

## 반응생성에 의한 Ti/TiB 복합재료의 제조와 기계적 성질

정 회 원 · 이 용 태  
한국기계연구원

### In-site Processing and Mechanical Properties of Ti/TiB Composites

Hi-Won Jeong and Yong-Tai Lee

Materials Processing Department

Korea Institute of Machinery & Materials, 66 Sangnam, Changwon 641-010

(1998년 10월 20일 받음, 1999년 1월 12일 최종수정본 받음)

초 특 반응생성에 의한 Ti/TiB 복합재료를 제조하기 위한 반응분말(TiB<sub>2</sub>, B<sub>4</sub>C), 소결온도, 소결시간을 결정하기 위하여 제조조건에 따른 반응생성상, 미세조직, 상대밀도 등을 조사하였다. 제조된 복합재료의 기계적 성질은 상온 압축항복강도로 평가하였다. 복합재료를 제조하기 위하여 혼합하는 TiB<sub>2</sub> 반응분말의 경우 1300℃, B<sub>4</sub>C 반응분말의 경우 1400℃ 의 소결온도가 최적조건임을 확인하였다. 본 공정에 의해서 제조된 복합재료의 압축항복강도는 비교재인 Ti-6Al-4V 보다 모두 우수하였다. 또한 TiB<sub>2</sub> 반응분말에 의해서 제조된 복합재료가 B<sub>4</sub>C 반응분말에 의해서 제조된 복합재료보다 우수한 압축항복강도를 나타내었다. 이는, 압축시험한 복합재료에서의 균열전파양상을 조사한 결과, 강화상과 기지간의 접합특성이 B<sub>4</sub>C 반응분말에 의한 복합재료의 접합특성보다 우수하였기 때문이었다.

**Abstract** The effect of manufacturing variables, such as reactant powder(TiB<sub>2</sub>, B<sub>4</sub>C), sintering temperature, and sintering time has been investigated on the microstructure and the mechanical properties of in-situ processed Ti/TiB composites. The mechanical properties were evaluated by measuring the compressive yield strength. The compressive yield strength of the in-situ processed composites was higher than that of the Ti-6Al-4V. The compressive yield strength of the composite made with TiB<sub>2</sub> reactant powder was higher than that of B<sub>4</sub>C mixed at the same volume fraction of reinforcement. It is because bonding nature between the matrix and the TiB<sub>2</sub> reactant powder was more strong than that of the other materials. It was proven by the examining the crack propagation path.

### 1. 서 론

티타늄기지 복합재료의 제조는 활성이 큰 티타늄의 특성 때문에 액상 제조법인 주조공정으로 제조하는 것이 거의 불가능하여 주로 고상제조법인 VHP (Vacuum Hot Pressing), HIP, Hot Roll 등의 공정이 이용되어 왔다.<sup>1)</sup> 그 대표적인 제조법으로는 미국 Textron 사에서 개발된 것으로 Plasma spray에 의해서 SiC 섬유에 Ti 합금을 피복시킨 preform sheet와 Ti 합금을 HIP하여 고상 접합시켜 제조하는 공정을 들 수 있다.<sup>1,2)</sup> 그러나 이러한 복합재료는 티타늄과 강화섬유 사이의 계면반응에 의하여 취성이 강한 금속간화합물이 생성되고, 또한 복합재료의 이방성으로 인해 강화섬유의 수직방향으로 기계적 성질을 저하시키는 것이 문제가 되어 왔다.<sup>3,4)</sup>

따라서 근래에 연구개발되고 있는 공정중의 하나가 활성이 강한 티타늄의 반응성을 이용하여 제조공정 중에 강화상을 형성시키는 반응생성(in-situ)법이 많은 연구자들에 의하여 시도되고 있다.<sup>5)</sup> 티타늄 복합재료를 제조하는 공정은 크게 주조공정과 분말공정으로 나눌 수 있다. 주조공정의 대표적인 공정이 Martin Marietta Co.에 의해서 개발된

XD™공정<sup>6)</sup>으로, 주조시 첨가된 B가 TiAl 또는 Ti<sub>3</sub>Al 중의 Ti와 반응하여 TiB 또는 TiB<sub>2</sub> 입자 강화형 금속기 복합재료를 제조하는 방법이다.<sup>6)</sup> 그러나 주조법에 의해서 제조될 경우, 고온의 액상금속으로부터의 응고에 의한 결정립의 성장, 활성이 강한 Ti 액상금속과 주형과의 반응, 액상금속의 유동성의 부족 등이 물성이 향상된 복합재료의 제조에 문제가 될 수 있다.

분말 기술을 이용한 공정 중의 하나는 Dynamet Technology, Inc.에서 개발한 CHIP 공정이 있으며, 이 공정에 의해서 개발된 복합재료가 CermeTi<sup>®</sup>이다. 이 공정은 합금분말의 혼합, CIP, 소결 등의 분말야금 공정을 거쳐 HIP, 단조 또는 압출의 공정에 의하여 복합재료를 제조하며, Ti 합금을 기지로 하고 TiC, TiB<sub>2</sub>, TiAl 등의 입자를 강화재로 하는 복합재료가 제조되고 있다. 그러나 이 공정은 강화상이 외부에서 기 형성되어 기지금속과 복합화됨으로 강화재가 오염되거나 손상될 우려가 있다.<sup>7)</sup>

이 공정과 동일한 과정에 의해서 제조되지만 강화상의 형성이 TiB<sub>2</sub>, B<sub>4</sub>C, Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub>, FeB의 반응분말의 형태로 기지금속과 혼합되어 소결시 TiB, TiC의 강화상을 형성시키는 방법이 연구되고 있다.<sup>8,9)</sup> 반응생성에 의한 공정으로 금속기

복합재료를 제조했을 때 복합재료가 가지는 장점으로는 다음의 세 가지가 있다. 첫째, 강화상이 기지와외의 반응에 의하여 in-situ로 형성되기 때문에 강화상과 기지사이의 계면반응이 발생하지 않아서 건전한 접합계면을 얻을 수 있다. 둘째, 강화상에 거시적 결합이 발생하지 않는다. 셋째, 기지와외의 반응에 의해 형성된 강화상이 기지와 열적으로 안정하여 고온에서의 강화입자의 조대화가 적다.<sup>8,9)</sup> 이러한 제조방법에 의해서 연구되어지고 있는 복합재료는 강화상은 TiB가 주를 이루며, 일부 TiC도 있다. 기지합금은  $\alpha + \beta$  형 합금이 주를 이루며, 일부 티타늄알루미늄이드 기지 복합재료의 제조도 수행되고 있다. Toyota 등에서는 이러한 공정에 의해서 제조 비용을 감소시킬 수 있는 가능성을 제시하고 있으며, 자동차용 경량재료로 이용하기 위하여 많은 연구 개발이 진행되고 있다.<sup>8)</sup>

현재까지 진행되어 온 반응생성에 의한 TiB 입자 강화형 복합재료에 대한 연구는 Ti 합금을 기지로 하는 복합재료에 대해서 주로 이루어져 왔고 가장 기초적인 CP Ti 기지 복합재료에 대한 연구는 거의 진행되지 않았다. 또한 본 공정에서 중요한 공정변수인 소결온도 및 시간과 반응분말 등에 따른 복합재료의 상대밀도, 강화상의 부피분을 변화 등에 대한 연구도 거의 없었다. 따라서 본 연구에서는 CP Ti를 기지로 하는 복합재료를 분말야금법으로 제조하여 반응분말의 종류(TiB<sub>2</sub>, B<sub>4</sub>C)와 소결조건에 따른 치밀화(densification), 반응분말에 따른 강화재의 형상과 강화재의 부피분을 등을 조사하였다. 또한 반응생성에 의한 복합재료의 기계적 성질을 평가함으로써 향후 반응생성 원소분말법에 의한 Ti합금 및 TiAl 등을 기지로 하는 복합재료를 제조하기 위한 기초자료를 얻고자 하였다.

### 2. 실험 방법

그림 1에 시편 제조과정을 나타내었다. TiB 강화상을 얻기 위한 반응분말을 선택하기 위하여 3, 6, 12wt%의 TiB<sub>2</sub> 분말과 1.5, 3wt%의 B<sub>4</sub>C 분말을 각각 CP Ti 분말과 혼합하였다. 소결온도의 영향을 조사하기 위하여 900°C, 1000°C, 1100°C, 1200°C, 1300°C, 1400°C에서 3시간 소결하였고, 소결시간의 영향을 파악하기 위하여 1000°C에서 1, 3, 5, 10, 24시간 소결한 후 각 제조 조건에서의 미세조직, 밀도, 경도 등을 조사하였다. 소결시의 진공도는 약 10<sup>-5</sup> torr를 유지하였으며 소결체의 밀도 측정에는 아르키메데스법을 이용하였다. 미세조직을 광학현미경으로 관찰하기 위하여 연마한 후에 Kroll 부식액(HF+HCl+HNO<sub>3</sub>)으로 엇칭하였다. XRD(Cu target, 가속전압 25mA, 30kV, scan speed 6°/min)를 이용하여 반응 전후의 생성상을 분석하였으며 TEM 시편은 약 100 $\mu$ m까지 연마한 후, Twin jet polishing으로 제조하였다. 소결된 복합재료를 950°C, 100MPa, 2시간의 조건으로 HIP을 실시한 후,  $\phi$ 6mm  $\times$  9mm의 압축시험편을 제작하여 ThermoMaster로써  $\epsilon = 5 \times 10^{-3}$ 의 변형속도로 상온 압축항복강도를 조사하였다. 비교재료는 기계적 성질과 용접성이 우수하여 티타늄합금 중에서 가장 널리 사용되고 있는 봉재의 Ti-6Al-4V를 선

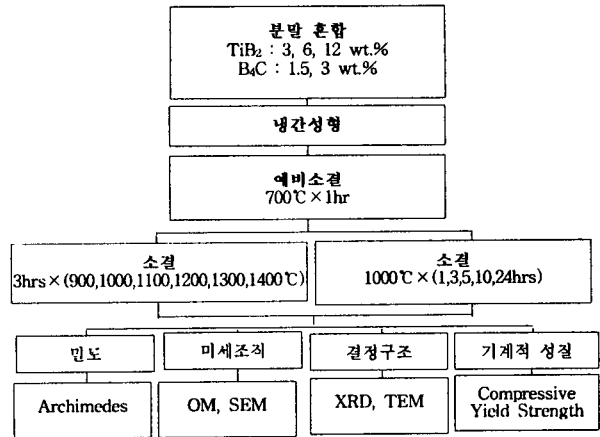


Fig. 1. Schematic diagram of the experimental and test procedure.

정하였다. TiB<sub>2</sub>와 B<sub>4</sub>C 반응분말로 제조된 복합재료의 압축 응력에 의한 균열의 전파양상을 관찰하여 항복점 후의 파괴 양상을 조사하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 반응분말에 따른 반응생성상 분석 및 확산거동

그림 2(a)는 12wt% TiB<sub>2</sub> 소결체, (b)는 3wt% B<sub>4</sub>C 소결체에 대한 XRD 스펙트럼이다. TiB<sub>2</sub> 소결체의 경우, 반응전인 예비소결된 상태에서의 Ti와 TiB<sub>2</sub> 피크가 1300°C에서 3시간 동안 소결한 후 Ti와 TiB 피크로 대체되었다. 즉 Ti와 TiB<sub>2</sub>의 반응에 의해서 TiB가 생성되었음을 알 수 있다. B<sub>4</sub>C 소결체의 경우, 예비소결된 상태에서는 Ti 피크만 발견되었지만, 1300°C에서 3시간 소결한 경우 TiB와 TiC의 피크가 검출되었다. 즉 Ti와 B<sub>4</sub>C의 반응에 의해서 TiB와 TiC가 생성되었음을 알 수 있다.

그림 3은 1200°C에서 3시간 동안 소결하였을 때 반응생

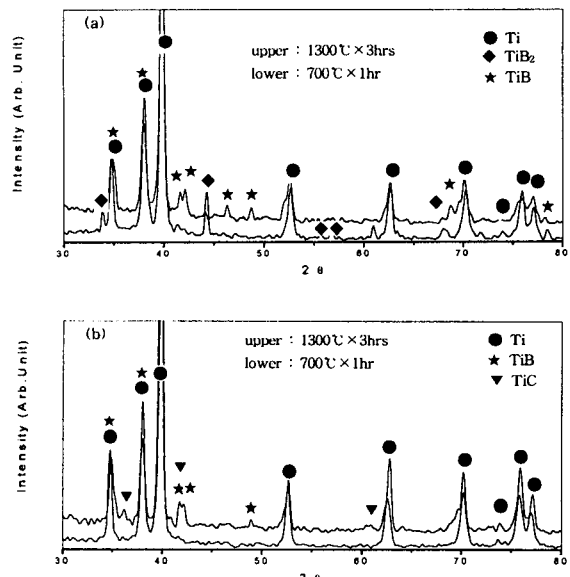


Fig. 2. XRD spectrum of as-presintered (700°C), and as-sintered (1300°C) (a) Ti/TiB<sub>2</sub>, (b) Ti/B<sub>4</sub>C, respectively.

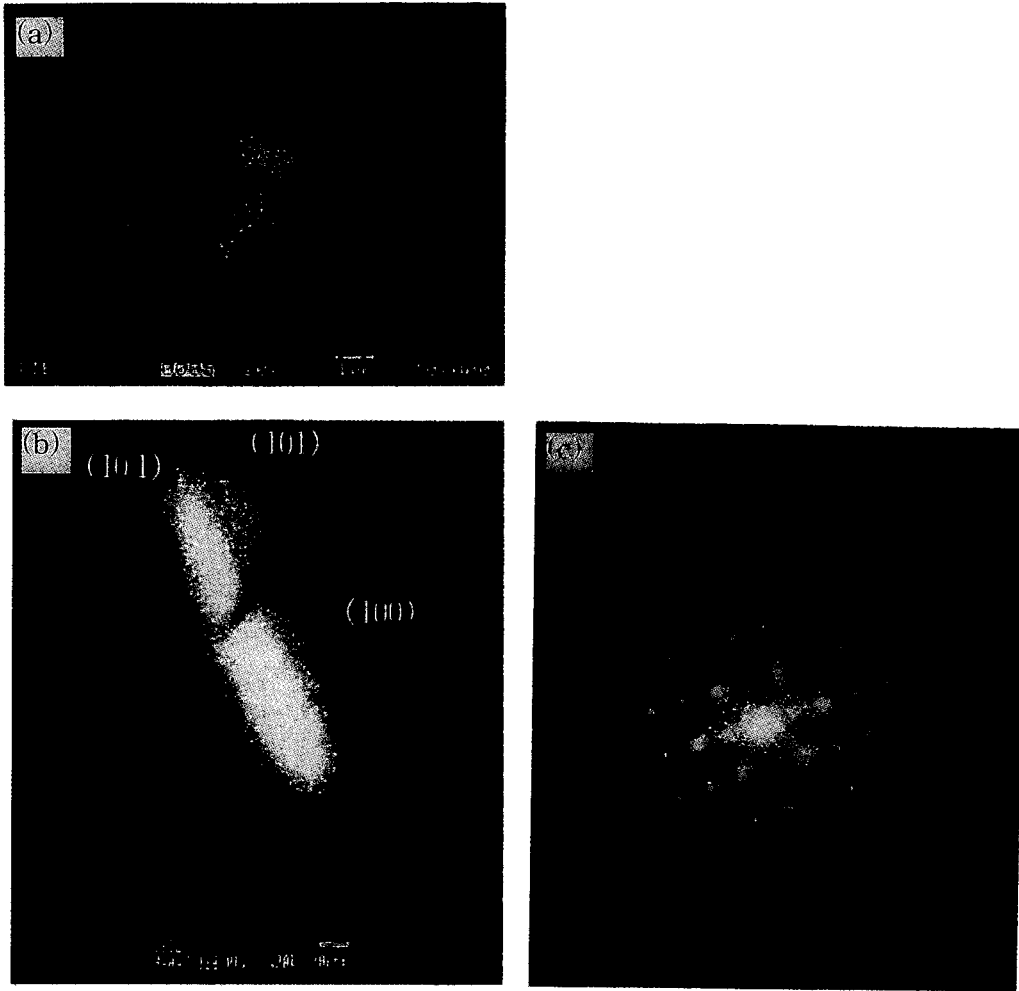


Fig. 3. Morphology of TiB, (a) SEM image of deep-etched TiB, (b) TEM image, (c) SAD pattern (zone axis [010]), respectively.

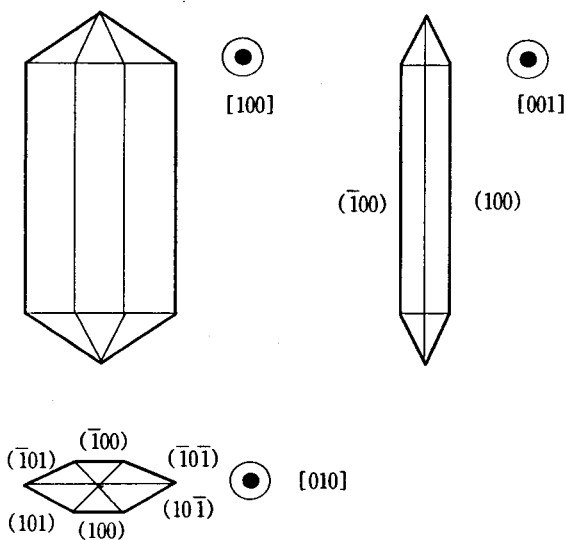


Fig. 4. Schematic diagram showing the morphology of TiB observed by TEM.

성물의 TEM 사진과 deep etching한 시편의 SEM 사진이다. 반응생성은 B27 orthorhombic 구조 ( $a=0.612\text{nm}$ ,  $b$

$=0.306\text{nm}$ ,  $c=0.456\text{nm}$ ,  $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$ )<sup>10)</sup>의 TiB 이었고, [001] 정대축에서 관찰되는 TiB의 결정면은 (100), (101), (10 $\bar{1}$ ) 면으로 이루어져 있었다. 이와 같이 미세한 TiB의 경우에 있어서 [001], [010]의 정대축에서 얻은 TEM 사진으로부터 그림 4와 같은 3차원적인 TiB의 형상을 가짐을 알 수 있었다. 또한 SEM 사진과 TEM 사진으로부터의 생성상의 형상은 [010] 방향으로 우선 성장한 침상형태임을 알 수 있었다. B27은 [010] 방향으로 지그재그 형태의 B 원자 사슬과 boron-free pipe를 형성하며, (010) 면에서 사다리꼴 형태의 단면을 지닌다.<sup>11~13)</sup> Ti과 B의 적층에 의해서 TiB가 성장한다면 Ti과 B이 교차하는 방향보다 Ti과 B이 1 : 1의 화학양론을 만족시키는 방향으로의 성장이 더 빠를 것이다. 또한 TiB의 결합력(B-B > Ti-B > Ti-Ti)을 생각할 때 강한 결합력을 가지는 면의 성장이 빠를 것으로 유추된다.<sup>11~13)</sup> 이러한 사실로부터 그림 4와 같이 [010] 방향으로 성장한 침상형태의 상이 설명될 수 있다.

그림 5는 1.5wt.% B<sub>4</sub>C 혼합체를 1200℃와 1300℃에서 3시간 소결한 소결체의 형상과 EDS 분석 결과이다. B, C 반응분말에 의한 복합재료에서만 발견되는 괴상형의 조

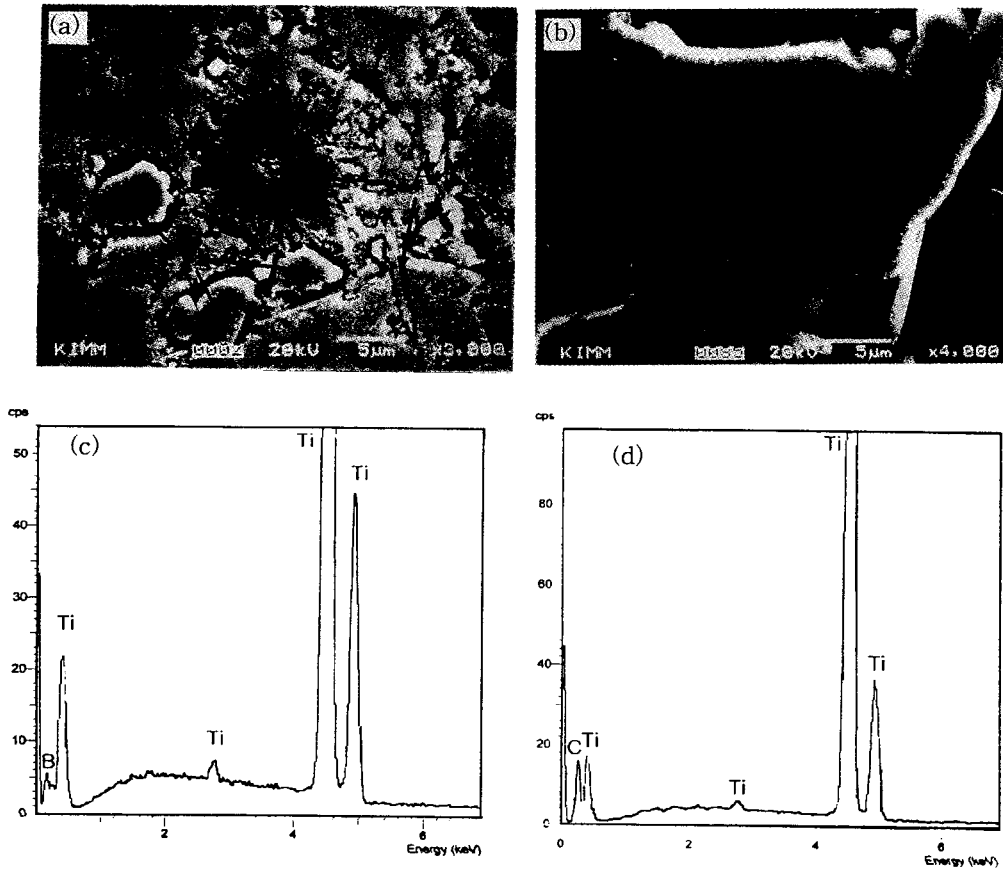


Fig. 5. EDS analysis of an as-sintered of Ti/3wt% B<sub>4</sub>C, (a) Typical as-sintered microstructure of the Ti/B<sub>4</sub>C, (b) Dark stripes in TiC, (c) EDS spectrum of A area, (d) EDS spectrum of B area, respectively.

대한 상에서는 Ti과 C의 피크가 검출되었으며, 그림 5의 (b)와 같이 검은 띠모양이 일정한 각을 가지고 교차하고 있었다.

그림 6은 Ti/B<sub>4</sub>C 성형체를 1000℃에서 3시간 소결한 소결체에서 발견되는 천이상에 대해서 TEM 분석을 한 결과이다. 천이상은 그림 6에서 볼 수 있는 것과 같이 여러 상들의 혼합체로 이루어져 있었고, 이들 상은 회절패턴 분석으로부터 TiB와 TiC로 이루어져 있음을 알 수 있었다. 이러한 천이상의 형성은 소결온도 900℃에서부터 시작되며 온도가 증가함에 따라 그 범위가 점점 확대되어 소결온도 1100℃에서 천이상은 소멸되기 시작하는 것이 OM 상에서 관찰되었다. 따라서 B<sub>4</sub>C 반응분말과 티타늄 기지 사이의 확산은 B<sub>4</sub>C 반응분말 내로의 Ti의 확산이 우선되어 B<sub>4</sub>C 반응분말이 B<sub>x</sub>C, TiB<sub>x</sub> 로의 분해가 발생된 후 잉여 보론원자와 독립된 탄소원자가 티타늄 기지로 확산하였을 것으로 유추된다. M. Ferraris<sup>14)</sup> 등은 Ti-B-C 고용체의 존재를 제기하고 있지만 현재까지 확인된 바 없으며, 본 실험에서도 사진에서와 같이 형성되는 혼합체에서 Ti-B-C 고용체의 존재는 확인할 수 없었다.

B<sub>4</sub>C 혼합체의 반응생성물 형성과정은 본 실험에서 조사된 기공이 많은 천이상의 존재와 그간에 발표된 문헌<sup>15)</sup>을 고찰한 결과, 다음의 과정에 의해서 이루어진 것으로 생각

할 수 있다. 즉, 소결온도 1300℃ 이상에서 B<sub>4</sub>C 분말내로 Ti의 확산이 발생함과 동시에 보론이 과잉상태로 존재하는 천이상이 형성되며, 보론의 확산에 의해서 1:1 화학양론을 만족시키는 경우 TiB를 형성하고 B<sub>4</sub>C로부터 분리된 탄소원자는 TiC를 형성하게 된다. 따라서 반응분말과 기지의 경계에서 침상의 TiB가 티타늄 기지내로 성장함과 동시에 괴상형의 TiC가 성장하는 TiB 사이에 형성되어 성장한다. 보론과 탄소가 동시에 확산함에 따라 확산속도의 차이에 의해서(Kirkendall 효과) 그림 5에서와 같이 기공이 많은 방사형의 상이 형성된다. EDS 분석시 상대적으로 높은 탄소원자의 피크를 가지며 띠형상의 상이 일정한 각을 유지하는 조대한 괴상형의 상은 TiC가 형성될 때 미처 확산하지 못한 보론이 TiB<sub>x</sub> 또는 B<sub>x</sub>C의 형태로 성장하는 TiC 내부에 남게되어 소결이 진행되는 동안 B이 TiC의 특정 결정방향으로 확산하여 다결정형태의 TiC가 형성된 것으로 추정된다.

### 3.2 반응분말에 따른 복합재료의 특성

그림 7에 반응분말에 의해서 생성되는 입자의 분포를 선 분석법에 의한 입자간 거리의 분포를 측정하여 분석하였다. TiB<sub>2</sub> 반응분말의 경우 약 40μm의 균일한 분포를 나타내지만, B<sub>4</sub>C 반응분말의 경우 그 분포가 불균일함을 알 수 있다. 이는 4.5g/cm<sup>3</sup>의 비중을 갖는 Ti 기지분말과 동일한 비중

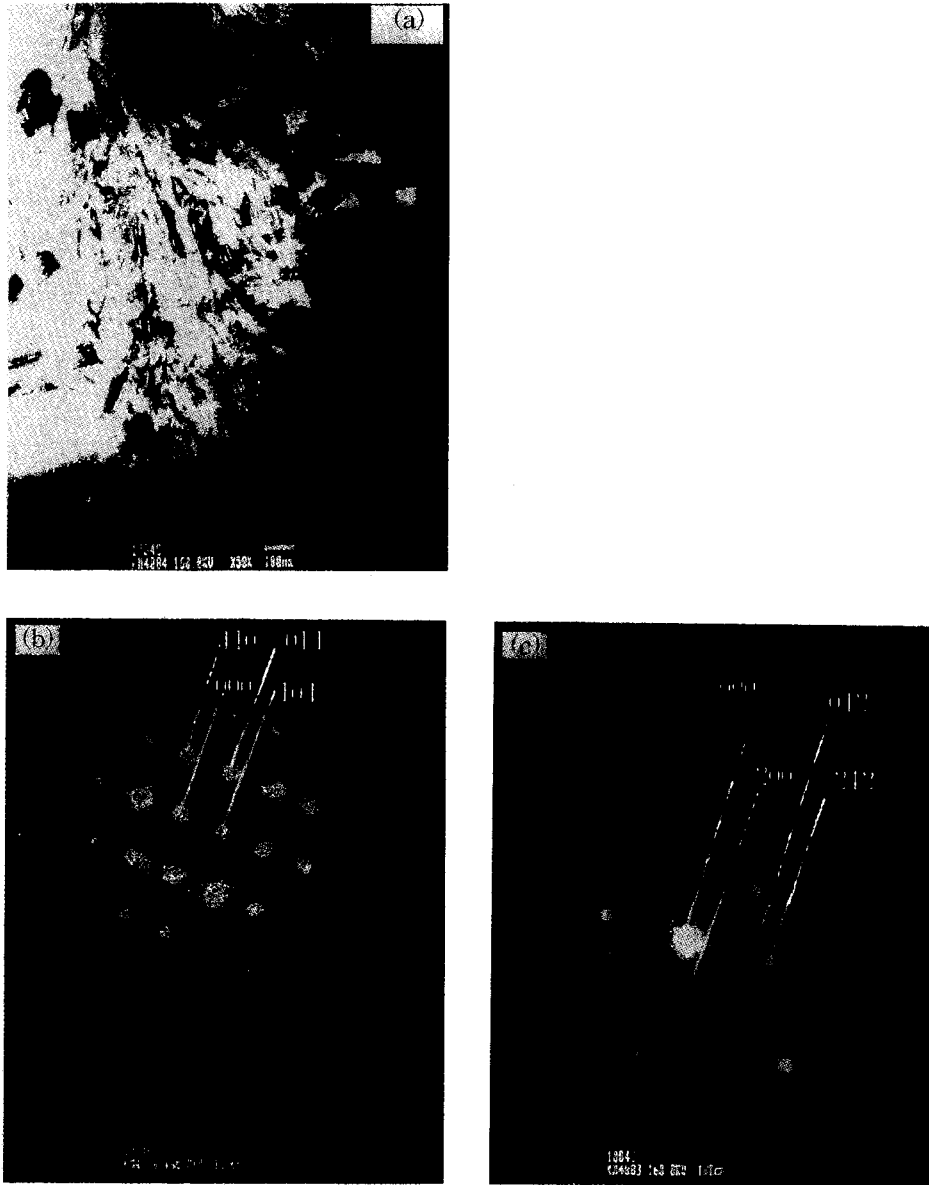


Fig. 6. TEM image and SAD pattern of a transient phase of Ti/B<sub>4</sub>C mixture sintered at 1000°C × 3hrs, (a) TEM image, (b) DP of TiB : zone axis [111], (c) DP of TiC : zone axis [012], respectively.

을 갖는 TiB<sub>2</sub> 반응분말은 혼합시 혼합이 균일하게 이루어진 반면, 2.52g/cm<sup>3</sup>의 비중을 갖는 B<sub>4</sub>C 반응 분말의 경우 비중차로 인해서 혼합이 균일하게 이루어지지 않았기 때문인 것으로 생각된다.

그림 8에 소결온도에 따른 상대밀도를 조사하여 나타내었다. 표면으로부터 소결체의 내부까지 연결되어 존재하는 개기공은 HIP에 의해서도 소멸되지 않기 때문에 압착이 불가능하다. 개기공은 CP Ti의 경우 약 94% 이상의 상대밀도를 가질 때만 소멸된다.<sup>16)</sup> 94% 이상의 상대밀도는 소결 시간 3시간의 조건에서 1200°C 이상에서 얻을 수 있었다. 소결온도 1000°C의 조건에서는 TiB<sub>2</sub> 혼합 소결체를 24시간 유지하였을 경우 약 98% 이상의 상대밀도를 얻을 수 있었다.

그림 9와 그림 10은 소결온도와 소결시간에 따라서 반응

에 의해 생성되는 TiB의 부피분율을 조사한 것이다. TiB의 부피분율은 β변태점(882.5°C) 이상에서 급속히 증가하였다. 이는 β상의 원자배열이 α상보다 치밀하지 않은 bcc 구조이므로 B의 확산이 β변태점 이상에서 훨씬 활발하였기 때문이다. 소결조건 3시간의 경우 1200°C 이상에서 생성되는 TiB의 부피분율은 이론적으로 계산된 값인 약 5vol.%로 포화되었다. 또한 소결온도 1000°C의 조건에서는 약 16시간 이상 유지했을 경우 이론적인 TiB 부피분율을 얻을 수 있었다. 그러나 B<sub>4</sub>C 혼합체는 1000°C에서 반응이 활발하지 않아 훨씬 더 긴 시간이 소요된다. TiB의 형성과 성장은 TiB<sub>2</sub>의 Ti과 B으로의 분해와 이들의 확산에 의해서 이루어지는 것을 알 수 있으며 TiB<sub>2</sub> 혼합체가 B<sub>4</sub>C 혼합체보다 TiB 형성이 더 낮은 온도에서 단시간에 형성되었다. 그 이유는 첫째, B<sub>4</sub>C의 분해에 더 많은 에너지가 필요

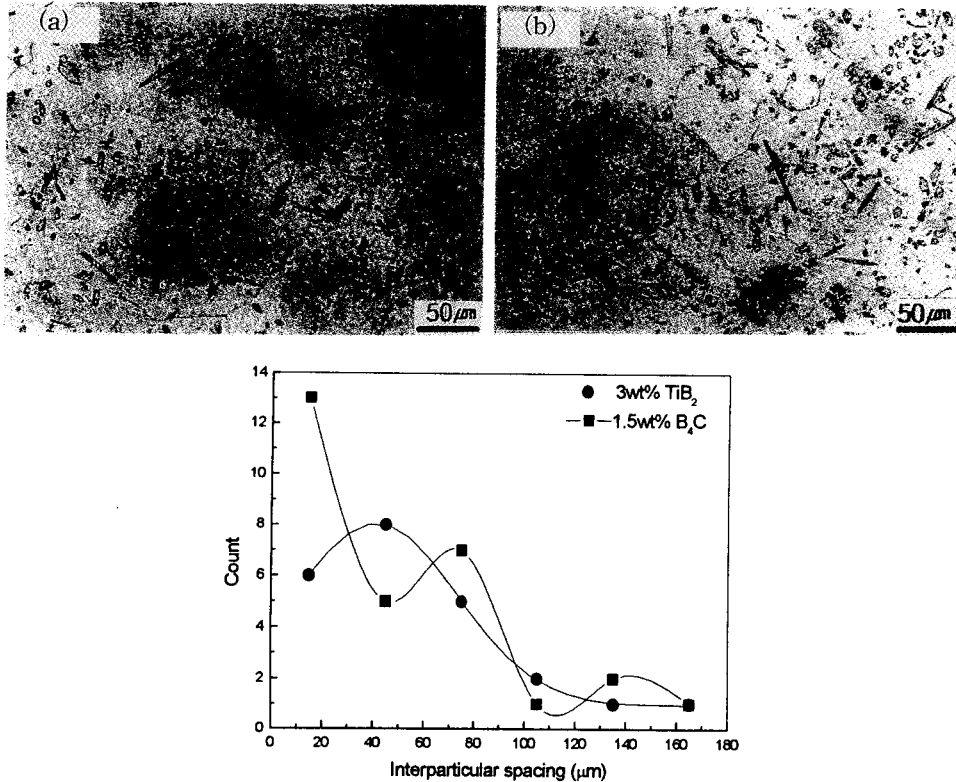


Fig. 7. Optical micrographs and the particle distribution, (a) Ti/3wt% TiB<sub>2</sub> sintered at 1300°C x 3hrs, (b) Ti/1.5wt% B<sub>4</sub>C sintered at 1300°C x 3hrs, respectively.

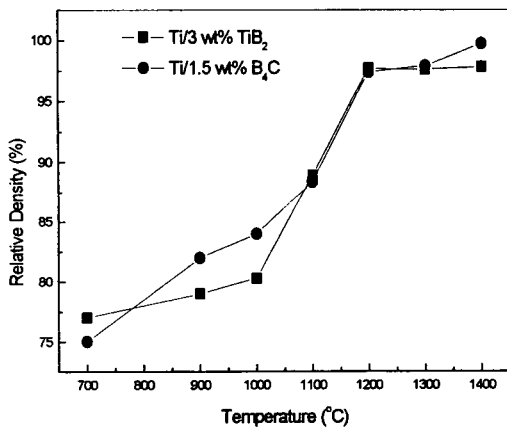


Fig. 8. Relative density of Ti/3wt% TiB<sub>2</sub> and Ti/1.5wt% B<sub>4</sub>C with temperature.

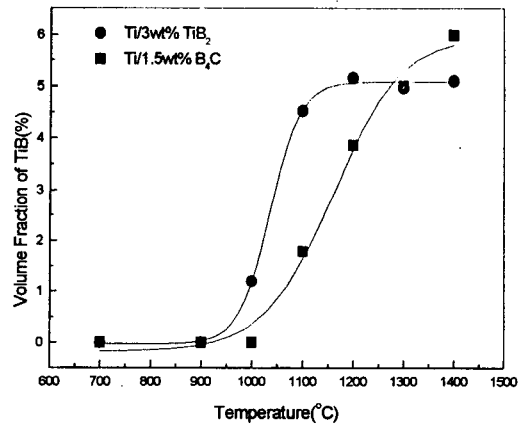


Fig. 9. Plots of volume fraction of TiB at various sintering temperature (sintering time : 3hrs)

하며 둘째, TiB<sub>2</sub>의 분해에는 1개의 Ti원자 필요한 반면, B<sub>4</sub>C의 경우 TiB를 형성하기 위해서는 4개의 Ti 원자가 필요하며, 세제 기지에 고용된 C 원자가 Ti 또는 B의 확산을 방해하기 때문인 것으로 추측된다.

### 3.3 기계적 성질

그림 11에 상온 압축항복강도를 나타내었다. 비교재인 Ti-6Al-4V 보다 본 제조법에 의해서 제조된 복합재료의 압축항복강도가 모두 높았다. 또한 동일한 부피분율의 강화상을 가지는 복합재료의 압축항복은 TiB<sub>2</sub> 반응분말에 의해서 제조된 복합재료의 항복강도가 B<sub>4</sub>C 반응분말에 의해서 제조된 복합재료의 항복강도보다 높았다.

그림 12는 TiB<sub>2</sub> 반응분말과 B<sub>4</sub>C 반응분말에 의한 복합재료의 항복 후의 파괴양상을 나타내는 사진이다. 사진에서와 같이 TiB<sub>2</sub> 반응분말에 의한 복합재료의 경우 균열의 전파는 강화상을 파괴하며 지나갔지만, B<sub>4</sub>C 반응분말의 경우 균열은 기지와 강화상의 계면을 따라 전파되었다. 이는 TiB<sub>2</sub> 반응분말에 의한 복합재료의 계면은 기지와 강화상간의 결합력이 양호하여 균열이 강화상을 파괴하였고, B<sub>4</sub>C 반응분말의 경우 기지와 강화상간의 결합력이 약하여 균열이 강화상을 파괴하지 않고 계면을 따라 전파하였기 때문이다. 즉 TiB<sub>2</sub> 반응분말에 의해서 생성된 TiB는 기지와 양호한 결합상태를 가지기 때문에 기지와 강화상간의 하중전달

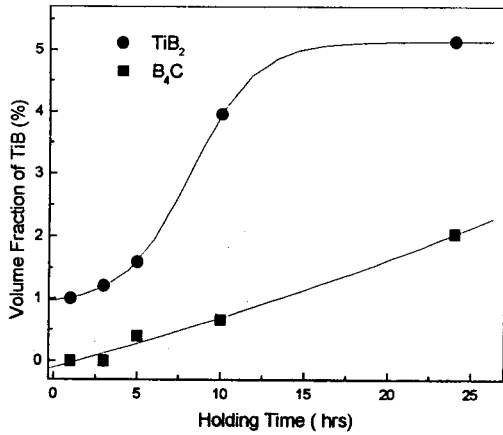


Fig. 10. Plots of volume fraction of TiB at various sintering time (sintering temperature : 1000°C)

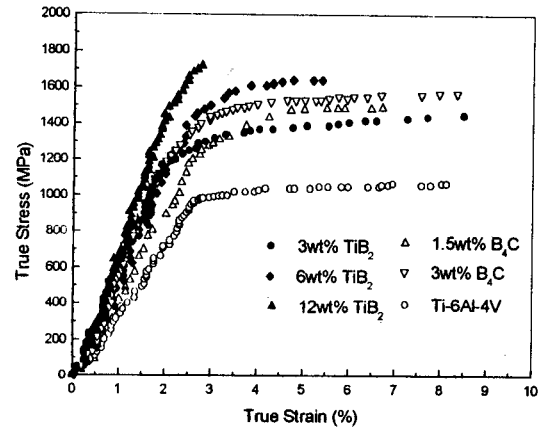


Fig. 11. Compressive yield strength of an in-situ processed composites and that of the Ti-6Al-4V as a reference.

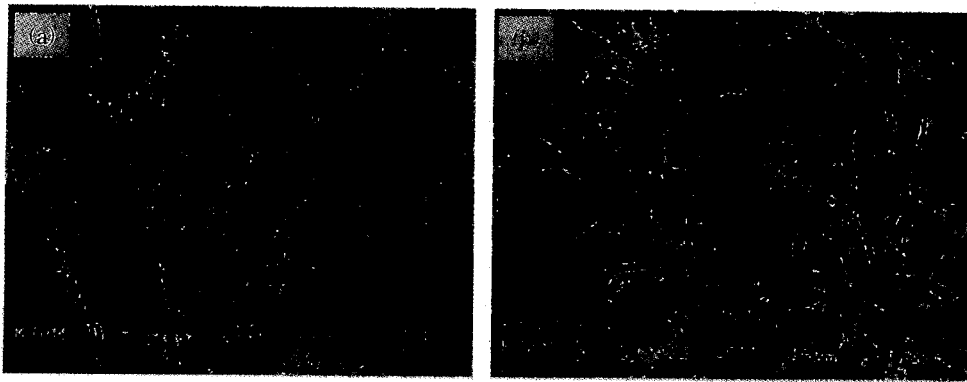


Fig. 12. SEM image showing the crack propagation morphology. (a) Ti/6wt% TiB<sub>2</sub>, (b) Ti/3wt% B<sub>4</sub>C, respectively.

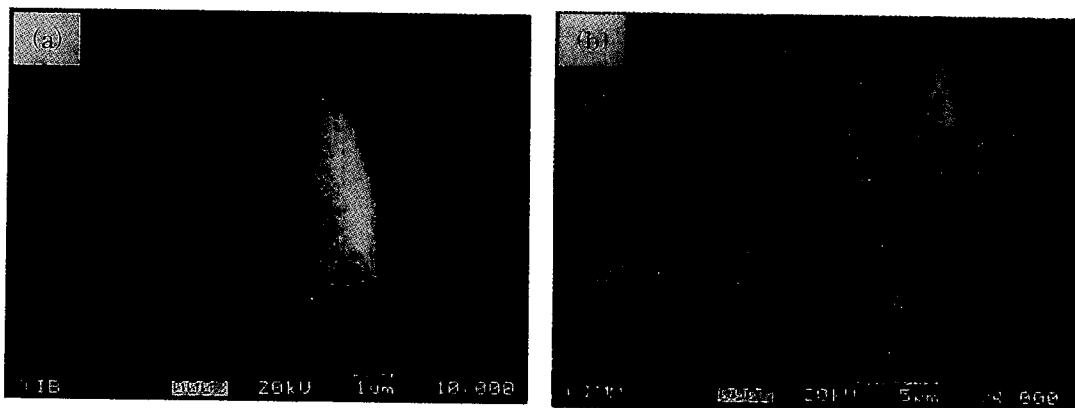


Fig. 13. Morphology of reinforcements in-situ formed in  $\alpha$ -Ti matrix from (a) TiB<sub>2</sub>, and (b) B<sub>4</sub>C reactant powders, respectively.

이 효과적으로 이루어졌음을 알 수 있다. 이러한 파괴 양상은 압축항복강도에서 큰 차이를 설명할 수 있다. 그림 13은 TiB<sub>2</sub> 반응분말과 B<sub>4</sub>C 반응분말에 의해서 생성된 강화상의 계면의 형상을 나타낸 사진이다. TiB<sub>2</sub> 반응분말에 의해서 형성된 강화상의 계면은 작은 면으로 이루어져 있는 반면에, B<sub>4</sub>C 반응분말에 의해서 형성된 강화상의 계면은 수

많은 산과 골로 이루어져 있음을 알 수 있다. 이러한 계면의 형상의 차이에 의해서 균열의 전파양상이 차이점을 보인 것으로 유추된다. 또한, B<sub>4</sub>C 반응분말에 의해서 제조된 복합재료의 기지와 강화상간의 결합력이 약한 것은 B<sub>4</sub>C로부터 분리된 탄소원자가 티타늄 기지에 고용된 것에 기인한 것으로 추측된다.

## 4. 결 론

1) 반응분말에 따른 생성상은  $TiB_2$  반응분말의 경우 침상형의  $TiB$ 를 형성시키며,  $B_4C$  반응분말의 경우 침상형의  $TiB$ 와 피상형의  $TiC$ , 다결정 형태의 조대한  $TiC$ 를 형성시킨다.

2)  $B_4C$  반응분말의 확산 거동은  $Ti$ 의 반응분말 내로의 확산과  $B$ 의 티타늄기지로의 확산에 의한 침상형의  $TiB$  형성,  $B_4C$ 로부터 분리된  $C$ 와  $Ti$ 의 반응에 의한  $TiC$ 의 형성이 이루어진다.  $B_4C$  반응분말에 의해서 형성되는 다결정의 조대한 상은  $TiC$  내에 포획된  $TiB_x$  또는  $B_xC$  중의  $B$ 이  $TiC$ 의 특정 결정방향으로 확산하여 형성된 것으로 유추된다.

3)  $TiB_2$  반응분말의 경우  $1300^\circ C$ ,  $B_4C$  반응분말의 경우  $1400^\circ C$ 의 소결온도가 필요하였다. 이는  $B_4C$  분해를 위한 에너지와 보론의 확산에 더 많은 에너지가 필요하기 때문이다.

4) 상온압축항복강도는 비교재 ( $Ti-6Al-4V$ ) 보다 모두 높았고,  $TiB_2$  반응분말에 의한 복합재료의 압축항복강도가 동일한 부피분율의  $B_4C$  반응분말에 의한 압축항복강도보다 높았다. 균열전파양상을 관찰한 결과  $TiB_2$  반응분말에 의해서 이루어진 계면 결합이  $B_4C$  보다 양호하였기 때문이었다.

## 참 고 문 헌

1. P.R. Smith and F.H. Froes, JOM, **3**, 19 (1984)
2. C.M. Ward-Close and C. Loader; Recent Adv. of Fiber Reinfo. Comp., **19** (1995)
3. J. Thebault, J. of Less-Common Metals, **47**, 221 (1976)
4. D. Upadhyaya and F.H. Froes, Titan. 95 Sci. & Tec., 2747 (1995)
5. M.J. Koczak and M.K. Premkmar, JOM, **44** (1993)
6. L. Christodoulou, P.A. Parrish, and C.R. Crowe, MRS Symp. Proc., **120**, 29 (1988)
7. S.M. Abkowitz, P.F. Weihrauch, H.L. Heussi, and S. Abkowitz, Titanium 95 Sci. & Tech., **2722** (1995)
8. T. Saito; Adv. Performance Mater., **2**, 121 (1995)
9. M. Hagiwara and S.J. Kim; Metals and Materials, **4**, 141 (1998)
10. B.F. Decker and J.S. Kasper, Acta Crystall., **7**, 77 (1954)
11. T. Lundstorm, in Boron and Refractory Borides, V. I. Matkovich, **351** (1977)
12. B.F. Decker and R. Kasper, Acta Crystall., **7**, 77 (1954)
13. M.E. Hyman, C. McCullough, J.J. Valencia, C.G. Levi, and R. Mehrabian, Metall. Trans. **20A**, 1847 (1989)
14. M. Ferraris, J. Mater. Sci., **28**, 1983 (1993)
15. R. Pailler, P. Martineau, M. Lahaye and R. Naslain, Revue De Chimie Minerale, **5**, 520 (1981)
16. T. Oki, K. Matsugi, T. Hatayama, and O. Yanagisawa, J. of the Jap. Inst. of Met., **59**, 746 (1995)