



**FARKLI ORANLARDA TiB₂+GRAFEN
TAKVİYESİ İLE ÜRETİLEN AZ91 MATRİSLİ
KOMPOZİTLERİN AŞINMA VE KOROZYON
DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

Murat GÜNDOĞAN

**2020
YÜKSEK LİSANS TEZİ**

Tez Danışmanı

Dr. Öğr. Üyesi Engin ÇEVİK

**FARKLI ORANLARDA TiB₂+GRAFEN TAKVİYESİ İLE ÜRETİLEN AZ91
MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA VE KOROZYON
DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

Murat GÜNDOĞAN

**Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanı
Dr. Öğr. Üyesi Engin ÇEVİK**

**KARABÜK
Temmuz 2020**

Murat GÜNDOĞAN tarafından hazırlanan “FARKLI ORANLARDA TiB2+GRAFEN TAKVİYESİ İLE ÜRETİLEN AZ91 MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA VE KOROZYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Dr. Öğr. Üyesi Engin ÇEVİK

.....

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 10/07/2020

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Hayrettin AHLATÇI (KBÜ)

.....

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Engin ÇEVİK (KBÜ)

.....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ

.....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Murat GÜNDOĞAN

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

FARKLI ORANLARDA TiB₂+GRAFEN TAKVİYESİ İLE ÜRETİLEN AZ91 MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN AŞINMA VE KOROZYON DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ

Murat GÜNDOĞAN

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Dr. Öğr. Üyesi Engin ÇEVİK

Temmuz 2020, 77 sayfa

Bu çalışmada, Mg matrisli (AZ91) TiB₂ ve grafen takviyeli kompozitler basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretilmiştir. Üretim işlemi 750 °C’de 8 bar basınçta SF₆ gazı atmosferinde yapılmıştır. Üretilen kompozit malzemelerin sertlik, aşınma ve korozyon karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Sertliği sertlik testiyle, aşınma davranışları ileri geri aşınma testleriyle ve korozyon özellikleri potansiyodinamik ve daldırma testleriyle incelemiştir. Ayrıca aşınma ve korozyon mekanizmalarının anlaşılması için SEM incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

Yapılan ölçümler sonunda, % 0.50 grafen oranına kadar artan takviye oranıyla sertlik ve aşınma dayanımı önemli ölçüde gelişmiştir.

Potansiyodinamik ve daldırma testleri sonrasında, korozyon dayanımının artan takviye oranıyla birlikte genel olarak olumsuz etkilendiği görölmüştür.

Anahtar Sözcükler : Metal matrisli kompozit malzemeler, magnezyum, basınçlı infiltrasyon, aşınma, sertlik ve korozyon.

Bilim Kodu : 91512

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

INVESTIGATION OF ABRASION AND CORROSION BEHAVIOR OF AZ91 MATRIX COMPOSITES PRODUCED WITH TiB₂ + GRAPHENEREINFORCED IN DIFFERENT RATIO

Murat GÜNDOĞAN

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Metallurgy and Materials Engineering

Thesis Advisor:

Asst. Prof. Dr. Engin ÇEVİK

July 2020, 77 pages

In this study, Mg matrix composites (AZ91) with TiB₂, graphene reinforcements were produced by pressure infiltration technique. Productions were performed at 750°C with 8 bar under SF₆ gas atmosphere for AZ91 matrix composites. The hardness, wear and corrosion analyses were realized. The wear behaviour and corrosion properties of the samples were determined by reciprocating wear test and potentiodynamic and immersion test, respectively. Also, in order to assess wear and corrosion mechanisms, SEM investigation were done.

As a result of the measurements, hardness and abrasion resistance has significantly improved with the reinforcement rate increasing up to 0.50% graphene rate.

After potentiodynamic and immersion tests, it was observed that corrosion resistance was generally negatively affected with increasing reinforcement rate.

Key Words : Metal matrix composite materials, magnesium, pressure infiltration, wear, hardness and corrosion.

Science Code : 91512

TEŞEKKÜR

Bu tez alıŐmasının planlanmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, sonsuz bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve desteğiyle çalıŐmamı bilimsel temeller doğrultusunda Őekillenmesini sağlayan sayın hocam Dr. Öğr. Üyesi Engin ÇEVİK'e sonsuz teŐekkürlerimi sunarım.

AŞınma ve korozyon deneylerinin yapılmasında cihazların kullanılmasına izin veren, Karabük Üniversitesi Demir elik Enstitüsü akademik personellerine teşekkür ederim.

Sevgili aileme manevi hiçbir yardımı esirgmeden yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

Bu alıŐma KBÜ-BAP-18-YL-110 no'lu proje kapsamında Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Kordinasyon Birimi tarafından desteklenmiŐtir.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xv
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	3
METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER.....	3
2.1. PARTİKÜL TAKVİYELİ METAL MATRİS KOMPOZİTLER.....	3
2.1.1. Matris Tanımı ve Seçimi	4
2.1.2. Takviye Seçimi	5
2.1.3. Partikül Takviyeli MMK'lerin Üretimi.....	5
2.1.3.1. Toz Metalurjisi.....	6
2.1.3.2. Karıştırmalı Döküm	6
2.1.3.3. Sprey Biriktirme.....	7
2.1.3.4. İn-situ Kompozit Üretimi.....	8
2.1.3.5. Eriyik İnfiltrasyon Yöntemleri.....	10
BÖLÜM 3	14
MAGNEZYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLER	14
3.1. MAGNEZYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLER İÇİN TAKVİYELER	16
3.1.1. Titanyum Karbür (TiC) Özellikleri ve Kristal Yapısı	17
3.1.1.1. TiC'nin Kristal Yapısı	17
3.1.2. Titanyum Diborid (TiB ₂) Özellikleri ve Kristal Yapısı.....	19
3.2. (TiC-TiB ₂) / Mg MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN İMALATI	21

3.2.1. Kendiliğinden Yayılan Yüksek Sıcaklık Sentezi (SHS).....	21
3.2.1.1. SHS Kullanarak TiC Güçlendirilmiş Magnezyum Matris Kompozitler	22
3.2.1.2. SHS Kullanarak TiB ₂ Güçlendirilmiş Magnezyum Matris Kompozitler	24
3.2.1.3. (TiC-TiB ₂) SHS Kullanarak Güçlendirilmiş Magnezyum Matris Kompozitler	25
3.2.2. Flaks Destekli SENTEZ (FAS)	26
3.2.3. Yeniden Eritme ve Seyreltme (RD).....	27
3.2.4. Reaktif Kendiliğinden İnfiltrasyon (RSI)	28
3.3. Mg MMK'LERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ	29
3.3.1. Çekme Dayanımı	29
3.3.2. Süneklik	30
3.3.3. Sertlik.....	31
3.3.4. Young's Modülü	31
3.3.5. Aşınma Direnci	31
3.4. Mg MMK'LERİN KOROZYON DAVRANIŞLARI	33
BÖLÜM 4	34
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	34
4.1. DENEYSEL MALZEMELER	34
4.2. KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ	35
4.3. MİKROYAPI İNCELEMELERİ	36
4.4. XRD ANALİZİ	37
4.5. SERTLİK VE BASMA TESTİ	37
4.6. YOĞUNLUK ÖLÇÜMÜ	37
4.7. AŞINMA TESTİ	37
4.8. KOROZYON TESTLERİ	38
4.8.1. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi	38
4.8.2. Daldırma Korozyon Testi	38
BÖLÜM 5	40
DENEYSEL SONUÇLAR	40
5.1. METALOGRAFİK İNCELEME	40
5.2. YOĞUNLUK VE POROZİTE SONUÇLARI.....	44

5.3. XRD ANALİZLERİ.....	45
5.4. SERTLİK VE BASMA TESTİ SONUÇLARI	47
5.5. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI	49
5.6. KOROZYON TEST SONUÇLARI	52
5.6.1. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi Sonuçları	52
5.6.2. Daldırma Korozyon Testi Sonuçları.....	54
BÖLÜM 6	57
GENEL SONUÇLAR	57
KAYNAKÇA.....	58
EK AÇIKLAMALAR A.	65
KOMPOZİT NUMUNELERİN AŞINMA TESTİ SONRASI HARİTALAMA GÖRÜNTÜLERİ	65
EK AÇIKLAMALAR B.	75
KOROZYON TESTİ SONRASI EDX ANALİZ SONUÇLARI	75
ÖZGEÇMİŞ	77

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Sıkıştırılmalı dökümün şematik gösterimi.....	11
Şekil 2.2. Karıştırılmış TiC tozlarında Mg infiltrasyonu.....	13
Şekil 3.1. Magnezyumun temel yapısal özelliklerinin Al ve demir ile karşılaştırılması.....	14
Şekil 3.2. Oktahedral bölgelerde interstisyel C bulunan TiC'nin NaCl kristal yapısı.....	18
Şekil 3.3. Ti_2AlC ve Ti_3AlC_2 'nin kristal yapıları.....	19
Şekil 3.4. Tek kristalli TiB_2 'nin hexagonal birim hücresi.....	21
Şekil 3.5. Yerinde MMK'lerin FAS ile üretilmesi için bir cihazın şematik diyagramı.....	26
Şekil 4.1. a) AZ91 Alaşımı, b) TiB_2 Partikülleri, c) Grafen nano plakalar.....	35
Şekil 4.2. Kompozit malzemelerin üretiminde kullanılan infiltrasyon ünitesine ait a) makro ve b) şematik görünüm.....	35
Şekil 4.3. Üretilmiş olan magnezyum matrisli kompozit malzeme.....	36
Şekil 5.1. Titanyum diborür ile grafen nano plakaların karışımı a) %0, b)%0,25, c) %0,5 ve d) %1.....	40
Şekil 5.2. AZ 91 alaşımına ait 3.00K X SEM fotoğrafı.....	41
Şekil 5.3. a) AZ91+ TiB_2 , b)%0,25GNP+AZ91+ TiB_2 c) %0,5+AZ91+ TiB_2 ve.....	42
Şekil 5.4. %0,25GNP+AZ91+ TiB_2 alaşımına ait mapping analizi.....	43
Şekil 5.5. N3 kompozitinin 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsü.....	43
Şekil 5.6. N3 kompozitinin 3.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsü.....	44
Şekil 5.7. Kompozit numunelerin yoğunluk sonuçları.....	45
Şekil 5.8. TiB_2 ve grafen tozlarının XRD analiz sonuçları.....	46
Şekil 5.9. Kompozit numunelerin XRD analiz sonuçları.....	47
Şekil 5.10. Kompozit numunelerin sertlik ölçümleri.....	48
Şekil 5.11. Basma test sonuçları.....	48
Şekil 5.12. 20N, 40N ve 60N aşınma testi sonucunda oluşan hacimce kayıp miktarları.....	49
Şekil 5.13. N1 Kodlu numunenin a)20N, b)40N ve c)60N yük altındaki aşınma yüzey görüntüleri.....	50
Şekil 5.14. N3 kodlu numunenin a)20N, b)40N ve c)60N yük altındaki aşınma yüzey görüntüleri.....	51

Şekil 5.15. N5 kodlu numunenin a)20N, b)40N ve c)60N yük altındaki aşınma yüzey görüntüleri	52
Şekil 5.16. Potansiyodinamik polarizasyon test grafikleri.....	53
Şekil 5.17. % 3,5 NaCl ortamında daldırma korozyon sonuçları	54
Şekil 5.18. Korozyon sonrası a-b) AZ91, c-d)AZ91+TiB ₂ , e-f) AZ91+TiB ₂ +%0,25 GNP, g-h) AZ91+TiB ₂ +%0,5 GNP, ı-i) AZ91+TiB ₂ +%1 GNP.....	56
Şekil Ek A.1 N1 numunesinin 20 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.....	66
Şekil Ek A.2 N1 numunesinin 40 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.....	67
Şekil Ek A.3 N1 numunesinin 60 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.....	68
Şekil Ek A.4 N2 numunesinin 20 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.....	69
Şekil Ek A.5 N2 numunesinin 40 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.....	70
Şekil Ek A.6 N2 numunesinin 60 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.....	71
Şekil Ek A.7 N4 numunesinin 20 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.....	72
Şekil Ek A.8 N4 numunesinin 40 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.....	73
Şekil Ek A.9 N4 numunesinin 60 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.....	74
Şekil Ek B1 Korozyon Sonrası a)AZ91, b)AZ91+TiB ₂ , c) AZ91+TiB ₂ +%0,25 GNP, d) AZ91+TiB ₂ +%0,5 GNP, e) AZ91+TiB ₂ +%1 GNP EDX analizi...	76

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 3.1. MMK'lerin imalinde kullanılan saf Mg ve bazı Mg alaşımlarının kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri	16
Çizelge 3.2. TiC'nin Özellikleri.....	17
Çizelge 3.3. Ti ₂ AlC'nin mekanik özellikleri	19
Çizelge 3.4. TiB ₂ 'nin Özellikleri	20
Çizelge 3.5. Bazı in-situ magnezyum matris kompozitlerin oda sıcaklığında mekanik özellikleri	30
Çizelge 3.6. %8 ağırlık TiC / AZ91D matris kompozit ve AZ91D alaşımının mekanik özellikleri	30
Çizelge 4.1. Üretimi gerçekleştirilen numunelerin hacimce % bileşen miktarları	34
Çizelge 4.2. AZ91 magnezyum alaşımı kimyasal bileşimi.....	34
Çizelge 5.1. EDX analiz sonuçları	41
Çizelge 5.2. Potansiyodinamik polarizasyon test sonuçları	53

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Mg	: magnezyum
Al	: alüminyum
Zn	: çinko
Ar	: argon
H ₂	: hidrojen
SiC	: silisyum karbür
Al ₂ O ₃	: alumina
B ₄ C	: bor karbür
MMK	: metal matrisli kompozitler
TiB ₂	: titanyum diborür
ZrO ₂	: zirkonyum oksit
Al ₄ C ₃	: aluminyum karbür
TiC	: titanyum karbür

KISALTMALAR

ASTM	: American Society for Testing and Materials
TS	: Türk Standardı
SEM	: Scanning Electrone Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
EDX	: Energy Dispersive X-ray
XRD	: X-ray Diffractometer
ağ.	: Ağırlıkça
hac.	: Hacimce

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Üstün mekanik özelliklere ve düşük yoğunluğa sahip malzemelere olan ihtiyaç, 1960'ların başlarında metal matris kompozitlerinin (MMK'ler) gelişmesine yol açmıştır. Kompozitler geliştirilmiştir, çünkü belirli bir uygulama için istenen tüm özellikleri sağlayan yapısal bir malzeme bulmak çok zordu. MMK'ler geliştirilerek, süneklik, tokluk, ısı ve elektriksel iletkenlik gibi metallerin çekici özellikleri, hafif ve güçlü malzemeler elde etmek için yüksek mukavemet ve modül gibi seramiklerin özellikleriyle birleştirilebilir.

Uygun seramik takviyelerle güçlendirilmiş metal matris kompozitler, takviye edilmemiş matris alaşımlarına kıyasla yüksek mukavemet ve elastik modüle aynı zamanda iyi yüksek sıcaklık özelliklerine sahiptirler. Parçacıklar (PRMMK), kısa elyaflar veya fiberleri içeren süreksiz olarak güçlendirilmiş MMK'ler, imalat, maliyet ve neredeyse izotropik özelliklerde göreceli kolaylıkları nedeniyle, otomotiv uygulamaları için sürekli olarak güçlendirilmiş MMK'lerden daha fazla tercih edilmektedir.

Son zamanlarda, çok sayıda PRMMK arasında, seramik parçacıkları ile takviye edilmiş magnezyum (Mg) matris kompozitler, yüksek spesifik modül ve gerilme mukavemeti, yüksek aşınma direnci ve mükemmel termal ve elektriksel iletkenlikleri nedeniyle otomotiv ve havacılık uygulamalarında dikkat çekmiştir. Mg, alüminyumdan %35 daha hafif ve çelikten dört kat daha hafif olduğu için doğal bir adaydır. Magnezyum, polimerlerle karşılaştırılabilir yoğunluğa sahiptir, ancak çok daha iyi mekanik ve fiziksel özelliklere sahiptir. Dolayısıyla, magnezyum, özellikle otomotiv endüstrisindeki düşük yoğunluklu kompozitlere olan yüksek talep nedeniyle matris elemanı olarak seçilmiştir, çünkü bu kompozitlerin monolitik metallere ve alaşımlara göre avantajları vardır.

Fakat düşük elastik modül ve yüksek sıcaklıklarda mekanik davranışlarında olumsuz anlamda değişimler görülebilmektedir. Bu nedenle, uygun seramik parçacıkları ile takviye edilmiş Mg matris kompozitler, düşük elastik modül, sıcaklıkla hızlı mukavemet kaybı ve yüksek sıcaklıkta düşük sürünme direnci gibi bazı monolitik magnezyum sınırlamalarının bazılarını telafi edebilir.

Toz metalurjisi, basınçlı ve basınçsız filtrasyon, sprey biriktirme, mekanik alaşımlama ve sıkıştırılmalı döküm, reocasting ve compocasting gibi farklı döküm teknolojileri dahil olmak üzere exsitu yollarla partikül takviyeli Mg MMK'leri imal etmek için birkaç yöntem vardır.

Bununla birlikte, insitu MMK'ler, temiz takviye matris arayüzleri ile ultra ince, homojen olarak dağılmış ve termodinamik olarak stabil seramik takviyeleri oluşumu nedeniyle mükemmel mekanik özellikler gösterebilir. Ayrıca, net şekle yakın kompozitler etkili bir maliyetle takviye edici seramik fazın yüksek hacimli bir yüzdesi ile imal edilebilir.

TiB₂ seramik partikülleri ise Mg matrisler farklı seramik partiküller (SiC, B₄C, vb) ile takviye üretilmektedir. Dahası, magnezyum matris ile uyumlu bir kristal yapıya sahip olması sebebiyle TiB₂ seramik partikülleri oldukça uygun bir takviyedir.

Bu çalışmamızda, Mg matrise farklı oranlarda TiB₂ ve grafen ilavesi ile hibrit kompozitlerin basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretimi amaçlanmaktadır. TiB₂ ve grafen parçacıkları ile güçlendirilmiş magnezyum matris kompozitlerin imalatı, zayıf mekanik özelliklerin üstesinden gelmek için çekici bir olasılıktır.

BÖLÜM 2

METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

Son yıllarda, metal matris kompozitler özellikle işleme teknikleri alanında büyük dikkat çekmektedir. Metal matris kompozit (MMK), metalik bir matris içinde dağıtılmış lifli veya partikül fazdan, kimyasal ve fiziksel olarak ayrı en az iki fazdan oluşan bir tür malzemeye karşılık gelir. Metal matris kompozitler (MMK'ler), özellikle süneklik, tokluk, termal ve elektriksel iletkenlik gibi matris özelliklerinin yüksek mukavemet ve elastiklik modülü gibi seramik takviye özellikleri ile birleştiği otomotiv ve havacılık endüstrilerinde birçok uygulama için çekicidir. Bu nedenle, MMK'ler takviyeli olmayan metallerin ve alaşımların aşınma direncini, elastik modülü ve gerilme dayanımını artırabilir.

Genel olarak, metal matris kompozitler üç çeşit halinde sınıflandırılabilir:

- a) Parçacık takviyeli MMK'ler (PRMMK'ler),
- b) Kısa elyaf takviyeli MMK'ler,
- c) Sürekli elyaf veya levha takviyeli MMK'ler.

En boy oranı, bu farklı takviye formlarını birbirinden ayırmak için kullanılır. En boy oranı, takviyenin uzunluğunun çapına (veya kalınlığına) oranıdır.

2.1. PARTİKÜL TAKVİYELİ METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

Süresizce güçlendirilmiş MMK ailesi, hem partikülleri hem de kısa visker veya lifleri içerir. PRMMK'ler, otomotiv uygulamaları için imalat kolaylığı, düşük maliyet ve izotropik özelliklerinden dolayı fiber takviyeli MMK'lerden daha fazla tercih edilmektedir. Ayrıca, süresiz veya parçacık halinde takviyeler, sürekli olarak güçlendirilmiş MMK'lerin üretimi ile ilgili problemleri çözebilir, örneğin: elyaf hasarı, mikroyapısal düzensizlik, elyaf-elyaf teması ve yoğun arayüzey reaksiyonları.

PRMMK'ler, takviyenin hacim oranına göre; yüksek hacimli ve düşük hacimli olarak iki gruba ayrılabilir. Takviye oranı %40'dan daha yüksek olan yüksek hacimli fraksiyon malzemeleri, bir temas eden parçacık ağı sağlayabilir. Bu malzemeler tipik olarak erimiş bir metalin bir toz preform içine sızmasıyla üretilir. 1990'lı yıllarda, bu malzemeler, takviyenin yüksek oranlarının istendiği elektronik paketleme uygulamalarında görülmüştür. Öte yandan, çoğu metal matrisli kompozitler, mühendislik alaşımlarına benzer seviyelerde sünekliliği ve tokluğu korumak için, yaklaşık %30 hacminden az seramikle güçlendirilmiş ve tamamen metal matris ile çevrilidir.

Genel olarak, seramik tanecikli güçlendirilmiş metal matris kompozitleri, matris malzemesine kıyasla daha iyi özelliklere sahiptir. Aşınma direnci, sertlik, sönümlenme kapasitesi ve ısıl genleşme gibi özellikler, kompozitlerdeki seramik hacim oranını ayarlayarak uyarlanabilir.

Son zamanlarda, geliştirilmekte olan çok sayıda PRMMK sistemi vardır. Seramik parçacıkları ile güçlendirilmiş magnezyum matris kompozitler, yüksek spesifik modülü ve çekme dayanımı, yüksek aşınma direnci ve mükemmel ısı ve elektrik iletkenliği nedeniyle otomotiv, havacılık ve elektronik uygulamalarında büyük ilgi görmüştür.

2.1.1. Matris Tanımı ve Seçimi

Matris, takviyenin içine gömüldüğü monolitik bir malzemedir ve tamamen süreklidir. Bu, sandviç iki malzemenin aksine, matris boyunca malzemenin herhangi bir noktasına giden bir yol olduğu anlamına gelir. Yapısal uygulamalarda, matris genellikle alüminyum, magnezyum veya titanyum gibi daha hafif bir metaldir ve güçlendirme için uygun bir destek sağlar. Kompozitlerdeki matrisin amacı, takviye partiküllerini monolitik bir malzeme halinde bir araya getirerek gerekli geometrik form ve boyutlarda şekillendirmeyi sağlamak ve ayrıca malzeme kütlesi içinde harici yükleri almak ve dağıtmaktır. Ek olarak, matrisler takviye fazını mekanik hasar, çevre ortamdan kaynaklanan erozyon ve korozyona karşı korur.

PRMMK'ler için Al, Mg, Si, Ti, Cu, Ni, Fe ve Pb gibi yapısal alaşım sistemleri matris malzemesi olarak kullanılmıştır. Bununla birlikte, alüminyum, magnezyum ve titanyum alaşımları, özellikle yüksek ısı iletkenliği ile düşük yoğunluk gerektiren uygulamalar için en yaygın kullanılan matrisler olarak kabul edilir.

2.1.2. Takviye Seçimi

Kompozitlerin mekanik özelliklerini etkileyen en önemli faktörlerden biri takviyedir: tip, boyut ve dağılım gibi. MMK'lerle kullanılan takviye malzemeleri karbürleri (örneğin, SiC, B₄C ve TiC), nitridleri (örneğin, Si₃N₄, AlN), oksitleri (örneğin, Al₂O₃, SiO₂), borürleri (TiB₂ ve ZrB₂) ve elemental malzemeleri (örneğin, C, Si) içerir. Bu takviyeler sürekli lifler, doğranmış lifler, visker, trombositler veya parçacıklar şeklinde olabilir.

PRMMK'lerin seramik takviyesi, elastik modül, çekme dayanımı, yoğunluk, erime sıcaklığı, ısıl kararlılık, ısıl genleşme katsayısı, boyut ve şekil, matris malzemeyle uyumluluk ve maliyet gibi çeşitli kriterler temelinde seçilebilir. Takviye fazlarının yoğunluğu, elastik modülü ve gerilme dayanımı, süreksizce güçlendirilmiş MMK'lerin yapısal verimliliğini etkiler. Öte yandan, takviyelerin matris malzemesi ile kimyasal stabilitesi ve uyumluluğu malzeme üretimi sırasında ve ayrıca son uygulamalar için çok önemlidir. Ek olarak, termal çevrime maruz kalan kompozitler için, takviye ile matris arasındaki termal uyumsuzluk gerilimi çok önemlidir ve dikkate alınması gerekir. Bu nedenle, genel olarak, takviyenin seçimi, partikül şekli, kompozit üretim yöntemi, kompozitin maliyeti ve uygulaması gibi birçok faktör tarafından belirlenir. Magnezyum alaşımları seramik takviyesinin amacı, elastik modül, yüksek sıcaklık dayanımı, aşınma direnci ve ısıl genleşme gibi takviye edilmemiş matrisin kritik özelliklerini iyileştirmektir.

2.1.3. Partikül Takviyeli MMK'lerin Üretimi

PRMMK'lerin mikro yapı ve mekanik özelliklerini iyileştirmek için yıllar boyunca çeşitli işleme teknikleri kullanılmıştır. Bu işleme teknikleri iki gruba ayrılabilir: birincil malzeme üretimi ve ikincil biçimlendirme işlemleri. Parçacıklı seramik

takviyeli metal matris kompozitleri imal etmek için kullanılan en yaygın teknikler toz metalurjisi, bulamaç dökümü, sprey biriktirme, eriyik infiltrasyon ve reaktif işlemeyi içerir. Bu yöntemler, partikül takviyeli magnezyum matris kompozitleri ile ilgili olarak aşağıdaki alt bölümlerde kısaca tartışılacaktır. Bu çalışmamızda yüksek partikül oranı ile kompozit üretimi amaçlandığından infiltrasyon tekniği ön plana çıkmaktadır. Bu sebepten dolayı incelemenin özel alt bölümlerinde basınçlı infiltrasyon tekniğine odaklanılmıştır.

2.1.3.1. Toz Metalurjisi

Toz metalürjik işleminde, matris ve takviye tozları karıştırılır, preslenir, gazı giderilir ve daha sonra kontrollü bir atmosfer altında veya bir vakumda belirli bir sıcaklıkta sinterlenir.

Bu üretim yönteminin ana avantajları, nispeten yüksek hacimli bir takviye oranı ve kompozitlerin matris alışı ve sıvı dökümü ile karışmayan takviye sistemleri ile üretilmesi olarak özetlenebilir. Bununla birlikte, gerekli alışı tozlarının maliyeti ve malzeme üretimi sırasında işlemin karmaşıklığı nedeniyle, bu işlem seri üretim için ideal değildir.

SiCp, B₄Cp, TiCp ve TiB₂p gibi takviye elemanları kullanılarak toz metalurji yöntemi ile üretilmektedir.

2.1.3.2. Karıştırmalı Döküm

Genel olarak, karıştırmalı işlemi, parçacıkların veya gevşek fiberlerin mekanik olarak karıştırılmış bir erimiş matris alışına dahil edilmesini içerir. Katılaşmadan sonra, döküm matrisinde dağılmış fazın istenen bir dağılımı elde edilebilir.

Karıştırma döküm, süresiz metal matris kompozitlerin üretimi için umut verici bir yol olarak kabul edilebilir. Bu işleme yönteminin basitliği, esnekliği ve büyük miktarda üretime uygulanabilirliği ile özetlenen birçok avantajı vardır. Tercih edilen bir

yöntemdir, çünkü metal matris kompozitleri üretmek için kullanılan tüm katılaşma işlemlerinin en basit ve en uygun maliyetli yöntemini temsil eder.

Skibo ve arkadaşlarına göre, kompozitlerin hazırlanmasında döküm yönteminin kullanılması, rekabetçi yöntemlerin yaklaşık üçte biri kadarını harcar ve yüksek hacimli üretim için onda birine düşer ve bunu alüminyum esaslı kompozitlerin üretilmesinde en popüler ticari yöntem haline getirir. Bununla birlikte, partiküller ve sıvı metal arasındaki zayıf ıslanabilirlik ve partiküllerin sıvıya göre yoğunluklarına bağlı olarak yüzmeleri bu yöntem için büyük problemler teşkil eder. Aynı zamanda, katılaşma sırasında metal büzülmesinden kaynaklanan büzülme, döküm kompozitlerinde kaliteye bağlı bir problemi temsil eden gaz gözenekliliği ile sonuçlanır.

Dolayısıyla, bu işlem metal matris likompozitler üretmek için kullanıldığında göz önünde bulundurulması gereken faktörler, takviye malzemesinin düzgün bir dağılımını sağlama zorluğu, iki parçacık ile sıvı metal arasındaki zayıf ıslanabilirlik, dökümdeki gözeneklilikte özetlenmiştir. Böylece, optimum özelliklere sahip metal matris kompozit, takviye malzemesinin matris alaşımında homojen olarak dağılması, ıslanabilirliği optimize etmek ve bu maddeler arasında yapışmayı sağlamak, gözeneklilik seviyelerini en aza indirmek ve takviye malzemesi ve matris alaşımları arasındaki kimyasal reaksiyonlardan kaçınmak suretiyle başarılabılır.

Bu yöntem kullanılarak, örneğin CP-Mg (kimyasal olarak saf magnezyum) ve SiC parçacıkları ile güçlendirilmiş AZ91 gibi farklı matris bileşimlerine sahip magnezyum kompozitleri üretilmiştir.

2.1.3.3. Sprey Biriktirme

Sprey oluşturma veya sprej biriktirme işlemi, bir metalik erimiş malzeme damlacıkları akışının, dökme metalik malzemeleri oluşturmak için bir substrata yüksek hızda çarptığı bir işlemdir. Metal matrisli kompozitler için, süresiz takviye partikülleri, bir kompozit oluşturmak üzere erimiş veya kısmen erimiş metal damlacıkları içinde partikül tutulmasına izin veren metal sprej ile birlikte enjekte edilir. Biriktirme hızı,

yaklaşık 6-10 kg / dak aralığındadır; damlacık hızları yaklaşık 20-40 m / s'dir ve seramik parçacıklar, spreyle oluşturulan metal matris kompozit içerisinde homojen olmayan bir şekilde dağılır.

Ticari olarak 1970'lerin sonunda ve 1980'lerde OspreyLtd (Neath, UK) tarafından ticari olarak geliştirilen Osprey işlemi, bu tür bir fabrikasyonu göstermek için uygun bir işlemdir. Osprey MMK malzemesi, güçlü bir arayüzey bağı ve %5'lik gözeneklilik gibi ikincil işlemlerle elimine edilebilecek iyi mikroyapısal özelliklere sahiptir.

Sprey işleme parametreleri, mikroyapılar ve kompozitlerin mekanik özellikleri arasındaki ilişkilerin incelendiği spreyle şekillendirme yöntemini kullanarak magnezyum matris kompozitlerin üretimi üzerine bir takım çalışmalar vardır. İşlemin SiC parçacıkları ile güçlendirilmiş QE22 alaşımının mikro yapısı ve özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu bulunmuştur. Ancak, püskürtülmüş kompozit, yüksek soğutma hızı nedeniyle, ince taneler, gözeneklilik ve SiC / matris arayüzünde kırılabilir fazların bulunması gibi mikro-yapısal özellikleri gösterir.

2.1.3.4. İn-situ Kompozit Üretimi

Geçtiğimiz otuz yıl boyunca, yerinde metal matris kompozitlerinin (MMK'ler) geliştirilmesine yönelik önemli araştırmalar yapılmıştır. Kompozitlerin diğer kompozit imalat yöntemlerinden farklı olarak, in-situ sentez, takviyelerin metalik eriyikte elementler arasında veya bir element ile kompozit imalat sırasında bir bileşik arasında bir kimyasal reaksiyonla sentezlendiği bir prosestir. Bu nedenle, matris alaşımında homojen bir şekilde dağılmış takviye, son reaksiyon ürünlerinden biridir. Yerinde yöntemlerle üretilen geleneksel MMK'lere kıyasla, yerinde MMK'ler aşağıdaki avantajları sergiler:

- a) Oluşturulan takviyelerin boyutu daha ince, homojen bir şekilde dağılmış ve termodinamik olarak kararlı, daha iyi mekanik özellikler ve yüksek sıcaklıklarda daha az bozulma sağlar,
- b) takviye ile matris arasındaki temiz ara yüz sayesinde yüksek bağlanma dayanımı,

- c) net-ağa yakın kompozitler, takviye seramik fazının yüksek hacimli yüzdesi ve etkin maliyet ile kolayca imal edilebilir. Beklenen reaksiyon termodinamik olarak elverişli olmalıdır. Reaksiyon kinetiğinin ayrıca imalat işlemini pratik hale getirmek için oldukça hızlı olması gerekir.

Yerinde seramik faz ile güçlendirilmiş metal matris kompozitlerin (MMK'ler) yapısını ve özelliklerini optimize etmek için son on yılda birçok işleme tekniği geliştirilmiştir. Bununla birlikte, bu işleme yolu için literatürdeki terminoloji tutarsız ve karışıktır. Koczak ve Premkumar, yerinde reaksiyonların gaz-sıvı, sıvı-katı, sıvı sıvı vb gibi başlangıç aşamalarına göre kategorize edilebileceğini önerdiklerinde işleme rotalarının terminolojisini resmileştirmeye çalıştılar. Buna dayanarak, yerinde MMK'lerin üretilmesinde kullanılan işleme yöntemleri işlem sıcaklığına göre kategorize edilebilir.

Buna göre, işleme yöntemleri aşağıdaki gibi dört kategoride sınıflandırılabilir: (a) katı-sıvı reaksiyon işlemi; (b) buhar-sıvı-katı reaksiyon işlemi; (c) katı-katı reaksiyon işlemi ve (d) sıvı-sıvı reaksiyon işlemi. Alüminyum ve magnezyum matris kompozitlerin imalinde in-situ üretim tekniği kullanılmıştır.

İlk deneylerde, Labotz ve Mason, Mg-Mg₂Si kompozitlerini ürettiklerinde yerinde sentezle magnezyum matris kompozit üreten ilk kişilerdir. Yüksek erime noktası, yüksek elastik modül, düşük yoğunluk ve Mg₂Si'nin oluşum kolaylığı bir takviye olarak seçilmesinin nedenleriydi. İğne şeklindeki kaba Mg₂Si fazı, yüksek Si konsantrasyonlu geleneksel döküm yoluyla elde edilmiştir ve sonuç olarak kompozit, mekanik özelliklerin zayıf olmasına neden olmuştur. Daha sonra, mikro yapıyı değiştirmek ve Mg Mg₂Si yerinde sisteminin mekanik özelliklerini geliştirmek için çeşitli çabalar sarf edilmiştir.

Mg ve B₂O₃ arasındaki reaksiyonun oluşturduğu Mg-MgO kompoziti gibi bir çok başka yerinde sistemler de araştırılmıştır. Yamada ve diğerleri, Mg, C ve Ti tozları arasındaki reaksiyondan oluşan kompozit malzemenin oluştuğu mekanik alaşımlama yoluyla Mg-TiC kompozitini ürettiğinde daha ileri bir gelişme olmuştur.

2.1.3.5. Eriyik İnfiltrasyon Yöntemleri

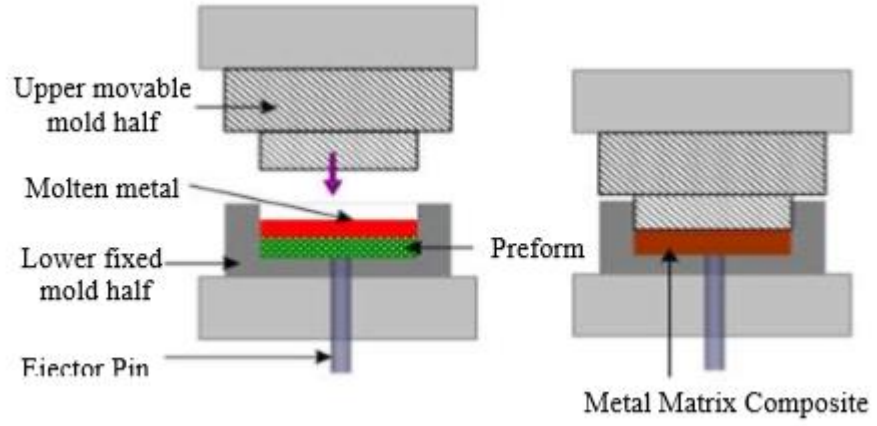
Sıvı-metal infiltrasyonu, metal matris kompozitlerin üretimi için kullanılan yaygın bir işlemdir. Bu yöntemde, gözenekli bir gövde içindeki gazlar, sistemdeki katı / buhar arayüzünü ortadan kaldıran düşük viskoziteli bir sıvı metal ile yavaş yavaş değiştirilir. Bu nedenle, metal infiltrasyonu, erimiş metalin, gözenekli bir seramik kompaktın gözenek kanallarına nüfuz ettiği bir prosesi ifade eder. Sıvı metal infiltrasyon yöntemleri, sadeliği ve matris içine küçük parçacıklar sokma olasılığı nedeniyle kompozit malzemelerin imalatı için uygundur. Ayrıca, yüksek seramik içerikli ve net-şekilli bir fabrikasyona sahip malzemeler üretmek bu yöntemin temel avantajlarını temsil eder.

Bir infiltrasyon işlemi için hareket kuvveti, sıkıştırılmalı döküm durumunda olduğu gibi sıvı matris fazına uygulanan bir dış kuvvet (basınç veya vakum) veya sıvı metal seramik parçacıkları ısladığında gelişen kılcal bir kuvvet ile olabilir. Bu teknikler aşağıdaki bölümlerde ele alınmıştır.

Sıkıştırılmalı Döküm İnfiltrasyonu

Sıkıştırılmalı döküm infiltrasyonu, metal matris kompozitlerin sıvı faz üretimi için zorunlu infiltrasyon yöntemlerinden biridir. Bu işlemde, alt sabit kalıp kısmına yerleştirilen, takviye fazının gözenekli bir ön formuna nüfuz etmeye zorlayan erimiş metal üzerine baskı uygulamak için hareketli bir kalıp parçası kullanılır.

Sıkıştırılmalı döküm kavramı ilk olarak 1800'lerde tanıtılsa da, ilk gerçek sıkıştırma döküm deneyi 1931'den sonra yapılmıştır. Şekil 2.1, bir metal matris kompozitinin sıkıştırılmalı döküm işlemini göstermektedir. Bu işlem sırasında erimiş metali bir partikül preformunun küçük gözeneklerinden zorlayarak, dış basıncın sistemin artan arayüz enerjisini aştığı yerlerde erimiş metal tarafından takviyenin iyi ıslanabilirliği gerekliliği ortadan kaldırılabilir.



Şekil 2.1. Sıkıştırılmalı dökümün şematik gösterimi.

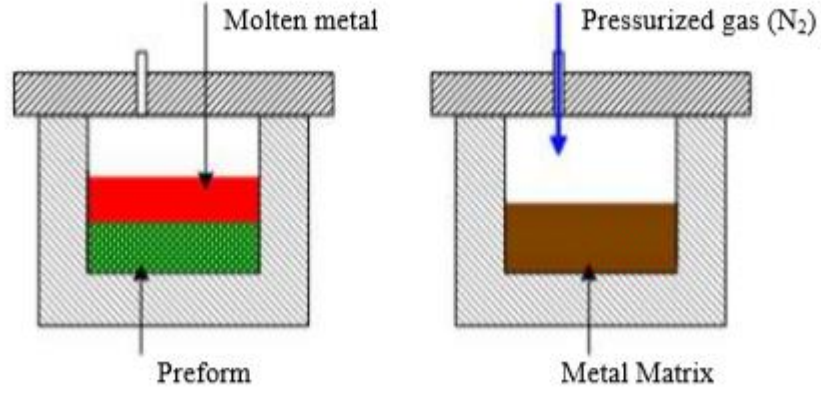
Bu tür bir basınç, özellikle ön formun sıcaklığı metalin erime noktasından düşük olduğunda katılaşmayı önlemek için infiltrasyon sırasında gereklidir. Aynı zamanda, yüksek basınç alaşımın içsel dökülebilirliğini daha az önemli hale getirir. Ek olarak, sıkıştırma dökümü yakın şekilli bir işlem olarak kabul edildiğinden sonraki işleme için çok az veya hiç gerek yoktur.

Sıkıştırma dökümüyle, karıştırma işlemi ile zor olan magnezyum alaşımlarına daha yüksek hacimli oranlar (% 40-50'ye kadar) takviye eklenebilir. Takviye ve erimiş metal arasında minimum reaksiyon, yüksek sıcaklıkta kısa temas süresinden dolayı gerçekleşir. Ayrıca, bu işlemle üretilen kompozitler, gözeneklilik ve büzülme boşlukları gibi ortak malzeme kusurlarını iyileştirerek, geliştirilmiş malzeme özellikleri sağlar.

SiC ve Mg_2Si / Mg gibi bu teknik kullanılarak birkaç magnezyum matris kompozit üretilmiştir.

Gaz Basıncılı Döküm İnfiltrasyonu

Sıvı metalin basınçlı bir inert gaz kullanılarak infiltrasyonu, MMK'lerin bir başka sıvı faz imalat yöntemidir. Şekil 2.2 bu işlemi göstermektedir.



Şekil 2.2. Gaz Basıncı Dökümünün şematik gösterimi .

Bu yöntem, büyük kompozit parçalar üretmek için kullanılır. Sıcak metalle kısa temas süresinden dolayı takviye elyafları veya parçacıkları kaplayarak ıslanabilirliği arttırmaya gerek yoktur. Gaz basıncı infiltrasyonu kullanıldığında, sıkıştırma dökümünde olduğu gibi mekanik kuvvet kullanıldığında oluşabilecek liflere zarar gelmez.

2000 yılında, bu yöntem, AZ31, AZ91 ve AE42 magnezyum alaşımları ile infiltre bir hibridpreform gazı kullanarak yerinde Mg₂Si ile güçlendirilmiş bir magnezyum matris bileşiği üretmek için kullanılmıştır.

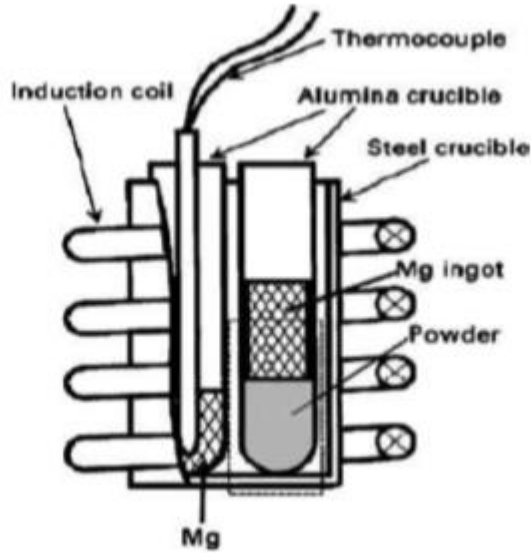
Basıncısız İnfiltrasyon

İnfiltrasyon işlemi sırasında, sıvı metal veya alaşım, sadece kılcal hareket ile gözenekli bir preforma infiltre edilir. Bu preform, nihai MMK bileşeniyle aynı şekilde partiküller, visker veya fiber formundaki takviyenin bir kompakt halidir. Basıncısız infiltrasyon, önceden oluşturulmuş bir yük olmadan eritilmiş metal infiltrasyonunu ifade eder.

Bu işlem çekicidir çünkü basittir. Ayrıca, yüksek seramik içeriği ve net şekle yakın elde edilebilir. Yüksek oranda homojen dağılmış parçacıklar bu yöntemle elde edilebilir, çünkü bunlar sıvı tarafından dağılmazlar. Bu yöntem, yüksek tekrarlanabilirlik gerektiren parçaları üretmek için kullanılabilir. Önemli olarak, bu işlem kompozit sisteme bağlı olarak toz metalurjik yönteminden daha hızlıdır.

Bununla birlikte, basınçlı infiltrasyonla karşılaştırıldığında, basınçsız infiltrasyon daha fazla zaman alır. Basınçsız infiltrasyonda, kendiliğinden infiltrasyonu teşvik etmek için katının sıvı faz ile ıslatılması gerekir. Metalik sistemlerde, ıslatma, karşılıklı çözünürlükler veya ara yüzünde intermetalik bileşiklerin oluşumu ile artırılabilir. Bununla birlikte, metal / seramik kompozitlerin imalatı durumunda, erimiş alaşımlar normalde seramik takviyeleri istenmez.

Bu yöntem kullanılarak bir TiC / Mg kompozit elde edilmiştir. Kendiliğinden infiltrasyonun deneysel kurulumu, Şekil 2.3'de şematik olarak gösterilmiştir.



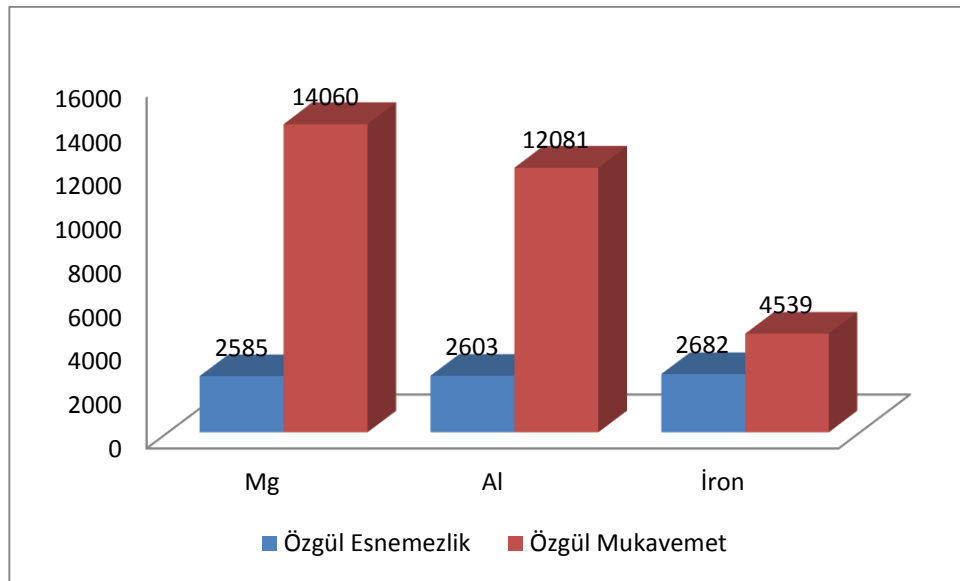
Şekil 2.2. Karıştırılmış TiC tozlarında Mg infiltrasyonu.

BÖLÜM 3

MAGNEZYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLER

Son yıllarda, özellikle otomotiv uygulamalarında hafiflikleri nedeniyle magnezyum ve magnezyum alaşımlarına olan talep artmaktadır. Ağırlık tüketimi, yakıt tüketimi ve CO₂ emisyonunda önemli bir düşüş için en uygun maliyetli seçenek olarak kabul edilir. Mg'nin spesifik kuvvetini ve sertliğini Al ve Fe'ninkilerle karşılaştırarak, Mg'nin her ikisinden daha yüksek bir spesifik mukavemete sahip olduğu, özel sertlikteki farkın Şekil 3.1'de gösterilmektedir. Ek olarak, magnezyum alaşımları iyi sönümleme kapasitesine, mükemmel dökülebilirliğe ve üstün işlenebilirliğe sahiptir.

Otomotiv ve havacılık uygulamalarında magnezyum alaşımlarının uygulanması, artan sıcaklık, düşük elastik modül, yüksek sıcaklıklarda düşük aşınma direnci, düşük sürünme direnci, yüksek termal genleşme katsayısı ve düşük korozyon direnci ile hızlı mukavemet kaybı nedeniyle sınırlı kalmaktadır.



Şekil 3.1. Magnezyumun temel yapısal özelliklerinin Al ve demir ile karşılaştırılması.

Elastik sabitler gibi magnezyum özelliklerinden bazıları, geleneksel alaşımlama teknikleri kullanılarak geliştirilemez. Alaşım elementlerinin magnezyumdaki sınırlı çözünürlüğü, mekanik özelliklerin ve kimyasal davranışların iyileştirilme olasılığını sınırlar. Ek olarak, magnezyumun altıgen kristal yapısı onun doğal sünekliğini sınırlar. Lityum, BCC'de faz değişikliğine neden olabilecek tek alaşım elementi olarak kabul edilebilir. Bu sünekliği artırabilir, ancak gücü de azaltır. Bununla birlikte, Li'nin kullanımı çok karmaşıktır ve bu nedenle endüstri tarafından istenmemektedir.

Uygun seramik parçacıklarla takviye edilmiş magnezyum matris kompozitleri, magnezyum ve magnezyum alaşımlarının bazı sınırlamalarını telafi edebilir ve özelliklerini geliştirebilir. Dahası, bileşikler seçiminde esnek olduklarından, özellikleri alaşım elementleri ile elde edilebilecek olandan daha fazla uyarlanabilir.

Magnezyum alaşımları ile karşılaştırıldığında, magnezyum matris kompozitler, yüksek özgül sertlikleri, yüksek özgül mukavemeti, yüksek aşınma direnci ve iyi yüksek sıcaklık sürünme özellikleri nedeniyle mükemmel bir alternatif olarak düşünülebilir. Dolayısıyla, otomotiv ve havacılık bileşenleri için magnezyum matrisli kompozitlere olan talep (otomotiv kasnakları, diş çark dişlileri, yağ pompası kapakları, silindir gömlekleri ve uçak motoru mahfazaları) artmaktadır. AM60 ve AZ91 gibi Mg-Al alaşımları, otomotiv endüstrisinde kullanılan en yaygın magnezyum alaşımları olarak kabul edilebilir. Çoğu Mg matris kompozit çalışması bu alaşımlara dayanmaktadır. Saf magnezyum ve Mg-Li alaşımı ve Mg-Ag-Re (QE22) alaşımları gibi diğer magnezyum alaşımları da matris malzemesi olarak kullanılmıştır, fakat daha az sıklıkta kullanılır. Matris malzemesi olarak kullanılan bazı Mg alaşımlarının bileşimi ve mekanik özellikleri Çizelge 3.1'de listelenmiştir.

Çizelge 3.1. MMK'lerin imalinde kullanılan saf Mg ve bazı Mg alaşımlarının kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri.

MMK MATRİS		Mekanik Özellikler					
Code name	Composition	UTS	YS	Modül	YCS	Uzama	BHN
		MPa	MPa	GPa	MPa	%	
Saf Mg		180	80	45	---	12	30
AM60B	Mg % 6 Al	240	130	45	130	6	63
(F Temper)	% 0.13 Mn						
AZ91D	Mg % 9 Al % 0.13	250	160	45	165	3	63
(F Temper)	Mn % 0.7 Zn						

3.1. MAGNEZYUM MATRİSLİ KOMPOZİTLER İÇİN TAKVİYELER

Magnezyum matris kompozitler için, takviye, çoğunlukla kullanılan seramik veya metalik / metalik olabilir. Seramik takviyeler, düşük yoğunlukları, yüksek sertlikleri, dayanıklılıkları ve sertlikleri nedeniyle daha yaygındır. Bununla birlikte, magnezyum matrisi ile düşük süneklik ve düşük ıslanabilirlik gibi bazı sınırlamaları vardır.

Karbür ve borür seramikleri, takviye olarak istenen birçok özelliğe sahiptir. Bu karbürler ve borürler arasında, TiC ve TiB₂, magnezyum matrislerinde potansiyel olarak takviye edici iyi adaylardır. Bunun nedeni düşük yoğunlukları, yüksek erime noktaları, iyi termal ve kimyasal stabilite, yüksek sertlik ve mükemmel aşınma direncidir. TiB₂'nin uygun bir takviye olduğunu söylemek çok önemlidir, çünkü aynı kristal kafeslerine sahip oldukları için magnezyum matrisi ile uyumludur. Özellikle, TiB₂ ve TiC'nin kompozitlerde kullanılması, yüksek sertlik, yüksek sertlik, aşınma direnci ve düşük termal genleşme gibi takviye edilmemiş magnezyum alaşımı üzerinde daha fazla avantaj sağlaması nedeniyle bunları uygun yapısal malzemeler yapar.

3.1.1. Titanyum Karbür (TiC) Özellikleri ve Kristal Yapısı

TiC bilinen en sert malzemelerden biridir. Düşük yoğunluk, yüksek erime noktası, iyi termal ve kimyasal stabilite, yüksek sertlik ve mükemmel aşınma direnci gibi mükemmel özellikleri nedeniyle çok dikkat çekmiştir. Bu nedenle, TiC kesme ve kalıplama takımları için koruyucu kaplamalar, bilyalı rulmanlar püskürtme tabancası nozulları ve füzyon-reaktör uygulamaları, yüksek sıcaklık ısı eşanjörleri, türbin motor contaları vb gibi farklı uygulamalarda kullanılır.

TiC'nin bazı fiziksel ve mekanik özellikleri Çizelge 3.2'de sunulmaktadır. Ayrıca, TiC, Al-TiC, Mg-TiC, SiC-TiC ve TiB₂-TiC gibi farklı kompozit malzeme sistemlerinde kullanılmıştır. Nikel alaşımları ve çelikleri olan titanyum karbür esaslı kompozitler, aşınma ve korozyonun ana malzeme arızası kaynaklarını temsil ettiği yüksek performanslı uygulamalarda kullanılmaktadır.

Çizelge 3.2. TiC'nin özellikleri.

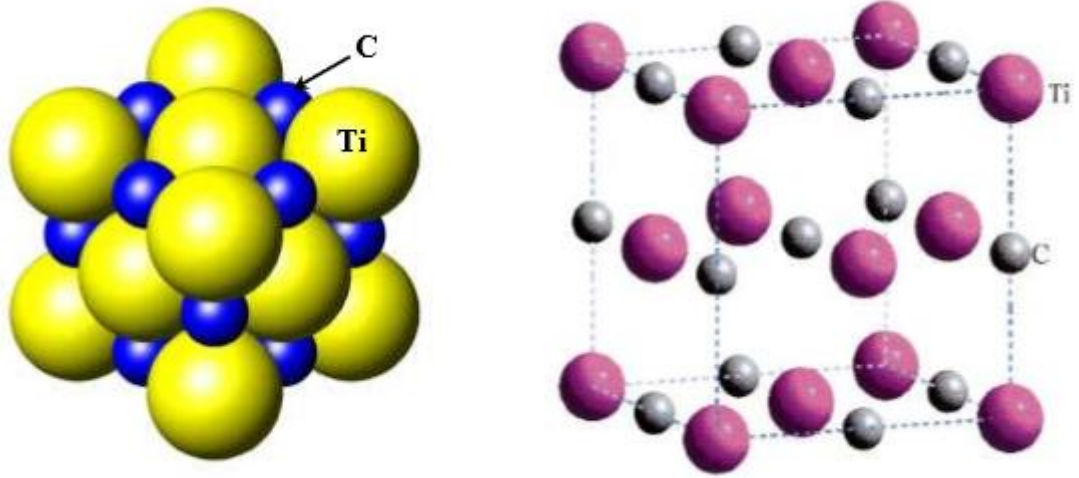
Özellikler	
Elastik Modülü, GPa	439.43 at RT
Kayma Modülü, GPa	110 - 193
Basma Mukavemeti, MPa	2500
Sertlik, Rockwell A	93
Eğilme Dayanımı, 4 noktalı eğilme MPa	560
Mikrosertlik (VH), 50g Seramik, kg/mm ²	2900 - 3200
Yoğunluk, g/cm ³	4.938
Erim e noktası (°C)	3070
CTE, 10 ⁻⁶ /K	7.7
Özgül Isı, J/Kg. K	564.33
Termal İletkenlik, W/m. K	17.14 - 30.93 at RT 5.64 at 1000°C
Poisson' Oranı	0.187-0.189

3.1.1.1. TiC'nin Kristal Yapısı

TiC, kısmen iyonik bağ ile esasen kovalent olarak yapılandırılmış bir seramiktir. TiC, Şekil 3.2'de gösterildiği gibi bir yüzey merkezli kübik kapalı paketli kristal yapı (FCC)

olan kaya tuzu yapısında (NaCl) kristalleşir. TiC, karbon atomlarının yakın paketlenmiş Ti atomları arasındaki (interstisyel) oktahedral bölgeleri işgal ettiği interstisyel karbürler grubuna aittir.

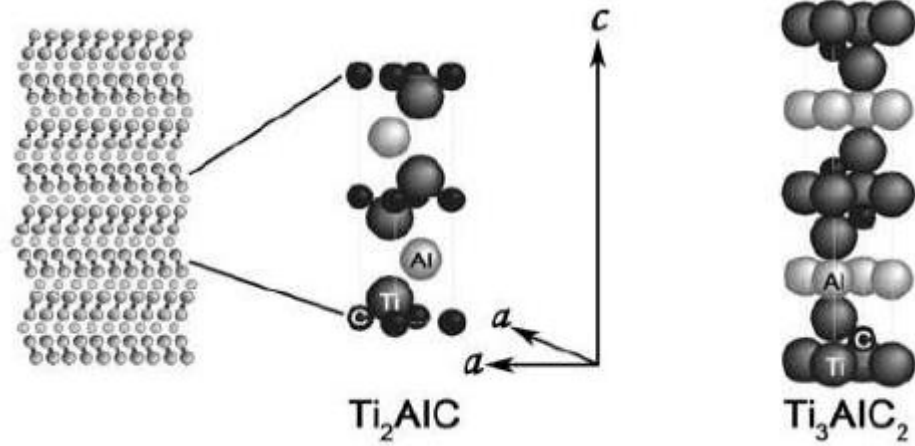
TiC, karbon içeriği% 32 ile% 49 arasında değişen geniş bir yelpazede stokiometri (yani, TiC_x , $x = 0.6-0.98$) üzerinde bulunur. Bu değişiklik nedeniyle, hücre parametrelerinde ve dolayısıyla özelliklerde değişikliklere neden olan büyük miktarda karbon boşluğu mevcut olabilir.



Şekil 3.2. Oktahedral bölgelerde interstisyel C bulunan TiC'nin NaCl kristal yapısı.

TiC yapısındaki C boş yerlerinin düzenlenmesi halinde, bunun Al'a üçlü bir bileşik oluşturan boşlukları doldurmasında yardımcı olabileceği gözlemlenmiştir: Ti_2AlC veya Ti_3AlC_2 . Ti_2AlC ve Ti_3AlC_2 'nin kristal yapısı altıgendir ve istifleme dizisi, Ti_3AlC_2 'nin her üçüncü TiC tabakası için bir Al tabakasına sahip olduğu stokiometriye dayanırken, Ti_2AlC , Şekil 3.2 'de gösterildiği gibi her ikinci TiC tabakası için bir Al tabakasına sahiptir.

Bu üçlü bileşiklerdeki atomik bağ, metalik, iyonik ve kovalentin bir kombinasyonudur. Kovalent-iyonik Ti-C bağları ikili TiC'deki bağlarla karşılaştırılabilir, ancak üçlü yapıdaki metalik Ti-Al bağlarından daha güçlüdürler. Bazal düzlemlerdeki TiC ve Al tabakaları arasındaki nispeten zayıf bağlar nedeniyle, bu malzemeler anizotropik karaktere sahiptir.



Şekil 3.3. Ti_2AlC ve Ti_3AlC_2 'nin kristal yapıları.

Ti_2AlC , hem seramiklerin hem de metallerin düşük yoğunluklu, yüksek modüllü, iyi termal ve elektriksel iletkenlik, mükemmel termal şok ve yüksek sıcaklıkta oksidasyon direnci ve işlenebilirlik gibi özelliklerinin bir kombinasyonunu sunar. Bu çekici özellik kombinasyonu Ti_2AlC 'yi farklı uygulamalar için oldukça umut verici bir aday haline getirmektedir. Bununla birlikte, düşük sertliği ve düşük kuvveti, özellikle yüksek sıcaklıklarda Ti_2AlC uygulamalarını sınırlandırmaktadır. Ti_2AlC 'nin mekanik özelliklerinden bazıları Çizelge 3.3'de verilmiştir.

Çizelge 3.3. Ti_2AlC 'nin mekanik özellikleri.

Basma Mukavemeti (MPa)	Eğme Mukavemeti (MPa)	Viskers Sertlik (GPa)
670	384	4.2-5.7

3.1.2. Titanyum Diborid (TiB_2) Özellikleri ve Kristal Yapısı

TiB_2 geçiş metali metaloid bileşiklerinden biridir. TiB_2 , yüksek erime noktası, düşük yoğunluk, yüksek sertlik, yüksek özgül dayanım, iyi aşınma direnci ve 1700 °C' ye kadar mükemmel termal ve kimyasal kararlılık gibi çekici fiziksel ve mekanik özellikler ile karakterizedir. TiB_2 'nin darbeye dayanıklı zırh, kesici aletler, aşınmaya dayanıklı kaplamalar ve potalar gibi çeşitli uygulamaları vardır. Titanyum diboridin fiziksel ve mekanik özelliklerinden bazıları Çizelge 3.4'te verilmiştir. TiB_2 partikülleri çelik, Al, Mg matris kompozitler veya titanyum ve bor karbürleri olan seramik

kompozitlerde kullanılır. Tüm diboritler gibi TiB_2 , karbürler ve nitrürlere göre önemli bir avantajı temsil eden esasen stokiyometrikdir. Bu nedenle, elektronik cihazlarda endüstriyel uygulama için umut verici kılan, daha düşük hata kontrollü öz dirençleri vardır.

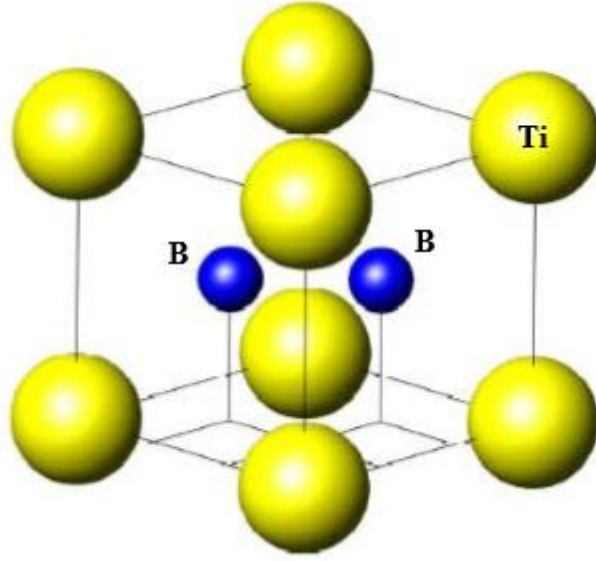
Çizelge 3.4. TiB_2 'nin özellikleri.

Özellik	
Elastik Modülü, GPa	565 at RT
Kayma Modülü, GPa	255
Basma Mukavemeti, MPa	1800
Sertlik, Rockwell A	500
Eğilme Dayanımı, 4 noktalı eğilme MPa	3400
Mikrosertlik (VH), 50g Seramik, kg/mm^2	4.5
Yoğunluk, g/cm^3	3225
Erim e noktası ($^{\circ}C$)	6.4
CTE, $10^{-6}/K$	617
Özgül İst, J/Kg. K	96 RT ve 78.1 1000 $^{\circ}C$
Termal İletkenlik, W/m. K	0.108

3.1.2.1. TiB_2 'nin Kristal Yapısı

Titanyum diborid altıgen yapı içinde TiB_2 olarak kristalleşir ve $P6 / mmm$ uzay grubu ve kafes parametreleri ile birlikte: $a = 3.0236 \text{ \AA}$, $c = 3.2204 \text{ \AA}$, Şekil 3.4'de gösterildiği gibi. İki bor atomu $(1/3, 2/3, 1/2)$ ve $(2/3, 1/3, 1/2)$ bölgelerinde iken Ti atom, birim hücrenin kökeninde bulunur.

Yapı basit ve iki kafes parametresi (a ve c) ile tanımlanmıştır ve çok küçük bir birim hücreye sahiptir.



Şekil 3.4. Tek kristalli TiB_2 'nin hexagonal birim hücresi.

3.2. (TiC-TiB₂) / Mg MATRİSLİ KOMPOZİTLERİN İMALATI

Daha önce tartışıldığı gibi partikül takviyeli Mg MMK'leri imal etmek için birkaç yöntem vardır (bölüm 2.1.3). Bu tekniklerde, takviye partikül fazının (boritler, karbür nitritler ve oksitler) ve matris malzemesinin kombinasyonu exsitu yöntemleriyle gerçekleştirilir. Bununla birlikte, bu bölümde, katı-sıvı reaksiyon işlemine dayanan yerinde TiC, TiB₂ veya TiC-TiB₂ parçacıkları ile güçlendirilmiş magnezyum matris kompozitlerin imalatı ele alınmaktadır. Bu işlem, takviye parçacıkların, bileşenlerin difüzyonu yoluyla çözücü ortamda (matris) oluşturulduğu çözücü destekli bir reaksiyon olarak kabul edilebilir. Parametrelere dayanarak, bu işlem aşağıdaki yollara ayrılabilir.

3.2.1. Kendiliğinden Yayılan Yüksek Sıcaklık Sentezi (SHS)

SHS, 1960'ların sonunda Merzhanov ve arkadaşları tarafından geliştirilmiştir. Bu süreçte, yeterince yüksek formasyon ısısına sahip olan malzemeler, bir yanma dalgasında sentezlenir, tutuşmadan sonra, kendiliğinden ürüne dönüşen reaktifler boyunca yayılır. Kendiliğinden yayılan reaksiyon bu reaksiyonların çok önemli bir özelliğidir. SHS reaksiyonları, kendini sürdürmek için üç temel gereksinimi karşılamalıdır. Birincisi, örneğin reaksiyona girmemiş kısmını ısıtmak suretiyle

yayılm cephelerini korumak için reaksiyonun oldukça ekzotermik olması gerektiğidir. İkincisi, reaktiflerden birinin, akışkan faz reaktanının reaksiyon cephesine difüzyonunu kolaylaştırmak için bir sıvı veya buhar fazı oluşturması gerektiğidir. Ayrıca, ısı yayılma oranı (iletim veya radyasyon yoluyla), ısı üretim hızından daha az olmalıdır, aksi takdirde reaksiyon söner.

Yanma sentezi olarak da bilinen SHS, yüksek ürün saflığı, düşük işlem maliyeti ve enerji ve zaman açısından verimli gibi birçok cazip avantajı nedeniyle refrakter malzemelerin sentezi için önemli bir teknik olarak dikkat çekmektedir.

1980'lerde ve 1990'larda, seramik, intermetalik ve intermetalik matris kompozitlerin üretimi için SHS işlemi yoğun olarak kullanılmıştır. Bununla birlikte, MMK'ler için kullanımı sınırlıdır. Bunun nedeni, MMK'ler için 'inert' matrisin, IMC durumunda, takviye formasyonu ve matris formasyonu için reaksiyonlar ekzotermik iken, yanma dalgasının sönmeye neden olabilecek bir seyreltici görevi görmesidir. Bu nedenle, sadece MMK'lerin SHS işlemlerinde yüksek ısı oluşumlu seramik takviyeler uygundur. Ayrıca, başka bir temel gereklilik olan seramik takviyenin yüksek bir oranı korunmalıdır. Mg-bazlı MMK'ler için, TiC ve TiB₂, hem oluşum reaksiyonlarının ekzotermitesi ve Mg matristekistabilitesi açısından, uygun takviyeler olarak görünmektedir.

3.2.1.1. SHS Kullanarak TiC Güçlendirilmiş Magnezyum Matris Kompozitler

Birçok araştırmacı, SHS tekniğini kullanarak TiC-Mg sistemi üzerinde çalışmıştır. Wang ve arkadaşları, erimiş magnezyumun SHS reaksiyonunu ve (Al-Ti-C) tozlarından oluşan bir preform kullanarak TiC / Mg kompozitlerini üretmişlerdir. İşlemede, Al, Ti ve grafit tozlarının bir karışımı, hidrostatik bir pres ile 70-75 MPa'da preslenmiştir. Elde edilen kompakt, bir SF₆ / CO₂ koruyucu atmosfer altında bir sıvı AZ91D magnezyum alaşımı içine koyulmadan önce 300, 450 ve 600 ° C'de bir vakumlu fırında önceden ısıtılmıştır. Sadece malzemeyi test etmeden SHS reaksiyon mekanizmasını anlamaya odaklandılar. Preformun ön ısıtılmasının etkisinin, erimiş magnezyumdaki SHS reaksiyonunda önemli bir rol oynadığını buldular. Bununla birlikte, ön ısıtma sıcaklığının etkisinin ve optimum değerin yorumlanması

bildirilmemiştir. Mikroyapısal inceleme, magnezyum matrisindeki yüksek oranda homojen TiC partikül dağılımından ziyade üniform bir dağılım gösterir ve bunun nedeni karıştırma parametrelerinin kontrol edilmesinin zor olmasıdır. Al'in preform içindeki etkisi, yanma sıcaklığını düşürmek için bir seyreltici olarak hizmet etmenin yanı sıra SHS reaksiyonunda baskındır.

Aynı çerçevede, Jiang ve arkadaşları, SHS yoluyla TiC parçacıkları ile güçlendirilmiş magnezyum matris kompozitlerini hazırladılar. Bu çalışmada, bir TiC-Al ana alaşımı, (Al-Ti-C) tozlarının SHS tepkimesiyle, kompakt bir alt yüzeyin tutuşması yoluyla bir direnç teli içinden 12A'lık bir akım uygulanarak işlenmiştir. Ana alaşım 200 °C'ye ısıtılmıştır ve sonra bu işlem sırasında büyük bir sıcaklık düşüşünü önlemek için erimiş magnezyum içine ilave edilmiştir. Bundan sonra, yarı katı bulamaç karıştırma tekniği ve döküm kullanılarak, TiC PRMMK'ler elde edilmiştir. Wang ve arkadaşlarının önerdiğine benzer bir SHS reaksiyon mekanizması önerdiler.

Al-Ti-C sisteminin yanma reaksiyonunda, titanyum titanyumalüminatlar (TiAl_x) oluşturmak için alüminyumla reaksiyona girer, ardından TiC oluşturmak için TiAl_x-C reaksiyonu takip eder. TiC, magnezyum matrisi için bir takviye olarak, Al ise bir alaşım elementi olarak kullanılmıştır. Homojen şekilde temiz, bir magnezyum alaşımlı matrisine gömülmüş ince TiC partikülleri karıştırılarak elde edilmiştir. Üretilen kompozitlerin UTS, sertlik ve aşınma direnci test edilmiştir ve takviye edilmemiş magnezyum alaşımlarınınkinden daha yüksek bulunmuştur. TiC partiküllerini çevreleyen alüminyum varlığının, TiC partiküllerinin magnezyum alaşımı ile ıslanmasını arttırdığı görülmüştür.

Aynı tekniği (SHS) kullanarak, Guan ve arkadaşları kompakt yoğunluğun yerinde Mg-TiC kompozitlerin üretimi üzerindeki etkisini çalışmışlardır. Bu işlemde, 60-100 MPa basınçta bir hidrolik presin altına bir karışım (Al Ti-C) preslenmiştir, % 65 ila 85 arasında farklı nispi yoğunluklar vermiştir. Sonra kompakt sıvı magnezyum içine eklenmiştir. Ti-C-Al sisteminin SHS'sinin başlangıç sıcaklığına ulaşmak için yanma reaksiyonu, kompakt bir alt tungsten filamentinden ısıtılarak yanma reaksiyonu ateşlenmiştir. Çeşitli kompakt yoğunluklardaki tutuşma sıcaklığının yaklaşık 835-965 K olduğunu buldular ve komplikasyonlar sıvı magnezyum içinde yerinde TiC

parçacıkları oluşturmak için 1023 K üzerindeki bir sıcaklıkta sıvı magnezyum içine konulduca yanma reaksiyonunun tutuşabileceğini önerdiler. Wang ve arkadaşları tarafından önerilen Ti-C-Al'deki termal patlama sentezinin reaksiyon mekanizmasını desteklediler. Ham kompaktın yoğunluğunun, sıvı magnezyumdaki SHS reaksiyonunda çok önemli bir rol oynadığını bulmuşlardır, ancak bu faktör tam olarak tartışılmamıştır ve daha fazla araştırmaya ihtiyaç duymaktadır. Çekme mukavemeti, sertliği ve aşındırıcı aşınma direnci, başarılı bir şekilde imal edilen kompozitler için incelenmiştir ve güçlendirilmemiş AZ91 magnezyum alaşımından daha yüksektir.

Chaubey ve arkadaşları ayrıca, kompakt yoğunluğun ve kompaktın ön ısıtma sıcaklığının SHS reaksiyonu üzerindeki ve daha sonra yerinde Mg-TiC kompozitlerin üretimi üzerindeki etkisini de incelediler. Bu amaçla, Al-Ti-C'nin farklı yoğunluklarda ve ön ısıtma sıcaklıklarında sıkıştırılması, Ar'nın koruyucu bir gazı altında magnezyum eriyiğine ilave edilmiştir. Daha sonra magnezyum matris kompozitlerinin işlenmesi eriyik karıştırma ve kompozit döküm yoluyla gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, sonuçlar Wang ve arkadaşları tarafından bildirilen Ti-C-Al'deki termal patlama sentezi mekanizmasını desteklemektedir.

Chaubey ve arkadaşları, kompakt yoğunluğun kılcal yayılma ve partikül yeniden düzenlemesi üzerindeki etkisini çok iyi yorumladılar, ancak kompaktın ön ısıtma sıcaklığının SHS reaksiyonu üzerindeki rolünü yorumlayamadı. Sonuçlar, ön form sıcaklığı 450°C'nin altında olduğunda ve kompakt yoğunluğun teorik yoğunluğun% 68'inden az olması durumunda magnezyum eriyiğinde SHS reaksiyonu oluşmadığını göstermiştir. SHS reaksiyonu ve TiC partikül dağılımı için% 75'lik kompakt yoğunluk optimum bulunmuştur.

3.2.1.2. SHS Kullanarak TiB₂ Güçlendirilmiş Magnezyum Matris Kompozitler

Wang ve arkadaşları, Al, Ti ve B tozlarından oluşan erimiş magnezyum ve ham preform arasındaki reaksiyon yoluyla SHS tekniğini kullanarak yerinde TiB₂ / Mg matris kompozitlerini üretmiştir. Matris içerisinde TiB₂ partiküllerinin nispeten homojen bir dağılımını buldular, ancak kompozitin plastisitesini bozabilecek Mg kompozitlerinde büyük ebatlı elverişsiz kırılmalı Al₃Ti fazı da oluşmuştur. Daha sonra,

Wang ve arkadaşları, Al_3Ti 'nin TiB_2 -Al ana alaşımından çıkarılmasında, başlangıç karışımında (Al-Ti-B) Ti'nin B'ye molar oranını kontrol etmeyi başarmışlardır. Geçici Al_3Ti 'nin ana alaşımında ve ardından başlangıç karışımında $nTi: nB = 1: 2.5$ olan bir ana alaşım kullanılarak imal edilen $TiB_2 / AZ91$ kompozitinde neredeyse elimine edildiğini buldular. Ayrıca, TiB_2 'nin Mg kompoziti boyunca dağılımı daha homojen görünüyordu.

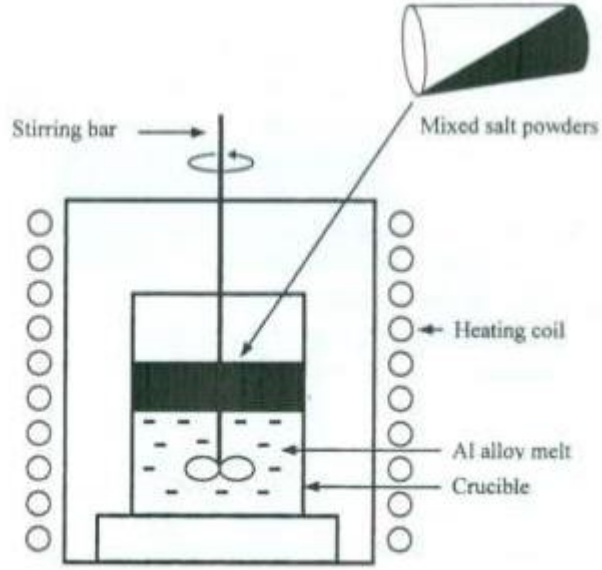
3.2.1.3. (TiC-TiB₂) SHS Kullanarak Güçlendirilmiş Magnezyum Matris Kompozitler

Wang ve arkadaşları ayrıca, TiB_2 ve TiC- TiB_2 parçacıkları ile güçlendirilmiş magnezyum matris kompozitlerini üretmeye çalışmıştır. İlk önce, Al-Ti-B sisteminde SHS reaksiyonu ile işlenmiş bir TiB_2 Al ana alaşımını erimiş magnezyum içine ekleyerek TiB_2 / Mg MMK'yi ürettiler. Yine kompozit mikroyapıda büyük kırılğan Al_3Ti kılcal çatlaklar buldular. İkinci olarak, Al-Ti-B sistemini SHS ile (TiB₂-TiC) - Al ana alaşımını oluşturmak için uygun miktarda karbonla birleştirdiler. Gevrek çatlağı gidermek için karbon kullanılmıştır. Son olarak, bu ana alaşım (TiC-TiB₂) / Mg kompozitini üretmek için kullanılmıştır. Bununla birlikte, reaksiyon mekanizması tam olarak araştırılmamıştır.

Aynı tekniği kullanarak (SHS), Ma ve arkadaşları, TiB_2 ve TiC parçacıkları ile takviye edilmiş, ancak bu durumda düşük maliyetli bir Al-Ti-B₄C sistemi kullanan bir ana alaşım yolu ile güçlendirilmiş magnezyum matris kompozitlerini üretmiştir. Başlangıç malzemelerinde B veya C yerine B₄C kullanan ilk kişilerdir. Kompozitlerin reaksiyon mekanizması, sertliği ve aşınma direnci incelenmiştir. (TiB₂-TiC) p / AZ91 kompozitlerinin sertlik ve aşınma direncinin, alaşımla karşılaştırıldığında önemli ölçüde arttığını buldular.

3.2.2. Flaks Destekli SENTEZ (FAS)

Karışık tuz reaksiyonu olarak da bilinen bu patentli işlem, Londra'daki İskandinav Metalurji Şirketi (LSM) tarafından, Şekil 3.5'de gösterildiği gibi yerinde alüminyum matris kompozitlerinin imal edilmesi için geliştirilmiştir.



Şekil 3.5. Yerinde MMK'lerin FAS ile üretilmesi için bir cihazın şematik diyagramı.

Sentez sırasında, potasyum heksaflorotitanat (K_2TiF_6) ve potasyum tetraflorurat (KBF_4) tuzları birbirleriyle karıştırılır ve daha sonra Ti / 2B'ye karşılık gelen bir atomik orana sahip karıştırılmış bir alüminyum eriyiği içine sokulur. Karıştırma sırasında, tuzlar ve erimiş alüminyum, aşağıdaki sıraya göre yerinde TiB_2 oluşturmak üzere ekzotermal olarak reaksiyona girer:



Bundan sonra, $KAlF_4$ ve K_3AlF_6 içeren cürufu gidermek için karışım bir kalıba dökülür. FAS işlemini kullanan yerinde Al metal matris kompozitleri üzerine birçok eser dikte edilirken yerinde magnezyum matris kompozitleri üzerindeki çalışmalar hala sınırlıdır.

Matin ve Lu, muhtemelen, magnezyum eriyiğini KBF_4 ve K_2TiF_6 bileşikleri ile reaksiyona sokmak suretiyle FAS işlemini kullanarak yerinde TiB + TiB_2 partikülleriyle takviye edilmiş Mg MMK'leri imal eden ilk araştırmacılarıdır. Araştırmacılar çeşitli fazların oluşumunun hem sıcaklığa hem de reaksiyon tutma süresine bağlı olduğu bulunmuştur. Magnezyum, bileşikler, KBF_4 ve K_2TiF_6 arasındaki reaksiyon kimyasal ve termodinamik olarak elverişsiz olduğunda reaksiyonda önemli bir rol oynar. Sonunda, yerinde oluşturulmuş bileşikler sadece TiB_2 değil, aynı zamanda TiB ve MgB_6 dır.

Bir adım daha ileri giderek, Cao ve arkadaşları, erimiş magnezyum içerisine bir TiB_2 -Al ana alaşımı ekleyerek bir TiB_2 / Mg matris kompoziti üretmiştir. Bununla birlikte, bu ana alaşım, aynı iki tuzun (KBF_4 ve K_2TiF_6) karıştırıldığı ve TiB_2 -Al ana alaşımını oluşturmak üzere sıvı Al ile reaksiyona girmesi için karıştırılmış bir alüminyum eriyiğine sokulduğu bir FAS reaksiyonu ile işlenmiştir.

3.2.3. Yeniden Eritme ve Seyreltme (RD)

Bu teknik iki işlemleri birleştiren yerinde sentez yöntemlerinden biridir. Birincisi, takviyeleri içeren ana alaşımın hazırlanmasıdır. İkincisi, ana alaşımın metal matris eriyiğinde seyreltilmesidir. RD tekniği kullanılarak, Zhang ve arkadaşları, Al, Ti ve C tozlarının bir karışımı ile başlayan bir TiC / AZ91D matris bileşiği imal etmiş ve bu karışımın sıkıştırılmasının sinterlenmesinden sonra, blok erimiş bir Mg alaşımında seyreltilmiştir. Matris ve imal edilmiş numuneler yaşlandırma sertleştirilmiştir. AZ91D matrisine TiC partikülünün eklenmesinin, ince tanecik boyutuna, TiC ve magnezyum arasında daha fazla ara yüze sahip olduğu ve magnezyum matrisinde $Mg_{17}Al_{12}$ fazının çökmesini hızlandıran yüksek bir dislokasyon yoğunluğu verdiği bulunmuştur. Ayrıca, yaşlandırma sertleştirme süresi ve sıcaklığının, AZ91D alaşımı ve kompozitlerinin sertleştirilmesinde çok önemli bir rol oynadığı bulunmuştur.

Aynı tekniği kullanarak, Wang ve arkadaşları, başarıyla (TiB₂ TiC) / Mg matris kompozitlerini imal etmiştir. Fabrikasyon kompozitler üzerinde mikroyapı ve gerilme karakterizasyonları yapılmıştır. Sonuçlar, (TiB₂-TiC) / Mg kompozitlerinin süneklilik daha düşükken, ısıtılma işlem görmüş AZ91 alaşımlarından daha yüksek modül, % 0.2 YS ve UTS'ye sahip olduğunu ortaya koymuştur.

Aynı zamanda, Zhang ve arkadaşları, aynı tekniği (RD) kullanarak TiB₂ ve TiC seramik parçacıkları ile güçlendirilmiş Mg-MMK'leri başarıyla üretmiştir. Parçacıkların, takviyelerin ince boyutu, magnezyum ve takviyeye arasındaki iyi ıslanabilirlik ve karıştırma parametrelerinin doğru seçilmesinden dolayı matris içerisinde düzgün bir şekilde dağıldığını gözlemlediler. Ayrıca, sonuçlar, imal edilen kompozitlerin, güçlendirilmemiş matris alaşımına kıyasla geliştirilmiş mekanik özelliklere sahip olduğunu ortaya çıkarmıştır. Öte yandan, kırılma gözlemlenmiştir ve bu, magnezyum matrisinin HCP kristal kafesi ve kırılma takviye partiküllerinin varlığına bağlanabilir.

3.2.4. Reaktif Kendiliğinden İnfiltrasyon (RSI)

Reaktif kendiliğinden infiltrasyon veya yerinde reaktif infiltrasyon tekniği, MMK'lerin üretimi için kullanılan yenilikçi bir prosestir. Bu teknikte, aynı anda gerçekleşen iki işlem vardır. Birincisi, dışardan uygulanan basınç olmadan, erimiş metalin kılcal etkisi ile preform yoluyla sızmasıdır. İkincisi, takviye fazlarını sentezlemek için başlangıç tozları ve erimiş metal arasındaki yerinde reaksiyondur. Son olarak, çok ince ve termodinamik olarak stabil takviye edici bir seramik faz ile güçlendirilmiş MMK'ler üretilebilir.

Seramik parçacıklarla güçlendirilmiş magnezyum matris kompozitler, bu teknik ile maliyette büyük düşüş ile başarılı bir şekilde üretilmiştir. Böylece, bu teknik diğer MMK'lerin yüksek maliyet probleminin üstesinden gelebilir. Ayrıca, bu oldukça basit bir işlemdir.

Erimiş metalin preform içine kendiliğinden sızması, sıvının ıslanabilirlik veya ıslanma denilen katı yüzey üzerinde ıslanma veya yayılma yeteneğine bağlıdır. Genel olarak,

bu ıslatma davranışı kompozitlerin imalatında dikkate alınmalıdır, çünkü takviye partikülleri ve matris arasındaki bağ kuvvetli bir şekilde buna bağlıdır.

3.3. Mg MMK'LERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Daha önce belirtildiği gibi, magnezyum veya magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri, çekme dayanımı ve young modülü, TiC ve TiB₂ parçacıkları gibi matris malzemesine uygun seramik güçlendirici parçacıklar eklenerek iyileştirilebilir. Ancak aynı zamanda, bu iyileştirmenin süneklik ve ek maliyet gibi diğer özelliklerde azalmaya karşı tartılması gerekir.

3.3.1. Çekme Dayanımı

Genel olarak, magnezyum matris kompozitlerin sertliği, gerilme dayanımı ve aşınma direnci, süneklik azalırken, takviye veya kısa elyafların hacim yüzdesini artırarak artar. Tek bir takviyeden daha fazla tipte parçacık veya wisker içeren hibrit takviyelerle daha büyük kuvvetlendirici etki elde edilebilir. Magnezyum matris kompozitlerindeki kuvvetlendirme mekanizmaları, partikül güçlendirme, iş sertleşmesi, yük transferi ve matris alaşımının tane inceltmesi sayesinde elde edilir. İnce ve sert parçacıkların matristeki dağılımı, yer değiştirme hareketini önemli ölçüde bloke eder ve dolayısıyla malzemeyi güçlendirir. Kompozit gerildiğinde, iş sertleşmesi, matris ve takviye arasındaki gerilme uyumsuzluğundan dolayı yüksek bir yer değiştirme yoğunluğu oluşturarak gerçekleşir. Ayrıca, magnezyum kuvvetinin tane büyüklüğüne oldukça duyarlı olduğu söylenebilir. Böylece, hem Mg alaşımları hem de bunların kompozitleri için oda sıcaklığında daha yüksek mukavemet, tane inceltme ile elde edilebilir. Çizelge 3.5, TiC veya TiC-TiB₂ parçacıkları ile takviye edilmemiş alaşımlı veya takviyeli ticari olarak temin edilebilen magnezyum matrisinin tipik özelliklerinin bir karşılaştırmasını göstermektedir.

Çizelge 3.5. Bazı in-situ magnezyum matris kompozitlerin oda sıcaklığında mekanik özellikleri.

Malzeme	E (GPa)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)
AZ91	45	97	165	2.5
AZ91-5 % TiC	47.5	106	197	1.9
AZ91-8 % TiC	49.1	113	225	1.2
AZ91-10 % TiC	50.7	114	232	1.1
AZ91-8 % (TiC-TiB ₂)*	53	95	298	2.4

Seramik kompozitlerin matris alaşımına katılmasıyla, bütün bu kompozitlerin, takviye edilmemiş alaşımdan daha yüksek bir güce sahip oldukları açıktır. Yine Çizelge 3.6'de gösterildiği gibi, AZ91 alaşımına kıyasla, ağırlıkça % 8 TiC / AZ91'in mekanik özellikleri, tane inceltme ve kompozitlerdeki yüksek yer değiştirme yoğunluğu nedeniyle iyileşir.

Çizelge 3.6. %8 ağırlık TiC / AZ91D matris kompozit ve AZ91D alaşımının mekanik özellikleri.

Malzeme	E (GPa)	Tane Boyutu (µm)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)
AZ91	45±0.5	62±2	95±0.5	198±0.5	2.5±0.5
AZ91-8 % TiC	49.1±0.5	12±2	115±0.5	235±0.5	1.0±0.5

3.3.2. Süneklik

Genel olarak, sert seramik partiküller, sert partiküllerin yer değiştirme hareketine karşı direnç nedeniyle, magnezyum matris kompozitlerin esnekliğini azaltır. Seramik takviyeli magnezyum matris kompozitlerinin aksine, element metalik tozlarla takviye edilmiş magnezyum matris kompozitleri, partiküllerin ve arayüzün kırılma ihtimalinin azalması nedeniyle çok daha iyi bir sünekliğe sahiptir. Çizelge 3.5 ve 3.6'da gösterildiği gibi, sert seramik takviye partiküllerinin eklenmesi ile uzama azalır.

3.3.3. Sertlik

Jiang ve arkadaşları, % 10 hacimce TiC ile güçlendirilmiş AZ91 matris kompozitinin sertliğinin, takviye edilmemiş matris alaşımına kıyasla ~% 40 arttığını belirtmiştir. Aynı zamanda Ma ve arkadaşları, güçlendirilmemiş AZ91D matrisine kıyasla, ağırlıkça % 5.5 TiC-TiB₂ parçacıkları ile güçlendirilmiş AZ91'in sertliğinin yaklaşık % 42 arttığını göstermiştir. Üstelik, Zhang ve arkadaşları, ağırlık olarak % 8 oranında TiC TiB₂ parçacıkları ile takviye edilmiş Mg MMK'lerin sertliğinin, takviye edilmemiş AZ91D'ninki ile karşılaştırıldığında yaklaşık % 60 oranında iyileştirildiğini bulmuşlardır.

Sertlikteki artışın (a) matristeki TiC veya TiC-TiB₂ partiküllerinin varlığına ve (b) bu partiküllerin varlığından dolayı matrisin lokalize plastik deformasyonuna daha yüksek bir direnç gösterdiği sonucuna varılabilir.

3.3.4. Young's Modülü

Zhang ve arkadaşları, kuvvet, esneklik ve young modülü gibi çok çeşitli mekanik özelliklerin matristeki takviye partiküllerinin hacim yüzdesini kontrol ederek elde edilebileceğini bulmuştur. Sonuçlar, Young'un modülünün % 10'luk TiC AZ91D alaşımını güçlendirdiğinde 50.7GPa'ya yükseldiğini ortaya koymuştur. Ayrıca, Zhang ve arkadaşları, Young'ın modülünün, ağırlıkça % 8'lik TiC takviyeli AZ91 alaşımını güçlendirdiğinde 49.1GPa'ya yükseldiğini bulmuştur. Ayrıca, Zhang ve arkadaşları, Young'ın modülünde, güçlendirilmemiş AZ91 alaşımını için 45 GPa'dan ağırlıkça % 8 TiC-TiB₂ parçacıkları ile güçlendirilmiş kompozit için 53 GPa'ya önemli bir artış bildirmişlerdir.

3.3.5. Aşınma Direnci

Aşınma direncinin gerekli olduğu uygulamalar için MMK'ler gibi farklı mühendislik malzemeleri kullanılmıştır. Bu malzeme türü, matrisin tokluğunun yanı sıra, optimum aşınma direnci sağlayan takviye partiküllerinin sertliği ile birleşmesinden dolayı

tribolojik uygulamalarda çekicidir. Aşınma direncinin malzemenin sertliğine ve gücüne bağlılığı Archard'ın denkleminde şu şekildedir:

$$Q = \frac{KWL}{H} \quad (3.4)$$

Q, üretilen toplam aşınma debisinin hacmi, W toplam normal yük, H en yumuşak temas eden yüzeylerin sertliği, K ise boyutsuz bir sabittir ve L kayma hızıdır.

MMK'lerin tribomalzeme olarak rekabet avantajları arasında, özel mühendislik mukavemeti ve sertliği olan bir kompoziti üretme yetenekleri bulunmaktadır. MMK'lerin aşınma direnci, uygun takviye parçacıklarının seçimine bağlıdır. Ayrıca, sürtünme ısını dağıtmak için aşınma direncinin yüksek termal iletkenlik gibi diğer özelliklerle birleştirilmesi önemlidir.

Magnezyum matrisinin aşınma direncini arttırmaya çalışırken, bu kompozitlerin aşınma direncini araştırmak için TiC parçacıkları ile güçlendirilmiş magnezyum matris kompozitleri üzerine birçok çalışma yapılmıştır. Daha fazla araştırma için, Xiu ve arkadaşları, AZ91 alaşımının ve yerinde üretilmiş TiC / AZ91 matris kompozitlerinin kayma aşınma davranışını incelemiştir. Her iki malzemede de aşınma hacmi kaybı ve sürtünme katsayısının yük ve zamanı artırarak arttığını buldular. Bununla birlikte, kompozitin aşınma direnci, AZ91 alaşımından daha yüksektir ve TiC içeriği ile artar.

Daha sonra, Yao ve arkadaşları ayrıca AZ91D ve spreylendirme ile üretilen TiC / AZ91 kompozitlerin aşınma davranışını da araştırdılar. Ayrıca, baskın aşınma mekanizmasının düşük yükte (10N) oksidatif bir mekanizma olduğu, daha yüksek yükte (50N), delaminasyonun baskın olduğunu belirleyen farklı uygulamalı yüklerde aşınma mekanizmasını incelediler. Bununla birlikte, yazarlar Young'ın matris modülünü ve bu çalışma hakkında şüphe uyandıran kompozit için gerçekçi olmayan değerler bildirmiştir.

Kompozitin aşınma davranışı ve takviyeli olmayan matrisin tüm çalışmalarında aşınma direncinin sertliği arttırdığı malzemenin sertliğine güçlü bir şekilde bağlı

olduğu görülmektedir. Öte yandan, (TiC-TiB₂) / Mg matris kompozitlerin aşınma direncinin araştırılması çalışmaları halen sınırlıdır. Daha önce belirtildiği gibi, Ma ve arkadaşları, TiB₂ ve TiC parçacıkları ile takviye edilmiş imal edilmiş magnezyum matris bileşiklerinin aşınma direncini araştırmış ve kompozitin, alaşımdan daha yüksek sertliğe sahip olduğu ve buna paralel olarak aşınma direncinde bir gelişme görüldüğünü belirtmişlerdir.

3.4. Mg MMK'LERİN KOROZYON DAVRANIşLARI

Mg çok düşük standart elektrot potansiyeli nedeniyle en aktif metallerden biridir. Bu sayede düşük korozyon dayanımına sahip olması nedeniyle, Mg esaslı malzemelerin konstrksyon uygulamalarında kullanımı önemli oranda kısıtlanmaktadır. Ancak Mg'nin yüzeyinde oluşan oksit tabakası korozyona karşı koruma sağlamaktadır.

Mg alaşımlarının düşük korozyona sahip olmasının 2 sebebi vardır. Birincisi, ikincil fazların ve empüritelerin sebep olduğu galvanik korozyondur. İkincisi, Mg yüzeyinde oluşan hidroksit tabakasının Al ve paslanmaz çeliğin zerindekinden daha az kararlı olmasıdır.

Mg MMK'lerde SiC, TiB₂ gibi takviye malzemeleri inert elektrotlar olarak davrandıkları için inert malzemeler olarak bilinmektedir. Yeterli bir iletkenlikte bir metal galvanik çift oluşturduğunda çok hızlı bir şekilde korozyona uğramaktadır.

BÖLÜM 4

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, ticari olarak temin edilen AZ91 magnezyum alaşımları matris olarak kullanılmıştır. Sonrasında farklı oranlarda grafen nano plaka (%0,25, % 0,5 ve %1) içeren TiB₂ partikülleri vakum destilasyon yöntemi ile hazırlanmış ve 7 mm çapındaki paslanmaz tüp içerisinde hazırlanan preforma, üretilen matris alaşımları basınçlı infiltrasyon tekniği kullanılarak infiltre edilmiştir. Son olarak analiz edilen numunelerin hacimce bileşenleri Çizelge 4.1 de sunulmuştur.

Çizelge 4.1. Üretimi gerçekleştirilen numunelerin hacimce % bileşen miktarları.

Kompozitler	Hacimce Bileşim (%)		
	TiB ₂	GNP	AZ91
N1	0	0	100
N2	50	0	50
N3	49,75	0,25	50
N4	49,5	0,5	50
N5	49	1	50

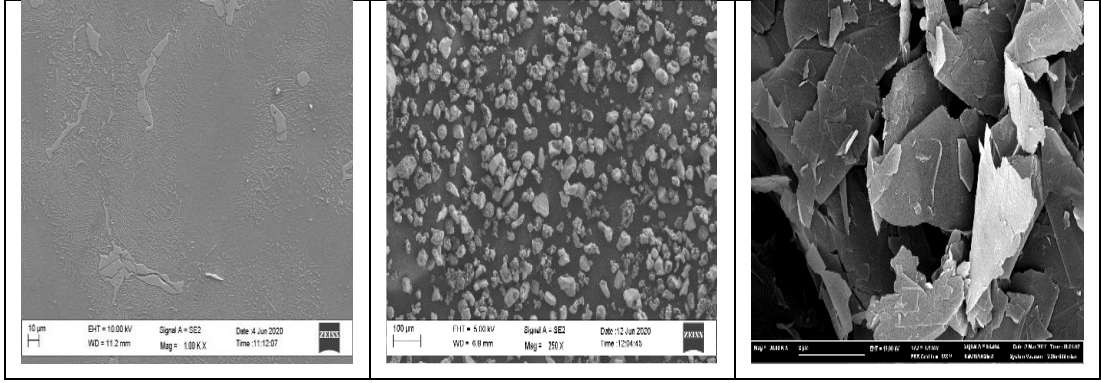
4.1. DENEYSEL MALZEMELER

Matris elemanı olarak kullandığımız AZ91 magnezyum alaşımların kimyasal bileşimi Çizelge 4.2’de verilmiştir.

Çizelge 4.2. AZ91 magnezyum alaşımı kimyasal bileşimi.

Alaşım	Al	Fe	Mn	Ni	Zn
AZ91	9	0,005	0,33	0,002	0,7

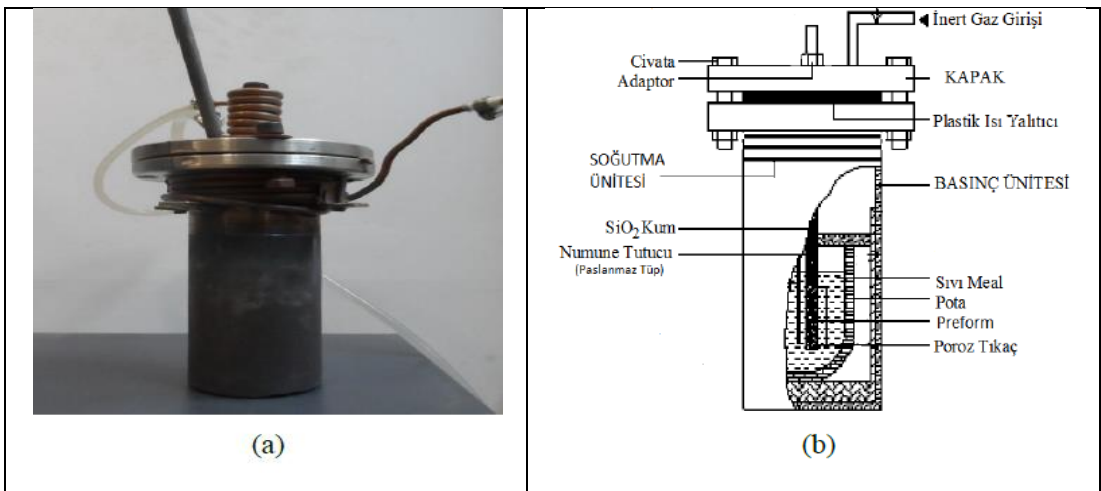
Kullanılan TiB₂ partikülleri ortalama 40 mikron tane boyutuna sahiptir. Takviye partikülleri ve matris elemanının SEM görüntüleri Şekil 4.1 de gösterilmiştir.



Şekil 4.1. a) AZ91 Alaşımı, b) TiB₂ Partikülleri, c) Grafen nano plakalar.

4.2. KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ

Karabük Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü öğretim üyesi Dr. Öğr. Üyesi Engin ÇEVİK tarafından geliştirilen, Şekil 4.2’de gösterilen basınçlı infiltrasyon sisteminde kompozit malzemelerin üretimi gerçekleştirilmiştir. İnfiltrasyon ünitesi 230 mm uzunluğuna, 70 mm çapına sahiptir. Malzemenin üretiminde 10 mm dış çapında, 7 mm iç çapında ve 400 mm uzunluğunda paslanmaz borular kullanılmıştır. Paslanmaz borunun ucu alümina filtre ile kapatılmıştır. Paslanmaz tüplerin içerisi Ø7x45 mm uzunluğunda preformlar elle vibrasyon uygulanarak doldurulmuştur. Üretimin sırasında preformların dağılması için preformun üstü alümina filtre ile kapatılmıştır ve boruda boş kalan kısım silis kumu ile doldurulmuştur.



Şekil 4.2. Kompozit malzemelerin üretiminde kullanılan infiltrasyon ünitesine ait a) makro ve b) şematik görünüm.

AZ91 magnezyum alaşımları potanın içerisine yerleştirildikten sonra infiltrasyon düzeneği elektrik resistanslı fırın içerisine yerleştirilerek düzeneğin kapağı kapatılmıştır. İstenilen infiltrasyon basıncının sağlanabilmesi için ünite ile kapak arasında plastik conta kullanılmıştır. İnfiltrasyon düzeneği hazır hale getirildikten sonra AZ91 magnezyum alaşımı ergime gerçekleşmesi için gerek olan 750°C'ye ulaştırılmış ve tam ergimenin gerçekleşmesi için bu sıcaklıkta 1.5 saat beklenmiştir. Fırın ilk çalışmaya başladığı andan itibaren inert gaz ortamının sağlanması için düzeneğin içerisinden SF6 gazı geçirilmiştir. Paslanmaz boru içerisinde hazırlanan preformlar pota içerisindeki eriyiğin içerisine daldırılarak 2 dakika boyunca argon gazı ile 8 bar infiltrasyon basıncı uygulanarak tutulmuştur. Daha sonra argon gazı üniteden serbest bırakılmıştır. İnfiltrasyon ünitesinden çıkartılan kompozit malzemelerin havayla temasını önleme amacıyla döküm kumunun içerisinde daldırılarak soğumaya bırakılmıştır. Oda sıcaklığına ulaşan paslanmaz borular torna ile yüzeyden temizlenmiş ve kompozit malzemeler elde edilmiştir. Üretilen kompozitlere ait makro fotoğraflar Şekil 4.3' gösterilmektedir.



Şekil 4.3. Üretilmiş olan magnezyum matrisli kompozit malzeme.

4.3. MİKROYAPI İNCELEMELERİ

Üretilen kompozit malzemeler istenilen ölçülere getirmek için elmas diskli kesme cihazı ile kesilip Stuers markalı cihaz ile sıcak bakalite alma işlemi gerçekleştirilmiştir. Struers marka olan otomatik zımpara-parlatma makinesi ile kabadan inceye olacak şekilde (240-1200 mesh SiC) zımparalanarak sonrasında 3 µm ve 0,3 µm alümina ile parlatma işlemi yapılmıştır. Parlatılan numuneler temizlendikten sonra nital çözeltisi ile dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Yapılan bu işlem sonrasında Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem adlı cihazda SEM görüntüleri alınmıştır.

4.4. XRD ANALİZİ

Kesilip yüzeyleri zımparalanmış kompozit numunelerin analizleri Rigaku Ultra IV marka XRD cihazında 40 kv jeneratör gerilimi, 30 mA akımda 20°-90° aralığında ve 0,02 adım tarama boyutlu 2 derece/dk. hızda gerçekleştirilmiştir.

4.5. SERTLİK VE BASMA TESTİ

Sertlik ölçümleri Brinnel sertlik ölçme yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Ölçümde 2,5 mm çapında çelik bilye ucu ile 31,25 kg yük 10 saniye uygulanarak tamamlanmıştır. Bu ölçümde Qness/Q250M üniversal sertlik cihazı kullanılmıştır. Ölçümlerin doğruluğunu kanıtlamak için numunelerin 10 bölgesinden uygulanmış ve sonuçlar kısmında ortalamaları raporlanmıştır.

Basma testleri Zwick/Roell marka 600 KN yük kapasitesine sahip çekme cihazının basma aparatı kullanılarak 120N ön yük altında 1 mm/dk basma hızında gerçekleştirilmiştir.

4.6. YOĞUNLUK ÖLÇÜMÜ

Yoğunluk ölçümü Arşimet prensibine göre gerçekleştirilmiştir. Teorik yoğunluk ise karışımlar prensibine göre ölçülürken bu verilerden istifade edilerek % porozite miktarları belirlenmiştir.

4.7. AŞINMA TESTİ

Kompozit numuneler 7 mm çap 8 mm uzunlukta kesildikten sonra Karabük üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü'nde bulunan Struers marka cihaz ile sıcak bakalite alma işlemiyle bakalite alınmıştır. Numunelerin aşınma testi lineer hareketli ball on disk yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Kompozit numunelere karşılık olarak 5 mm çapında AISI 52100 çelik bilye kullanılmıştır. Test sonrasında hacimce kayıplar raporlanmıştır. Aşınma testinden sonra aşınmış yüzeyler SEM (Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem) ile incelenmiş ve EDS analizleri yapılmıştır.

4.8. KOROZYON TESTLERİ

Kompozit numunelere potansiyodinamik ve daldırma korozyonu olmak üzere 2 farklı korozyon testi uygulanmıştır.

4.8.1. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi

Potansiyodinamik polarizasyon testi Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde bulunan PARSTAT 4000 cihazında %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan kompozit numuneler tutma amaçlı önü ve arkası açık şekilde bakalite alınmıştır. Daha öncesinde hazırlanmış olan tutucu sayesinde numuneler cihaza yerleştirilerek testler uygulanmıştır. Karşıt elektrot olarak bir çift grafit çubuk ve serbest korozyon potansiyeli ölçümlerinde referans elektrot olarak doygun kalomel elektrot (SCE) kullanılmıştır. Testler oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Testlerde açık devre (OC) değerini belirlemek için numunelere -400mV, 900 saniye uygulanmıştır. Testler sonucunda korozyon oranı mm/yıl türünden Faraday kanunundan yararlanarak aşağıdaki formül ile hesaplanmıştır;

$$CR = 3,27 \times 10^{-3} \times I_{corr} \times (EW) / d$$

CR korozyon oranı (mm/yıl),

I_{corr} (korozyon akım yoğunluğu ($\mu A/cm^2$)),

EW eşdeğer ağırlık (gr) ve

d yoğunluğu (gr/cm^3) vermektedir.

4.8.2. Daldırma Korozyon Testi

Hazırlanmış olan kompozit numuneler ilk olarak hassas terazi ile tartılmıştır. Sonra oda sıcaklığında cam kavanoz içerisinde %3,5 NaCl içeren saf su ile hazırlanmış olan karışımın içerisine polimer filenin içerisine konularak daldırılmıştır. Kompozit numuneler 3,6,12,24. Saatlerde cam kavanozdan çıkartılıp saf su yardımı ile 5 dakika temizlendikten sonra alkol ve kurutma sonrasında hassas terazi ile tartılmıştır. Tartım yapıldıktan sonra numuneler tekrardan polimer filenin içerisine konarak cam kavanoz içerisinde çözeltiliye daldırılarak ölçümler belirtilen saatlerde tekrar yapılmıştır. 24

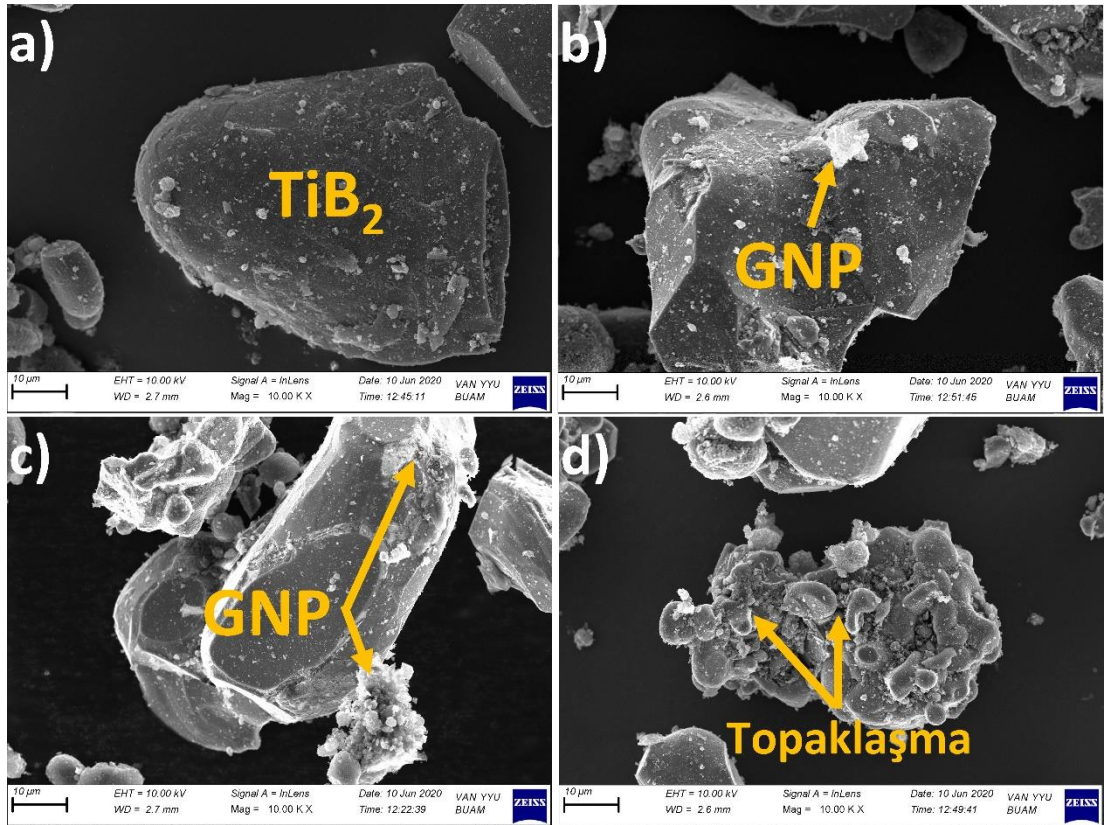
saatinde sonunda numunelerden EDS donanımlı SEM mikroskobu ile yüzey görüntüleri alınmıştır. Test sonunda ağırlık kayıpları dikkate alınarak ilave edilen grafen miktarına bağılı olarak korozyon davranışları “belirlenmiştir.

BÖLÜM 5

DENEYSEL SONUÇLAR

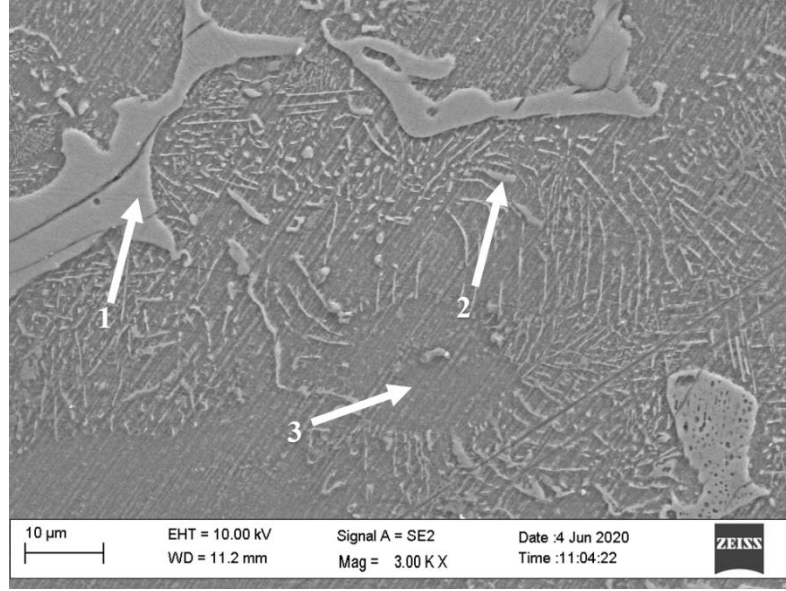
5.1. METALOGRAFİK İNCELEME

Yapmış olduğumuz tez çalışmasında incelenecek numunelerin üretimi iki ana aşamada gerçekleştirilmiştir. İlk aşamada takviye edilecek TiB_2 partiküllerine farklı oranlarda grafen nano plakalar vakum destilasyon yöntemi ile bağlanmıştır. Şekil 5.1’ de grafen ilave edilmemiş ve belirtilen oranlarda grafen ilavesinde bulunmuş TiB_2 partiküllerine ait görüntülere yer verilmiştir.



Şekil 5.1. Titanyum diborür ile grafen nano plakaların karışımı a) %0, b) %0,25, c) %0,5 ve d) %1.

Şekil 5.2 de ise matris elemanı olarak kullandığımız AZ91 alaşımına ait SEM fotoğrafı ve Çizelge 5.1 de ise bu yapı üzerinde belirtilen noktalara ait EDX analizi yer almaktadır.

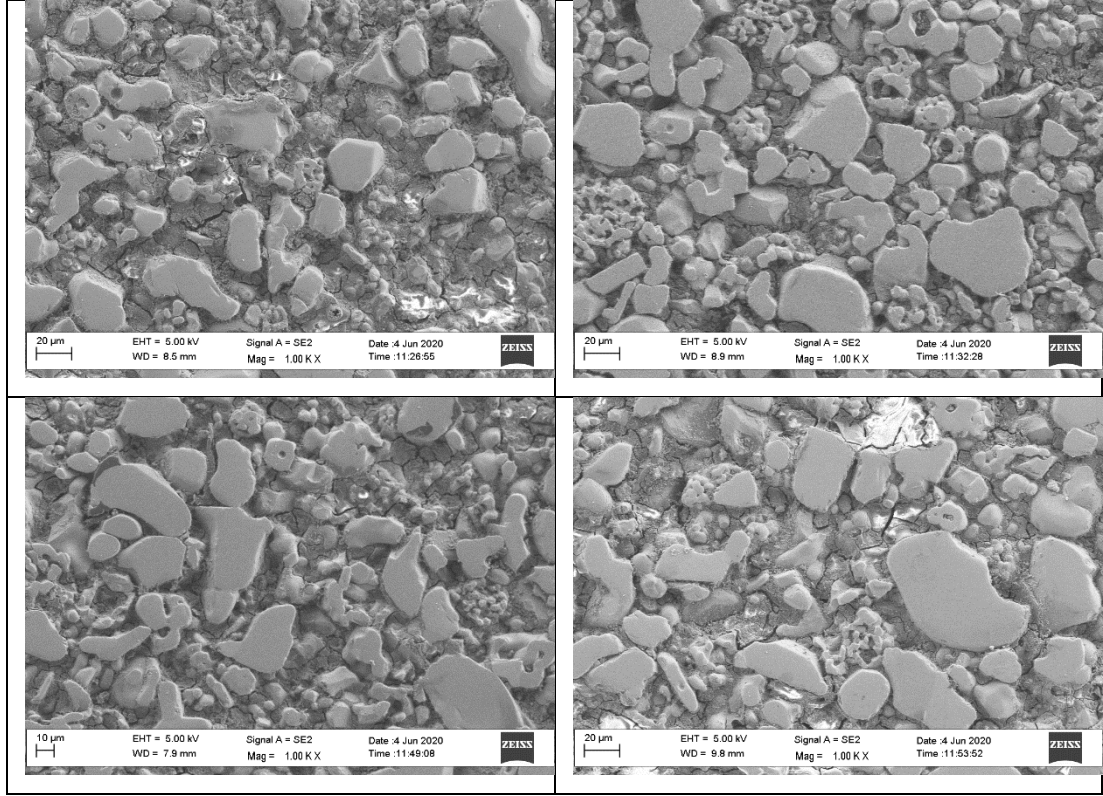


Şekil 5.2. AZ 91 alaşımına ait 3.00K X SEM fotoğrafı.

Çizelge 5.1. EDX analiz sonuçları.

Spektrum	O	Mg	Al	Zn
1	2,61	56,71	34,12	7,06
4	4,43	84,07	8,81	2,69
5	6,98	81,38	9,07	2,57

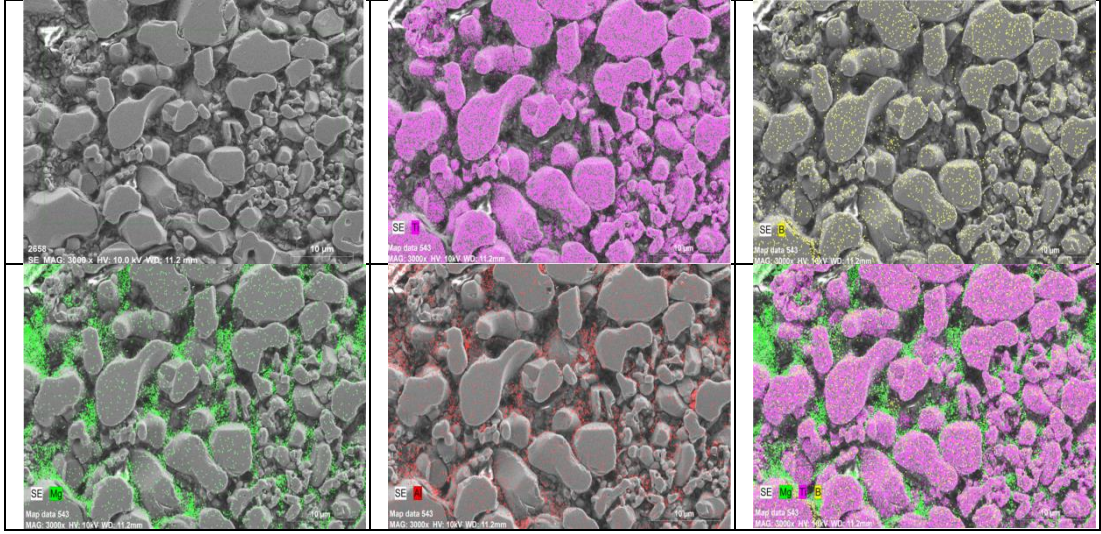
İkinci aşamada ise AZ91 magnezyum alaşımı matris elemanı olarak kullanılarak, hazırlanan bu toz karışımlarla beraber hibrit kompozitler üretilmiştir. Metalografik olarak incelediğimiz kompozitlere ait SEM görüntüleri Şekil 5.3’de gösterilmektedir.



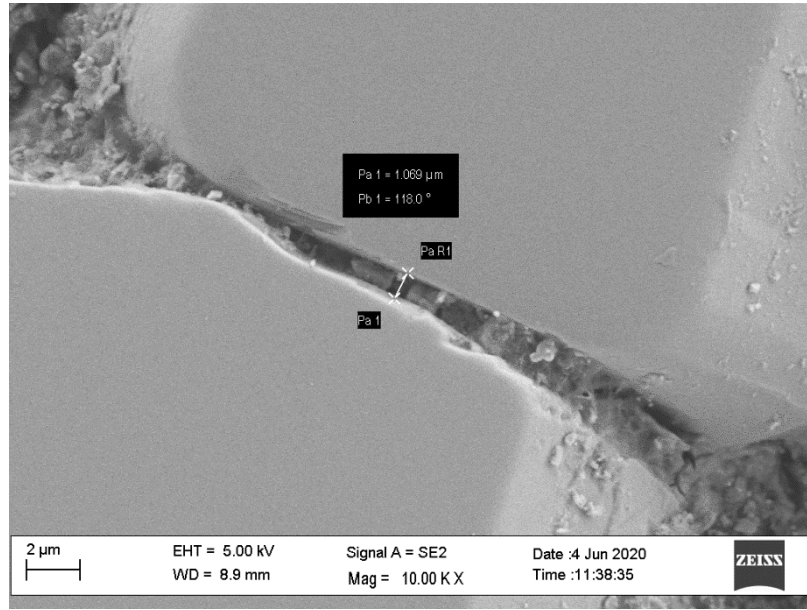
Şekil 5.3. a) AZ91+TiB₂, b) % 0,25GNP+AZ91+TiB₂, c) % 0,5+AZ91+TiB₂ ve d) % 1+AZ91+TiB₂

Kompozitler için verilen görüntülerin tamamında TiB₂ takviyesinin yapı içerisinde homojen olarak dağıldığı görülmektedir. Takviye elemanının iki büyüklüklü ortalama tane boyutuna sahip olduğu görülmekle beraber grafen ilavesinin oluşan porozite miktarını arttırdığı görülmektedir.

Şekil 5.4. de gördüğümüz 0,25 grafen ilave edilerek hazırlanan N3 kodlu numuneden alınan SEM fotoğrafı üzerinden yapılan mapping analizi üretimde homojen dağılımın sağlandığını destekler niteliktedir.

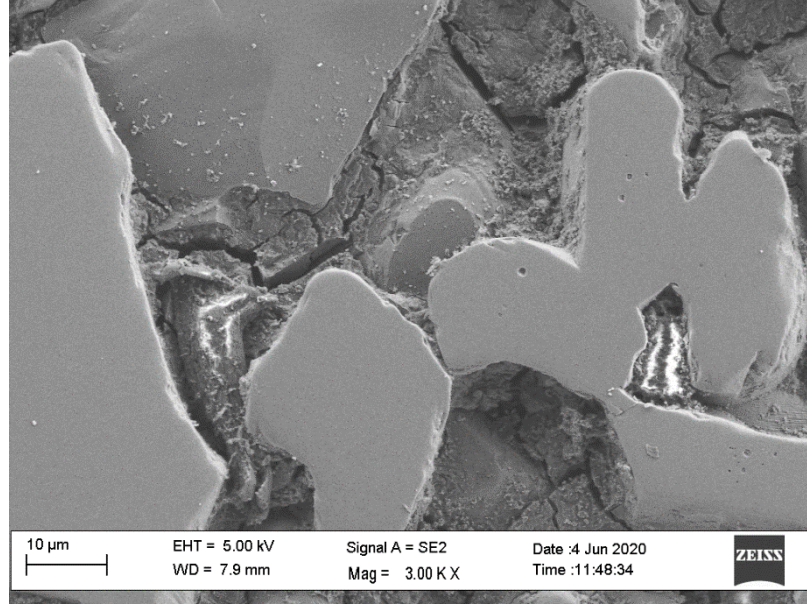


Şekil 5.4. % 0,25GNP+AZ91+TiB₂ alaşımına ait mapping analizi.



Şekil 5.5. N3 kompozitinin 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsü.

Şekil 5.5 de % 0,25 grafen içeren kompozitten alınan 10.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsünden de görüleceği üzere oldukça birbirine yakın partiküllerin arasına dahi sıvı metal difüzyonunun gerçekleştiği görülmüştür. Bu sonuç oldukça yüksek takviye içeriğine rağmen infiltrasyon işleminin başarılı olduğunu takviye matris arası etkileşimin tam anlamıyla sağlandığını göstermektedir.

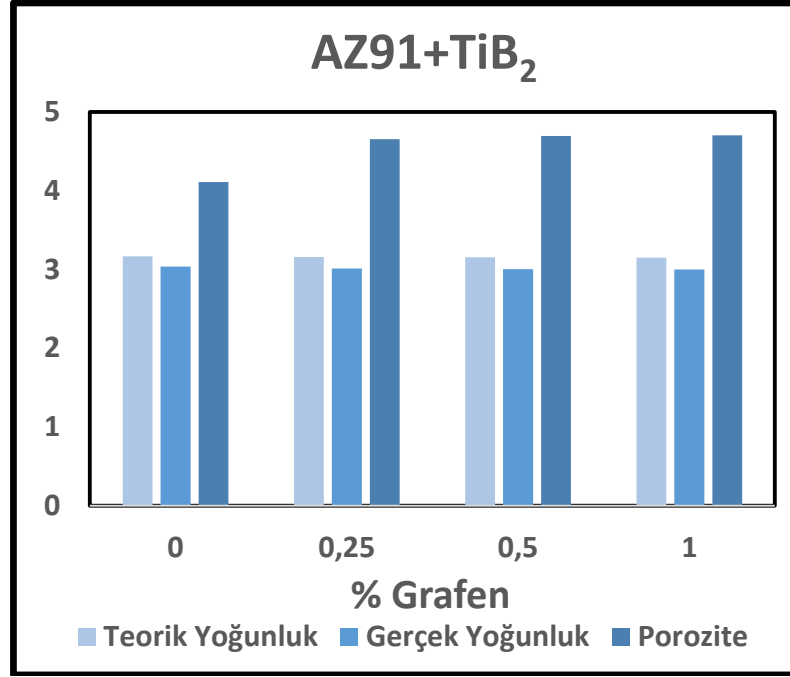


Şekil 5.6. N3 kompozitinin 3.00 KX büyütmedeki SEM görüntüsü.

Ancak Şekil 5.6' dan de görülebileceği gibi takviye ve matris arasındaki soğuma hızındaki farklılıklardan kaynaklı olduğunu düşündüğümüz mikro çatlaklar meydana gelmektedir.

5.2. YOĞUNLUK VE POROZİTE SONUÇLARI

Yoğunluk ve porozite malzemenin mekanik özelliklerini doğrudan etkilemesi sebebiyle kompozitlerin bilinmesi gereken özelliklerinden biridir. Bu sebeple teorik yoğunlukları karışımlar, deneysel yoğunlukları ise Arşimet kuralından faydalanılarak hesaplanmıştır. Bu veriler ışığında porozite değerleri hesaplanmış ve elde edilen sonuçlar Şekil 5.7' de sütun grafiği olarak verilmiştir. Elde edilen bu sonuçlara göre grafen ilave edilmediğinde %4,1 olarak ölçülen porozite değeri grafen ilavesi ile artış göstermektedir. Şöyle ki %1 grafen ilavesinde porozite miktarı %4 oranında artış göstererek %4,7'ye yükselmiştir.

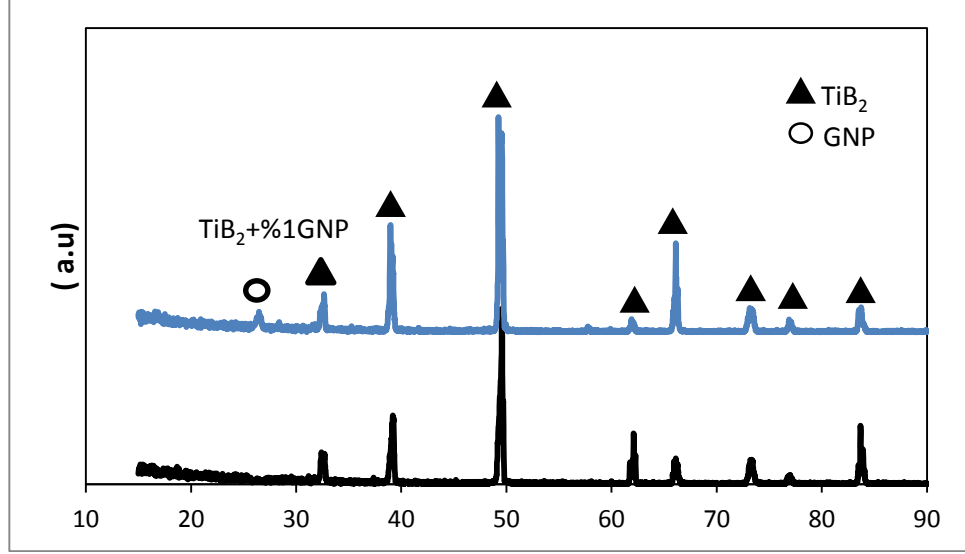


Şekil 5.7. Kompozit numunelerin yoğunluk sonuçları.

Bu sonuçlara göre grafen ilavesi ile matris ve takviye arasında ıslatabilirliğin olumsuz yönde etkilendiği ve bu sebepten dolayı porozite miktarında artışlar görüldüğü düşünülmektedir [84].

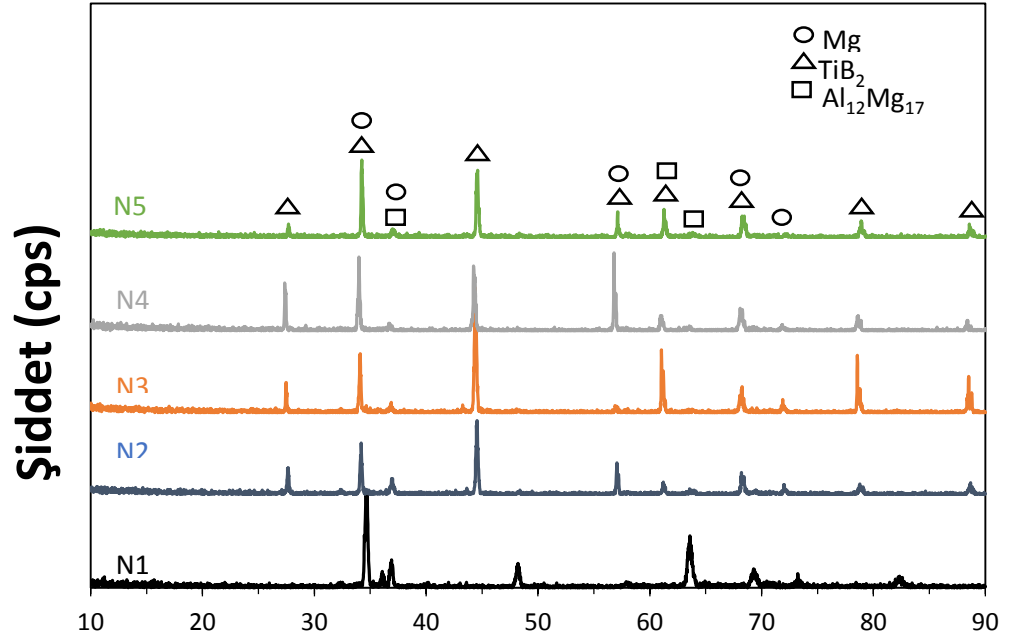
5.3. XRD ANALİZLERİ

XRD analizi ile partikül ve kompozitlerin kristolografik özellikleri belirlenmiştir. Şekil 5.8' de TiB₂ partiküllere vakum destilasyon yöntemi ile % 1 grafen ilavesi sonrası yaklaşık 26° 'de gözlemlediğimiz pikin grafene ait olduğu belirlenmiştir. Diğer piklerin ise TiB₂' ye ait olduğu yani herhangi bir safsızlık içermediği kanıtlanmıştır.



Şekil 5.8. TiB_2 ve grafen tozlarının XRD analiz sonuçları.

Şekil 5.9 ise matris alaşımı ve farklı oranlarda grafen ilavesi ile hazırladığımız kompozit numuneleri üzerinde yapmış olduğumuz XRD analizleri yer almaktadır. X-ışını kırınımına baktığımızda matris elemanında $Al_{12}Mg_{17}$ bileşiği tespit edilmiştir. Üretilen kompozitlerde ise matris ve $Al_{12}Mg_{17}$ fazlarına ilaveten TiB_2 fazı görülmüştür. Bunun dışında herhangi bir pik gözlenmemiştir. Bu durum bize üretim aşamasında takviye ile matris etkileşiminden kaynaklanan bir faz oluşumunun gerçekleşmediğini göstermektedir.

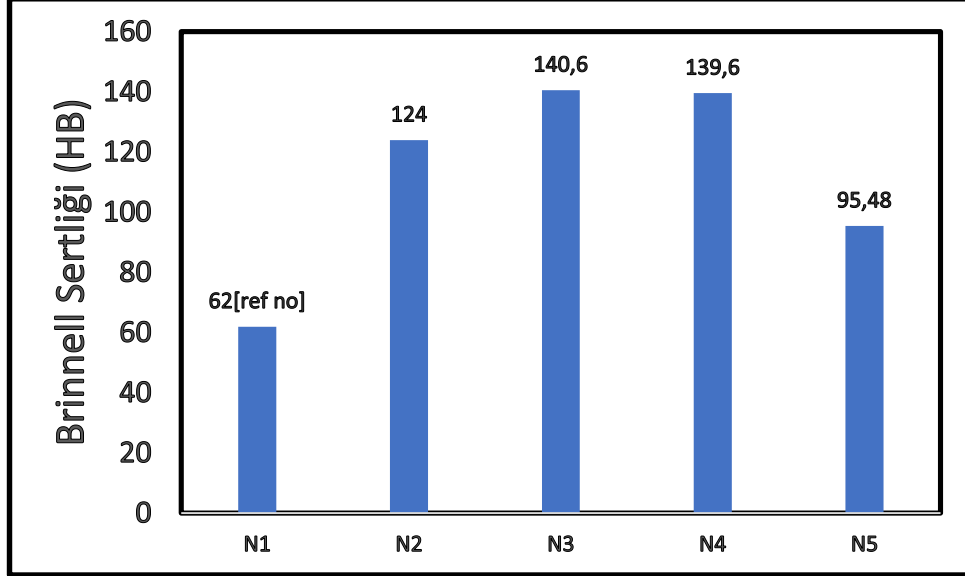


Şekil 5.9. Kompozit numunelerin XRD analiz sonuçları.

5.4. SERTLİK VE BASMA TESTİ SONUÇLARI

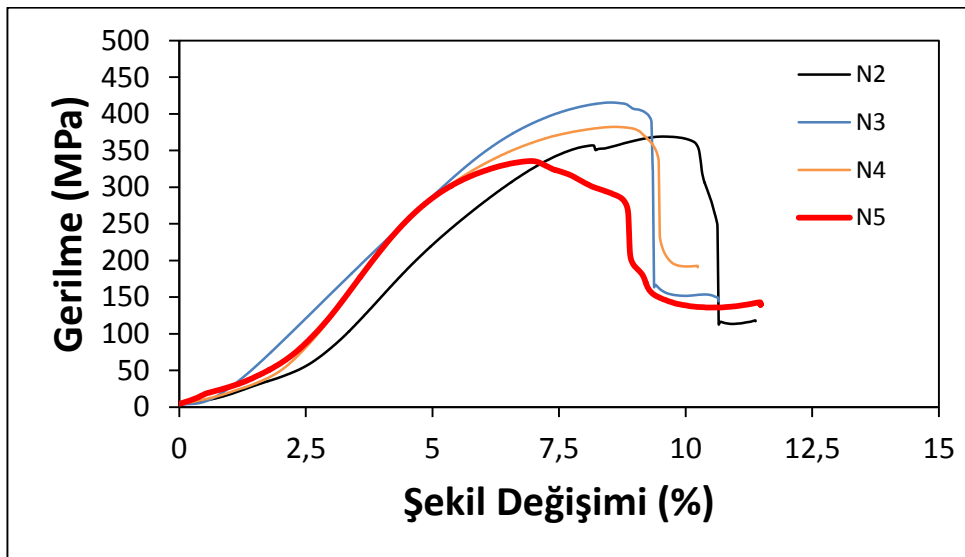
Üretilen kompozit numunelere ilişkin Brinell sertlik ölçümleri Şekil 5.10'da verilmiştir.

Yapılan sertlik testinden sonra elde edilen sonuçlara göre % 0,25' e kadar yapılan grafen ilavesinin malzemenin sertlik davranışını geliştirdiği ancak % 1 grafen takviyesinin numunelerin sertliğini önemli ölçüde düşürdüğü belirlenmiştir. Herhangi bir takviyede bulunulmamış AZ91 matrisin sertliği 62 HB olarak [85] ölçülürken TiB₂ takviyesi ile %100 oranında bir artış sağlanmış, %0,25 grafen ilavesi ile bu artışa ilaveten yaklaşık %10'luk bir artış gözlenmiştir. Fakat yapılan grafen ilavesi %0,25 oranına kadar kompozitlerin sertliğini arttırırken daha yüksek grafen ilavelerinde artan porozitenin etkisiyle sertlik değerlerinde düşüşe sebep olduğu düşünülmektedir.



Şekil 5.10. Kompozit numunelerin sertlik ölçümleri.

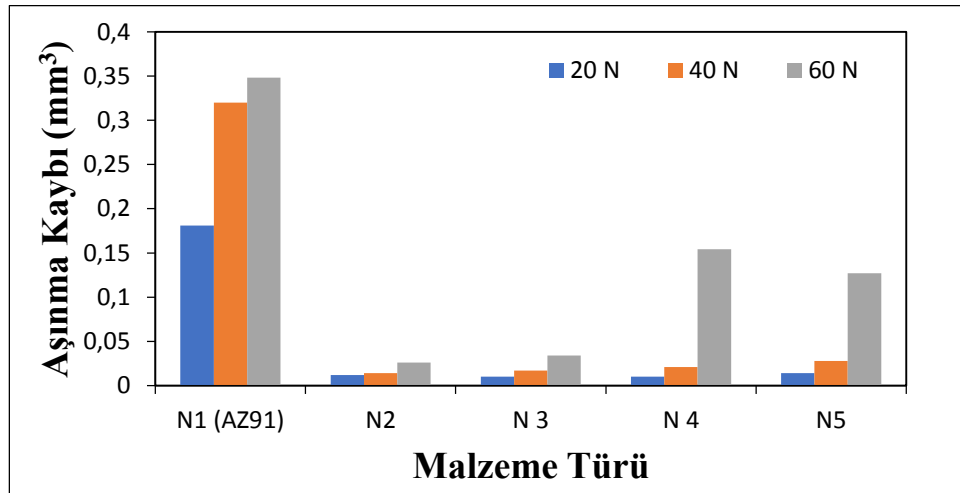
Basma testi sonuçları sertlik deneyleriyle paralellik göstermektedir. TiB_2 partiküllerine ağırlıkça %0 - 0,25 - 0,5 – 1 oranlarında grafen ilavesi sonrasında bu toz karışımları kullanılarak hazırlanan kompozitlerin maksimum basma dayanımları sırasıyla 368, 416, 382, 334 N/mm^2 olarak ölçülmüştür. Şekil 5.11' den de görülebileceği gibi en yüksek basma dayanımı 416 N/mm^2 ile %0,25 grafen içeren numunelerde ölçülmüştür. Grafen ilavesinin % deformasyon miktarlarında önemli bir etkisinin olmadığı söylenebilir.



Şekil 5.11. Basma test sonuçları.

5.5. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI

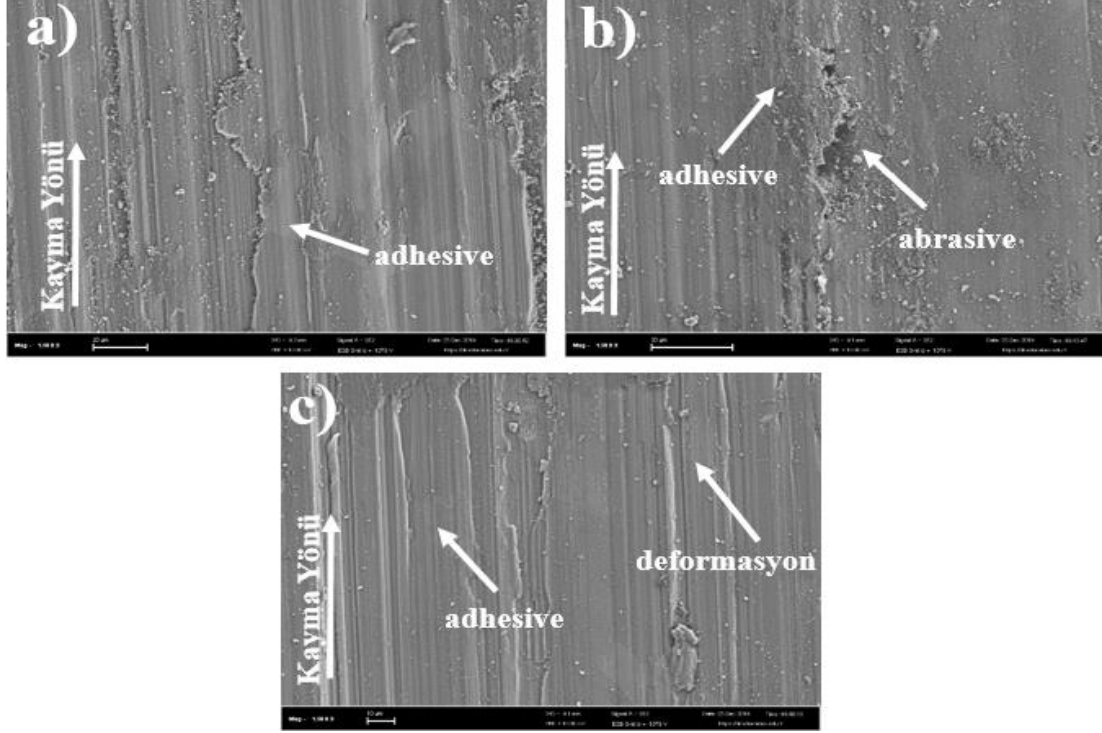
Şekil 5.12’de incelenen kompozitlerin farklı yüklere bağlı olarak aşınma hızı grafiklerini göstermektedir. Grafikten takviye elemanı olan grafenin %0.25’e kadar artmasıyla aşınma hızının azaldığı, bu oranın üzerinde ilave edilen grafenin aşınma hızını arttırdığı görülmektedir. Ayrıca artan yük ile beraber (20N’dan 60N’a) aşınma hızının tüm numunelerde arttığı görülmektedir. Aşınma sonuçları sertlik ve basma sonuçları ile paralel olarak %0,25 grafen ilavesine kadar grafenin yağlayıcı etkisiyle üretilen kompozitlerin aşınma dayanımı artarken bu oranın üzerinde ilave edilen grafenin yüksek porozitelere sebep olması ile aşınma dayanımında düşümlere sebebiyet vermektedir.



Şekil 5.12. 20N, 40N ve 60N aşınma testi sonucunda oluşan hacimce kayıp miktarları.

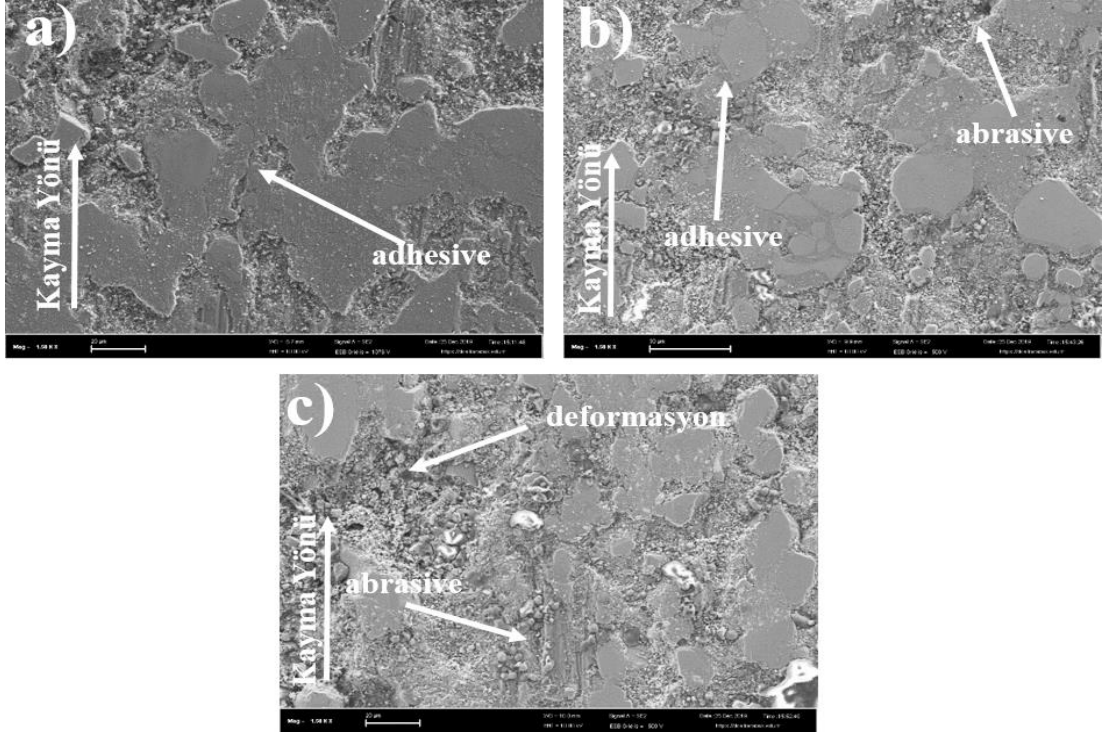
Şekil 5.13’ te AZ91 magnezyum numunenin aşınma yüzey görüntüleri gösterilmektedir. 20N yük altında kayma yönüne paralel yumuşak adhesiv aşınma görülmektedir. Artan yük ile beraber ahhesiv aşınmaya ek olarak abrasif aşınma mekanizması da görülmektedir. 60N yük uygulandığında partiküllerin yapıdan kopup yüzeyde abrasiv ve adhesiv aşınmaya ek olarak deformasyona sebebiyet verdiği görülmüştür. Şekil Ek A1, A2, A3’ de aşınmış yüzey üzerinde yapılan haritalama çalışmaları 20 ve 40N yük altında kısmi olarak oksidasyonun gerçekleştiği fakat uygulanan yükün 60 N’ a çıkmasıyla oksit tabakası oluşmaya fırsat bulamamıştır ve yüksek oranlarda aşınma kayıpları gerçekleşmiştir. Karşı malzeme de AZ91 alaşımına

göre çok daha fazla sert olması sebebiyle aşınmış yüzeyde aşındırma bilyası kaynaklı herhangi bir kalıntı tespit edilmemiştir.



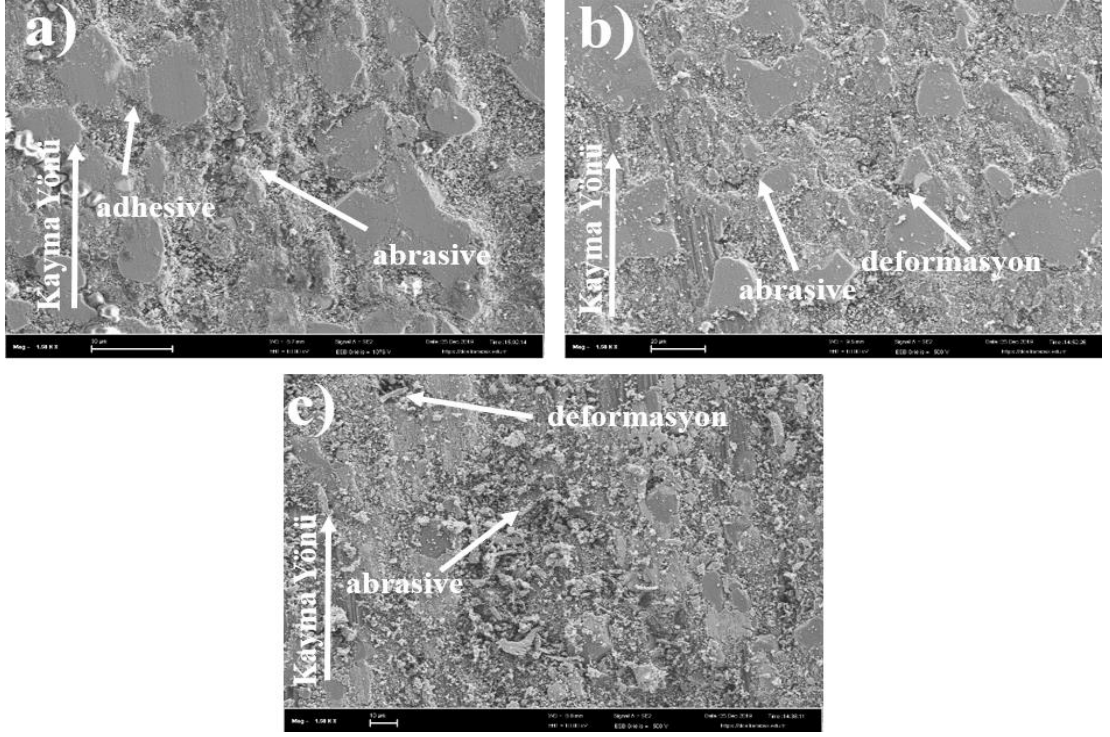
Şekil 5.13. N1 Kodlu numunenin a) 20N, b) 40N ve c) 60N yük altındaki aşınma yüzey görüntüleri.

Şekil 5.14'te AZ91/ %0,25 grafen+TiB₂ içeren kompozitlerin sırasıyla 20N,40N ve 60N yük altında aşınma testleri sonrasında yüzey görüntüleri verilmiştir. Aşınma kayıplarına baktığımızda en düşük aşınma kaybı %0,25 grafen ilavesi ile ürettiğimiz numunelerde gözlemledik. Yüzey SEM fotoğraflarına baktığımızda özellikle düşük yüklerde (20 ve 40 N) matris ve partikül bağının korunduğu yapıya adhesive aşınma mekanizmasının hakim olduğu tespit edilmiştir. Yüksek yüklerle çıktığında ise (60N) yapıya tamamen abrasiv aşınmanın hakim olduğu ve partiküllerin yapıdan kopup derin deformasyon izlerine sebep olduğu tespit edilmiştir. Şekil Ek A4, A5, A6' da aşınmış yüzey üzerinde yapılan haritalama çalışmalarında yapıda yüksek oranlarda Fe içeriği tespit edilmiştir. Grafen ve TiB₂ ilavesi ile yüksek sertliklere ulaşan kompozitlerin karşı malzemeyi de büyük oranlarda aşındırdığı görülmüştür.



Şekil 5.14. N3 kodlu numunenin a) 20N, b) 40N ve c) 60N yük altındaki aşınma yüzey görüntüleri.

Şekil 5.15 de ise %1 grafen ilavesi sonrası ürettiğimiz kompozitlere üç farklı yük altında aşınma uygulandıktan sonra oluşan aşınmış yüzey SEM görüntüleri yer almaktadır. %1 grafen ilave ettiğimiz numunelerde %0,25 grafen ilave edilerek üretilen numunelerden farklı olarak şiddetli aşınmanın 40N yük altında başladığı görülmüştür. % 0,25 grafen içeren kompozitlerde derin deformasyon izleri, yiv oluşumları ve kopmalar ancak 60N yük uygulandığında ortaya çıkmıştır. Şekil Ek A7, A8, A9' da sırasıyla 20, 40 ve 60N yüke maruz bırakılan %1 grafen içeren numuneye ait haritalama analizleri görülmektedir. Gerek haritalama analizleri gerekse EDX analizleri sonucunda karşı malzemedeki numunelerimize oldukça büyük oranlarda transfer söz konusudur. Aşınmanın 40N yük altında bile şiddetli bir şekilde görülmesinin sebebi olarak artan porozite miktarları görülmektedir. %1 grafen ilavesi sonrası matris ve partikül ara yüzey etkileşiminin bozulması sebebiyle %0,25 grafen içeren numunelere kıyasla aşınma için eşik yük daha düşük (40N) seviyelerde gerçekleşmiştir.



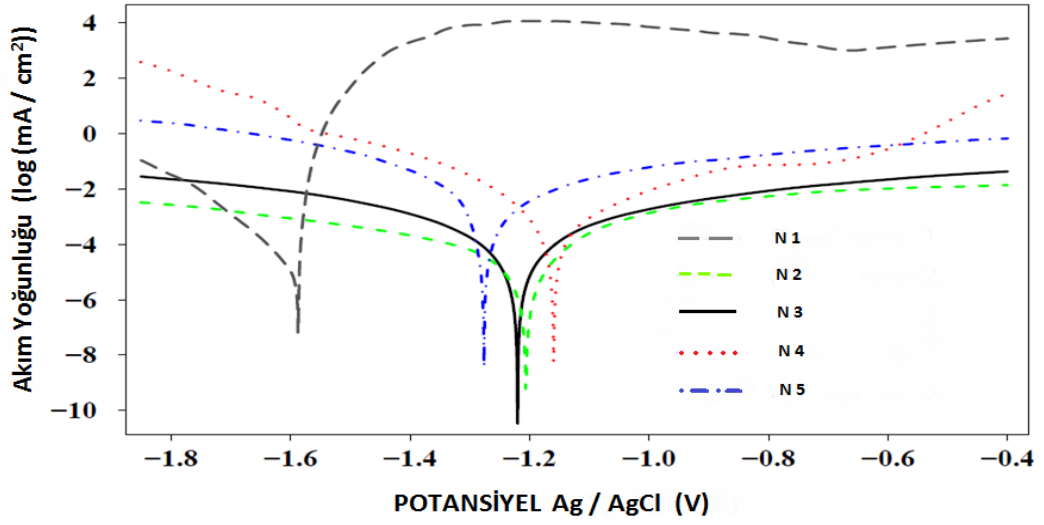
Şekil 5.15. N5 kodlu numunenin a) 20N, b) 40N ve c) 60N yük altındaki aşınma yüzey görüntüleri.

5.6. KOROZYON TEST SONUÇLARI

Üretmiş olduğumuz kompozitlerin korozif özellikleri potansiyodinamik polarizasyon ve daldırma testi olmak üzere iki farklı yöntemle %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde gerçekleştirilmiştir.

5.6.1. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi Sonuçları

Potansiyodinamik polarizasyon testi anodik ve katodik bölgelerde tarama ayrı olarak yapılmıştır ve Şekil 5.16'da birleştirilmiş hali verilmiştir.



Şekil 5.16. Potansiyodinamik polarizasyon test grafikleri.

AZ 91 matrislere TiB2 takviyesi ile kompozitler daha yüksek İkor değerleri göstermiştir (Çizelge 5.2). Bu durum takviye fazı ve matris arasındaki galvanik eşleşme ile ilişkilendirilebilir. Takviye elemanı katot olarak davranırken matris elemanı anot olarak davranmaktadır. Bu sebeple ilk etapta çok hızlı bir reaksiyon gerçekleşmekte ve bu süreç anodun tükenmesine kadar devam etmektedir. Deney esnasında takviye fazının çözeltiye geçmeyip dibe çökmesi görüşümüzü destekler niteliktedir.

Grafikteki korozyon (E-corr) değerleri 15 dak'lık açık devre deney sonucu elde edilen değerlerdir. Belirlenen (i-corr) değerleri korozyon oranları Faraday kanunu ile Çizelge 5.2'de verilmiştir.

Çizelge 5.2. Potansiyodinamik polarizasyon test sonuçları.

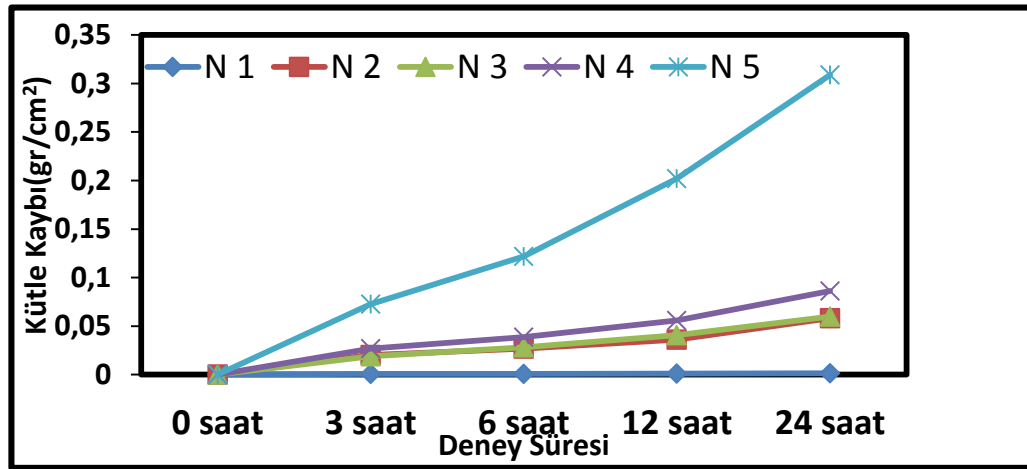
Specimen	Surface Area (cm ²)	CC (µA)	CCD (µA / cm ²)	CR (mm / year)	Ecorr (V)
N1	0.283	2.10	7.42	0.16	-1.59
N2	0.283	9.14	32.30	0.40	-1.21
N3	0.283	19.87	70.21	0.88	-1.02
N4	0.283	36.94	130.53	1.63	-1.16
N5	0.283	80.43	284.20	3.55	-1.28

Çizelge 5.2'de verilen korozyon oranı ve i-corr değerlerine bakıldığında en düşük korozyon oranı N1 kodlu numunede çıkmıştır. En yüksek korozyon oranı ise N5 kodlu

numunede çıkmıştır. Tafel eğrileri üzerinde yapılan analiz sonucunda metal matrise yapılan seramik takviyesi korozyon dayanımını dramatik bir şekilde düşürmektedir. TiB₂ takviye ve AZ91 matris arasında oluşan galvanik eşleşme yapıya grafenin ilavesi ile hissedilir oranda artmış ve matrisin korozyonunu hızlandırmıştır. Bilindiği üzere potansiyodinamik testler oldukça kısa sürelerde yapılan testlerdir. Elde edilen bu sonuçların desteklenmesi amacıyla %3,5 NaCl ortamında daldırma korozyon deneyleri yapılmıştır.

5.6.2. Daldırma Korozyon Testi Sonuçları

24 saat süreyle gerçekleştirdiğimiz daldırma korozyon deneyi sonuçları potansiyostat deneylerini destekler niteliktedir. Şekil 5.17 de görüldüğü üzere belirli periyotlarda meydana gelen ağırlık kayıplarını yüzey alanına oranlayarak yapmış olduğumuz çalışmalarda AZ91 matrise kıyasla bütün kompozit türlerinin daha düşük dayanım sergilediği görülmüştür. Fakat burada en çok dikkate değer kısım ise grafen ilavesi sonrasında korozyon dayanımında meydana gelen büyük düşüştür. Bu düşüş %1 grafen ilavesi ile maksimum seviyelere çıkmıştır. Bu durum potansiyodinamik testlerde de görüldüğü üzere Matris ve takviye arasında oluşan galvanik eşleşmeden kaynaklanmaktadır. Diğer taraftan Grafen ilavesi ile artan porozite miktarlarının da korozyon dayanımına negatif etki yapıp ve aralık korozyonunu geliştirdiği düşünülmektedir.



Şekil 5.17. % 3,5 NaCl ortamında daldırma korozyon sonuçları.

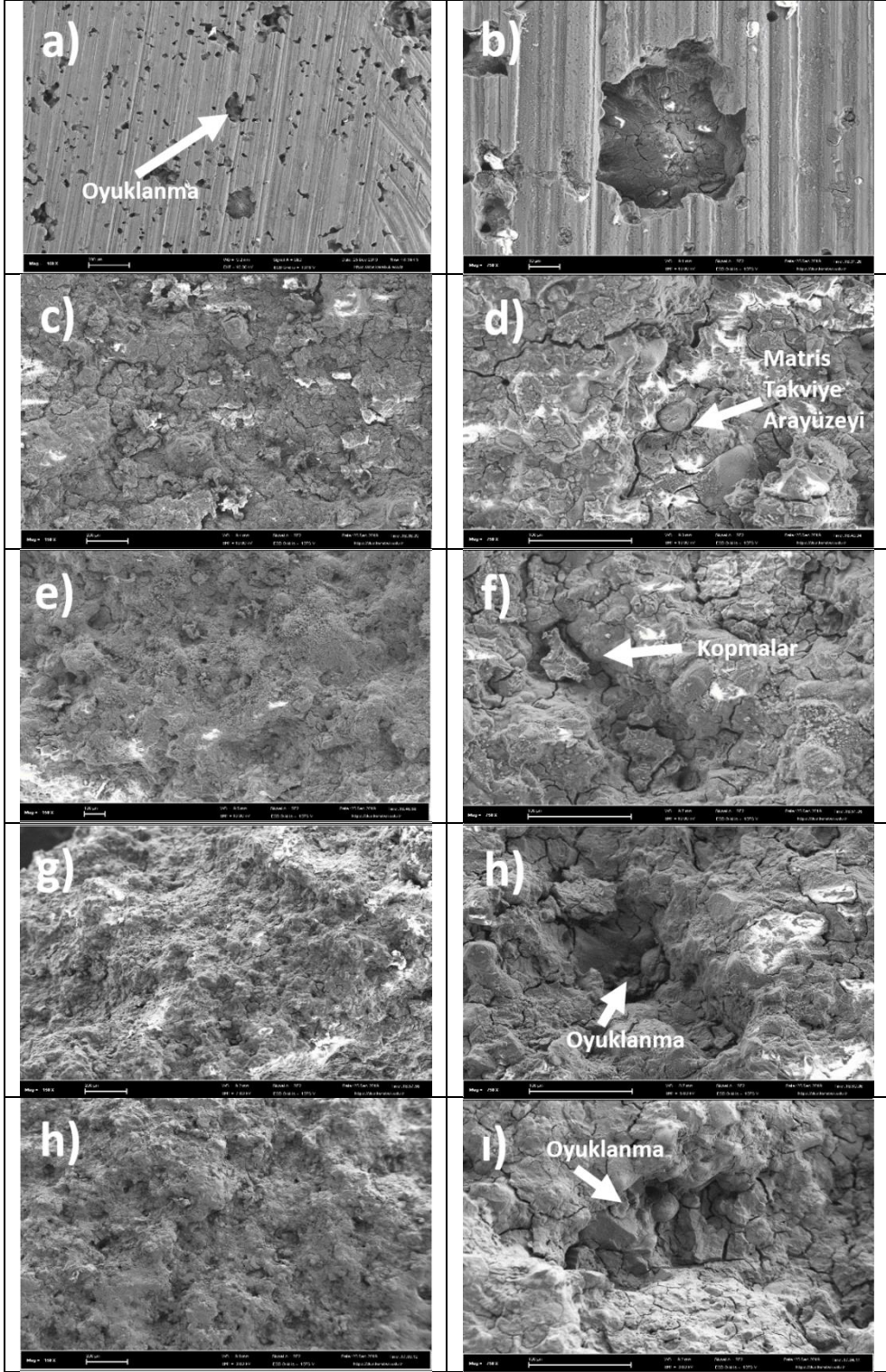
Daldırma deney sonuçlarını kullanılarak elde edilen grafiğe baktığımızda diğer bir dikkat çeken ayrıntı ise Mg ilaveli kompozitlere ait kütle kaybı-zaman grafiğinin eğimlerinin iki farklı bölgeden oluşmuş olmasıdır. Şöyle ki bütün numunelerde ilk 6 saatten sonra grafiklerin eğiminde artış gözlenmektedir. Bunun sebebi olarak korozif çözeltinin numune içlerine kadar ilerleyip korozyon hızını arttırdığı düşünülmektedir.

Bunun yanında matris elemanın çözünmesi ile kararlı yapıda duran TiB_2 partikülleri matris ile bağlantısı kesildiği anda yapıdan ayrılarak dibe çökmektedir bu da kütle kaybının beklenenden daha çok artmasına neden olmaktadır.

Şekil 5.18' de incelenen kompozit malzemelere ait korozyon sonrası yüzey fotoğrafları yer almaktadır. Yüzeyden alınan SEM fotoğraflarına bakıldığında gerek TiB_2 gerekse grafen ilavesi ile oyuklanma potansiyelinin arttığı saldırgan çözelti ortamının yüksek oranlarda kütle kaybına sebebiyet verdiği görülmektedir.

Matris ve takviye arayüzeyinde başlayan korozyon, TiB_2 partiküllerinin katot olarak davranıp çevresindeki matris elemanın çözünmesine sebebiyet verip deney esnasında partiküllerin yapıdan kopup ayrılması ile sonuçlanmıştır.

Ayrıca Şekil Ek B1 de görüldüğü üzere SEM fotoğrafları üzerinde yapılan EDX analizlere yapının çözelti etkisiyle büyük oranlarda oksitlendiği ve çözündüğü görülmüştür.



Şekil 5.18. Korozyon sonrası a-b) AZ91, c-d) AZ91+TiB₂, e-f) AZ91+TiB₂+%0,25 GNP, g-h) AZ91+TiB₂+%0,5 GNP, i-i) AZ91+TiB₂+%1 GNP.

BÖLÜM 6

GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, AZ91 matrisli farklı oranlarda grafen ve TiB₂ takviyeli kompozit malzemeler basınçlı infiltrasyon yöntemiyle üretilmiştir. Üretilen tüm numuneler için sertlik, aşınma ve korozyon testleri gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmanın sonucunda;

- a) Metalografik inceleme sonucunda, kompozit takviye malzemelerde TiB₂ takviye elemanının homojen olarak dağıldığı ancak artan grafen oranıyla porozite oranının arttığı gözlemlenmiştir.
- b) Sertlik testlerine göre, numunelerde %0,25 grafen oranına artmasıyla önemli oranda artış gözlenmiştir. Grafen oranının %0,50 oranına artmasıyla çok az miktarda düşüş, %1 oranına artmasıyla önemli oranda düşüş gözlenmiştir.
- c) Yoğunluk ölçümü sonucunda artan grafen oranıyla porozite oranının arttığı görülmüştür.
- d) Aşınma testi sonuçlarına göre tüm yükler altında en iyi aşınma dayanımı N3 (%0,25 grafen+TiB₂) kompozit malzemede olduğu gözlenmiştir. Aşınma mekanizmaları olarak değişen yüklere bağlı olarak adhesif ve abrasif mekanizmalar gözlenmiştir.
- e) Korozyon testleri sonucunda, hem potasyodinamik hemde daldırma testleri sonucunda, takviye elemanının artmasıyla korozyon dayanımlarının azaldığı gözlenmiştir. Yapıda genel olarak korozyon mekanizması oyuklanma ve aralık korozyonu olarak belirlenmiştir.

KAYNAKÇA

1. S.C. Tjong and Z.Y. Ma: Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites,” *Materials Science and Engineering: R: Reports*, Vol. 29, 49-113, (2000).
2. Q.F. Guan, H.Y. Wang, X.L. Li, and Q.C. Jiang: Effect of compact density on the fabrication of Mg-TiC composites, *Journal of Materials Science*, 5569-5572, (2004).
3. Q.C. Jiang, X.L. Li, and H.Y. Wang: Fabrication of TiC particulate reinforced magnesium matrix composites, *Scripta Materialia*, 713-717, (2003).
4. M. Kulekci: Magnesium and its alloys applications in automotive industry, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 851-865, (2008).
5. H.Y. Wang, Q.C. Jiang, X.L. Li, J.G. Wang, Q.F. Guan, and H.Q. Liang: *In-situ* synthesis of TiC from nanopowders in a molten magnesium alloy, *Materials Research Bulletin*, 1387-1392, (2003).
6. Y. Wang, H.Y. Wang, K. Xiu, H.Y. Wang, and Q. C. Jiang: Fabrication of TiB₂ particulate reinforced magnesium matrix composites by two-step processing method, *Materials Letters*, 1533-1537, (2006).
7. L.Q. Chen, Q. Dong, M.J. Zhao, J. Bi, and N. Kanetake: Synthesis of TiC/Mg composites with interpenetrating networks by *in-situ* reactive infiltration process, *Materials Science and Engineering: A*, 125-130, (2005)
8. G. Wen, S.B. Li, B.S. Zhang, and Z.X. Guo: Reaction synthesis of TiB₂-TiC composites with enhanced toughness, *Acta Materialia*, 1463-1470, (2001).
9. X. Zhang, H. Wang, L. Liao, and N. Ma: New Synthesis Method and Mechanical Properties of Magnesium Matrix Composites, *Journal of ASTM International*, (2005).
10. B. Ma, H. Wang, Y. Wang, and Q. Jiang: Fabrication of (TiB₂-TiC)_p/AZ91 magnesium matrix hybrid composite, *Journal of Materials Science*, (2005).
11. X. Zhang, H. Wang, L. Liao, X. Teng, and N. Ma: The mechanical properties of magnesium matrix composites reinforced with (TiB₂+TiC) ceramic particulates, *Materials Letters*, 2105-2109, (2005).
12. Q. Dong, L.Q. Chen, M.J. Zhao, and J. Bi: Synthesis of TiC_p reinforced magnesium matrix composites by *in-situ* reactive infiltration process, *Materials Letters*, 920-926, (2004).

13. D. Qun, L. Chen, Z. Mingjiu, and B. Jing: Analysis of *in-situ* reaction and pressureless infiltration process in fabricating TiC/Mg composites, *Journal of Materials Science and Technology*, 3-7, (2004).
14. L. Chen, J. Guo, J. Wang, X. Yongbo, and B. Jing: Tensile Deformation and Fracture Behavior of AZ91D Magnesium Alloy and TiC/Mg Magnesium Matrix Composites Synthesized by *in-situ* Reactive Infiltration Technique, *Journal of Rare Metal Materials and Engineering*, 29-32, (2006).
15. J.J. Wang, J.H. Guo, and L.Q. Chen: TiC/AZ91D composites fabricated by *in-situ* reactive infiltration process and its tensile deformation, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 892-896, (2006).
16. W. Cao, C. Zhang, T. Fan, and D. Zhang: *In-Situ* Synthesis and Compressive Deformation Behaviors of TiC Reinforced Magnesium Matrix Composites, *Materials Transactions*, 2686-2691, (2008).
17. H. Ye, and X. Liu: Review of recent studies in magnesium matrix composites, *Journal of Materials Science*, 6153-6171, (2004).
18. I.A. Ibrahim, F.A. Mohamed, and E.J. Laverina: Particulate reinforced metal matrix composites-a review, *Journal of Materials Science*, 1137-1156, (1991).
19. C.A. Leon-Patino: Infiltration Processing of Metal Matrix Composites using Coated Ceramic Particulates, Ph.D. diss., **McGill university**, Montreal, Canada, (2000).
20. K.U. Kainer: Influencee of the Production Technique and Type of Reinforcement on the properties of Magnesium Matrix Composites, *Composite Material technology, ASME*, 191-197, (1991).
21. H.Y. Wang, Q.C. Jiang, Y.G. Zhao, and F. Zhao: In situ synthesis of TiB₂/Mg composite by self-propagating high-temperature synthesis reaction of the Al-Ti-B system in molten magnesium, *Journal of Alloys and Compounds*, L4-L7, (2004).
22. B.W. Chua, L. Lu, and M.O. Lai: Influence of SiC particles on mechanical properties of Mg based composite, *Composite Structures*, 595-601, (1999).
23. Q.C. Jiang, H.Y. Wang, B.X. Ma, Y. Wang, and F. Zhao: Fabrication of B₄C particulate reinforced magnesium matrix composite by powder metallurgy, *Journal of Alloys and Compounds*, 177-181, (2005).
24. K. Xiu, Q. Jiang, B. Ma, Y. Wang, H. Sui, and E. Shang: Fabrication of TiC/Mg composites by powder metallurgy, *Journal of Materials Science*, 1663-1666, (2006).
25. H.Y. Wang, Q.C. Jiang, Y. Wang, B.X. Ma, and F. Zhao: Fabrication of TiB₂ particulate reinforced magnesium matrix composites by powder metallurgy, *Materials Letters*, 3509-3513, (2004).
26. J. Hashim, L. Looney, and M.S.J. Hashmi: Metal matrix composites: production by the stir casting method, *Journal of Materials Processing Technology*, 1-7, (1999).

27. G.S. Hanumanth, and G.A. Irons: Particle incorporation by melt stirring for the production of metal-matrix composites, *Journal of Materials Science*, 2459-2465, (1993).
28. R.A. Saravanan and M.K. Surappa: Fabrication and characterisation of pure magnesium-30 vol.% SiC_p particle composite, *Materials Science and Engineering A*, 108-116, (2000).
29. P. Poddar, V.C. Srivastava, P.K. De, and K.L. Sahoo: Processing and mechanical properties of SiC reinforced cast magnesium matrix composites by stir casting process, *Materials Science and Engineering: A*, 357-364, (2007).
30. T.W. Clyne: 3.7.12. Metal Matrix Composites: Matrices and Processing,” Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Composites: MMC, CMC, PMC, ed. A Mortensen, Elsevier, 1-14, (2001).
31. T. Ebert, F. Moll, and K.U. Kainer: Spray forming of magnesium alloys and composites, *Powder Metallurgy*, 126-130, (1997).
32. A. Noguchi, I. Ezawa, J. Kaneko, and M. Sugamata: SiC_p/Mg-Ce and Mg-Ca alloy composites obtained by spray forming, *Keikin-zoku*, 64-69, (1995).
33. P.J. Vervoort and J. Duszczyk: Spray deposited magnesium alloy and composite, *In Proceedings of International Conference on PM Aerospace Materials*, (1991).
34. H.Y. Wang, Q.C. Jiang, X.L. Li, and J.G. Wang: In situ synthesis of TiC/Mg composites in molten magnesium, *Scripta Materialia*, 1349-1354, (2003).
35. Q.C. Jiang, H.Y. Wang, J.G. Wang, Q.F. Guan, and C.L. Xu: Fabrication of TiC_p/Mg composites by the thermal explosion synthesis reaction in molten magnesium, *Materials Letters*, 2580-2583, (2003).
36. M.J. Koczak and M.K. Premkumar: Emerging technologies for the in situ production of MMC's, *The Journal of the Minerals, Metals, and Materials Society*, 44-48, (1993).
37. R.J. LaBotz and D.R. Mason: The thermal conductivities of Mg₂Si and Mg₂Ge, *Journal of the Electrochemical Society*, 121-126, (1963).
38. M. Mabuchi, K. Kubota, and K. Higashi: Development of Mg-Si alloys by I/M and R/S routes, *Proceedings of the Third Symposium on Light Weight Alloys for Aerospace Applications*, Las Vegas, Nevada, USA, 463-470, (1995).
39. M. Mabuchi, K. Kubota, and K. Higashi: High strength and high strain rate superplasticity in a Mg-Mg₂Si composite, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 331-335, (1995).
40. H. Yu, G. Min, and X. Chen: The microstructure and mechanical properties of Mg-11Li composites reinforced by the self-nascent MgO/Mg₂Si particulates, *Metallofizika I Noveishie Tekhnologii*, 61-64, (1998).

41. T. Choh, M. Kobashi, H. Nakata, and H. Kaneda: Fabrication of metal matrix composites by spontaneous infiltration and subsequent in-situ reaction process, *Materials Science Forum*, 353-358, (1996).
42. A. Contreras, V.H. López, and E. Bedolla: Mg/TiC composites manufactured by pressureless melt infiltration, *Scripta Materialia*, 249-253.
43. D. Muscat, K. Shanker, and R.A.L. Drew: Al/TiC Composites Produced by Melt Infiltration, *Materials Science & Technology*, 971-976, (1992).
44. H. Lianxi, and W. Erde: Fabrication and mechanical properties of SiC_w/ZK51A magnesium matrix composite by two-step squeeze casting, *Materials Science and Engineering A*, 267-271, (1999).
45. A. Lu, J. Renaud, I. Nakatsugawa, and J. Plourde: Magnesium Castings for Automotive Applications, *JOM*, 28-31, (1995).
46. K. Wu, M. Zheng, C. Yao, T. Sato, H. Tezuka, A. Kamio, and D.X. Li: Crystallographic orientation relationship between SiC_w and Mg in squeeze-cast SiC_w/Mg composites, *Journal of Materials Science Letters*, 1301-1303, (1999).
47. M. Zheng, K. Wu, and C. Yao: Effect of interfacial reaction on mechanical behavior of SiC_w/AZ91 magnesium matrix composites, *Materials Science and Engineering A*, 50-56, (2001).
48. G.A. Chadwick, and A. Bloyce: Squeeze cast magnesium alloys and magnesium based composites, *Magnesium Alloys Their Applications, DGM Conference Paper*, 93-100, (1992).
49. C. Toy, and W.D. Scott: Ceramic-metal composites produced by melt infiltration, *Journal of American Ceramic Society*, 97-101, (1990).
50. S. Valdez, B. Campillo, R. Pérez, L. Martínez, and H.A. García: Synthesis and microstructural characterization of Al-Mg alloy-SiC particle composite, *Materials Letters*, 2623-2625, (2008).
51. H. Kaneda, and T. Choh: Fabrication of particulate reinforced magnesium composites by applying a spontaneous infiltration phenomenon, *Journal of Materials Science*, 47-56, (1997).
52. X. Zhang, L. Liao, N. Ma, and H. Wang: New In-situ synthesis method of magnesium matrix composites reinforced with TiC particulates, *Materials Research*, 357-360, (2006).
53. F. De Mestral and F. Thevenot: Ceramic composites: TiB-TiC-SiC, *Journal of Materials Science*, 5547-5560, (1991).
54. Y. Zhou, and Z. Sun: Crystallographic relations between Ti₃SiC and TiC, *Materials Research Innovations*, 286-291, (2000).

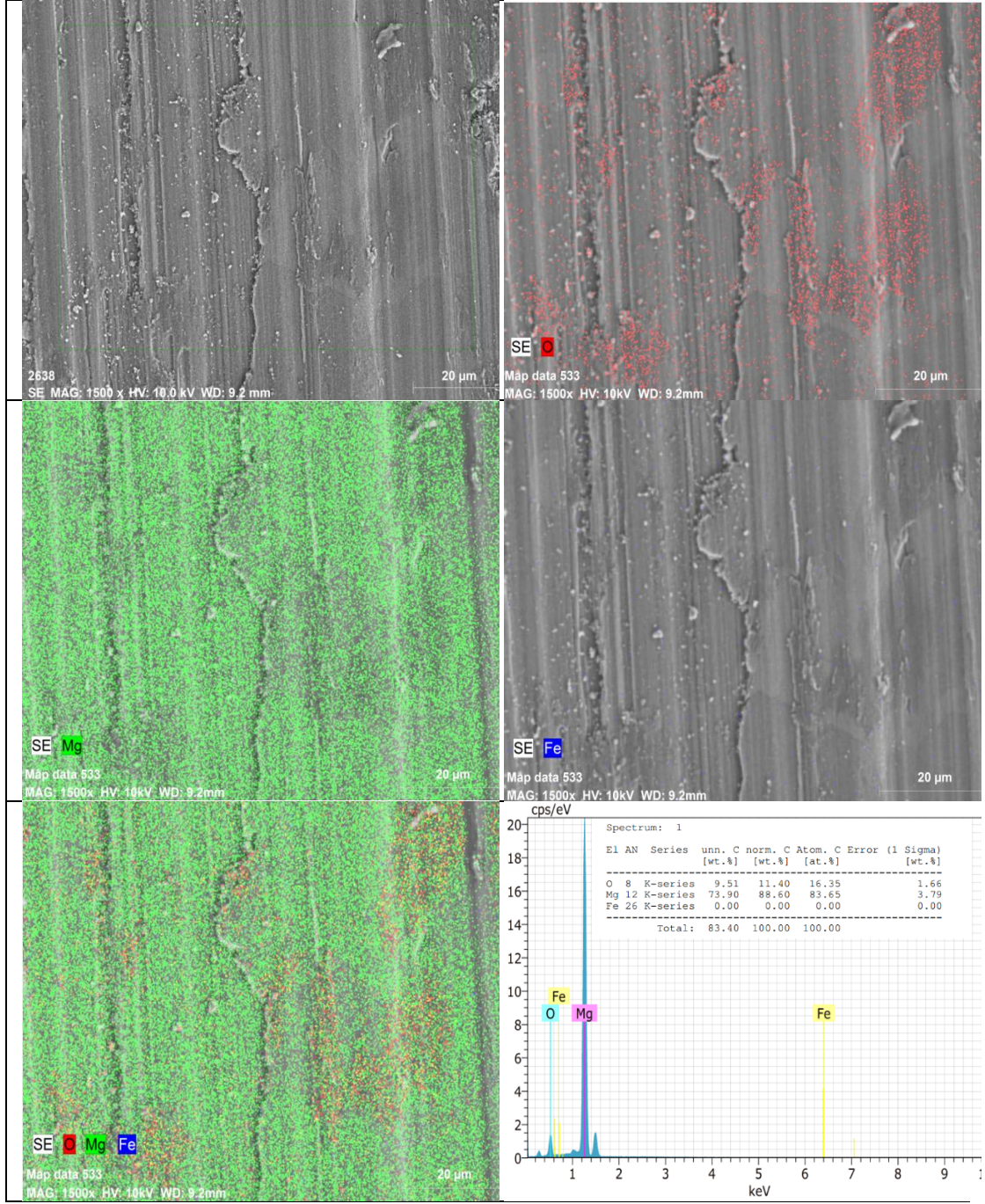
55. W.B. Zhou, B.C. Mei, and J.Q. Zhu: Rapid reactive synthesis of Ti₂AlC-TiB₂ composites by spark plasma sintering, *Journal of Ceramic Processing Research*, 102-104, (2009).
56. P. Wang, B.C. Mei, X.L. Hong, and W.B. Zhou: Synthesis of Ti₂AlC by hot pressing and its mechanical and electrical properties, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 1001-1004, (2007).
57. H. Holleck, H. Leiste, and W. Schneider: Significance of phase boundaries in wear resistant TiC/TiB₂ materials, *Materials Science Monographs*, Vol. 38C (High Tech Ceram., Pt. C), 2609-2622, (1987).
58. V. Milman and M.C. Warren: Elastic properties of TiB₂ and MgB₂, *Journal of Physics: Condensed Matter*, 5585-5595, (2001).
59. Q.C. Jiang: In-situ Synthesis of TiB₂ Particulate Locally Reinforced Steel Matrix Composite by the Self-propagating High-temperature Synthesis Reaction of Al-Fe-Ti-B System during Casting, *ISIJ international*, 1847-1851, (2004).
60. H.Y. Wang, Q.C. Jiang, Y. Wang, B.X. Ma, and F. Zhao: Fabrication of TiB₂ particulate reinforced magnesium matrix composites by powder metallurgy, *Materials Letters*, 3509-3513, (2004).
61. S. Sugiyama, K. Asari, and H. Taimatsu: Synthesis of Ti-B-C composites by reactive spark plasma sintering of B₄C and Ti, *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 747-752, (2000).
62. A.G. Merzhanov, G.G. Karyuk, I.P. Borovinskaya, S.Y. Sharivker, E.I. Moshkovskii, V.K. Prokudina, and E.G. Dyad'ko: Titanium carbide produced by self-propagating high-temperature synthesis-Valuable abrasive material, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 709-713, (1981).
63. I. Borovinskaya, A. Merzhanov, N. Novikov, and A. Filonenko: Gasless combustion of mixtures of powdered transition metals with boron, *Combustion, Explosion, and Shock Waves*, 2-10, (1974).
64. Y. Wang, H.Y. Wang, B.X. Ma, K. Xiu, and Q.C. Jiang: Effect of Ti/B on fabricating TiB₂p/AZ91 composites by employing a TiB₂p/Al master alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 178-183, (2006).
65. H.Y. Wang, Q.C. Jiang, Y.Q. Zhao, F. Zhao, B.X. Ma, and Y. Wang: Fabrication of TiB₂ and TiB₂-TiC particulates reinforced magnesium matrix composites, *Materials Science and Engineering A*, 109-114, (2004).
66. J.V. Wood, P. Davies, and J.L.F. Kellie: Properties of reactively cast aluminum-TiB₂ alloys, *Materials Science Technology*, 833-840, (1993).
67. W. Cao, C. Zhang, T. Fan, and D. Zhang: In-situ synthesis of TiB₂/Mg composites by flux-assisted synthesis reaction of the Al-Ti-B in molten magnesium, *Journal of Key Engineering Materials*, 166-170, (2007).

68. X. Zhang, L. Liao, N. Ma, and H. Wang: Effect of aging hardening on in situ synthesis magnesium matrix composites, *Materials chemistry and physics*, 9-15, (2006).
69. K. Kondoh, M. Kawakami, H. Imai, J. Umeda, and H. Fujii: Wettability of pure Ti by molten pure Mg droplets, *Acta Materialia*, 606- 614, (2010).
70. W. Cao, C. Zhang, T. Fan, and D. Zhang: In situ synthesis and damping capacities of TiC reinforced magnesium matrix composites, *Materials Science and Engineering: A*, 242-246, (2008).
71. X. Zhang, D. Zhang, R. Wu, Z. Zhu, and C. Wang: Mechanical properties and damping capacity of (SiC whisker + B₄C particle)/ZK60A Mg alloy matrix composite, *Scripta Materialia*, 1631-1635, (1997).
72. X. Zhang, X. Li, and H. Wang: Research of Mechanical Properties on In-Situ TiC/AZ91 Composites, *Zhuzao (Foundry)*, 1178-1181, (2007).
73. X. Zhang, L. Liao, N. Ma, and H. Wang: Mechanical properties and damping capacity of magnesium matrix composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2011-2016, (2006).
74. R. Colaco, and R. Vilar: Abrasive wear of metallic matrix reinforced materials, *Wear*, 643-650, (2003).
75. K. Xiu, H. Wang, H. Sui, Y. Wang, C. Xu, J. Wang, and Q. Jiang: The sliding wear behavior of TiC/AZ91 magnesium matrix composites, *Journal of Materials Science*, 7052-7058, (2005).
76. J. Yao, W. Li, L. Zhang, F. Wang, M. Xue, H. Jiang, and J. Lu: Wear Mechanism for In Situ TiC Particle Reinforced AZ91 Magnesium Matrix Composites, *Tribology Letters*, 253-257, (2010).
77. P.B. Prangnell, T. Downes, W.M. Stobbs, and P.J. Withers: The deformation of discontinuously reinforced MMCs-I. The initial yielding behaviour, *Acta Metallurgica et Materialia*, 3425-3436, (1994).
78. T. Hitoshi, A. Taroh, O. Tadashi, and K. Koji: Synthesis of TiB₂-TiC Composites by Solid-State Reaction between B₄C and Ti Powders, *Journal of the Ceramic Society of Japan*, 1041-1045, (1999).
79. H. Zhao, and Y.B. Cheng: Formation of TiB₂-TiC composites by reactive sintering, *Ceramics International*, 353-358, (1999).
80. P. Shen, B. Zou, S. Jin, and Q. Jiang: Reaction mechanism in self-propagating high temperature synthesis of TiC-TiB₂/Al composites from an Al-Ti-B₄C system, *Materials Science and Engineering: A*, 300-309, (2007).
81. V. Kevorkijan, and S.D. Skapin: Mg-B₄C composites with a high volume fraction of fine ceramic reinforcement, *Journal of Materials and Manufacturing Processes*, 1337-1340, (2009).

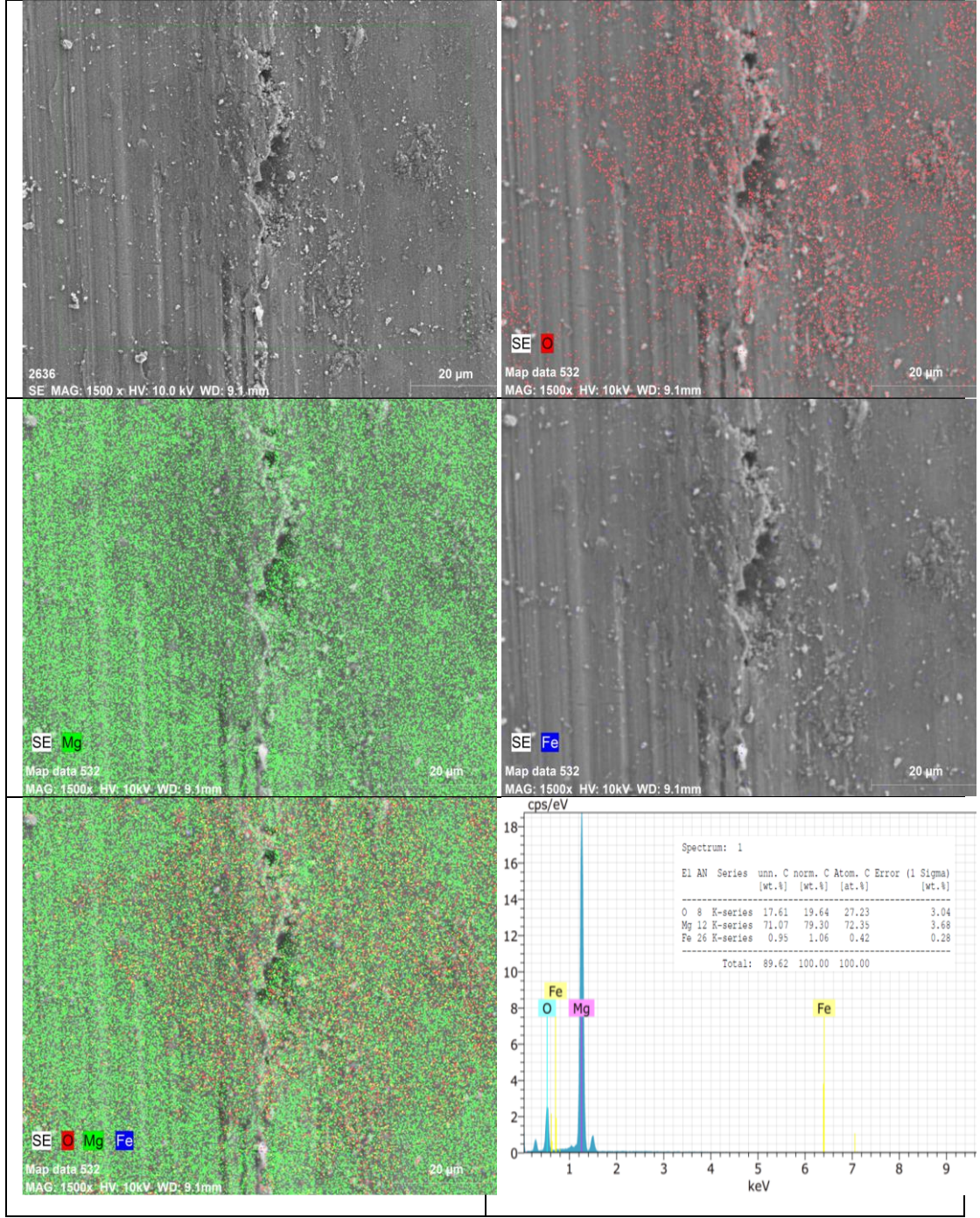
82. **ASM Handbook**, *Nonferrous alloys castings: Magnesium and magnesium alloys*, ASM, Vol. 19, Casting, 578, (1998).
83. P. Palcek, A. Námešný, M. Chalupová, B. Hadzima: Failure Mechanisms in Magnesium Alloys Matrix Composites, *22nd DANUBIA-ADRIA Symposium on Experimental Methods in Solid Mechanics*, Parma, Italy, (2005).
84. V Kavimani, K skorya Prakash and Titus Thankachan: Investigation of graphene-reinforced magnesium metal matrix composites processed through a solvent-based powder metallurgy route, Department of Mechanical Engineering, Anna University Regional Campus, Coimbatore 641 046, India, (2019)
85. Peng Xiao, Yimin Gao, Feixing Xu, Shasha Yang, Bo Li, Yefei Li, Zhifu Huang, Qiaoling Zheng: An investigation on grain refinement mechanism of TiB₂ particulate reinforced AZ91 composites and its effect on mechanical properties, **Journal of Alloys and Compounds**, 237-244, (2018)

EK AÇIKLAMALAR A.

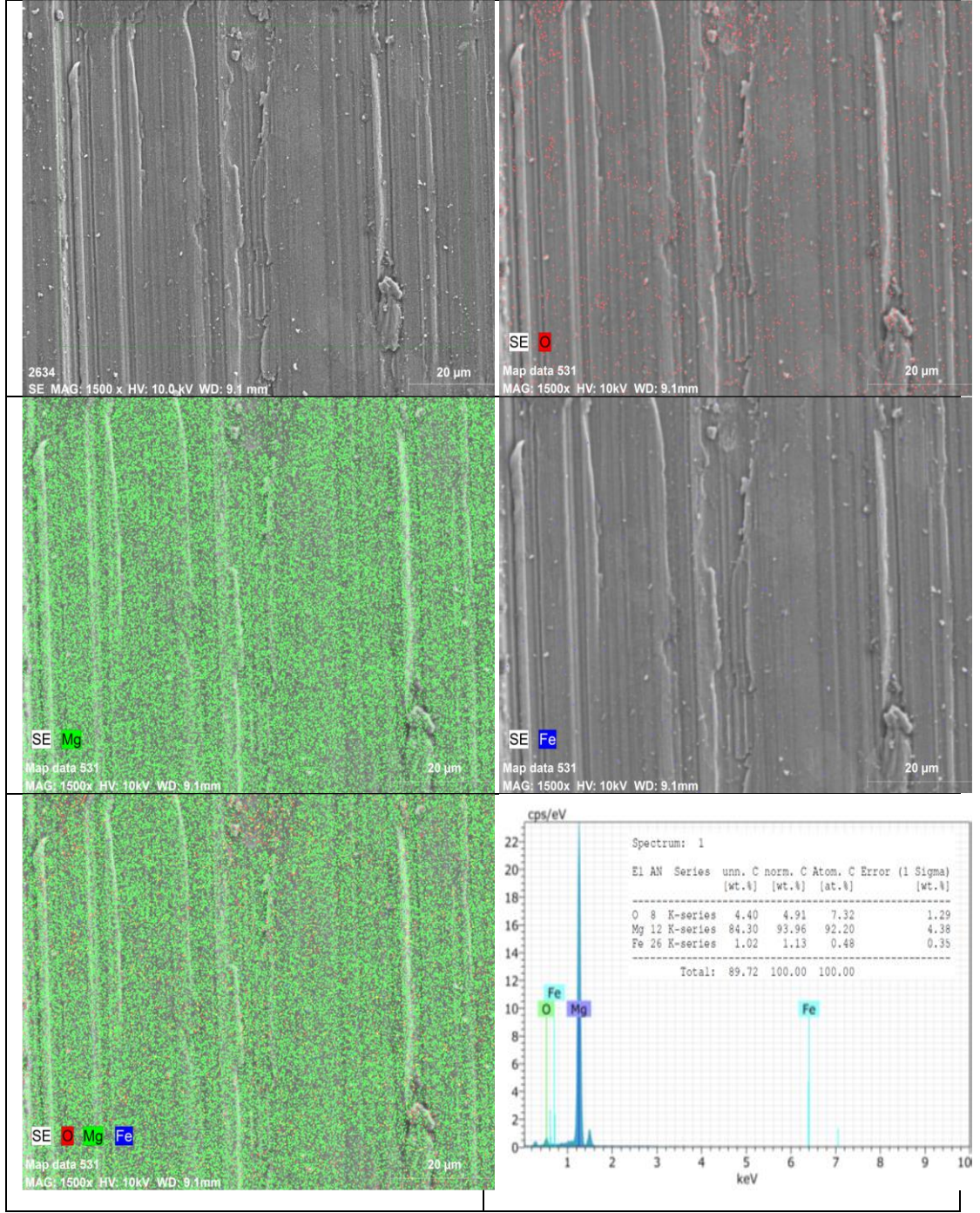
**KOMPOZİT NUMUNELERİN AŞINMA TESTİ SONRASI HARİTALAMA
GÖRÜNTÜLERİ**



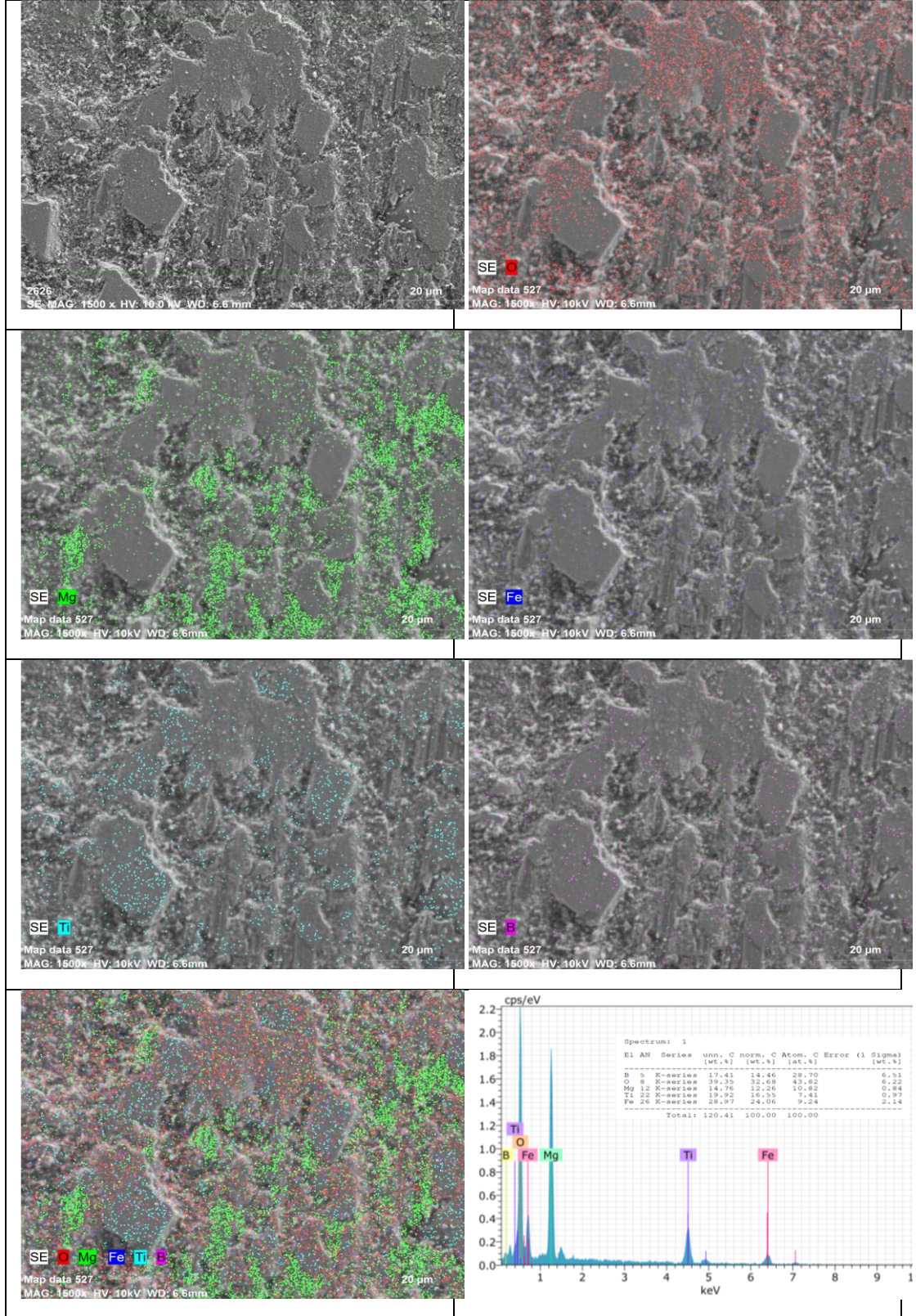
Şekil Ek A.1. N1 numunesinin 20 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



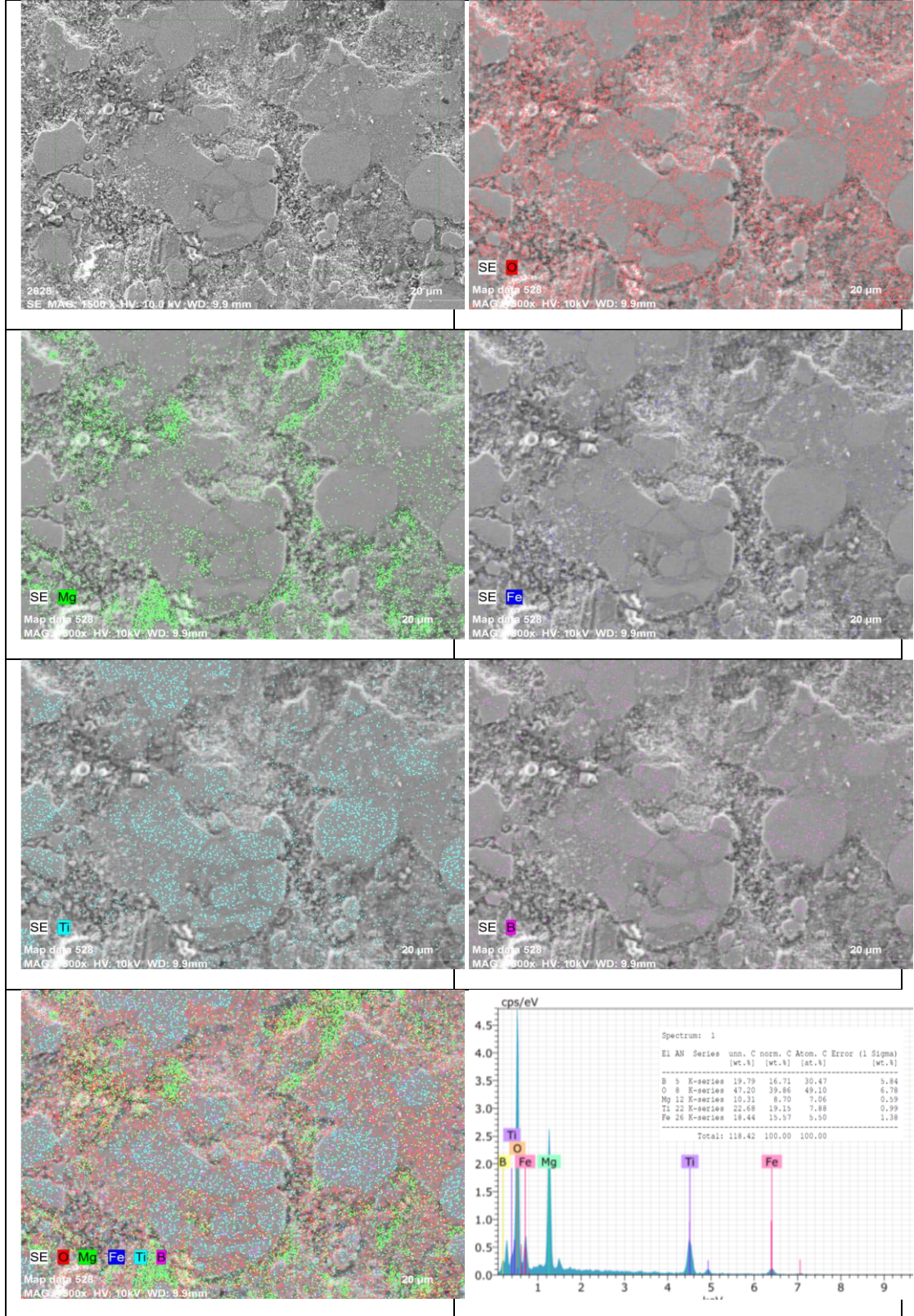
Şekil Ek A.2. N1 numunesinin 40 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



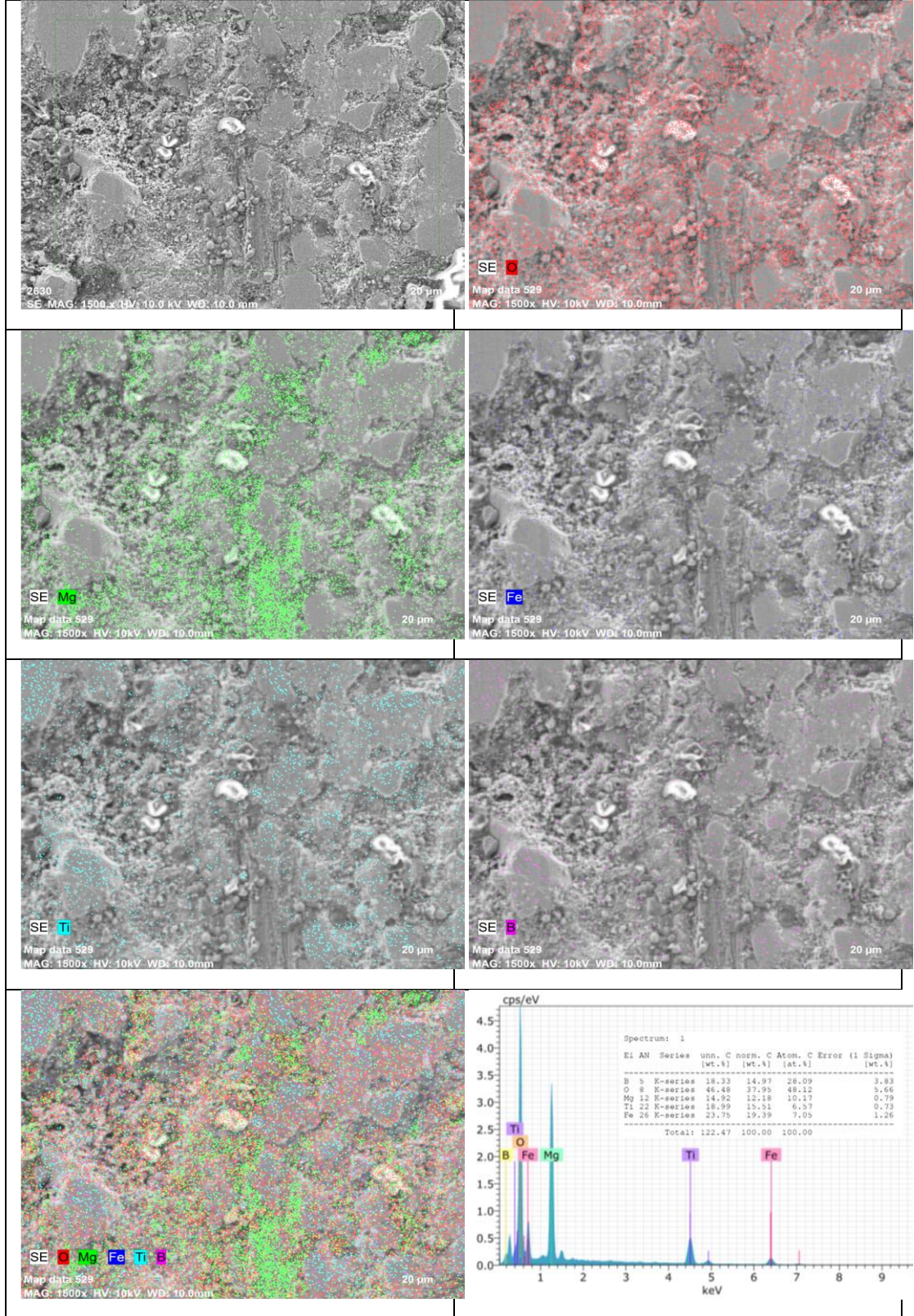
Şekil Ek A.3. N1 numunesinin 60 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



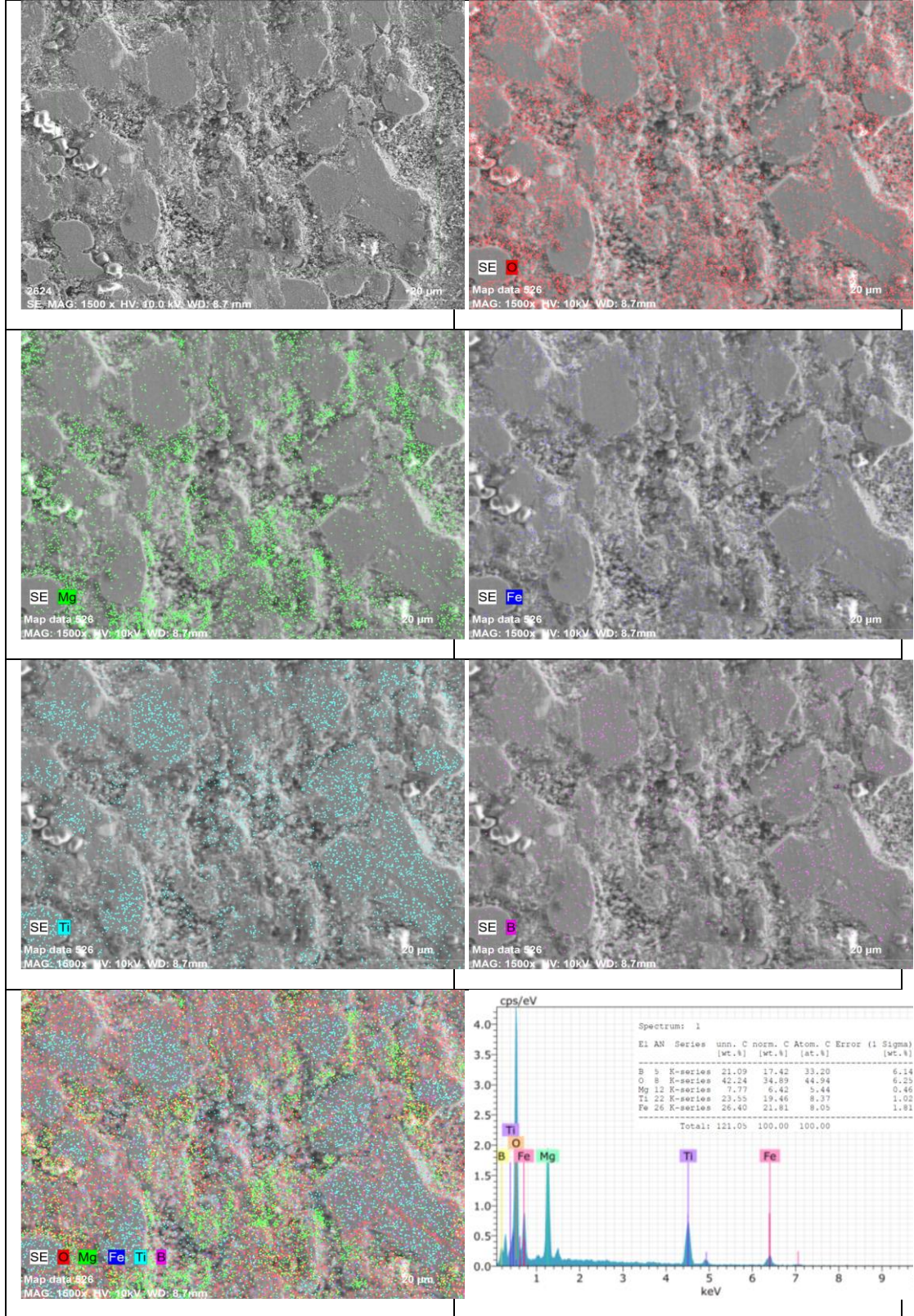
Şekil Ek A.4. N2 numunesinin 20 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



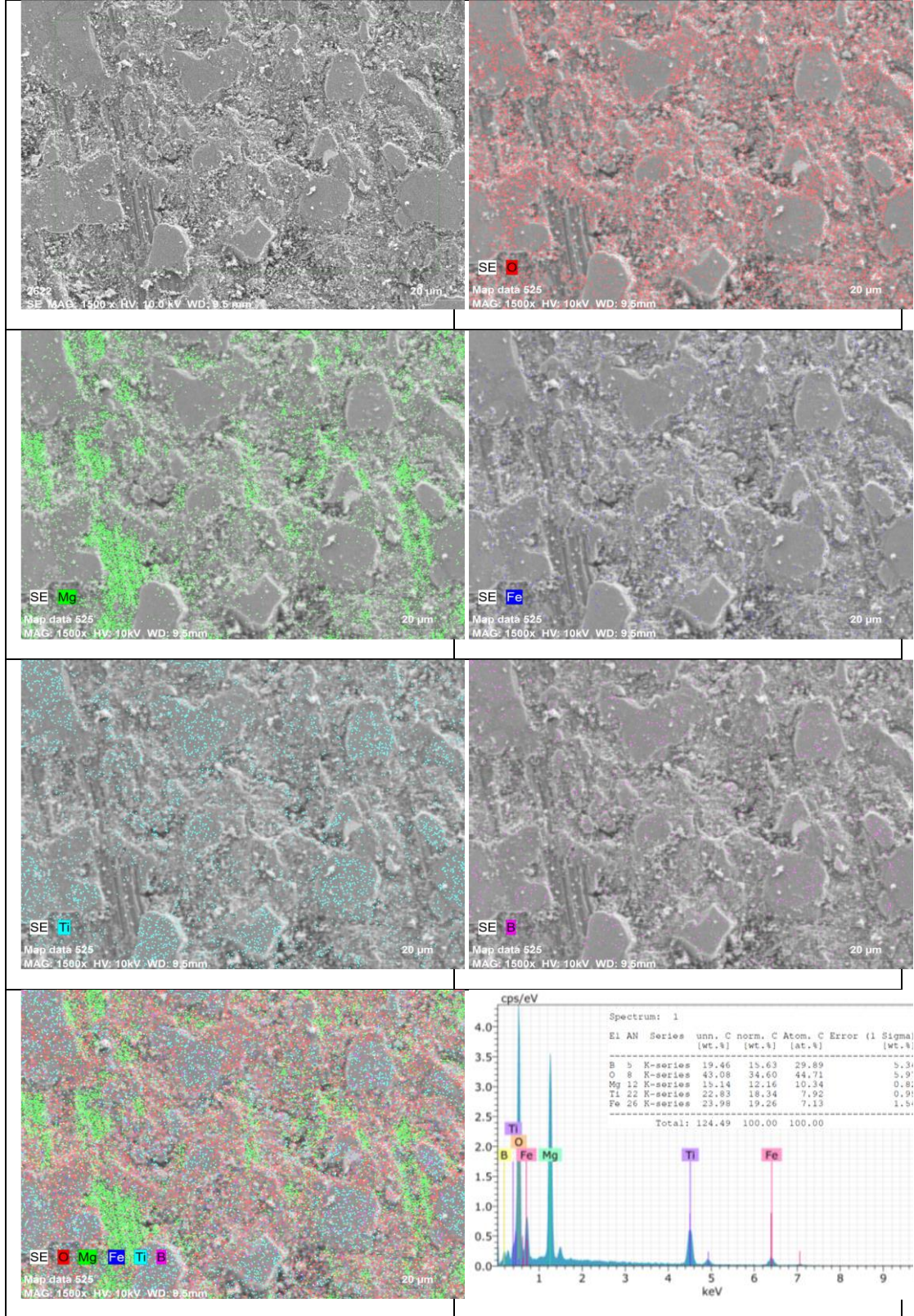
Şekil Ek A.5. N2 numunesinin 40 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



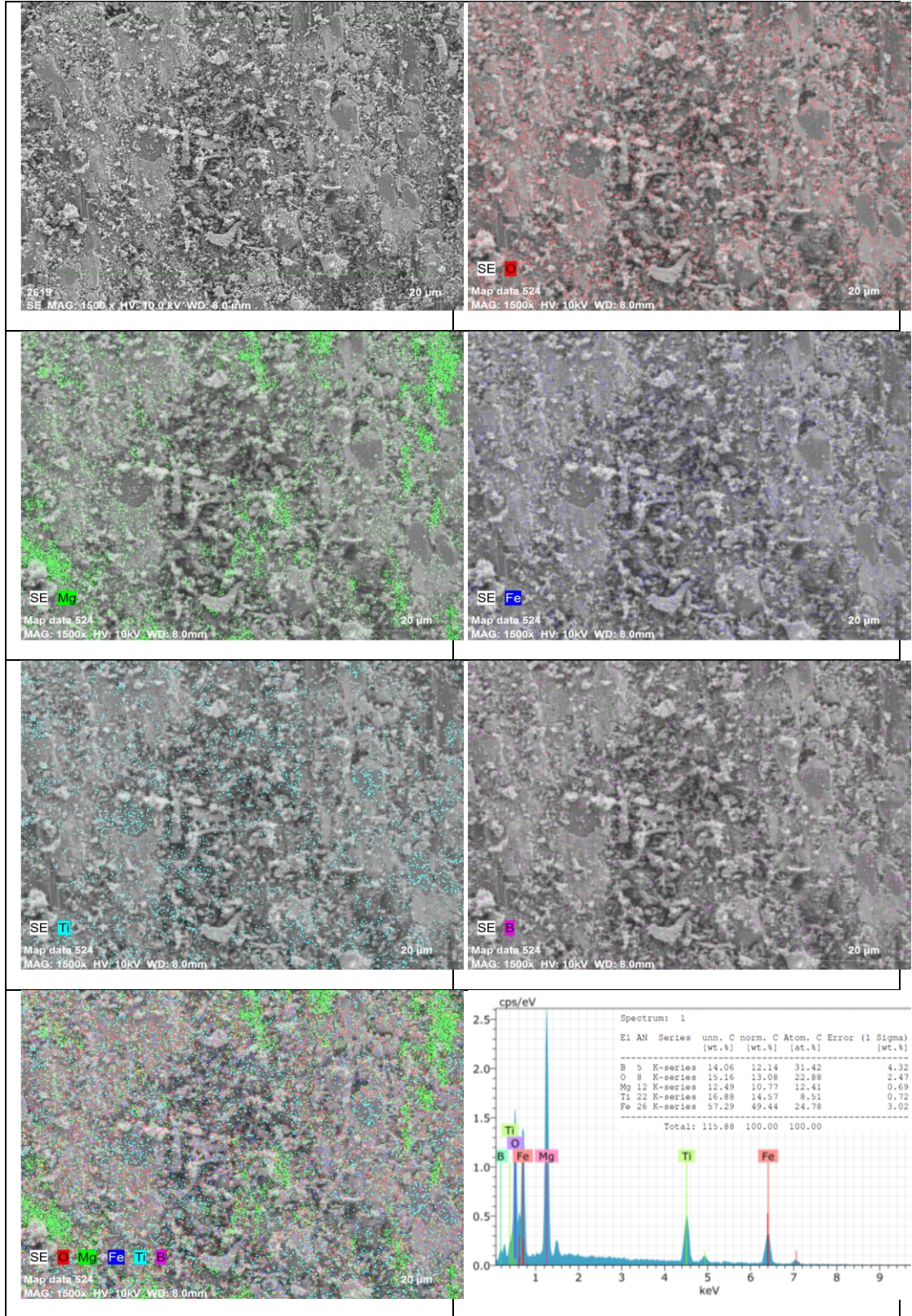
Şekil Ek A.6. N2 numunesinin 60 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



Şekil Ek A.7. N4 numunesinin 20 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



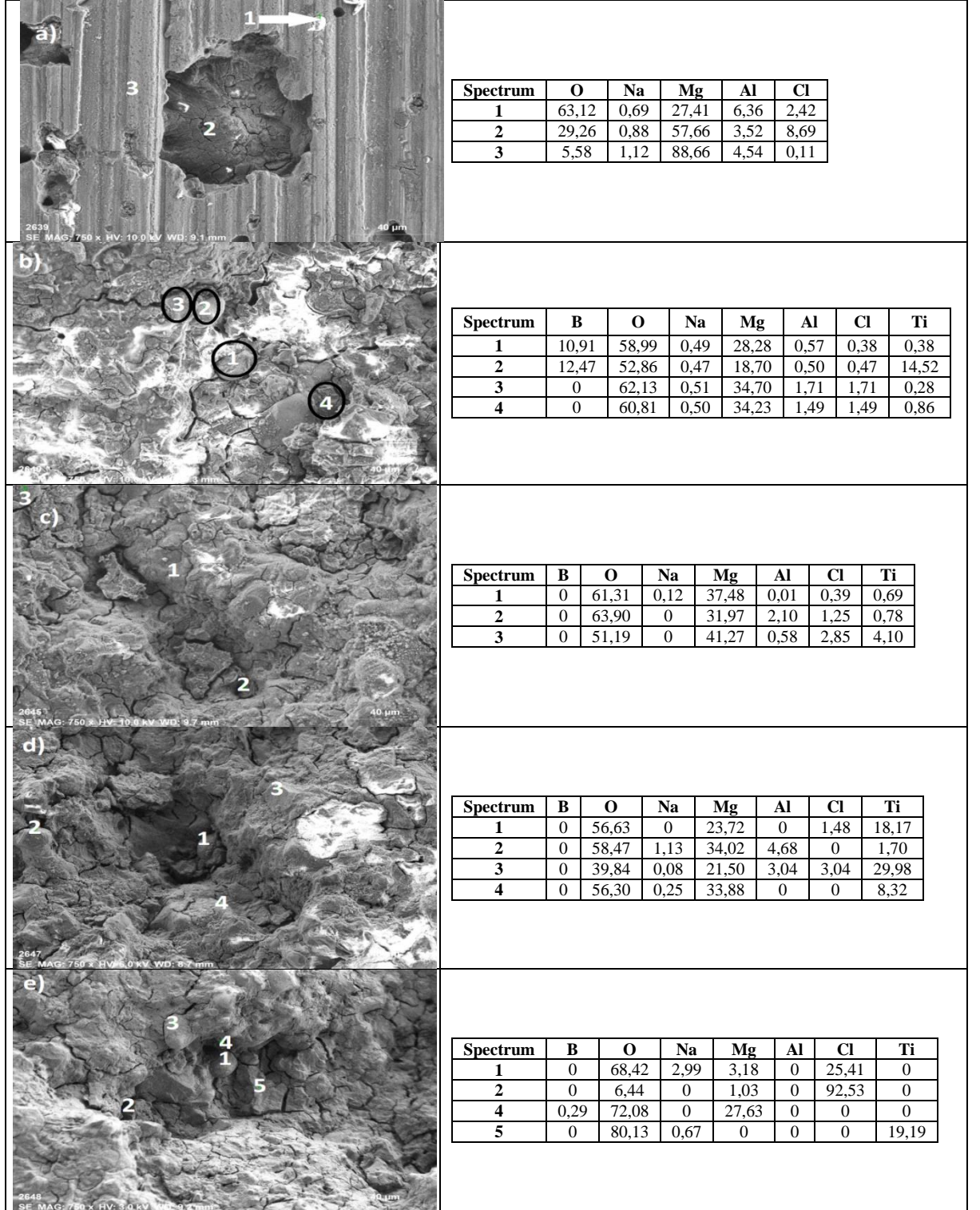
Şekil Ek A.8. N4 numunesinin 40 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.



Şekil Ek A.9. N4 numunesinin 60 N yük altında aşınmış yüzey kimyasal kompozisyon haritalama görüntüsü.

EK AÇIKLAMALAR B.

KOROZYON TESTİ SONRASI EDX ANALİZ SONUÇLARI



Şekil Ek B1. Korozyon sonrası a) AZ91, b) AZ91+TiB₂, c) AZ91+TiB₂+%0,25 GNP, d) AZ91+TiB₂+%0,5 GNP, e) AZ91+TiB₂+%1 GNP EDX analizi.

ÖZGEÇMİŞ

Murat GÜNDOĞAN, 1993 yılında Bandırma’da doğdu. İlk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamladı. Gönen Teknik Lisesine gitti. Lisans eğitimini Karabük Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’nde 2016 yılında tamamladı. 2017 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda Yüksek Lisans programına başladı. 2017 yılında Bandırma’da özel sektörde çalışmaya başladı.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Kurtuluş mah. Gültekin Turhan cad. No:52 Gönen / Balıkesir
Tel. : (542) 357 3635
E-posta : murat.gundogan.93@gmail.com