

## IN SITU ALÜMİNYUM METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER ve SICAK PRESLEME İLE ÜRETİMLERİ

Metin ÖNAL<sup>1\*</sup>, Mehmet GAVGALI<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Yüzüncü Yıl Üniversitesi / Erciş Meslek Yüksekokulu, Van, 65400, Türkiye,*

<sup>2</sup>*Bayburt Üniversitesi / Mühendislik Fakültesi, Bayburt, 69000, Türkiye,*

### ÖZET

In situ metal matrisli kompozitler (MMK), takviye fazlarının üretim esnasında metal matris içerisinde kimyasal reaksiyonlarla sentezlendiği çok fazlı malzemelerdir. Kuvvetlendirici olarak partiküllerin tercih edildiği MMK'ler ağırlığa duyarlı havacılıkta, endüstriyel sektörlerde ve ulaşımda yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Mekanik alaşımlama, ekzotermik dispersiyon, kendiliğinden yayılan yüksek sıcaklık sentezi gibi çeşitli yöntemlerle üretilebilirler. Sıcak presleme ise bir diğer üretim yöntemidir. Sinterleme ve sıkıştırma işleminin aynı anda uygulandığı sıcak presleme sayesinde daha yoğun kompozit malzemeler elde edilebilmektedir.

**Anahtar Kelimeler:** Sıcak presleme, in situ, partikül, faz.

## IN SITU ALUMINUM METAL MATRIX COMPOSITES and THEIR PRODUCTION BY HOT PRESSING

### ABSTRACT

In situ metal matrix composites (MMCs) are multiphase materials that reinforcing phases are synthesised in the metal matrix by chemical reactions during fabrication. MMCs preferred particles as the reinforcements are widely used in weight-sensitive aerospace, industrial sectors and transportation. They can be produced by various methods such as mechanical alloying, exothermic dispersion, self-propagating high-temperature synthesis. The other production method is hot pressing method. Through the hot pressing which sintering and compression process is applied simultaneously can be achieved more dense composite materials.

**Keywords:** Hot pressing, in situ, particle, phase

\* monal@yyu.edu.tr

## 1.GİRİŞ

Matris ve takviye fazlarından ibaret olan kompozit malzemeler, en az iki mühendislik malzemesinin bir araya getirilmesi ile elde edilirler. Takviye elemanlarının katı veya sıvı matris içerisinde kimyasal yollarla elde edilmesi 'in situ' yöntem olarak adlandırılır [1]. Bu yöntemle üretilen kompozit malzemelerin temiz matris-takviye arayüzeyi, termodinamik kararlılığa sahip takviye elemanları, düşük üretim maliyeti gibi birtakım avantajları bulunmaktadır [2]. Takviyelerin özellikle sıvı matrise dışarıdan katılması ile üretilen kompozit yapılarında ise genellikle homojen olmayan bir mikroyapı, topaklanma, sert seramik partiküllerin kırılması gibi problemler olabilmektedir.

Geliştirilmiş fiziksel ve mekanik özellikleri, malzeme ve enerji kazancı bakımından hafif olmaları nedeni ile MMK'ler, yeni malzemeler olarak dikkati çekmektedir. Bu özelliklerinin yanında iyi sürtünme ve aşınma özellikleri nedeni ile aşınmaya karşı uygulamalarda sürtünen ve aşınan bölgelerin veya parçanın tamamının bu malzemelerden yapılması giderek yaygınlaşan MMK uygulamalarındadır.

Alüminyum MMK'ler düşük yoğunluklarından dolayı özellikle havacılık ve otomobil endüstrisinde çokça tercih edilen malzeme gruplarındadır. Matrise dışarıdan katılan veya matris bünyesinde oluşturulan takviye elemanları [3] kompozitin başta sertlik olmak üzere korozyon ve aşınma direnci gibi özelliklerini değiştirmektedirler. Takviye elemanları genellikle partikül, whisker ve fiber şeklindedirler [4]. Bu sert takviyelerin matristeki karışımıyla, alüminyum esaslı malzemelerin mevcut özellikleri iyileşmektedir [5]. SiC, TiC, B<sub>4</sub>C, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, TiB<sub>2</sub> vb. sert seramik partiküller [6], matrise en çok katılan veya matris içerisinde sentezlenebilen kuvvetlendiricilerin başında yer almaktadırlar. Yüksek erime dereceleri-sertlik-elektrik iletkenliği, üstün aşınma direnci ve kimyasal kararlılık, bu bileşiklerin ortak özellikleri arasındadır.

Kompozit malzemeleri oluşturan başlangıç tozların üretim esnasında (yükselen sıcaklıklarda) sıkıştırılarak daha yoğun bir yapı elde edilmesi işlemi 'sıcak presleme' olarak adlandırılır [7]. Sinterleme ve preslemenin eş zamanlı olarak yapıldığı bu üretim tekniğinde yoğun ve homojen bir mikroyapı elde edilmektedir [8]. Reaktan metalik tozlar, homojen olarak karıştırılmalarının ardından genellikle soğuk presleme ile kompaktlanırlar. Kimyasal reaksiyonların başlama sıcaklıklarına kadar ısıtılan kompozit malzemeler belirlenen, fırında bekletme süresi ve ısıtma/soğutma hızlarının uygulanmasından sonra matrisin yarı katı-yarı sıvı sıcaklık aralığında sıcak olarak preslenerek fırın veya oda ortamında ya da hızlı bir şekilde soğutulurlar.

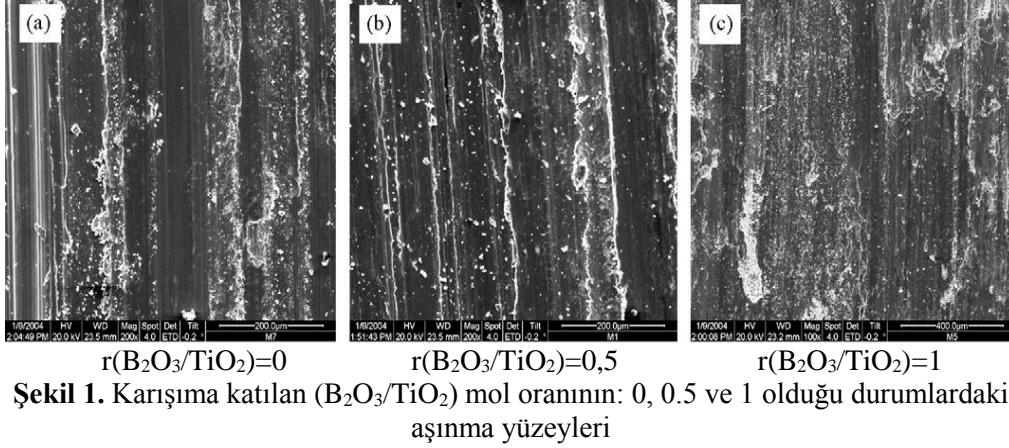
Bu konunun seçiminde, daha homojen bir mikroyapı oluşmasına elverişli olan in-situ üretim tekniği ve nispeten daha düşük maliyetli olan (ekstrüzyon gibi ikinci bir işlem gerektirmeyen) sıcak presleme yönteminin avantajları etkili olmuştur. Çalışmada, in situ tekniği ile üretilen MMK'lar ile ilgili literatürde yer alan çalışmalar hakkında bilgi verilmektedir.

## 2.LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

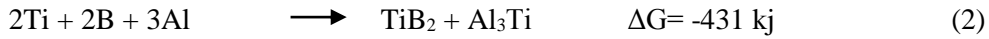
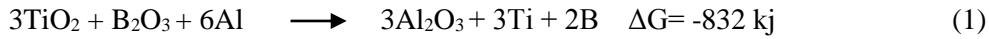
### 2.1 In situ Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler

Zhu vd. (2008) yaptıkları çalışmada; in situ Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiB<sub>2</sub> kompozitlerin aşınma direncini oda sıcaklığında pin-on-disk aşınma testi yöntemiyle belirlemeye çalışmışlardır. Karışıma eklenen farklı B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub> mol oranlarının aşınma üzerine etki ettiğini bulmuşlardır. Deney sonuçlarına göre; aynı şartlar altında, artan B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>

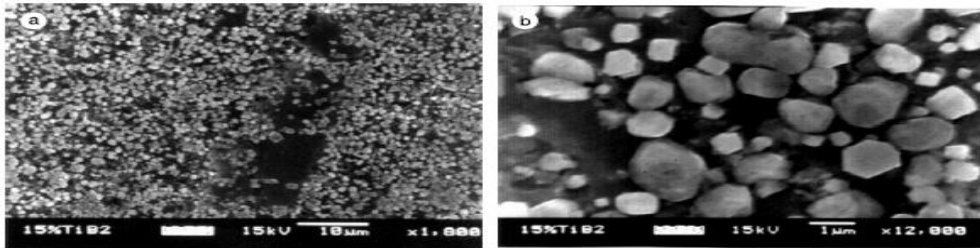
mol oranıyla birlikte aşınma direncinin de yükseldiğini tespit etmişlerdir. Karışıma  $B_2O_3$  tozu katılmadığı durumda kompozitin içeriğinin sadece  $Al_2O_3$  ve  $Al_3Ti$  yapılarından ibaret olacağını ve bunun sonucunda da kompozitin aşınma direncinin düşük olduğunu gözlemlemişlerdir.  $B_2O_3$ 'ün katılması durumunda ise  $Al_3Ti$  metaller arası fazının mikroyapıdaki oranının azalıp,  $TiB_2$  oranının artmasıyla birlikte aşınma direncinin bir önceki duruma göre arttığını belirtmektedirler. Şekil 1'de artan mol oranlarıyla birlikte kompozit numunelerin SEM görüntüleri verilmektedir [9].



Lü vd. (2001)  $TiB_2$  oluşumunu incelemiş,  $TiB_2$ 'ün iki aşamada meydana geldiğini gözlemlemişler ve bileşiklerin Gibbs serbest enerji değerlerine göre bir sıralama yapmışlardır. Buna göre, Xing ve ekibinin 2008'de yaptıkları çalışmalarında da bahsedildiği gibi  $Al_2O_3$  fazının, Al'un ergimesinden hemen sonra oluştuğunu ve serbest enerjileri nedeniyle  $TiB_2$  ve  $Al_3Ti$  fazlarının daha sonra oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Oluşan reaksiyonları aşağıdaki gibi formülize etmişlerdir:



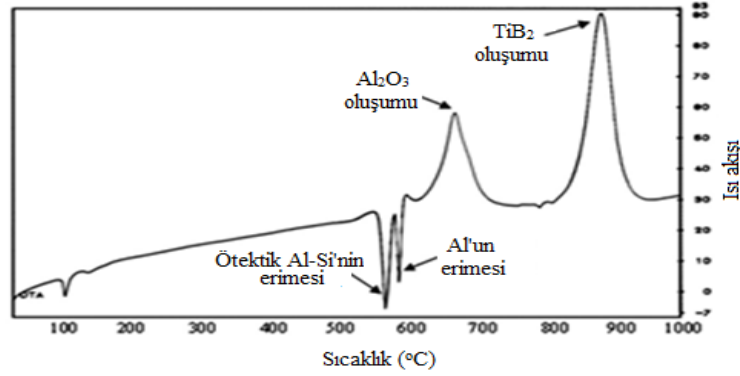
Yaptıkları çalışmanın SEM görüntülerine göre in situ  $TiB_2$  takviye elemanlarının heksagonal şekilli olduğunu gözlemlemişlerdir (Şekil 2).



**Şekil 2.** Heksagonal şekilli  $TiB_2$  takviye elemanları

Bu çalışmada  $Al_2O_3$  yapısının ekstradan bir takviye fazının oluşmasına katkıda bulunduğu işaret etmektedirler [10].

Tekmen vd. (2008) yaptıkları çalışmada; Al-12Si, TiO<sub>2</sub>, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> başlangıç tozlarını, 100 d/dak. hızda, 48 saat boyunca, top ağırlığı/toz ağırlığı : 20/1 olacak şekilde mekanik alaşımlama yöntemiyle karıştırmışlardır. Sonuç olarak Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> seramik fazlarını in situ reaksiyonlar vasıtasıyla elde etmeyi başarmışlardır. Yaptıkları çalışmanın DTA analizi Şekil 3'deki gibidir [11].



**Şekil 3.** Mekanik alaşımlanmış başlangıç tozlarının DTA analizi

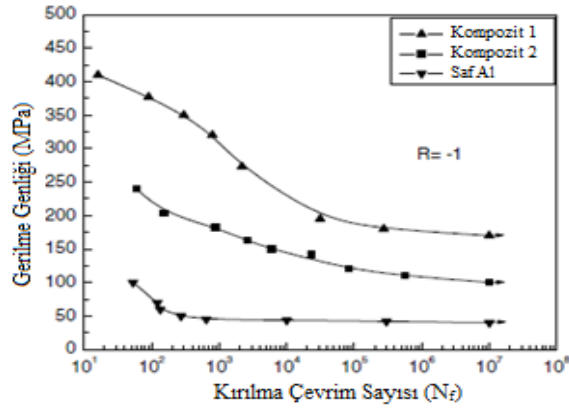
S.C. vd. (2005) in situ Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiB<sub>2</sub> kompozitin yorulma dayanımını ölçtükleri çalışmada; ilk neden olarak Al<sub>3</sub>Ti fazının çatlak başlangıcına neden olmasından dolayı kompozitin yorulma dayanımının Al-TiO<sub>2</sub>-B içeren yapıya göre daha düşük çıktığını gözlemlemişlerdir. Diğer nedenleri ise; takviye partiküllerinin boyutlarının daha büyük olması ve takviye partiküllerinin hacim oranının daha düşük olması şeklinde ileri sürmüşlerdir. Yaptıkları deneylerden elde ettikleri sonuçları, kıyaslama amacıyla saf Al'un mekanik özellikleriyle birlikte bir çizelge halinde sunmuşlardır (Tablo 1) [12].

**Tablo 1.** Karşılaştırılan üç numunenin mekanik özellikleri

Numune	TiB <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>3</sub> Ti	Akma. Muk. (MPa)	Çekme Muk. (GPa)	Young Modülü (GPa)	Uzama (%)
Kompozit 1	9.5 (8.7)	10.5 (11.3)	--	545	638	115	4.0
Kompozit 2	5.3 (5.3)	14.7 (13.1)	-- (3.6)	210	294	98	6.1
Saf Al	--	--	--	49	82	---	59.8

(Kompozit1: Al-TiO<sub>2</sub>-B, Kompozit 2: Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)

Saf Al'un ve kompozit numunelerin S-N eğrileri Şekil 4'deki gibidir:



Şekil 4. Üç numunenin S-N eğrileri

Zhu vd. (2007) yaptıkları çalışmada; başlangıç bileşenlerinin mol oranlarını  $r(\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2)$ :0-0.5-1 olacak şekilde seçerek ball-milling vasıtasıyla toz karışımları hazırlamışlardır. Oluşan fazların kararlılığına göre bir sıralama yapmışlardır. Buna göre;

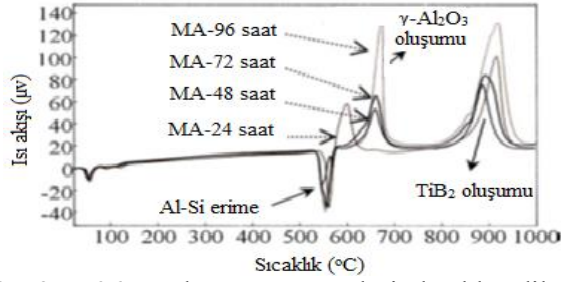
Kararlılık:  $\text{Al}_2\text{O}_3 > \text{TiB}_2 > \text{AlB}_{12} > \text{Al}_3\text{Ti} > \text{TiB} > \text{Al}_2\text{B} > \text{TiAl}$

Sıralamadan,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ve  $\text{TiB}_2$  fazlarının diğerlerine göre daha kararlı olduğu,  $\text{Al}_3\text{Ti}$  fazının ise bir geçiş fazı olduğu ve  $\text{AlB}_{12}$  fazına dönüşebileceği görülmektedir.

Elde ettikleri sonuçları şu şekilde yorumlamışlardır:

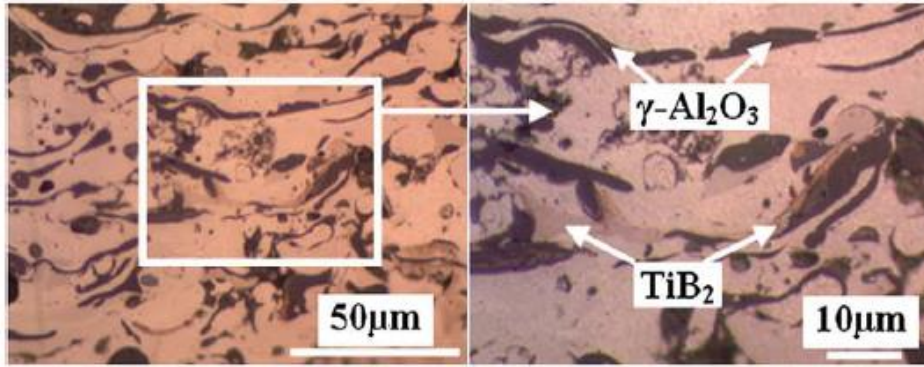
- $r(\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2) < 1$  olarak seçilen durumlarda, kompozit yapıda sentezlenen ürünler  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiB}_2$  ve  $\text{Al}_3\text{Ti}$ 'den ibarettir.  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  fazı, en düşük serbest enerjiye sahip olması nedeniyle yapıdaki en kararlı üründür.
- $\text{Al}_3\text{Ti}$  fazı yapıda homojen bir şekilde dağılmaktadır. Sentezlenen  $\text{TiB}_2$  partikülleri matrisle uyumludur ve katılaşma sırasında matrisin çekirdekçikleri olabilmektedirler.
- $r(\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2)$  oranı arttığı durumlarda,  $\text{Al}_3\text{Ti}$  oranı azalmaktadır. Eğer  $r(\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2)=1$  olursa  $\text{Al}_3\text{Ti}$  fazı yapıdan tamamen kaybolmaktadır.
- $r(\text{B}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2) < 1$  olduğu durumlarda, hala aktif halde bulunan Ti atomlarının Al ile reaksiyona girerek  $\text{Al}_3\text{Ti}$  fazının oluşmasına neden olacağını belirtmişlerdir [2].

\* Tekmen vd. (2009) Al-12Si,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{B}_2\text{O}_3$  bileşimini, argon gazı atmosferinde farklı sürelerde 100 d/dak. hızda ball-milling vasıtasıyla karıştırmışlardır. Ardından bileşenlerin in situ reaksiyonlarının olduğu sıcaklıkları DTA analizi yoluyla tespit etmişlerdir. Elde ettikleri DTA analizi eğrileri Şekil 5'deki gibidir [13].



Şekil 5. 24, 48, 72 ve 96 saat karıştırma sürelerinde elde edilen DTA eğrileri

Şekil 1'e göre her dört durumda da reaksiyonlar, alüminyumun ergimesiyle başlamakta ve artan sıcaklıkla beraber önce yaklaşık 650°C'de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazı oluşmakta ve 900°C'de TiB<sub>2</sub> seramik fazının sentezlenmesiyle son bulmaktadır. Nihai kompozitin mikroyapısı Şekil 6'da görülmektedir.



Şekil 6. In situ Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiB<sub>2</sub> kompozitin mikroyapısı

Ergin vd. (2011) 150 MPa soğuk pres uyguladıkları Ti-Al-B toz karışımını 1050-1100-1200°C'de sinterlemiş ve hava ortamında soğutmuşlardır. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiB<sub>2</sub> : 5/3 hacim içeriğine sahip kompozitler elde ettiklerinde kompozit yapısında, Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al<sub>18</sub>B<sub>4</sub>O<sub>33</sub> fazlarının da olabileceğini gözlemlemişlerdir. Uyguladıkları basınç sayesinde kompozitlerin %94 yoğunluğa ulaştığını belirtmektedirler [14].

Kayıkcı vd. (2009) 8°C/dakikalık ısıtma hızı uyguladıkları B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ilaveli Al/AIB<sub>2</sub> kompozitleri 30 dakika boyunca sinterleyip 50°C/dakikalık soğutma hızıyla soğutmaları sayesinde, AIB<sub>12</sub> borürleri henüz çekirdeklenmeden AIB<sub>2</sub> borürlerinin çekirdeklenmesini sağlamışlardır [15].

Buytoz ve Eren (2007) yaptıkları çalışmada; Al MMK'lerde takviye elemanlarının kompozitin aşınma özelliklerini nasıl değiştirdiğini incelemişlerdir. Pin on disk test cihazında 1,89 m/s kayma hızı, 20 m kayma mesafesinde, 10-30 N'luk yükler altında yaptıkları deneylerde kompozit içerisindeki partikül miktarının arttıkça sertliğin de arttığını gözlemlemişlerdir [16].

Dikici vd. (2011) 100 bar soğuk pres uyguladıkları Al/TiC kompozitlerde sıcaklığın artması ile birlikte Al<sub>3</sub>Ti miktarının düştüğünü belirtmişlerdir. 3 barlık sıcak pres uyguladıkları kompozitlerin mikro vickers sertliklerini 100 gf yük altında, 10 sn sürede, 10 farklı noktadan ölçmüşlerdir. Yaptıkları incelemeler sonucunda istenmeyen fazların elimine edilebilmesi için sinterleme sıcaklığının daha fazla seçilebileceğini rapor etmişlerdir [17].

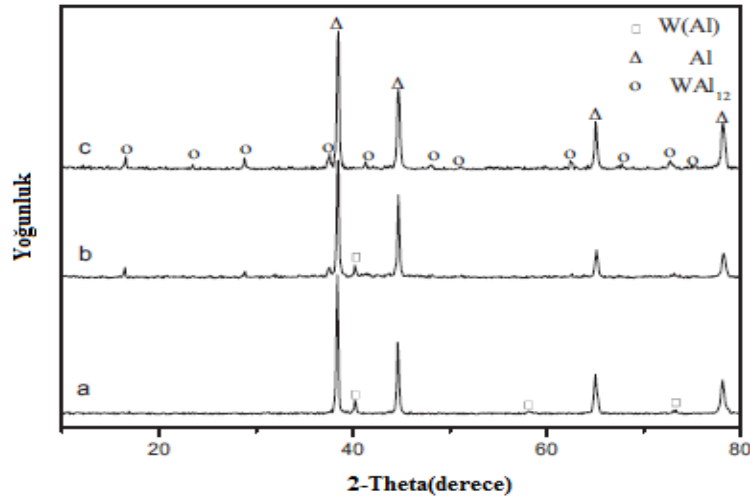
## 2.2 Sıcak Presleme Yöntemiyle Üretimleri

Xing vd. (2008) yaptıkları çalışmada; farklı ağırlık oranlarındaki (TiO<sub>2</sub>+B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Al toz karışımlarını 10'ar dakika boyunca karıştırmış ve 350°C sıcaklıkta bir ön ısıtma yapmışlardır. Daha sonra alüminyumun erimesinin ardından 950°C'e kadar çıkıp bir süre bu sıcaklıkta karışımı bekletmişlerdir. Ardından porozitelerin yok edilmesi amacıyla sıvı eriyiği sıcak preslemişlerdir. In situ fazların sırasıyla aşağıdaki eşitliklere göre oluştuğunu belirtmektedirler:

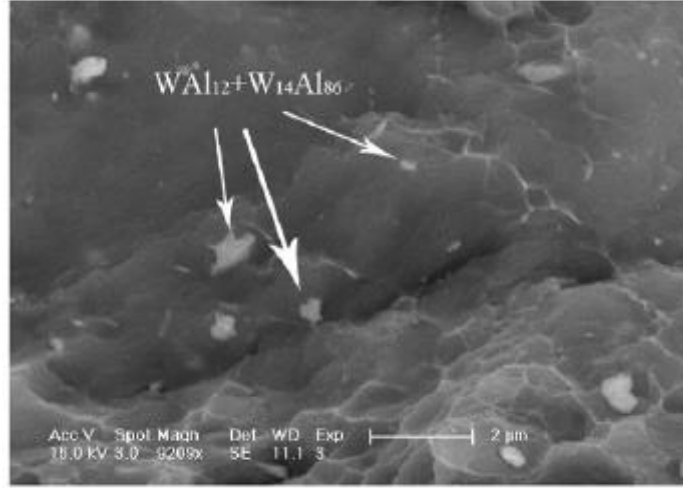


Buna göre Al, TiO<sub>2</sub> ve B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bileşiklerinde bulunan oksijen atomları ile birleşerek Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> seramik fazını oluşturmaktadır. Ardından element haline geçen Ti ve B atomları bir araya gelerek TiB<sub>2</sub> sentezlenmekte ve en son olarak da serbest enerjisi en yüksek olan Al<sub>3</sub>Ti metaller arası bileşiği oluşmaktadır [18].

Cai vd. (2012) WAl<sub>12</sub> intermetalik fazı içeren alüminyum metal matrisli kompozit edebilmek amacıyla öncelikle, farklı bileşimlerdeki Al ve W tozlarını mekanik alaşımlama yöntemiyle 580 d/dak. hızla, top ağırlığı/toz ağırlığı : 15/1 olacak şekilde, argon atmosferi altında, paslanmaz çelik bir kap içerisinde 1 saat boyunca karıştırarak W<sub>14</sub>Al<sub>86</sub> alaşımını elde etmişlerdir. 250 MPa soğuk pres basıncı uygulanan toz karışımları, daha sonra 450- 690°C sıcaklık değerleri arasında, 5-30 dakika sinterleme sürelerinde 25 MPa'lık basınçla sıcak olarak preslenmişlerdir. 650°C'de 5-30 dakika boyunca sinterlenen kompozitlerin XRD sonuçlarına göre artık W<sub>14</sub>Al<sub>86</sub> piklerinin kaybolmaya, WAl<sub>12</sub> piklerinin oluşmaya başladığını gözlemleyen ekip, 30 dakikalık sinterleme süresine sahip olan kompozitteki WAl<sub>12</sub> yoğunluğunun arttığını belirtmektedirler (Şekil 7). Uygulanan sıcak pres, porozitelerin minimuma indirgenmesine neden olmaktadır (Şekil 8) [19].



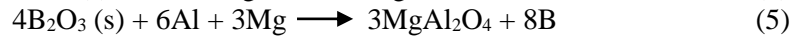
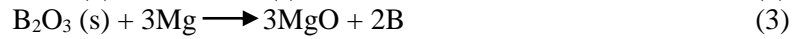
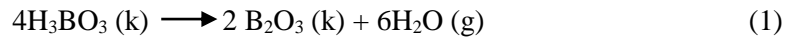
Şekil 7. Al-ağ.%5W<sub>14</sub>Al<sub>86</sub> kompozitlerin XRD analizleri  
a) 600°C 30 dak. b) 650°C 5 dak. c) 650°C 30 dak.



Şekil 8. WAl<sub>12</sub> ve W<sub>14</sub>Al<sub>86</sub> partiküllerinin bir arada bulunduğu minimum poroziteli mikroyapı

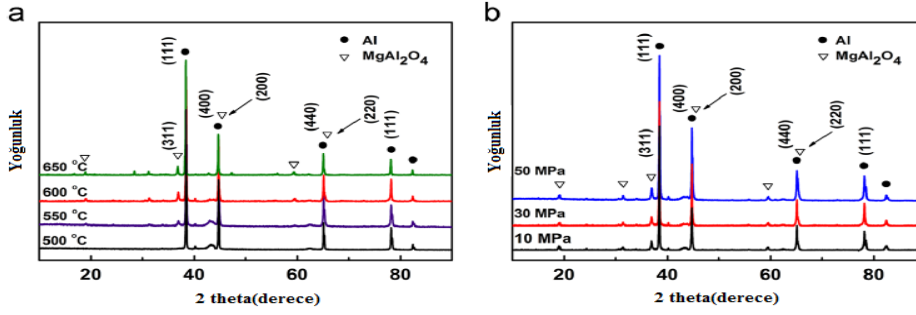
S.C. ve G.S. (2004) 800°C’de 10 dakika beklettikleri kompozitleri, sıcaklık 600°C’e düştüğünde sıcak olarak preslemişlerdir. Sıcak presleme yönteminin temeli; matris malzemesinin, yarı katı-yarı sıvı sıcaklığına gelindiğinde yoğunluk artışı sağlayabilmek amacıyla soğuk prese nazaran daha düşük basınçlarda preslenmesi prensibine dayanmaktadır [20].

Xing vd. (2014) yaptıkları çalışmada; Al, Mg ve katı formdaki H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub> (borik asit) tozlarını öncelikle, sırasıyla ağırlıkça 15:2:3 oranlarında bir araya getirdikten sonra 750 d/dak’lık bir ball-milling işlemiyle mekanik olarak alaşımlamışlardır. Daha sonra ise toz karışımlarını 500-650°C’de 1 saat süreliğine 10-50 MPa basınç altında sıcak olarak preslemişlerdir. Oluşan reaksiyonlar sırasıyla şöyledir:



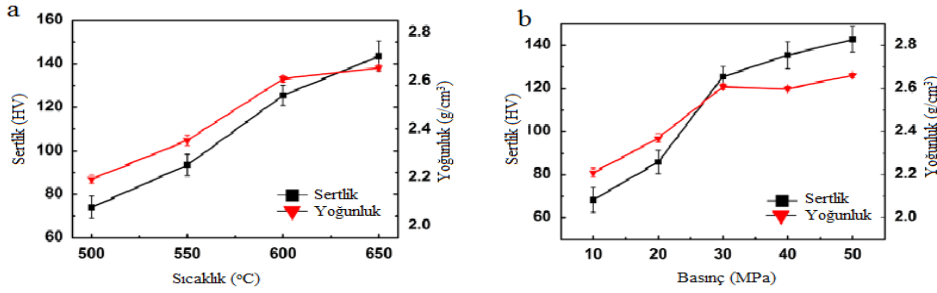
Uygulanan basınç ve sinterleme sıcaklığının artışı ile birlikte, oluşan MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> fazının yoğunluğunun da arttığını XRD analizleri ile kanıtlamışlardır (Şekil 9).





Şekil 9. Farklı sıcaklık (a) ve basınçlarda(b) üretilen kompozitlerin XRD analizleri

100 g yükü 5 s süre boyunca uygulayarak kompozitlerin Vickers sertliklerini ölçmüşlerdir. Buna göre yine artan sıcaklık ve basınç ile birlikte sertliğin ve yoğunluğun arttığını gözlemlemiştirler (Şekil 10) [21].



Şekil 10. Farklı sıcaklık (a) ve basınçlarda (b) üretilen kompozitlerin Vickers sertlikleri

### 3. DEĞERLENDİRME ve ÖNERİLER

- Alüminyum matris içerisinde sıcak presleme yoluyla in situ fazların başarıyla sentezlediği bu çalışmada, başlangıç tozlarının oksit formlarının kullanılması sayesinde üretim maliyetlerinin düşürülebileceği ve ikinci bir takviye fazı elde edilebileceği anlaşılmaktadır.
- Sinterleme sıcaklığının, matris içerisinde daha fazla takviye elemanı sentezlenmesi hususunda etkin bir parametre olduğu dolayısıyla kompozitlerin sertlik ve aşınma dirençlerinin yükseldiği görülmektedir.
- Sinterleme öncesi uygulanan soğuk presin daha yüksek, sıcak presin ise daha düşük basınçlarda olacak şekilde uygulanması sayesinde daha yoğun kompozitler elde edilebilmektedir.
- Toz karışımlarının homojenliğini sağlayabilmek amacıyla ball-milling işlemi farklı süreler boyunca uygulanabilir.

Bundan sonraki yapılacak çalışmalarda; gevreklikleriyle bilinen intermetalik fazların yok edilebilmeleri amacıyla farklı ısıtma/soğutma hızlarının denenmesi literatüre yeni katkılarda bulunabilir. Üç boyutlu turbula mikserlerin kullanımı tozların homojen

olarak karıştırılmasında daha kısa süreli ve daha düşük maliyetli bir yöntem olduğundan tercih edilebilir.

#### 4. KAYNAKLAR

- [1] Zhu H., Wang H., Ge L., Xu W., Yuan Y., (2008) Study of microstructure and mechanical properties of composites fabricated by the reaction method in an Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> system, *Materials Science and Engineering A*, 478, 87-92.
- [2] Zhu H., Wang H., Ge L., Chen S., Wu S., (2007). Formation of composites fabricated by exothermic dispersion reaction in Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> system, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 17, 590-594
- [3] Sharifi M.E., Karimzadeh F., Enayati H.M., (2011). Preparation of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiB<sub>2</sub> nanocomposite powder by mechanochemical reaction between Al, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Ti, *Advanced Powder Technology*, 22, 526- 531,
- [4] S.C. Tjong, Lau C.-K., (1999). Properties and abrasive wear of TiB<sub>2</sub>/Al-4%Cu composites produced by hot isostatic pressing, *Composites Science and Technology*, 59.
- [5] Jun D., Liu Y.-H., Yu S.-R., Li W.-F., (2004). Dry sliding friction and wear properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and carbon short fibres reinforced Al-12Si alloy hybrid composites, *Wear*, 257, 930-940,
- [6] Balcı Ö., Ağaogulları D., Gökce H., Duman İ., Öveçoğlu L.-M., (2014). Influence of TiB<sub>2</sub> particle size on the microstructure and properties of Al matrix composites prepared via mechanical alloying and pressureless sintering, *Journal of Alloys and Compounds*, 586, 78-84,
- [7] H. Elrakayby, H.K. Kim, S.S. Hong, K.T., KimAn (2015). investigation of densification behavior of nickel alloy powder during hot isostatic pressing, *Advanced Powder Technology*, 26, 1314–1318,
- [8] Chen W., Xiao H., Fu Z., Fang S., Zhu D., (2013). Reactive hot pressing and mechanical properties of TiAl<sub>3</sub>/Ti<sub>3</sub>AlC<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in situ composite, *Materials and Design*, 49, 929–934,
- [9] Zhu H., Wang H., Ge L., (2008). Wear properties of the composites fabricated by exothermic dispersion reaction synthesis in an Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> system, *Wear*, 264, 967–972,
- [10] Lü. L., Lai, M.O., Su, Y., Teo, H.L., Feng, C.F., (2001), In situ TiB<sub>2</sub> reinforced Al alloy composites, *Scripta Materialia*, 45, 1017-1023.
- [11] Tekmen, C., Tsunekawa, Y., Okumiya, M., (2008), In situ TiB<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> formation by DC plasma spraying, *Surface & Coating Technology*, 202, 4170-4175.
- [12] Tjong S.C., Wang G.S., Mai Y.-W., (2005). High cycle fatigue response of in situ Al-based composites containing TiB<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> submicron particles, *Composites Science and Technology*, 65, 1537–1546,
- [13] Tekmen C., Tsunekawa Y., Okumiya M., (2009). In situ TiB<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> formed composite coatings by atmospheric plasma spraying: Influence of process parameters and in-flight particle characteristics, *Surface & Coatings Technology*, 203, 1649–1655,
- [14] Ergin N., Garip Y., Özdemir Ö., (2011). İndirgen Yanma Sentesi Yöntemi ile Ti-Al-B Esaslı Kompozit Üretimi'', IATS'11, Türkiye, 531-536,
- [15] Kayıkcı R., Savaş Ö., Kurtuluş, O., (2009). Bor oksit ilavesi ile AlB<sub>2</sub>/Al Kompozitlerin Üretiminin İncelenmesi, IATS'09, Türkiye,
- [16] Buytoz S., Eren H., (2007). Al Metal Matris Kompozitlerin Abrasiz Aşınma Performansına Takviye Elemanlarının Etkisi, *Fırat Üniversitesi Fen ve Müh. Bil. Dergisi*, 19 (2), 209-216,
- [17] Dikici B., Gavgalı M., Bedir F., (2011). Synthesis of in situ TiC nanoparticles in liquid aluminum: the effect of sintering temperature'', *Journal of Composite Materials*, 45(8), 895-900,
- [18] Xing C., Chengxiao Y., Leding G., Biao Y., (2008). TiB<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic particle reinforced aluminum fabricated by spray deposition, *Materials Science and Engineering A*, 496, 52–58,

- [19] Cai, S., Ma X., Tang H., (2012). In situ WAl<sub>12</sub> particle-reinforced Al matrix composites synthesized by combining mechanical alloying and vacuum hot pressing technology, *Journal of Alloys and Compounds*, 520,170-173,
- [20] Tjong S.C., Wang G.S., (2004).High-cycle fatigue properties of Al-based composites reinforced with in situ TiB<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulates, *Materials Science and Engineering A*, 386, 48-53,
- [21] Xing L., Yaxuan Z., Chunsheng S., Yang Z., Naiqin Z., Enzuo L., Chunnian H., (2014). In-situ synthesis of MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> nanowhiskers reinforced 6061 aluminum alloy composites by reaction hot pressing, *Materials Science&Engineering A*, 617, 235–242,