 화합물에서 많은 기공과 미반응된 Ti층이 심하게 변형된 것을 발견할 수 있다. 승온속도가 증가할수록 시료진체에 열전달이 용이하지 못하며 빠른 승온속도에 의하여 국부적으로 고온자전합성 반응이 격렬하게 일어나 조대한 기공과 열변형이 일어난 결과로 사료된다.

상기의 결과로부터 알 수 있듯이 용융점 이하의 1차 반응합성의 경우에는 승온속도가 높을 수록 Ti/Al 계면에서 반

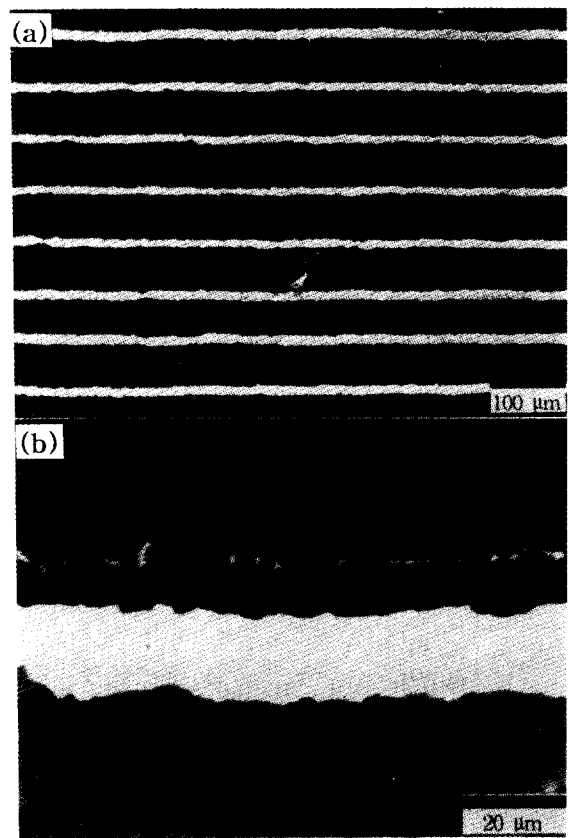


Fig. 5. SEM microstructures of the Ti/Al layered composite produced at the mixed heating rate: (a) low magnification and (b) high magnification of Ti/TiAl₃ interface.

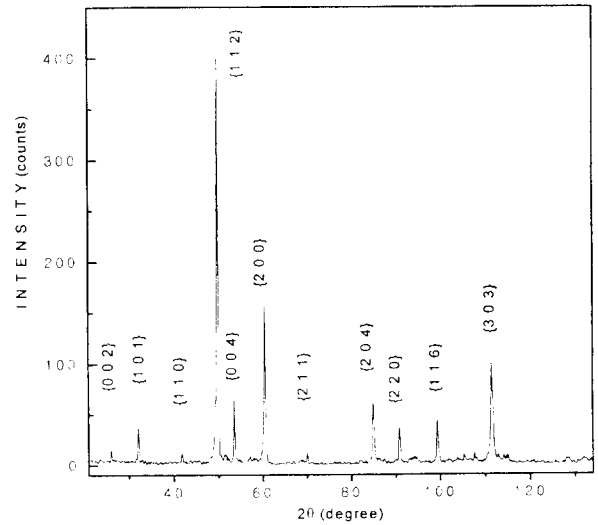


Fig. 6. XRD spectrum of the SHS synthesized layer showing TiAl phase.

응합성이 촉진되어 계면의 접촉면을 증가시키며, Al 용융점 이상의 2차반응합성에서는 10 °C/min의 승온속도에서 균일하고 상대적으로 치밀한 화합물층을 형성함을 알 수 있다. 그림 5는 이와 같은 공정조건 (500 °C까지는 24MPa의 가압에서 20 °C/min의 승온속도, 500 °C 이상에서는 외압 없이 10 °C/min)으로 제조된 시편의 미세조직사진이며, 810 °C까지 55분간 승온되면서 60 μm의 반응합성층이 생성

되었으며, 그림 4(b)보다 반응합성층이 두꺼우며 균일한 판상의 복합재료를 보여주고 있다. 그림 6는 그림 5의 시편에서 표면층의 미반응된 Ti를 연마하여 제거한 후 XRD 분석한 결과로 반응합성된 금속간화합물은 TiAl₃ 상임을 확인할 수 있다.

3-4 가압열처리 효과

고온자전합성과 확산반응에 의한 화합물의 생성기구를 비교하고 고온자전합성 시 미반응된 Ti를 제거하기 위하여 그림 5의 시편을 810°C에서 4시간 동안 240MPa로 가압하며 열처리한 후 미세조직을 주사전자현미경 및 EDS로 분석하여 그림 7에 보여주고 있다. Ti/TiAl₃ 계면에서 Ti와 Al의 상호확산에 의하여 순수한 Ti는 모두 금속간화합물로 변태되었으며, 그림 7(b)의 미세조직에서 전형적인

확산 계면층을 발견할 수 있으며 고온자전합성에 의하여 생성된 TiAl₃와 확산반응에 의하여 생성된 Ti₃Al사이의 중간상인 TiAl이 약 5.5μm 두께로 균일하게 분포됨을 알 수 있다. Ti-Al합금 상태도²¹⁾에서 보듯이 Ti₃Al과 TiAl의 화합물은 넓은 고용영역을 갖고 있기 때문에 그림 7(c)의 EDS 선분석에서 확산 계면층 간에 확인한 조성 변화는 발견할 수 없지만 TiAl 영역의 조성은 평균 64wt%Ti과 36wt%Al, Ti₃Al 영역은 87wt%Ti과 13wt%Al으로 분석되었다. Ti₃Al/TiAl 계면 사이에 또다른 확산 반응층이 존재하는 것을 그림 7(b)에서 발견할 수 있지만 두께가 약 1μm로서 성분분석이 EDS로는 불가능하지만 준안정상의 Ti₂Al로 추측할 수 있다.

또한 그림 5(b)와 그림 7(b)의 미세조직을 비교하면 고온자전합성된 다공성의 TiAl₃는 고온, 고압의 열처리에 의하여 입자가 조대하고 기공은 감소하여 치밀해짐을 발견할 수 있다. 진공설비가 없는 본 실험장치에서는 고온에서 급격한 산화 때문에 실험을 수행하지 못하였지만, 1000°C 이상에서 가압 열처리한다면 고온자전합성에서 미반응된 순수한 Ti는 빠른 확산반응에 의하여 균질한 단일상 혹은 두 개 이상의 금속간화합물층으로 구성된 치밀한 판상 금속간화합물을 제조할 수 있으리라 사료된다. 여기서 금속간화합물의 구성은 조성을 결정하는 원소 박판들의 두께와 열처리 조건에 따라 결정될 것이다.

4. 결 론

Ti와 Al의 원소 박판을 이용하여 열간프레스장치에서 TiAl계 금속간화합물의 고온자전합성 연구에서 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 승온속도가 10°C/min 이상일 경우 Ti/Al 계면에서 발열반응의 반응합성은 Al 용융점 이하와 이상의 온도에서 두 번 일어나며, 승온속도가 증가함에 따라 1차 반응합성에 의한 금속간화합물의 양은 증가하며 계면 접합을 강화한다.
- 2) 다중 층상 박판시편의 DTA 열분석 결과에 따르면 자전반응합성온도는 승온속도에 의하여 결정되며 승온속도가 빠를수록 그 온도는 증가한다.
- 3) 액상 Al과 고상 Ti의 고온자전합성은 발열반응의 영향으로 용융된 Al층으로 Ti이 급격히 확산되어 방향성이 없는 granular 형상의 TiAl₃상만이 생성된다. 따라서 계면에서는 어떠한 중간상도 발견되지 않는 관계로 금속간화합물이 액상상태에서 반응생성물로 응고되었으리라 사료된다.
- 4) Al 용융점 이하에서는 20°C/min, Al 용융점 이상에서는 10°C/min의 승온속도로 제조된 시편은 Ti/TiAl₃의 균일한 계면을 유지한 판상 복합재료기 되며, 미반응된 Ti은 고온고압 하의 열처리과정에서 빠르게 확산하여 균일하고 치밀한 화합물 제조가 가능하다.

감사의 글

본 연구는 한국과학재단 특정기초연구비 (96-0300-11-01-3) 지원으로 수행되었으며 지원에 감사드립니다.

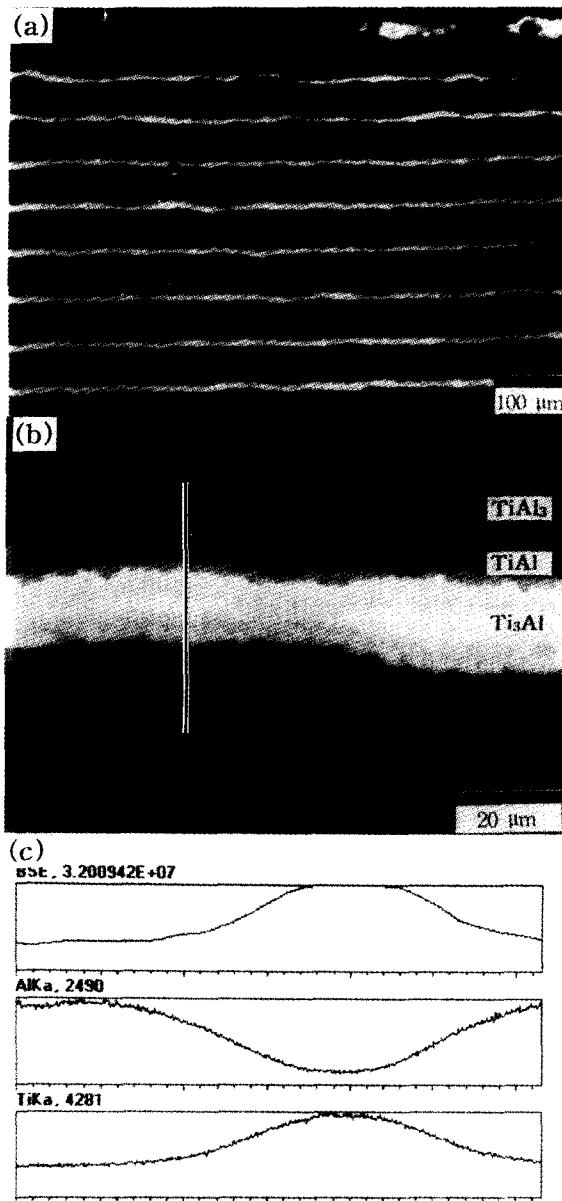


Fig. 7. SEM microstructural analysis of the Ti/Al layered composite after heat treatment: (a) low magnification, (b) high magnification and (c) EDS line analysis of Ti₃Al/TiAl/TiAl₃ interface.

참고 문헌

1. J.D. Destefani, Advances in Intermetallics, Advanced Materials and Processes, **2**, 539 (1989)
2. R.G. Rowe, Microstructure/Properties Relationship in Titanium Aluminide, Y.W. Kim and R.R. Boyer, Eds., TMS, Warrendale, PA., **387** (1991)
3. H.A. Lipsitt, MRS Symposium Proc., **39**, 351 (1985)
4. D.H. Dimiduk and D.B. Miracle, MRS Symposium Proc., **133**, 349 (1989)
5. A. Gysler, G. Luetjering and V. Gerofold, Acta Met., **22**, 901 (1974)
6. S. Sridharan and H. Nowotny, Z. Metallkde, **7**, 468 (1983)
7. T. Hanamura, R. Uemori and M. Tanino, J. Mater. Res., **3**, 656 (1988)
8. D. Banerjee, A.K. Gogia, T.K. Nandi and V.A. Joshi, Acta Metall., **21** (A), 609 (1990)
9. A.G. Merzhanov, "Self-Propagating High-Temperature Synthesis", Fizik. Khim. Sovrem. Problem, **6** (1983)
10. O. Yamada, Y. Miyamoto and M. Koizumi, Am. Ceram. Soc. Bull., **64** (2), 319 (1985)
11. J.B. Holt and Z.A. Munir, J. Mater. Sci., **21**, 251 (1986)
12. J. Kajuch, J.D. Rigney, and J.J. Lewandowski, Mater. Sci. Eng., **155A**, 59 (1992)
13. H.E. Maupin and J.C. Rawers, J. Mater. Sci.2 Lett., **12**, 540 (1993)
14. J.C. Rawerts, J.S. Hansen, J.A. Hawk and D.E. Alman, J. Mater. Sci. Lett., **13**, 1357 (1994)
15. R.C. Rawers, D.E. Alman and J.A. Hawk, Int. J. Self-Prop. High Temp. Syn., **2** (1), 12 (1993)
16. D. Banerjee, A.K. Gogia, T.K. Nandy and V.A. Joshi, Acta Metall., **36**, 871 (1988)
17. V.R. Kattner and W.J. Botinger, Mater. Sci. Eng., **152A**, 9 (1992)
18. S. Kroll, H. Mehrer, N. Stolwijk, C. Herzig, R. Rosenkranz and G. Frommeyer, Z. Metallkd., **83**, 591 (1992)
19. Z.A. Munir, Ceramic Bulletin, **67** (2), 342 (1988)
20. J.C. Rawers and W.R. Wrzesinski, J. Materials Science, **27**, 2877 (1992)
21. T.B. Massalski, Binary Alloy Phase Diagram, J.L. Marray, S.H. Bennett and H. Baker Eds., ASM, Materials Park, **1**, 175 (1986)