



## The Effect of B<sub>4</sub>C Reinforcement Ratio and Secondary Sintering Processes on Properties of Al6061 Matrix MMC<sub>p</sub> Materials

 Türkan KIYMAZ  Yusuf ÖZÇATALBAŞ 

Gazi University Faculty of Technology, Department of Metallurgy and Materials Engineering, 06500, Beşevler / ANKARA

### Graphical/Tabular Abstract

#### Article Info:

Research article

Received: 02/05/2020

Revision: 18/06/2020

Accepted: 03/07/2020

#### Highlights

- Hot Pressing
- SLPS

#### Keywords

 Powder Metallurgy  
 Al6061  
 B<sub>4</sub>C  
 Hot Pressing  
 MMC<sub>p</sub>  
 Supersolidus Liquid Phase  
 Sintering

**Purpose:** In this study, the effect of reinforcement ratio and liquid phase sintering on properties of Al6061 matrix B<sub>4</sub>C particle reinforced Metal Matrix Composite (MMC<sub>p</sub>) materials produced by hot pressing active sintering method was investigated.

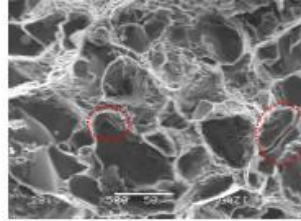


Figure A. SEM micrograph of 610S coded MMC<sub>p</sub> material

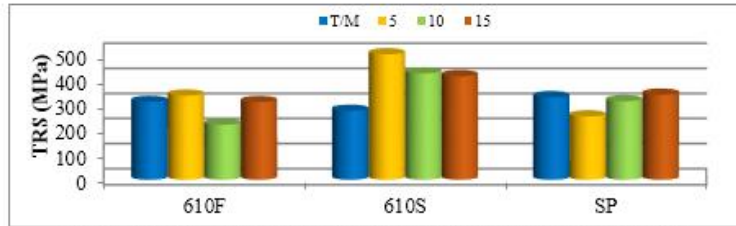


Figure B. Comparison of TRS values of P/M and MMC<sub>p</sub> materials

**Theory and Methods:** Pre-alloyed Al6061 metal powder with 0%, 5%, 10% and 15% (wt) B<sub>4</sub>C ceramic particle reinforcing elements were mixed in the turbula device for 45 minutes. The mixture powder was compressed in the mold in dimensions 40x60mm<sup>2</sup> at a pre-pressing pressure of 200 MPa at room temperature. Subsequently, lubricant removal process was applied for 45 minutes at 400°C under argon atmosphere in the same mold block. Then, MMC<sub>p</sub> materials were produced by applying hot pressing (HP) active sintering under argon atmosphere for 1 hour under pressure of 100 MPa at 550°C. Secondary sintering was performed on these samples by applying supersolidus liquid-phase sintering (SLPS) for 1 hour at 610°C. Microstructures and physical properties of composite materials produced; characterized by metallographic examination, hardness and density measurements, transverse rupture strength (TRS) test and fracture surface analysis by scanning electron microscopy (SEM).

**Results:** At the end of the SLPS process, the samples were cooled fast in water (W) and slow in the furnace (F), and the effect of the cooling rate was also investigated. SLPS process partially reduced the density of MMC<sub>p</sub> materials produced by HP. This effect is especially high in furnace cooled samples. However, there was a significant increase in the hardness and TRS values of the samples cooled in water quickly.

**Conclusion:** As can be seen in the SEM image given in Figure.A with the SLPS process applied after the hot press, the interface bond in MMC<sub>p</sub> materials is strengthened. This situation caused a significant increase in TRS values, especially in water-cooled samples, as can be seen in the graphic in Figure.B.



## B<sub>4</sub>C Takviye Oranı ve İkincil Sinterleme İşlemlerinin Al6061 Matrisli MMK<sub>p</sub> Malzemelerin Özelliklerine Etkisi

Türkan KIYMAZ<sup>ID</sup> Yusuf ÖZÇATALBAŞ<sup>ID</sup>

Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, 06500, Beşevler / ANKARA

### Öz

Bu deneysel çalışmada, sıcak presleme aktif sinterleme yöntemi ile üretilen Al6061 matrisli B<sub>4</sub>C parçacık takviyeli Metal Matrisli Kompozit (MMK<sub>p</sub>) malzemelerin özelliklerine takviye oranı ve sıvı faz sinterlemenin etkisi araştırılmıştır. Ağırlıkça %0, %5, %10 ve %15 oranlarında B<sub>4</sub>C seramik parçacık takviye elemanları ile ön alaşım Al6061 metal tozu turbula cihazında 45 dakika süre ile karıştırılmıştır. Karışım tozlar, 40x60mm<sup>2</sup> boyutlarındaki kalıp içerisinde oda sıcaklığında 200 MPa ön presleme basıncında sıkıştırılmıştır. Devamında aynı kalıp bloğu içerisinde argon atmosferi altında 400°C sıcaklıkta 45 dakika boyunca yağlayıcı giderme işlemi uygulanmıştır. Ardından, 550°C sıcaklıkta 100 MPa basınç altında 1 saat boyunca argon atmosferi altında sıcak presleme (SP) aktif sinterleme işlemi uygulanarak MMK<sub>p</sub> malzemeler üretilmiştir. Bu numunelere 610°C sıcaklıkta 1 saat süreyle süper katı üzeri sıvı faz sinterleme (SKSS) işleminin uygulanmasıyla ikincil sinterleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Üretilen kompozit malzemelerin mikroyapıları ve fiziksel özellikleri; metalografik muayene, sertlik ve yoğunluk ölçümleri, çapraz kırılma dayanımları (ÇKD) ve kırık yüzey analizi taramalı elektron mikroskopu (SEM) ile karakterize edilmiştir. SKSS işlemi sonunda numuneler suda hızlı (S) ve fırında yavaş (F) soğutulmuş, soğuma hızının etkisi de incelenmeye çalışılmıştır. SKSS işlemi, SP ile üretilen MMK<sub>p</sub> malzemelerin yoğunluğunu kısmen düşürmüştür. Bu etki özellikle fırın ortamında yavaş soğutmaya bırakılan numunelerde daha fazladır. Bununla birlikte suda hızlı soğutulan numunelerin sertlik ve ÇKD değerlerinde önemli miktarda artış meydana gelmiştir.

### Makale Bilgisi

*Araştırma makalesi*  
 Başvuru: 02/05/2020  
 Düzeltilme: 18/06/2020  
 Kabul: 03/07/2020

### Anahtar Kelimeler

*Toz Metalurjisi*  
 Al6061  
 B<sub>4</sub>C  
 Sıcak Presleme  
 MMK<sub>p</sub>  
 Süperkatı Üzeri Sıvı Faz  
 Sinterleme

### Keywords

*Powder Metallurgy*  
 Al6061  
 B<sub>4</sub>C  
 Hot Pressing  
 MMC<sub>p</sub>  
 Supersolidus Liquid Phase  
 Sintering

## The Effect of B<sub>4</sub>C Reinforcement Ratio and Secondary Sintering Processes on Properties of Al6061 Matrix MMC<sub>p</sub> Materials

### Abstract

In this experimental study, the effect of reinforcement ratio and liquid phase sintering on properties of Al6061 matrix B<sub>4</sub>C particle reinforced Metal Matrix Composite (MMC<sub>p</sub>) materials produced by hot pressing active sintering method was investigated. Pre-alloyed Al6061 metal powder with 0%, 5%, 10% and 15% (wt) B<sub>4</sub>C ceramic particle reinforcing elements were mixed in the turbula device for 45 minutes. The mixture powder was compressed in the mold in dimensions 40x60mm<sup>2</sup> at a pre-pressing pressure of 200 MPa at room temperature. Subsequently, lubricant removal process was applied for 45 minutes at 400°C under argon atmosphere in the same mold block. Then, MMC<sub>p</sub> materials were produced by applying hot pressing (HP) active sintering under argon atmosphere for 1 hour under pressure of 100 MPa at 550°C. Secondary sintering was performed on these samples by applying supersolidus liquid-phase sintering (SLPS) for 1 hour at 610°C. Microstructures and physical properties of composite materials produced; characterized by metallographic examination, hardness and density measurements, transverse rupture strength (TRS) test and fracture surface analysis by scanning electron microscopy (SEM). At the end of the SLPS process, the samples were cooled fast in water (W) and slow in the furnace (F), and the effect of the cooling rate was also investigated. SLPS process partially reduced the density of MMC<sub>p</sub> materials produced by HP. This effect is especially high in furnace cooled samples. However, there was a significant increase in the hardness and TRS values of the samples cooled in water quickly.

## 1. GİRİŞ (INTRODUCTION)

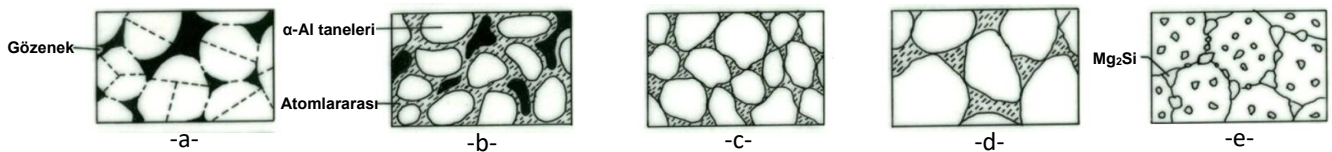
Günümüzde, özellikle havacılık ve otomotiv endüstrilerindeki farklı uygulamalar için hafif ve benzersiz mekanik özellikleri nedeni ile kompozit malzemelerin önemli bir boyut aldığı bilinmektedir [1]. Metal matrisli kompozitlerde Al, Mg ve Ti gibi farklı matris malzemeleri kullanılır. Bunlar arasında Alüminyum; hafifliği, yüksek ısı iletkenliği ve korozyon direnci nedeni ile en çok tercih edilen matris malzemelerinden biri olmuştur [2]. Alüminyum metal matrisli kompozit (MMK) malzemeler, mükemmel korozyon direnci ve mekanik özelliklere sahiptir. Bu özellikler ile otomotiv ve havacılık endüstrileri için uygun bir yapısal malzeme olarak ortaya çıkmıştır [3].

Parçacık takviyeli alüminyum matrisli kompozit (MMK<sub>p</sub>) malzemeler, yüksek mukavemet, düşük ısıl genleşme katsayısı ve iyi aşınma direnci gibi ideal özellikler sağlayan gelişmiş malzeme sınıfıdır. Karıştırılabilir döküm, infiltrasyon ve toz metalurjisi (TM) gibi geniş üretim teknikleriyle MMK<sub>p</sub> malzeme üretimi gerçekleştirilebilir. Günümüz teknolojilerinde toz metalurjisi yöntemi ile üretilen parçaların biçim ve ağırlığına göre sunduğu avantajlar nedeni ile üretim ve araştırma oranı oldukça artmıştır [4, 5, 6]. Matris ve takviye arasındaki istenmeyen reaksiyonları en aza indiren düşük işlem sıcaklığı, takviye partiküllerinin matris içinde mümkün olduğunca homojen dağıtılması ve net şekilli imalata uygunluğu sebebiyle TM avantajlı bir yöntemdir [1].

Saf alüminyum veya alüminyum alaşımlarından oluşan matris Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC, B<sub>4</sub>C seramik parçacıkları ile güçlendirilir [7]. B<sub>4</sub>C hafif seramik malzeme grubuna ait olup, yüksek sıcaklıklarda ergir, yüksek mekanik özellikler, kimyasal direnç ve nötron emici özellik gösterir. Tüm avantajlarına rağmen, düşük kırılma tokluğu, B<sub>4</sub>C'nin en önemli dezavantajıdır. B<sub>4</sub>C, elmas ve kübik bor nitrürden sonra üçüncü en sert malzemedir, ancak en çok üretilen ve kullanılan sert malzemedir [5, 8]. Al-B<sub>4</sub>C kompozitlerden sert ve düşük yoğunluklu malzeme elde etmek için; B<sub>4</sub>C'nin yüksek sertliği ile Al'nin sünekliği bir araya getirildiğinden endüstrinin ilgisini çekmektedir. Bu MMK<sub>p</sub> malzemeler nötron absorbe eden yapısal kompozit ve zırh plaka malzemeleri için diğer kompozitlere kıyasla daha iyi arayüzey bağına sahiptir [9].

Yüksek performansa ve yüksek oranda yoğunluk değerlerine sahip malzemelerin üretilmesi için sıcak presleme uygun bir yöntemdir [10, 11]. Bu yöntem; nispeten yüksek basınç, düşük sıcaklık (~500-650°C), tam yoğunluk gibi bazı fırsatlar sunar. Aynı zamanda, özel uygulamaların ihtiyaçlarına yönelik özelliklerin uyarlanması için çeşitli matris alaşımlarının uygulanmasıyla birlikte alüminyum matrisli kompozit malzemelerin sentezlenmesine izin verir [12]. Son zamanlarda yapılan çalışmalar, bir sıvı faz oluşumunun TM Al alaşımlarının başarılı şekilde sinterlenmesi için gerekli olduğunu göstermiştir. Alüminyum alaşımlarının yoğunlaşması; yeniden düzenlenme, çözelti yeniden çöktürme ve katı hal sinterlemesi gibi tipik sıvı faz sinter mekanizmasıyla oluşur. Sıvı faz miktarının Al alaşımlarının özellikleri üzerinde önemli etkileri vardır; yetersiz sıvı faz, mekanik özelliklerin yetersiz kalmasına neden olurken aşırı sıvı faz, kompaktın şeklinin deformasyonuna (bozulmasına) neden olur [13, 14].

Son yıllarda, atomizasyon yolu ile Al esaslı ön alaşımlı tozlar geliştirilmiştir. Alüminyum esaslı ön alaşımlı bu toz, yeniden düzenlenme ve diğer difüzyon mekanizmaları yoluyla yoğunlaştırma için bir miktar sıvı üretmek üzere solidus ve liquidus sıcaklık aralığında sinterlenir [3]. Ön alaşımlı tozların kısmi ergime sıcaklıklarına ısıtıldığında hızla yoğunlaşma göstermesi işlemine süper katı üstü sıvı faz sinterleme (SKSS) adı verilmektedir. SKSS, ön alaşımlı tozların solidus ve liquidus sıcaklıkları arasında bir sıcaklıkta uygulanmasıyla gerçekleştirilen sıvı faz sinterleme yöntemidir [15, 16]. Bu işlemde başlangıç tozu bir alaşımdır ve ısıtıldığında her parçacık içinde sıvı oluşur; sıvılar hızlı bir yoğunlaşma sağlar. SKSS'de yoğunlaşma viskoz bir akış işlemidir [17].



**Şekil 1:** SKSS'de meydana gelen yoğunlaşma ve mikroyapısal değişikliklerin şematik çizimi (Schematic drawing of condensation and microstructural changes occurring in SLPS) [18].

Padmavathi ve diğerleri (2011) tarafından yapılan bir çalışmada SKSS'nin şematik olarak gösterimine Şekil 1'de yer verilmiş olup; katı hal sinterleme yolu ile iskelet oluşumu (a), SKSS ile eriyik oluşumu (b), yoğunlaştırma yolu ile parçacık yeniden düzenleme (c), tane yeniden çökmesi (d), soğuma sonrası  $Mg_2Si$  çökmesi (e) şeklindeki aşamalardan oluştuğu gösterilmiştir. Bu yöntemle matris ve takviye parçacıkları arasında ıslatılabilirlik özelliğinin artırılmasıyla güçlü bir arayüzey bağı oluşmaktadır [18]. Yapılan çalışmalarda Al alaşımlarının sinterlenmesi sırasında sıvı faz oluşumunun oksit tabakasının bozulmasına yardımcı olduğu ve yoğunlaşmayı iyileştirdiği; ön alaşımlı Al6061 alaşımında SKSS'nin, sinterlenebilirlik ve mekanik özellikleri geliştirdiği bildirilmiştir [1, 3].

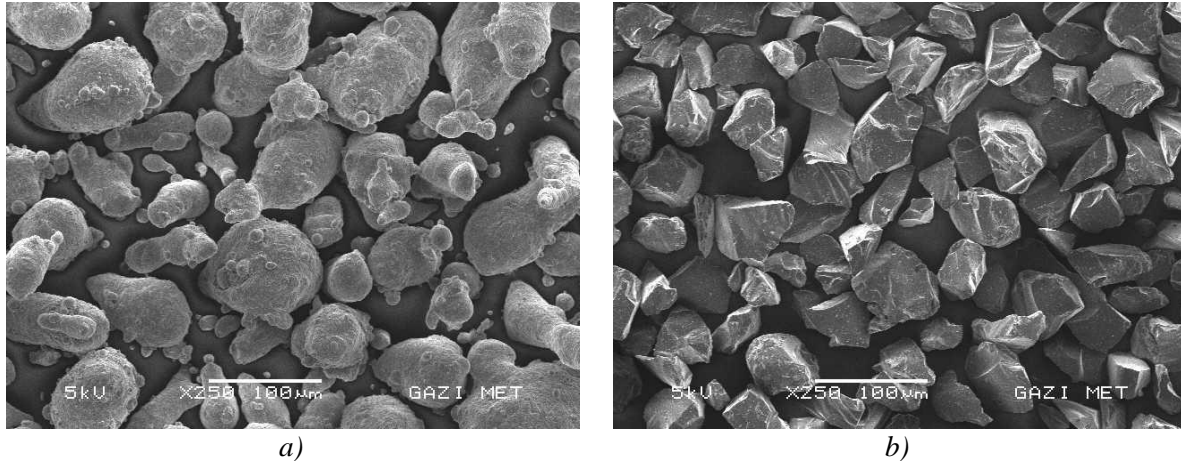
Yapılan bu çalışmada takviye malzemesi olarak  $B_4C$  seramik parçacıkları tercih edilmiş olup matris malzemesi olarak ön alaşımlı Al6061 tozu kullanılmıştır. Temel toz metalurjisi üretim uygulamaları titizlikle gerçekleştirilmiş olup numune üretimleri için sıcak pres yöntemi kullanılmıştır. Üretilen toz metal (T/M) ve  $MMK_P$  malzemelere,  $610 \pm 1^\circ C$  sıcaklıkta SKSS işlemi uygulanmıştır. Böylelikle takviye oranının ve  $610 \pm 1^\circ C$  sıcaklıkta uygulanan SKSS işlemlerinin, matris/takviye arayüzey bağına, mekanik ve fiziksel özelliklerine etkileri araştırılmıştır.

## 2. MALZEME VE DENEYSEL METOD (MATERIALS AND METHOD)

Yapılan deneysel çalışmalarda matris malzemesi olarak gaz atomizasyon metoduyla üretilmiş  $170 \mu m$  altı yağlayıcı Al6061 metal tozları ( $D_{50}=72,7 \mu m$ ) ile takviye malzemesi olarak ise %99,9 saflıkta  $100 \mu m$  altı  $B_4C$  seramik tozları ( $D_{50}=50 \mu m$ ) kullanılmıştır. Matris malzemesi olarak kullanılan Al6061 tozları "Beijing Xing Rong Yuan Technology Company, China" firmasından tedarik edilmiş olup kimyasal analizi Tablo 1'de verilmiştir. Şekil 2'de yer alan SEM görüntülerinde Al6061 parçacıkların farklı boyutlarda yuvarlak formda,  $B_4C$  parçacıklarının ise keskin köşeli olduğu görülmektedir.

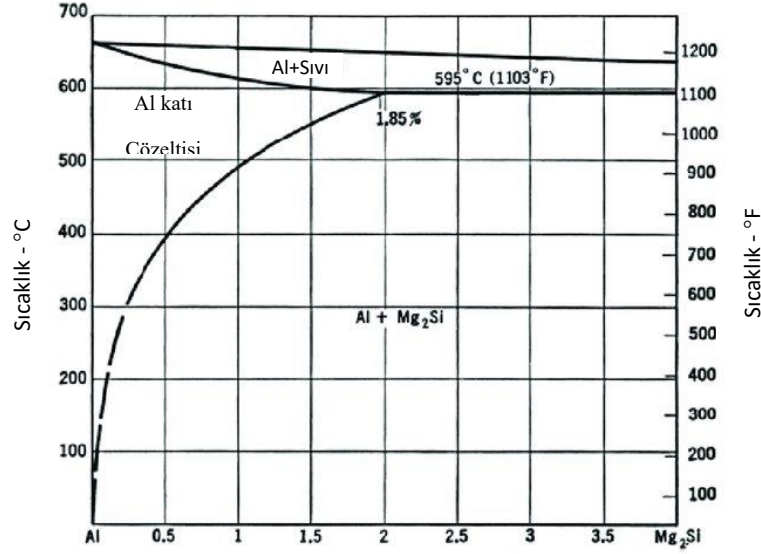
**Tablo 1:** Al6061 tozlarının kimyasal analizi (Chemical analysis of Al6061 powders)

Element	Al	Mg	Zn	Cu	Si	Mn	Ti	Fe	Cr
Analiz (%)	Denge	0,8-1,2	0,25	0,15-0,40	0,6-1,0	0,2-0,8	0,1	0,5	0,1



**Şekil 2:** (a) Al6061 ve (b)  $B_4C$  tozlarına ait SEM görüntüleri (SEM micrographs of (a) Al6061 and (b)  $B_4C$  powders).

Al6061 alaşımı metal tozunun DTA analizinde ergime sıcaklığının  $606^\circ C$ 'de başlayıp,  $648^\circ C$ 'de tamamlandığı belirlenmiştir. Şekil 3'de yer alan Al-Mg<sub>2</sub>Si faz diyagramı kullanılarak alaşımın  $610^\circ C$ 'deki sinterleme işlemi sonucunda %1,2 oranında sıvı faz ve intermetalik çökelti oranı içerdiği hesaplanmıştır.



**Şekil 3:** Klasik Al-Mg<sub>2</sub>Si sözde-ikili faz diyagramı (Classical Al-Mg<sub>2</sub>Si pseudo-binary phase diagram) [19].

Ön alaşımlı Al6061 tozu ve B<sub>4</sub>C seramik takviyelerinin parçacık boyut ölçümleri Malvern Instruments marka Mastersizer 3000 model lazer parçacık ölçüm cihazı ile yapılmıştır. Hassas terazi kullanılarak hazırlanan ağırlıkça %5, %10 ve %15 B<sub>4</sub>C takviyeli ön alaşımlı Al6061 toz karışımları 45 dakika süre ile üç boyutlu turbula cihazında karıştırma işlemine tabi tutulmuştur. Karışım tozlar özel toz şarj hunisi yardımı ile kalıp boşluğuna aktarılmıştır. Oda sıcaklığında 200 MPa basınç altında tek yönlü ön presleme basıncı uygulanarak 40x60x7 mm<sup>3</sup> hacimli, dikdörtgen prizma şeklinde toz T/M ve MMK<sub>p</sub> numuneleri üretilmiştir. Numunelere B<sub>4</sub>C takviye oranlarına bağlı olarak; takviyesiz Al6061 malzeme için T/M ve ağırlıkça %5, %10 ve %15 B<sub>4</sub>C içeren kompozit numuneler için sırası ile 5, 10 ve 15 sayıları kodlanmıştır. Üretilen numunelere Protherm marka atmosfer kontrollü yatay tüp fırınında argon gazı ortamında 400°C sıcaklıkta 45 dakika boyunca bekletilerek yağlayıcı giderme işlemi uygulanmıştır. Ardından 550±5°C sıcaklıkta 100 MPa basınç altında 1 saat boyunca argon atmosferi altında sıcak presleme (SP) aktif sinterleme işlemi uygulanarak MMK<sub>p</sub> malzemeler üretilmiştir. Toz metal ve MMK<sub>p</sub> numuneler Mitsubishi Electric marka CNC tel erozyon cihazında 13x31x7 mm<sup>3</sup> ve 13x9x7 mm<sup>3</sup> ebatlarında olacak şekilde kesilerek test blok numuneleri elde edilmiştir. Elde edilen numunelerden ölçüleri 13x9x7 mm<sup>3</sup> olan numuneler kullanılarak Protherm marka düşey tüp fırınında 610±1°C'de 1 saat süre boyunca SKSS işlemi uygulanması ile ikincil sinterleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Devamında numunelere su ve fırın ortamında soğutma işlemleri uygulanmıştır. İkincil sinterleme işlemi gören numunelerin yoğunluk ölçümleri Arşimet prensibine göre çalışan, 0,1 mg hassasiyette ve üzerinde yoğunluk kiti bulunan Sartorius marka dijital terazide yapılmıştır. Metalografik muayene için tüm numuneler sıcak bakalite alınmış olup numune yüzeylerine zımparalama ve parlatma işlemi uygulanmıştır. Numunelerin sertlik değerlerinin ölçümü Emcotest DuraVision 200 model Brinell sertlik ölçüm cihazında 31,25 kgf yük altında 2,5 mm çapında tungsten bilya uç kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ölçüm değerlerinin güvenilirliği açısından en az üç noktadan ölçüm alınmış olup sonrasında aritmetik ortalamaları hesaplanarak sertlik değerleri belirlenmiştir. Çapraz kırılma dayanım (ÇKD) deneyi için tel erozyon yöntemi ile kesilen T/M ve MMK<sub>p</sub> numunelerin yüzeyleri, 600 mesh'lik SiC zımpara kağıtları ile zımparalanarak yüzey hataları giderilmiştir. Hazırlanan numuneler Instron marka, maksimum 50 kN kapasiteli, çekme ve eğme testi yapabilen bilgisayar kontrollü cihazda, ASTM B 312 standardına uygun deney düzeneği ve aynı standarda uygun ölçülerdeki numuneler kullanılarak yapılmıştır. ASTM B 528-16 standardı referans alınarak yükleme hızı ve maksimum yükleme miktarı belirlenerek ÇKD deneyleri uygulanmıştır. ÇKD deneyi sürecinde numunelerin eğilme şekil değiştirme miktarları dikkate alınarak süneklikleri belirlenmiştir. Numunelerin çapraz kırılma dayanımları ve ÇKD % süneklik değerleri aşağıda yer alan formüller ile hesaplanmıştır.

$$\text{ÇKD} = \frac{3.P.L}{2.t^2.W} \text{ (MPa)}$$

$$\% \text{ Süneklik} = \frac{P.L^3}{4.Y.t^3.W}$$

P: Deney parçasının kırıldığı andaki yük (N)

W: Deney parçasının genişliği (12,6±0,13mm)

L: Destekler arası uzaklık (25,4±0,3mm)

Y: Eğilme şekil değişim miktarı (mm)

t: Deney parçasının kalınlığı (7,4±0,13mm)

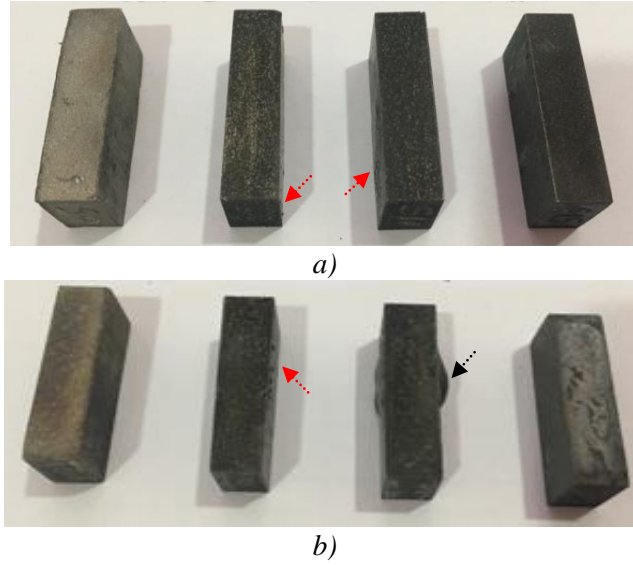
ÇKD: Çapraz kırılma dayanımı (MPa)

ÇKD deneyi sonrasında numunelerin kırık yüzey analizi SEM ile incelenmiştir. 610±1°C'de SKSS sonrası su ortamında ani soğutulan numune grubuna 610S ve fırın ortamında soğutulan numune grubuna ise 610F şeklinde kodlama uygulanmıştır.

### 3. DENEYSEL BULGULAR VE DEĞERLENDİRME (EXPERIMENTAL RESULTS AND DISCUSSION)

#### 3.1 T/M ve MMK<sub>p</sub> Numunelerin Makro Görünümleri (Macro Views of P/M and MMC<sub>p</sub> Samples)

SKSS işlemi yapılan T/M ve MMK<sub>p</sub> numunelerine ait makro görüntüler Şekil 4'de verilmiştir.

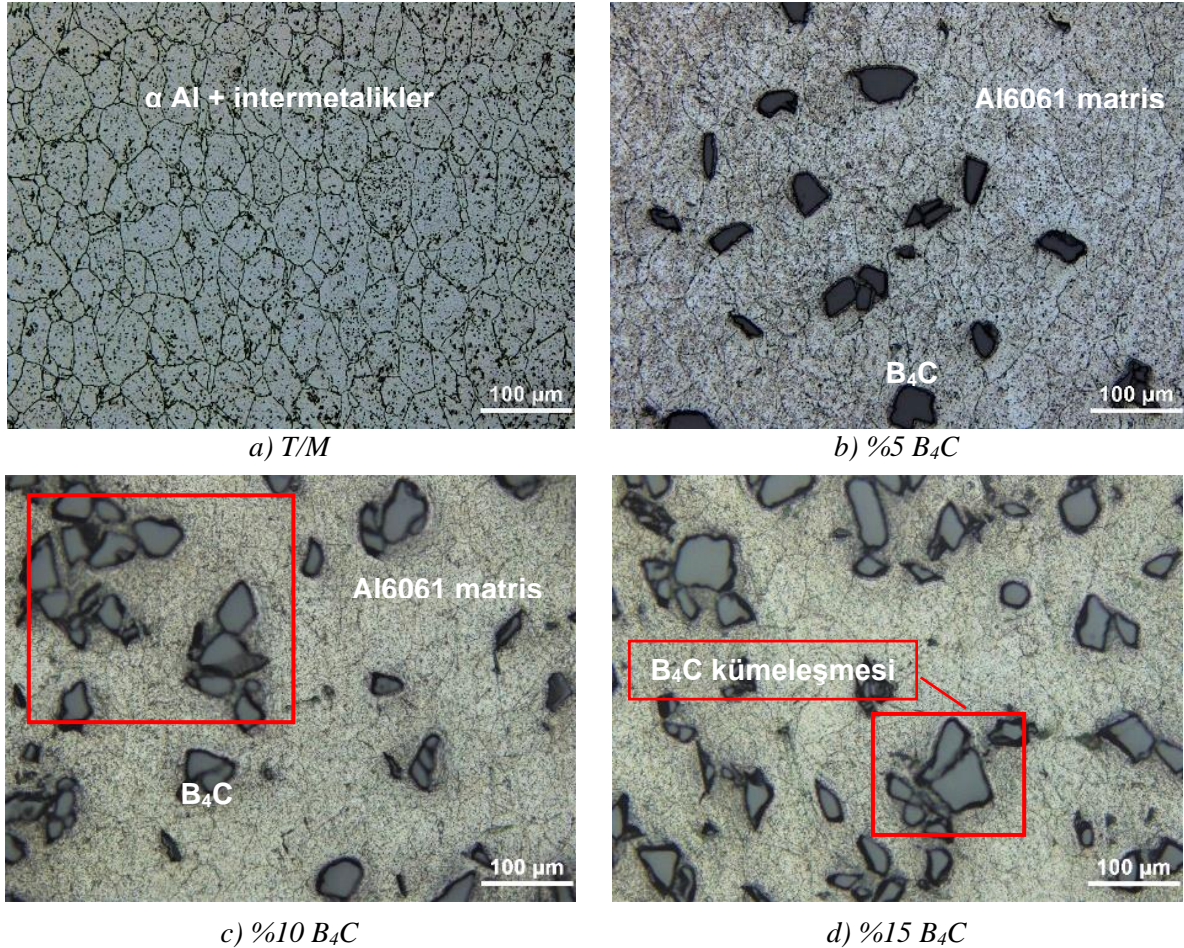


**Şekil 4:** 610°C'de SKSS işlemi sonrası suda (a) ve fırında (b) soğuyan T/M ve MMK<sub>p</sub> numunelerin makro görüntüleri (Sol baştan T/M, %5, %10, %15 B<sub>4</sub>C takviye oranına göre sıralanmıştır). (Macro images of P/M and MMC<sub>p</sub> samples cooling in water (a) and furnace (b) after SLPS at 610°C (P/M, 5%, 10%, 15% B<sub>4</sub>C reinforcement rate from the left side)).

Kırmızı oklar ile gösterilen bölgelerde SKSS işlemi ile oluşturulan sıvı fazın, kapiler kuvvet etkisi ile yüzeylere yayılması (kusması) sonucu oluşan katılaşmış küresel formda kabarcıklar gözlenmiştir. Fırın ortamında soğuyan numune grubunda azalan soğutma hızı ile birlikte kusma oranı ve kabarcık oranında artış gözlenmiştir. Bu durum %10 B<sub>4</sub>C takviyeli MMK<sub>p</sub> malzemede ise yüzey altına toplanmış iri hava kabarcıkları şeklinde meydana gelmiştir (siyah okla gösterilmiştir). Kabarcık boyutları %10 B<sub>4</sub>C'li MMK<sub>p</sub> malzemenin genel biçimini bozacak ve hacimsel genişleme sebebiyle yoğunluğu düşürecek orandadır. Bu oluşumlar, numune yüzeyindeki yüksek yoğunluklu tabaka sebebiyle dış yüzeye yayınamayan sıvı faz ile birlikte boşluk yayılımı ve muhtemel oluşan gaz fazın yoğunlaştığı bölgeler olarak tanımlanabilir. Bununla birlikte, German (2013) ve Padmavathi'nin (2011) belirttiği gibi, belirli bölgelerde aşırı oluşan sıvı faz kompaktın şişmesine ve/veya şeklinin bozulmasına sebep olduğu söylenebilir [15, 18].

### 3.2 T/M ve MMK<sub>p</sub> Numunelerin Mikroyapıları (Microstructures of P/M and MMC<sub>p</sub> Samples)

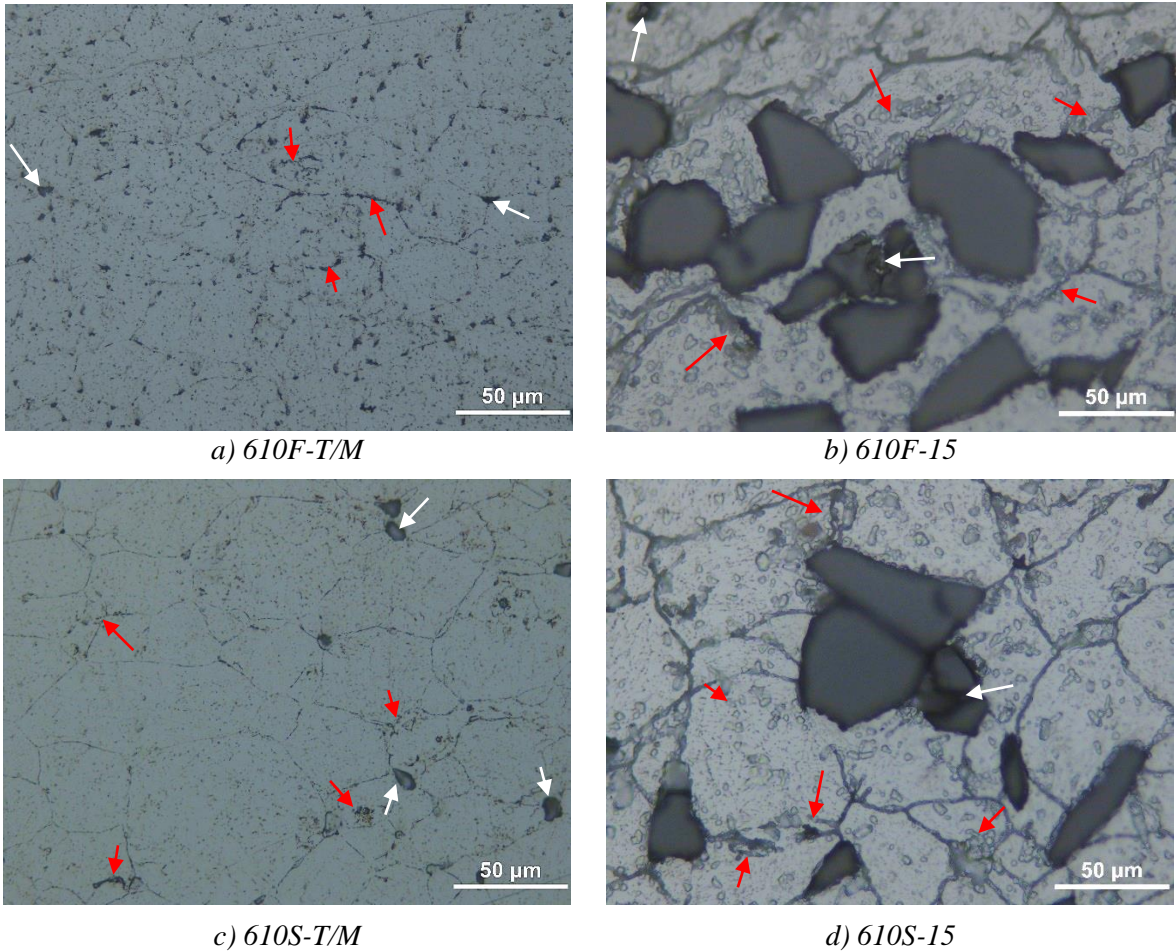
Sıcak presleme aktif sinterleme işlemi uygulanan toz metal T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelere ait optik mikroskop görüntüleri Şekil 5’de verilmiştir. Şekil 5a’da T/M malzemenin mikroyapısında görülen, yer yer tane sınırlarında ve daha çok tane içlerindeki fazların, alaşımdaki elementlerin oluşturduğu Mg<sub>2</sub>Si dışında Al<sub>12</sub>Fe<sub>3</sub>Si, Al<sub>8</sub>Fe<sub>2</sub>Si, Al<sub>15</sub>Fe<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> veya Al<sub>5</sub>FeSi gibi intermetalik bileşiklerden oluştuğu bilinmektedir [20, 21]. Gerek T/M malzemenin ve gerekse kompozit malzemelerin matris mikroyapılarında sinterleme sebebiyle belirgin gözenek oluşumuna rastlanmamıştır. B<sub>4</sub>C takviye oranının artması ile birlikte seramik parçacıkların dağılımında kümeleşmelerin (aglomerasyon) meydana geldiği gözlenmiştir (Bkz Şekil 5c ve 5d). Bu durum sonucunda ise B<sub>4</sub>C parçacık yoğunluğunun arttığı bölgelerde yer yer parçacıklar arası mikro boşlukların varlığı belirlenmiştir. Bu durumda, Al6061+B<sub>4</sub>C tozlarının karıştırma sürecindeki parametrelerin yeterince uygun olmadığı söylenebilir. Bununla birlikte, parçacık kümeleşmesine rağmen matris-parçacık arayüzeyi oluşacak yoğunlukta matris malzemesinin B<sub>4</sub>C parçacıklarını çevrelediği görülmektedir (Şekil 5c ve 5d’de çerçeve içinde gösterilmiştir). Li ve diğerleri de (2015) Al6061/B<sub>4</sub>C ile yapmış oldukları çalışmada sıcak pres işlemi sonrası kusursuz bir matris sağlandığını ve gözenek tespit edilmediğini bildirmişlerdir [22].



**Şekil 5:** Sıcak presleme aktif sinterleme işlemi yapılan T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin mikroyapıları (Microstructures of P/M and MMC<sub>p</sub> materials with hot pressing active sintering process).

610°C’de SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelere ait optik mikroskop görüntüleri Şekil 6’da verilmiştir. Burada sıvı fazın oluştuğu bölgeler kırmızı, gözenek ve/veya mikro boşluk bulunan yerler ise beyaz oklarla gösterilmiştir. Mikroyapıdan da anlaşıldığı kadarıyla sıvı faz oluşmuş bölgeler nicel olarak değerlendirildiğinde %1 civarında olduğu söylenebilir. Sinterleme sonunda T/M malzemenin fırında yavaş ve suda hızlı soğutulmasının mikroyapılardaki etkisi Şekil 6a ve 6c’de gösterilmiştir. Yavaş soğuyan 610F-T/M malzemesinde özellikle taneler arası ötektik sıvının katılmasıyla oluşan intermetalik

fazlar görülmektedir. 610S-T/M numunesinde ise tane sınırlarıyla birlikte tane içlerinde de intermetalik fazları içeren sıvı faz oluşumları görülmektedir. SKSS işleminde sıvı fazın oluşabileceği tane sınırları ve özellikle mikro segregasyonlar sebebiyle Mg-Si içeriği zengin ötektik sıvı içeren bölgelerdir. Zira bu alaşımda ötektik sıcaklık  $595^{\circ}\text{C}$ 'dir ve ilk sıvı oluşumu  $\text{Mg}_2\text{Si}$ 'ce zengin bölgelerde meydana gelir. Fırında soğuyan numunelerde düşük katılma hızında ötektik öncesi katı alfa ve çözeceği intermetalik bileşen ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) oranı da sıcaklık azaldıkça artacaktır. Son katılan ötektik karışımca zengin sıvı olacaktır. Bu bölgelerde intermetalik fazın yoğunlaşması da mümkün olabilecektir. Bu sürecin tersine denge şartları dışında hızlı soğuma ile sağlanan katılma hızında ise, daha ince yapıli intermetalik bileşimli dentritik yapılar meydana gelmiştir [23]. Ayrıca bu numunede, çevresinde ötektik katılma formu gösteren fazla orandaki iri gözeneklerin varlığı da dikkat çekicidir. Bu oluşumların ötektik sıvının meydana getirdiği rozet tipi boşluklar olduğu söylenebilir [24, 25].



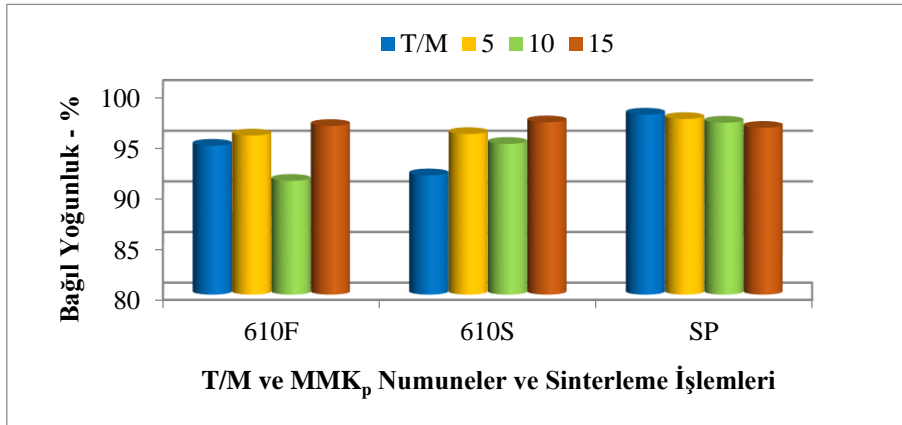
**Şekil 6:**  $610^{\circ}\text{C}$ 'de SKSS işlemi sonrası fırında (a ve b) ve suda (c ve d) soğutulan T/M ve  $\text{MMC}_p$  malzemelerin mikroyapıları (Microstructures of P/M and  $\text{MMC}_p$  materials cooled in furnace (a and b) and water (c and d) after SLPS at  $610^{\circ}\text{C}$ ).

$\text{MMC}_p$  malzemelerin mikroyapısında ise, artan takviye oranı ile birlikte parçacıklar arası mikro boşlukların da arttığı belirlenmiştir (Bkz Şekil 6b ve 6d). Ayrıca,  $\text{B}_4\text{C}$  oranındaki artışla matris tane sınırlarında belirgin oranda artan ve parçacıkların çevresinde yoğunlaşan dairesel formulu oluşumlar belirlenmiştir. Bu yapıların sıvı fazın katılma sürecinde oluşan ötektik öncesi katı alfa+intermetalik bileşim içeren karışım fazlar olduğu değerlendirilmiştir [18]. Suda hızlı soğutulan 610S/15 numunesinde belirgin azalma görülmesine rağmen belirtilen yapılar bu malzemede de mevcuttur. Artan  $\text{B}_4\text{C}$  oranıyla ve mikro boşluklarla birlikte  $\text{MMC}_p$  malzemenin ısı iletkenliğinin de düşeceği bilinmektedir. Bu sebeple,  $\text{MMC}_p$  malzemelerde artan  $\text{B}_4\text{C}$  oranıyla birlikte azalan soğuma hızının oluşan sıvı faz ve katılma sürecini etkileyebileceği göz ardı edilmemelidir.



### 3.3 T/M ve MMK<sub>p</sub> Numunelerin Yoğunluk Değişimleri (Density Changes of P/M and MMC<sub>p</sub> Samples)

SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin, Arşimet prensibine göre ölçülen, yoğunluk değerlerinin teorik yoğunluğa oranlanmasıyla elde edilen % bağıl yoğunluk değerleri Şekil 7’de verilmiştir. Sıcak presleme yöntemi ile üretilen T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin genel olarak tümünde yüksek yoğunluk değerlerinin elde edildiği gözlenmiştir. En yüksek yüzde yoğunluk değeri %97,8 değerine sahip sıcak preslenmiş T/M (%0 B<sub>4</sub>C) numunesinde elde edilmiştir. Bu malzemeye uygulanan SKSS işlemleri ile özellikle yüzeye yakın bölgelerde yoğunlaşarak birleşmiş ve presleme doğrultusunda dik doğrultuda yayılmış gözenekler belirlenmiştir. Hacimsel genişlemeye de sebep olan bu durum, numunelerin yoğunluğunu belirgin oranda düşürmüştür. Benzer gözenek yoğunlaşması %10 B<sub>4</sub>C katkılı 610F numunesinde yüzeye yakın bir tabaka altında meydana gelmiştir. Buradaki gözenek yoğunlaşması da bölgesel hacimsel genişlemeye ve yoğunluk düşmesine sebep olmuştur (Bkz Şekil 4b). Elde edilen sonuçlara göre artan takviye oranı ile birlikte sıcak preslenen MMK<sub>p</sub> malzemelerin yoğunluk değerlerinde bir miktar azalma eğilimi görülmektedir. Bu durumun, artan takviye oranı ile birlikte kümeleşen parçacıklar arası mikro boşluklardan kaynaklandığı söylenebilir [7, 26]. SKSS işlemi uygulanan MMK<sub>p</sub> malzemelerin yoğunluk değişimlerinde belirgin anlamlı bir ilişki görülmemiştir. Bununla birlikte, SP malzemelerin tersine, artan takviye oranlarıyla birlikte MMK<sub>p</sub> malzemelerin yoğunluklarında artış eğilimi olduğu söylenebilir. En yüksek yoğunluklar %15 B<sub>4</sub>C katkılı MMK<sub>p</sub> malzemelerde görülmektedir. Bu kompozitlerin sıvı faz sinterlenmesi sonunda yoğunluklarının kısmen arttığı görülmektedir. %5 ve %10 B<sub>4</sub>C katkılı MMK<sub>p</sub> malzemelerde görülen sıvı fazın yüzeye kusma etkisi bu malzemede belirgin değildir. SP işlemi sonunda, takviye parçacık oranıyla birlikte artan parçacıklar arası mikro boşluklar sebebiyle yoğunluğu azalan bu malzemede de, SKSS işlemi sırasında oluşan sıvı fazın kapiler etkiyle bu boşluklara yayılma eğiliminin yoğunlukta artış sağladığı düşünülebilir.

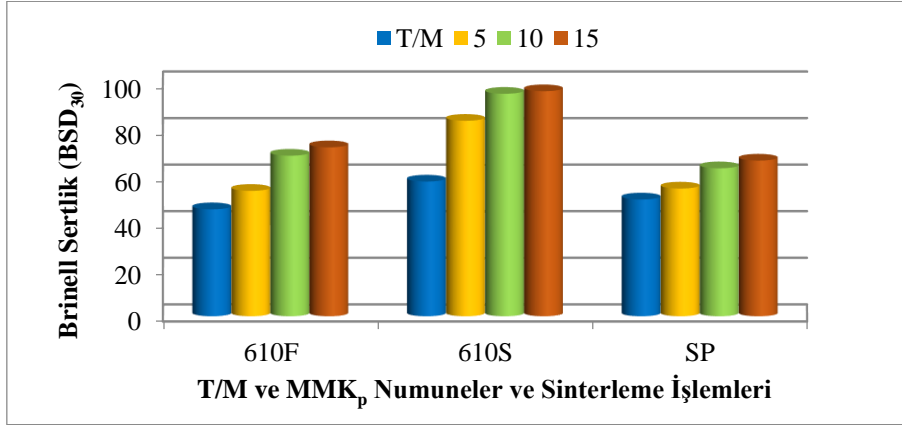


Şekil 7: Sinterleme işlemlerinin T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin yoğunluğuna etkisi (The effect of sintering processes on the density of P/M and MMC<sub>p</sub> materials).

### 3.4 T/M ve MMK<sub>p</sub> Numunelerin Sertlik Değişimleri (Hardness Changes of P/M and MMC<sub>p</sub> Samples)

T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin B<sub>4</sub>C takviye oranlarına göre sertlik değişimleri Şekil 8’de verilmiştir. Sıcak pres işlemi ile üretilen T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin Brinell Sertlik değerleri kendi aralarında incelendiğinde; en yüksek sertlik değeri %15 B<sub>4</sub>C takviye oranı içeren MMK<sub>p</sub> numunesinde 66,8 BSD<sub>30</sub> iken en düşük sertlik değerinin ise 50,1 BSD<sub>30</sub> ile T/M numunesinde olduğu gözlenmiştir. Elde edilen değerlere göre artan takviye oranı ile birlikte sıcak preslenmiş malzemelerin sertlik değerlerinde kısmi bir artış gözlenmiştir. SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin grafik değerleri incelendiğinde; en yüksek sertlik değeri %15 B<sub>4</sub>C takviye oranına sahip 610S-15 numunesinde 96,6 BSD<sub>30</sub> iken en düşük sertlik değerinin ise 45,9 BSD<sub>30</sub> ile 610F-T/M numunesinde olduğu gözlenmiştir. 610°C’de SKSS işlemi uygulanmış ve fırında soğutulmuş T/M malzemenin sertliğinde SP numuneye göre bir miktar düşüş görülürken, %10 ve %15 B<sub>4</sub>C takviyelilerde belirgin artış gözlenmiştir. Bununla birlikte, SKSS işlemi sonrası suda soğutulan numune grubunda takviye oranı ile birlikte Brinell Sertlik değerlerinde belirgin ve

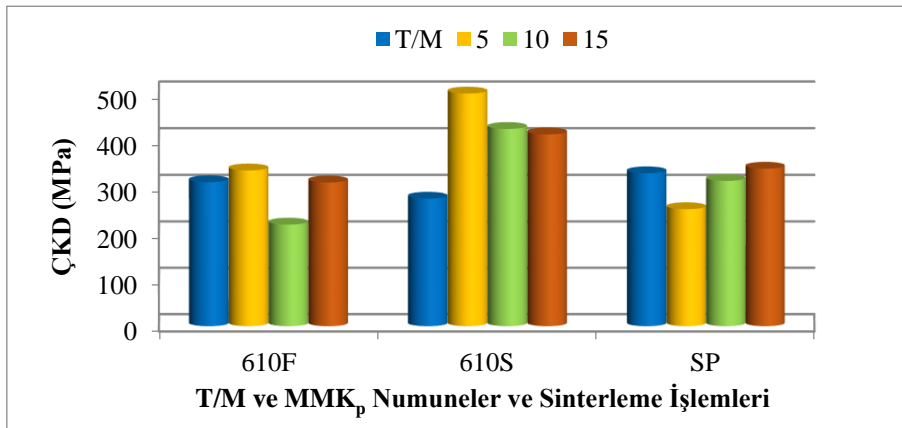
anlamalı bir artış olduğu görülmüştür. Zira bu işlemle, hem T/M malzemenin sertliğinde belirgin bir artış ve hem de B<sub>4</sub>C takviye oranının artmasıyla (özellikle %10'a kadar) sertlikte %100'e yakın artış meydana gelmiştir. Bu durumun, sıvı faz sinterleme ile sinterlenebilirliğin ve parçacık-matris arayüzey bağının artırılmasının yanında, suda hızlı soğutma ile matriste oluşturulan aşırı doymuş katı çözelti sebebiyle sağlandığı düşünülmektedir. Zira, yaşlandırma işlemlerinde hızlı soğutma ile sağlanan katı çözeltiye alma işlemi ile sağlanan sertlik artışı bilinmektedir [27, 28].



Şekil 8: T/M ve MMC<sub>p</sub> malzemelerin sertlik değerlerinin karşılaştırılması (Comparison of hardness values of P/M and MMC<sub>p</sub> materials).

### 3.5 MMC<sub>p</sub> Malzemelerin Çapraz Kırılma Dayanımlarına (ÇKD) Sinterleme İşlemlerinin Etkisi (The Effect of Sintering Processes on Transverse Rapture Strength (TRS) of MMC<sub>p</sub> Materials)

T/M ve MMC<sub>p</sub> malzemelerin takviye oranlarına bağlı olarak çapraz kırılma dayanımları Şekil 9'da verilmiştir.



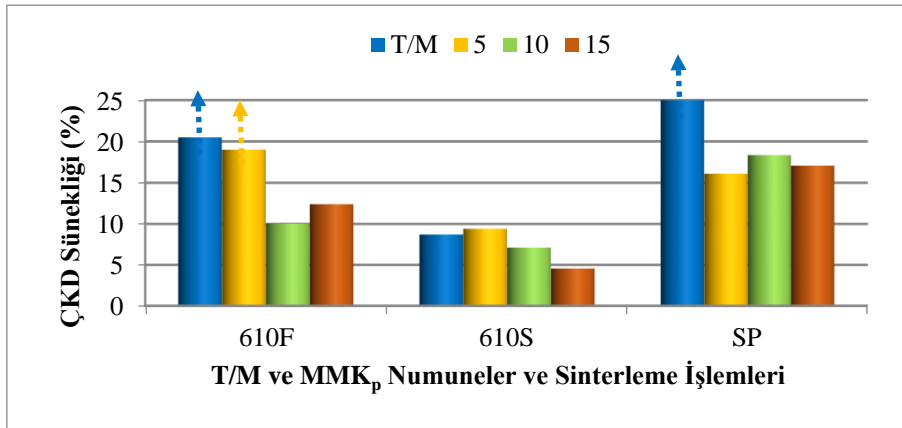
Şekil 9: T/M ve MMC<sub>p</sub> malzemelerin ÇKD değerlerinin karşılaştırılması (Comparison of TRS values of P/M and MMC<sub>p</sub> materials).

Grafik verileri genel olarak değerlendirildiğinde, SP işlemi ile üretilen malzemelerin ÇKD değerlerinin 300 MPa civarında olduğu görülmektedir. 610F işleminin genel olarak çapraz kırılma dayanımlarına belirgin etkisinin olduğu söylenemez. 610F-10 numunesinin düşük yoğunluğu ile birlikte ÇKD değerinin de düşük olması dikkat çekicidir. SP numunelere uygulanan 610S ısıl işlemi ile özellikle MMC<sub>p</sub> malzemelerin ÇKD değerlerinde %100 oranına ulaşan önemli artışlar belirlenmiştir. Sıcak pres işlemi ile üretilen T/M ve MMC<sub>p</sub> malzemelerin çapraz kırılma dayanım değerleri kendi aralarında incelendiğinde; %0 B<sub>4</sub>C takviye oranına sahip T/M numunede kırılma gerçekleşmemiş olup sünek bir davranış sergilemiştir. %15 B<sub>4</sub>C takviye oranına sahip MMC<sub>p</sub>'de 339 MPa ÇKD değeri ile en yüksek, %5 B<sub>4</sub>C takviye oranına sahip MMC<sub>p</sub>'de 252 MPa ÇKD değeri ile en düşük dayanıma sahip olduğu görülmüştür. 610°C'de SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMC<sub>p</sub> malzemelerin grafik değerleri incelendiğinde; 610S, %5

B<sub>4</sub>C takviye oranı içeren MMK<sub>p</sub> numunesinin 509 MPa ile en yüksek; 610F, %10 B<sub>4</sub>C takviye oranı içeren MMK<sub>p</sub> numunesinin 219 MPa değeri ile en düşük ÇKD değerine sahip olduğu belirlenmiştir. Li ve diğerleri (2017) yapmış oldukları çalışmada B<sub>4</sub>C partikül içeriğinin arttıkça kompozit numunesinin nihai mukavemetinin azaldığını; bu durumun artan B<sub>4</sub>C partikül içeriği ile birlikte artan B<sub>4</sub>C kümeleşmesinin (aglomerasyon) olduğunu bildirmiştir [29]. Aynı zamanda Javdani ve diğerleri de (2018) Al7075/B<sub>4</sub>C ile yapmış oldukları çalışmada mikroyapıda kümeleşmelerin varlığının gözeneklere, bu durumun ise mukavemet azalmasına neden olduğunu bildirmiştir [26]. Bu değerlendirmeler ışığında, düşük B<sub>4</sub>C oranına sahip MMK<sub>p</sub> malzemenin 610°C’de sıvı faz sinterlenmesi süreci sonunda özellikle hızlı soğutma ile sağlanan ve matrisin dayanımına katkı sağlayan aşırı doymuş katı çözeltilinin, bu malzemelerin çapraz kırılma dayanımlarını önemli oranda artırdığı söylenebilir.

### 3.6 T/M ve MMK<sub>p</sub> Malzemelerin ÇKD Sünekliği (TRS Ductility of P/M and MMC<sub>p</sub> Materials)

T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin %B<sub>4</sub>C takviye oranlarına bağlı olarak ÇKD % süneklik değerleri Şekil 10’da verilmiştir. Sıcak presleme işlemi ile üretilen malzemelerin süneklik değerleri kendi aralarında incelendiğinde; %0 B<sub>4</sub>C takviye oranına sahip SP-T/M numunesi, ÇKD deneyi sürecinde %25 oranında eğilme deformasyonuna maruz kalmasına rağmen kırılma gerçekleşmemiştir. 610°C’de SKSS işlemi uygulanan T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin grafik değerleri incelendiğinde; benzer durumun, 610F-T/M numunesi (%20,5) ve 610F-5 (%19) MMK<sub>p</sub> numuneleri için de geçerli olduğu görülmüştür. 610F-15 numunesi %12,4 süneklik değeri ile en yüksek, 610S-15 MMK<sub>p</sub> numunesi ise %4,6 ile en düşük sünekliğe sahiptir. Genel anlamda takviye oranındaki artışla birlikte kompozit malzemelerin süneklik değerlerinde azalma eğilimi gözlenmiştir. Bu duruma, matris malzemesinin sünekliğinin yanında [30], parçacık-matris arayüzeyindeki ve parçacık-parçacık arasındaki hatalardan kaynaklandığı bilinmektedir. Dolayısıyla artan takviye parçacık oranının sünekliğe olumsuz etkisi anlaşılabilir. Benzer durumu, Paidpilli ve diğerleri (2017) yapmış oldukları çalışmada beyan etmişlerdir [3]. Bununla birlikte, 610S işlemi uygulanan T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerde hızlı soğutma ile sağlanan sertlik ve ÇKD değerlerindeki artışın, sünekliklerinde azalmaya sebep olduğu da söylenebilir.

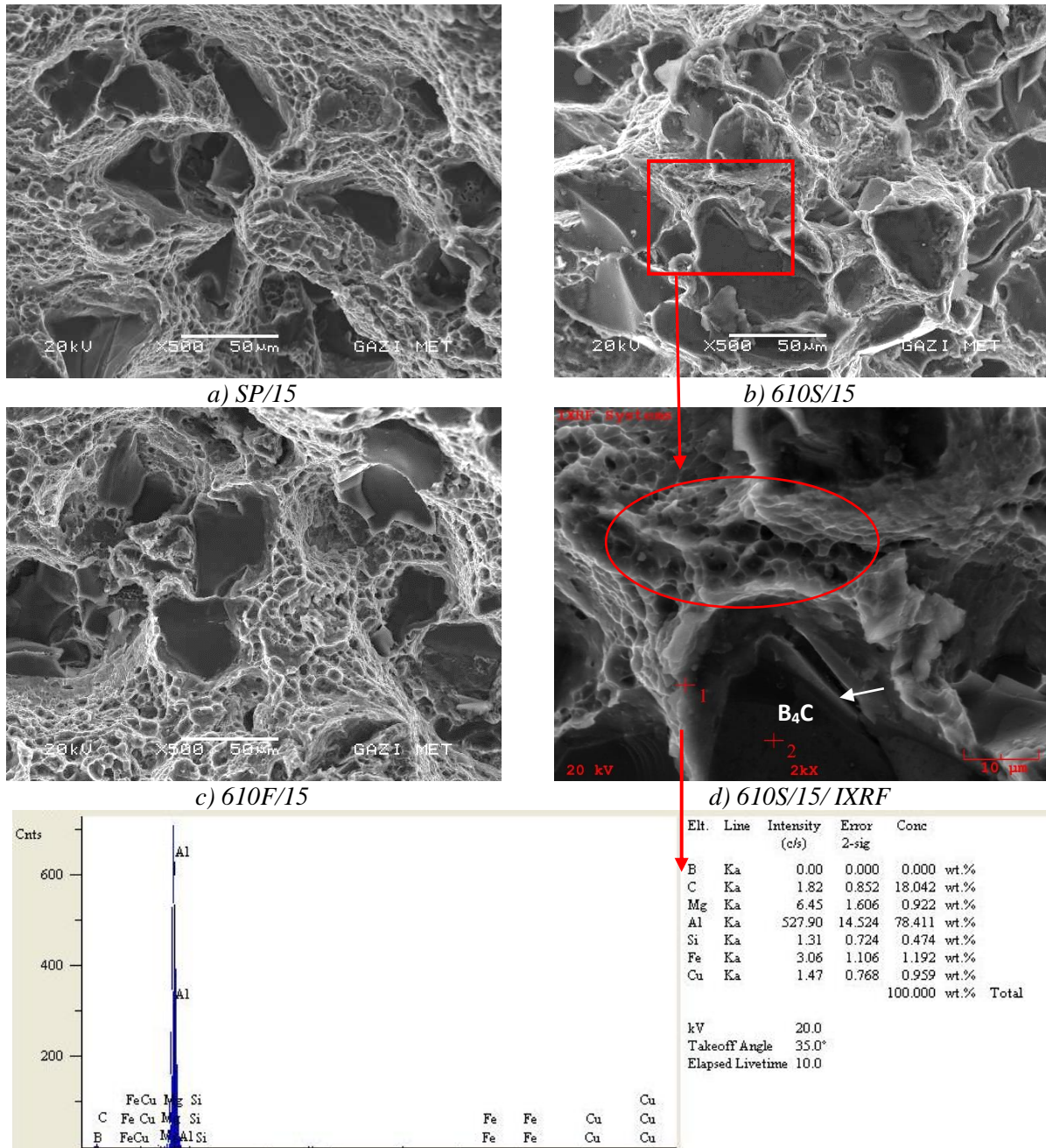


Şekil 10: T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin süneklik değerlerinin karşılaştırılması (Comparison of ductility values of P/M and MMC<sub>p</sub> materials).

### 3.7 Kırık Yüzey SEM İncelemeleri (Fracture Surface Analysis by SEM)

T/M ve MMK<sub>p</sub> malzemelerin çapraz kırılma deneyi sonrası kırık yüzeylerin SEM görüntüleri Şekil 11’de verilmiştir. Bu görüntüler, kırılan deney numunelerinin çekmeye zorlanan alt yüzeyine yakın bölgelerden alınmıştır. Dolayısıyla matrisin ÇKD deneyi sürecinde çekme etkisiyle deformasyona zorlandığı süreçteki davranışı karakterize edilebilir. Genel olarak MMK<sub>p</sub> malzemelerin SEM görüntüleri incelendiğinde; kırılma sürecinde matris malzemesinin, sünek davranış göstererek ayrıldığı gözlenmiştir [30]. Ancak bu süneklik oranı, ısıl işlem durumlarına göre farklılık göstermiştir. Şekil 11a, b ve c’de gösterilen ve kırılma sürecinde matrisin çekme uzamasıyla oluşan mikro boşlukların birleşmesiyle meydana gelen çukurcukların (çanak oluşumları) boyutlarında belirgin farklılık mevcuttur. Daha genel bir tanımlama ile 610S numunesinin matrisi ince taneli kırık yüzey formu oluşturmuşken, 610F numunesi ise çok daha

kaba kırık yüzey dokusuna sahiptir. Bu durumun, hızlı soğutma ile ve özellikle sıvı faz oluşan bölgelerde hızlı katılaşma ile sağlanan küçük taneli yapıdan kaynaklandığı söylenebilir. Zira, Şekil 11d'de gösterilen ve  $B_4C$  parçacığına komşu matrisin kırılması sürecinde oluşan çanak ağız boyutları ortalama  $5\mu m$  civarındadır. Bu bölge ile düzlemsel olarak kırılmış  $B_4C$  parçacık arasında kalan 1 nolu bölgeden alınan XRF element analiz sonuçları Şekil 11'de verilmiştir. Yoğun olarak karbon ve Si, Mg alaşım elementlerinin dışında Fe ve Cu içerikleri de belirlenmiştir. Çeşitli  $Al_{12}Fe_3Si$ ,  $Al_8Fe_2Si$  grubu ve  $CuAl_2$  gibi [20] intermetaliklerin oluşabilmesi için uygun bir kompozisyonun bulunduğu bu bölgede,  $610^\circ C$  gibi düşük sıcaklıkta Al+C reaksiyonlarının oluşabileceği mümkün gözükmemektedir [31]. Bununla birlikte, Şekil 11d'de beyaz okla gösterilen ve  $B_4C$ -Al matris arayüzeyinde oluşmuş gevrek kırılma davranışı gösteren sert fazın varlığı dikkat çekicidir.



Şekil 11: %15  $B_4C$  takviyeli  $MMC_p$  malzemelerin kırık yüzey SEM görüntüleri (SEM micrographs of 15%  $B_4C$  reinforced  $MMC_p$  materials).

#### 4. SONUÇLAR (CONCLUSION)

Sıcak presleme aktif sinterleme yöntemi ile üretilen Al6061 matrisli B<sub>4</sub>C takviyeli MMK<sub>p</sub> malzemelerin özelliklerine 610°C’de uygulanan SKSS işleminin etkisi araştırılan bu çalışmada elde edilen genel sonuçlar aşağıdaki gibi özetlenebilir;

- SKSS işlemleri ile oluşturulan sıvı fazın kapiler kuvvet etkisi ile yüzeylere doğru yayınması (kusması) sonucunda numune yüzeylerinde, katılmış küresel formda kabarcıklar meydana gelmiştir. Fırında soğutmada azalan soğutma hızı ile birlikte özellikle MMK<sub>p</sub> malzemelerin kusma oranı ve hacimsel genişleme miktarında artış gözlenmiştir
- Artan B<sub>4</sub>C takviye oranıyla birlikte, MMK<sub>p</sub> malzemelerin mikroyapısında takviye parçacıkların yer yer bölgesel kümeleşmeler (aglomerasyon) oluşturduğu ve buralarda kısmen parçacıklar arası mikro boşlukların meydana geldiği gözlenmiştir. Bununla birlikte, MMK<sub>p</sub> malzemelerde büyük oranda parçacık-matris arayüzey bağı oluşabilecek şekilde matrisin takviye parçacıkları çevrelediği belirlenmiştir.
- MMK<sub>p</sub> malzemelerin sıcak presleme veya SKSS sonrası matris mikroyapılarında, belirgin gözenek oluşumu mevcut değildir ancak, SKSS işlemi uygulanıp suda soğutulan T/M malzemenin mikroyapısında, ötektik sıvı sebepli gözenek oluşumları belirlenmiştir.
- Mikroyapı incelemelerinde, 610F-T/M numunesinde taneler arasında ötektik sıvının katılmasıyla oluşan fazlar görülürken, 610S-T/M numunesinde ise tane sınırlarıyla birlikte tane içlerinde de intermetalik fazları içeren sıvı faz oluşumları gözlenmiştir.
- Artan takviye oranı ile birlikte, kümeleşen parçacıklar arası boşluklar nedeni ile sıcak preslenen MMK<sub>p</sub> malzemelerin yoğunluk değerlerinde bir miktar azalma eğilimi görülmüştür. Ancak, bu malzemelere uygulanan SKSS işlemi ile genellikle artan takviye oranıyla birlikte yoğunluklarında da artış eğilimi belirlenmiştir.
- Artan takviye oranıyla birlikte bütün MMK<sub>p</sub> malzemelerin sertliklerinde artış eğilimi belirlenmiştir. Ancak, SKSS sinterleme işlemi uygulanan ve suda soğutulan malzemelerin sertliklerinde belirgin ve anlamlı bir artış görülmüştür.
- Benzer şekilde, SKSS sinterleme sonrası suda soğutma işlemi ile özellikle MMK<sub>p</sub> malzemelerin çapraz kırılma dayanımlarında önemli bir artış sağladığı gözlenmiştir. Bu durum düşük takviye oranındaki MMK<sub>p</sub>’lerde daha belirgindir. Artan takviye oranıyla birlikte MMK<sub>p</sub> malzemelerin ÇKD süneklikleri azalırken, suda soğutma işleminin malzemelerin sünekliklerini önemli oranda düşürdüğü görülmüştür.
- MMK<sub>p</sub> malzemelerin kırık yüzey SEM görüntüleri incelendiğinde, kırılma sürecinde matris malzemesinin sünek davranış göstererek ayrıldığı, SKSS sonrası suda soğutulan matrisin çok daha ince taneli kırık yüzey formu oluşturduğu belirlenmiştir. Bununla birlikte, B<sub>4</sub>C parçacık-matris arayüzeyinde intermetalik fazların oluşturabileceği gevrek kırılma davranışı da gözlenmiştir.

#### 5. REFERANSLAR (REFERENCES)

- [1] Asgharzadeh, H., Simchi, A., Supersolidus Liquid Phase Sintering of Al6061/SiC Metal Matrix Composites. Powder Metallurgy, (52/1), (28-35), (2009).
- [2] Karakoç, H., Ovalı, İ., Dündar, S., Çıtak, R., Wear and Mechanical Properties of Al6061/SiC/B<sub>4</sub>C Hybrid Composites Produced with Powder Metallurgy, Journal of Materials Research and Technology, (8/6), (5348-5361), (2019).
- [3] Paidpilli, M., Gupta, G.K., Upadhyaya, A., Sintering Response of Aluminum 6061-TiB<sub>2</sub> Composite: Effect of Prealloyed and Premixed Matrix. Journal of Materials Engineering and Performance, (26/9), (4470-4480), (2017).

- [4] Zhang, Q., Xiao, B.L., Liu, Z.Y., Ma, Z.Y., Microstructure Evolution and Elemental Diffusion Of  $\text{SiC}_p/\text{Al-Cu-Mg}$  Composites Prepared From Elemental Powder During Hot Pressing. *J Mater Sci*, (46), (6783–6793), (2011).
- [5] Topçu, I., Gülsoy, H.O., Kadioğlu, N., Güllüoğlu, A.N., Processing and Mechanical Properties of  $\text{B}_4\text{C}$  Reinforced Al Matrix Composites. *Journal of Alloys and Compounds*, (482), (516–521), (2009).
- [6] Yıldız, T., Gür, A.K., Aba, S., Examination of the Wear Behavior of  $\text{Cu-Ni/B}_4\text{C}_p$  Composite by the Taguchi Method. *München Materials Testing*, (56), (11-12), (2014).
- [7] Gao, M., Kang, H., Chen, Z., Guo, E., Peng, P., Wang, T., Effect of Reinforcement Content and Aging Treatment on Microstructure and Mechanical Behavior of  $\text{B}_4\text{C}_p/6061\text{Al}$  Composites. *Materials Science & Engineering*, (744), (682-690), (2019).
- [8] Kumar, N., Gautam, A., Singh, R.S., Manoj, M.K., Study of  $\text{B}_4\text{C}/\text{Al-Mg-Si}$  Composites as Highly Hard and Corrosion-Resistant Materials for Industrial Applications. *Trans Indian Inst Met*, (72/9), (2495–2501), (2019).
- [9] Asghar, Z., Zahid, G.H., Din, R., Ahmad, E., Mehmood, M., Badshah, S., Effect of Degassing Parameters on Sinterability of  $\text{Al/B}_4\text{C}$  Powder Mixture. *Powder Metallurgy*, (58/1), (36-40), (2015).
- [10] Upadhyaya, G.S., (2002). *Powder Metallurgy Technology*. Published By Cambridge International Science Publishing.
- [11] Yıldız, T., Katı, N., Gür, A.K., The Effect of Sintering Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Alloys Produced by Using Hot Isostatic Pressing Method. *Journal of Alloys and Compounds*, (737), (8-13), (2018).
- [12] Cai, Z., Zhang, C., Wang, R., Peng, C., Wu, X., Effect of Copper Content on Microstructure and Mechanical Properties of  $\text{Al/Si}_p$  Composites Consolidated By Liquid Phase Hot Pressing. *Materials and Design*, (110), (10-17), (2016).
- [13] Padmavathi, C., Upadhyaya, A., Sintering Behaviour and Mechanical Properties of  $\text{Al-Cu-Mg-Si-Sn}$  Aluminum Alloy. *Trans Indian Inst Met*, (64:4–5), (345–357), (2011).
- [14] Gökçe, A., Fındık, F., Kurt, A.O., Sintering and Aging Behaviours of  $\text{Al}_4\text{CuXMg}$  PM Alloy. *Canadian Metallurgical Quarterly*, (55:4), (391-401), (2016).
- [15] German, R.M., (2013). *Sintering Theory And Practice* (1. Basım). Editör Gülsoy, H.Ö., Ankara: Nobel Yayınları, (374-375).
- [16] Momeni, H., Razavi, H., Shabestari, S.G., Effect of Supersolidus Liquid Phase Sintering on The Microstructure and Densification of The  $\text{Al-Cu-Mg}$  Prealloyed Powder. *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*, (8/2), (10-17), (2010).
- [17] German, R.M., (2014). *Sintering: From Empirical Observations to Scientific Principles*, (289-291).
- [18] Padmavathi, C., Upadhyayaa, A., Agrawal, D., Effect of Microwave and Conventional Heating on Sintering Behavior and Properties of  $\text{Al-Mg-Si-Cu}$  Alloy. *Materials Chemistry and Physics* (130), (449–457), (2011).
- [19] Amado, M.N., Daroqui, F., Revision of The Solvus Limit of  $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$  Pseudo Binary Phase Diagram. *Procedia Materials Science*, (8), (1079-1088), (2015).
- [20] Couper, M., Parson, N., *Precipitation Strengthening and Alloy Design for 6061 Al-Mg-Si Alloys. Aluminium Alloys–Their Physical and Mechanical Properties* 1 Wiley-VCH GmbH & Co, (2008).

- [21] Tomiczek, B., Pawlyta, M., Adamiak, M., Dobrzański, L.A., Effect Of Milling Time On Microstructure Of AA6061 Composites Fabricated Via Mechanical Alloying. Archives of Metallurgy and Materials, (60/2), (789-793), (2015).
- [22] Li, Y.Z., Wang, Q.Z., Wang, W.G., Xiao, B.L., Ma, Z.Y., Interfacial Reaction Mechanism Between Matrix and Reinforcement in B<sub>4</sub>C/6061Al Composites. Materials Chemistry and Physics, (154), (107-117), (2015).
- [23] Ferdian, D., Thebault, Y., Freulon, A., Lacaze, J., Characterisation Of Rosette Formation In An Aluminium–Silicon Alloy. International Journal of Cast Metals Research, (28/5), (290-294), (2015).
- [24] Anyalebechi, P.N., Hogarth, J., Effect Of Supereutectic Homogenization Incidence Of Porosity In Aluminum Alloy On 2014 Ingot. Metallurgical And Materials Transactions B, (25B), (111-122), (1994).
- [25] MacKenzie, D.S., Heat Treating Aluminum for Aerospace Applications. Houghton International, Inc. Valley Forge, PA.
- [26] Javdani, A., Daei-Sorkhabi, A.H., Microstructural and Mechanical Behavior of Blended Powder Semisolid Formed Al7075/B<sub>4</sub>C Composites Under Different Experimental Conditions. Trans. Nonferrous Met. Soc. China (28), (1298–1310), (2018).
- [27] Liu, S., Zhou, Z., Li, D., Guo, S., Shu, S., Effect of Pack Rolling and Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of B<sub>4</sub>C<sub>p</sub>/6061Al Composite Prepared by Powder Metallurgy. Metals and Materials International, (2019)
- [28] Rajasekaran, S., Udayashankar, N.K., Nayak, J., T4 and T6 Treatment of 6061 Al-15 Vol. % SiC<sub>p</sub> Composite. ISRN Materials Science, (2012/374719), (1-5), (2011).
- [29] Li, Y., Wang, W., Zhou, J., Chen, H., Zhang, P., 10B Areal Density: a Novel Approach for Design and Fabrication of B<sub>4</sub>C/6061Al Neutron Absorbing Materials. Journal of Nuclear Materials, (487), (238-246), (2017).
- [30] Ekici, E., Özçatalbaş, Y., Gülesin, M., Mechanical and Fracture Behavior of B<sub>4</sub>C Reinforced Al Composites Produced By Hot Pressing. München Materials Testing, (58-2), (133-139), (2016).
- [31] National Research Council (U.S.), (2011). Opportunities in Protection Materials Science and Technology for Future Army Applications. National Academies Press, (pp:146).