



**Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> TAKVİYE ELEMANLARI İÇEREN  
ALÜMİNYUM METAL MATRİSLİ  
KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ**

**Metin ÖNAL**

**Danışman: Prof. Dr. Mehmet GAVGALI**

**Doktora Tezi**

**Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı**

**2021**

(Her hakkı saklıdır.)

T.C.  
ATATÜRK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ  
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

**Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> TAKVİYE ELEMANLARI İÇEREN ALÜMİNYUM METAL  
MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ**

(Production of Aluminum Metal Matrix Composites Containing Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and TiB<sub>2</sub>  
Reinforcement Elements)

DOKTORA TEZİ

Metin ÖNAL

Danışman: Prof. Dr. Mehmet GAVGALI

Erzurum  
Mart, 2021

## KABUL VE ONAY TUTANAĞI

Metin ÖNAL tarafından hazırlanan “Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> Takviye Elemanları İçeren Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi” başlıklı çalışması 25 / 01 / 2021 tarihinde yapılan tez savunma sınavı sonucunda başarılı bulunarak jürimiz tarafından Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Konstrüksiyon ve İmalat Bilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Jüri Başkanı:	Prof. Dr. Fevzi BEDİR <i>Gebze Teknik Üniversitesi</i>	Aslı ıslak imzalıdır
Danışman:	Prof. Dr. Mehmet GAVGALI <i>Atatürk Üniversitesi</i>	Aslı ıslak imzalıdır
Jüri Üyesi:	Prof. Dr. Yaşar TOTİK <i>Atatürk Üniversitesi</i>	Aslı ıslak imzalıdır
Jüri Üyesi:	Prof. Dr. Aykut ÇANAKCI <i>Karadeniz Teknik Üniversitesi</i>	Aslı ıslak imzalıdır
Jüri Üyesi:	Prof. Dr. Recep SADELER <i>Atatürk Üniversitesi</i>	Aslı ıslak imzalıdır

Bu tezin Atatürk Üniversitesi Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliği'nin ilgili maddelerinde belirtilen şartları yerine getirdiğini onaylarım.

**Prof. Dr. Mehmet KARAKAN**  
**Enstitü Müdürü**

Bu çalışma Atatürk Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri ve TÜBİTAK 1002 projeleri kapsamında desteklenmiştir.

Proje No: BAP PRJ2014/195 ve TÜBİTAK 114M913

**Not:** Bu tezde kullanılan özgün ve başka kaynaklardan yapılan bildiriş, çizelge, şekil ve fotoğrafların kaynak olarak kullanımı, 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunundaki hükümlere tabidir.

## ETİK BİLDİRİM VE İNTİHAL BEYAN FORMU

Doktora Tezi olarak Prof. Dr. Mehmet GAVGALI danışmanlığında sunulan “Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> Takviye Elemanları İçeren Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi” başlıklı çalışmanın tarafımızdan bilimsel etik ilkelere uyularak yazıldığını, yararlanılan eserlerin kaynakçada gösterildiğini, Fen Bilimleri Enstitüsü tarafından belirlenmiş olan Turnitin Programı benzerlik oranlarının aşılmadığını ve aşağıdaki oranlarda olduğunu beyan ederiz.

Tez Bölümleri	Tezin Benzerlik Oranı (%)	Maksimum Oran (%)
Giriş	9	30
Kuramsal Temeller	4	30
Materyal ve Yöntem	3	35
Bulgular	0	20
Tartışma	3	20
Tezin Geneli	17	25

*Not: Yedi kelimeye kadar benzerlikler ile Başlık, Kaynakça, İçindekiler, Teşekkür, Dizin ve Ekler kısımları tarama dışı bırakılabilir. Yukarıdaki azami benzerlik oranları yanında tek bir kaynaktan olan benzerlik oranlarının %5'den büyük olmaması gerekir.*

Beyan edilen bilgilerin doğru olduğunu, aksi halde doğacak hukuki sorumlulukları kabul ve beyan ederiz.

Tez Yazarı (Öğrenci)	Tez Danışmanı
Metin ÖNAL	Prof. Dr. Mehmet GAVGALI
25.3.2021	25.3.2021
İmza: Aslı ıslak imzalıdır	İmza: Aslı ıslak imzalıdır

\* Tez ile ilgili YÖKTEZ’de yayımlanmasına ilişkin bir engelleme var ise aşağıdaki alanı doldurunuz.

Tezle ilgili patent başvurusu yapılması / patent alma sürecinin devam etmesi sebebiyle Enstitü Yönetim Kurulunun ....../....../.... tarih ve ..... sayılı kararı ile teze erişim 2 (iki) yıl süreyle engellenmiştir.

Enstitü Yönetim Kurulunun ....../....../.... tarih ve ..... sayılı kararı ile teze erişim 6 (altı) ay süreyle engellenmiştir.

## TEŞEKKÜR

Tezin teorik ve deneysel çalıŐmalarının hazırlanması aşamasında yol gÖstericiliğinin yanında verdiği fikirler sayesinde tezin Őekillenmesine çok önemli katkısı bulunan; bilgisinden, tecrÜbesinden ve hayata bakıŐından bolca faydalandığım danışman hocam Sn. Prof. Dr. Mehmet GAVGALI'ya sonsuz teŐekkürlerimi sunarım.

Tez izleme komitelerinde bilgilerini ve gÖrÜŐlerini esirgmeden belirten ve laboratuvar imkanlarından faydalandıran Sn. Prof. Dr. Yaşar TOTİK, Sn. Prof. Dr. Recep SADELER ve Sn. Prof. Dr. Ersin ARSLAN'a katkılarından ötÜrü çok teşekkür ederim.

PRJ2014/195 kodlu Bilimsel Araştırma Projesi ve 114M913 kodlu 1002 Ulusal Destek Projeleriyle, Atatürk Üniversitesi BAP KoordinatÖrlük Birimi ve TÜBİTAK'a sağladıkları finansal katkılardan dolayı teşekkür ederim.

Ve son olarak bu sÜreç boyunca beni sabır ve anlayıŐla karŐılayan eŐime, çocuklarıma ve tüm aileme sevgilerimle...

Metin ÖNAL

## ÖZET

### DOKTORA TEZİ

#### **Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> TAKVİYE ELEMANLARI İÇEREN ALÜMİNYUM METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ**

**Metin ÖNAL**

**Danışman: Prof. Dr. Mehmet GAVGALI**

**Amaç:** Çalışmanın amacı; farklı sinterleme sıcaklıkları ve süreleri ile ısıtma/soğuma hızı parametrelerinin, in situ (yerinde) reaksiyonlarla eş zamanlı olarak gerçekleştirilen reaktif sıcak presleme yöntemi sayesinde üretilen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> seramik partikül takviyeli alüminyum metal matrisli kompozit numunelerin üretimi ve sertlik, basma ve aşınma dayanımı üzerine etkilerini incelemektir.

**Yöntem:** Başlangıç tozları olarak Al-TiO<sub>2</sub> ve B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bileşenleri kullanılmıştır. Toz karışımları 900°C ve 1000°C sıcaklıklarda, 15-30-45 ve 60 dakika boyunca yavaş ve hızlı ısıtma/soğuma şartları altında sinterlenmişlerdir. Üretilen kompozit numunelerin faz dönüşüm sıcaklıkları DTA analizi ile mikroyapıları ise XRD, SEM ve EDS yöntemleri ile incelenmiştir. Brinell yöntemi ile sertlik değerleri ölçülen numunelerin basma testlerinin ardından pin-on disk cihazında aşınma dayanımları tespit edilmiştir.

**Bulgular:** Elde edilen sonuçlara göre; üretim sıcaklığı, sinterleme süresi ve ısıtma/soğuma hızlarının artması ile birlikte matris içerisinde elde edilen takviye partiküllerinin miktar olarak yoğunluklarında artış gözlenmiştir. Uygulanan yavaş ve hızlı ısıtma/soğuma şartlarında numunelerin sertliklerinde 2,5 kata, basma dayanımlarında 7,3 kata kadar artış elde edilirken numunelerin aşınma oranları 1/15'ine kadar azalmıştır. Kompozit numunelerin aşınma mekanizmalarının adhesiv-abrasiv-delaminasyon şeklinde olduğu görülmüştür.

**Sonuç:** Sinterleme sıcaklığı, süresi ve ısıtma/soğuma hızlarının alüminyum matris içerisinde elde edilen takviye elemanlarının miktarları hususunda etkin birer parametre oldukları dolayısıyla kompozit numunelerin mekanik özellikleri ve aşınma dayanımlarını değiştirdikleri gözlenmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** alüminyum metal matrisli kompozit, yerinde reaksiyon, reaktif sıcak presleme

**Mart 2021, 105 sayfa**

## ABSTRACT

### DOCTORAL THESIS

#### PRODUCTION OF ALUMINUM METAL MATRIX COMPOSITES CONTAINING Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and TiB<sub>2</sub> REINFORCEMENT ELEMENTS

Metin ÖNAL

Supervisor: Prof. Dr. Mehmet GAVGALI

**Purpose:** Aim of study; to examine effects of different sintering temperatures and times and heating / cooling rate parameters on production of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and TiB<sub>2</sub> ceramic particle reinforced aluminum metal matrix composite samples produced by reactive hot pressing method performed simultaneously with in situ reactions and on hardness, compression and wear resistance.

**Method:** Al-TiO<sub>2</sub> and B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> components were used as starting powders. Powder mixtures were sintered at 900°C and 1000°C temperatures for 15-30-45 and 60 minutes under slow and rapid heating / cooling conditions. Phase transformation temperatures of the produced composite samples were examined by DTA analysis and their microstructures by XRD, SEM and EDS methods. After compression tests of the samples whose hardness values were measured with Brinell method, their wear resistance was determined in pin-on disc device.

**Findings:** According to results obtained; with increase in production temperature, sintering time and heating / cooling rates, an increase in amount of densities of reinforcement particles obtained in matrix was observed. Under slow and rapid heating / cooling conditions, hardness of the samples increased by 2.5 times and compression strength by 7.3 times, while wear rate of samples decreased to 1/15. It has been observed that wear mechanism of the composite samples is in form of adhesive-abrasive-delamination.

**Results:** It has been observed that sintering temperature, time and heating / cooling rates are effective parameters in terms of amount of reinforcement elements obtained in aluminum matrix, thus changing mechanical properties and wear resistance of the composite samples.

**Keywords:** aluminum metal matrix composite, in situ, reactive hot pressing

**March 2021, 105 pages**

## İÇİNDEKİLER

KABUL VE ONAY TUTANAĞI.....	i
ETİK BİLDİRİM VE İNTİHAL BEYAN FORMU .....	ii
TEŞEKKÜR .....	iii
ÖZET .....	iv
ABSTRACT .....	v
İÇİNDEKİLER.....	vi
TABLolar DİZİNİ.....	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	ix
KISALTMALAR VE SİMGELER DİZİNİ .....	xi
GİRİŞ.....	1
KURAMSAL TEMELLER.....	2
Metal Matrisli Kompozit Malzemeler.....	10
Matris Malzemesi Olarak Alüminyum ve Özellikleri.....	12
Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler .....	14
Partikül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitler.....	15
In situ (Yerinde Reaksiyonlarla) Üretim Yöntemi .....	16
In situ Kompozitlerin Üretim Yöntemleri.....	18
Ekzotermik Yayılma (XD).....	18
Reaktif Sıcak Presleme (RHP) .....	18
Doğrudan Reaksiyon Sentezleme (DRS).....	19
Hızlı Katılma Prosesi (RSP) .....	20
Reaktif Sıkıştırılmalı Döküm (RSC) .....	20
Kendiliğinden Yürüyen Yüksek Sıcaklık Sentezlemesi (SHS) .....	20
Sinterleme .....	20
Aşınma .....	21
Takviye Elemanı: Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> .....	24
Takviye Elemanı: TiB <sub>2</sub> .....	24
Takviye Elemanı: Al <sub>3</sub> Ti .....	25
Fırının Isıtma Hızının Artırılması .....	25
MATERYAL VE YÖNTEM .....	27
ARAŞTIRMA BULGULARI .....	35
Başlangıç Tozlarının SEM İncelemeleri ve EDS Analizleri.....	35
DTA analizi.....	38

Numunelerin Yoğunluk ve Porozitelerinin Belirlenmesi .....	39
Sertlik Ölçümleri .....	39
Basma Testi Verileri .....	41
Takviye Elemanlarının SEM İncelemeleri ve EDS Analizleri .....	41
Takviye Partiküllerinin Boyutları .....	47
H <sub>1</sub> /H <sub>s</sub> ve Y <sub>1</sub> /Y <sub>s</sub> Şartlarında Takviye Partikül Boyutlarının İncelenmesi.....	50
Numunelerin XRD Analizleri .....	53
Numunelerin Aşınma Değerleri .....	58
Numunelerin Aşınma Yüzeyleri .....	60
TARTIŞMA ve SONUÇ .....	65
KAYNAKLAR.....	84
ÖZGEÇMİŞ.....	92

## TABLolar DİZİNİ

<b>Tablo 1.</b> Literatürdeki Al matrisli kompozitlerin sertlik değerleri .....	7
<b>Tablo 2.</b> Yüksek hacim içerikli TiB <sub>2</sub> /Al kompozitlerin $\sigma_{UCS}$ değerleri .....	8
<b>Tablo 3.</b> Metal matrisli kompozitlerin kullanımları.....	11
<b>Tablo 4.</b> Alüminyumun fiziksel özellikleri.....	13
<b>Tablo 5.</b> Al esaslı otomotiv parçalarının geleneksel malzemelerle karşılaştırması .....	15
<b>Tablo 6.</b> Hasara neden olan mekanizmaların yüzdeler oranları.....	21
<b>Tablo 7.</b> Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 'ün özellikleri .....	24
<b>Tablo 8.</b> TiB <sub>2</sub> 'ün mekanik ve fiziksel Özellikleri.....	25
<b>Tablo 9.</b> Al <sub>3</sub> Ti'nin özellikleri.....	25
<b>Tablo 10.</b> Başlangıç tozlarının fiziksel özellikleri ve miktarı.....	27
<b>Tablo 11.</b> Her iki çevrime ait ısıtma ve soğuma hızları.....	30
<b>Tablo 12.</b> Kuvvetlendirilerin hacim oranları .....	39
<b>Tablo 13.</b> Numunelerin $\sigma_{UCS}$ ve sertlik değerleri .....	41
<b>Tablo 14.</b> Numunelerin karşılaştırmalı $\sigma_{UCS}$ – HB değerleri.....	69

## ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1. Kuvvetlendirici partiküller .....	2
Şekil 2. Hegzagonal yapıdaki TiB <sub>2</sub> partikülleri.....	3
Şekil 3. Al/12Si-TiO <sub>2</sub> -B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> tozlarının DTA analizi .....	4
Şekil 4. Üç farklı sıcaklıktaki XRD analizleri.....	5
Şekil 5. Al matriste dağılmış homojen boyutlu kuvvetlendirici partiküller .....	6
Şekil 6. Kompozitlerin XRD analizleri .....	6
Şekil 7. Maksimum ağırlıkça %10 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al içeren kompozitin $\sigma_{UCS}$ grafiği.....	7
Şekil 8. Ağırlıkça %9 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /Al kompozitin $\sigma_{UCS}$ grafiği .....	8
Şekil 9. Hacim kaybı – kayma mesafesi grafiği.....	9
Şekil 10. Aşınma yüzeylerinin SEM incelemeleri .....	9
Şekil 11. Aşınma oranı-yük grafiği .....	10
Şekil 12. Metal matrisli kompozitlerin uygulama alanları .....	11
Şekil 13. Alüminyum ürünlerinin üretim türüne göre dağılımı .....	13
Şekil 14. Alüminyum metal matrisli kompozitlerin kullanım alanları.....	14
Şekil 15. Partikül takviyeli AMK'lerin kullanım alanları .....	15
Şekil 16. Sinterleme fırınının kesit görünüşü.....	19
Şekil 17. Toz karışımlarının içerisine yerleştirildiği tek eksenli basmalı kalıp fırını.....	28
Şekil 18. Üretim kalıbının yerleştirildiği çalkalayıcı .....	28
Şekil 19. 40 ton kapasiteli hidrolik pres ve üzerine yerleştirilmiş olan sinterleme fırını.....	29
Şekil 20. Isıtma hacmi düşürülmüş fırının görüntüsü .....	31
Şekil 21. Zimbaya soğuk hava üfleyen fan .....	32
Şekil 22. Su ortamında soğuma .....	32
Şekil 23. Dijital sıcaklık ölçer .....	33
Şekil 24. Al tozunun SEM görüntüsü ve EDS analizi.....	35
Şekil 25. TiO <sub>2</sub> tozunun SEM görüntüsü ve EDS analizi.....	36
Şekil 26. B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> tozunun SEM görüntüsü ve EDS analizi .....	37
Şekil 27. Tozların DTA analizleri .....	38
Şekil 28. Yavaş ısıtma/soğuma şartlarında numunelerin sertlik değişimleri .....	40
Şekil 29. Hızlı ısıtma/soğuma şartlarında numunelerin sertlik değişimleri .....	40
Şekil 30. Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ve TiB <sub>2</sub> takviye partiküllerinin birarada bulunduğu mikroyapı görüntüsü.....	42
Şekil 31. Numunelerin homojen dağılıma sahip mikroyapı görüntüsü.....	42
Şekil 32. Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> partikülü.....	43
Şekil 33. TiB <sub>2</sub> partikülü .....	45
Şekil 34. Al <sub>3</sub> Ti bloklarının SEM görüntüsü .....	47
Şekil 35. Takviye partiküllerinin boyutları-1 .....	48
Şekil 36. Takviye partiküllerinin boyutları-2 .....	49

Şekil 37. H <sub>I</sub> /H <sub>S</sub> şartlarında 900°C’de üretilen numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	50
Şekil 38. H <sub>I</sub> /H <sub>S</sub> şartlarında 1000°C’de üretilen numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	51
Şekil 39. Y <sub>I</sub> /Y <sub>S</sub> şartlarında 900°C’de üretilen numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	51
Şekil 40. Y <sub>I</sub> /Y <sub>S</sub> şartlarında 1000°C’de üretilen numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	52
Şekil 41. Yapıdaki hegzagonal ve kübik yapıli partiküller .....	53
Şekil 42. Y <sub>I</sub> /Y <sub>S</sub> şartlarında XRD analizi .....	54
Şekil 43. H <sub>I</sub> /H <sub>S</sub> şartlarında XRD analizi .....	56
Şekil 44. Y <sub>I</sub> /Y <sub>S</sub> şartlarında ağırlık kayıpları .....	58
Şekil 45. H <sub>I</sub> /H <sub>S</sub> şartlarında ağırlık kayıpları .....	59
Şekil 46. Y <sub>I</sub> /Y <sub>S</sub> şartlarında özgül aşınma miktarları.....	60
Şekil 47. H <sub>I</sub> /H <sub>S</sub> şartlarında özgül aşınma miktarları.....	60
Şekil 48. Y <sub>I</sub> /Y <sub>S</sub> şartlarında 900°C’de üretilen numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri .....	61
Şekil 49. Y <sub>I</sub> /Y <sub>S</sub> şartlarında 1000°C’de üretilen numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri .....	62
Şekil 50. H <sub>I</sub> /H <sub>S</sub> şartlarında 900°C’de üretilen numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri .....	63
Şekil 51. H <sub>I</sub> /H <sub>S</sub> şartlarında 1000°C’de üretilen numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri .....	64
Şekil 52. Farklı karıştırma sürelerinde elde edilen DTA eğrileri .....	66
Şekil 53. Kuvvetlendirici şekilleri-1 .....	71
Şekil 54. Kuvvetlendirici şekilleri-2 .....	71
Şekil 55. Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> partiküllerinin karşılaştırılması.....	72
Şekil 56. Erimiş görünümlü aşınma döküntüleri.....	73
Şekil 57. Tümseklerin (humps) görünümü.....	74
Şekil 58. Yapıdaki çatlakların varlığı-1 .....	75
Şekil 59. Yapıdaki çatlakların varlığı-2 .....	76
Şekil 60. Literatürdeki delaminasyon aşınması görüntüleri.....	77
Şekil 61. Y <sub>I</sub> /Y <sub>S</sub> , 1000°C numunelerinin aşınma yüzeyi görüntüleri .....	77
Şekil 62. Numune yüzeyinde seçili noktada yapılan EDS analizi .....	78
Şekil 63. MML tabakası-1.....	79
Şekil 64. MML tabakası-2.....	79
Şekil 65. Yerlerinden çıkan kuvvetlendirici partiküller .....	80
Şekil 66. Yüzeydeki boşluklar.....	81
Şekil 67. Kuvvetlendiricilerin çıkma görüntüsü .....	81
Şekil 68. Yüzeyde boşluk oluşumu .....	82

## KISALTMALAR VE SİMGELER DİZİNİ

<b>Al</b>	: Alüminyum
<b>Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>	: Alüminyum oksit
<b>Al<sub>3</sub>Ti</b>	: Alüminyum titan
<b>AMMK</b>	: Alüminyum metal matrisli kompozit
<b>Au</b>	: Altın
<b>B</b>	: Bor (boron)
<b>B<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>	: Bor oksit
<b>dak.</b>	: Dakika
<b>DTA</b>	: Diferansiyel Termal Analiz
<b>EDS</b>	: Enerji Saçılımı Spektroskopisi
<b>HB</b>	: Brinell Sertlik Değeri
<b>H<sub>1</sub>/H<sub>s</sub></b>	: Hızlı ısıtma / hızlı soğuma
<b>H<sub>s</sub></b>	: Hızlı soğuma
<b>MMK</b>	: Metal matrisli kompozit
<b>MML</b>	: Mekanik karışmış tabaka
<b>Pt</b>	: Platin
<b>SEM</b>	: Taramalı Elektron Mikroskopu
<b>Ti</b>	: Titanyum
<b>TiB<sub>2</sub></b>	: Titanyum diborür – Titanyum diboride
<b>TiO<sub>2</sub></b>	: Titanyum oksit
<b>XRD</b>	: X-Işını Toz Difraksiyonu
<b>Y<sub>1</sub>/Y<sub>s</sub></b>	: Yavaş ısıtma / yavaş soğuma
<b>Y<sub>s</sub></b>	: Yavaş soğuma
<b>σ<sub>UCS</sub></b>	: Maksimum basma dayanımı
<b>µm</b>	: Mikrometre (mikron)

## GİRİŞ

Bu tez çalışmasının amacı; Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> toz karışımları ile üretilecek olan kompozit malzemelerin içerisinde, farklı parametreler kullanılarak in situ (yerinde reaksiyonlarla) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> kuvvetlendirici (takviye) elemanları elde etmek ve kompozitlerin mekanik özelliklerini ve aşınma dayanımını belirleyebilmektir. Şimdiye kadar yapılan çalışmalarda, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> seramik takviye elemanları, geleneksel sıcak presleme metodu kullanılarak alüminyum matris içerisinde başarıyla elde edilmiştir. Tez kapsamında uygulanan üretim yöntemi ve kullanılan bileşenler ile ilgili olarak literatürde sınırlı sayıda çalışma bulunmuş ve bu çalışmalardaki farklı ısıtma ve soğuma hızlarında üretilen kompozit malzemelerde oluşan fazlar ve mekanik özelliklerdeki iyileşmeler araştırılarak maksimum mekanik özellikleri sağlayacak parametreler belirlenmeye çalışılmıştır. Bunlara ek olarak farklı sinterleme sıcaklıkları ve sinterleme süreleri denenerek bu parametrelerin kompozit numuneler üzerine etkileri incelenmiştir.

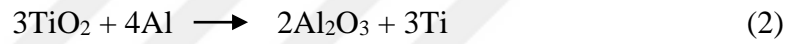
Bu konunun seçiminde, nispeten daha düşük maliyetli olan reaktif sıcak presleme yöntemi ve daha homojen bir mikroyapı oluşmasına elverişli olan in situ üretim tekniğinin avantajları etkili olmuştur. Literatürde çok nadir olarak yer alan farklı ısıtma/soğuma hızlarının mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine olan etkisi konunun özgünlüğünü oluşturmaktadır.

Türevleri genellikle otomotiv, havacılık ve uzay endüstrisinde sıkça kullanılan alüminyum metal matrisli kompozitlerin içerisinde elde edilen seramik takviye partiküllerinin hacim içeriklerinin ve çeşitliliğinin artırılmasını yanında saf alüminyuma göre mekanik özelliklerinin iyileştirilmesinin hedeflendiği bu çalışma sayesinde makine parçalarının geliştirilmesi aşamasında, saf bileşenler (Ti-B) kullanmak yerine oksitlerinin (TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) kullanılarak üretim maliyetlerinin düşürülmesine katkıda bulunulacağı düşünülmektedir.

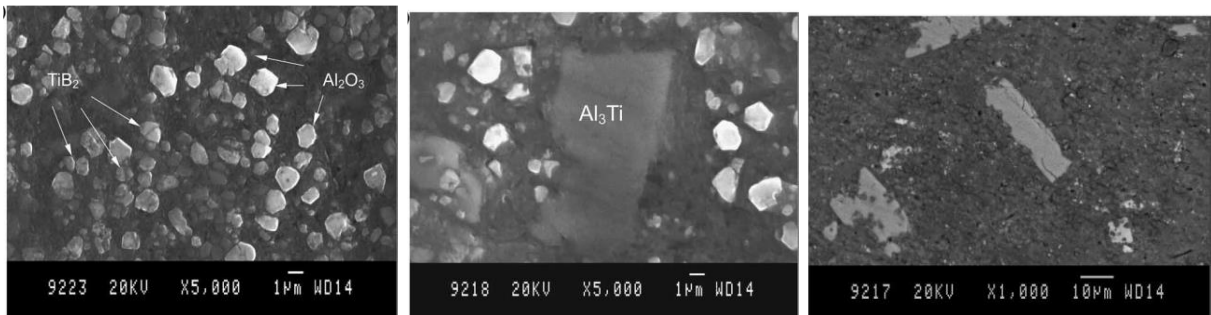
## KURAMSAL TEMELLER

$Al_2O_3$  ve  $TiB_2$  seramik takviye elemanları içeren Al kompozitlerin üretimi ve özelliklerinin incelenmesi konusunda literatürde yer alan çalışmalar şu şekilde özetlenebilir:

Tjong *et al.* (2005)'de; Al,  $TiO_2$  ve  $B_2O_3$  tozlarını, 8 saat boyunca alkol eşliğinde bilyeli öğütme yöntemiyle karıştırıp  $800^\circ C$ 'de 10 dakika sinterleyerek sıcaklık  $600^\circ C$ 'e düşükten sonra sıcak presleme yaptılar. Ardından, ürettikleri numunelere  $420^\circ C$ 'de, 20:1 oranında ekstrüzyon işlemi uyguladılar. Hacimce %13,1  $Al_2O_3$ , %5,3  $TiB_2$  ve %3,6  $Al_3Ti$  içeren Al matrisli kompozit numunelerin oluşum reaksiyonlarını şöyle sıraladılar:



Eşitliklere göre;  $B_2O_3$  ve  $TiO_2$  tozları öncelikle ikame reaksiyonlarla  $Al_2O_3$ 'ü oluşturmak üzere Al ile ayrı ayrı tepkimeye girmekte, ardından serbest hale geçen Ti ve B, kendi aralarında birleşerek  $TiB_2$ 'ü sentezlemektedirler. Son olarak B'dan daha fazla miktarda olan Ti, arda kalan Al ile reaksiyona girerek  $Al_3Ti$ 'i oluşturmaktadırlar. Üretim sonucunda elde ettikleri in situ  $Al_2O_3$ ,  $TiB_2$  ve  $Al_3Ti$  kuvvetlendirici partiküllerin SEM görüntüleri Şekil 1.'de yer almaktadır. SEM görüntülerinden,  $TiB_2$  ve  $Al_2O_3$ 'ün çoğunlukla 1  $\mu m$  büyüklüğünde hegzagonal şekilli,  $Al_3Ti$ 'nin ise 10  $\mu m$  ve üzerinde geniş bloklar şeklinde olduğu anlaşılmaktadır.



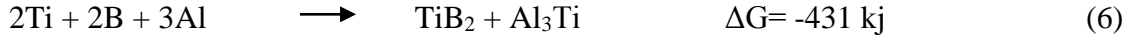
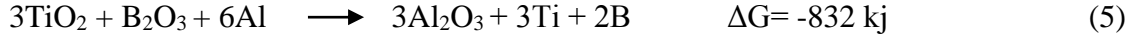
a)

b)

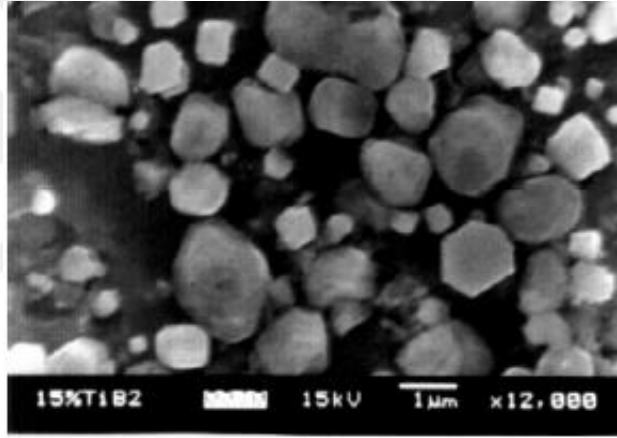
c)

**Şekil 1.** Kuvvetlendirici partiküller a)  $TiB_2$  ve  $Al_2O_3$  b)  $Al_3Ti$  c) Blok şeklindeki  $Al_3Ti$ 'nin 1.000 büyütmedeki görüntüsü (Tjong *et al.* 2005)

Lü *et al.* (2001)'de; Al-%4Cu, TiO<sub>2</sub> ve B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> başlangıç tozlarını 4 saat boyunca bilyeli öğütme yöntemiyle karıştırdıktan sonra kompaktladıkları karışımları 600°C'den 750°C'e kadar farklı sıcaklıklarda 2 saat süre boyunca sinterlediler. In situ TiB<sub>2</sub> fazının Eşitlik 5 ve 6'daki reaksiyonlarla, iki aşamada oluştuğunu rapor ettiler.



Eşitlik 5'de yer alan reaksiyona göre; TiO<sub>2</sub>, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve Al'un bir araya gelmesi sonucunda düşük Gibbs Serbest Enerjisi'nden dolayı önce Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ardından Eşitlik 6'da görüldüğü üzere TiB<sub>2</sub> ve Al<sub>3</sub>Ti kuvvetlendiricileri sentezlenmektedir. Özellikle matris içerisinde TiB<sub>2</sub> üretimi üzerine yoğunlaştıkları çalışmada, elde ettikleri hegzagonal yapılı TiB<sub>2</sub> kuvvetlendirici partikülleri Şekil 2'de yer almaktadır. (Şekil 2). Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazının bir kazanç olarak yapıya katkıda bulunduğunu bildirmektedirler.



**Şekil 2.** Hegzagonal yapıdaki TiB<sub>2</sub> partikülleri (Lü *et al.* 2001)

Zhu *et al.* (2007)'de; Al, TiO<sub>2</sub> ve B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> başlangıç tozlarını, oranları (B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>):0-0.5-1 olacak şekilde 2 saat süre boyunca bilyeli öğütme yöntemiyle karıştırdılar. Ardından kompaktladıkları karışımları 800°C'de 10 dakika sinterleyip fırın içerisinde oda sıcaklığına soğuttular. Üretim sonucunda elde edilen fazları kararlılıklarına göre sıraladılar:

Kararlılık (stability): 1. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 2. TiB<sub>2</sub> 3. AlB<sub>12</sub> 4. Al<sub>3</sub>Ti 5. TiB 6. AlB<sub>2</sub> 7. TiAl

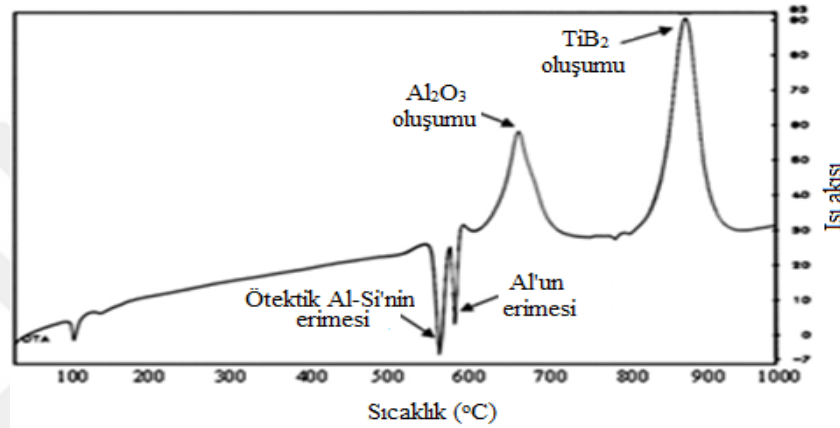
Ürettikleri kompozit numunelerden elde ettikleri sonuçlara göre;

- Mol (B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>) < 1 ise; oluşan ürünler α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiB<sub>2</sub> ve Al<sub>3</sub>Ti'dür. α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, en düşük Gibbs serbest enerjisine sahip olmasından dolayı en kararlı faz olduğunu,
- Mol (B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>) oranı artarken Al<sub>3</sub>Ti miktarı düşüşe geçmektedir. Mol (B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>)=1 olduğu durumda Al<sub>3</sub>Ti fazının yapıda gözükmediğini,

- Mol ( $B_2O_3/TiO_2$ ) < 1 olduğu durumda; aktif haldeki titanyumun, Al ile birlikte  $Al_3Ti$  fazını oluşturduğunu bildirmektedirler.

Fazların kararlılık sıralamaları incelendiğinde;  $Al_2O_3$  ve  $TiB_2$  fazlarının diğerlerine göre daha kararlı olduğu,  $Al_3Ti$  fazının ise bir geçiş fazı olduğundan  $AlB_{12}$ 'e dönüşeceği anlaşılmaktadır.

Tekmen *et al.* (2008)'de; Al-12Si,  $TiO_2$  ve  $B_2O_3$  tozlarını, 100 d/dak. hızla, 48 saat boyunca, bilye/toz ağırlık oranı: 20/1 olacak şekilde mekanik alaşım olarak alaşımladılar. Elde ettikleri in situ  $Al_2O_3$  ve  $TiB_2$  fazlarına ait reaksiyonların DTA analizini,  $10^\circ C/dak.$ 'lık ısıtma hızıyla  $1000^\circ C$ 'e kadar gerçekleştirdiler. DTA analizi Şekil 3'de yer almaktadır.

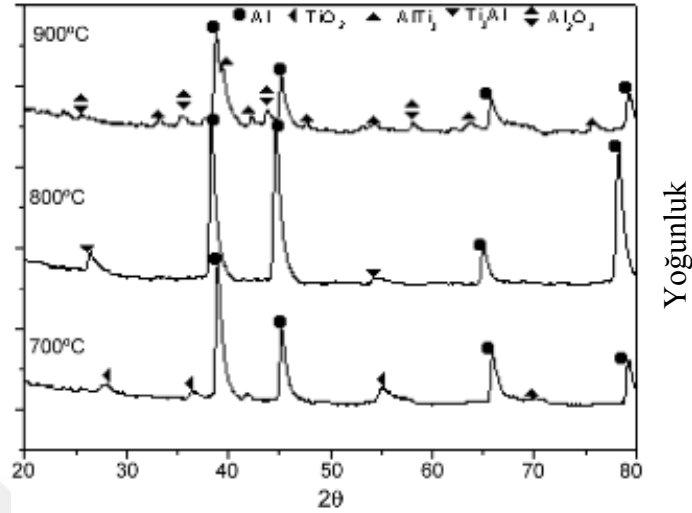


Şekil 3. Al/12Si- $TiO_2$ - $B_2O_3$  tozlarının DTA analizi (Tekmen *et al.* 2008)

DTA analizine göre; matris bileşeni Al, yaklaşık  $570^\circ C$ 'de başlayıp  $600^\circ C$  civarlarında erimesini tamamlamaktadır. Ardından yaklaşık  $660^\circ C$ 'de  $Al_2O_3$ ,  $880^\circ C$ 'de  $TiB_2$  kuvvetlendiricileri elde edilmektedir.  $1000^\circ C$ 'e kadar başka herhangi bir faz oluşumu görünmemektedir. Bağ kırılması (erime) endotermik, bağ oluşumu (sentezlenme veya ikame reaksiyonlarla oluşma) olayı ise ekzotermik bir reaksiyon olduğundan Al'un erimesi ve kuvvetlendiricilerin elde edilmesi, grafikte aşağı ve yukarı olmak üzere zıt yönlü olarak gösterilmiştir.

Ergin vd. (2014)'de, presleme basıncının etkisini araştırdıkları çalışmada, Al,  $TiO_2$  ve  $B_2O_3$  karışımını, tek eksenli bir hidrolik preste 150 MPa basınç altında, 4 saat boyunca  $1200^\circ C$ 'de sinterleyip oluşan numuneyi fırından çıkararak havada soğuttular. Numunenin Arşimet prensibine göre ölçtükleri yoğunluğunu %94,2 olarak ve numuneye üretim süresince yalnızca 150 MPa'lık basınç uyguladıklarını, basıncın başlangıçtan sinterlemenin sonuna kadar devam ettiğini bildirdiler. Yüksek yoğunluklu malzeme elde edebilmek için, uygulanan basıncın etkisi çok büyüktür. Sıcaklık ve basıncın eş zamanlı olarak uygulandığı üretimlerde sinterleme sonrası örneğin ekstrüzyon gibi herhangi bir ikinci işleme gerek kalmamaktadır. Çünkü ikinci işlemler, beraberinde ek maliyetler getirmektedir.

Roy *et al.* (2007)'de; Al ve yalnızca TiO<sub>2</sub> karışımını sırasıyla 700, 800 ve 900°C'lik sıcaklıklara sinterleyip reaktif sıcak presleme yöntemi kullanarak 25 MPa'lik presleme basıncı uyguladılar. Basıncı, istenilen sıcaklıklara ulaşıldıktan sonra 15 dakikalığına uyguladılar. Daha sonra oda sıcaklığına soğutulan numunelerin XRD analizlerini Şekil 4'deki gibi rapor ettiler.

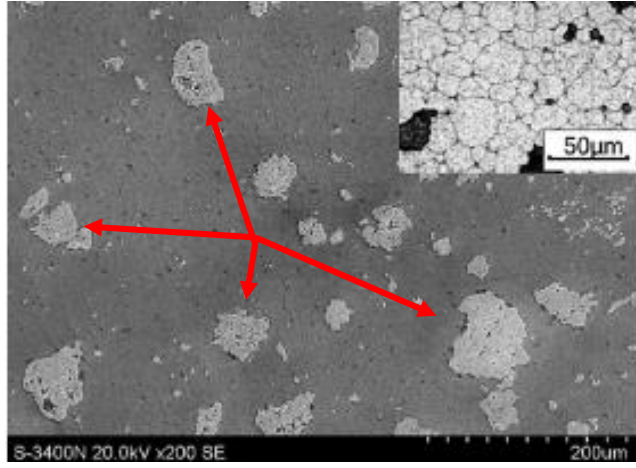


Şekil 4. Üç farklı sıcaklıktaki XRD analizleri (Roy *et al.* 2007)

Analizlere göre; sinterleme sıcaklığındaki artış ile birlikte kompozit numunelerdeki reaksiyona girmemiş Al ve TiO<sub>2</sub> miktarı azalırken diğer kuvvetlendiricilerin miktarında sabit bir artış olmasa da yoğunluklarının arttığı söylenebilir.

Literatürde yüksek ısıtma hızının in situ kompozitler üzerine etkilerini araştırırken rastlanan bir çalışma Zhu ve ekibine aittir. 2017'de, yüksek olarak değerlendirilebilecek bir ısıtma hızını denedikleri çalışmada, Al içerisine ekledikleri B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'ü, saf B (bor)'nin fiyatının çok yüksek olması nedeniyle tercih ettiklerini belirterek 20°C/dak. ısıtma hızıyla 1100°C'de, 10 dak. boyunca sinterledikleri numuneleri oda sıcaklığına soğutarak kompozit içerisinde Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviye partiküllerini elde ettiler. Mikroyapının sıcaklıkla nasıl değiştiğini anlayabilmek için üretimin belirli sıcaklıklarda durdurularak inceleme yapıldığı çalışmalarda, başlangıçta yaptıkları XRD analizlerinde Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> piklerini görememelerinin nedenini, başlangıçta amorf haldeki Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'ün, artan sıcaklıkla beraber kristallenmeye başlaması ve sonunda kararlı  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'e dönüşmesi şeklinde yorumlamaktadırlar.

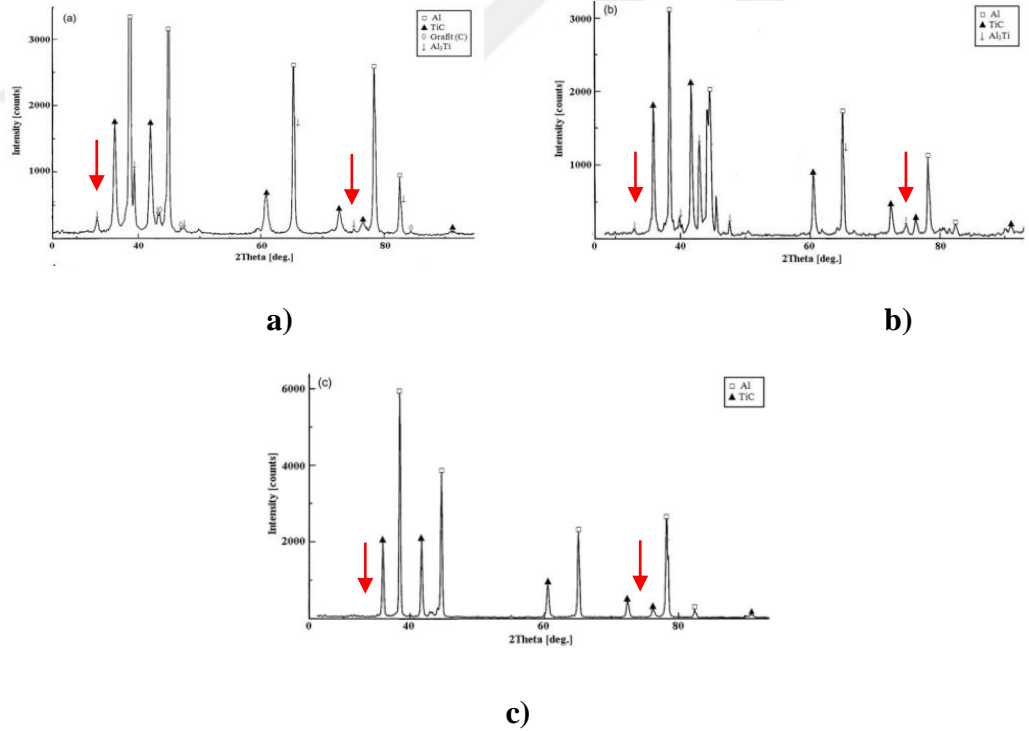
Zhao *et al.* (2015)'de; yine ısıtma hızının mikroyapı üzerine olan etkisini araştırmak amacıyla bir araya getirdikleri Al ağırlıklı toz karışımını, 5-50°C/dak. aralığındaki ısıtma hızlarında 900°C'de 1 saat süreyle sinterleyerek yaptıkları çalışmada, ısıtma hızının artmasıyla birlikte oluşan Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> takviye elemanlarının kompozit yapısında daha homojen bir partikül boyutu dağılımına sahip olduğunu gözlemlediklerini bildirdiler (Şekil 5).



**Şekil 5.** Al matriste dağılmış homojen boyutlu kuvvetlendirici partiküller (Zhao *et al.* 2015)

Çalışmada ek olarak  $Al_2O_3$  partikül boyutlarının artan sıcaklığa, sinterleme süresine ve takviye içeriğine bağlı olduğunu belirtmektedirler.

Dikici *et al.* 2011’de, yapıdaki  $Al_3Ti$  fazı ile ilgili yaptıkları çalışmada, 100 bar soğuk ve 3 bar sıcak basınç altında presledikleri Al matrisli kompozitlerin üretimlerini  $900^\circ C$  -  $1050^\circ C$  ve  $1200^\circ C$ ’de gerçekleştirdiler. Kompozit numunelerin XRD analizlerini Şekil 6’daki gibi paylaştılar.



**Şekil 6.** Kompozitlerin XRD analizleri a)  $900^\circ C$  b)  $1050^\circ C$  c)  $1200^\circ C$  (Dikici *et al.* (2011)

XRD analizlerine göre; üretim sıcaklığının artmasıyla birlikte yapıdaki kırmızı oklar ile işaretlenen  $Al_3Ti$  miktarı azalmaktadır.  $Al_3Ti$ , gevrek bir intermetalik fazdır. Literatürdeki bazı çalışmalarda malzeme özelliklerini düşürdüğü için istenmeyen bir faz olarak, bazı çalışmalarda

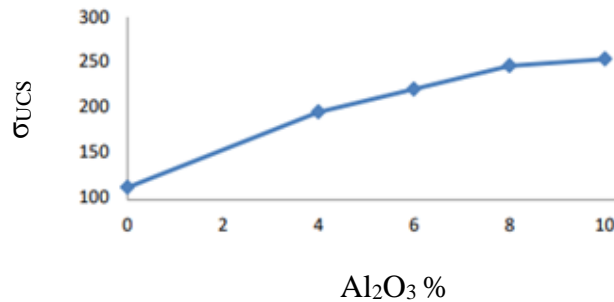
ise aşınma direncini iyileştirdiği için özellikle tercih edilen bir faz olarak karşımıza çıkmaktadır. Dikici ve ekibi, istenmeyen fazların elimine edilebilmesi için sinterleme sıcaklığının artırılabilirliğini bildirmektedirler.

In situ reaksiyonlarla üretilen Al matrisli kompozitlerin mekanik özelliklerinden birisi olan sertlik değerlerinin araştırıldığı çalışmalar Tablo 1.'de yer almaktadır. Literatürde Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> fazlarının her ikisini birden içeren çalışmaların sayısı sınırlı olduğu için bazı çalışmalarda sadece Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, bazısında ise sadece TiB<sub>2</sub> yer almaktadır.

**Tablo 1.** Literatürdeki Al matrisli kompozitlerin sertlik değerleri

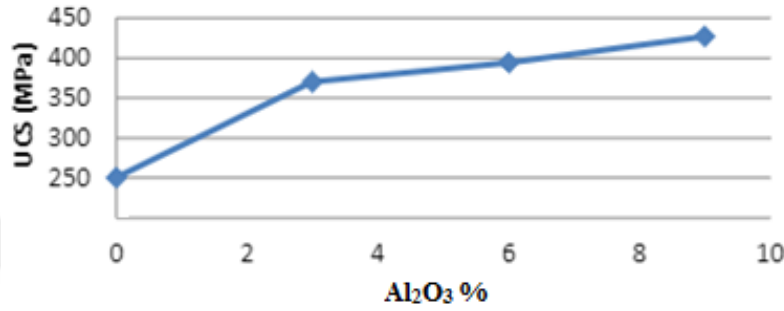
Numune İçeriği (Hacimce)	Sertlik Değeri	Kaynak
%20 TiB <sub>2</sub>	105 HB (110 HV)	Kuruvilla <i>et al.</i> (1990)
%20 TiB <sub>2</sub>	133 HB (140 HV)	Tjong ve Lau, 1999
%9,2 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – %20,8 Al <sub>3</sub> Ti	304 HB (320 HV)	
%9,2 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – %3,8 TiB <sub>2</sub> - %9,5 Al <sub>3</sub> Ti	295 HB (310 HV)	Zhu <i>et al.</i> (2008)
%9,2 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – %7,3 TiB <sub>2</sub>	272 HB (286 HV)	
%40 TiB <sub>2</sub>	272 HB (285,6 HV)	
%50 TiB <sub>2</sub>	294 HB (309,2 HV)	Zhang <i>et al.</i> (2014)
%60 TiB <sub>2</sub>	309 HB (324,8 HV)	
%20 Ti-Alüminit + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	162 HB (170 HV)	Roy <i>et al.</i> (2007)
%20 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	80 HB	Rahimian <i>et al.</i> (2011)
<b>Ağırlıkça</b> %10 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	97 HB	Hallem <i>et al.</i> (2018)
<b>Ağırlıkça</b> %5 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	228 HB (98,1 HRB)	Zebarjad and Sajjadi, 2007

İçerdiği seramik kuvvetlendiricilerden dolayı genellikle gevrek yapılı olan Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiB<sub>2</sub> kompozitlerin mekanik özelliklerinden bir diğeri olan basma dayanımı ile ilgili çalışma yapan Hallem *et al.* 2018'de, ağırlıkça maksimum %10 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> içeren kompozite ait basma dayanımı ( $\sigma_{UCS}$ ) grafiğini Şekil 7'deki gibi rapor ettiler.



**Şekil 7.** Maksimum ağırlıkça %10 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al içeren kompozitin  $\sigma_{UCS}$  grafiği (Hallem *et al.* 2018)

Grafiğe göre; %4 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al kompozitin  $\sigma_{UCS}$  değeri: 200 MPa iken, %10 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al kompozit için  $\sigma_{UCS}$ : 250 MPa'a yükselmektedir. Buradan, kuvvetlendirici içeriğinin artmasıyla birlikte kompozitlerin basma dayanımlarında da artış gözleneceği sonucu çıkmaktadır. Benzer şekilde, Kumar and Venkatesh (2018)'de, yine kompozit içerisindeki ağırlıkça % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> miktarını artırarak elde ettikleri sonuçlardan %9 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al kompozitin  $\sigma_{UCS}$  değerini: 425 MPa olarak bildirirken (Şekil 8); Zhang *et al.* 2014'de, ürettikleri yüksek hacim içerikli TiB<sub>2</sub>/Al kompozitlerin basma mukavemetlerini matris malzemesi olan alüminyumu alaşımlandırarak 1348 MPa'a kadar artırdıklarını bildirdiler (Tablo 2).

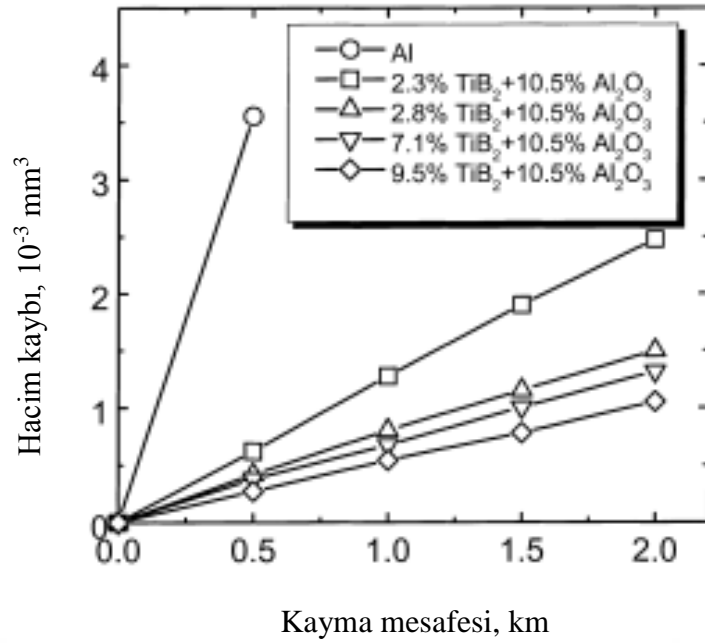


Şekil 8. Ağırlıkça %9 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al kompozitin  $\sigma_{UCS}$  grafiği (Kumar and Venkatesh, 2018)

Tablo 2. Yüksek hacim içerikli TiB<sub>2</sub>/Al kompozitlerin  $\sigma_{UCS}$  değerleri (Zhang *et al.* 2014)

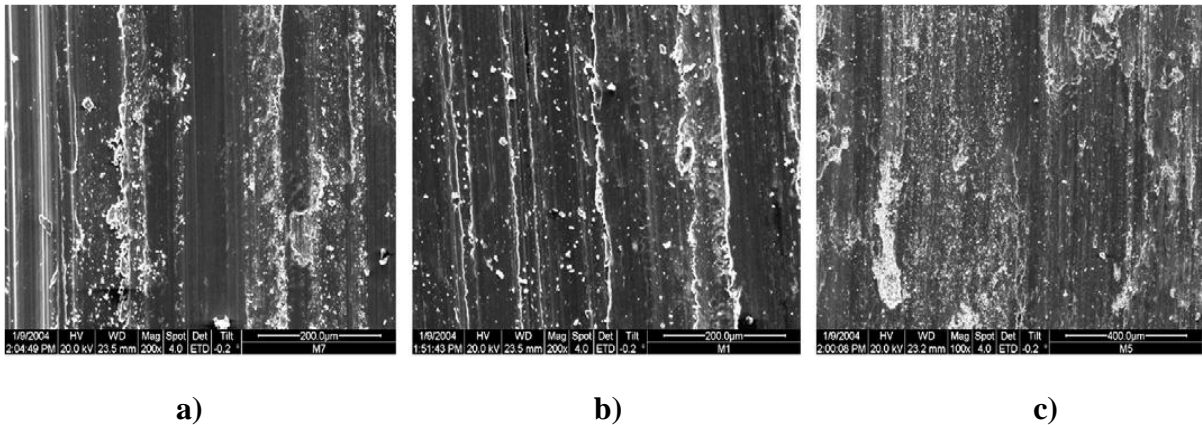
Kompozit Numuneler	$\sigma_{UCS}$ (MPa)
50 TiB <sub>2</sub> /Al-6Mg	1162
50 TiB <sub>2</sub> /Al-6Mo	1320
50 TiB <sub>2</sub> /Al-6V	1348

In situ kompozitlerin aşınma dayanımlarını konu alan çalışmaların incelendiği literatür araştırmalarında, Tjong ve Ma'nın, 2000'de yaptığı bir derleme çalışması, Tjong *et al.* (1999)'da Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> fazlarının her ikisinin birden yer aldığı kompozitlerde artan TiB<sub>2</sub> içeriğine karşılık aşınma hacmi kaybının lineer olarak azaldığını bildirmektedir. İlgili grafik Şekil 9'daki gibidir.



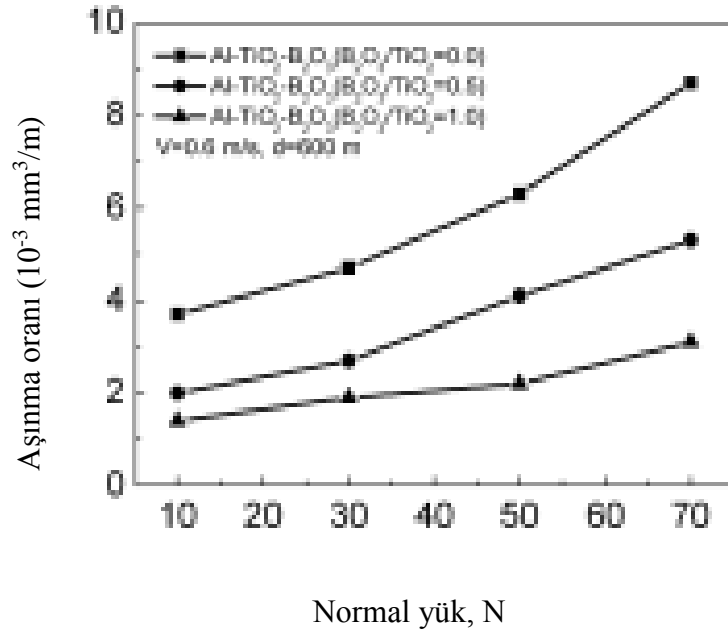
**Şekil 9.** Hacim kaybı – kayma mesafesi grafiği (Tjong *et al.* 1999)

Zhu *et al.* (2008)'deki çalışmalarında; in situ Al/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiB<sub>2</sub> kompozitlerin aşınma dirençlerini oda sıcaklığında pin-on disk testi yöntemiyle tespit etmeye çalıştılar. Üretim öncesi karışıma ekledikleri Al, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiO<sub>2</sub> miktarlarını incelediklerinde; artan B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub> mol oranıyla birlikte numunlerin aşınma dayanımının da yükseldiğini tespit ettiler. Karışıma B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bileşeni katılmadığı durumda kompozitin sadece Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve Al<sub>3</sub>Ti fazlarından oluşacağını ve aşınma direncinin düştüğünü bildirdiler. B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'in eklenmesi ile birlikte Al<sub>3</sub>Ti fazının oranının azalıp TiB<sub>2</sub> fazının artmasıyla birlikte aşınma direncinin yükseldiğini rapor ettikleri çalışmayla ilgili aşınma yüzeylerinin SEM incelemeleri Şekil 10'da, aşınma oranı grafiği ise Şekil 11'de yer almaktadır.



**Şekil 10.** Aşınma yüzeylerinin SEM incelemeleri

**a)** Mol (B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>)=0 **b)** Mol (B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>)=0,5 **c)** Mol (B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/TiO<sub>2</sub>)=1, (Zhu *et al.* 2008)

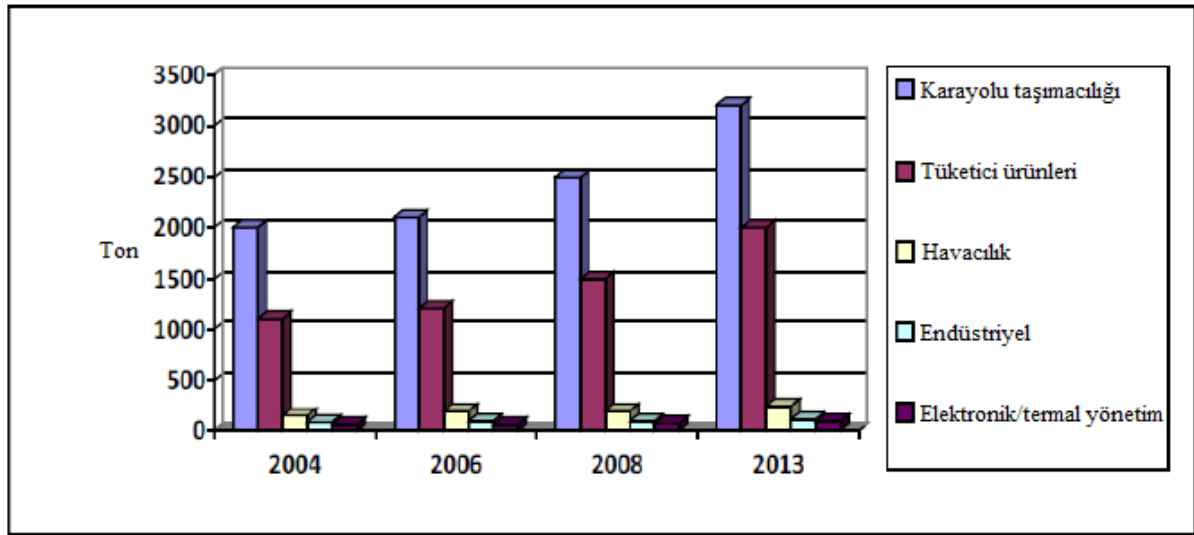


Şekil 11. Aşınma oranı-yük grafiği (Zhu *et al.* 2008)

### Metal Matrisli Kompozit Malzemeler

Metal matrisli kompozitler, sünek metallerin fiber, güçlü partiküller veya whiskerlerle kuvvetlendirildiği nispeten yeni kompozit malzeme gruplarıdır (Fridlyander, 1995; Davim, 2002). Yaygın olarak kullanılan matris malzemeleri alüminyum, bakır, kobalt, titanyum, magnezyum ve bunların alaşımlarıdır (Nicholls *et al.* 2017). Metal matrisli kompozitler konvansiyonel malzemelere göre daha üstün özellikler sergilemektedirler. Bunların arasında yüksek tokluk, termal kararlılık ve spesifik mukavemet sayılabilir (Iglesias and Bermudez 2012).

Hafif metal esaslı (matrisli) kompozitlerin kullanımı otomotiv ve elektronik parça üretiminde son yıllarda daha da önemsenir bir hale gelmiştir. Journal of Global Marketing’de yayınlanan bir teknik araştırma raporuna göre; 2013 yılında karasal taşımacılık sektöründe 3,2 milyon kilogram metal matrisli kompozit malzeme kullanılmıştır. Elektronik/termal uygulamalar ise 0,1 milyon kilogram ile metal matrisli kompozitlerin beşinci en büyük kullanım alanını oluşturmuştur. Aynı derginin 2016 yılındaki tahminlerine göre 2020 yılında metal matrisli kompozitlerin toplam pazar payı değeri 431,1 milyon dolara ulaşacaktır (Anonymous 2016). Şekil 12’de metal matrisli kompozitlerin uygulama alanlarının genel görünümü verilmiştir.



Şekil 12. Metal matrisli kompozitlerin uygulama alanları (Anonymous 2016)

Metal matrisli kompozitlerin üretiminde kullanılan matris malzemelerinin içerdiği takviye (kuvvetlendirici) elemanları, kullanıldıkları yerde neden olduğu iyileşmeler ve uygulama alanları Tablo 3'deki gibidir.

Tablo 3. Metal matrisli kompozitlerin kullanımları (Iglesias and Bermudez, 2012)

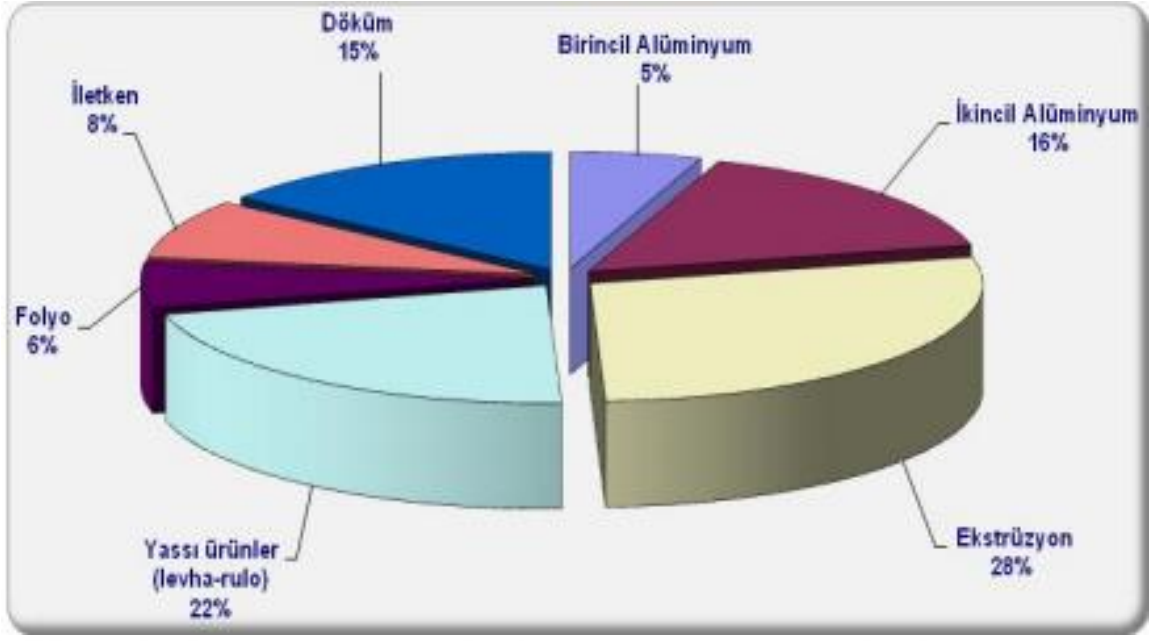
Matris metali	Takviye elemanı	Neden olduğu iyileşme	Uygulama alanı
Al alaşımları	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Aşınma direnci	Otomobil parçaları (pistonlar, frenler, rotorlar, rotlar)
	SiC	Yüksek mukavemet ve rijitlik	
	Grafit	Aşınma direnci İşlenebilirlik Kendinden yağlayıcılık Özgül mukavemet	Yataklar Otomobil parçaları
	B <sub>4</sub> C	Yüksek nötron absorpsiyonu	Nükleer kaplar
Al, Al-Si, Al-Si-Mg alaşımları	B <sub>4</sub> C	Sertlik Aşınma direnci Özgül rijitlik	Uçak parçaları Havacılık yapıları Döküm
Cu	NbC	Aşınma direnci	Elektrot üretimi
	TiB <sub>2</sub>	Yüksek elektriksel ve termal iletkenlik	
	TiC	iletkenlik	
	SiC	Termal kararlılık Sertlik Aşınma direnci Yüksek elektriksel ve termal iletkenlik	Elektronik paketleme İletim terminalleri Füzyon reaktörleri
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		
	Karbon fiberler	Aşınma direnci Özgül mukavemet	Elektronik cihazlar Isı değiştiricileri
	WC	Aşınma ve erozyon direnci Yüksek elektriksel ve termal iletkenlik	Röleler Siviçler
	Elektrik deşarj makineleri Elektrotlar		

**Tablo 3.** (devamı)

<b>Mg alaşımları</b>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Termal kararlılık Özgül rijitlik	Uçak ve otomobil parçaları
	Karbon fiberler	Sönümlenme kapasitesi Özgül mukavemet ve rijitlik Yorulma direnci	Robotik ve taşıma uygulamaları
	B <sub>4</sub> C	Sertlik Aşınma direnci	Uçak ve otomobil parçaları
<b>Ti alaşımları</b>	SiC	Özgül mukavemet Termal kararlılık	Otomobil parçaları (Toyota motorlarındaki egzoz valfleri) Havacılık uygulamaları (bıçaklar, kompresörler)
		TiB	Aşınma direnci Termal kararlılık Yorulma direnci
	TiC	Termal kararlılık Özgül rijitlik Sürünme direnci	Havacılık uygulamaları

### Matris Malzemesi Olarak Alüminyum ve Özellikleri

Alüminyum, yer kabuğunda en fazla bulunan malzeme gruplarından birisidir. Saf (elementel) halde kullanımının yanında alaşımlanmış olarak da kullanımı çok yaygındır. Endüstride düşük özgül ağırlık, korozyon direnci, şekillendirilebilirliğin yüksek olması gibi özelliklerin arandığı alanlarda alüminyum ve alaşımları, aday malzemeler arasında ilk sıralarda yer almaktadır. Geri kazanılabilirliği, darbe dayanımı, yüksek ısı iletim katsayısına sahip olması nedenleriyle yiyecek ve içecek ambalajlarında (Anonim 2021a); düşük ağırlığın hedeflendiği otomotiv, motor blokları, havacılık, bisiklet ve motosiklet sektörlerinde (Anonim 2021b); yüksek elektrik iletim katsayısı nedeniyle jeneratör ve elektrik kablolarında; ısıl genleşme katsayısının düşük olmasının tercih edilmesi nedeniyle kaynaklı birleştirmelerde ve korozyon direnci nedeniyle boru ve sıvı depolama tanklarında (Anonim 2021c) ve bunların haricindeki mimari uygulamalarda, şerit eşanjör imalinde, reflektörlerde, baskı plakalarında (Anonim 2021d) alüminyum ve alaşımları kullanılmaktadır. Sıralanan tüm bu ürünlerde kullanılan alüminyumun üretim türüne göre dağılımları Şekil 13'deki grafikte yer almaktadır.



**Şekil 13.** Alüminyum ürünlerinin üretim türüne göre dağılımı (Anonim 2017)

Şekil 13’de yer alan 2017 yılı Ankara Sanayi Odası (A.S.O.) raporuna göre, %5’lik payı olan birincil alüminyum; boksit cevherinden elde edilen yüksek saflıktaki alüminyum; %16’lık payı olan ikincil alüminyum ise; hurda alüminyum malzemelerden kazanılanı ifade etmektedir. Alüminyumun hammaddesini, yeraltında bulunan boksit cevheri oluşturmaktadır. Dünyadaki alüminyum ve alüminanın %90’lık kısmı boksitten elde edilmektedir. Geri kalan kısmında ise alüminanın eldesinde kömür atıklarından, alunit, anartosit, ve şistlerden; alüminyumun eldesinde hidroflüorik asit, sodyum karbonat, kriyolit ve alüminyum hidrat karışımı bir yapay üründen ve antimon, löfit, nefelinli siyanitten yararlanılmaktadır (Anonim 2019b). Boksitten, çimento yapımında, refrakter sanayisinde ve zımpara taşı üretiminde faydalanılmaktadır (Anonim 2019a).

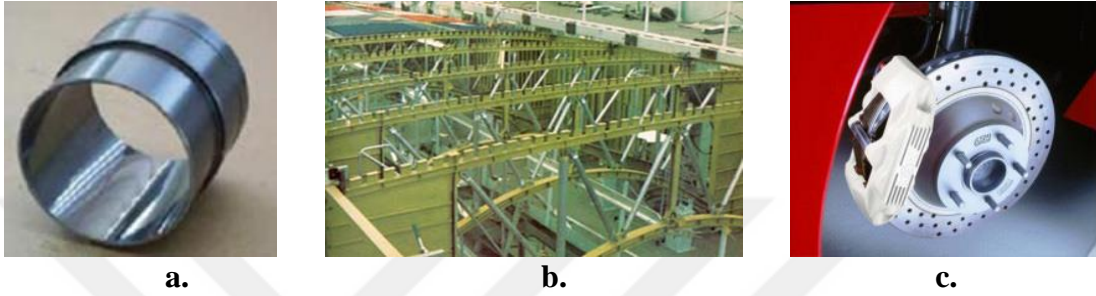
Alüminyumun sahip olduğu bazı özellikler Tablo 4’deki gibidir.

**Tablo 4.** Alüminyumun fiziksel özellikleri (Çakanyıldırım ve Gürü, 2021)

Yoğunluk	2,70 g/cm <sup>3</sup>
Erime sıcaklığı	660°C
Isıl genleşme katsayısı	24.10 <sup>-6</sup> 1/K
Isı iletim katsayısı	229 W/m.K
Çekme gerilmesi	62 MPa
Elastiklik Modülü	65 GPa
Sertlik	15 Brinell (500 kg,10 mm bilye)
Kristal kafes yapısı	Yüzey Merkezli Kübik

## Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler

Alüminyum matrisli kompozitlerin düşük ağırlıkları nedeniyle kullanım alanları oldukça geniştir. Yüksek hızlı trenler, havacılık ve uzay bileşenleri, otomotiv parçaları (pistonlar, silindirler, motor bloğu, şasi, debriyaj, fren parçaları, bağlantı çubukları), bisikletler, savunma silahları, yüksek voltajlı elektrik kabloları için çekirdekler, güvenlik aletleri (mermi taşıyıcısı, kurşun geçirmez ceket, kask) gibi hafif malzemelerin kullanımını gerektiren metal parçalarda tercih edilmektedirler (Shukla *et al.* 2018) (Şekil 14).



**Şekil 14.** Alüminyum metal matrisli kompozitlerin kullanım alanları **a)** ve **b)** SiC partikül takviyeli AMMK silindir gömleği ve uzay mekiği gövdesi-bor fiber takviye elemanlı alüminyum tüpler (Eker, 2011) **c)** Al partikül takviyeli yolcu aracı fren kaliperi (Soo and Min, 2011).

Alüminyum matrisli kompozitler, içerisine katılan fiber, whisker veya partikül şekilli takviye elemanları sayesinde saf alüminyum veya alaşımlarına göre daha üstün özelliklere sahip olmaktadır. Bunlardan seramik partiküllerin katkısı ile yüksek rijitlik, yüksek akma ve çekme mukavemeti değerlerine ulaşabilmektedirler (Madhukumar, 2018).

Günümüzde otomotiv ve uçak sanayisinde düşük yakıt tüketimi, yüksek hızlanma ve atmosfer-diğer ortamlara karşı yüksek korozyon direncinin oldukça önemsendiği durumu göz önünde bulundurulursa alüminyum matrisli kompozitlerin kullanılması kaçınılmazdır. Çünkü her ne kadar magnezyum, titanyum gibi matris malzemelerinin sıralanan özellikleri daha iyi sağladığı düşünülse de alüminyumun diğerlerine göre fiyat avantajının olması matris olarak kullanımını artırmaktadır. Fiyat-performans oranının düşüklüğü açısından alüminyum oldukça iyidir (Kandpal *et al.* 2015).

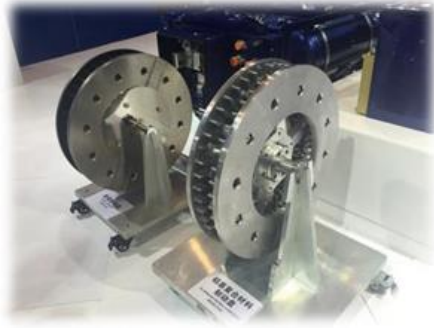
Otomotiv sanayisinde Al ve alaşımlarının - kompozitler dahil – kullanılması durumunda geleneksel malzemelerle yapılan karşılaştırmalarda elde edilen ağırlık kazançları Tablo 5'deki gibidir.

**Tablo 5.** Al esaslı otomotiv parçalarının geleneksel malzemelerle karşılaştırması (Öztürk ve Kaçar 2012, Eker 2011)

<i>Kullanılan malzeme</i>	<i>Dökme demir (kg)</i>	<i>Çelik (kg)</i>	<i>Al esaslı (kg)</i>	<i>Ağırlık kazancı (%)</i>
<b>Motor Bloğu</b>	32	-	23,5	27
<b>Tekerlek (4 adet)</b>	-	36	23	36
<b>Motor kızıağı</b>	-	25	17,5	30
<b>Fren diski</b>	5,4	-	2,5	54

### Partikül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitler

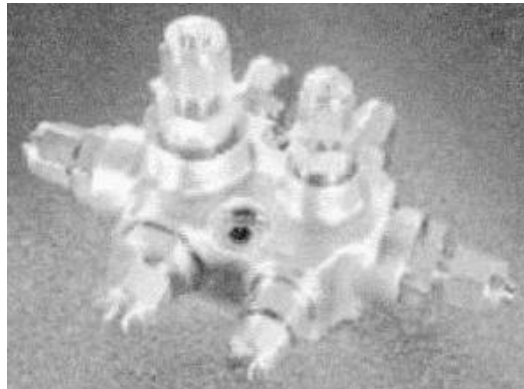
Yaygın olarak  $B_4C$ ,  $TiB_2$ ,  $TiC$ ,  $SiC$ ,  $Al_2O_3$  gibi kuvvetlendiricilerin tercih edildiği partikül takviyeli AMK'ler, ağırlık ve hacim bazında AMMK'ler içerisinde üretilen ve kullanılan en büyük kompozit miktarını oluşturmaktadır (Surappa, 2003). Uygulama alanlarından bazıları Şekil 15'deki gibidir.



a)



b)

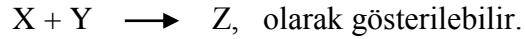


c)

**Şekil 15.** Partikül takviyeli AMK'lerin kullanım alanları a) Fren diski (Anonymous 2020a), b)  $SiC$  takviyeli biyel kolu (Anonim 2021e.) c) Uçuş kontrol hidrolik manifoldu (Surappa, 2003)

## In situ (Yerinde Reaksiyonlarla) Üretim Yöntemi

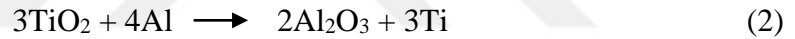
In situ kompozitler, kuvvetlendirici fazların üretim esnasında matris içerisinde elde edildiği çok fazlı malzemelerdir (Aikin, R.M., 1997). Üretim esnasında gerçekleşen kimyasal reaksiyonlar neticesinde oluşan ürünler, in situ kompozitlerin fazlarını ve kuvvetlendiricileri teşkil etmektedir. Kimyasal reaksiyonların temel türlerinden olan sentez yani birleşme tepkimeleri; iki ya da daha fazla saf maddenin tepkimeye girmesi sonucunda yeni bir tür oluşturdukları tepkimelerdir (Anonim 2016c). Genel olarak;



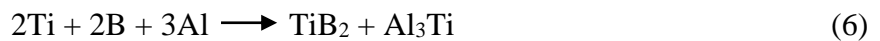
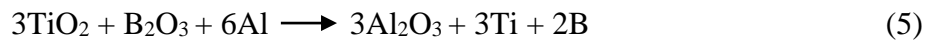
Diğer bir kimyasal reaksiyon türü ise; ikame ya da diğer adıyla tekli yer değiştirme reaksiyonlarıdır. Bir elementin, bir türden başka bir elementle yer değiştirmesi ile aşağıdaki gibi formülize edilirler (Anonim 2020c).



Bu tez çalışmasının ana yapısını in situ reaksiyonlar oluşturmaktadır. Kuramsal Temeller bölümünde verilen literatür araştırmalarından ilkinde yer alan Tjong *et al.* (2005)'de; Al, TiO<sub>2</sub> ve B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tozlarını bir araya getirerek elde ettikleri reaksiyonlar şu şekildedir:



Buna göre; 1 ve 2 eşitliklerinde Al'ın ayrı ayrı, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiO<sub>2</sub> ile reaksiyona girdikten sonra ürün olarak Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'ün elde edildiği ve elementel haldeki B ve Ti'nin serbest hale geçtiği reaksiyonlar ikame reaksiyonlardır. 3 ve 4 eşitliklerinde yer alan Ti'nin ayrı ayrı, B ve Al ile tepkimeye girerek TiB<sub>2</sub> ve Al<sub>3</sub>Ti'i oluşturdukları reaksiyonlar ise sentez (birleşme) reaksiyonlarıdır. Bu tez çalışmasında elde edilen ürünler, Tjong ve ekibinin yaptıkları çalışma ile aynı sıralamada olup, yalnızca 4. eşitlikte yer alan Al<sub>3</sub>Ti fazına mikroyapıda rastlanmamıştır. Tartışma ve Sonuç bölümünde bu konuya detaylı olarak yer verilmektedir. Benzer şekilde Lü *et al.* (2001)'de oluşturdukları, aşağıda yer alan 5 ve 6 numaralı eşitlikler, Tjong ve ekibinin yazdığı eşitliklerin taraf tarafa toplamlarıyla (girenler ve ürünlerin toplamı) aynı olduğu için Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'ün ikame reaksiyonlarla, TiB<sub>2</sub> ve Al<sub>3</sub>Ti'nin ise sentez reaksiyonlarıyla oluştuğu açıktır.



TiB<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>4</sub>C, SiC, TiC gibi kuvvetlendiriciler içeren geleneksel metal matrisli kompozitler, takviye elemanlarının ayrı bir şekilde hazırlanıp erimiş metale veya toz karışımına eklendiği *ex situ* yöntemiyle üretildiklerinde, kuvvetlendirici-matris arasındaki zayıf ıslanabilirlik ve katılaşma sırasında topaklaşma gibi problemlerle karşılaşılabilir (Kumar *et al.* 2017). Üretim esnasında yaşanan bu eksikliklerin giderilmesi amacıyla *ex situ* yöntemlerine alternatif olarak geliştirilen yerinde kimyasal reaksiyonlarla yani *in situ* yöntemle üretimin avantajları aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- ❖ Kuvvetlendiricilerin matris içerisinde homojen dağılımı,
- ❖ Takviye-matris arası ıslanabilirliğin çok iyi olması,
- ❖ Temiz haldeki takviye-matris arayüzeyi,
- ❖ Yüksek reaksiyon oranları sayesinde daha fazla kuvvetlendirici elde edilmesi (Qin *et al.* 2016),
- ❖ İnce partikül oluşumu (Kumar *et al.* 2016)
- ❖ Takviye fazlarının termal kararlılığı ve işlemin nispeten ekonomik olması (Kumar *et al.* 2015).

*In situ* fazlarla kuvvetlendirilmiş metal matrisli kompozitlerin üretim yöntemleri 'katı ve sıvı hal' olmak üzere başlıca iki gruba ayrılır. Katı hal üretim yöntemlerinde düşük sıcaklıklar tercih edildiğinden amaç; arayüzey reaksiyonları en aza indirilebilmektedir (Şahin, 2006). Katı hal üretimi yöntemine alternatif olarak sağladıkları kolay kullanım avantajı, düşük fiyatları, büyük ve karmaşık şekilli parçaları üretebilme ve istenilen şekle en yakın şekli verebilme özelliklerinden dolayı sıvı hal ve döküm yöntemleri düşünülmüştür (Parashivamurthy *et al.* 2001; Das *et al.* 2002).

Saf metallere göre daha yüksek korozyon, aşınma ve yorulma direnci, spesifik mukavemet ve modül (Kalemtaş, 2014) gibi üstün özelliklere sahip olan metal matrisli kompozitlerin *in situ* yöntemi ile üretimleri sırasında kullanılan başlangıç materyallerinin (tozların) miktarına bağlı olarak istenmeyen veya kontrol edilemeyen reaksiyonların gelişmesi ve bu reaksiyonların tamamlanana kadar geçen zaman, kompozitlerin daha uzun sinterleme süresince fırın içerisinde kalmalarına neden olmaktadır. Dolayısıyla üretim sonunda fırından çıkarılan kompozitlerin daha iri taneli yapıda oldukları ve buna bağlı olarak mekanik özelliklerinde düşüş gözlenmektedir. Yüksek hacim oranlarında elde edilen takviye elemanlarının varlığına bağlı olarak *in situ* kompozitlerde meydana gelen düşük tokluk ve ekstra üretim maliyetleri kompozitlerin kullanımını sınırlandırmaktadır (Tash and Mahmoud, 2016).

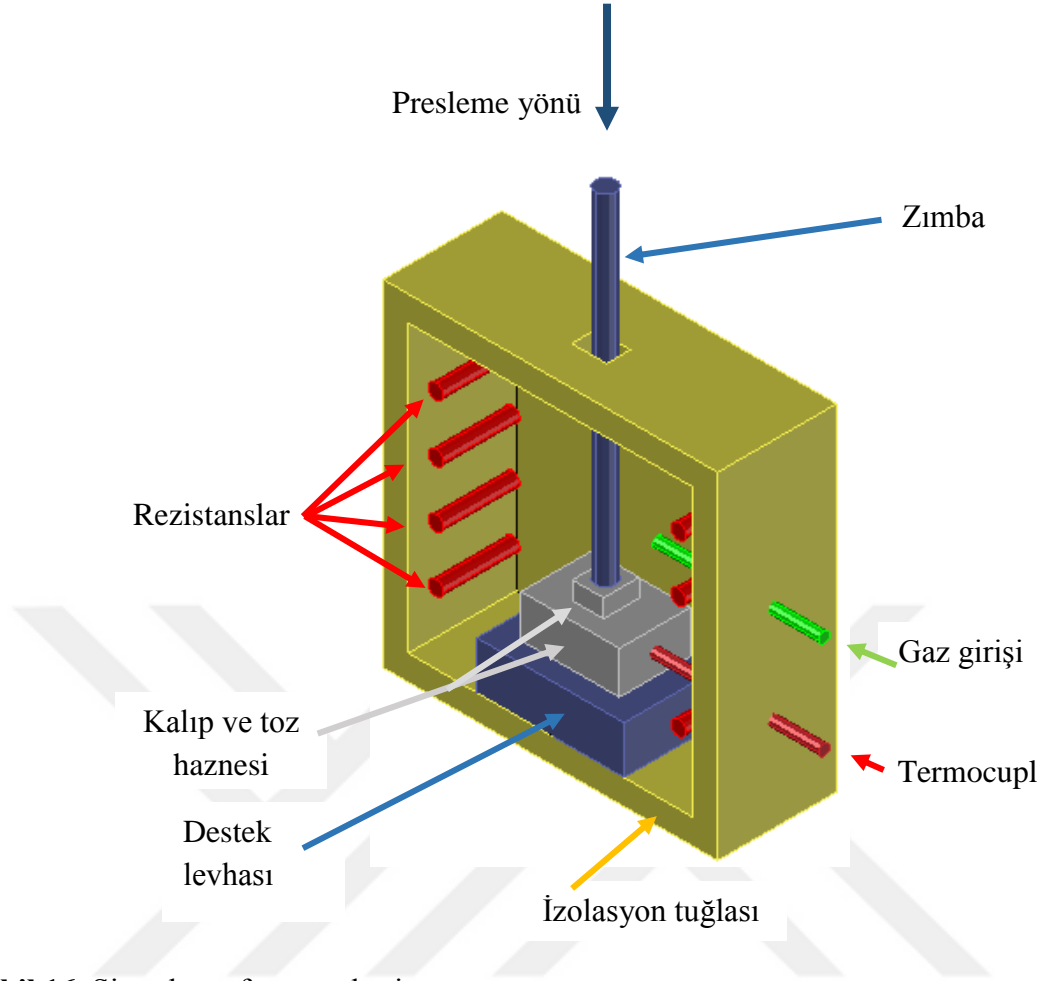
## **In situ Kompozitlerin Üretim Yöntemleri**

### **Ekzotermik Yayılma (XD)**

Bu üretim yönteminde reaktanlar (tepkime maddeleri) matrise katıldıktan sonra çözünürler ve sıvı ergiyik içerisinde difuze olurlar. Tepkimeye girebilmek için ergiyikten ısı enerjisi çekerler. Sonuç olarak seramik partiküller yerinde reaksiyonlarla oluşurlar (Zhu *et al.* 2013). Bu teknikle üretilen kompozitler, ince seramik partiküller içerirler ( $<1 \mu\text{m}$ ) ve takviye hacim oranları geniş bir aralıkta değişebilir (Zhu *et al.* 2010).

### **Reaktif Sıcak Presleme (RHP)**

Yöntem esas olarak hızlı sinterleme ve yoğunlaştırma amacı içerir. Sinterleme sonrasında oluşan poroz mikroyapıyı yoğunlaştırmak amacıyla presleme işlemi gerçekleştirilir. Bu yöntem sayesinde toz karışımını oluşturan bileşenlerden sinterlenmemiş olanları, sıcaklık artışıyla birlikte reaksiyona girebilmektedir (Ergün, 2006). Sıcak presleme, matrisin yarı sıvı-yarı katı sıcaklık aralığında genellikle 1-3 MPa olarak uygulanır (Tjong *et al.* 2004). Bu yöntem ile kuvvetlendirici ve daha yoğun bir kompozit yapısı oluşturma, tek adımda başarıyla elde edilebilir (Liu *et al.* 2016). Bu tez çalışması kapsamında kullanılan ve kesit görünüşü Şekil 16'da yer alan sinterleme fırınının içerisine yerleştirilen kalıbın haznesinde yer alan toz karışımı, üstten tek yönlü veya alt ve üstten olmak üzere çift yönlü olarak bir zımba vasıtasıyla preslenir. Kalıbın altında, uygulanacak basıncı karşılayabilmesi amacıyla bir destek levhası bulunmaktadır. Fırına bir gaz girişi kanalının bulunmasının yanısıra sinterleme işlemi vakum ortamında da gerçekleştirilebilir. Ayrıca numunenin sıcaklığını ölçmek amacıyla kalıbın toz haznesine çok yakın bir mesafede termokupl girişi mevcuttur. Fırın, rezistanlarla ısıtılmakta olup dış ortama gerçekleşecek ısı transferini önlemek amacıyla genellikle izolasyon tuğlası kullanılmaktadır.



**Şekil 16.** Sinterleme fırınının kesit görünüşü

Mekanik alaşımlama, üç eksenli turbula mikser içerisinde veya alkol eşliğinde el ile homojen olarak karıştırılan tozlar, yoğunluk artışı sağlayabilmek amacıyla soğuk olarak preslemenin ardından çeşitli sıcaklık, basınç, ısıtma-soğuma hızları, sinterleme süresi, farklı gaz atmosferleri vb. parametrelerin uygulanmasının ardından sıcak olarak preslenirler. Kompozitlerin içerdikleri takviye elemanları, matris içerisinde kimyasal reaksiyonlarla elde edilirler (Tjong *et al.* 2005). Bu işlemden sıcak presleme basıncı genel olarak soğuk presinkinden daha düşüktür. Reaktif sıcak presleme ile üretim yöntemi, yüksek sıcaklık ve basınç gerektiren diğer yoğunlaştırma işlemlerine göre daha düşük maliyetli ve yüksek işlevsellik özelliklerine sahiptir (Ma *et al.* 2017).

### **Doğrudan Reaksiyon Sentezleme (DRS)**

Toz karışımlarının direkt olarak eriyik haldeki matrise eklendiği üretim yöntemidir. Yöntemin avantajları arasında homojen dağılımlı ince takviye elemanlarının oluşturulabilmesi ve temiz matris-takviye arayüzeyi elde edilebilmesi yer almaktadır (Changlin *et al.* 2016). Takviye elemanlarının oluşması esnasında eriyiği oksijenden korumak amacıyla ortama Ar gazı ilavesi yapılması gerekir. Bu konuda yapılan bir çalışmada; yüksek kalite  $Mg_3N_2$  tozu,  $N_2$  gazı

ile Mg tozunun, 650°C-800°C sıcaklık aralıklarında 1 saatlik doğrudan nitrürleme reaksiyonu sayesinde sentezlenebilmiştir (Zong *et al.* 2010).

### **Hızlı Katılaşma Prosesi (RSP)**

In situ fazlar içeren kompozitlerin hızlı bir şekilde soğutulması sonucunda yüksek sertlik ve kırılma tokluğuna sahip olduğu üretim yöntemidir (Pan *et al.* 2017). Soğuma hızlarının 102-106 K/s aralıklarında değiştiği proses sonucunda ince taneli bir mikroyapı elde etmek mümkün olmaktadır. Su *et al.* (2013)'de, lazer bölgesel eritme işleminde hızlı katılaşma prosesinin uygulanması sonucunda 300 nm'nin altında ultra ince taneli bir mikroyapı elde etmişlerdir.

### **Reaktif Sıkıştırılmalı Döküm (RSC)**

Sıkıştırılmalı döküm yönteminde daha az hata oranına sahip döküm ürünleri oluşturma potansiyeli hayli yüksektir (Li *et al.* 2009). Geleneksel döküm yöntemlerinde porozitenin önlenememesi ve homojen olmayan dağılımlar sıkça rastlanan bir durumdur. Bu nedenlerle matris içerisinde oluşturulmak istenilen kuvvetlendiricilerin in situ reaksiyonlarla üretildiği, homojen ve daha yoğun kompozit yapılarının elde edildiği sıkıştırılmalı döküm yöntemi, dövme ve döküm işlemlerinin avantajlarını bir araya getiren modern döküm tekniklerinden biridir (Lus *et al.* 2015). Eriyik metalin kalıba döküldükten sonraki uygulanan basınç, kalıbın ön ısıtma sıcaklığı, ürünün soğuma hızı, eriyiğin akış hızı vb. işlemin parametrelerini oluşturmaktadır.

### **Kendiliğinden Yürüyen Yüksek Sıcaklık Sentezlemesi (SHS)**

Yöntemin esası; kendiliğinden yayılım gösteren ve enerjisini reaktanlardan ekzotermik reaksiyonlarla türeten yüksek sıcaklık sentezine dayanmaktadır (Mishra *et al.* 2014). Sıkıştırılmış toz karışımları ateşlenerek reaksiyonlar başlatılır. İlk reaksiyon sonucunda büyük miktarda ısı açığa çıkar ve daha sonra yanma dalgası numune boyunca ilerler (Bernert *et al.* 2013). Reaksiyonlar sırasında yanma dalgasının hızı, 1-20 mm/s aralığında değişir (Merzhanov, 2004). SHS metodu karmaşık ekipmanlar gerektirmez; yüksek zaman verimliliği, iyi arayüzey bağlanma ve düşük enerji tüketimi avantajlarına sahiptir (Yuan *et al.* 2011).

### **Sinterleme**

Sinterleme işlemi, toz parçacıklarının birbirine bağlanmasını sağlaması sonucunda malzeme özelliklerinin büyük ölçüde iyileşmesine ve mukavemetin artmasına neden olan bir ısıtma işlemidir (German, 2007). Sinterleme şartlarına bağlı olarak, söz konusu parçacıklar arasında bir bağ oluşarak birleşen parçacıklar mukavemet kazanır (German, 2014). Sinterleme ile eş zamanlı olarak uygulanan basınç (presleme) sayesinde üretilen malzemenin yoğunluğu artarak, gözenek miktarı büyük oranda azalmaktadır. Sıcak presleme olarak adlandırılan bu

işlem düşük basınçlarda (1-3 MPa) gerçekleştirilmektedir. Birleştirilmek istenen metal tozlarının (parçacıkların) başlangıçta katı halde iken soğuk olarak preslenmesi ise soğuk presleme işlemidir. Genellikle 7-10 MPa aralığında preslenen tozların soğuk olarak kaynak edilmesi neticesinde ham yoğunluk (sinterleme öncesi yoğunluk) elde edilmektedir. Sinterleme ortamı olarak indirgeyici, nitrürleyici, karbürleyici, nötr ve oksitleyici gazlar kullanılmaktadır (Yamanoğlu, R.). Gazlar H<sub>2</sub>, CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, CH<sub>4</sub>, Ar, O<sub>2</sub>, He olarak sıralanabilirken sinterlemenin yapılabildiği bir diğer ortam da bir pompa vasıtasıyla sağlanan vakum ortamıdır. Sinterleme fırınlarında kullanılan ısıtıcı elemanların genellikle 1000°C-3000°C sıcaklık aralığında çalışması beklenmektedir. Bunun için Ni-Cr, MoSi<sub>2</sub>, W, alüminyum molibden, grafit gibi ısıtıcılar tercih edilmektedir (Eroğlu, 2007). Parti ve sürekli fırınların kullanıldığı sinterleme işlemleri için, ölçümde çok düşük toleranslara sahip ısı çiftleriyle (termocupl) sıcaklık ölçümleri yapılmaktadır.

### Aşınma

Aşınma en genel olarak, birbiriyle temas eden yüzeylerden mekanik etkiler neticesinde malzeme kaybı anlamına gelmektedir. Aşınma neticesinde makine elemanları çoğunlukla kullanılamaz hale gelirler. İmalat, kimya ve metalürji sektörlerinde sıklıkla rastlanan hasar mekanizmalarının yüzdelik oranlar halinde verildiği Tablo 6'da aşınma ve erozyon olaylarının %3'lük bir paya sahip olduğu görülmektedir.

**Tablo 6.** Hasara neden olan mekanizmaların yüzdelik oranları (Ay, 2004)

Hasar Mekanizması	%
Korozyon	29
Yorulma	25
Gevrek Kırılma	16
Aşırı Yükleme	11
Yüksek Sıcaklık Korozyonu	7
Gerilmeli Korozyon	6
Sürtünme	3
Aşınma veya Yenme	3

Temas eden yüzeylerde oluşan malzeme kayıplarının aşınma olarak nitelendirilebilmesi için şu şartların sağlanmış olması gerekmektedir (Erdoğan, A.; Erdem, S., 2006):

- Mekanik bir etkinin varlığının olması,
- Sürtünme,
- Yavaş fakat sürekli olması,

- d) Malzeme yüzeylerinde değişiklik oluşturması,
- e) İstenilmediği halde oluşması.

Aşınma olayında (Kurgan, N.);

- ❖ Aşınan (esas malzeme),
- ❖ Aşındıran (karşı malzeme),
- ❖ Uygulanan yük,
- ❖ İzafi hareket unsurlarının birarada olması gerekmektedir.

**Aşınan (esas malzeme):** Aşınmaya maruz kalan veya aşınma dayanımı ölçülmek istenen malzemedir.

**Aşındıran (karşı malzeme):** Dayanımı ölçülen malzeme ile temas halinde olan katı, sıvı veya gaz formlarındaki unsurdur.

**Uygulanan yük:** Malzeme çiftlerine etkiyen kuvvettir.

**İzafi hareket:** Temas halindeki malzemeler arasında yuvarlanma, çarpma veya kayma türlerindeki göreceli harekettir (Terkeşli, 2017).

Malzeme çiftleri arasında meydana gelen aşınma mekanizmaları çok çeşitli olmakla beraber, aşağıda özellikle Al kompozit malzemeler ile ilgili literatürde en çok rastlanan aşınma türleri açıklanmış olup tez konusuyla alakalı örnekler içeren çalışmalara yer verilmiştir.

**Adhesiv aşınma:** Yapışma aşınması olarak da bilinen adhesiv aşınma; temas halindeki parçalarda oluşan soğuk kaynaklanma neticesinde sertliği daha düşük olan parçadan malzeme kaybı sonucunda ortaya çıkan aşınma türüdür. Adhesiv aşınma, birbirine benzeyen veya daha kolay alaşım yapabilen malzeme çiftleri arasında meydana gelir (Anonim 2018b). Adhesiv aşınma, en çok rastlanan aşınma türü olmasıyla birlikte genellikle hasarı hızlandırıcı etkisi bulunmamaktadır (Kurgan, N.). Matik ve Tanattı, 2017’de ürettikleri bir grup numuneden, ağırlıkça düşük değerlerde seramik partiküller içeren Al numunelerin aşınma yüzeylerinde, adhesif aşınmaya bağlı olarak plastik deformasyon ve kopma şeklinde malzeme transferlerini gözlemlediklerini dolayısıyla bu numunelerde adhesiv aşınma mekanizmasının gerçekleştiğini bildirmektedirler.

**Abrasiv aşınma:** Malzeme yüzeylerinin, kendisinden daha sert parçacıklarla basınç altında etkileşmesi ile sert parçacıkların yüzeylerden parçacık kaldırılması şeklinde gelişen, yırtılma veya çizilme aşınması olarak da bilinen aşınma türüdür (Varol, 2016). Temas halindeki malzemelerden biri diğerinden daha sert, pürüzlü bir yüzeye sahipse izafi hareketin ve temas basıncının sonucunda karşı malzemenin yüzeyinden talaş kaldırarak aşındırıyorsa bu aşınma iki cisimli (two body) abrasiv aşınma olarak; malzeme çiftleri arasında serbestçe hareket

edebilen, arayüze dışarıdan girmiş yabancı tanecikler veya aşınma talaşı gibi parçacıklar mevcutsa bu aşınma ise üç cisimli (three body) abrasiv aşınma olarak isimlendirilir (Anonim 2021f). Arık vd. 2017'de, 550°C sıcaklıkta, 200 MPa basınç uygulayarak 2 saat boyunca sinterledikleri saf Al ve ağırlıkça %15 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al numunelerin ball-on-disk yöntemiyle aşınma testlerini gerçekleştirdikten sonra yaptıkları SEM incelemelerinde; Al toz metal parçada aşınma mekanizmasını adhesiv olarak gözlemlerken; kompozit malzemede, kompozitten ayrılan Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partiküllerinin aşındırıcı bilye ve kompozit ara yüzeyinde aşındırıcı olarak rol aldığından dolayı hem adhesiv hem de abrasiv aşınma mekanizmalarının etkin olduğunu bildirmektedirler.

**Delaminasyon aşınması:** Yorulma aşınmasının bir türü olarak bilinen delaminasyon aşınması; yüzey altında bulunan, gerilme konsantrasyon bölgeleri olarak görev üstlenen porozitelerin yüzey altında çatlaklara neden olması ve bu çatlakların ilerlemesi sonucu oluşan aşınma türüdür (Saklakoğlu, 2016; Sinha, 2015). Kelime olarak, katman ayrılma aşınması anlamındadır (Tekin, 2006). Bu aşınma mekanizmasının diğer bir adı da kavkıma olarak bilinmektedir (Anonim 2016d). Alidokht *et al.* 2013'de, pin-on-disk yöntemiyle aşınma testlerini gerçekleştirdikleri Al matrisli farklı kuvvetlendiriciler içeren kompozitlere 10-40 N aralığında değişen yüklerle sonucunda; 10-25 N aralığındaki yüklerde daha pürüzsüz ve oluklardan oluşan aşınma izlerinin 40 N'lik yükün uygulanmasıyla beraber küçük çatlaklar ve yüzeysel kraterlerden oluşan izlere dönüştüğünü dolayısıyla delaminasyon ve abrasiv aşınma mekanizmalarının birlikte gerçekleşmeye başladığını bildirmektedirler.

**Erozyon aşınması:** Katı veya sıvı haldeki parçacıkların malzeme yüzeyine çarpmasıyla meydana gelen aşınma mekanizmasıdır (Koraman, 2011). Pervane kanatları, boru dirsek içleri ve pompalarda sıklıkça görülen bir aşınma türüdür. Aşınma oranı, yüzeye çarpan parçacıkların saldırı açısına ve hızına bağlı olarak değişkenlik gösterip, düşük açı değerlerindeki saldırılarda (<30°) aşınma oranı, direkt olarak malzemenin sertliğine bağlıdır. Eğer saldırı açısı 30°-90° aralığında ise aşındırıcı parçacıklar malzemeyi deforme ederek malzemedan parça koparabilir (Anonim 2020b).

Alüminyum matrisli kompozitlerin üretiminin hedeflerinden birisi de malzemelerin aşınma özelliklerinin iyileştirilmesidir (Arık *et al.* 2017). Bunu sağlayabilmek amacıyla alüminyum matris içerisinde Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiB<sub>2</sub>, Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>, SiC, TiC, B<sub>4</sub>C gibi sert seramik kuvvetlendiriciler üretilir. Tez çalışması kapsamında matris içerisinde elde edilen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> kuvvetlendiricilerinin özellikleri aşağıda yer alırken, literatürde bolca adı geçen Al<sub>3</sub>Ti fazının özelliklerinden de kısaca bahsetmenin faydalı olacağı düşünülmektedir.

### Takviye Elemanı: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Termal şok direnci, yüksek mukavemeti, korozyon direnci gibi özelliklerinden dolayı tercih edilen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (alümina)'in kullanım alanları;

- a) Zımpara kağıt ve diskleri,
- b) Rotorlar,
- c) Kalça protezi, diş implantları (Fu *et al.* 2000),
- d) Nozullar,
- e) Refrakterler,
- f) Kumlama sistemleri ve boya işleri öncesinde yüzey hazırlama işlemleri (Anonim 2019c),
- g) Motor silindir gömlekleri, ekstruder vidaları (Anonymous 2021) olarak sıralanabilir.

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'in diğer özellikleri Tablo 7'deki gibidir:

**Tablo 7.** Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>'in özellikleri (Anonim 2018a, Anonim 2019d)

Sertlik	15-19 GPa
Poisson oranı	0,22
Termal iletkenlik	20-30 W/m.K
Teorik yoğunluk	3,95 g/cm <sup>3</sup>
Mekanik yük olmadan çalışma sıcaklığı	1000°C-1500°C
Çekme Mukavemeti	240 MPa
Elastisite modülü	340 GPa
Elektrik direnci	1x10 <sup>14</sup> -1x10 <sup>15</sup> Ωcm

### Takviye Elemanı: TiB<sub>2</sub>

Yüksek erime noktası, yüksek sertlik ve elastisite modülü, iyi aşınma direnci ve termal kararlılığı sayesinde takviye elemanı olarak tercih edilmektedir (Shackelford and Alexander, 2001). Partikül haldeki TiB<sub>2</sub>, eriyik haldeki alüminyum ile reaksiyona girmediği için takviye-matris ara yüzeyinde gevrek reaksiyon ürünleri oluşmaz (Tjong *et al.* 2005). Kesici takımlarda ve zırh malzemesi olarak kullanım alanları mevcuttur. 2980°C erime noktasına ve 1800-Knoop sertlik değerine sahip olan bu partikülün diğer özellikleri Tablo 8'deki gibidir.

**Tablo 8.** TiB<sub>2</sub>'ün mekanik ve fiziksel özellikleri (Anonymous 2020b)

Sertlik	1800 Knoop
Poisson oranı@20°C	0,108
Termal iletkenlik	25 W/m.K
Teorik yoğunluk	4,52 g/cm <sup>3</sup>
Erime noktası	2980 °C
Molekül ağırlığı	69,54 g/mol
Yüzey alanı	0,25 m <sup>2</sup> /g
Sürtünme katsayısı@500°C	0,9
Kırılma tokluğu	5-7 MPa*m <sup>1/2</sup>
Kristal yapısı	Hegzagonal
Renk	Griden koyu griye

### Takviye Elemanı: Al<sub>3</sub>Ti

Tetragonal yapıya sahip bir kuvvetlendirici olan Al<sub>3</sub>Ti yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılabilirliğinin yanında yüksek elastisite modülüne, iyi oksidasyon ve korozyon direncine, düşük yoğunluğa ve yüksek erime noktasına sahiptir (Gupta ve Daniel, 2018; Nikitin *et al.* 2000). Saf Al ile kıyaslandığında termal iletkenliği yirmi kat daha düşüktür (Suzuki *et al.* 2019). İntermetalik bir faz olan Al<sub>3</sub>Ti alaşımı sahip olduğu kristal yapısından dolayı oldukça gevrek ve dolayısıyla bu fazın varlığı nedeniyle Al kompozitlerin plastik deformasyon yeteneği düşüktür. Al<sub>3</sub>Ti'un özellikleri Tablo 9'da yer almaktadır.

**Tablo 9.** Al<sub>3</sub>Ti'nin özellikleri (Suzuki *et al.* 2019)

Erime noktası	1350 °C
Teorik yoğunluk	3,4 g/cm <sup>3</sup>
Elastisite modülü	217 GPa
Termal iletkenlik	10-12 W/m.K

### Fırının Isıtma Hızının Artırılması

Maddeleri ayırt etmek amacıyla kullanılan öz direnç, malzemenin en iyi bilinen elektrik özelliğidir (Safoglu, 1990). Isıtma amaçlı kullanılan rezistansların direnci; rezistans malzemesinin öz direnci, boyu ve alanı ile ilişkilidir ve Eşitlik 7'deki gibi formüle edilir:

$$R = \rho \frac{L}{A} \quad (7)$$

Burada;

**R:** Rezistansın direnci (ohm)

**$\rho$ :** Rezistansın özdirenci (ohm x m)

**L:** Rezistansın uzunluğu (m)

**A:** Rezistansın kesit alanı (m<sup>2</sup>)

Isıtıcı eleman (rezistans) üzerinden geçen akımın artırılabilmesi için rezistansın direncinin düşmesi gerekmektedir. Yükselen sıcaklıkla beraber malzemelerin dirençlerinin de arttığı düşünülürse (Anonim 2016a) rezistans direncinin düşmesi için ısıtıcının boyunun kısaltılması veya kesit alanının artırılması uygulamada kolaylık sağlamaktadır. Kesit alanının artması, beraberinde maliyet artışını da getireceğinden dolayı ısıtma yapılan hacimlerin küçültülerek ısıtıcının boyunun kısaltılması daha pratik olacaktır. Böylelikle rezistansın birim zamandaki ısıtma hızında (°C/dakika) artış gözlenecektir.

Bu noktaya kadar yapılan literatür araştırmalarının ve bu tez çalışmasının amacı; üretilmesi hedeflenen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> içerikli Al kompozit malzemelerin başlangıç bileşimleri başta olmak üzere maliyetleri düşürülerek üretimlerini gerçekleştirebilmek; ham yoğunluğu artırmak amaçlı üretimden önce uygulanan soğuk presin ve üretimden sonra kompozit numunelerdeki poroziteleri minimuma indirmek için gerçekleştirilen sıcak preslemenin yoğunluğa katkısını belirleyebilmek; in situ (yerinde) kimyasal reaksiyonlarla Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve TiB<sub>2</sub> fazlarının hangi sıcaklıklarda oluştuğunu ve bu fazların haricinde bir fazın varlığının olup/olmadığını saptayabilmek; artırılan ısıtma hızının faz dönüşümlerine etkisini ortaya koyabilmek; sinterleme sonrası numunelerin soğumalarını, kalıba ve numunelere zarar vermeden hızlandırabilmek; kompozit numunelerin üretimi sırasında üretim sıcaklıkları olarak belirlenen 900°C ve 1000°C arasındaki 100°C'lik sıcaklık farkında numune özelliklerinin değişimini, örneğin kuvvetlendiricilerin şekil ve boyutlarını, hacim içeriklerini (miktarlarını) belirleyebilmek; 15-30-45 ve 60 dakikalık sinterleme sürelerinde mikroyapıdaki değişimleri gözlemleyebilmek; sinterleme fırınının özellikle ısıtma hızının en düşük maliyetle nasıl artırılacağına yollarını araştırmak; fırına dolayısıyla kompozit numunelere uygulanan yavaş ve hızlı ısıtma/soğuma hızı parametrelerinin üretilen numunelerin sertlik, basma ve aşınma dayanımları üzerine etkilerini inceleyebilmektir.

## MATERYAL VE YÖNTEM

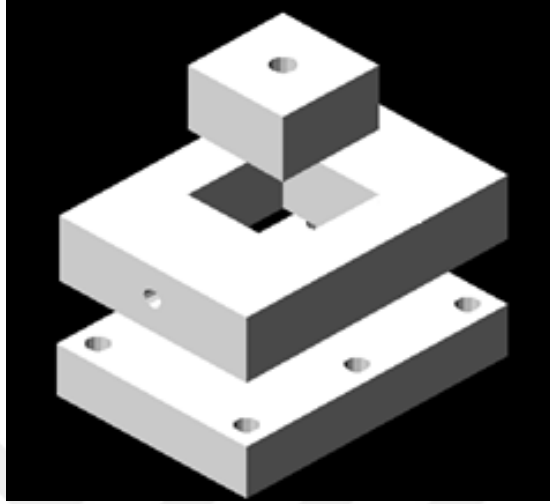
In situ fazlar içeren alüminyum metal matrisli kompozit numunelerin üretimi için fiziksel özellikleri Tablo 10’da verilen Al, TiO<sub>2</sub> ve B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> başlangıç tozları belirlenen miktarlarda karışım halinde kullanıldı. Yapılan tüm karışımlar toplam 25 gr.’lık numuneler elde edilecek şekilde hazırlandı.

**Tablo 10.** Başlangıç tozlarının fiziksel özellikleri ve miktarı

Başlangıç Tozları	Kristal Yapı	Safılık (%)	Boyut (µm)	Yoğunluk (gr/cm <sup>3</sup> )	Miktar (g)
Al (AL-100) CAS Numarası: 7429-90-5 Atomize, AEE	Yüzey merkezli kübik	99,9	1-5	2,699	18
TiO <sub>2</sub> (TI-602) CAS Numarası: 13463-67-7 Rutile, AEE	Tetragonal	94	0,3-1	4,260	4
B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> CAS Numarası: 1303-86-2 İçerik: H <sub>2</sub> O-Fe-SO <sub>4</sub> Alfa Aesar	Hegzagonal	98,5	297 (50 mesh)	2,460	3

Numunelerin üretimi için reaktif sıcak presleme yöntemi kullanıldı. Başlangıç tozları iki saat süreyle üç eksenli bir turbula mikser içerisinde homojen olarak karıştırıldı. Karıştırma işlemi bittikten sonra toz karışımları, nem gidermek maksadıyla kurutma fırınında (etüv) 70°C sıcaklıkta bir saat süreyle bekletildi. Hazırlanan toz karışımları tek eksenden basmalı kare üretim kalıbı içerisine yerleştirildi (Şekil 17). Kalıplar H13 sıcak iş takım çeliğinden imal edilmiştir. Sinterleme sonrası kalıp bileşenlerinin kolaylıkla ayrılabilmesini (birbirleriyle kaynamamasını) sağlamak amacıyla 1100°C sıcaklığa kadar dayanıklı alüminyum/bakır bazlı sprej şeklinde gres yağlayıcı kullanılmıştır (Würth – AL 1100). Toz partikülleri arasındaki boşlukların giderilmesi amacı ile üretim kalıbı 5 dakika süreyle, 20/dak. hızında orbital hareket yapan bir çalkalayıcı üzerine yerleştirildi (Şekil 18). Numunelerin yoğunluğunu artırmak amacı ile uygulanması gereken soğuk presleme işlemi 40 ton kapasiteli bir hidrolik pres (Hidroliksan) yardımıyla 70 bar basınç altında 2 saat süreyle gerçekleştirildi (Şekil 19). Daha sonra içerisinde toz karışımı bulunan kalıp, argon (Ar) gazı atmosferi altında (Şekil 19’da sol arka taraftaki Ar tüpü vasıtasıyla) hazır tutulan, özel tasarım, 1200°C sıcaklığa kadar çıkabilen elektrikli bir fırın içerisine yerleştirildi. Fırın, 5 kW gücünde olup, arka tarafında bulunan sigorta panosuyla yönetilmektedir. Sigorta panosuna monteli bir programatör vasıtasıyla istenilen sıcaklık ve zaman değerleri kolayca ayarlanabilmektedir. Üretim sıcaklığına ulaşıldıktan sonra toz

karışımları farklı sıcaklıklarda, sürelerde ve ısıtma-soğuma hızlarında sinterlendiler. Numuneler, yerinde reaksiyonların gerçekleşmesinin ardından eriyik sıcaklığı, Al'un yarı sıvı-yarı katı sıcaklık aralığına düşürülüp elde edilen üretimleri yoğunlaştırmak amacıyla sıcak olarak tekrar preslendiler. Sıcak presleme esnasında hem poroziteyi azaltmak hem de eriyiğin kalıp dışına sızmasını engellemek amacıyla 10 barlık bir basınç uygulandı.



**Şekil 17.** Toz karışımlarının içerisine yerleştirildiği tek eksenden basmalı kalıp firmı (Önal, M., 2010)



**Şekil 18.** Üretim kalıbının yerleştirildiği çalkalayıcı



**Şekil 19.** 40 ton kapasiteli hidrolik pres ve üzerine yerleştirilmiş olan sinterleme fırını (Önal, M. ve Gavgalı, M., 2016; Önal, M., 2010)

Numunelerin üretiminde basınç, sıcaklık, sinterleme süresi ve ısıtma/soğuma hızları parametreleri denendi. Basınçtan kasıt; sinterleme öncesi uygulanan soğuk presleme (peletleme) işlemidir. Önce düşük basınçlarda yapılan presleme işlemi daha sonra üretilen numunelerde daha da artırılarak basıncın kompozitler üzerindeki etkisi incelendi. Uygulanan düşük basınç 30 bar, yüksek basınç ise 70 bar olarak seçildi. Düşük basıncın daha önceki çalışmalarda da, mikro yapıdaki porozitelere engel olamadığı gözlemlendiği için numunelere 70 barlık soğuk presleme basıncı uygulandı. Presleme süresi her üretim için iki saat olarak seçildi. Süre boyunca toz partikülleri arasındaki boşluklar ve toz karışımı üzerine uygulanan basınç zamanla azaldığından dolayı basınç sürekli takviye edildi.

Numunelerin üretimleri 900°C ve 1000°C’de gerçekleştirilmiştir. Sinterleme süreleri ise 15-30-45 ve 60 dakika olarak seçilmiştir. Isıtma hızı, ilk üretilen numune grubunda; 900°C için ortalama 6,45°C/dak. ve 1000°C için - 5,82°C/dak. olarak tespit edilmiştir. Bu hızlar, fırının çalıştığı andan itibaren belirlenen sıcaklığa çıkma süresi arasındaki zaman farkı ölçülerek hesaplanmıştır. Her deney iki tekrarlı olarak yapılmıştır. Soğuma işlemi ise iki farklı soğuma aşamasından ibarettir. Bunlardan ilkinin, numunelerin belirlenen sinterleme süresinin sonuna gelindikten sonra matrisin yarı katı-yarı sıvı sıcaklığa düştüğü 580°C’e kadar fırın içerisinde bekletme; ikincisini ise fırından çıkarıldıktan sonra oda sıcaklığında soğuma işlemleri oluşturmaktadır. Bu yüzden ilk numune grubu için uygulanan çevrim yavaş ısıtma/yavaş soğuma (Y<sub>1</sub>/Y<sub>5</sub>) olarak isimlendirilmiştir. İkinci numune grubunda ise ısıtma ve soğuma hızları çok daha yüksektir ve soğuma işlemi ilkinin göre daha farklıdır. Şöyle ki; yine iki aşamadan

oluşan soğumanın ilki fırın içerisindeki numunelerin sıcaklığının 580°C'e, dış hava kaynaklı bir fan vasıtasıyla hızlıca düşürülmesi ve fırından çıkarıldıktan hemen sonra 0,35 L/dak.'lık sabit su debisi altında, üretim kalıbının çatlamasını önleyecek şekilde alt kalıba su verilerek soğutulmasından oluşmaktadır. Bu numune grubuna uygulanan çevrim ise hızlı ısıtma/hızlı soğuma ( $H_I/H_S$ ) olarak adlandırılmıştır. Tablo 11'de her iki çevrime de ait datalar bulunmaktadır.

**Tablo 11.** Her iki çevrime ait ısıtma ve soğuma hızları

Numune Grubu	Isıtma hızı (°C/dak) (900°C - 1000°C)	Fırında soğuma hızı (°C/dak) (900°C - 1000°C)	Oda sic. soğuma hızı (°C/dak) (900°C - 1000°C)
1 ( $Y_I/Y_S$ )	6,45 - 5,82	6,97 - 6,42	5,53 - 5,44
2 ( $H_I/H_S$ )	18,29 - 17,5	13,17 - 12,11	22,8 - 20,96

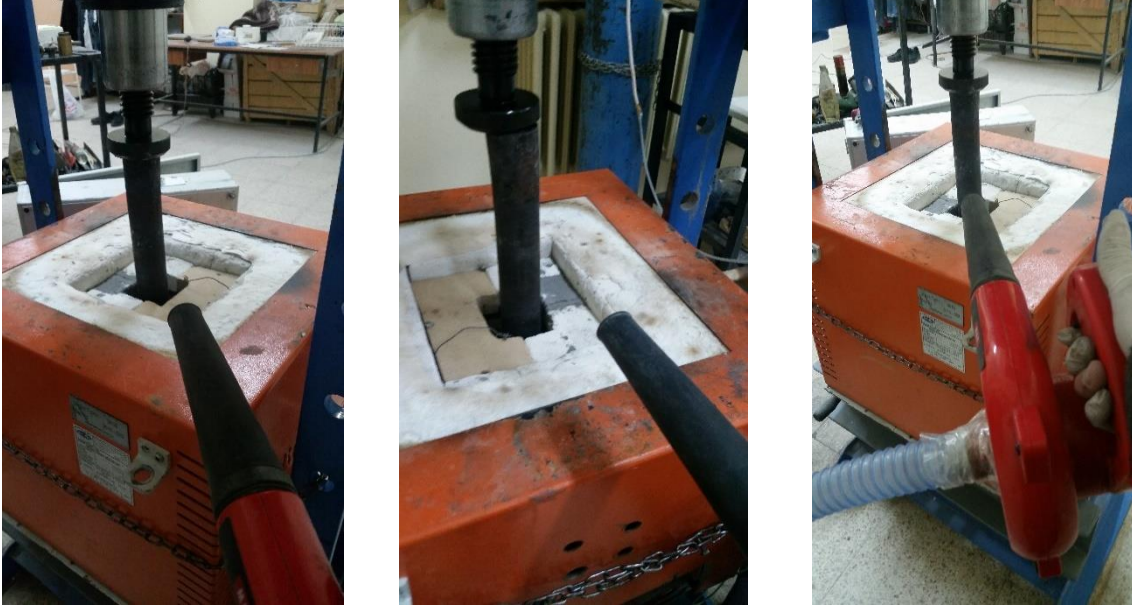
Isıtma hızının artırılmak istenmesinin nedenlerinden birisi; üretim esnasında yavaş ısıtma hızlarında oluşan intermetalik fazların oluşumlarının hızlı bir şekilde ısıtma neticesinde engellenmesidir. Böylece bu fazların kompozit bünyesinde oluşturduğu gevrekliğin önüne geçilmesi ve kompozit numunelerin sertlik, mukavemet ve aşınma değerlerinin artmasını sağlamaktır. Bu fazlardan en belirgin şekilde oluşanı  $Al_3Ti$  (alüminyum titan) fazıdır. Bu gevrek faz alüminyumun yaklaşık olarak 670°C'de ergimesinden hemen sonra oluşabilmekte ve mikroyapıda kaba rotlar (çubuklar) şeklinde yer almaktadır. Literatürden elde edilen bilgiler ışığında; boyutları genellikle 100  $\mu m$ 'den büyük olan bu fazın elimine edilebilmesi için ya hızlı bir ısıtma/soğuma çevriminin uygulanması ya da yüksek sinterleme sıcaklık ve sürelerinin tercih edilmesi gerekmektedir. Yüksek sıcaklık şartları üretim kalıbına zarar verdiği için ve bunun yanında sinterleme fırınının maksimum 1200°C'e çıkabilmesi ve bunun için de uzun bekleme sürelerine ihtiyaç duyulacağından daha pratik bir yöntem olarak ısıtma hızının artırılmasının mantıklı olacağı düşünülmüştür. Isıtma hızının artırılması aslında pratiği çok da kolay olmayan bir işlemdir. Çünkü kullanılan sinterleme fırınında ısıtıcı eleman olarak tel rezistans sistemi tercih edilmiştir. Endüstriyel fırınlarda tel ısıtıcı sistemlerinin kullanımları daha yaygındır. Ancak tel ısıtıcıların da başlangıçta hızlı bir ısıtma yapabildikleri daha sonra ise 600-700°C sıcaklıklarda ısıtma kapasitelerinin düştüğü dolayısıyla bunun da sistemin toplam ısınma hızının düşmesine neden olduğu çalışmalar kapsamında birçok defa gözlenmiştir. Bu olumsuzluğun önüne geçebilmek amacıyla mevcut sinterleme fırınının yaklaşık olarak; 20 cm x 20 cm x 20 cm = 8.000 cm<sup>3</sup> olan iç hacminin, daha da küçültülerek ısı kayıplarının engellenmesi ve daha küçük bir hacmi ısıtmanın daha hızlı olacağı düşüncesinden hareketle ısıtma alanı, içeriden ateş tuğlalarıyla kaplanarak ısıtma hacminin 17 cm x 14 cm x

10 cm = 2.380 cm<sup>3</sup>'e yani yaklaşık 1/4'ine indirilmesi denenmiş ve bu şekilde fırının ısıtma hızının yaklaşık olarak 3 katına çıktığı gözlenmiştir (Tablo 11) (Şekil 20). Fırının bu haliyle ikinci grup numuneler üretilmiş ve yalnızca ısıtma için beklenen sürenin-1000°C için- 167 dakikadan 56 dakikaya düştüğü gözlenmiştir.



**Şekil 20.** Isıtma hacmi düşürülmüş fırının görüntüsü

İkinci grup numunelerde ısıtma hızına ek olarak bir de soğuma hızının artırılması parametre olarak denenmiştir. Soğuma hızının artırılmasının nedeni; kompozitlerin mekanik özelliklerinin artmasını sağlamaktır. Çünkü birinci grup numunelerin sinterlemeden sonra matris bileşeni olan alüminyumun yarı sıvı-yarı katı sıcaklığına inmesinin hemen ardından sıcak olarak preslenerek fırından çıkarılmaları için geçen süre yaklaşık olarak 900°C için 46 dakika, 1000°C için 65 dakika olarak ölçülmüştür. Bu süre zarfında tane büyümesinin yaşanması kaçınılmaz bir durumdur. Hızlı soğuma şartlarında ise bu süre 24 ve 34 dakikaya kadar düşürülmüştür. Soğuma hızının artırılması ile mukavemet ve sertlik değerlerinin artışına bağlı olarak kompozitlerin aşınma dirençlerinin de artırılması hedeflenmiştir. Hızlı soğuma işlemi için; belirlenen sıcaklıklara kadar ısıtma ve bu sıcaklıkta tutma işlemlerinin tamamlanmasının ardından fırının kapakları açılarak kalıbın temas halinde olduğu metal parçaya (zimbaya) bir fan vasıtasıyla ortam havasının haricinde daha soğuk bir hava üflenerek (12 m<sup>3</sup>/dak.) kalıbın dolayısıyla üretilen kompozit numunelerin daha hızlı soğumaları sağlanmıştır. Bu yöntem için denemesi yapılan üretimlerin örnek görüntüleri Şekil 21'de verilmiştir.

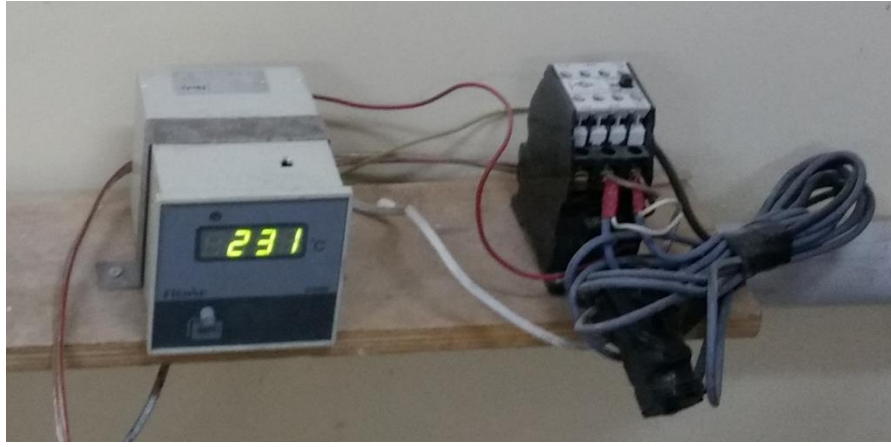


**Şekil 21.** Zımbaya soğuk hava üfleyen fan

Fırın içerisindeki sıcaklığın  $580^{\circ}\text{C}$ 'e inmesinin hemen ardından sıcak preslenerek fırından çıkarılan kalıbın birinci gruptaki numunelere nazaran daha hızlı bir şekilde soğumasının sağlanabilmesi amacıyla sulu soğuma ortamında kalıbın çarpılmasını/çatlmasını önlemek amaçlı, debisi hayli düşük olan bir su beslemesiyle soğuma işlemi yapılmıştır. Kalıbın alt kısımlarına verilen düşük debili su sayesinde önceden kalıbın ve numunelerin soğuması için gereken sürenin  $-1000^{\circ}\text{C}$  için- yaklaşık 102 dakikayı bulduğu soğuma süresinin 27 dakikaya düştüğü gözlenmiştir (Şekil 22 ve 23).



**Şekil 22.** Su ortamında soğuma



**Şekil 23.** Dijital sıcaklık ölçer

Her bir deneyin iki tekrarlı olarak yapıldığı üretim sisteminde her bir sıcaklık için 8 deney (tekrarı ile birlikte) yapılmıştır. Üretilen kompozit malzemelerden en az iki numune çıkarılarak, yapılan metalografik işlemlerden sonra (numune kesme cihazında kesme, bakalite alma, tek diskli zımpara ve parlatma cihazında 120-1200 mesh arası SiC zımparalarda temizleme, 6-3-1 mikronluk elmas süspansiyonlar dökülerek kendinden yapışkanlı çuhalarda parlatma, etil alkol içerisinde en az 5 dakikalık ultrasonik temizleme) XRD analizleri, SEM ve EDS incelemeleri yapılmıştır.

Üretilen numunelerin karakterizasyon işlemleri aşağıda verilen yöntemlerle yapılmıştır.

**Yoğunluk Ölçümleri (Tartımsan, TTS 1000):** Numunelerin görünür katı yoğunluklarının ölçülmesi amacıyla Arşimet Yöntemi kullanıldı. Yoğunluğu bilinen bir sıvı yardımı ile görünür yoğunluğu hesaplama prensibine dayanan bu yöntemde su kullanıldı. Öncesinde numuneler, üzerlerindeki hava kaynaklı nemin giderilmesi amacıyla 60°C'deki ETÜV fırınında bir saat süreyle bekletildi. Ağırlıkları ortalama olarak 0,06 gram azalan numunelerin yoğunluk ölçümleri bir Arşimet kiti ve 10 mg taksimatlı hassas terazi vasıtasıyla yapıldı.

**XRD – X-Işını Toz Difraksiyon Cihazı (Bruker, AXS D8 Advance):** XRD cihazından, hazırlanan toz karışımlarının doğrulanmasında ve üretilen kompozitlerin faz analizlerinde yararlandı. Elde edilen kırınım pikleri maddenin literatürdeki kırınım deseni ile karşılaştırılarak (kırınım açıları karşılaştırılarak) kompozitlerin kimyasal yapısı belirlenmeye çalışıldı.

**DTA - Diferansiyel Termal Analiz Cihazı (Perkin Elmer Diamond):** Örnek numune ve referans numune arasındaki sıcaklık farkı aynı anda ölçülerek erime ve faz oluşumları, endotermik ve ekzotermik pikler şeklinde grafiğe döküldü. Isıtma ve soğuma işlemleri, oda

sıcaklığından 1000°C'e kadar 10°C/dak. ve 20°C/dak., 1000°C'den tekrar oda sıcaklığına kadar yine 10°C/dak. ve 20°C/dakikalık hızlarla Ar gazı atmosferinde gerçekleştirildi.

**Basma Testi (Zwick/Roell, Z600):** İçerisinde bulunan seramik kuvvetlendiriciler nedeniyle gevrek davranış sergileyen numuneler, TS 206: Metalik malzemelerin basma deneyi standartına göre 10 x 10 x 5 mm ölçülerinde kare şeklinde hazırlanarak 0,01 mm/dakika hızıyla basma testine tabii tutuldular.

**Aşınma Testleri:** Aşınma deneyleri için numuneler, 15 x 15 x 4 mm ebatlarında hazırlandılar. Numuneler oda sıcaklığında, 20 N yük altında, 2 x 10<sup>3</sup> m kayma mesafesinde, 2 m/s kayma hızıyla pin-on disk test cihazında aşınma testine tabii tutuldular. Aşındıran (karşı) malzeme; AISI 52100 çeliği ve sertlik değeri 62 HRC (658 HB)'dir.

**Sertlik Ölçümleri (Innovatest, 422D):** Kompozitlerin makro sertlik ölçümleri Brinell yöntemiyle 31,25 kg-kuvvet ve 2,5 mm çaplı bilye ile 10 saniye boyunca her numuneden 5 ölçüm alınarak gerçekleştirildi.

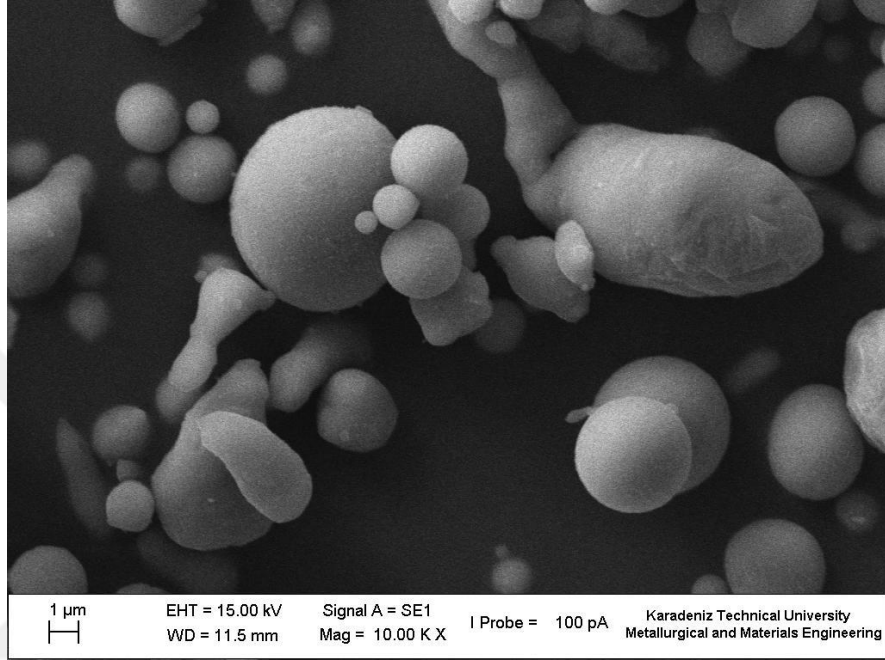
**SEM-Taramalı Elektron Mikroskobu (Jeol, JSM 7001F):** EDS donanımına sahip SEM cihazından, üretilen kompozitlerin içyapı morfolojilerinin karakterizasyonunda yararlanıldı. Bu yöntemde, numune yüzeyi yüksek enerjili bir elektron demeti ile taranarak geri saçılan elektronlar ve ikincil elektronların açığa çıkardığı sinyaller yardımıyla kompozitlerin içyapı görüntüleri elde edilmeye çalışılmıştır.

**EDS- Enerji Saçılımı Spektroskopisi (Jeol, JSM 7001F):** Başlangıç tozlarının ve seramik partiküllerin kimyasal bileşimlerini tespit etmek amacıyla kullanıldı.

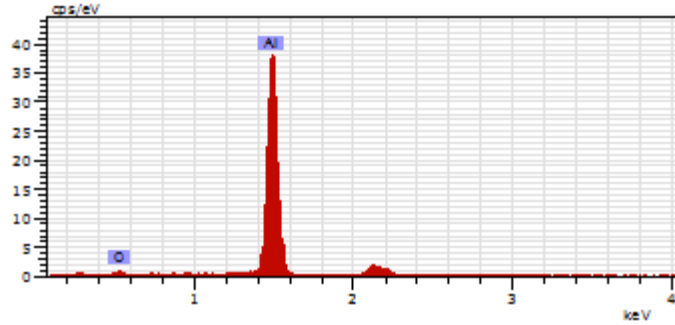
## ARAŞTIRMA BULGULARI

### Başlangıç Tozlarının SEM İncelemeleri ve EDS Analizleri

Başlangıç bileşeni olarak kullanılan Al, TiO<sub>2</sub> ve B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tozlarının SEM görüntüleri ve EDS analizleri Şekil 24, 25 ve 26'deki gibidir.



a)



EI AN Series un. C norm. C Atom. C Error  
[wt.%] [wt.%] [at.%] [%]

-----  
O 8 K-series 10.48 19.02 28.37 2.1

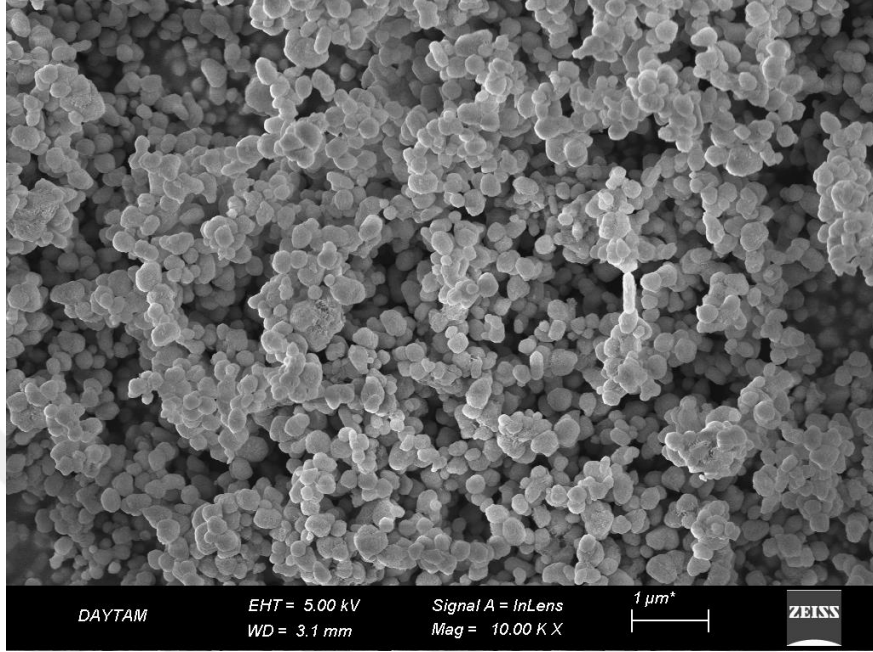
Al 13 K-series 44.62 80.98 71.63 2.0  
-----

Total: 55.10 100.00 100.00

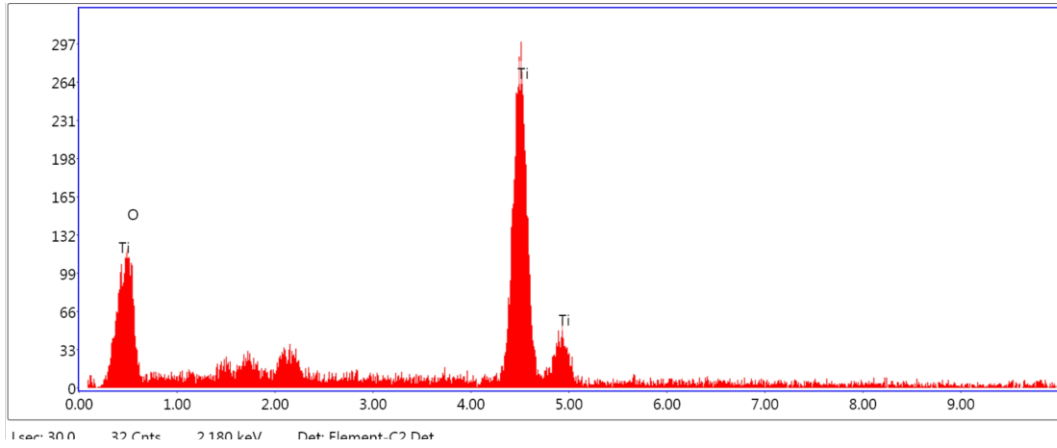
b)

Şekil 24. Al tozunun SEM görüntüsü ve EDS analizi a) 10.000 büyütme (Önal, M and Gavgalı, M. 2016) b) EDS analizi

Alüminyum tozuna ait EDS analizinde çok yüksek şiddette (düşey sütundaki cps/eV: counts per second per electron-volt) Al varlığı ve çok düşük miktarda oksijen yer almaktadır. Analizde X eksenindeki 2 keV noktasından sonra yer alan pik, SEM incelemesi öncesinde numunenin iletkenliğini artırmak amacıyla yapılan altın-platin kaplamaya aittir. Bu nedenle herhangi bir simgeyle gösterilmemektedir.



a)

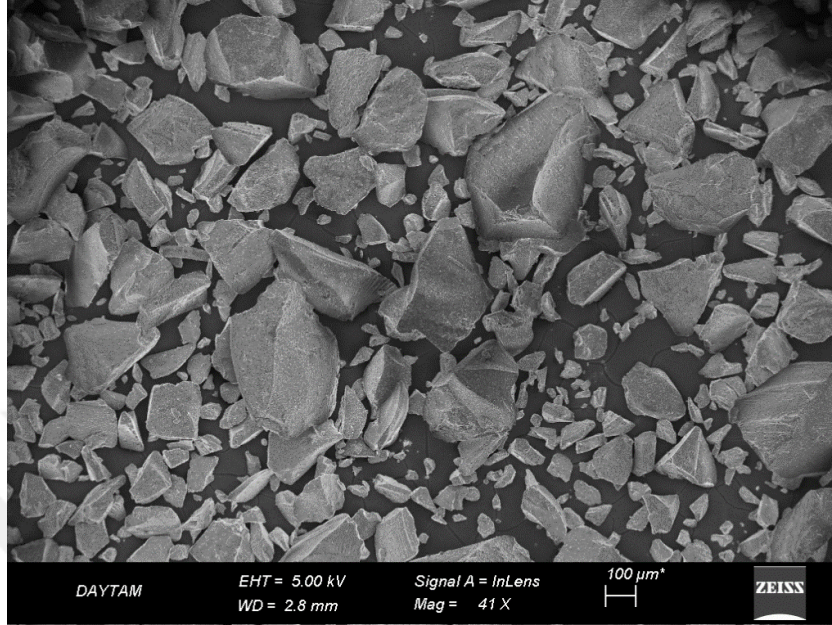


Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %
O K	34.93	61.65	41.83	14.57
Ti K	65.07	38.35	155.88	3.87

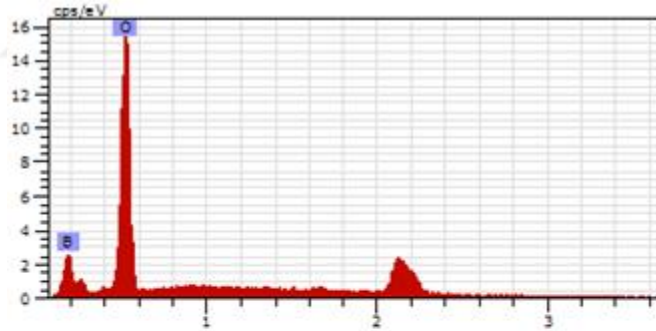
b)

Şekil 25. TiO<sub>2</sub> tozunun SEM görüntüsü ve EDS analizi a) 10.000 büyütme b) EDS analizi

Şekil 25.b'deki TiO<sub>2</sub> tozuna ait EDS analizinde Ti ve (O) piklerinin birbirine çok yakın olduğu için çakıştığı görülmektedir. Yine X eksenindeki 2 keV yakınındaki piklerin Au-Pt'e ait olduğu düşünülmektedir. TiO<sub>2</sub> yapısındaki Ti ve (O)'nin atomik oranları ve ağırlıkça yüzdelerinin doğrulukları EDS analizi kanıtlanmıştır.



a)



El	AN	Series	unn.	C norm.	C Atom.	C Error
			[wt. %]	[wt. %]	[at. %]	[%]
B	5	K-series	43.11	43.11	52.87	14.4
O	8	K-series	56.89	56.89	47.13	18.0
Total:			100.00	100.00	100.00	

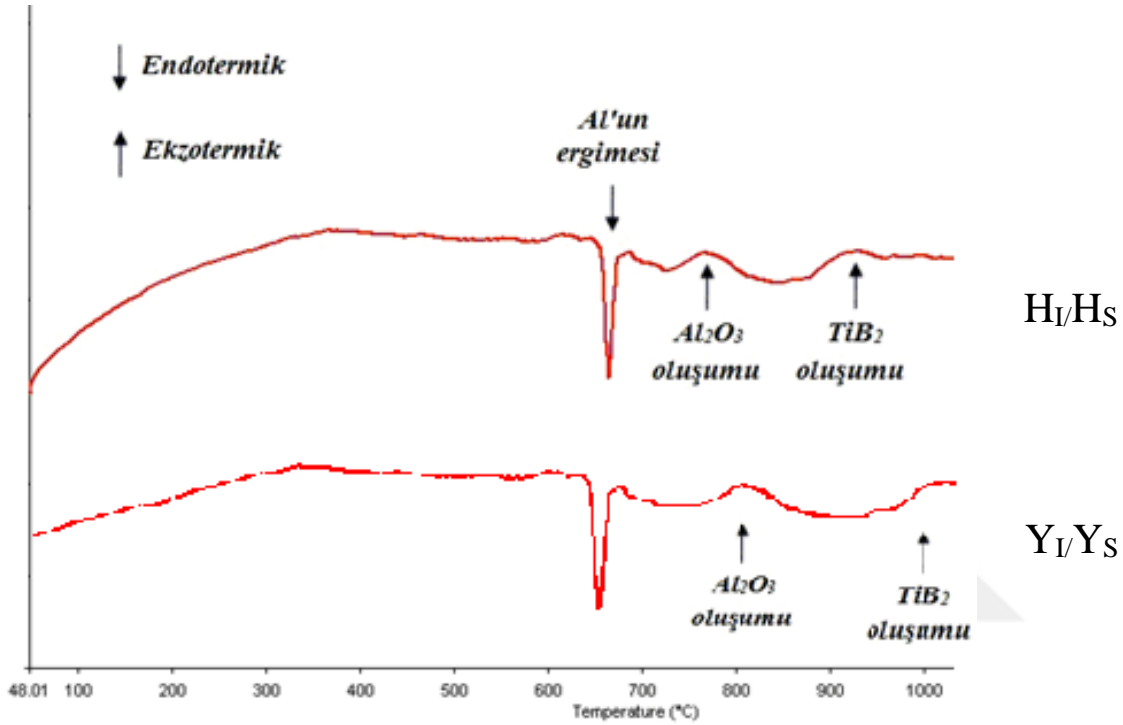
b)

Şekil 26. B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tozunun SEM görüntüsü ve EDS analizi a) 41 büyütme b) EDS analizi

Şekil 26.a'daki SEM incelemesinde  $B_2O_3$  toz partiküllerinin  $100 \mu m$  ölçeğinden küçük veya daha büyük oldukları görülmektedir. Karışıma eklenen  $B_2O_3$  tozunun teknik verilerine göre ortalama tane boyutu  $297 \mu m$ 'dir. X eksenindeki  $2 keV$  civarındaki pik Au-Pt'e aittir.

### DTA analizi

Isıtma ve soğuma işlemlerinin  $Y_I/Y_S$  ve  $H_I/H_S$  çevrimlerindeki hızlarla Ar (argon) gazı atmosferinde yapılması sonucu elde edilen DTA analizleri Şekil 27'deki gibidir.



Şekil 27. Tozların DTA analizleri

DTA analizleri malzemelerin faz dönüşüm sıcaklıklarını belirlemek amacıyla yapılmıştır. Şekil 27'deki grafikte aşağı yönlü oklar endotermik (ısı alan) reaksiyonları, yukarı yönlü oklar ise ekzotermik (ısı veren) reaksiyonları simgelemektedir. Grafiğe göre;  $H_I/H_S$  şartlarında Al'un endotermik olarak yaklaşık  $660^\circ C$ 'de erimesinin ardından  $780^\circ C$ 'e gelindiğinde ekzotermik reaksiyonlarla  $Al_2O_3$ , ardından ekzotermik olarak  $920^\circ C$ 'de  $TiB_2$  fazı oluşmaya başlamaktadır.  $Y_I/Y_S$  şartlarında ise yine Al'un erimesinin ardından  $800^\circ C$ 'e çıktığında  $Al_2O_3$  fazı, ardından da  $950^\circ C$  civarında  $TiB_2$  fazı oluşmaya başlamaktadır.

## Numunelerin Yoğunluk ve Porozitelerinin Belirlenmesi

Üretilen kompozit numunelerin tümünde aynı soğuk ve sıcak presleme basınçları uygulandığı için yoğunluklarının hesaplanabilmesi amacıyla (8) eşitliğinden faydalanılmıştır.

$$\rho_g = W_k \cdot \rho_{su} / (W_k - W_s) \quad (8)$$

Burada;

$\rho_g$  : Numunenin görünür katı yoğunluğu ( $g/cm^3$ )

$W_k$  : Numunenin kuru haliyle havadaki ağırlığı (g)

$W_s$  : Numunenin su içerisindeki ağırlığı (g)

$\rho_{su}$  : Suyun yoğunluğu ( $g/cm^3$ )

Üretilen numunelerden rastgele seçilen beş tanesinden yapılan ağırlık ölçümleri sonucunda -  $\rho_{su}:1 g/cm^3$  olarak kabul edilmiştir – numunelerin görünür katı yoğunlukları ortalama olarak  $2,93 \pm 0,005 g/cm^3$  hesaplanmıştır.

Porozite ölçümleri, görünür yoğunluğa bağlı olarak eşitlik 9'daki formül yardımıyla hesaplanmıştır.

$$P = 1 - \rho_g / \rho_t \quad (9)$$

$P$  : Porozite (%)

$\rho_g$  : Numunenin görünür katı yoğunluğu ( $g/cm^3$ )

$\rho_t$  : Numunenin hesaplanan teorik yoğunluğu ( $g/cm^3$ )

Üretilen numunelerdeki kuvvetlendirilerin hacim oranları Tablo 12'de verilmektedir.

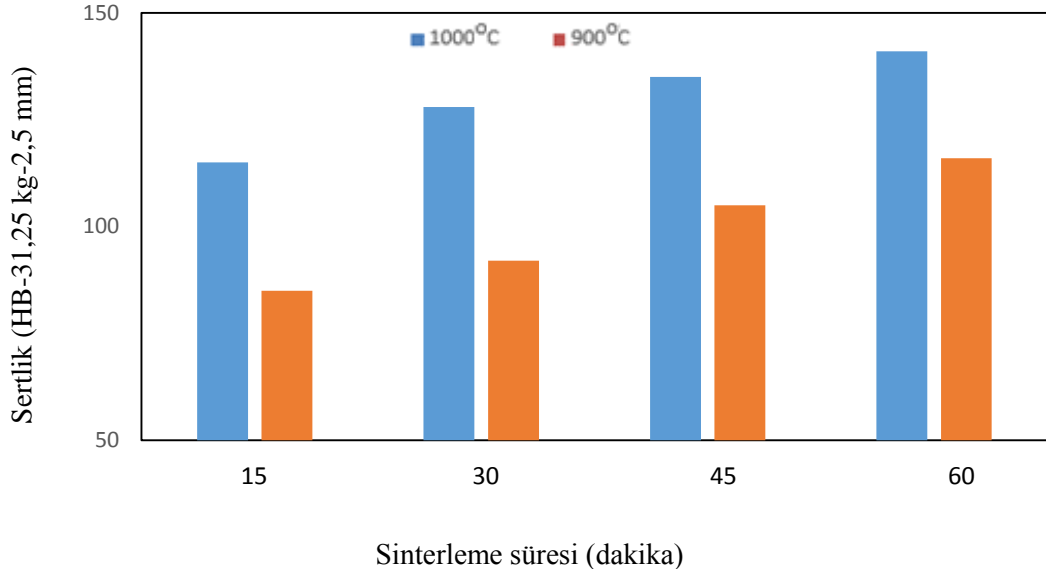
**Tablo 12.** Kuvvetlendirilerin hacim oranları

<i>Kuvvetlendirici</i>	<i>Hacim oranı (%)</i>
$Al_2O_3$	12
$TiB_2$	8

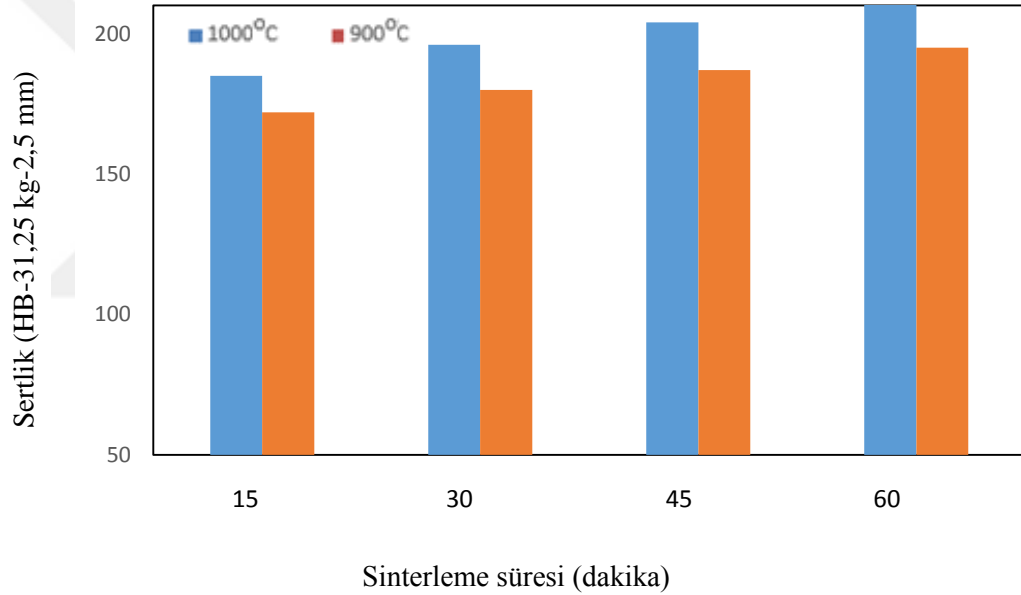
Numunelerin teorik olarak hesaplanan yoğunlukları  $2,99 g/cm^3$  olduğu için (9) eşitliğine göre porozite oranının;  $P= \%2$  civarında olduğu görülmektedir. .

## Sertlik Ölçümleri

Numunelerin makro sertlik ölçümleri ASTM E10 standartlarına göre hazırlanan numuneler üzerinde Brinell yöntemiyle 31,25 kg-kuvvet ve 2,5 mm çaplı bilye ile yapılmıştır. Yavaş ve hızlı ısıtma/soğuma şartları altında numunelerin sertliklerinin  $900^\circ C$  ve  $1000^\circ C$ 'deki sinterleme süreleri ile değişimleri Şekil 28 ve Şekil 29'daki gibidir.



**Şekil 28.** Yavaş ısıtma/soğuma şartlarında numunelerin sertlik değişimleri



**Şekil 29.** Hızlı ısıtma/soğuma şartlarında numunelerin sertlik değişimleri

Şekil 28 ve 29'da yer alan grafiklerde turuncu renkler 900°C'de üretilen numuneleri, mavi renkler ise 1000°C'de üretilen numuneleri temsil etmektedir. Y<sub>1</sub>/Y<sub>S</sub> ve H<sub>1</sub>/H<sub>S</sub> şartlarında üretilen her iki numune grubunda da sıcaklık ve sinterleme sürelerinin artmasıyla birlikte sertlik değerlerinin de arttığı görülmektedir. Şekil 28'deki Y<sub>1</sub>/Y<sub>S</sub> şartlarında üretilen numunelerde en yüksek sertlik değeri değişiminin yaklaşık %39'luk artış ile 128 HB'e tekabül eden 30 dakika boyunca sinterlenen numunede olduğu görülmektedir. Şekil 29'daki H<sub>1</sub>/H<sub>S</sub> şartlarında ise 60 dakika sinterlenen numunenin sertlik değişimi yaklaşık %10'luk artış ile 215 HB'e yükselmiştir.

## Basma Testi Verileri

Gevrek olmaları nedeniyle çekme testinde sağlıklı sonuçlar elde edilemeyen numunelere mukavemet değerlerinin belirlenebilmesi amacıyla basma testi uygulanmıştır.  $Y_I/Y_S$  ve  $H_I/H_S$  şartlarında üretilen numunelerin maksimum basma gerilmesi ( $\sigma_{UCS}$ ) değerleri Brinell cinsinden ölçülen sertlik değerleri ile eşleştirmeli olarak Tablo 13’de yer almaktadır.

**Tablo 13.** Numunelerin  $\sigma_{UCS}$  ve sertlik değerleri

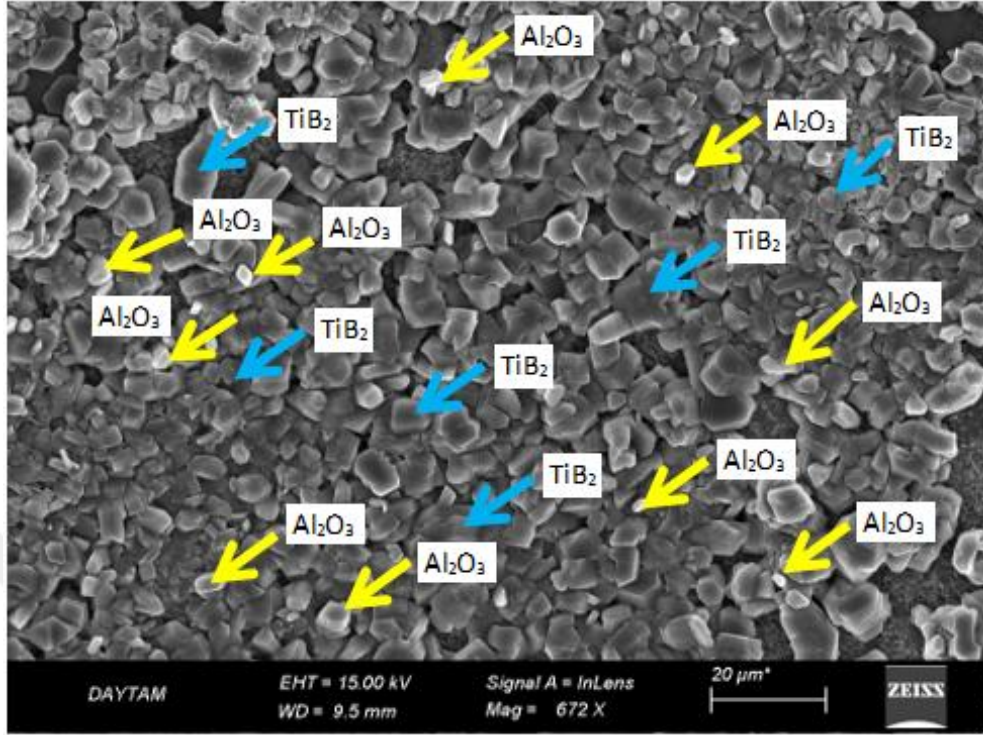
Çevrim / Sıcaklık / Süre	$\sigma_{UCS}$ (MPa)	Sertlik (HB)
$Y_I/Y_S$ / 900°C / 15 dak.	83,4	85
$Y_I/Y_S$ / 900°C / 30 dak.	125,2	92
$Y_I/Y_S$ / 900°C / 45 dak.	202,5	105
$Y_I/Y_S$ / 900°C / 60 dak.	263,3	116
$Y_I/Y_S$ / 1000°C / 15 dak.	261,2	115
$Y_I/Y_S$ / 1000°C / 30 dak.	325,6	128
$Y_I/Y_S$ / 1000°C / 45 dak.	360	135
$Y_I/Y_S$ / 1000°C / 60 dak.	390,8	141
$H_I/H_S$ / 900°C / 15 dak.	507,3	172
$H_I/H_S$ / 900°C / 30 dak.	530	180
$H_I/H_S$ / 900°C / 45 dak.	551,6	187
$H_I/H_S$ / 900°C / 60 dak.	567,8	195
$H_I/H_S$ / 1000°C / 15 dak.	545,2	185
$H_I/H_S$ / 1000°C / 30 dak.	573,3	196
$H_I/H_S$ / 1000°C / 45 dak.	590,7	204
$H_I/H_S$ / 1000°C / 60 dak.	610	215

Tablo 13’de yer alan  $\sigma_{UCS}$  değerlerine göre;  $Y_I/Y_S$  şartlarında 900°C’de üretilen numuneler içerisinde 45 dakika boyunca sinterlenen numunenin basma gerilmesinin %61’lik oranla en fazla dayanım artışı gösteren numune olduğu görülmektedir. Aynı ısıtma/soğuma hızında 1000°C’de 30 dakika sinterlenerek üretilen numunenin basma dayanımı %24’lük artışla 325,6 MPa’a yükselmiştir.  $H_I/H_S$  şartlarında ise en fazla dayanım artışını %4,4’lük oranıyla 900°C’de 30 dakika sinterlenen numune gösterirken 1000°C’de yine 30 dakika sinterlenen numunedeki artışın %5,1’lik oranla 573,3 MPa’a çıktığı görülmektedir.

## Takviye Elemanlarının SEM İncelemeleri ve EDS Analizleri

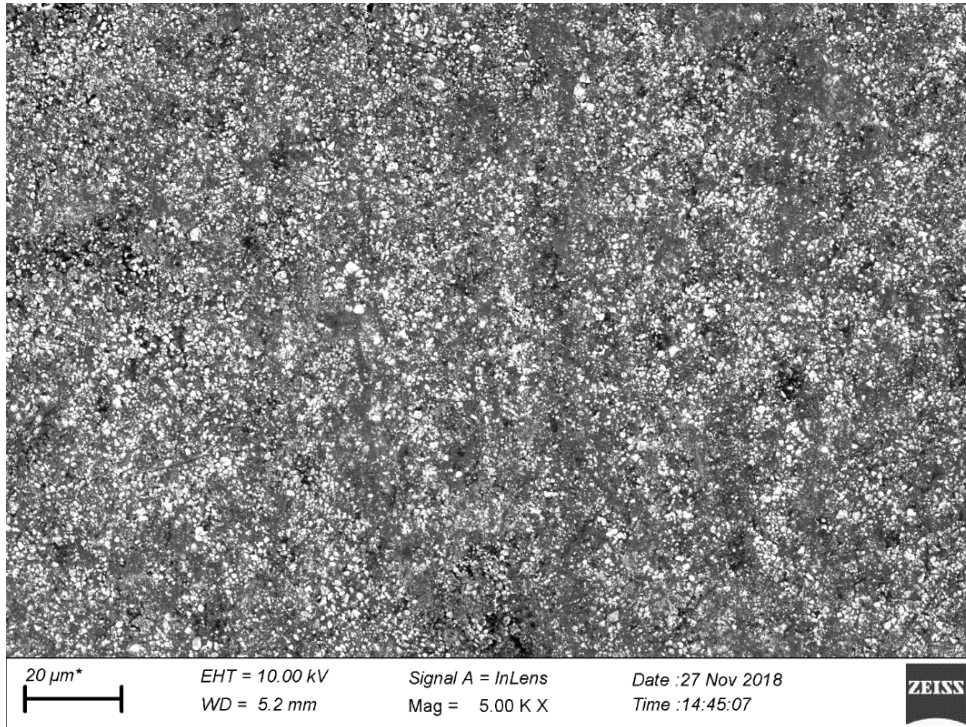
Takviye elemanlarının bir arada bulunduğu ve homojen olarak dağıldıkları görülen  $Y_I/Y_S$  şartlarında üretilmiş bir numunenin mikroyapı incelemesinde (Şekil 30) sarı ok işareti ile

gösterilen, diğerlerine göre daha açık renkli olan partiküllerin  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , mavi ok ile gösterilen ve daha koyu renkli olan partiküllerin ise  $\text{TiB}_2$  oldukları, yapılan EDS analizleri ile belirlenmiştir.



Şekil 30.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ve  $\text{TiB}_2$  takviye partiküllerinin birarada bulunduğu mikroyapı görüntüsü

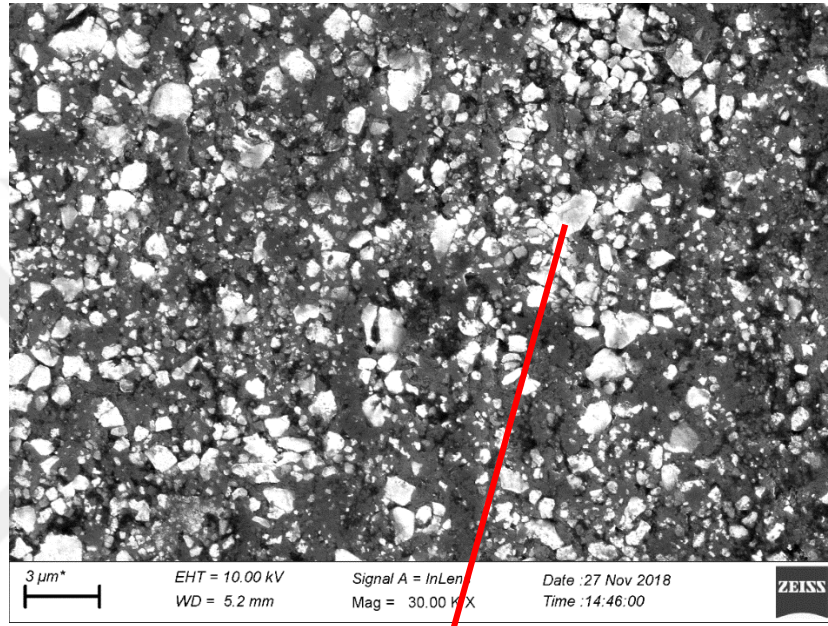
Takviye elemanlarının mikroyapıda homojen bir şekilde dağılımını gösteren bir diğer görüntü de Şekil 31’de yer almaktadır.



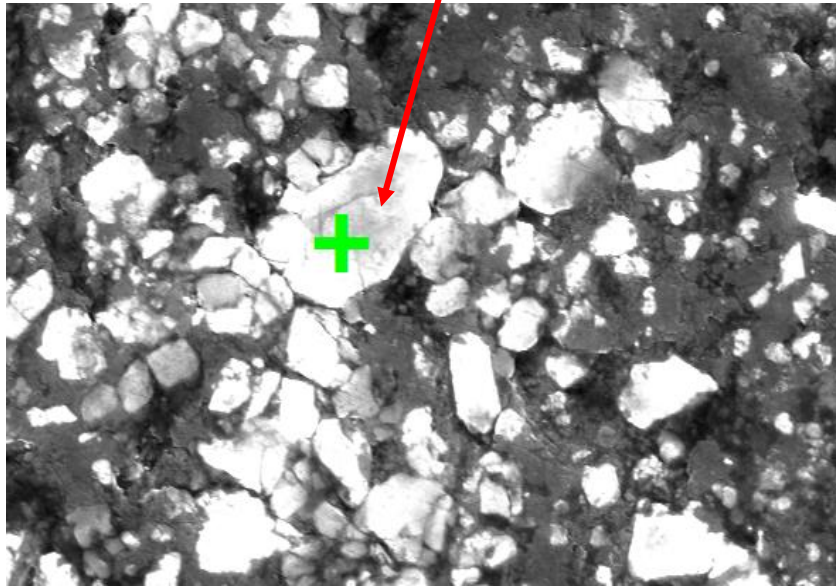
Şekil 31. Numunelerin homojen dağılıma sahip mikroyapı görüntüsü

Şekil 31’de yer alan SEM görüntüsü,  $H_1/H_s$  şartlarında üretilmiş bir numuneye aittir. Şekil 30’de bulunan görüntüde, 672 büyütmede dahi kuvvetlendirici partiküller kolaylıkla ayırt edilebiliyorken, Şekil 31’de ise 5.000 büyütmede partiküllerin sadece, mikroyapıdaki homojen dağılımları dikkat çekmektedir. EDS analizlerinin yapılabilmesi için Şekil 32 ve 33’de yer aldığı üzere en az 30.000 büyütmede net görüntü alınabilmektedir.

Partiküllerin EDS analizleri Spot Analiz yöntemiyle yapılmıştır. Her bir partikülün (+ ile işaretlenmiş) içerdiği elementlerin ağırlık ve atomik oranları ile analizin hata payları Şekil 32 ve Şekil 33’deki gibidir.

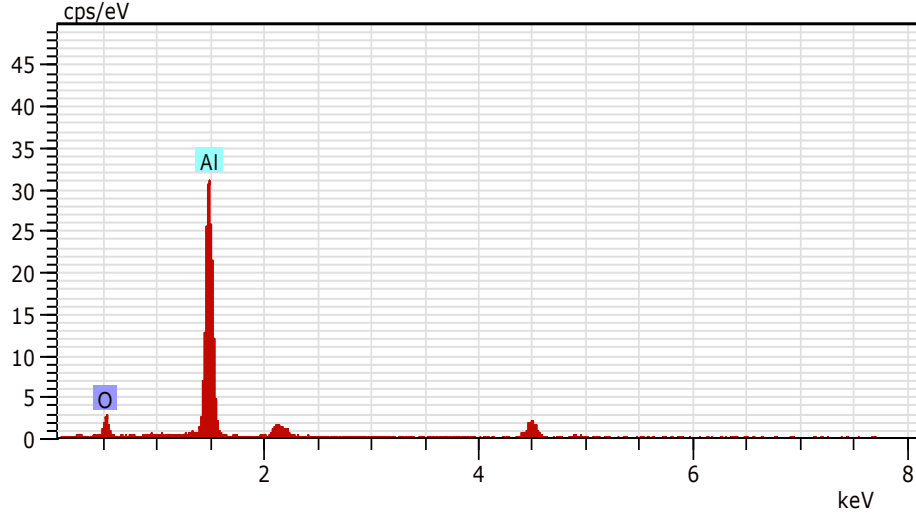


a)



b)

Şekil 32.  $Al_2O_3$  partikülü a) 30.000 büyütmedeki SEM görüntüsü b) Yakınlaştırılmış görüntüsü c) EDS analizi



Element	Ağırlık (%)	Atomik oran %	Hata payı (%)
O	48,44	61,30	7,6
Al	51,56	38,70	1,6
Toplam	100	100	

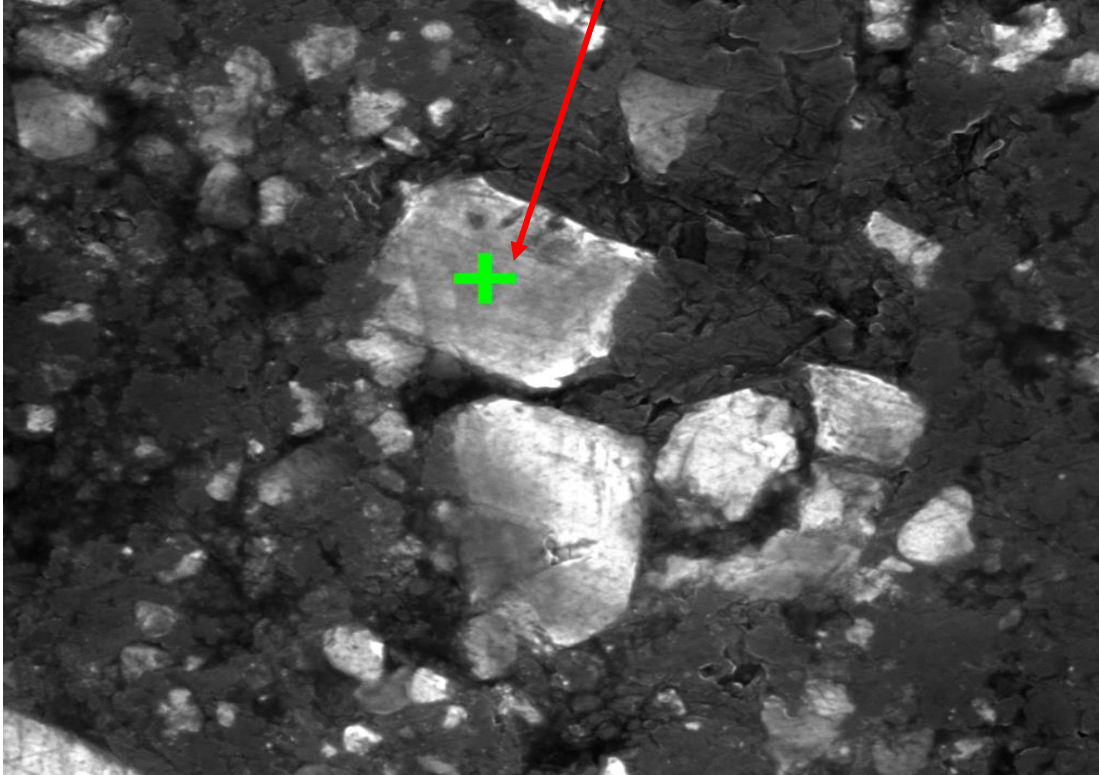
c)

**Şekil 32.** Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikülü **a)** 30.000 büyütmedeki SEM görüntüsü **b)** Yakınlaştırılmış görüntüsü **c)** EDS analizi (devamı)

Şekil 32.c'de yer alan EDS analizi ile, düşük hata payları sınırları içerisinde iki (Al) ve üç (O) atomundan oluşan Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikülünün toplamda yaklaşık %60'lık kısmının oksijen atomundan ve %40'lık kısmının alüminyum atomundan oluştuğu ve bu atomların toplam ağırlık içerisindeki oranlarının doğru olarak tespit edildiği ispatlanmıştır (Al<sub>2</sub>:54 g + O<sub>3</sub>:48 g = 102 g içerisinde Al<sub>2</sub>:%53, O<sub>3</sub>:%47 ağırlıktadır). İşaretlenmeyen pikler Au-Pt kaplamaya aittir.

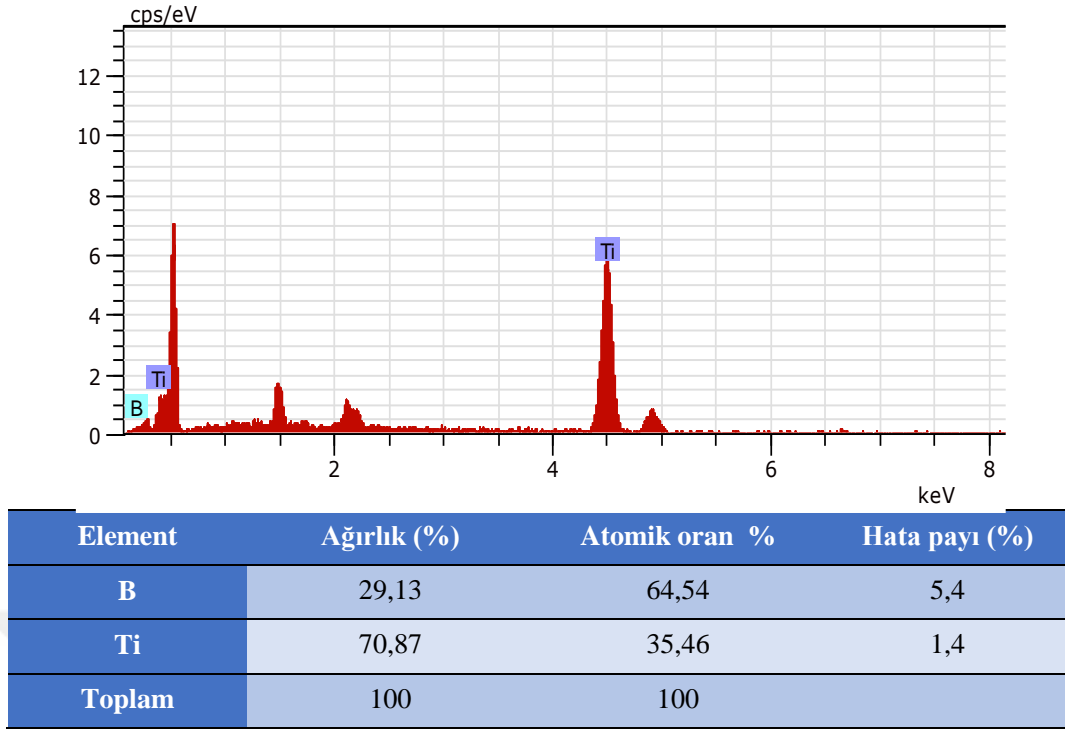


a)



b)

**Şekil 33.**  $\text{TiB}_2$  partikülü a) 100.000 büyütmedeki SEM görüntüsü b) Yakınlaştırılmış görüntüsü c) EDS analizi

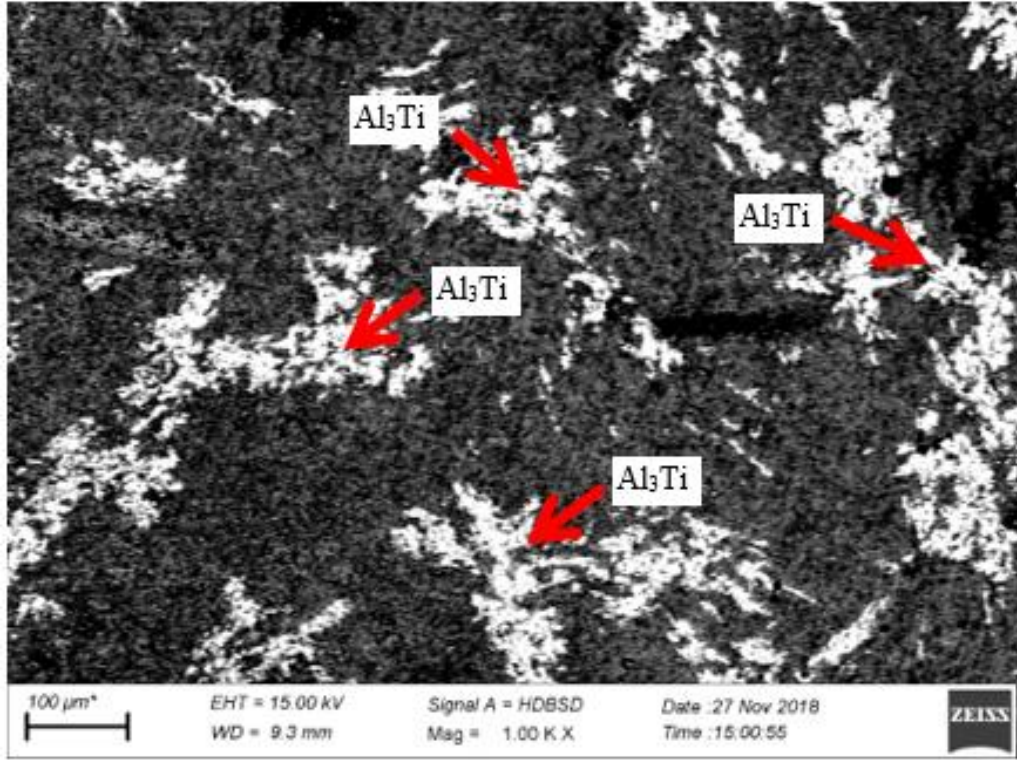


c)

**Şekil 33.** TiB<sub>2</sub> partikülü **a)** 100.000 büyütmedeki SEM görüntüsü **b)** Yakınlaştırılmış görüntüsü **c)** EDS analizi (devamı)

Şekil 33.c'de yer alan EDS analizi ile, yine düşük hata payları sınırları içerisinde bir (Ti) ve iki (B) atomundan oluşan kübik şekilli TiB<sub>2</sub> partikülünün toplamda yaklaşık %66'lık kısmının bor atomundan ve %33'lük kısmının titanyum atomundan oluştuğu ve bu atomların toplam ağırlık içerisindeki oranlarının doğru olarak tespit edildiği ispatlanmıştır (Ti:48 g + B<sub>2</sub>:22 g = 70 g içerisinde Ti:%69, B<sub>2</sub>:%31 ağırlıktadır). İşaretlenmeyen pikler Au-Pt kaplamaya aittir.

Şekil 32.b ve 33.b'deki yeşil renkli (+) ile işaretleme, ilgili partikülün içeriğini göstermek amaçlıdır. Yapılan EDS analizlerinden de anlaşılacağı üzere hata paylarının oldukça düşük değerlere sahip olması, tespit edilmeye çalışılan partikülün doğru olarak bulunduğunu kanıtlar niteliktedir.

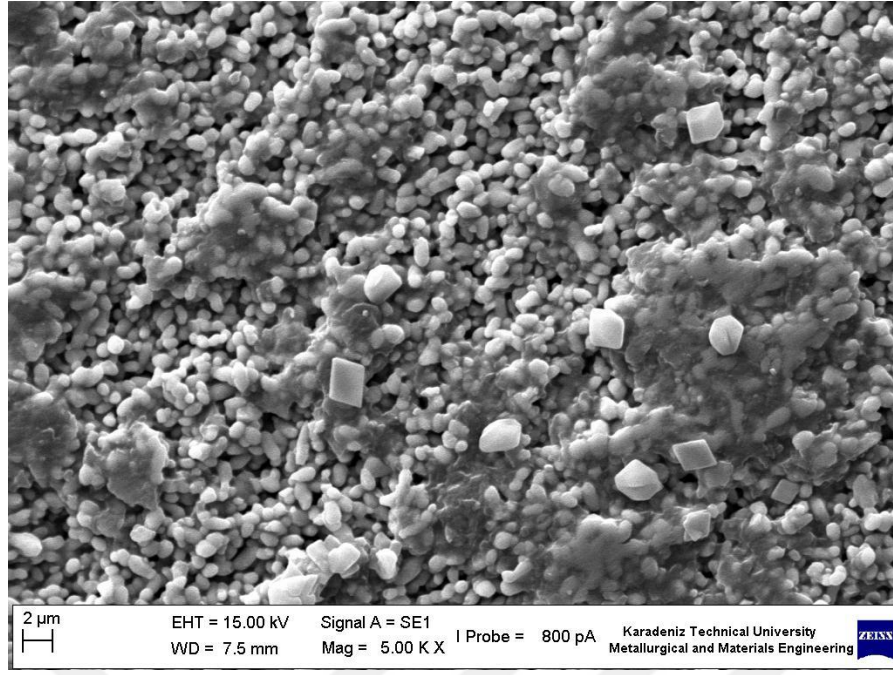


**Şekil 34.** Al<sub>3</sub>Ti bloklarının SEM görüntüsü

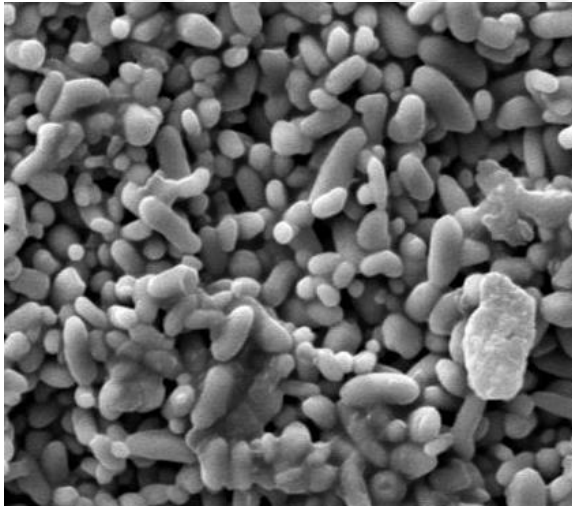
Şekil 34’de yer alan kırmızı oklar ile işaretlenmiş Al<sub>3</sub>Ti blokları, başlangıçta üretilen deneme numunelerinde rastlanılan, boyutları 100 µm’nin üzerinde olan ancak tez kapsamında üretilen numune gruplarında artık mikroyapıda rastlanılmamış, literatürde varlığından çokça söz edilen bir faz türüdür.

#### **Takviye Partiküllerinin Boyutları**

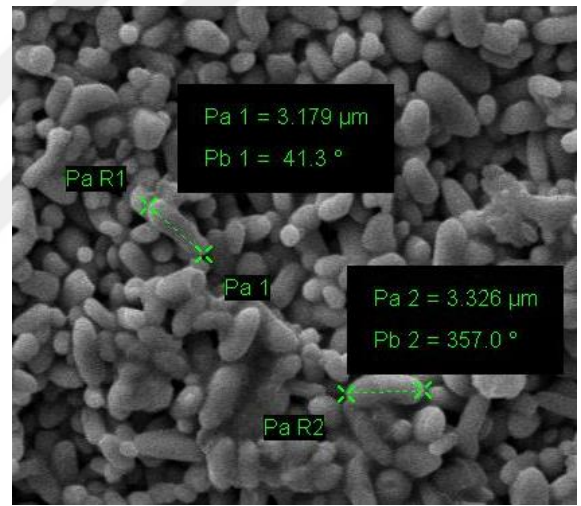
Elde edilen kuvvetlendirici partiküllerin uzunluk ve çap ölçümleri sonucunda 3-5 µm aralığında değerler tespit edilmiştir. Şekil 35.a,b ve c aynı numune üzerinde yapılan SEM taramalarında rastgele seçilmiş iki partikülün uzunluk ( $P_{a1}=3,179 \mu\text{m}$ ,  $P_{a2}=3,326 \mu\text{m}$ ) ve yerleşim açısını ( $P_{b1}=41,3^\circ$ ,  $P_{b2}=357^\circ$ ) göstermektedir.



a)



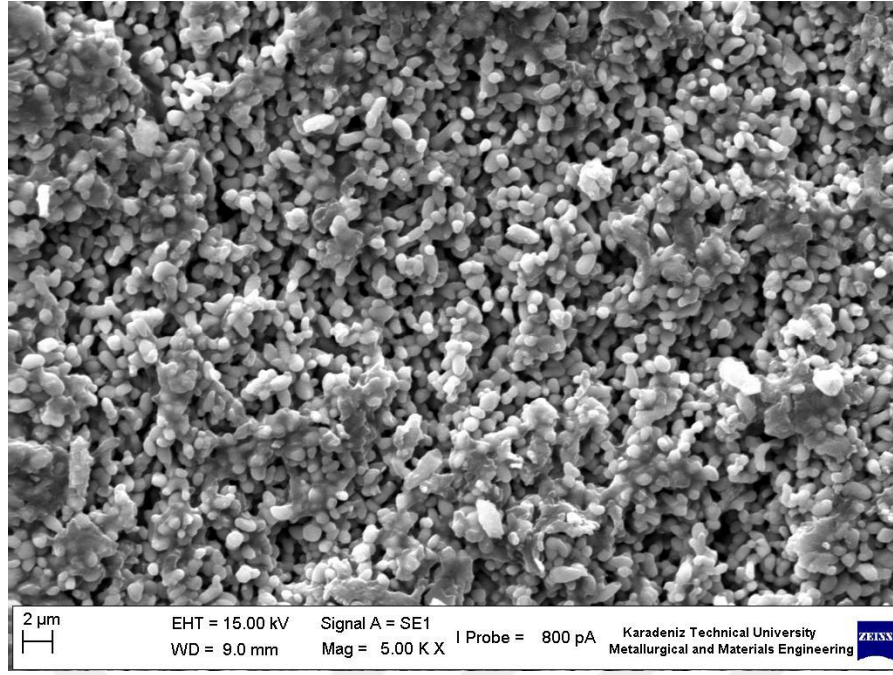
b)



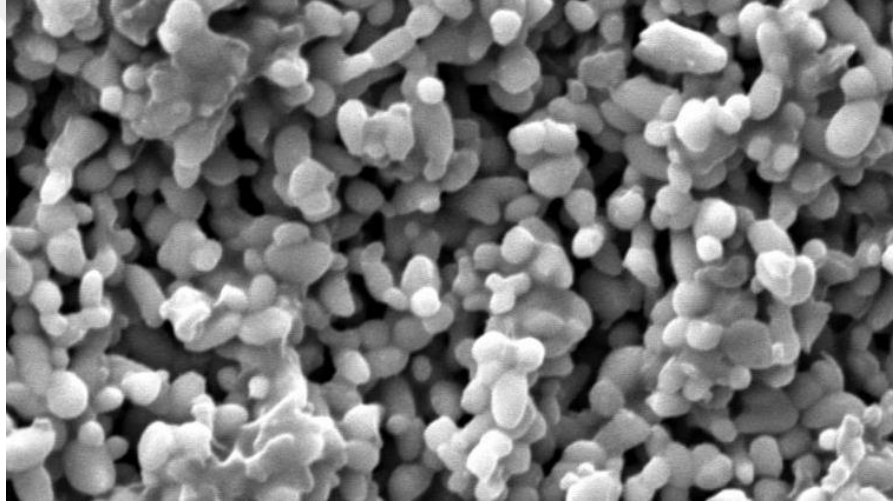
c)

**Şekil 35.** Takviye partiküllerinin boyutları-1 a) Numune yüzeyi taraması-1 b) Partikül boyut ölçümü öncesi SEM görüntüsü c) Partikül boyut ve açı değerleri

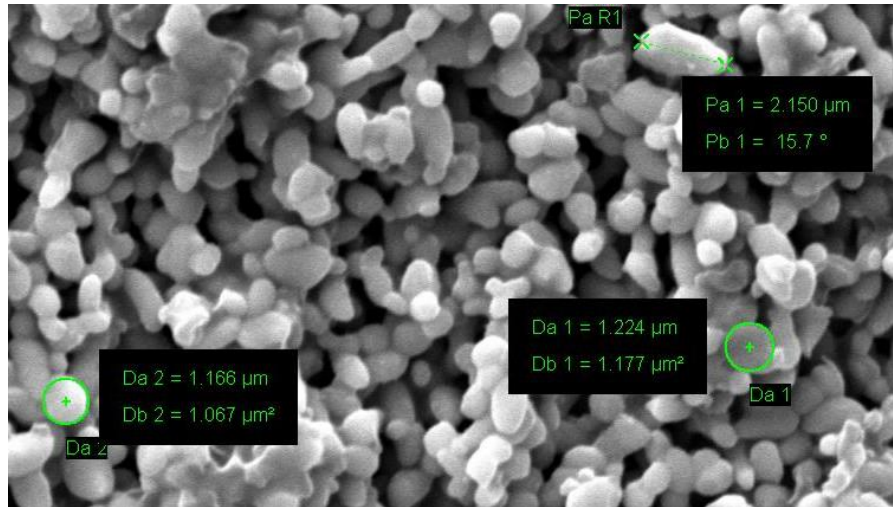
Şekil 36. a, b ve c başka bir numune üzerinde yapılan SEM taramalarında rastgele seçilmiş iki partikülün çap ( $Da_1=1,224 \mu\text{m}$ ,  $Da_2=1,166 \mu\text{m}$ ) ve alan değerlerini ( $Db_1=1,177 \mu\text{m}^2$ ,  $Db_2=1,067 \mu\text{m}^2$ ) göstermektedir.



a)



b)

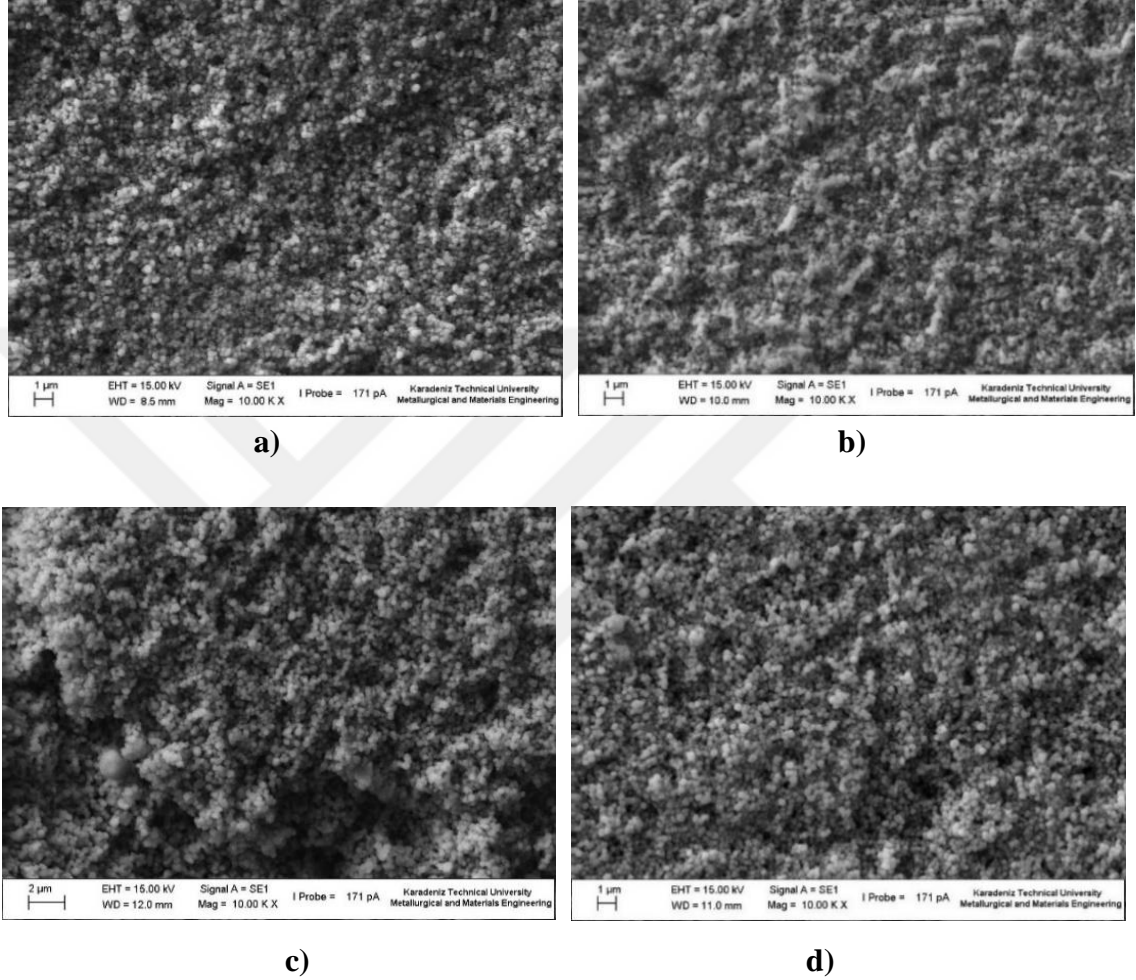


c)

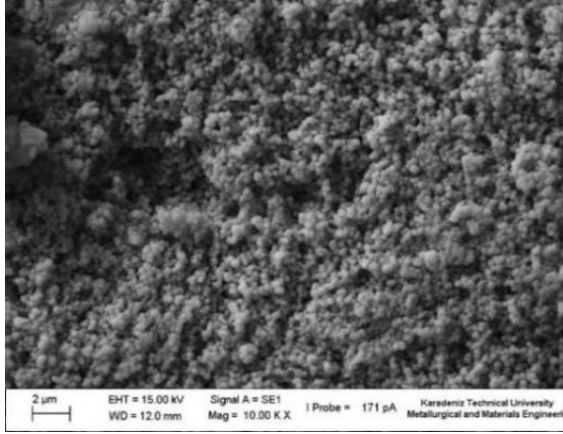
**Şekil 36.** Takviye partiküllerinin boyutları-2 a) Numune yüzeyi taraması-2 b. Partikül çapı ölçümü öncesi SEM görüntüsü (10.000x) c. Partikül çapı değerleri

## H<sub>1</sub>/H<sub>s</sub> ve Y<sub>1</sub>/Y<sub>s</sub> Şartlarında Takviye Partikül Boyutlarının İncelenmesi

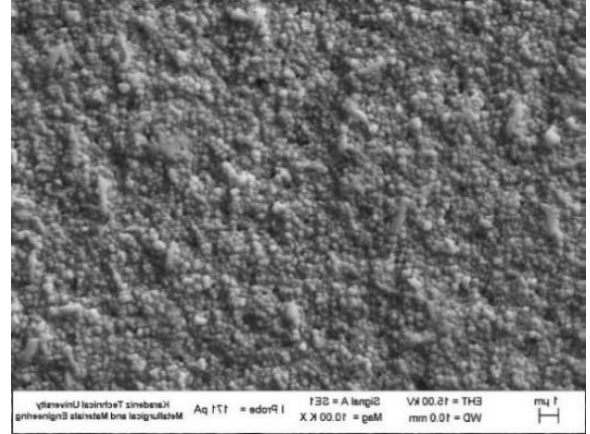
Isıtma ve soğuma işlemlerinin hızlı ve yavaş uygulandığı şartlarda 15-30-45 ve 60 dakikalık sinterleme sürelerine bağlı olarak kompozit numunelerin mikroyapısını oluşturan takviye partiküllerinin oluşumunu ve 900°C ile 1000°C sıcaklığa bağlı olarak boyut ve şekil değişimlerinin incelendiği SEM görüntüleri Şekil 37, 38, 39 ve 40'da yer almaktadır.



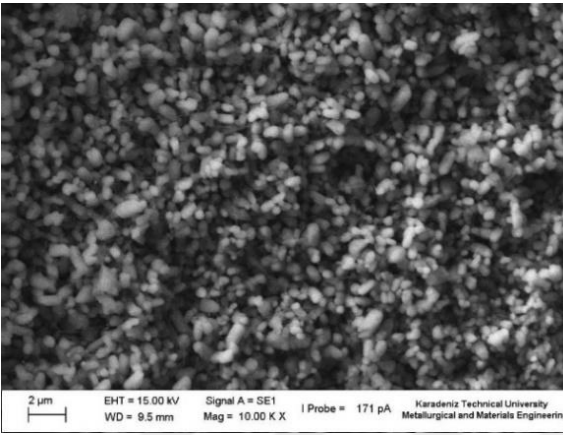
**Şekil 37.** H<sub>1</sub>/H<sub>s</sub> şartlarında 900°C'de üretilen numunelerin mikroyapı görüntüleri  
a) 15 dak. sinterlenmiş b) 30 dak. sinterlenmiş c) 45 dak. sinterlenmiş d) 60 dak. sinterlenmiş



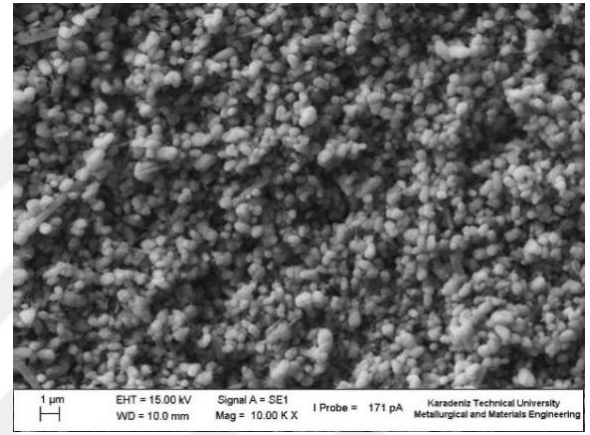
a)



b)

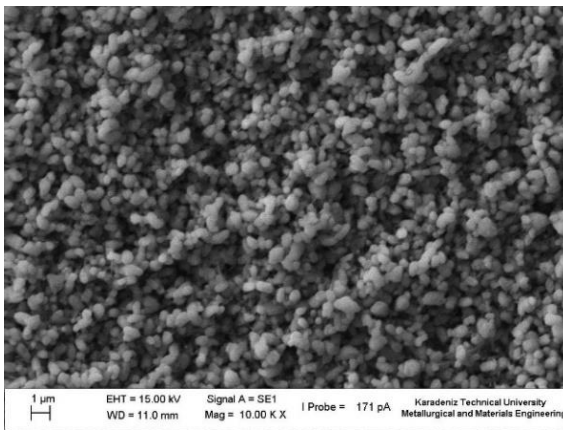


c)

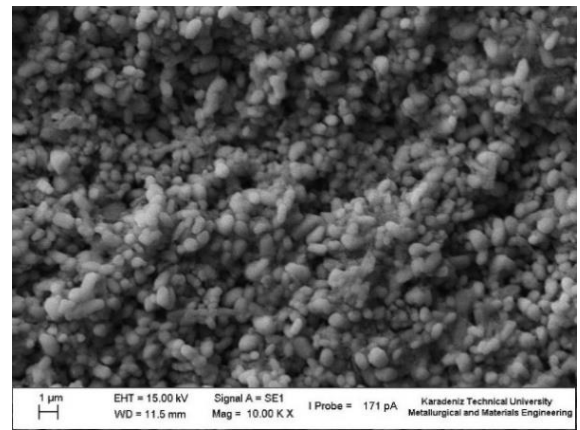


d)

**Şekil 38.**  $H_I/H_S$  şartlarında  $1000^{\circ}\text{C}$ 'de üretilen numunelerin mikroyapı görüntüleri  
a) 15 dak. sinterlenmiş b) 30 dak. sinterlenmiş c) 45 dak. sinterlenmiş d) 60 dak. sinterlenmiş

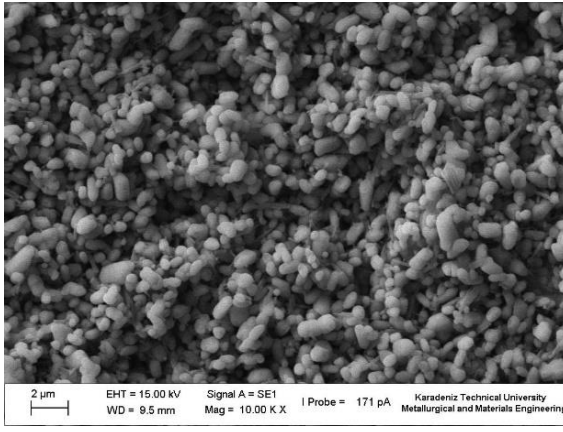


a)

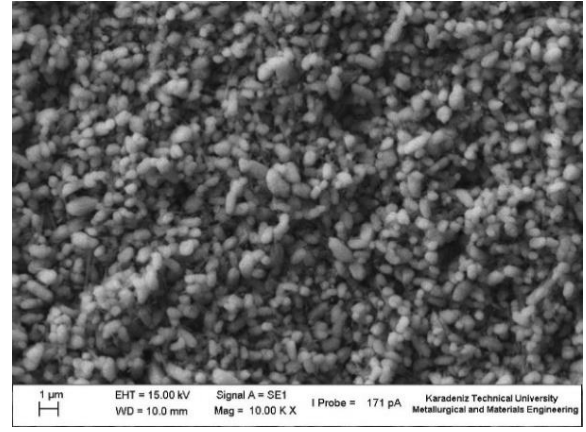


b)

**Şekil 39.**  $Y_I/Y_S$  şartlarında  $900^{\circ}\text{C}$ 'de üretilen numunelerin mikroyapı görüntüleri  
a) 15 dak. sinterlenmiş b) 30 dak. sinterlenmiş c) 45 dak. sinterlenmiş d) 60 dak. sinterlenmiş

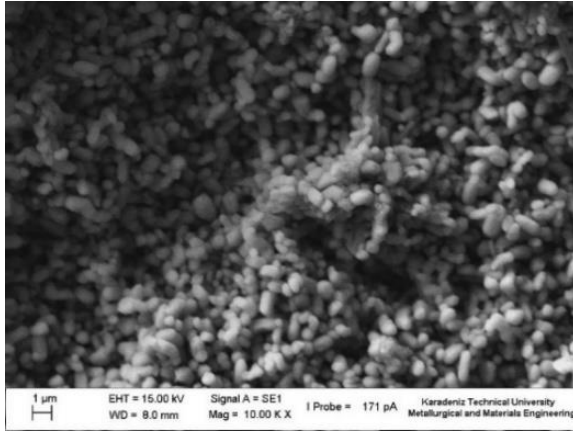


c)

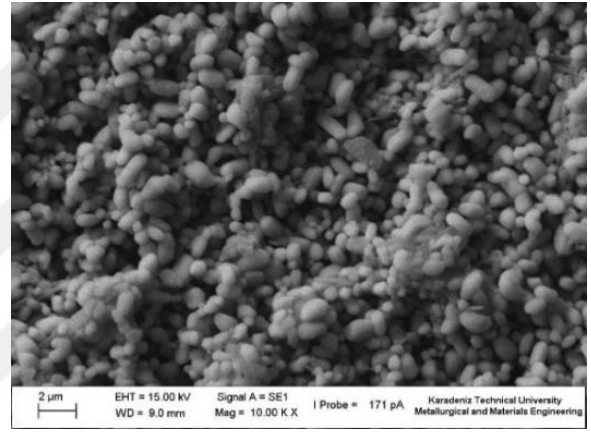


d)

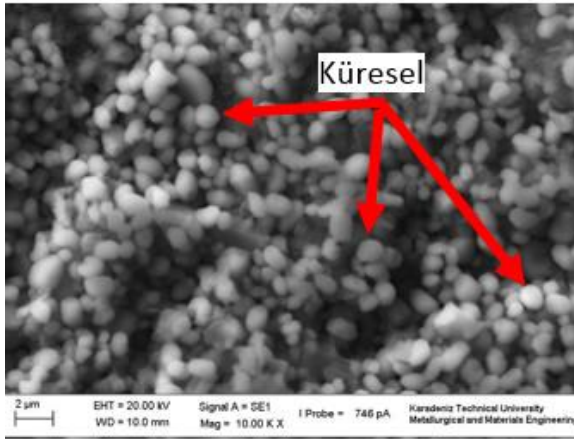
**Şekil 39.**  $Y_I/Y_S$  şartlarında  $900^\circ\text{C}$ 'de üretilen numunelerin mikroyapı görüntüleri (devamı)  
a) 15 dak. sinterlenmiş b) 30 dak. sinterlenmiş c) 45 dak. sinterlenmiş d) 60 dak. sinterlenmiş



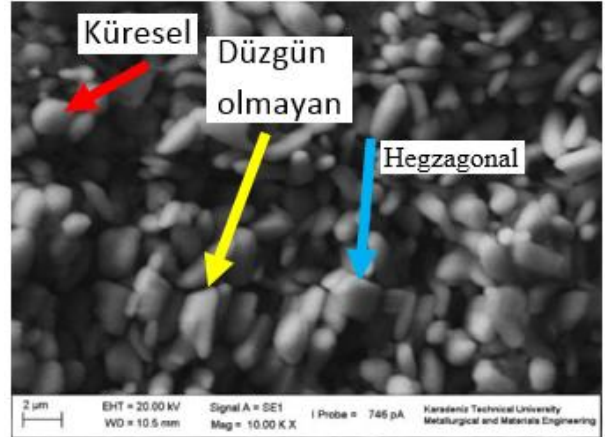
a)



b)



c)

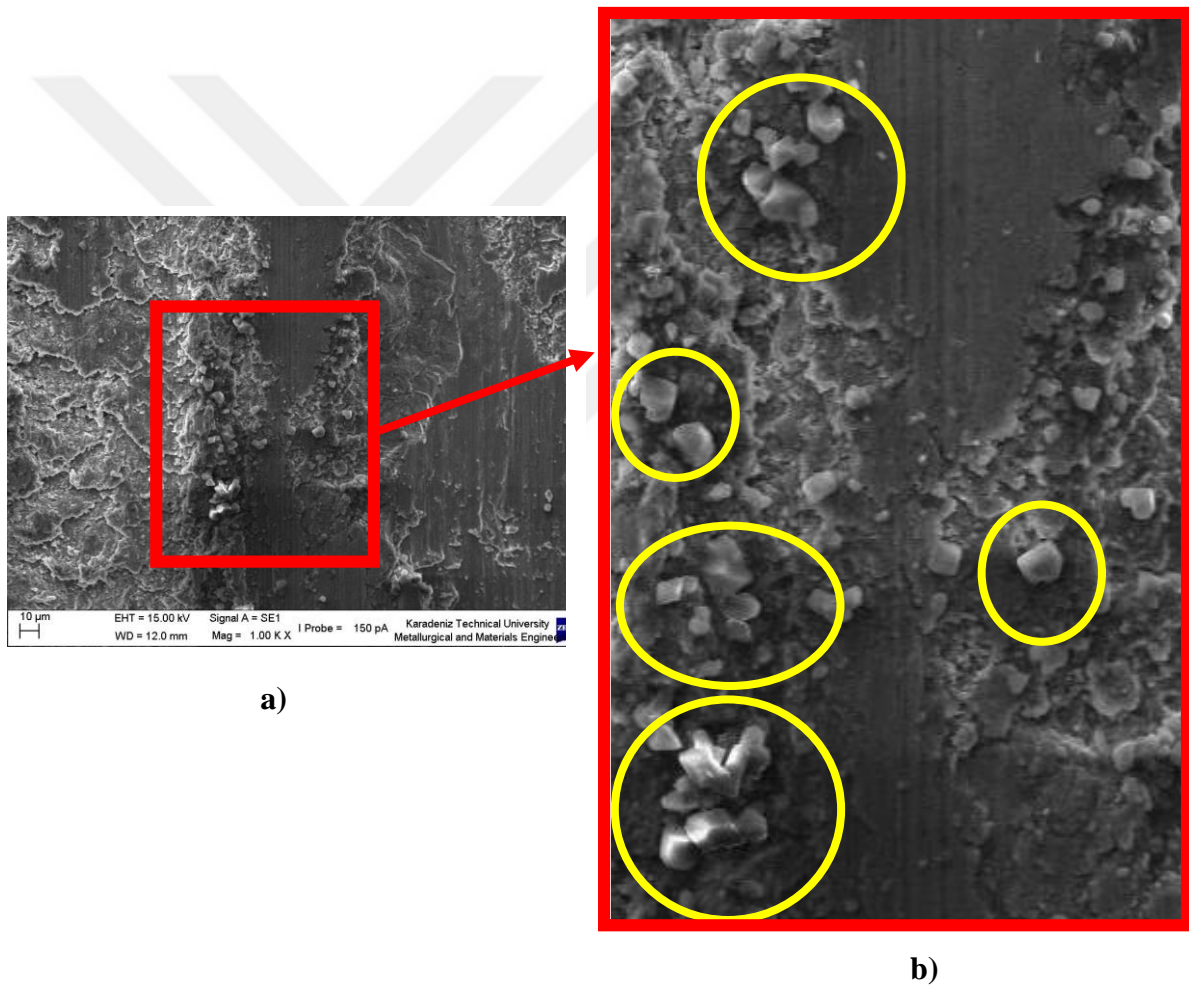


d)

**Şekil 40.**  $Y_I/Y_S$  şartlarında  $1000^\circ\text{C}$ 'de üretilen numunelerin mikroyapı görüntüleri  
a) 15 dak. sinterlenmiş b) 30 dak. sinterlenmiş c) 45 dak. sinterlenmiş d) 60 dak. sinterlenmiş

Her iki çevrime ait numunelerin üretim sıcaklığı ve sinterleme sürelerine bağlı olarak elde edilen kuvvetlendiricilerinin yapıları incelendiğinde  $H_I/H_S$  şartlarında üretilen numunelerin  $Y_I/Y_S$  şartlarında üretilenlere göre çok daha ince partiküllere sahip olduğu görülmektedir. Şekil 38.d'den itibaren, artan sıcaklık ve sinterleme süresi ile partiküllerin irileştiği ve bazılarının boyca uzadıkları

görülmektedir.  $Y_I/Y_S$  şartlarında üretilen, 1000°C sıcaklıkta 45 ve 60 dakika boyunca sinterlenen numunelerin SEM görüntülerinde yer alan partikül boyutlarının (Şekil 40.c ve d) diğerlerine göre çok daha belirgin olması nedeniyle partikül şekilleri kırmızı, sarı ve mavi oklarla işaretlenerek belirtilmiştir. Şekil 40.c'de partikül yapısının genellikle küresel olduğu, Şekil 40.d'de ise küresel partiküllerin yanında hegzagonal ve düzgün olmayan (irregular) şekle sahip partiküllerin de elde edildiği görülmektedir. Boyca uzama daha çok küresel partiküllerde gözlenmiştir (Şekil 39.c). Elde edilen partiküllerin şekillerinin daha net olarak görülebildiği bir diğer fotoğraf da Şekil 41'de yer almaktadır. Aşınma izlerinin SEM yardımıyla incelenmesi sonucunda yüzeyde partikül çıkması durumuna işaret eden fotoğrafta, yapıdaki hegzagonal ve kübik yapıları partiküllerin varlığı da net olarak görülebilmektedir.

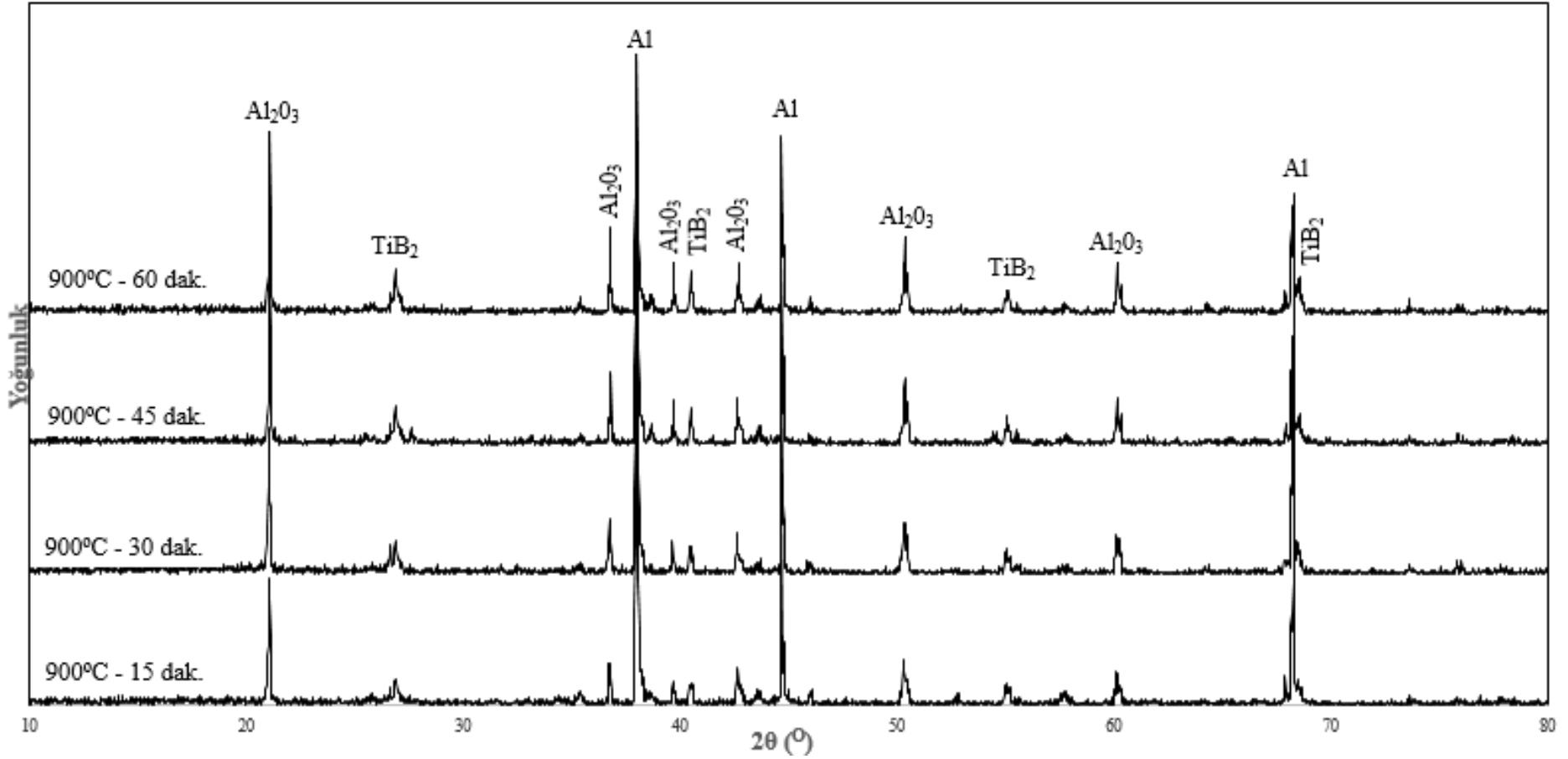


**Şekil 41.** Yapıdaki hegzagonal ve kübik yapıları partiküller **a.** Aşınma izinin 1.000 büyütmedeki SEM fotoğrafı **b.** Partiküllerin yakınlaştırılmış görüntüsü

### Numunelerin XRD Analizleri

$Y_I/Y_S$  ve  $H_I/H_S$  şartlarında üretilen numunelerin 900°C ve 1000°C'deki XRD analizleri, sinterleme süresinin oluşan partikül miktarına etkisinin anlaşılabilmesi amacıyla Şekil 42 ve Şekil 43'de toplamda dört analiz olmak üzere ayrı ayrı verilmektedir.

Y<sub>I</sub>/Y<sub>S</sub> - 900°C

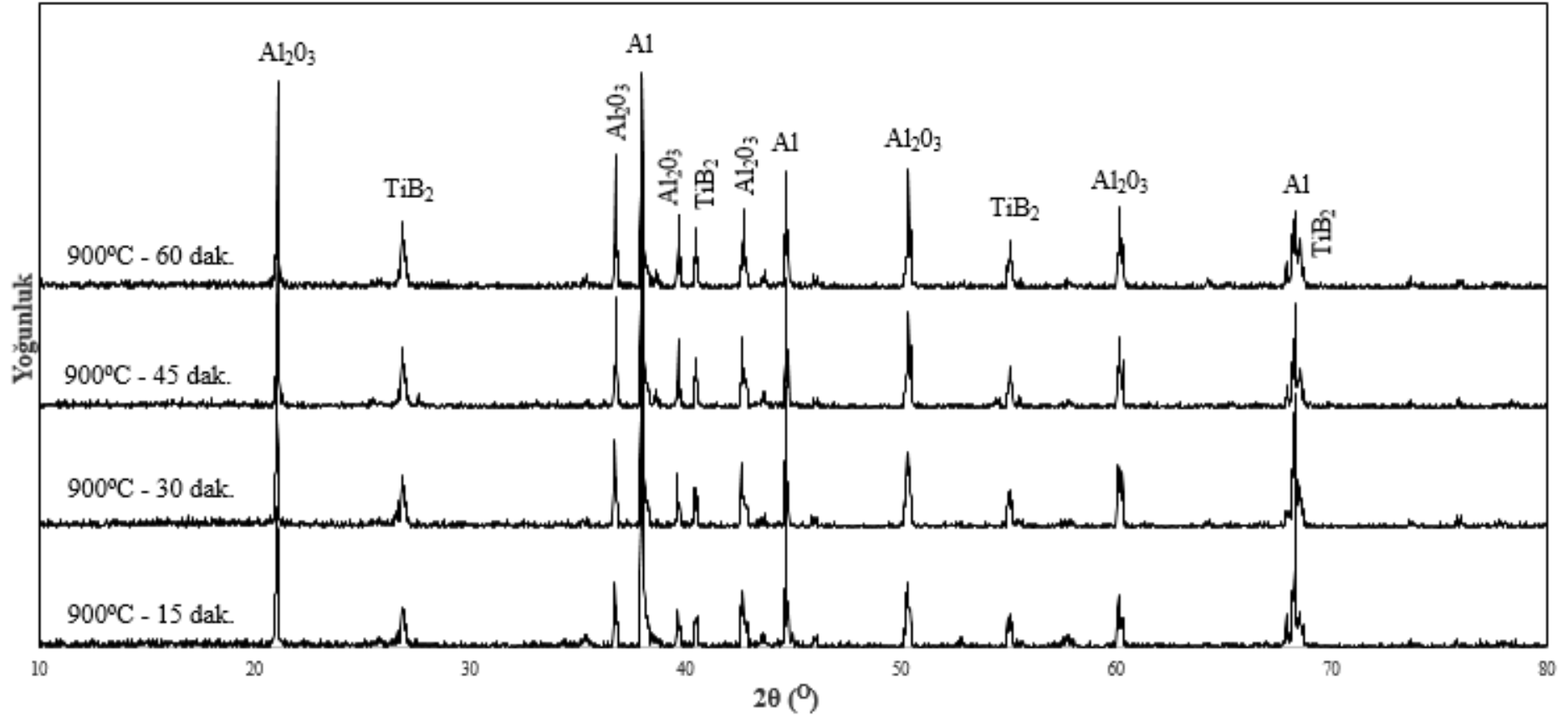


a)

Şekil 42. Y<sub>I</sub>/Y<sub>S</sub> şartlarında XRD analizi a) 900°C b) 1000°C



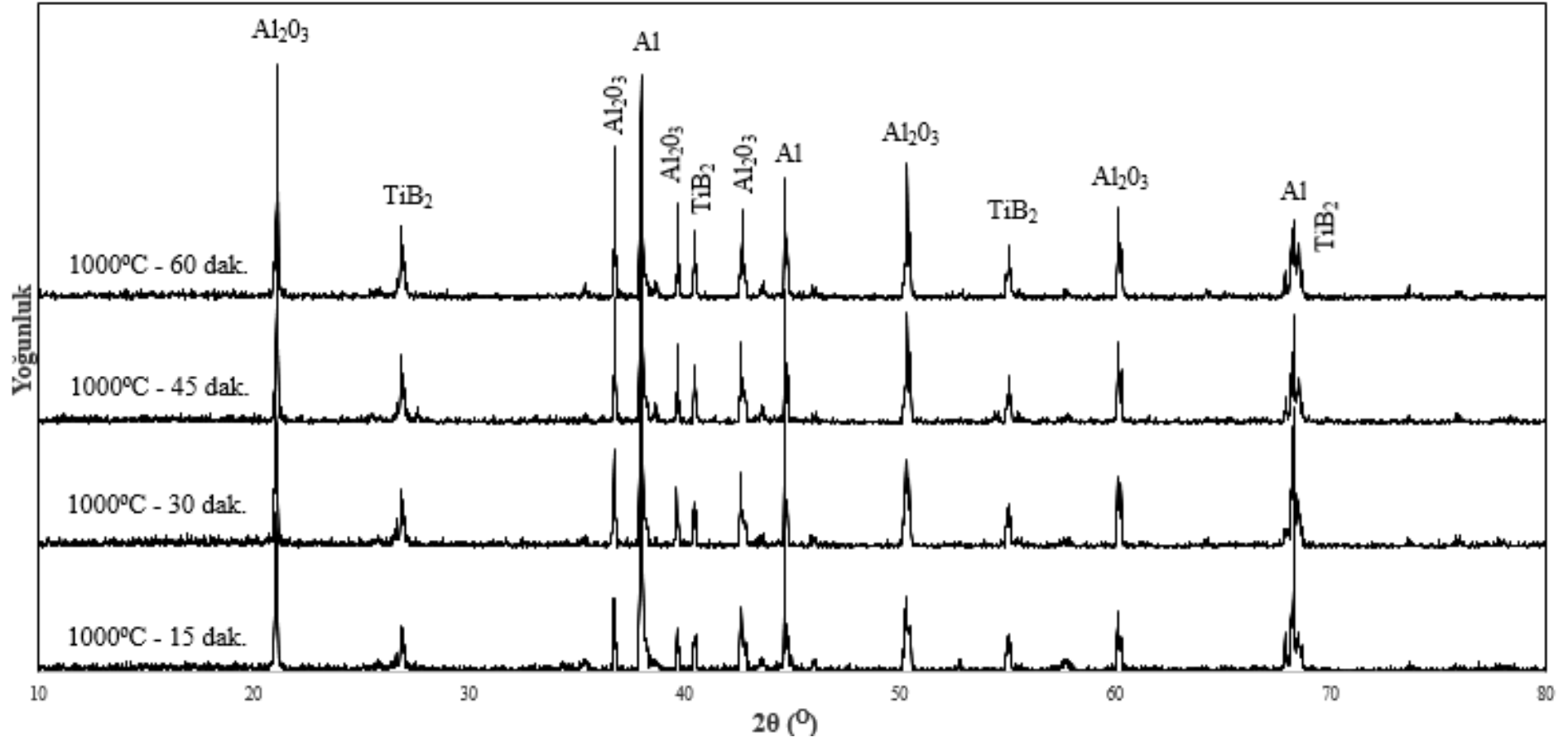
H<sub>1</sub>/H<sub>8</sub> - 900°C



a)

Şekil 43. H<sub>1</sub>/H<sub>8</sub> şartlarında XRD analizi a) 900°C b) 1000°C

H<sub>1</sub>/H<sub>S</sub> - 1000°C



b)

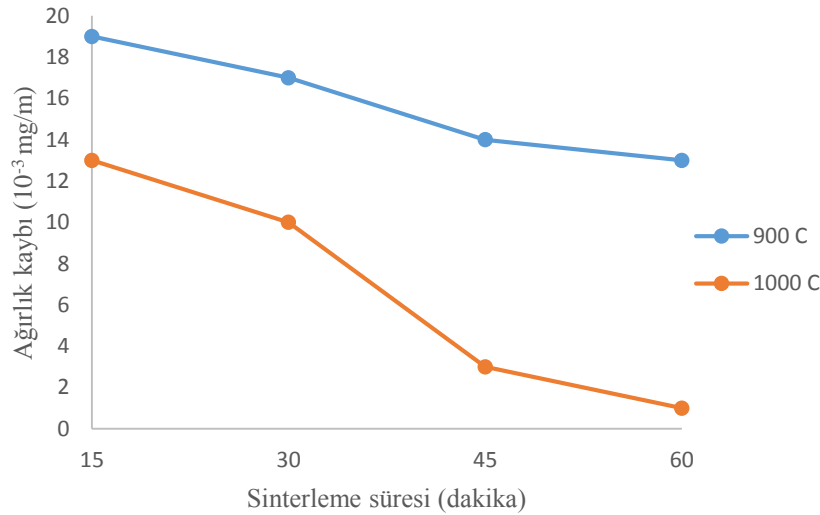
Şekil 43. H<sub>1</sub>/H<sub>S</sub> şartlarında XRD analizi a) 900°C b) 1000°C (devamı)

Şekil 42.b'de  $Y_I/Y_S$  şartlarında  $1000^{\circ}\text{C}$ 'de üretilen numunelerdeki kuvvetlendirici miktarının, artan sinterleme süresiyle uyumlu olarak Şekil 42.a'da bulunan  $900^{\circ}\text{C}$ 'de üretilen numunelere göre belirgin bir şekilde artış kaydettiği görülmektedir.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ve  $\text{TiB}_2$  pik yoğunluklarının artış göstermesine karşın yükselen sıcaklık ve sinterleme süresiyle birlikte reaksiyona giren Al miktarı arttığı (Al, daha fazla harcandığı) için Şekil 42.b'de Al piklerinin yoğunluğunun azaldığı görülmektedir.

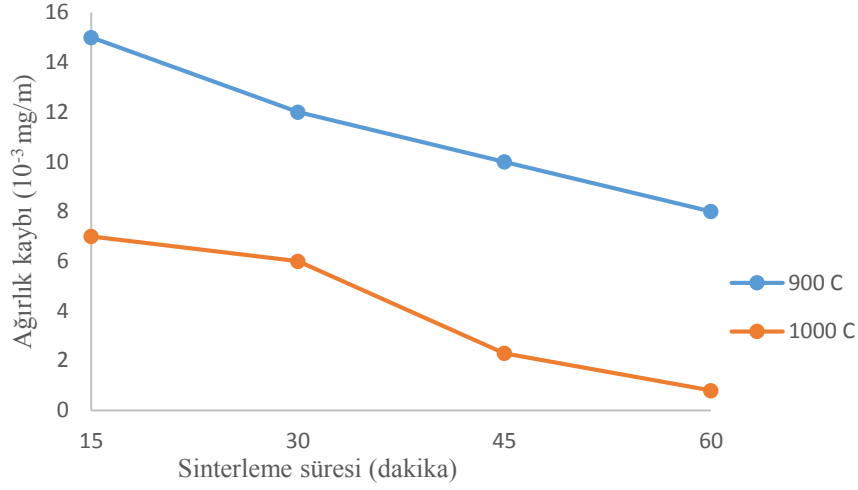
Şekil 43.a ve b'de  $H_I/H_S$  şartlarında üretilen numunelerdeki kuvvetlendirici yoğunlukları,  $Y_I/Y_S$  şartlarındaki numunelere göre çok daha fazla olmakla birlikte Al piklerindeki yoğunluklar daha da azalmaktadır.

### Numunelerin Aşınma Değerleri

$15 \times 15 \times 4$  mm ebatlarında hazırlanan kompozit numunelerin, ağırlık farkı metodu olarak bilinen yani; ilk ağırlıklarının ölçülüp kaydedilmesinin ardından aşınma testine tabi tutulup son ağırlıklarının da ölçülerek ağırlık farklarının belirlenmesi yöntemi sonucunda; 20 N yük altında,  $2 \times 10^3$  m kayma mesafesinde, 2 m/s kayma hızıyla uygulanan aşınma testlerinden sonra elde edilen ağırlık kayıplarının,  $Y_I/Y_S$  ve  $H_I/H_S$  şartları altında numunelerin sıcaklık ve sinterleme süreleri ile değişimlerini gösteren aşınma miktarı – süre grafikleri Şekil 44 ve 45'de yer almaktadır. Ağırlık kaybı birimi;  $10^{-3}$  mg/m'dir.



Şekil 44.  $Y_I/Y_S$  şartlarında ağırlık kayıpları (Önal, M. ve Gavgalı, M. 2017)



**Şekil 45.** H<sub>1</sub>/H<sub>s</sub> şartlarında ağırlık kayıpları

900°C’de üretilen numunelerin mavi renk ile 1000°C’de üretilen numunelerin ise turuncu ile gösterildiği grafiklerde, numunelerin ağırlık kayıplarının, artan sıcaklık ve sinterleme süreleri ile birlikte azalmaya başladığı görülmektedir. H<sub>1</sub>/H<sub>s</sub> şartlarında 1000°C’de, 60 dak. boyunca sinterlenen numunenin diğerlerine göre en az ağırlık kaybına uğrayan yani aşınma direnci en yüksek olan numune olduğu Şekil 45’de görülmektedir.

Numunelerin özgül aşınma miktarları hesaplanırken (10) eşitliğinden faydalanılmıştır (Varol, 2016).

$$W_s = \Delta m / d * F_n * S \quad (10)$$

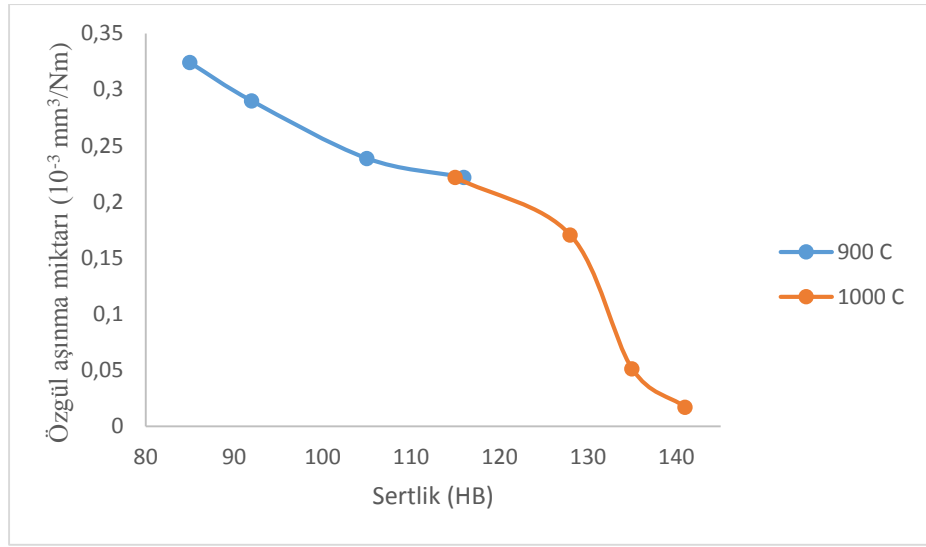
**W<sub>s</sub>** : Özgül aşınma miktarı (mm<sup>3</sup>/Nm)

**Δm** : Numunenin ağırlık kaybı (mg)

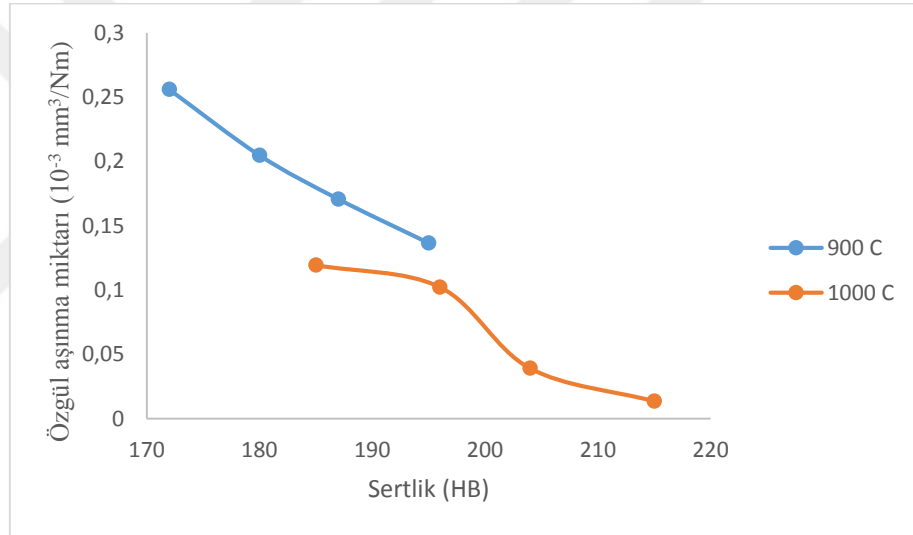
**d** : Numunenin yoğunluğu (mg/mm<sup>3</sup>)

**S** : Aşınma mesafesi (m)

Eşitlik 10’a göre numunelerin H<sub>1</sub>/H<sub>s</sub> ve Y<sub>1</sub>/Y<sub>s</sub> şartlarında hesaplanan aşınma miktarlarının sertlik ile değişimlerini gösteren grafikler Şekil 46 ve 47’de yer almaktadır.



**Şekil 46.** Y<sub>I</sub>/Y<sub>S</sub> şartlarında özgül aşınma miktarları



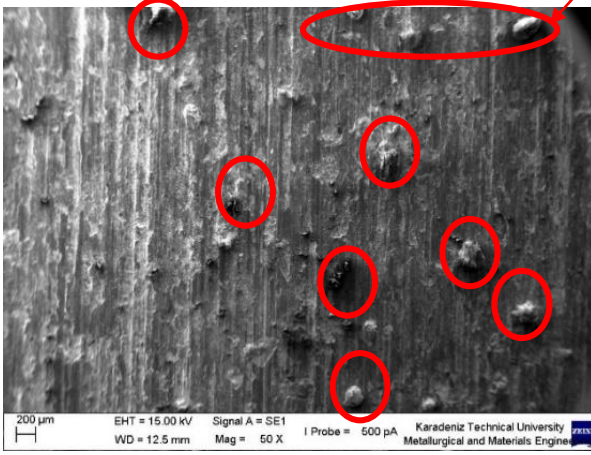
**Şekil 47.** H<sub>I</sub>/H<sub>S</sub> şartlarında özgül aşınma miktarları

Şekil 46 ve 47’de yer alan aşınma miktarı – sertlik grafiklerine göre numunelerin sıcaklık ve sinterleme süresine bağlı olarak değişen aşınma miktarları, artan sertlik değerleri ile birlikte düşüş göstermektedirler.

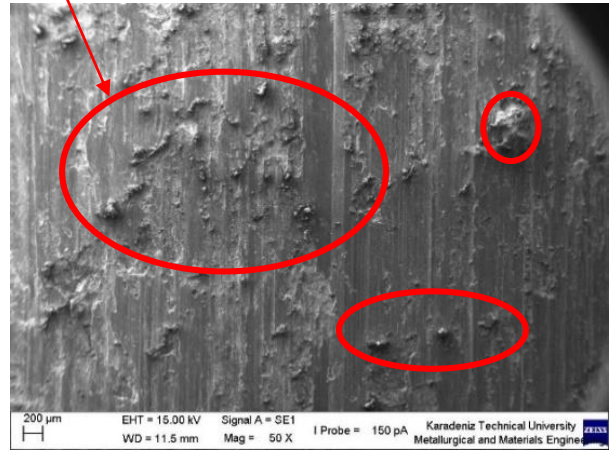
### Numunelerin Aşınma Yüzeyleri

Y<sub>I</sub>/Y<sub>S</sub> ve H<sub>I</sub>/H<sub>S</sub> şartlarında üretilen numunelerin, uygulanan aşınma testi sonucunda elde edilen aşınma yüzeylerinin tamamı 50 büyütmedeki SEM görüntüleri Şekil 48, 49, 50 ve 51’de yer almaktadır.

**Aşınma döküntüleri (debris)**

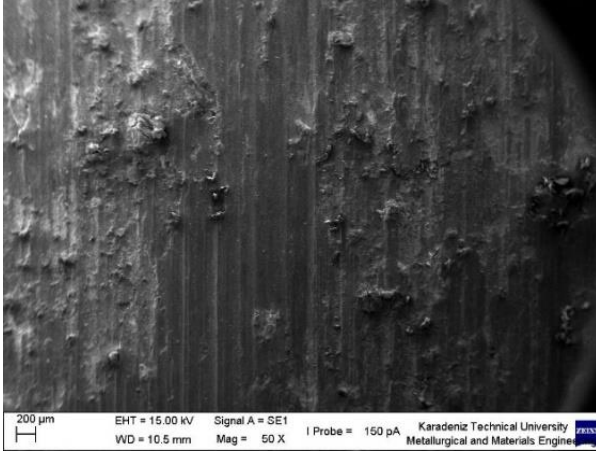


**a)**

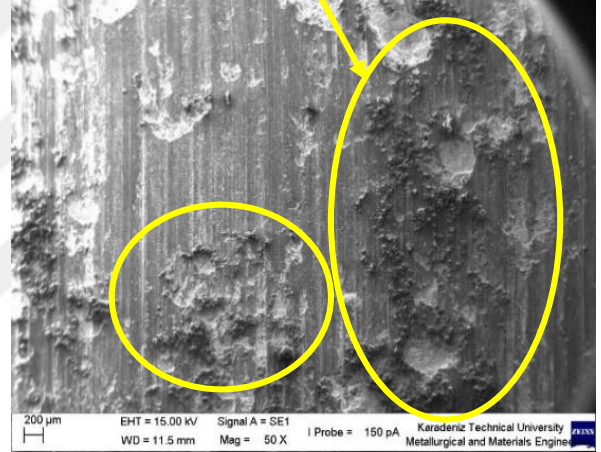


**b)**

**Tümsekler (humps)**



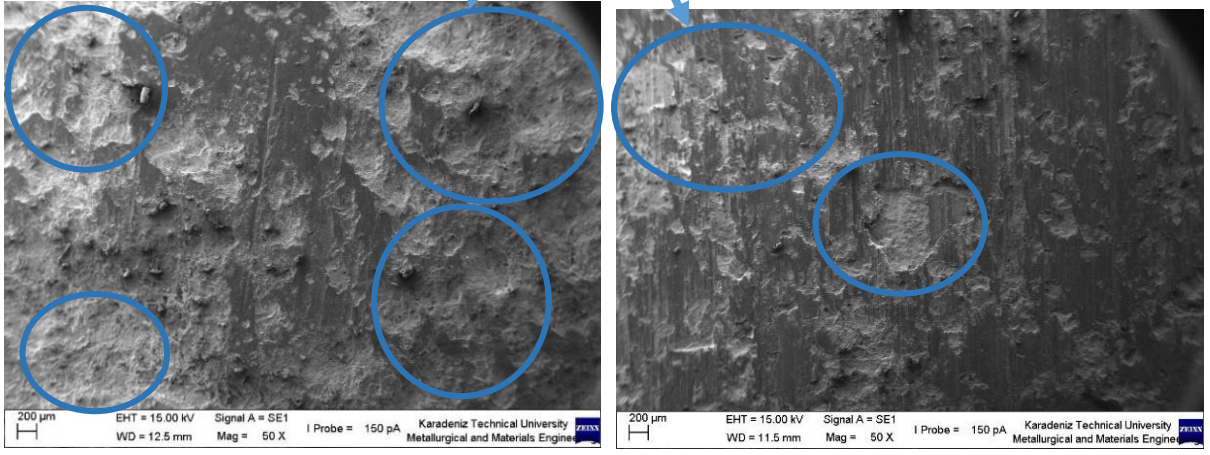
**c)**



**d)**

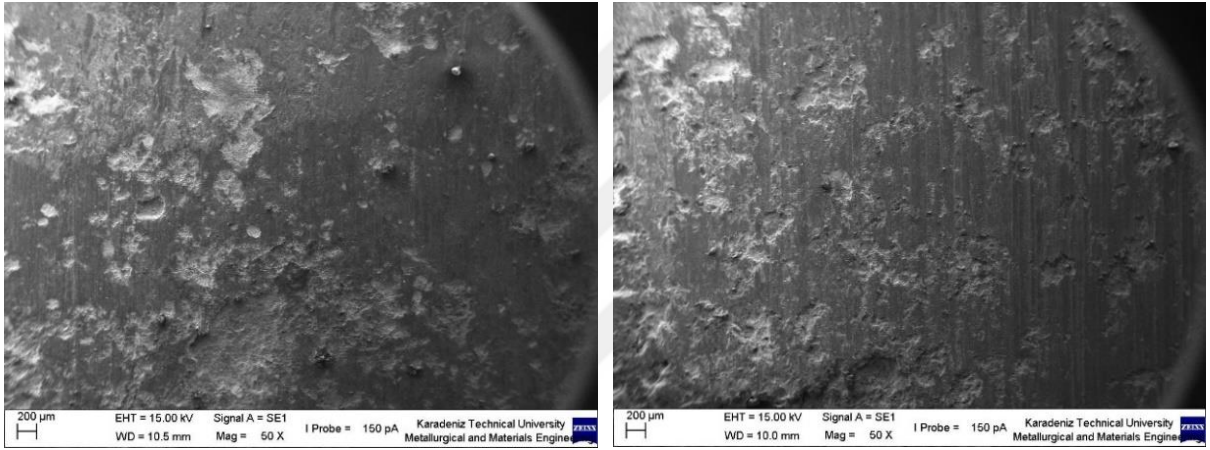
**Şekil 48.**  $Y_I/Y_S$  şartlarında  $900^{\circ}C$ 'de üretilen numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri **a)** 15 dak. sinterlenmiş **b)** 30 dak. sinterlenmiş **c)** 45 dak. sinterlenmiş **d)** 60 dak. sinterlenmiş

Delaminasyon katmanları



a)

b)

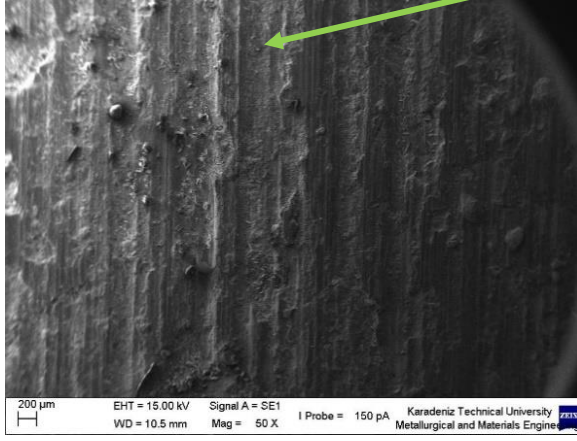


c)

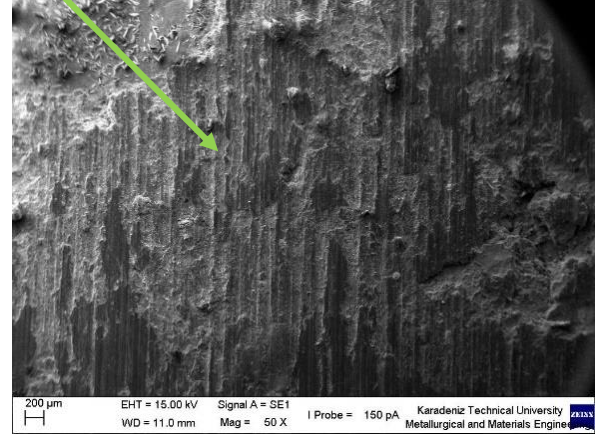
d)

**Şekil 49.**  $Y_I/Y_S$  şartlarında  $1000^{\circ}\text{C}$ 'de üretilen numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri  
a) 15 dak. sinterlenmiş b) 30 dak. sinterlenmiş c) 45 dak. sinterlenmiş d) 60 dak. sinterlenmiş

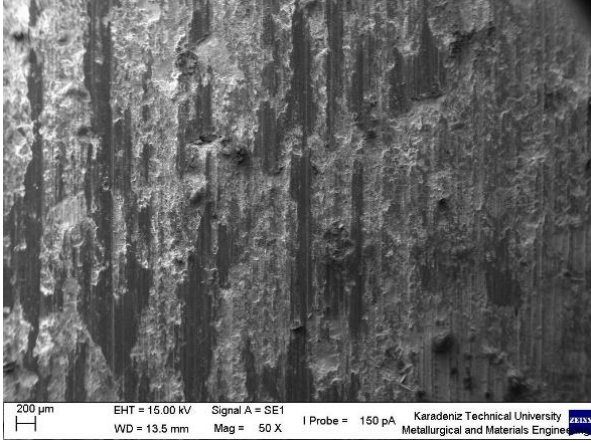
Aşınma yivleri (grooves)



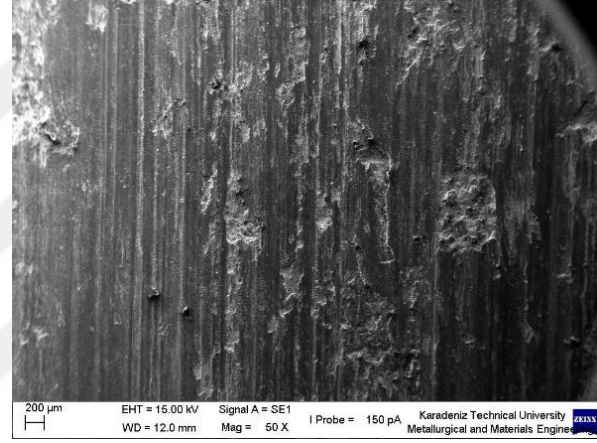
a)



b)

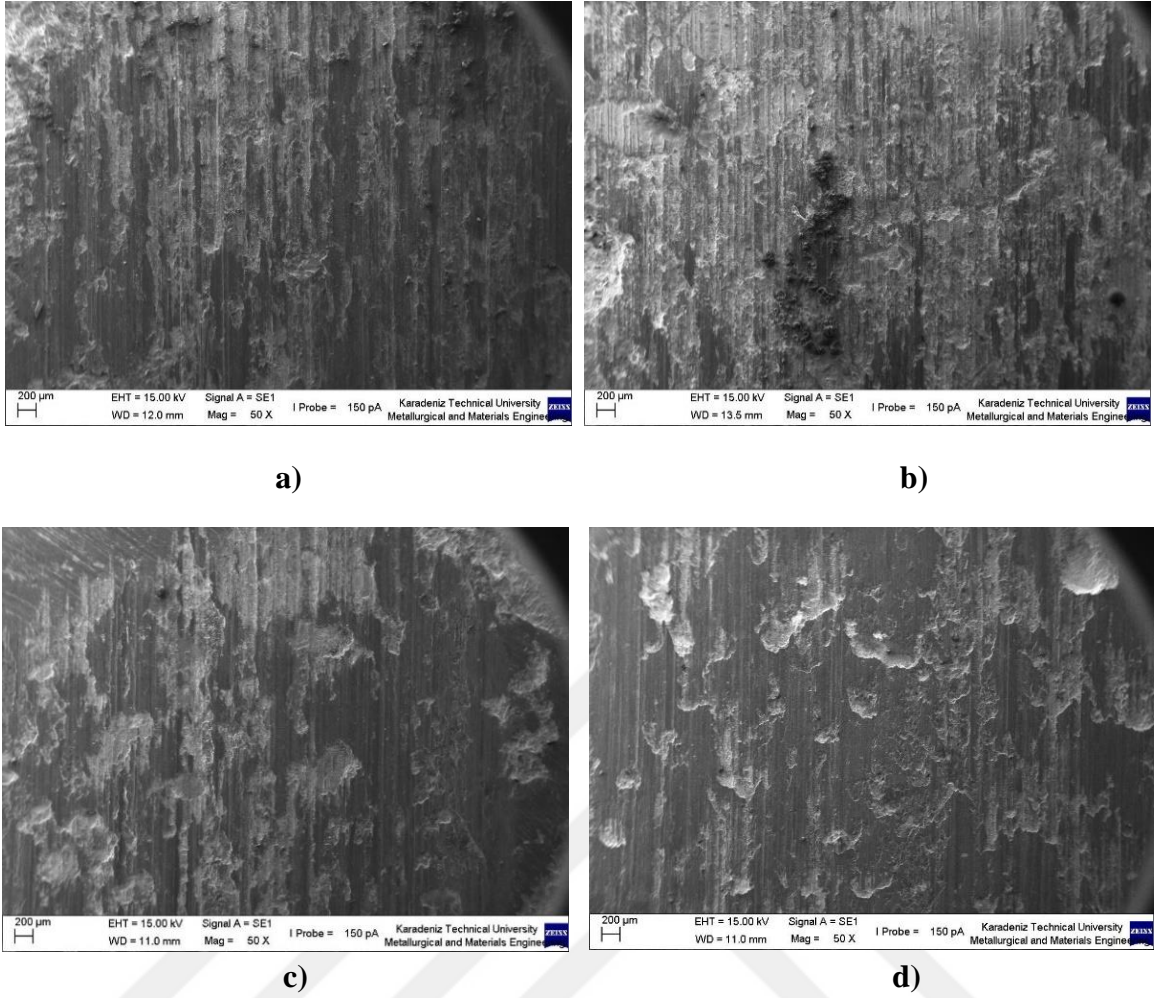


c)



d)

**Şekil 50.**  $H_1/H_2$  şartlarında  $900^{\circ}\text{C}$ 'de üretilen numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri  
a) 15 dak. sinterlenmiş b) 30 dak. sinterlenmiş c) 45 dak. sinterlenmiş d) 60 dak. sinterlenmiş



**Şekil 51.**  $H_I/H_S$  şartlarında  $1000^{\circ}C$ 'de üretilen numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri  
**a)** 15 dak. sinterlenmiş **b)** 30 dak. sinterlenmiş **c)** 45 dak. sinterlenmiş **d)** 60 dak. sinterlenmiş

Şekil 48.a, b. ve c.'de yer alan  $Y_I/Y_S$  şartlarında  $900^{\circ}C$ 'de üretilen numunelerin yüzeylerinde aşındırıcı malzeme etkisiyle, kırmızı renkli daireler ile işaretlenmiş çok miktarda aşınma döküntüsü (debris) bulunduğu görülmüş, d.'de ise sarı renk ile işaretlenmiş tümseklere (humps) rastlanmıştır. Aşınmanın net olarak gözlemlendiği Şekil 49.a'dan itibaren,  $1000^{\circ}C$ 'de üretilen numunelerin aşınma yüzeylerinde  $900^{\circ}C$ 'de üretilenlere göre bir miktar daha iyileşme (dayanım) gözlenerek, mavi renk ile işaretli delaminasyon katmanlarının giderek azaldığı dikkat çekmektedir.  $H_I/H_S$  şartlarında üretilen  $900^{\circ}C$ 'deki 15 dak.'lık numunede (Şekil 50.a) belirgin olarak gözlenen aşınma yivlerinin (grooves) Şekil 50.d'e doğru azalmaya başladığı;  $1000^{\circ}C$ 'lik üretilimlere geçildiğinde Şekil 51.a'dan itibaren artık kaybolmaya başlamalarıyla birlikte Şekil 51.d'de daha pürüzsüz (smooth) bir yüzey gözlenmiştir.

## TARTIŞMA ve SONUÇ

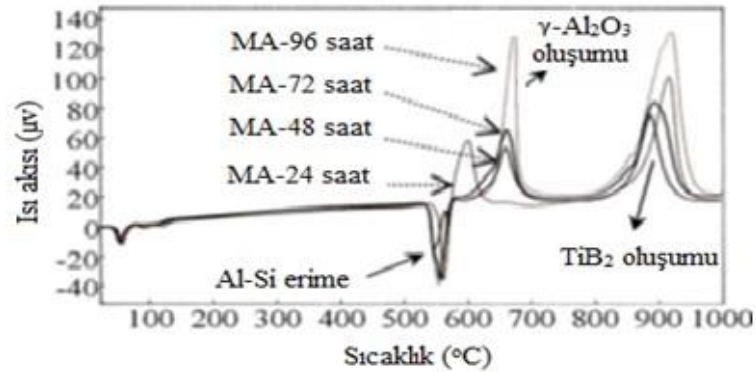
Başlangıç tozlarının karıştırılması işleminde üç eksenli turbula mikser tercih edilmesinin başlıca iki nedeni bulunmaktadır. Bunlardan ilki; karıştırma sırasında tozların, sürekli değişen ritmik puls hareketi sonucunda dönme, yer değiştirme ve tersine dönüştürme sıralaması neticesinde daha kısa sürede istenilen homojenliğin elde edilebilmesidir (Anonim 2016b). Homojenliğin sağlanması ile birlikte üretilen kompozitlerin makro ve mikroyapılarının eşit dağılıma sahip olması sağlanacaktır. Turbula mikserin tercih edilmesinin ikinci nedeni ise; tozların karışma işlemi sırasında herhangi bir kuvvete veya şekil değişimine maruz kalmadan karışmalarının istenilmesidir. Çünkü; örneğin sıklıkla kullanılan ball-milling sisteminde bulunan ve tozlar üzerine bir kuvvet uygulayacak olan toplar, toz partiküllerinin şekil değişimlerine yol açarak pekleşmelerini sağlayacaktır. Pekleşme sonrasında üretim kalıbına yerleştirilmek istenilen toz karışımı, üzerine uygulanacak soğuk presleme basıncına direnç gösterecektir. Soğuk preslemenin amacı; tozların kalıba minimum porozite ile yerleşmelerini sağlamak olduğu için bu durum partiküller arasında oluşacak kontak ve soğuk kaynaklanmayı da zorlaştıracaktır (Öztürk ve İçin, 2005). Arık vd. 2017’de yaptıkları çalışmada ağırlıkça %15 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> içeren Al toz karışımını 2 saat boyunca atritör (bilyeli değirmen) içerisinde karıştırdıktan sonra başlangıçta küresel formda bulunan Al toz partiküllerinin karıştırma sonrasında plakalı ve yüzeyinde girinti-çıkıntıları bulunan karmaşık bir morfolojiye sahip olduğunu dolayısıyla kalıp içerisinde sıkıştırılabilirliğinin zorlaştığını belirtmişlerdir.

Sinterleme işlemi sırasında Ar gazı kullanılmıştır. Sinterleme ortamlarında Ar gazı haricinde H<sub>2</sub> (hidrojen), N (azot), He (helyum), hidrokarbon gazları veya vakum da tercih edilebilmektedir (Öztürk ve İçin, 2005). Ancak bu gazlar reaksiyona katılıp üretilen malzeme üzerinde etkileri olabildiği veya patlama riskleri bulunduğu için fırın içerisine bir soygaz olan Ar gazı gönderilerek ortamdaki oksijenin giderilmesi sağlanmıştır. Bunun yanında çelikten imal edilen üretim kalıbının da yüzeyinde oluşacak tufal tabakasının da oluşumu önlenmiştir.

Sinterleme sırasında sıcak presleme basıncı 10 bar olarak uygulanmıştır. Sıcak preslemenin amacı daha yoğun bir yapı elde etmektir. Başlangıç bileşenlerinin takviye elemanlarına ekzotermik dönüşümünün yanısıra porozite içeren yapıların tek bir işlemde yüksek yoğunluklara ulaşmasını sağlamak için uygulanır (Tjong and Ma, 2000; Tjong *et al.* 2003). Ekici *et al.* 2014’de sıcak presleme yöntemiyle ürettikleri, 40 MPa sıcak pres uygulayarak 595°C’de 15 dakikalığına sinterledikleri Al/ %10 SiC kompozitlerde boşluk oluşumunu önleyebilmek için numuneler üzerindeki basıncı yoğunlaşma tamamlanana kadar

kaldırmadıklarını ve ardından numuneleri 200°C'e soğuttuklarını bildirmektedirler. Bu tez çalışmasında Ekici ve ekibinin çalışmasından farklı olarak sıcak presleme, alüminyumun yarı katı-yarı sıvı olduğu 580°C'de uygulanmıştır. Çünkü Al erimiş haldedir ve eriyiğin kalıp dışına sızmasını önlemek amacıyla yükselen sıcaklıklarda artık basınç uygulanamamaktadır. Tjong *et al.* ise 1999'da, bu çalışmada yapılan sıcak presleme işlemine benzer olarak 800°C'e kadar ısıttıkları Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> toz karışımını, 10 dakikalık sinterlemenin ardından sıcaklık 600°C'e düşükten sonra sıcak preslemişlerdir.

Şekil 27'deki DTA analizine göre erime olayı; dışarıdan enerji almayı gerektiren, bağ oluşumu ise enerji açığa çıkaran fiziksel ve kimyasal işlemler olduğu için ısıtma sırasında H<sub>1</sub>/H<sub>3</sub> şartlarında Al'un endotermik reaksiyonla 660°C'de erimesinin ardından 780°C'e çıkıldığında ekzotermik reaksiyonla Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazı, ardından yine ekzotermik reaksiyonla 920°C'de TiB<sub>2</sub> fazı elde edilmiştir. Y<sub>1</sub>/Y<sub>3</sub> şartlarında ise yine Al'un erimesiyle birlikte 800°C'e gelindiğinde Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazı, ardından da yaklaşık 950°C civarında TiB<sub>2</sub> fazı oluşmaya başlamaktadır. Her iki çevrimde de matris bileşeni Al'un erimesinden önce ve 1000°C'den sonra herhangi bir faza rastlanmamıştır. Başlangıç bileşeni olarak kullanılan B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tozunun bilinen erime sıcaklığı 450°C'dir (Anonymous 2015). Ancak yapılan DTA analizlerinde Al'un erimesinden önce herhangi bir endotermik pike rastlanmamıştır. Bunun nedeninin ise; Al'un bileşen olarak matris görevini yaptığından ötürü toz karışımının ağırlıkça %72'sini (18 gram) oluştururken B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tozunun ise karışımın %12'sini (3 gram) teşkil etmesi nedeniyle sahip olduğu düşük ağırlık yüzdesinden dolayı DTA analizlerinde belirgin bir pik oluşturmadığı düşünülmektedir. Tekmen *et al.* 2009; farklı sürelerce mekanik alaşımlama yöntemi ile bir araya getirdikleri Al-Si, TiO<sub>2</sub> ve B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> toz karışımlarına uyguladıkları DTA analizlerinde Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> fazının oluşum sıcaklığını 680°C, TiB<sub>2</sub>'ün ise 900°C civarında tespit ettiklerini bildirmişler ve yine bu çalışmada olduğu gibi B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> başlangıç bileşeni kullanmalarına rağmen ilk gözlenen erimeyi ötektik Al-Si bileşimine ait olan yaklaşık 570°C'deki endotermik pikle işaretlemiş (Şekil 52), öncesinde herhangi bir erime gözlemlememişlerdir.



Şekil 52. Farklı karıştırma sürelerinde elde edilen DTA eğrileri (Tekmen *et al.* 2009)

DTA analizlerinde TiB<sub>2</sub> fazının oluşum sıcaklıkları çevrim şartlarına bağlı olarak 920°C ve yaklaşık 950°C olarak tespit edilmesine rağmen üretim sıcaklıklarından birinin 900°C olarak seçilmesi şu şekilde açıklanabilir: Her üretim fırının 'rampa' olarak isimlendirilen bir sıcaklık artış hızı değeri vardır (Anonim 2015). Bu değer, fırında kullanılan ısıtıcı tel ve programatöre bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Tez çalışması kapsamında tercih edilen 1,5 mm'lik ısıtıcı Kanthal A-1 telin, fırını yakma (kullanma) sayısına bağlı olarak zamanla ısıtma hızının düşmesi ve yenilenmesi sonucunda fırın 900°C'e set edilse (programlansın) bile ısıtma bölgesindeki sıcaklık her seferinde 900°C'i bir miktar geçmektedir. Aradaki 20°C ve yaklaşık 50°C'lik sıcaklık farkı buradan kaynaklanmaktadır. Aynı durum 1000°C için de geçerli olmakla birlikte faz oluşumları 1000°C'den önce tamamlanmaktadır. Tercih edilen Kanthal A-1 tel, bir FeCrAl alaşımıdır ve İsveç menşelidir (Anonim 2020a).

Şekil 42 ve 43'de yer alan XRD analizlerinde, artan sıcaklık ve sinterleme süreleri ile birlikte Al'un miktarında azalma olduğu görülmektedir. Buradan Al'un azalması sonucunda, ikame reaksiyonlarla oluşan Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partiküllerinin sayısında artış kaydedildiği dolayısıyla reaksiyona giren Al'un miktarının arttığı sonucu elde edilebilir. Lü *et al.* 2001'de kompozit yapısındaki TiB<sub>2</sub> takviyelerinin hacim içeriğinin artışı ile birlikte başlangıçta reaksiyona giren Al, Ti ve B elementlerinin miktarlarının azalmaya başladığını ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ile TiB<sub>2</sub> miktarında artış olduğunu raporlamışlardır. Üretim sıcaklığının ve sinterleme süresinin artışıyla, oluşan kuvvetlendiricilerin yoğunlukları da artmaktadır. H<sub>I</sub>/H<sub>S</sub> şartları altında üretilen numunelerde bu artış daha da dikkat çekici seviyededir. Bu artışın nedeni şu şekilde açıklanabilir: Çevrimlerde uygulanan ısıtma hızları farklı olmasına rağmen her iki çevrimde de numuneler aynı sürelerce sinterlenmişlerdir. Yani tüm numuneler için 15-30-45 ve 60 dakika boyunca beklenmiştir. Dolayısıyla 900°C ve 1000°C'e ulaşma hızları farklı da olsa aynı sinterleme sürelerinden dolayı numunelerin kuvvetlendirici miktarlarının aynı olmasının beklenmesi normaldir. H<sub>I</sub>/H<sub>S</sub> şartlarında, Y<sub>I</sub>/Y<sub>S</sub> şartlarına göre çok daha fazla kuvvetlendiricinin elde edilmesinin nedeni; numunelerin soğuma hızıdır. Soğuma hızı, soğuma süresine bağlıdır. Y<sub>S</sub> şartlarında 900°C'deki numunelerin oda sıcaklığına soğuması için toplamda 146 dak. beklenirken, bu süre 1000°C'dekiler için 167 dakikaya çıkmaktadır. H<sub>S</sub> şartlarında 900°C'deki numuneler için 48 dak., 1000°C'dekiler için ise 60 dakika beklenilmiştir. Yani soğuma süresi yaklaşık 1/3'üne inmiş olarak kabul edilebilir. Dolayısıyla bu sürede tane büyümesinin önüne geçilip çok daha ince taneli bir mikroyapı elde edilmiştir. Şekil 37'de H<sub>S</sub> şartlarında, aynı büyütme oranında, 1 µm'nin altında elde edilen partikül boyutlarının, Şekil 40.c ve Şekil 40.d'de Y<sub>S</sub> şartlarında, 3-5 µm aralığına yükselmesi bu iddiayı kanıtlar niteliktedir. Bu çalışmada, üretim sıcaklığının ve sinterleme süresinin artmasıyla birlikte bir sonraki üretilen numunede (örneğin 45 dak.'lıktan sonra gelen 60 dak.'lık numunede veya 900°C'den sonra gelen 1000°C'lik numunede) tane

büyümesine bağlı olarak mekanik özelliklerde düşüş beklenmesi normal bir durumken, XRD analizlerinden de anlaşılacağı üzere bir sonraki numunede her seferinde daha fazla kuvvetlendiricinin elde edilmesi sonucunda özelliklerde sürekli bir iyileşme gözlenmiştir. Yani çalışmada, tane büyümesi ile, elde edilen kuvvetlendirici miktarının bir tür rekabeti irdelenmektedir. H<sub>s</sub> şartlarında üretilen numunelerde ise tane büyümesinin önüne, uygulanan hızlı soğuma süresi ile geçilmiştir. Şenel vd. 2017’de, Al içerisine ekledikleri grafeni, 550-600 ve 630°C sıcaklıklarında, 20-300 dakika aralığında iki farklı şekilde sinterlemiştir. İlki; işlem sonrası numuneyi fırından çıkarıp hızlı soğutma yaparak sıcaklığını oda sıcaklığına düşürmek diğeri ise; 10°C’lık daha düşük hızlarla ısıtma-sinterleme ve oda sıcaklığına soğutmaktır. Yani bu tez çalışmasına benzer şekilde yavaş ve hızlı ısıtma/soğuma parametrelerini denemişlerdir. Hızlı soğutma işlemi uyguladıkları numunelerin mikro sertlik değerlerinin, ağırlıkça %0,1 grafen içeren numune için 38 HV’dan 57 HV’e yükseldiğini raporlamışlardır. Hızlı soğutma uyguladıkları üretimde, soğuma için geçen sürenin çok düşük olması nedeniyle tane büyümesinin önüne geçilerek sertlik artışı elde ettiklerini belirtmektedirler.

Literatürde yer alan üretim şartlarının genelinde ya düşük sıcaklıklar tercih edilmiş ya da yüksek sıcaklıklarda uzun süreler beklenilmediği gözlenmiştir. Dolayısıyla çalışmaların birçoğunda intermetalik bir faz olan Al<sub>3</sub>Ti’nin varlığından söz edilmektedir. Al<sub>3</sub>Ti yüksek sertliğe, yüksek erime noktasına ve düşük yoğunluğa sahip bir intermetalik bileşiktir (Tjong *et al.* 2003). Bununla birlikte sahip olduğu tetragonal yapısından dolayı çok gevrekli (Watanabe *et al.* 2001). Tez kapsamında yapılan çalışmalarda, yalnızca başlangıçta deneme amacıyla üretilen kompozit numunelerin mikroyapılarında 1000 kat büyütmede dahi kolaylıkla farkedilebilen Al<sub>3</sub>Ti bloklarına rastlanmıştır. Şekil 34’de kırmızı oklarla işaret edilen blokların artan sıcaklık ve sinterleme sürelerinde çözünmeye başlayıp sonrasında ise kayb olduğu mikroyapıları incelenen diğer numunelerde gözlenmiştir. Hem Y<sub>1</sub>/Y<sub>s</sub> hem de H<sub>1</sub>/H<sub>s</sub> şartları altında üretilen numunelerin XRD ve EDS analizleri ile SEM görüntülerinde ise Al<sub>3</sub>Ti fazına rastlanılmamıştır. Bunun nedeni birkaç farkı yaklaşımla açıklanabilir. Bunlardan birincisi; bahsedildiği gibi seçilen her iki şart altında üretilen numuneler için seçilen üretim sıcaklıklarının bir hayli yüksek olmasıdır. İkinci bir yaklaşım; seçilen sıcaklıklarda yapılan sinterleme süresinin uzun olmasıdır. Çünkü artan sıcaklık ve süre ile birlikte bir geçiş fazı olan Al<sub>3</sub>Ti fazı çözünerek daha kararlı olan TiB<sub>2</sub> fazına dönüşmektedir. Bir diğer yaklaşım ise; uygulanan ısıtma ve soğutma çevrimlerinde bu fazın oluşması için gereken sıcaklık aralığının hızlı bir şekilde geçilmiş olabileceğidir.

Tablo 13’de numunelerin  $\sigma_{UCS}$  değerleri ile Brinell yöntemiyle ölçülen sertlik değerlerinin, artan sıcaklık ve sinterleme süresi ile birlikte artış gösterdiği belirlenmiştir. Örnek olması amacıyla  $Y_I/Y_S$  çevriminde üretilen dört adet numunenin değerleri karşılaştırılmalı olarak Tablo 14’de verilmektedir.

**Tablo 14.** Numunelerin karşılaştırmalı  $\sigma_{UCS}$  – HB değerleri

<i>Sıcaklık</i>	<i>900°C</i>		<i>1000°C</i>	
<i>Sinterleme süresi</i>	45 dak.	60 dak.	45 dak.	60 dak.
<i><math>\sigma_{UCS}</math></i>	202,5	263,3	360	390,8
<i>HB</i>	105	116	135	141

Üretilen her bir numune toplamda %20 kuvvetlendirici hacim içeriğine sahiptir (%12  $Al_2O_3$  + %8  $TiB_2$ ). En yakın kuvvetlendirici içeriğine ve üretim yöntemine sahip bir çalışma ile kıyaslama yapılmak istendiğinde Tjong *et al.* 1999’da in situ yöntemiyle ürettikleri, 800°C’de 10 dakika boyunca sinterleyip sıcaklık 600°C’e düşükten sonra sıcak presleme yaptıkları ayrıca 420°C’de 20:1 oranında ekstrüzyon uyguladıkları, hacimce %14,7  $Al_2O_3$  + %5,3  $TiB_2$  içeren kompozitin  $\sigma_{UCS}$  değerini 390 MPa olarak ölçtükleri tespit edilmiştir. Sıcak preslemeye ek olarak uygulanan ekstrüzyon işleminin, kompozitin  $\sigma_{UCS}$  değerini oldukça yükselttiği düşünülmektedir. Zhang *et al.* 2014’de ürettikleri hacimce %40, %50 ve %60 kuvvetlendirici içeren  $TiB_2/Al$  içeren kompozitlerin  $\sigma_{UCS}$  değerlerini sırasıyla 997 MPa, 1130 MPa ve 974 MPa olarak belirtmektedirler. Ayrıca matris olan Al’u, Mg, Mo ve V ile alaşımlandırarak elde ettikleri hacimce %50  $TiB_2/Al$  kompozitlerin  $\sigma_{UCS}$  değerlerini ise sırasıyla 1162 MPa, 1320 MPa ve 1348 MPa olarak raporlamışlardır. Bu tez çalışması kapsamında üretilen numunelerin kuvvetlendirici içeriğinin sözü edilen çalışmadaki içeriğin en az yarısı seviyesinde olması ve kullanılan Al’un %99,9 saflıkta olduğu göz önünde bulundurulduğunda sözü edilen çalışmada elde edilen  $\sigma_{UCS}$  değerlerinin 610 MPa’nın üzerinde olması normal karşılanmaktadır. 610 MPa,  $H_I/H_S$  şartlarında, 1000°C’de, 60 dakika boyunca sinterlenen numunenin  $\sigma_{UCS}$  değeridir. Ürettikleri kompozitlerin akma ve basma dayanımları ile sertliklerindeki artışın nedenini  $TiB_2$  içeriğinin artması ile açıklamaktadırlar.  $TiB_2$  içeriğinin artması, kompozit yapısında daha fazla miktarda  $TiB_2$  kuvvetlendirici olması (sentezlenmesi) anlamına gelmektedir. Daha fazla kuvvetlendirici ise tez kapsamında, sıcaklık ve sinterleme süresinin artışı ile elde edilmiştir. Çünkü sıcaklığın yükselmesi, meydana gelen reaksiyonların hızlanması ve daha fazla miktarda kuvvetlendiricinin elde edilmesi ile sonuçlanmaktadır (Zhao *et al.* 2015). Numunelerin mekanik özelliklerindeki artışın bir diğer nedeni ise; Al matris içerisinde yer alan kuvvetlendiricilerin, dislokasyon hareketini bloke edici (zorlaştırıcı) etki oluşturmalarıdır. Malzemelerin plastik şekillendirilmesinde önemli rolü bulunan dislokasyonların hareketi;

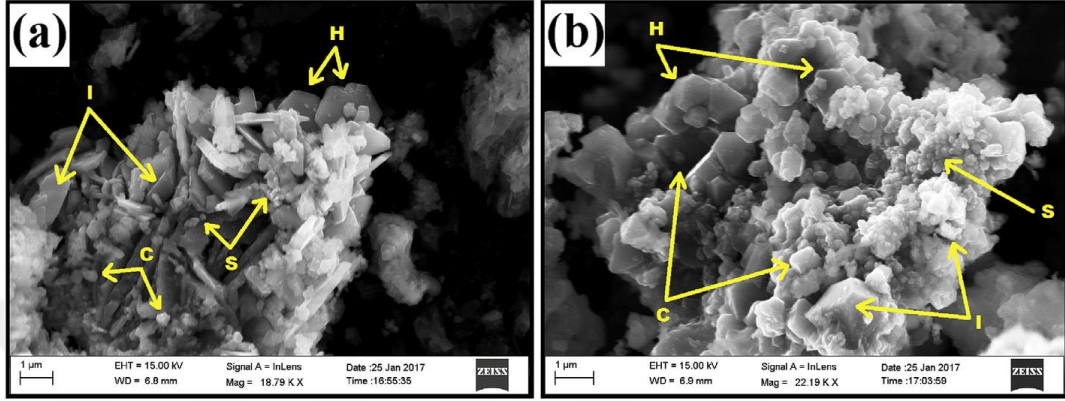
yabancı atomlar, tane sınırları, ikincil fazın taneleri gibi engeller karşısında zorlaşır ve gerilme yığılmaları oluşur. Buna bağlı olarak mekanik özelliklerde iyileşmeler gözlenir. Reaktif sıcak presleme yöntemi ile kıyaslama amaçlı yapılan bir literatürde araştırmasında, Hallem *et al.* 2018 'de karıştırmalı döküm (stir casting) yöntemiyle ürettikleri ağırlıkça %10 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al kompozitin  $\sigma_{UCS}$  değerini 250 MPa ve sertliğini 97 HB olarak bildirmekte, aşınma testi de uyguladıkları kompozitlerin sertlik ve aşınma değerlerindeki artışın nedenini partikül formda elde ettikleri Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kuvvetlendiricilerin, dislokasyonları engellemesiyle açıklamaktadırlar. Tez çalışması kapsamında H<sub>S</sub> şartlarında üretilen numunelerin, soğuma hızından kaynaklanan ince tane yapısına sahip olmaları, mikroyapıda daha fazla tane sınırının olması dolayısıyla dislokasyon hareketlerinin daha da zorlaşması anlamına gelmektedir. Tablo 13'de yer alan örneğin; H<sub>I</sub>/H<sub>S</sub> / 1000°C / 15 dak.'lık numunenin  $\sigma_{UCS}$  : 545,2 MPa'lık değerinin, Y<sub>I</sub>/Y<sub>S</sub> / 1000°C / 15 dak.'lık numunenin  $\sigma_{UCS}$  : 261,2 MPa'lık değerinin iki katından fazla olması, hızlı soğuyan bu numunenin yavaş soğuyana göre çok daha ince taneli yapıya sahip olduğunu kanıtlamaktadır.

Şekil 26'da, (B) ve (O) atomlarının ağırlıkça yüzdelerinin beklenilenden farklı olduğu tespit edilmiştir. Zaten bu durum son sütundaki hata payından da anlaşılabilir. Bu hata payı, EDS analizlerinde B, C, N, O, F elementlerinin şiddet değeri bakımından (cps/ev) güvenilirliğinin çok da yüksek olmamasından kaynaklanmaktadır.

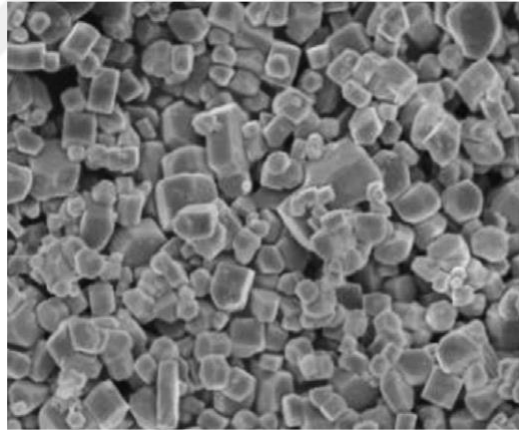
Numunelerin sinterleme sürelerinin artmasıyla birlikte (15-30-45-60 dakika) partiküllerin sayılarında da artış olduğunu kanıtlayan bir çalışma Dikici *et al.* tarafından 2013'de yapılmıştır. Saf Al'un içerisinde Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partikül oluşumu ile ilgili yaptıkları çalışmada sinterleme süresinin arttıkça mikron altı büyüklüklerdeki  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partiküllerinin sayılarında ve oluşum hızlarında hızlı bir artış gözlemlediklerini bildirmektedirler. Balcı *et al.* 2014'de mekanik alaşımlama yöntemiyle Al matris içinde TiB<sub>2</sub> sentezlemek amacıyla yaptıkları çalışmada, takviye partiküllerinin sayılarındaki artışla birlikte kompozitlerin sertliklerinin de arttığını belirtmektedirler.

Şekil 40.d'de Y<sub>I</sub>/Y<sub>S</sub> şartlarında 1000°C'de 60 dakika boyunca sinterlenmiş numunenin partiküllerinin, artan sıcaklık ve sinterleme süresi ile birlikte irileştiği gözlenmiştir. German M.R. benzer şekilde partikül irileşmesine dair bulguların varlığından, sinterleme ile alakalı araştırmalarında bolca bahsetmektedir. Buradan sıcaklığın ve sinterleme süresinin partikül boyutları üzerinde etkili olduğu sonucu ortaya çıkmaktadır. Buna ek olarak Selvam *et al.* 2018'de AA6061 alaşımına, titanyum ve borik oksit ekleyerek 950°C'de sinterlemeleri sonucunda ağırlıkça %15 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + TiB<sub>2</sub>) elde ettikleri kompozit numunelerde hegzagonal ve kübik şekilli TiB<sub>2</sub> partikülleri ile küresel şekildeki Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partiküllerine rastladıklarını rapor etmişlerdir. Matrisi oluşturan alaşım elementlerinin, oluşacak partiküllerin şekilleri üzerinde

etkisi olduğunu bildirmektedirler. Elde ettikleri SEM görüntülerinde (Şekil 53), numunelerin mikroyapılarında aynı anda birden fazla kuvvetlendirici bulunabileceğini belirtmektedirler. Zhang *et al.* 2014’de yanma sentezi (combustion synthesis) ve sıcak presleme yöntemlerini bir arada kullanarak ürettikleri Al/TiB<sub>2</sub> kompozitlerde de hegzagonal prizmatik ve dikdörtgen şekilli TiB<sub>2</sub> takviyeleri elde ettiklerini bildirmektedirler (Şekil 54). Bu çalışmada da benzer şekilde küresel, hegzagonal, kübik ve düzgün olmayan partikül tiplerine rastlanmıştır.

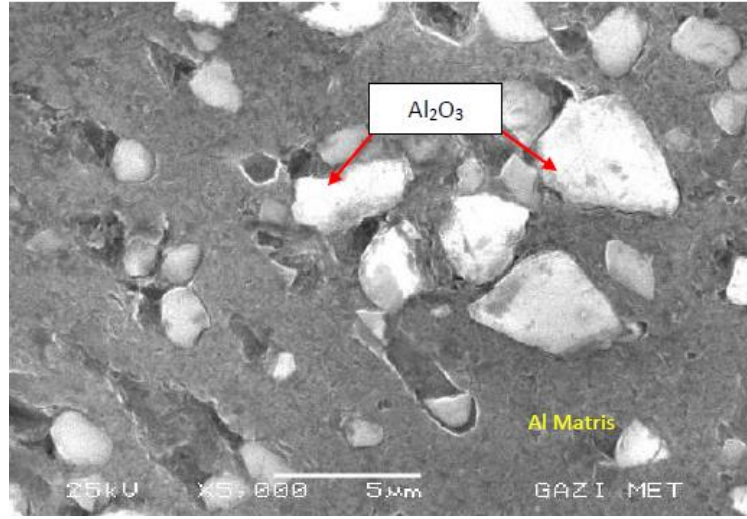


**Şekil 53.** Kuvvetlendirici şekilleri-1; H: Hegzagonal, I: Irregular (düzgün olmayan), S: Spherical (küresel), C: Cubic (Kübik) (Selvam *et al.* 2018)

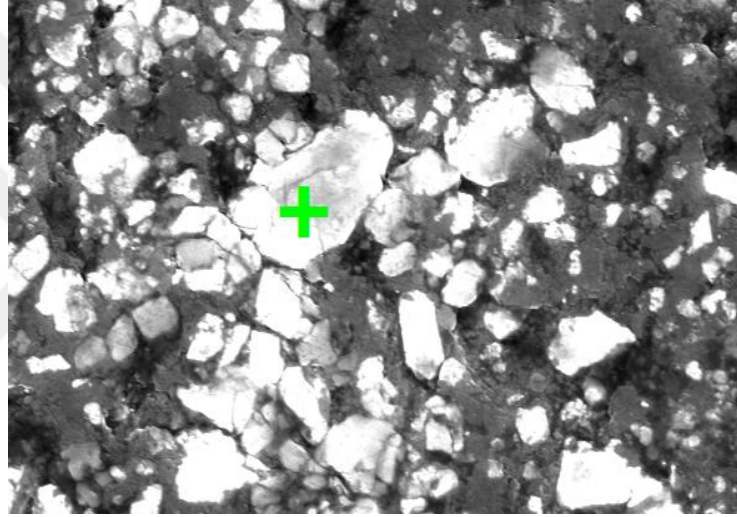


**Şekil 54.** Kuvvetlendirici şekilleri-2; Hegzagonal prizmatik ve dikdörtgen (Zhang *et al.* 2014)

Arık vd. 2017’de yaptıkları çalışmada, ortalama tane boyutu 49,6 µm olan Al + %15 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> toz karışımı kullanarak boyutları 5 µm civarında, takviye elemanı olarak Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> içeren kompozitlerin mikroyapısında parlak renkli ve şekil olarak bu tez kapsamında yapılan çalışmalar sonucunda elde edilen Şekil 32.b’deki düzgün şekilli olmayan Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partiküllerine (yeşil işaretli) oldukça benzeyen SEM görüntüsü Şekil 55’de yer almaktadır. Karşılaştırma amaçlı olarak Şekil 32.b’de yer alan SEM görüntüsü de Şekil 55 ile birlikte verilmiştir.



a)



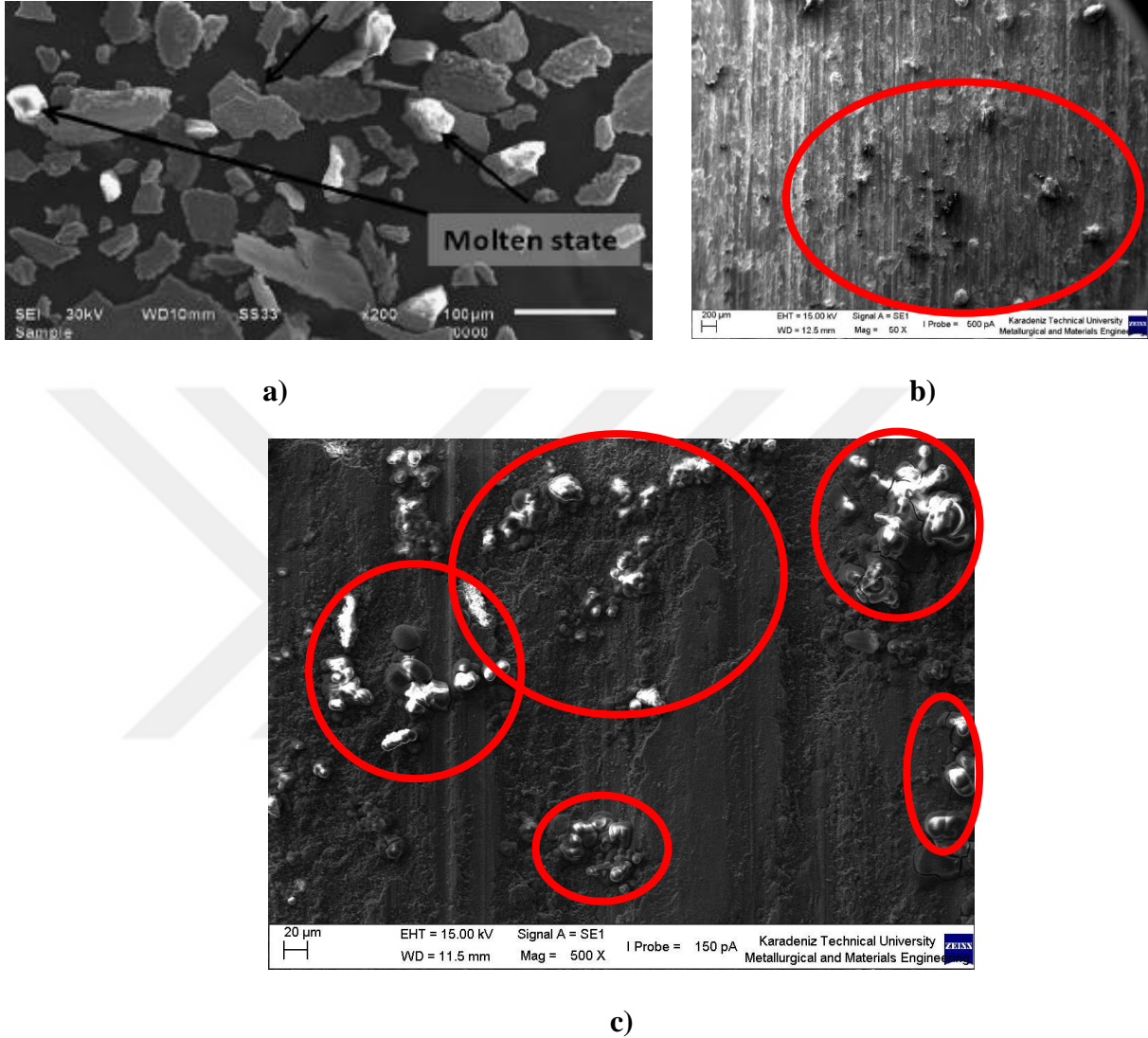
b)

**Şekil 55.** Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> partiküllerinin karşılaştırılması **a)** Arık vd. 2017 **b)** Şekil 32.b

Şekil 44 ve 45’de yer alan, numunelerin ağırlık kayıpları ve özgül aşınma miktarlarını gösteren grafiklerde, ağırlık kayıplarının artan sıcaklık ve sinterleme süresi ile azaldığı ve numunelerin sertlik değerleriyle uyumlu olacak şekilde özgül aşınma miktarlarının da düştüğü görülmektedir.

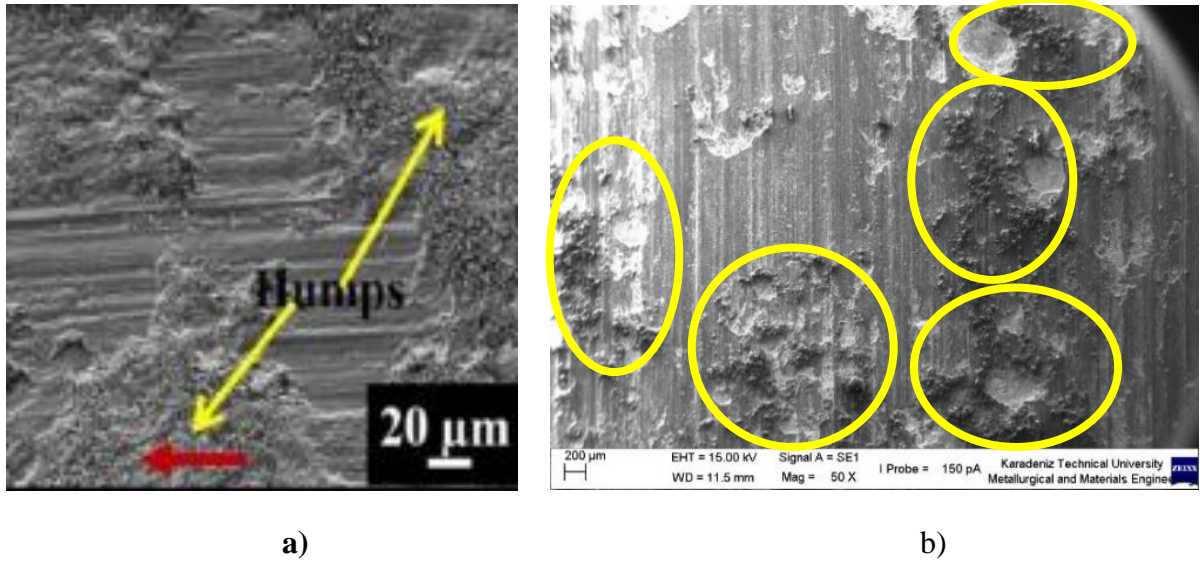
Şekil 48’de yer alan aşınma döküntüleri, karşı malzemenin numune yüzeyinden kaldırdığı yani yüzeyden kopan parçacıklar anlamına gelmektedir. Tabakalı, iplik veya oluk şeklinde ve erimiş görünümlü morfolojilere sahip olan aşınma döküntüleri (Panwar ve Pandey, 2013), Şekil 48.a’da miktar olarak daha yoğun olmak üzere, sertliğin artmasıyla birlikte c’e doğru azalma eğilimi göstermektedirler yani yüzeyden kopan parçacık miktarı azalmaktadır. Şekil olarak parlak, erimiş görünüme sahip olan bu parçacıklara Kumar *et al.* 2013’de Al matrisli LM13 motor pistonu üretimi çalışmalarında yaptıkları aşınma testlerinde

rastlamışlardır. Kumar ve ekibinin çalışmasındaki erimiş halde (molten state) görünümü döküntülere, bu tez çalışmasındaki 50 ve 500 büyütmede SEM görüntülerindeki bulgularla benzerliklerini göstermek amacıyla kırmızı renkle işaretlenmiş olarak Şekil 56'de yer verilmektedir.



**Şekil 56.** Erimiş görünümü aşınma döküntüleri a) Kumar ve ekibine ait çalışma b) 50 büyütmedeki SEM görüntüsü c) 500 büyütmedeki SEM görüntüsü

Karşı malzemenin numune yüzeyine uyguladığı baskı kuvvetiyle, aşınma testi devam ederken bir kısmı yüzeye batmış olan döküntülerin Şekil 48.d'de olduğu gibi, biraraya gelecek şekilde toparlanmaları ile tümseklerin oluştuğu görülmektedir. Yani tümsekler, aşınma döküntülerinin sıkıştırılmaları sonucunda birikmeleri olarak tanımlanabilir. Bu şekilde bir oluşuma, Al /Al<sub>3</sub>Ti/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> kompozit üretimlerinin aşınma testlerinde rastlayan Lakra *et.al* 2020'de tümseklerin görüntülerini Şekil 57'deki gibi paylaşmaktadırlar.

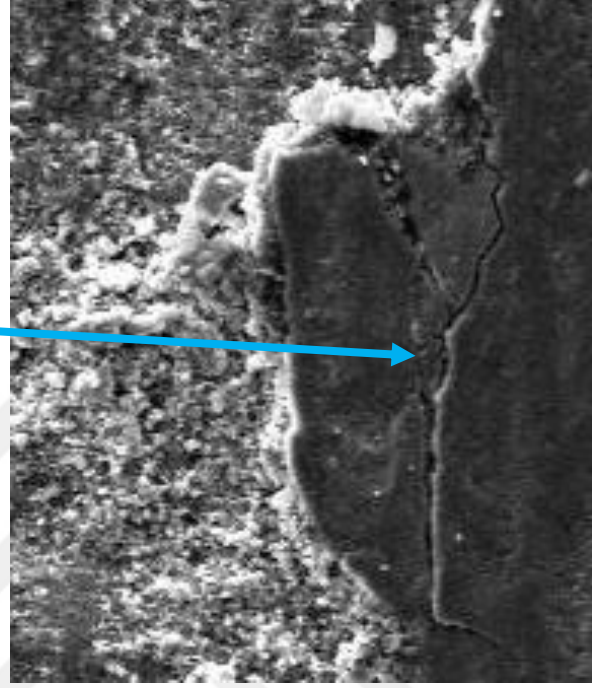
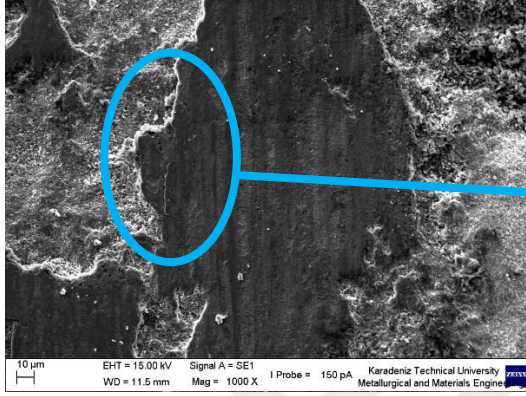


**Şekil 57.** Tümseklerin (humps) görünümü **a)** Lakra ve ekibine ait çalışma **b)** Şekil 48.d’de yer alan görüntü (tümsekler sarı renk ile işaretli)

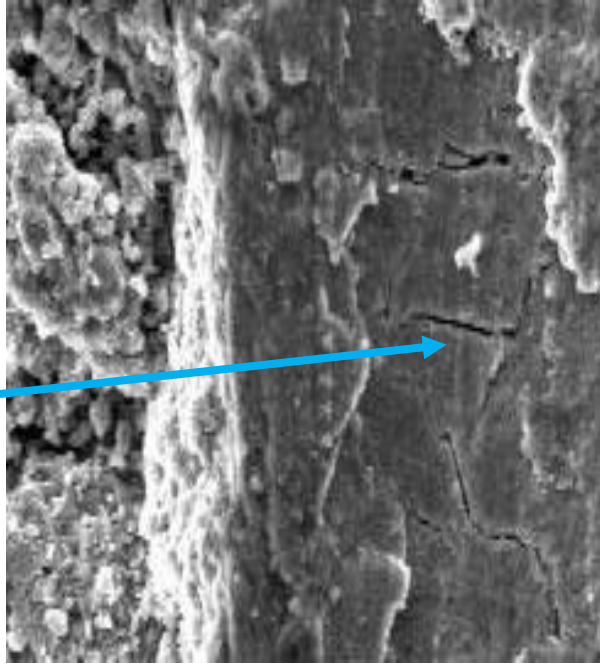
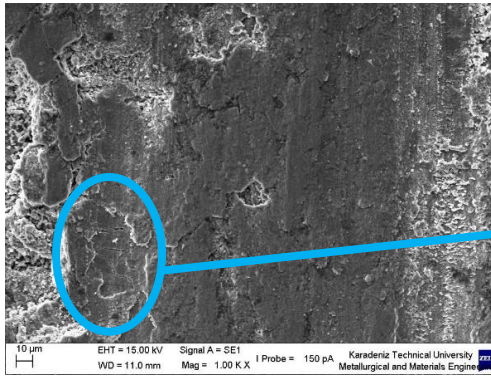
Lakra ve ekibi, bu tümseklerin aşınmanın ilerleyen safhalarında numune ve karşı malzeme arasındaki teması engelledikleri için aşınan malzeme hacminde azalmanın görüldüğünü dolayısıyla numunenin aşınma direncinin arttığını gözlemlemişlerdir. Bu tez çalışmasında da 60 dakika boyunca sinterlenen numunenin 15-30 ve 45 dakikalıklara göre aşınma testinde daha az ağırlık kaybına uğraması yani daha yüksek aşınma direncine sahip olması, numune yüzeyinde rastlanan tümsekler ile açıklanabilir. Aşınma sırasında yüzeyden kopan döküntülerin tekrar numune yüzeyine lokal (bölgesel) olarak adhere olması (tutunması) sonucunda (Alidokht *et al.* 2013) tümsekler oluşturması nedeniyle numunelerde adhesiv aşınmanın etkisinden söz edilebilir. Adhesiv aşınma ile birlikte; Şekil 48.a’da 15 dak.’lık numuneye ait, daha belirgin olarak görülebilen daha derin formdaki aşınma yivlerinin, sinterleme süresi artan numunelerde giderek kaybolmaya başlaması bir başka deyişle yüzeyde daha sık hale gelmesi, numune yüzeylerinde ayrıca abrasiv aşınmanın da etkisinin görüldüğüne işaret etmektedir. Abrasiv aşınmanın döküntülerden kaynaklandığı, döküntü miktarının azalmasının ve artan sinterleme süresinin beraberinde getirdiği sertliğin, abrasiv aşınmayı azaltıcı yönde etkilerinin bulunduğu düşünülmektedir. Bu durumda,  $Y_1/Y_S$  şartlarında  $900^{\circ}\text{C}$ ’de üretilen numunelerdeki etkin aşınma mekanizmalarının adhesiv ve abrasiv aşınma olduğu söylenebilir.

Şekil 49’da yer alan,  $Y_1/Y_S$  şartlarında  $1000^{\circ}\text{C}$ ’de üretilen numunelerin aşınma yüzeyleri genel olarak incelendiğinde; aşınma döküntülerinin ve tümseklerin bir miktar daha varlığından bahsetmek mümkündür. Ancak sinterleme süresinin artmasıyla birlikte bu oluşumların yüzeylerden uzaklaştığı yani azaldığı görülmektedir. Şekil 49.a’dan başlamak üzere yüzeylerde daha net olarak görülen yapı; delaminasyon aşınmasının varlığıdır.

Numune yüzeyinin hemen altında başlayan çatlakların büyüyüp birleşmesi ile yüzeye ulaşarak yüzeyde boşluklar oluşturması neticesinde numunelerde delaminasyon aşınmasının başlamasından söz edilebilir. Şekil 49.a ve b.'de 50 büyütmede SEM incelemeleri yer alan numunelerin yapılarında oluşan çatlakların, 1000 büyütmedeki görüntüleri Şekil 58'de yer almaktadır.



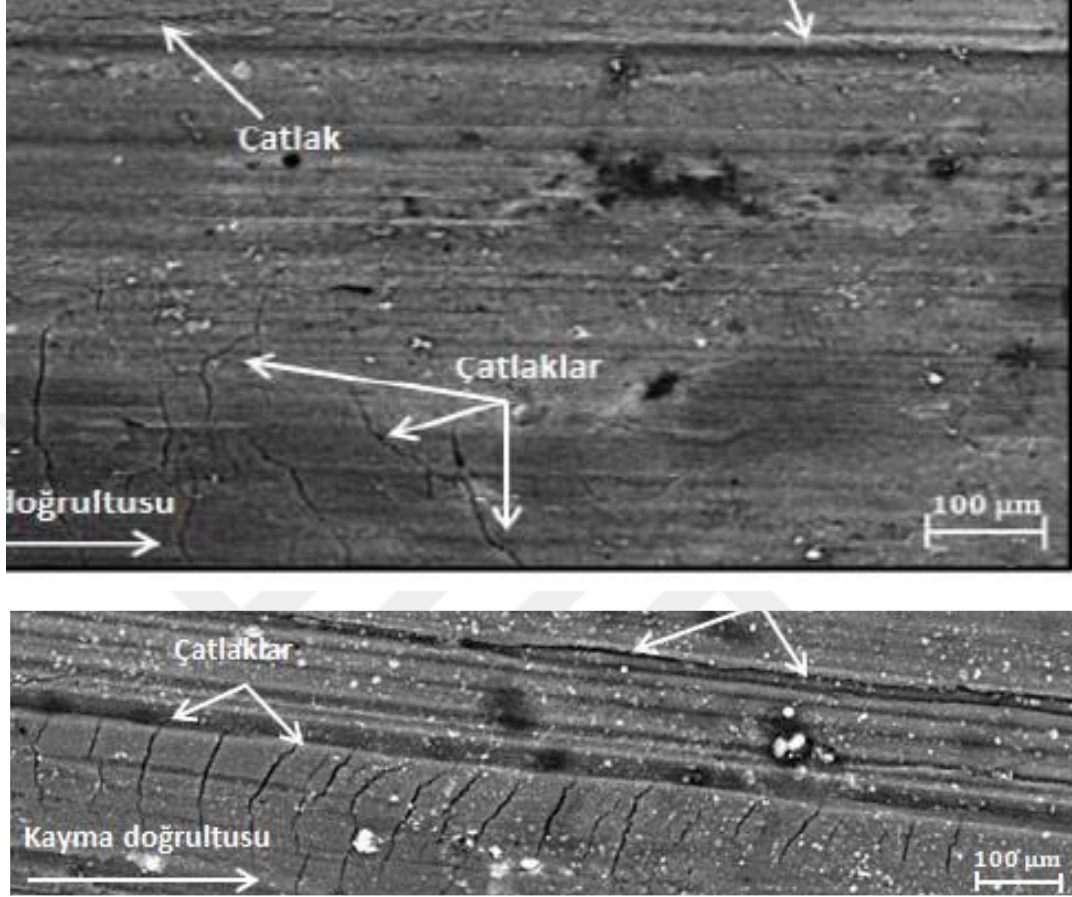
a)



b)

**Şekil 58.** Yapıdaki çatlakların varlığı-1 a) Şekil 49.a'nın 1000 büyütmedeki görüntüsü ve yakınlaştırılmış görüntüsü b) Şekil 49.b'nin 1000 büyütmedeki görüntüsü ve yakınlaştırılmış görüntüsü

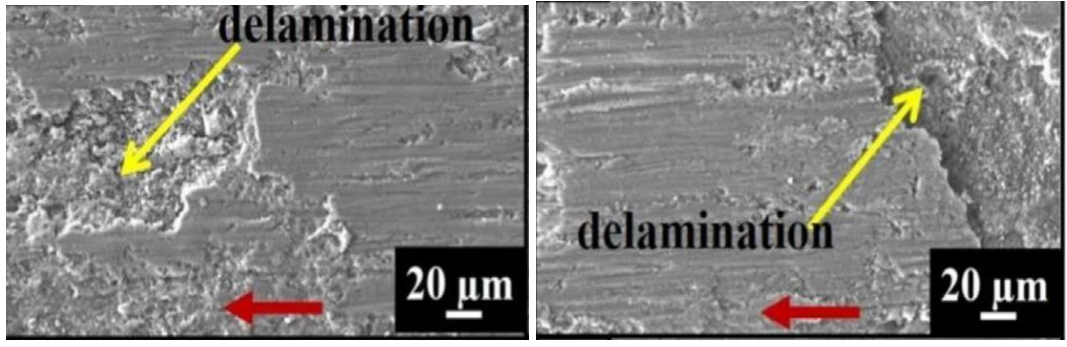
Fıçıcı, 2012’de ürettiği %20  $AlB_2/Al$  kompozitlerin aşınma testleri sonucunda delaminasyon aşınmasına rastladığını, kompozit malzemelerde çatlak oluşumunun nedeninin; matris ile sert kuvvetlendiriciler arasındaki termal genişleme katsayısı farkı olduğunu belirtmiş ve yapıda oluşan çatlakların görüntülerini Şekil 59’deki gibi paylaşmıştır.



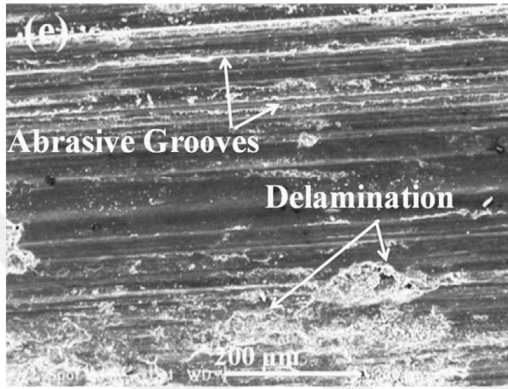
Şekil 59. Yapıdaki çatlakların varlığı-2 (Fıçıcı, 2012)

Bu tez çalışmasında matris malzemesi olan Al’un termal genişleme katsayıları; Al için:  $24.10^{-6} /K$ ;  $Al_2O_3$  için:  $7,3.10^{-6} /K$  ve  $TiB_2$  için:  $5,2.10^{-6} /K$  olarak ele alınırsa, Al matris ile kuvvetlendiriciler arasındaki yaklaşık 3 ve 5 kat arasında değişen farkın, aşınma sırasında çatlak oluşumunun başlıca nedeni olarak gösterilebilir (Anonim 2021g; Akkurt vd. 2019).

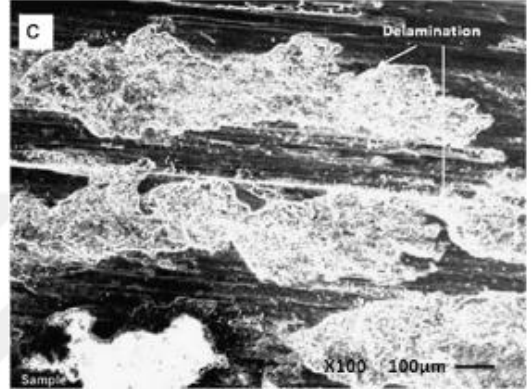
Şekil 60’da, literatürde yer alan delaminasyon aşınmalarının görüntülerine yer verilmiştir. İlgili çalışmalarda, aşınmaya uğramış numune yüzeylerinden ayrılan tabakaların, bu tez çalışmasındaki aşınma ile benzerlik gösterdiği görülmektedir.



a)



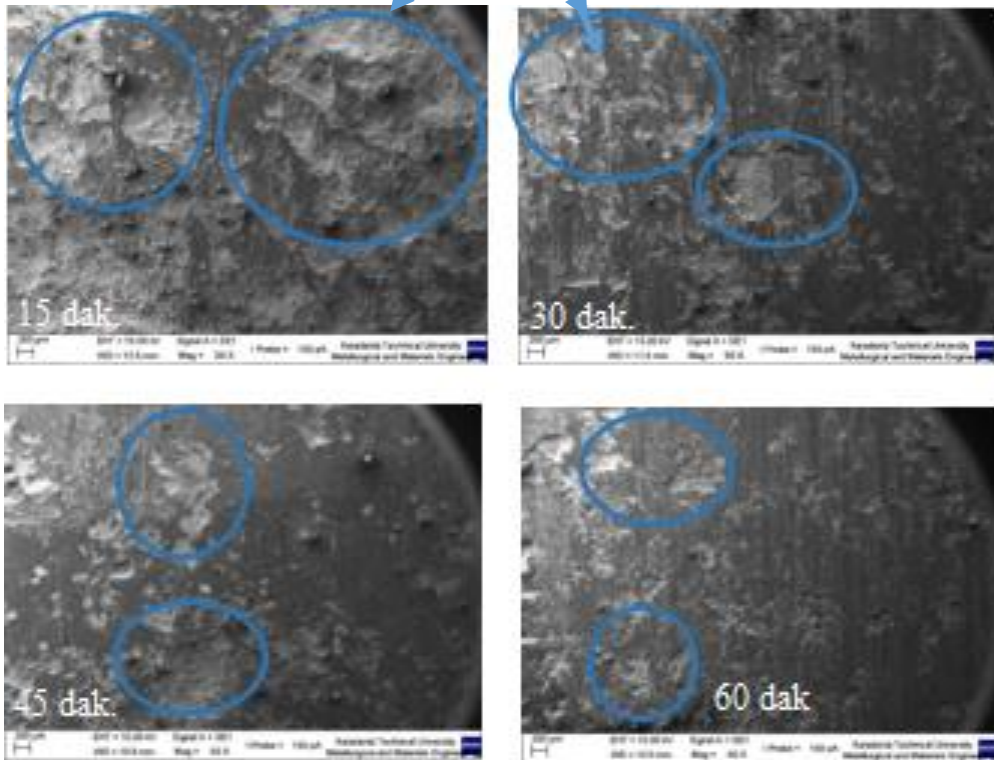
b)



c)

Şekil 60. Literatürdeki delaminasyon aşınması görüntüleri a) Lakra *et al.* 2020 b) Alidokht *et al.* 2013 c) Panwar and Pandey, 2013

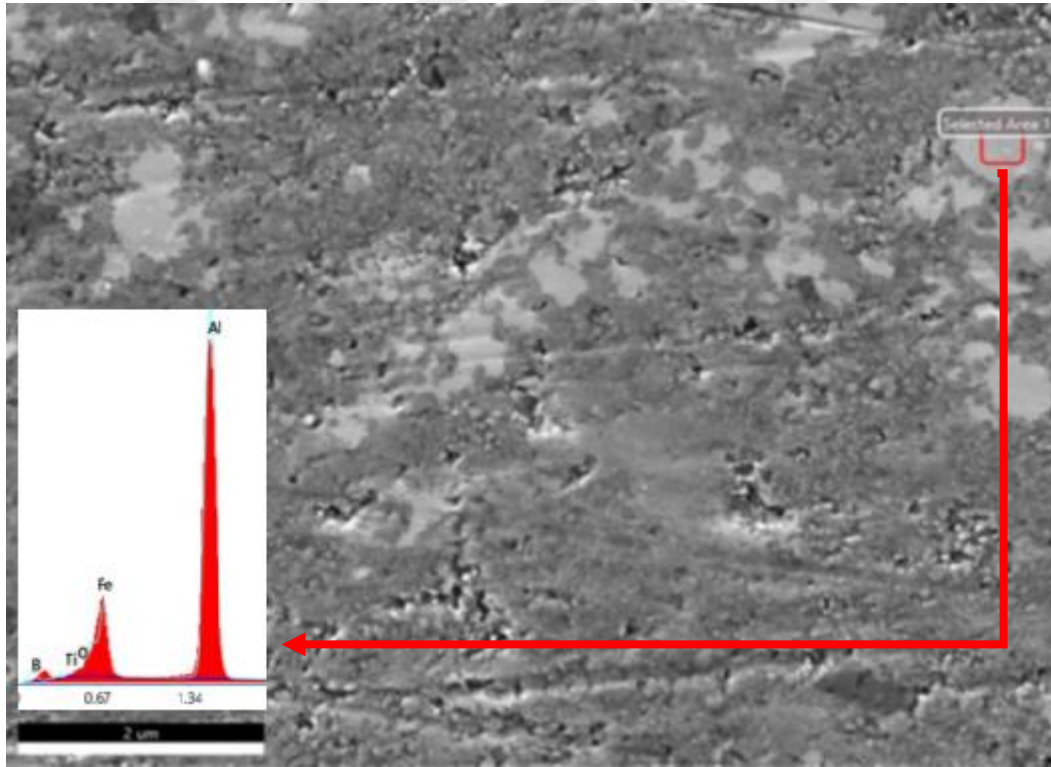
### Delaminasyon katmanları



Şekil 61. Y<sub>1</sub>/Y<sub>s</sub>, 1000°C numunelerinin aşınma yüzeyi görüntüleri

Şekil 61’de yer alan  $Y_1/Y_S$  şartlarında  $1000^{\circ}\text{C}$ ’de üretilen numunelerin yüzey görüntüleri incelendiğinde 15 dak. sinterlenen numuneden başlamak üzere, sinterleme süresi arttıkça yüzeyden ayrılan delaminasyon katmanlarının azalma eğiliminde olduğu görülmektedir. Artan sertlik ile birlikte çatlak oluşumunun azaldığı dolayısıyla numunelerin aşınma dayanımlarının arttığı düşünüldüğünde, tüm numune yüzeylerinde görülen katmanların varlığı neticesinde,  $Y_1/Y_S$  şartlarında  $1000^{\circ}\text{C}$ ’de üretilen numunelerdeki etkin aşınma mekanizmasının delaminasyon aşınması olduğu söylenebilir.

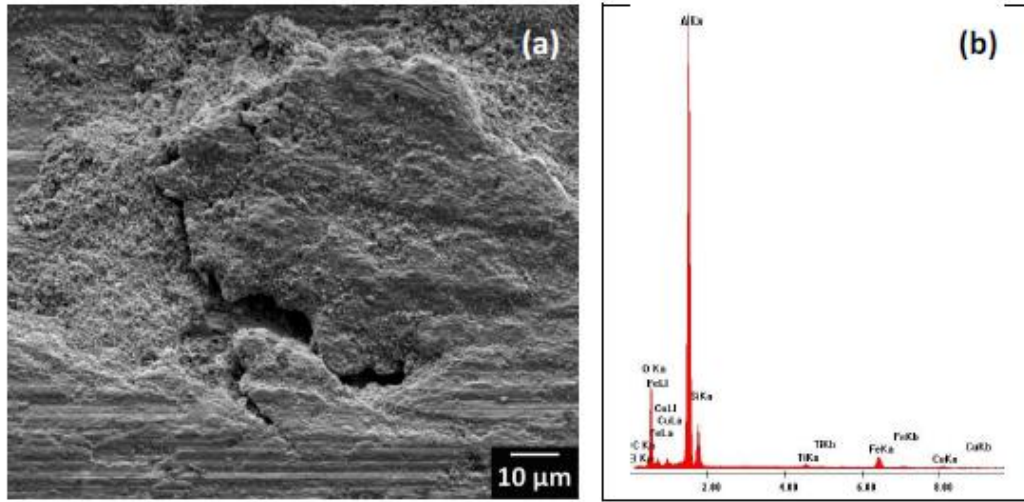
Şekil 50’de,  $H_1/H_S$  şartlarında  $900^{\circ}\text{C}$ ’de üretilen numunelerin yüzey görüntülerinde genel olarak aşınma yivlerinin varlığı dikkat çekmektedir. Şekil 50.a’da 15 dak.’lık numunede daha derin formda olan yivler, 60 dak.’lık numunede daha ince bir form almıştır. Numune yüzeyindeki derin aşınma yivlerinin oluşumunda, yüzeyden kopan veya karşı malzemeden gelen aşınma parçacıklarının etkisi olduğu düşünülmektedir çünkü abrasiv aşınmanın tanımı gereği, yüzeylerde derin aşınma izlerinin oluşumuna temas yüzeylerinden kopan veya aşınma ortamına harici olarak katılan sert parçacıklar neden olmaktadır. Bu düşüncüyü kanıtlar nitelikteki, 30 dak.’lık numune yüzeyinde seçilen bir noktada (Selected Area.1) yapılan EDS analizi Şekil 62’de yer almaktadır.



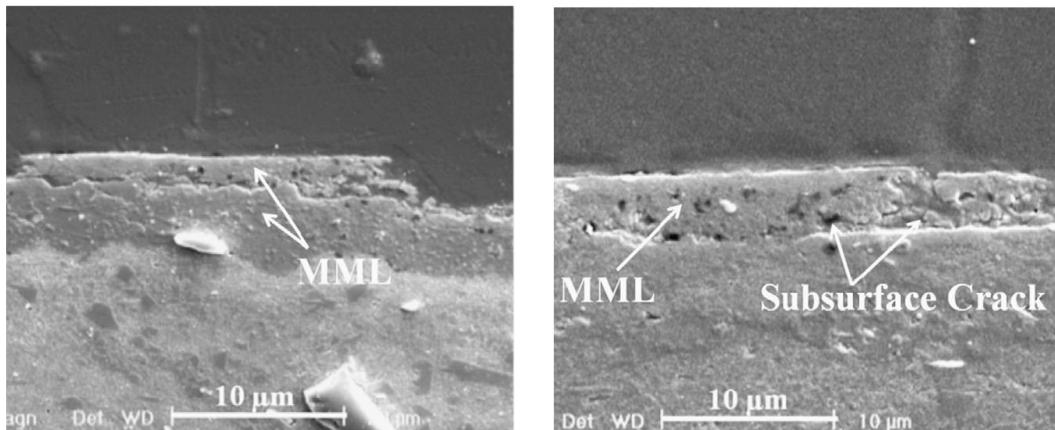
**Şekil 62.** Numune yüzeyinde seçili noktada yapılan EDS analizi

Öncelikle numune yüzeyi incelendiğinde; seçilen alanın şekline benzer olarak yüzeyde birçok yerde oluşumlar gözlenmektedir. Seçilen alanın EDS analizi; yüksek miktarda Al ve Fe içeriğine sahiptir. Yani büyük olasılıkla matris üzerinde seçilmiş olan noktada, Fe içeriğine

rastlanmıştır. Aşınma testi sırasında ortamda bulunan, Fe içeriğine sahip tek malzeme; aşındırandır (karşı malzeme). Seçili noktanın matris olduğu düşünülmektedir çünkü EDS analizinde oksijen içeriği oldukça düşük olduğu için  $Al_2O_3$  partikülü ihtimali üzerinde durulmamaktadır. Al ve Fe içeriğine sahip olan noktada, mekanik karışmış bir tabakanın varlığından söz edilebilir. Literatürde genellikle MML şeklinde kısaltılarak gösterilen bu tabaka, aşınan ile aşındıran malzemelerin içerik olarak karışımından meydana gelmektedir. Numune yüzeyinde rastlanan MML tabakasının varlığı, aşınma ortamına katılan aşınma parçacıkları düşüncesini doğrulamaktadır. Yani numune yüzeylerindeki derin veya sığ aşınma yivleri aşınma parçacıkları nedeniyle oluşmuştur. Ürettiği kompozitlerde gevşek halde bulunan MML tabakasının varlığını bildiren Toptan, 2011’de aldığı SEM görüntüsünü Şekil 63’deki gibi paylaşmıştır.



Şekil 63. MML tabakası-1 (Toptan, 2011)

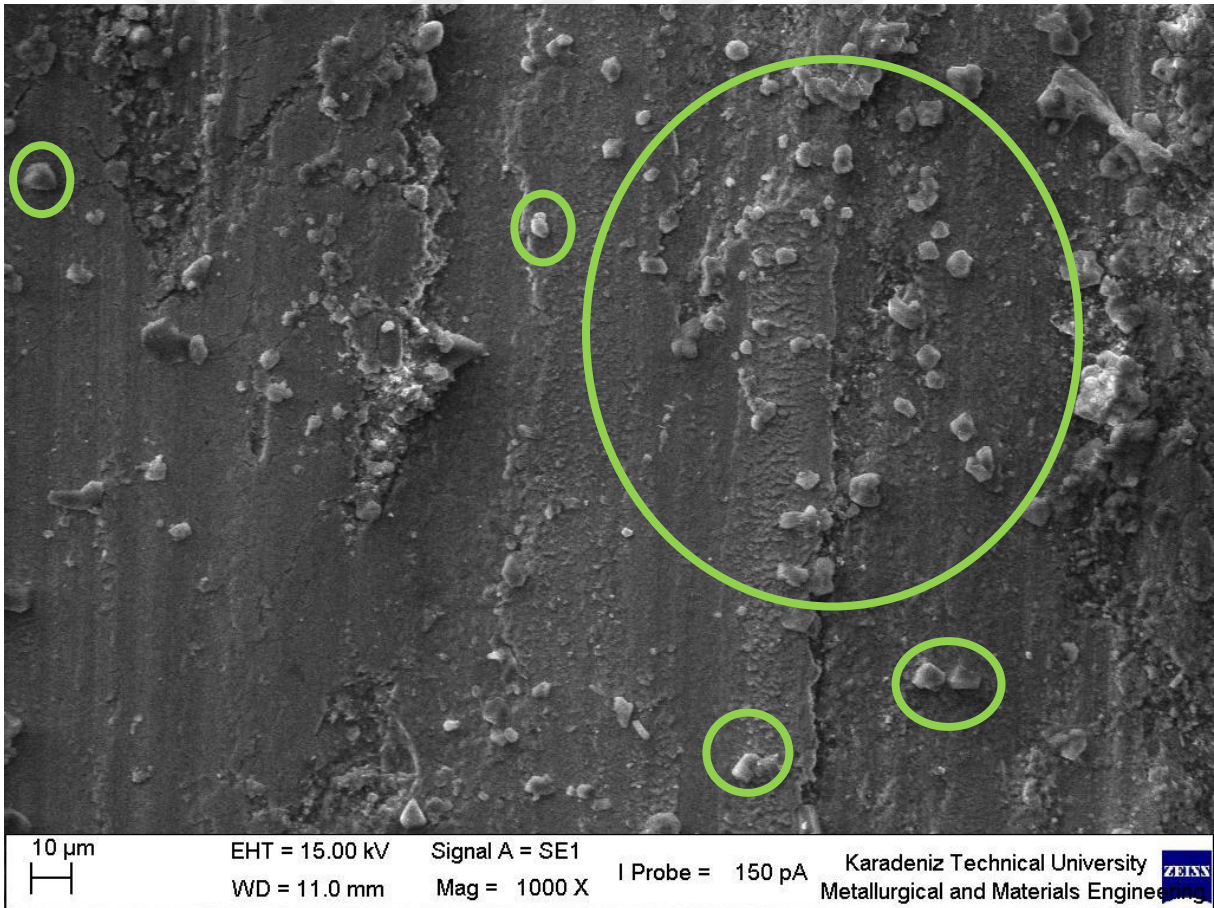


Şekil 64. MML tabakası-2 (Alidokht *et al.* 2013)

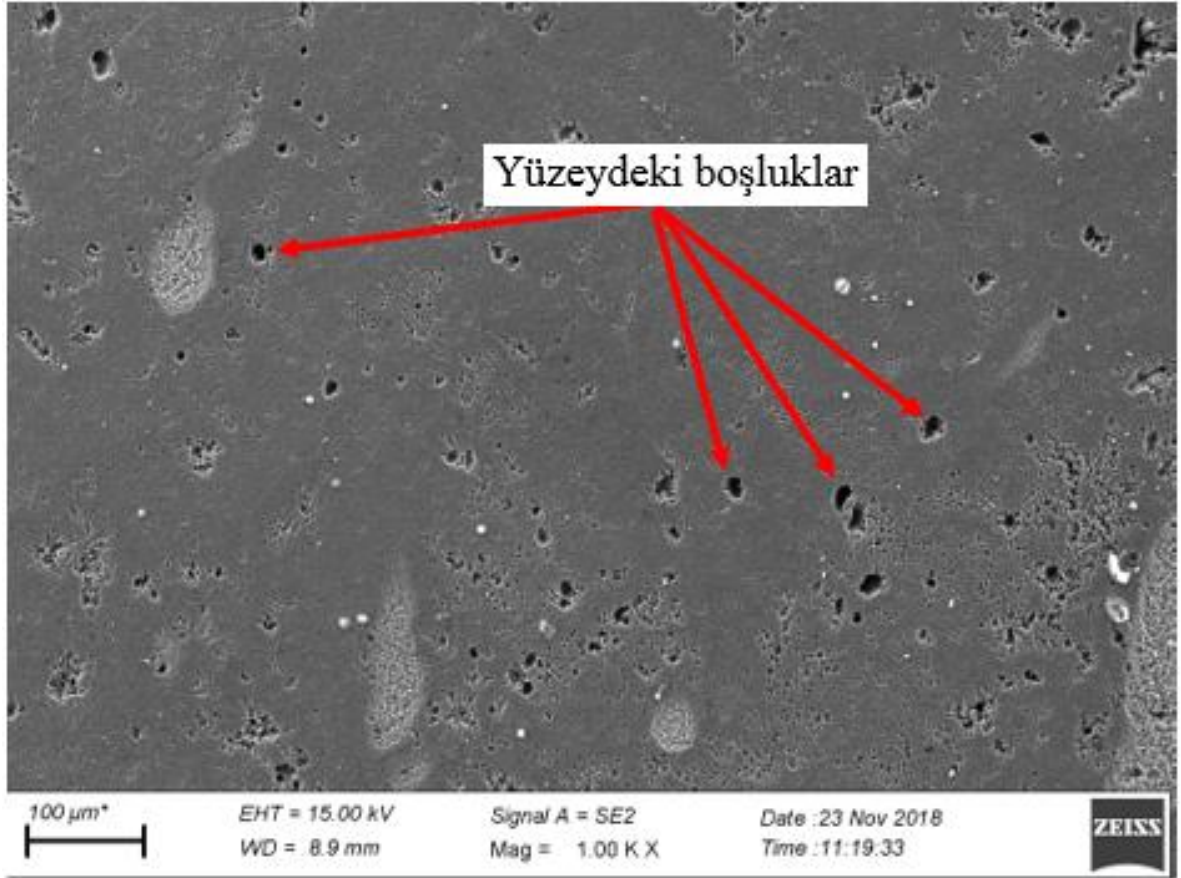
Şekil 64’de Alidokht ve ekibi tarafından 2013’de görüntüsü paylaşılan MML tabakasının, numune ve karşı malzeme yüzeyleri arasında sert bir kaplama özelliği sağlayarak numunelerin aşınma dirençlerine katkıda bulunduğu bildirilmiştir.

EDS analizinin yer aldığı Şekil 62’de, MML tabakasına benzeyen yapıların tümünün içerikleri tespit edilmediği için MML görünümlü diğer yapıların, aşınma sırasında ezilmiş ve yüzeye gömülmüş kuvvetlendiriler olabileceği durumu da muhtemeldir (Alidokht *et al.* 2013). Şekil 50’deki numune yüzeylerinin tümünde aşınma yivleri gözleendiğinden,  $H_1/H_3$  şartlarında  $900^\circ\text{C}$ ’de üretilen numunelerdeki etkin aşınma mekanizmasının abrasiv aşınma olduğu söylenebilir. Yüzeylerde rastlanan MML tabakalarının ve numunelerin sertliklerindeki artış, numunelerin aşınma dirençlerini iyileştirerek özgül aşınma miktarlarını azaltmıştır.

Şekil 51 genel olarak,  $H_1/H_3$  şartlarında  $1000^\circ\text{C}$ ’de üretilen numunelerin yüzeylerinde çok daha sığ aşınma yivlerinin bulunduğunu göstermektedir. Yivler, 60 dak.’lık numunede artık neredeyse belirsiz hale gelmektedir. Şekil 51.b’de yer alan 30 dak.’lık numunenin yüzeyinin 1000 büyütmesinde, aşağıda yeşil renk ile işaretlenmiş, kübik veya hegzagonal şekilli bazı kuvvetlendirici partiküllerin yerlerinden çıktıktan sonra tekrar numune yüzeyine gömülerek yüzeyde boşluklar (krater) oluşturdukları gözlenmiştir (Şekil 65 ve 66).



Şekil 65. Yerlerinden çıkan kuvvetlendirici partiküller



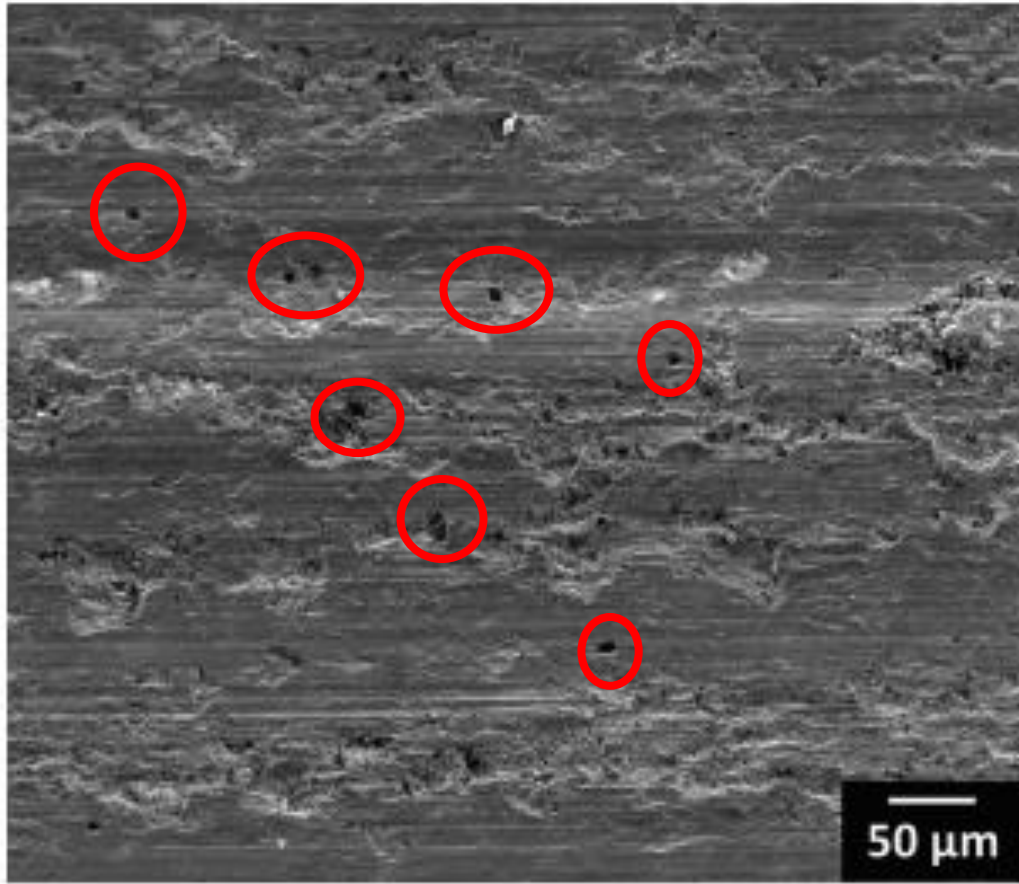
Şekil 66. Yüzeydeki boşluklar

Aşınma testinde kayma sırasında yüzeye iyi bağlanamamış kuvvetlendiricilerin yüzeyden çıkması durumuna Raja ve Prakash, 2020’de yaptıkları çalışmada rastladıklarını bildirmektedirler (Şekil 67).



Şekil 67. Kuvvetlendiricilerin çıkma görüntüsü (Raja ve Prakash, 2020)

Soğuk kaynaklanma neticesinde yüzeyden ayrılan parçacıkların yüzeyde boşluklar oluşturması, adhesiv aşınmanın tanımına uygun bir durumdur. Benzer boşluklar, Toptan'ın 2011'de ürettiği Al/B<sub>4</sub>C partikül takviyeli kompozitlerde de bulunmaktadır (Şekil 68).



**Şekil 68.** Yüzeyde boşluk oluşumu

Şekil 51'deki numune yüzeylerinin tümünde sığ da olsa aşınma yivlerinin gözlenmesi ve soğuk kaynak yapan partiküllerin yerlerinden ayrılmaları durumu birlikte değerlendirildiğinde, H<sub>1</sub>/H<sub>S</sub> şartlarında 1000°C'de üretilen numunelerdeki aşınma mekanizmalarının abrasiv ve adhesiv aşınma olduğu söylenebilir. 15 dak.'lık numuneden 60 dak.'lık numuneye doğru gidildikçe aşınma yüzeylerinin daha pürüzsüz (smooth) olduğu görülmektedir. Numune sertliklerindeki sinterleme süresine bağlı olarak gözlenen artış, numunelerin aşınma dirençlerini iyileştirerek ağırlık kayıplarını azaltmaktadır.

Tez çalışması kapsamında yapılan üretimler sonucunda;

- ❖ Al matriste reaktif sıcak presleme yöntemiyle in situ seramik fazların başarıyla elde edildiği, başlangıç tozlarının oksit formlarının kullanılması sayesinde üretim maliyetlerinin düşürülebileceği ve ikinci bir takviye fazı elde edilebileceği görülmüştür.
- ❖ Sıcaklık ile sinterleme süresinin ve uygulanan ısıtma/soğuma hızları çevrimlerinin matris içerisinde daha fazla takviye elemanı elde edilmesi hususunda etkin birer parametre oldukları dolayısıyla kompozitlerin numunelerin sertlik, basma mukavemeti ve aşınma dayanımlarının yükseldiği görülmüştür.
- ❖ Sinterleme öncesi uygulanan soğuk presleme basıncının daha yüksek, sıcak presleme basıncının ise daha düşük olacak şekilde uygulanması sayesinde yoğun yapıli kompozitler elde edilebilmektedir.
- ❖ Uygulanan ısıtma/soğuma çevrimlerinin, istenmeyen fazların elimine edilebilmesine ve dolayısıyla kompozit numunelerin mekanik özelliklerinin iyileşmesine önemli katkılar sağladığı görülmüştür.

Bundan sonraki yapılacak çalışmalarda takviye partiküllerinin elde edilebileceği sıcaklık ve sinterleme sürelerinin, enerji maliyetlerini azaltabilmek maksadıyla optimize edilmesi üzerinde durulması faydalı olacaktır.

Çalışmanın öncelikli amaçlarından birisi de eş zamanlı olarak uygulanan basınç ve sıcaklığın neticesinde yoğunluğu artırılmış kompozit numuneler elde edebilmektir. Bu çalışmada porozitelerin önüne geçilerek kompozit numunelerin yoğunluğunun artırılabilceği gözlenmiştir. Dolayısıyla ileride yapılacak olan çalışmalarda basınç, sıcaklık ve buna ek olarak kabul edilebilecek sinterleme sürelerinin bir fonksiyonu olan yoğunluğun nasıl daha da artırılabilceği ve ulaşılabilcek en yüksek yoğunluk miktarı üzerinde durulabilir.

## KAYNAKLAR

- Aikin, R.M., 1997. The mechanical properties of in-situ composites. JOM 49, 35. <https://doi.org/10.1007/BF02914400>
- Akkurt, F., Kalender, E., Yörükoğlu, A., 2019. Üstün özelliklere sahip ileri teknoloji seramiği: Titanyum diborür. Boron, 4, 4, 203-208.
- Alidokht, S.A., Abdollah-zadeh, A., Assadi, H., 2013. Effect of applied load on the dry sliding wear behaviour and the subsurface deformation on hybrid metal matrix composite. Wear, 305, 291-298.
- Anonim 2015. <http://magmatherm.com/belgeler/magmatherm-lab-firinlari-standart-serisi-kullanma-klavuzu.pdf> (11.03.2015)
- Anonim 2016a. <http://www.bilimgenc.tubitak.gov.tr/makale/neden-sicaklik-arttikca-elektriksel-iletkenlik-azalir> (15.04.2016)
- Anonim 2016b. [http://www.ikiler.com.tr/index.php?option=com\\_content&view=article&id=2:turbulac-boyutlu-sallayici-karistirici&catid=19&Itemid=113&lang=tr](http://www.ikiler.com.tr/index.php?option=com_content&view=article&id=2:turbulac-boyutlu-sallayici-karistirici&catid=19&Itemid=113&lang=tr) (16.05.2016)
- Anonim 2016c. <https://slideplayer.biz.tr/slide/2741346/> (21.08.2016)
- Anonim 2016d. <https://www.mates-e.com/bilgi-asinma.php> (23.09.2016)
- Anonim 2017. <https://www.aso.org.tr/wp-content/uploads/2017/09/17.pdf> (18.12.2017)
- Anonim 2018a. [http://content.lms.sabis.sakarya.edu.tr/Uploads/57215/47396/alumina\\_biomalzeme\\_kullanim\\_alanlari.pdf](http://content.lms.sabis.sakarya.edu.tr/Uploads/57215/47396/alumina_biomalzeme_kullanim_alanlari.pdf) (03.04.2018)
- Anonim 2018b. [https://insapedia.com/asinma-nedir-asinma-cesitleri-ve-etki-eden-faktorler/#21\\_Adhezif\\_Asinma](https://insapedia.com/asinma-nedir-asinma-cesitleri-ve-etki-eden-faktorler/#21_Adhezif_Asinma) (12.05.2018)
- Anonim 2019a. <http://www.donmezoglu.com.tr/boksit.html> (08.01.2019)
- Anonim 2019b. [http://www.vantso.org.tr/u/files/Madencilik\\_Sektorel\\_Analiz\\_Raporu-9PSYXRN\\_733.pdf](http://www.vantso.org.tr/u/files/Madencilik_Sektorel_Analiz_Raporu-9PSYXRN_733.pdf) (18.10.2019)
- Anonim 2019c. <http://www.nanokar.com/incele/ALUMINYUM-OKSIT-489.html> (16.11.2019)
- Anonim 2019d. <https://www.ceramtec.com.tr/seramik-malzemeler/aluminyum-oksit/> (18.11.2019)
- Anonim 2020a. <https://www.refsan.com.tr/kanthal> (10.02.2020)
- Anonim 2020b. <https://weldwolf.com/asinma-nedir-asinma-tipleri-nelerdir/> (20.03.2020)
- Anonim 2020c. <https://www.greelane.com/tr/bilim-teknoloji-matematik/bilim/types-of-chemical-reactions-604038> (25.06.2020)
- Anonim 2021a. <https://www.assanaluminyum.com/tr-tr/surdurulebilirlik/her-yonuyle-aluminyum> (01.01.2021)
- Anonim 2021b. <https://tr.wikipedia.org/wiki/Aluminyum> (14.02.2021)
- Anonim 2021c. <http://www.canaluminyum.com.tr/TR/Aluminium/63/> (16.02.2021)
- Anonim 2021d. <https://www.seykoc.com.tr/icerik/1050?dil=tr> (17.02.2021)
- Anonim 2021e. <https://slideplayer.biz.tr/slide/2738225/> (20.02.2021)

- Anonim 2021f. <https://www.uslularhadde.com/abrasiv-asinma> (21.02.2021)
- Anonim 2021g. <https://alumina.systems/product/tr/aluemina-seramikleri/seramik-metal-kompozittext=Al2O3seramikC49Finintermalgenlesmekatsayisi> (22.02.2021)
- Anonymous 2015. <https://www.alfa.com/en/catalog/012290/> (25.02.2015)
- Anonymous 2016. <https://www.bccresearch.com/market-research/advanced-materials/metal-matrix-composites-market-report.html> (18.04.2016)
- Anonymous 2020a. <http://en.hwtcgroup.cn/equipment/i=10&comContentId=10.html> (03.01.2020)
- Anonymous 2020b. <https://www.reade.com/products/titanium-boride-powder-tib-titanium-diboride-powder-tib2> (04.02.2020)
- Anonymous 2021. [https://www.hcstarck.com/en/products/advanced\\_ceramics/aluminum\\_oxide.html](https://www.hcstarck.com/en/products/advanced_ceramics/aluminum_oxide.html) (01.01.2021)
- Arık, H., Semerci, P., Kırmızı, G., 2017. Sıcak Presleme ile Alüminyum Matrisli ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Takviyeli Toz Metal Kompozit Malzeme Üretimi ve Aşınma Davranışının Araştırılması. GU J Sci, Part C, 5, 4, 87-97.
- Ay, İ., 2004. Hasar Analizi Yüksek Lisans-Doktora Ders Notları, Balıkesir Üniversitesi.
- Balcı Ö., Ağaogulları D., Gökce H., Duman İ., Öveçoğlu L-M., 2004. 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.
- Bernert, T., Winkler, B., E.Haussühl, Trouw, F., Wogel, S.C., Hurd, A.J., Smilowitz, L., Henson, F.E., Merrill, Morris, C.L., Mariam, F.G., Saunders, A., Juarez-Arellano, E.A., 2013. In situ observation of self-propagating high temperature syntheses of Ta<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> and TiB<sub>2</sub> by proton and X-ray radiography. Solid State Sciences, 22, 33-42.
- Changlin, Y., Hebin, L., Guiyun, C., Feng, L., 2016. In Situ Synthesis and Formation Mechanism of AlN in Mg-Al Alloys. Rare Metal Materials and Engineering, 45, 1, 18-22.
- Çakanyıldırım, Ç. ve Gürü, M., 2021. Alüminyum üretim teknolojilerindeki gelişmeler, çevreye etkisi ve uygulama alanları. Politeknik Dergisi, DOI: 10.2339/politeknik.707885.
- Das, K., Bandyopadhyay, T.K., Das, S., 2002. A review on the various synthesis route of TiC reinforced ferrous based composites. Journal of Materials Science, 37, 3881-3892.
- Davim, J.P., 2002. Diamond tool performance in machining metal–matrix composites. J Mater Process Technol, 128 (1–3), 100–105.
- Dikici B. and Gavgali M., 2013. The effect of sintering time on synthesis of in-situ submicron  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles by the exothermic reactions of CuO particles in molten pure Al. Journal of Alloys and Compounds, 551, 101-107.
- Dikici, B., 2008. Al/TiC Metal Matrisli Nano Kompozitlerin Sıcak Pres Yöntemiyle Üretilmesi ve Karakterizasyonu. Doktora tezi, Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Dikici, B., Gavgali, 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.
- Eker, A.A., 2011. Metal Matrisli Kompozit Malzemeler ve Üretim Yöntemleri Ders Notları.

- Ekici, E., Samtaş, G., Gülesin, M., 2014. Experimental and Statistical Investigation of the Machinability of Al-10% SiC MMC Produced by Hot Pressing Method. Arab J Sci Eng, 39, 3289–3298.
- Erdem, S., 2006. Yüksek Karbon İçeriğine Sahip, Yüksek Kromlu, Manganlı Ve Alaşım Sız Düşük Karbonlu Çeliklerin Aşınma Davranışlarının Araştırılması. Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ.
- Erdoğan, A. Malzeme Laboratuvarı-II Dersi, Aşınma Deneyi Deney Föyü, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği, Bartın Üniversitesi.
- Ergin, N., Garip, Y., Özdemir, Ö., 2014. İndirgen Yanma Sentezi Yöntemi ile Ti-Al-B Esaslı Kompozit Üretimi. AKU J. Sci. Eng. 14, OZ5777, 489-492.
- Ergün, N., 2006. Borkarbür-Silisyumkarbür Kompozitlerinin Reaktif Sıcak Presleme ile Üretilmesi. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Eroğlu, Ş., 2007. Sinterleme Pratiği. In Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri, Toz Metalurjisi Derneği, Ankara.
- Fıçıcı, F. 2012. Al/AlB<sub>2</sub> Kompozit Malzemelerin Sürtünme ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi. Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
- Fridlyander, J.N., 1995. Metal matrix composites. In: Fridlyander JN (ed) Chapman & Hall, London.
- Fu, L., Khor, K. A., Lim, V.J.P., 2000. Characterization of plasma sprayed HA/ZrO<sub>2</sub> Composite Coatings Bioceramics: Materials and Applications III, Ceramic Transactions, 110.
- German, R.M., 2007. Sinterleme Kavramları, Bölüm 8, Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri, Ed: Sarıtaş, S., Türker, M., Durlu, N. TTMD, Türkiye, 233-276.
- German, R.M., 2014. Sinterleme Bilimine Giriş, Bölüm 1, Sinterleme Teorisi ve Uygulamaları, Ed: Gülsoy, H.Ö., Aydemir, T. Nobel Akademik Yayıncılık, Türkiye, 1-22.
- Gupta, R. and Daniel, B.S.S., 2018. Impression creep behaviour of ultrasonically processed in-situ Al<sub>3</sub>Ti reinforced aluminium composite. Materials Science and Engineering: A, 733, 257-266.
- Halle, A.H., Jasim, T.A., Radhi, N.S., 2018. Effect of Alumina Reinforcement on Some Mechanical Properties Of Aluminium Matrix Composites Produced by Stir Casting Process. International Journal of Civil Engineering and Technology (IJCIET), 9, 10, 1271–1280.
- Harada, Y. and Dunand, D.C., 2000. Creep Properties of Al<sub>3</sub>Sc and Al<sub>3</sub>(Sc, X) Intermetallics. Acta mater., 48, 3477-3487.
- Iglesias, P. and Bermudez, M.D., 2012. Metal Matrix Composites: Forming Methods, Materials Properties, Industrial Applications And Tribological Behavior. In: Engineered Metal Matrix Composites. Editor: Luca Magagnin. ISBN: 978-1-62081-719-3. Nova Science Publishers, Inc.
- Kalemtaş, A., 2014. Metal Matrisli Kompozitlere Genel Bir Bakış. Putech & Composites Dergisi (Ekim/Kasım/Aralık), 18-30.
- Kandpal, B.C., Kumar, J., Singh, H., 2015. Machining of aluminium metal matrix composites with Electrical discharge machining - A Review. Materials Today: Proceedings 2, 1665 – 1671.
- Kayıkçı, R., Savaş Ö., Kurtuluş, O., 2009. Bor oksit ilavesi ile AlB<sub>2</sub>/Al Kompozitlerin Üretiminin İncelenmesi. IATS'09, Türkiye.

- Koraman, E., 2011. Al-Fe-V-Si Alaşımlarının Yüksek Sıcaklık Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Kumar, G.S.P., Koppad, P.G., Keshavamurthy, R., Alipour, M., 2017. Microstructure and mechanical behaviour of in situ fabricated AA6061–TiC metal matrix composites. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 17 (3), 535-544.
- Kumar, N., Gautam, R.K., Mohan, S., 2015. In-situ development of ZrB<sub>2</sub> particles and their effect on microstructure and mechanical properties of AA5052 metal-matrix composites. *Materials & Design*, 80, 129-136.
- Kumar, N.M., Kumaran, S.S., Kumaraswamidhas, L.A., 2016. Aerospace application on Al 2618 with reinforced – Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, AlN and ZrB<sub>2</sub> in-situ composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 672, 238-250.
- Kumar, V.M. and Venkatesh, C.V., 2018. Effect of ceramic reinforcement on mechanical properties of aluminum matrix composites produced by stir casting process. *Materials Today, Proceedings* 5, 2466–2473.
- Kurgan, N. MMB 638-Hasar Mekanizmaları. Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü, Ondokuz Mayıs Üniversitesi, Samsun.
- Kuruvilla, A.K., Prasad, K.S., Bhanuprasad, V.V., Mahajan, Y.R., 1990. Microstructure property correlation in Al/TiB<sub>2</sub> (XD) composites. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24, 5, 873-878.
- Lakra, S., Bandyopadhyay, T.K., Das, S., Das, K., 2020. Synthesis and characterization of in-situ (Al-Al<sub>3</sub>Ti-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)/Al dual matrix composite. *Journal of Alloys and Compounds*, 842, 155745.
- Li, G.R., Zhao, Y.T., Wang, H.M., Chen, G., Dai, Q.X., Cheng, X.N., 2009. Fabrication and properties of in situ (Al<sub>3</sub>Zr + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)p/A356 composites cast by permanent mould and squeeze casting. *Journal of Alloys and Compounds*, 471 (1-2), 530-535.
- Liu, J., Ma, X., Tang, H., Zhao, W., Zhao, Z., 2016. Preparation, microstructure and mechanical properties of bulk (W0.5Al0.5)C0.65 without binder phase by reactive hot-pressing. *Journal of Alloys and Compounds*, 679, 149-154.
- Lus, H.M., Ozer, G., Guler, K.A., Erzi, E., Dispınar, D., 2015. Wear properties of squeeze cast in situ Mg<sub>2</sub>Si–A380 alloy. *International Journal of Cast Metals Research*, 28 (1), 59-64.
- 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.
- Ma, K., Cao, X., Yang, H., Xue, X., 2017. Formation of metastable tungsten tetraboride by reactive hot-pressing. *Ceramics International*, 43 (12), 8551-8555.
- Madhukumar, U., 2018. Characterization of Glass Particulate Reinforced Aluminium Alloy 6061 Metal Matrix Composites. *Materials Today: Proceedings* 5, 7604–7608.
- Matik, U. ve Tanattı, K., 2017. Sıcak ekstrüze edilmiş AA7075-SiCp kompozitlerin tribolojik karakteristiklerine ısıtılmanın etkisi. *Politeknik Dergisi*, 20, 4, 807-814.
- Merzhanov, A.G., 2004. The chemistry of self-propagating high-temperature synthesis. *Journal of Materials Chemistry*, 14, 1779-1786.
- Mishra, S.K., Gokuul, V., Paswan, S., 2014. Alumina-titanium diboride in situ composite by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) dynamic compaction: Effect of compaction pressure during synthesis. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 43, 19-24.

- Nicholls, C.J., Boswell, B., Davies, I.J., Islam, M.N., 2017. Review of machining metal matrix composites. *Int J Adv Manuf Technol*, 90, 2429–2441.
- Nikitin, V.I., Wanqi, J.I.E., Kandalova, E.G., Makarenko, A.G., Yong, L., 2000. Preparation of Al-Ti-B grain refiner by SHS technology, *Scr. Mater.*, 42, 561-566.
- Önal, M. and Gavgalı, M., 2016. Synthesis of Ceramic Particles ( $Al_2O_3$  and  $TiB_2$ ) in Aluminum Matrix. *Iğdır Univ. J. Inst. Sci. & Tech.*, 6, 4, 75-82.
- Önal, M. ve Gavgalı, M., 2017. Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Sıcak Presleme Yöntemiyle Üretimi. *Putech & Composites, Poliüretan ve Kompozit Sanayi Dergisi*, 8, 36, 18-20.
- Önal, M., 2010.  $Al_2O_3$  ve  $TiC$  İçeren Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi. Yüksek Lisans Tezi, Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Öztürk, F. ve Kaçar, İ., 2012. Magnezyum Alaşımları ve Kullanım Alanlarının İncelenmesi. *Niğde Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 1(1), 12-20.
- Öztürk, S. ve İçin, K., 2015. Toz Metalurjisi Deneyi Laboratuvar Föyü, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Trabzon.
- Pan, J., Zheng, Y., Zheng, Y., Ye, W., Yu, W., 2017. Solidification mechanism and microstructure evolution of  $Al_2O_3$ - $ZrO_2$  ceramic coating prepared by combustion synthesis and thermal explosion spraying. *Ceramics International*, 43 (5), 4037-4041.
- Panwar, R.S. and Pandey, O.P., 2013. Analysis of wear track and debris of stir cast LM13/Zr composite at elevated temperatures. *Materials Characterization*, 75, 200-213.
- Parashivamurthy, K.I., Kumar, R.K., Seetharamu, S., Chandrasekharaiah, M.N., 2001. Review on  $TiC$  reinforced steel composites. *Journal of Materials Science*, 36 (18), 4519-4530.
- Qin, J., Chen, G., Ji, X., Song, X., Hu, N., Han, F., Du, Z., 2016. Effect of reaction temperature on the microstructures and mechanical properties of high-intensity ultrasonic assisted in-situ  $Al_3Ti/2024$  Al composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 666, 58-64.
- Rahimian, M., Parvin, N., Ehsani, N., 2011. The effect of production parameters on microstructure and wear resistance of powder metallurgy  $Al-Al_2O_3$  composite. *Materials & Design*, 32, 2, 1031-1038.
- Raja, N.D. and Prakash, D.S., 2020. Experimental investigation of hardness and effect of wear on sintered composites containing AA6061 matrix and  $TiB_2/Al_2O_3$  reinforcements. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* 988 012104.
- Rajkumar, M.C., 2019. Understanding the Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical properties of A205. Master's Thesis. Alto University School of Science, Sweden.
- Roy, D., Ghosh, S., Basumallick, A., Basu, B., 2007. Preparation of Ti-aluminide reinforced in situ aluminium matrix composites by reactive hot pressing. *Journal of Alloys and Compounds*, 436, 107–111.
- Safoğlu, R. A., 1990. Malzeme Bilimine Giriş, Birsen Yayınevi, s:10.
- Saklakoğlu, N., İrizalp, S.G., İldaş, G., Demirok, S., 2016. Fe – Esaslı Sert Kaplama Alaşımının Mikroyapı ve Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi. *CBÜ Fen Bil. Dergi.*, 12, 3, 517-523.
- Selvam, J.D.R., Dinaharan, I., Philip, S.V., Mashinini, P.M., 2018. Microstructure and mechanical characterization of in situ synthesized AA6061/ $(TiB_2+Al_2O_3)$  hybrid aluminum matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 740, 529-535.

- Shackelford, J.F. and Alexander, W., 2001. CRC Materials Science and Engineering Handbook, 3rd ed., CRC Press, Boca Raton, FL.
- Shukla, M., Dhakad, S.K., Agarwał, P., Pradhan, M.K., 2018. Characteristic Behaviour of Aluminium Metal Matrix Composites: A Review. *Materials Today: Proceedings* 5, 5830–5836.
- Sinha, A., Islam M.D.A., Farhat Z., 2015. Reciprocating Wear Behavior of Al Alloys: Effect of Porosity and Normal Load. *Int. J. Metall. Mater. Eng.*, 1, 117, 1-9.
- Soo, J.P. and Min, K.S., 2011. *Interface Science and Composites*, Chapter 7: Types of Composites, Volume 18, ISSN: 1573-4285, Doi: 10.1016/B978-0-12-375049-5.00001-3.
- Su, H.J., Zhang, J., Ren, Q., Deng, Y.F., Liu, L., Fu, H.Z., Soh, A.K., 2013. Laser zone remelting of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Er<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub> bulk oxide in situ composite thermal emission ceramics: Influence of rapid solidification. *Materials Research Bulletin*, 48 (2), 544-550.
- Surappa, M.K. Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities. *Sadhana*, 28, 319–334. <https://doi.org/10.1007/BF02717141>
- Suzuki, A., Miyake, S., Naruse, W., Takata, N., Kobashi, M., 2019. Synthesis of porous Al/Al<sub>3</sub>Ti composite with hierarchical open-cell structure for combining with phase change material. *Journal of Alloys and Compounds*, 770, 1100-1111.
- Şahin, Y., 2006. *Kompozit Malzemelere Giriş*. Seçkin Yayıncılık, 424 s, Ankara.
- Şenel, M.C., Gürbüz, M., Koç, E., 2017. Grafen takviyeli alüminyum esaslı kompozitlerin üretimi ve karakterizasyonu. *Pamukkale Univ, Muh Bilim Derg*, 23, 8, 974-978.
- Tash, M.M. ve Mahmoud, E.R.I., 2016. Development of in-Situ Al-Si/CuAl<sub>2</sub> Metal Matrix Composites: Microstructure, Hardness, and Wear Behavior. *Materials*, 9, 6, 442, 1-15.
- Tekin, E., 2006. *Metallbilim ve Gereçbilim. Türkçe-İngilizce Karşılıklar Sözlüğü*, Erdemir Bilim ve Teknoloji Serisi.
- 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 and Coatings Technology* 202, 17, 4170-4175.
- 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.
- Terkeşli, M.H., 2017. *APS Yöntemi ile Üretilen WC ve Mo Kaplamaların Aşınma Davranışlarının İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Bartın Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bartın.
- Tjong, S.C. and Lau, K.C., 1999. Properties and abrasive wear of TiB<sub>2</sub>/Al-4%Cu composites produced by hot isostatic pressing. *Composites Science and Technology*, 59, 2005-2013.
- Tjong, S.C. and Ma, Z.Y., 2000. Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 29, 3–4, 49-113.
- Tjong, S.C., Ma, Z.Y., Li, R.K.Y., 1999. The dynamic mechanical response of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and TiB<sub>2</sub> particulate reinforced aluminum matrix composites produced by in-situ reaction. *Materials Letters*, 38, 39–44.
- Tjong, S.C., Tam, K.F., Wu, S.Q., 2003. Thermal cycling characteristics of in-situ Al-based composites prepared by reactive hot pressing. *Composites Science and Technology*, 63, 89–97.

- Tjong, S.C., Wang, G.S., Geng, L., Mai, Y.W., 2004. Cyclic deformation behavior of in situ aluminum–matrix composites of the system Al–Al<sub>3</sub>Ti–TiB<sub>2</sub>–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. *Composites Science and Technology*, 64, 1971-1980.
- 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.
- Tjong, S.C., Wu, S.Q., Zhu, H.G., 1999. Wear behavior of in situ TiB<sub>2</sub>.Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al and TiB<sub>2</sub>.Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al-Cu composites. *Composites Science and Technology*, 59, 1341-1347.
- Toptan, F., 2011. Alüminyum Matrisli B<sub>4</sub>C Partikül Takviyeli Aşınma Direnci Yüksek Kompozit Malzeme Üretimi. Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Umasankar, M., Mathew, S.P., Kaul, S. N., Ames, M., Birringer, R., 2013. A new type of exchange bias effect in oxidized Ni<sub>3</sub>Al compacted nanoparticles. *AIP Conference Proceedings*, 1512, 272.
- Varol, T., 2016. Aşınma Deneyi Laboratuvar Föyü, Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Karadeniz Teknik Üniversitesi, Trabzon.
- Watanabe, Y., Eryu, H., Matsuura, K., 2001. Evaluation of three dimensional orientation of Al<sub>3</sub>Ti platelet in Al-based functionally graded materials fabricated by a centrifugal casting technique. *Acta Mater*, 49, 775–783.
- Wu, S.Q., Zhu, H.G., Tjong, S.C., 1999. Wear behavior of In situ Al-based composites containing TiB<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Al<sub>3</sub>Ti particles. *Metall. Mater. Trans.*, 30A, 243.
- Yamanoğlu, R. Tozların Şekillendirilmesi ve Sinterleme. Ders notları, Kocaeli Üniversitesi.
- Yuan, X., Liu, G., Jin, H., Chen, K., 2011. In situ synthesis of TiC reinforced metal matrix composite (MMC) coating by self propagating high temperature synthesis (SHS). *Journal of Alloys and Compounds*, 509 (30), 301-303.
- Zebarjad, S.M. and Sajjadi, S.A., 2007. Dependency of physical and mechanical properties of mechanical alloyed Al–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite on milling time. *Materials & Design*, 28, 7, 2113-2120.
- Zhang, L.J., Xuan, Q.Q., Wang, J.G., Qiu, F., Jiang, Q.C., 2014. Effects of TiB<sub>2</sub> content and alloy elements (Mg,Mo,V) on the compression properties of high-volume-fraction TiB<sub>2</sub>/Al composites. *Materials Science&Engineering A*, 607, 28–32.
- Zhao, G., Shi, Z., Ta, N., Ji, G., Zhang, R., 2015. Effect of the heating rate on the microstructure of in situ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle-reinforced Al matrix composites prepared via displacement reactions in an Al/CuO system. *Materials and Design*, 66, 492–497.
- Zhu, G., Dai, Y., Shu, D., Wang, J., Sun, B., 2009. Substitution behavior of Si in Al<sub>3</sub>Ti (D022): A first-principles study. *Journal of Physics Condensed Matter*, 21, 41.
- Zhu, H., Dong, K., Wang, H., Huang, J., Li, J., Xie, Z., 2013. Reaction mechanisms of the TiC/Fe composite fabricated by exothermic dispersion from Fe–Ti–C element system. *Powder Technology*, 246, 456–461.
- 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.
- 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.

- Zhu, H., Yu, Z., Hua, B., Li, J., Huang, J., Xie, Z., 2017. Chemical reaction mechanism, microstructural characteristics and mechanical properties of in situ ( $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + ZrB<sub>2</sub>)/Al composites. *Materials Chemistry and Physics*, 196, 45-51.
- Zhu, H.G., Min, J., Li, J.L., Ai, Y.L., Ge, L.Q., Wang, H.Z., 2010. In situ fabrication of ( $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Al<sub>3</sub>Zr)/Al composites in an Al-ZrO<sub>2</sub> system. *Composites Science and Technology*, 70, 2183–2189.
- Zong, F., Meng, C., Guo, Z., Ji, F., Xiao, H., Zhang, X., Ma, J., Ma, H., 2010. Synthesis and characterization of magnesium nitride powder formed by Mg direct reaction with N<sub>2</sub>. *Journal of Alloys and Compounds*, 508 (1), 172-176.



## ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler	
<b>Adı Soyadı:</b>	Metin ÖNAL
<b>Doğum tarihi:</b>	
<b>Doğum Yeri:</b>	Erzurum
<b>Uyruğu:</b>	T.C.
<b>Adres:</b>	
<b>Tel:</b>	
<b>E-mail:</b>	
Eğitim	
<b>Lise:</b>	Erzurum Mehmet Akif Ersoy Lisesi (Y.D.A)
<b>Lisans:</b>	Atatürk Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi
<b>Yüksek lisans:</b>	Atatürk Üniversitesi, Fen Bil. Enst. Makine Müh. Anabilim Dalı
<b>Doktora:</b>	Atatürk Üniversitesi
Yabancı Dil Bilgisi	
<b>İngilizce:</b>	İleri
<b>Almanca:</b>	Başlangıç
Üye Olunan Mesleki Kuruluşlar	
Türk Toz Metalurjisi Derneği TMMOB Makina Mühendisleri Odası	
Tezden Üretilmiş Yayınlar	
1. Production of Metal Matrix Composites by In situ Techniques, Journal of Scientific and Engineering Research 2. Synthesis of Ceramic Particles ( $Al_2O_3$ and $TiB_2$ ) in Aluminum Matrix, Iğdır Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi 3. In Situ Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler ve Sıcak Presleme ile Üretimleri, Ordu Üni. Bilim ve Teknoloji Dergisi 4. Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Sıcak Presleme Yöntemiyle Üretimi, Putech & Composites Dergisi	