



**NANO AIN İLAVELİ AZ91/%15 SiC KOMPOZİT
MALZEMELERİN EKSTRÜZYONU, KOROZYON
VE TERMAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Bengü AKIN

**2022
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI**

**NANO AIN İLAVELİ AZ91/%15 SiC KOMPOZİT MALZEMELERİN
EKSTRÜZYONU, KOROZYON VE TERMAL ÖZELLİKLERİNİN
İNCELENMESİ**

Bengü AKIN

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

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI**

**KARABÜK
Temmuz 2022**

Bengü AKIN tarafından hazırlanan “NANO AIN İLAVELİ AZ91/%15 SiC KOMPOZİT MALZEMELERİN EKSTRÜZYONU, KOROZYON VE TERMAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI

.....

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. 28/07/2022

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI (KBÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Yunus TÜREN (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.”

Bengü AKIN

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

NANO AIN İLAVELİ AZ91/%15 SiC KOMPOZİT MALZEMELERİN EKSTRÜZYONU, KOROZYON VE TERMAL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Bengü AKIN

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI

Temmuz 2022, 148 sayfa

Bu çalışmada, AZ91 matrisi (ağırlıkça % Mg-9Al-1Zn) %15 SiC (60-70 m) mikro partiküller ve %0.2-0.5-%0.8 AlN (790 nm) nanopartikül takviyeleri ile güçlendirilerek hibrit kompozitler oluşturulmuştur. Ayrıca hibrit kompozitlerin mikroyapısı, sertliği, sıkıştırma, aşınma, korozyon ve termal özellikleri incelenmiştir. Üretim süreci, toz karışımlarının hazırlanmasını, preslenmesini ve sinterlenmesini; eriyik bazlı indüksiyon karıştırma ile alaşımlama ve döküm; homojenleştirme ve ekstrüzyon, ve son adım olarak, mikro yapı, sertlik, basma, aşınma, korozyon ve termal özelliklerin incelenmesinden oluşur. Toz karışımların oluşturulması sırasında nanoparçacık tozlarının aglomerasyonunu önlemek ve homojen dağılımını sağlamak için sıvı bazlı karıştırma adı verilen yeni bir yöntem kullanılmıştır. Karışımlar; %15 SiC(p)/%15 SiC(p) +%0.2 AlN/%15 SiC(p)+%0.5 AlN/%15 SiC(p)+%0.8 AlN nanopartikül şeklinde hazırlanmıştır.

SiC ve AlN nanopartikülleri içeren üretilen karışımların preslenmesi ve kompakt oluşturulması için 30 ton kapasiteli bir hidrolik pres kullanılmıştır. Üç saat boyunca 500°C'de sıkıştırılmış kapsüller kısmen sinterlendi. Alaşımları eritmek için CO₂+0.8 SF₆ gaz korumalı indüksiyon ergitme cihazı kullanıldı. Ekstrüzyondan önce tüm numuneler 420 °C'de 24 saat homojenize edildi. 30 ton kaldırma kapasiteli hidrolik pres yardımıyla alaşımlar 400 °C sıcaklıkta ve 0,3 mm/sn hızla ekstrüde edilmiştir.

Üretimi yapılan numunelerin mikroyapı incelemeleri, döküm, homojenleştirilmiş ve ekstrüde edilmiş numuneler için yapılmıştır. Mikroyapı analizleri neticesinde SiC ve AlN ilaveleri matris içerisinde homojen bir dağılım sergilemiştir. Takviye oranı %0.8'e yükselmesi ile yapıda topaklanmalar görülmüştür. Homojenleştirilmiş numunelerin mikroyapı görüntülerine bakıldığında ise α -Mg tane boyutlarında belirgin bir değişim görülmezken, ikincil fazların miktarında önemli derecede azalma meydana gelmiştir. Tüm alaşımlar, sıcak ekstrüzyon sırasında dinamik yeniden kristalleşmenin (DYK) bir sonucu olarak, ekstrüzyon sonrası mikro yapı fotoğraflarında tane boyutunda dikkate değer bir azalma göstermiştir. SiC ve AlN takviyesi kompozitlerde genellikle sertlik ve basma dayanımlarını, aşınma ve korozyon direncini arttırmış ve en iyi değerler genellikle %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli kompozit de elde edilmiştir. Yalnızca %15 SiC+%0.8 AlN ilaveli hibrit kompozitin yapıda karşılaşılan topaklanmalardan kaynaklı olarak mekanik özellikleri düşüş göstermiştir. Isıl iletkenlik deneyi sonuçları neticesinde ise en yüksek ısıl iletkenlik değerine %15 SiC+%0.8 AlN ilaveli hibrit kompozitte ulaşılmıştır.

Anahtar kelimeler : Hibrit kompozit malzemeler, magnezyum, nanopartikül, sıvı bazlı karıştırma yöntemi, aşınma, korozyon, termal iletkenlik.

Bilim Kodu : 91512

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

EXTRUSION, CORROSION, AND INVESTIGATION OF THERMAL PROPERTIES OF NANO ALN ADDED AZ91/15% SiC COMPOSITE MATERIALS

Bengü AKIN

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI

July 2022, 148 pages

In this study, hybrid composites were created by reinforcing matrix AZ91 (Mg-9Al-1Zn wt.%) with 15% SiC (60–70 m) microparticles and 0.2-0.5%–0.8% AlN (790 nm) nanoparticle reinforcements. Additionally, the hybrid composites' microstructure, hardness, compression, wear, corrosion, and thermal properties were examined. The manufacturing process entails preparing, pressing, and sintering powder mixes; alloying and casting with melt-based induction mixing; homogenizing and extruding; and, as the last step, inspecting the microstructure, hardness, compression, wear, corrosion, and thermal properties. In order to prevent the agglomeration of nanoparticle powders and to ensure their homogenous distribution during the creation of powder mixes, a novel method called liquid-based mixing was employed. Mixtures; It was prepared as 15% SiC(p)/15% SiC(p) +0.2% AlN/15% SiC(p)+0.5% AlN/15% SiC(p)+0.8% AlN nanoparticles.

A hydraulic press with a capacity of 30 tons was used to press and compact the produced mixtures containing SiC and AlN nanoparticles. The compressed capsules were partially sintered at 500°C for three hours. CO₂+0.8 SF₆ gas shielded induction melting device was used to melt the alloys. Before extrusion, all samples were homogenized at 420 °C for 24 hours. The alloys were extruded at 400 °C and at a speed of 0.3 mm/s with the help of a hydraulic press with a lifting capacity of 30 tons.

Microstructure investigations of the produced samples were made for cast, homogenized and extruded samples. As a result of microstructure analysis, SiC and AlN additions showed a homogeneous distribution in the matrix. As the reinforcement ratio increased to 0.8%, agglomerations were observed in the structure. When the microstructure images of the homogenized samples are examined, there is no significant change in the α -Mg grain sizes, but a significant decrease in the number of secondary phases has occurred. All alloys showed a notable reduction in grain size in the post-extrusion microstructure photos as a result of dynamic recrystallization (DYK) during hot extrusion. SiC and AlN reinforcement generally increased the hardness and compressive strength, wear and corrosion resistance in composites, and the best values were generally obtained in 15% SiC + 0.2% AlN reinforced composites. The mechanical properties of the hybrid composite with only 15% SiC + 0.8% AlN added decreased due to the agglomeration encountered in the structure. As a result of the thermal conductivity test results, the highest thermal conductivity value was reached in the hybrid composite with the addition of 15% SiC + 0.8% AlN.

Key Word : Hybrid composite materials, magnesium, nanoparticle, liquid-based mixing method, wear, corrosion, thermal conductivity.

Science Code : 91512

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans tez konumun belirlenmesinden başlayarak, deneysel çalışmalar ve araştırmalar boyunca kendi bilgi birikimi ve tecrübesini her zaman paylaşan ve beni tezle alakalı her konuda yönlendiren değerli danışman hocam Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI' ya sonsuz saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmamın üretim sürecinde ve bilimsel konularda daima yardımını gördüğüm hocam Sayın Doç. Dr. Yunus TÜREN'e , Sayın Doç. Dr. İsmail ESEN'e sonsuz saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek lisans eğitimi için beni destekleyen Dr. Öğr. Üyesi Mustafa ERER'e sonsuz saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez çalışmasını TÜBİTAK-1002 projesi kapsamında 121M148 proje numarası ile destekleyen TÜBİTAK'a teşekkürlerimi sunarım.

Bu çalışma Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Projeleri Koordinatörlüğü tarafından 21-YL-032 proje numarası ile desteklendiği için KBÜ-BAP birimine teşekkür ederim.

Isıl iletkenlik deneyinin gerçekleştirilmesinde yardımlarını esirgemeyen, Kırıkkale Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırmalar Uygulama ve Araştırma Merkezi çalışanlarına teşekkür ederim.

Son olarak beni her zaman destekleyen, her an yanımda olan, anlayan ve seven annem , babam ve kardeşime teşekkür, sevgi ve saygılarımla.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xviii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xx
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	3
MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI.....	3
2.1. MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ GENEL ÖZELLİKLERİ	3
2.2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI VE STANDARTLARI.....	6
2.3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARINA ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ	8
2.3.1. Alüminyum.....	9
2.3.2. Demir	10
2.3.3. Mangan	11
2.3.4. Çinko	11
2.3.5. Zirkonyum	12
2.3.6. Bakır	13
2.3.7. Nikel	13
2.3.8. Nadir Toprak Elementleri (RE)	13
2.4. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KULLANIM ALANLARI.....	14

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 3	18
MAGNEZYUM METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER	18
3.1. SiC TAKVİYELİ Mg-MMK.....	18
3.2. CNT TAKVİYELİ Mg-MMK.....	20
3.3. TiC TAKVİYELİ Mg-MMK	21
3.4. B ₄ C TAKVİYELİ Mg-MMK.....	23
3.5. Al ₂ O ₃ TAKVİYELİ Mg-MMK	25
3.6. AlN TAKVİYELİ Mg-MMK.....	25
 BÖLÜM 4	 27
MAGNEZYUM ESASLI MALZEMELERİN AŞINMA VE KOROZYON DAVRANIŞLARI.....	 27
4.1. AŞINMA DAVRANIŞLARI	27
4.1.1. Adhesif Aşınma	27
4.1.2. Abrasif Aşınma	28
4.1.3. Oksidatif Aşınma	29
4.1.4. Delaminasyon	30
4.1.5. Termal Yumuşama ve Ergime	30
4.2. KOROZYON DAVRANIŞLARI VE KOROZYON ÇEŞİTLERİ.....	30
4.2.1. Galvanik Korozyon.....	31
4.2.2. Tanelerarası Korozyon.....	33
4.2.3. Oyuklanma Korozyonu.....	33
4.2.4. Gerilme Korozyon Çatlağı.....	34
4.2.5. Yüksek Sıcaklık Korozyonu	34
4.3. KOROZYONA ETKİLEYEN FAKTÖRLER.....	34
4.3.1. Al ve Zn Etkisi.....	34
4.3.2 Empürite elementleri	35
4.4.3. Fazların Etkisi.....	35
4.4.4. Mikroyapı	35
 BÖLÜM 5	 37
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	37

	<u>Sayfa</u>
5.1. MATRİS VE TAKVİYE MALZEMELERİ	37
5.2. KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ.....	39
5.2.1. Toz Karışımlarının Hazırlanması	39
5.2.2. Presleme ve Sinterleme.....	40
5.2.3. Döküm İşlemi	42
5.2.4. Homojenleştirme.....	42
5.2.5. Ekstrüzyon	43
5.3. NUMUNELERİN KARAKTERİZASYONU	45
5.3.1. Yoğunluk Ölçümü	45
5.3.2 Mikroyapı Karakterizasyonu	45
5.3.3. Sertlik Testi.....	47
5.3.4. Basma Testi	47
5.3.5. Korozyon Özelliklerinin Karakterizasyonu.....	48
5.3.6. Aşınma Testi.....	49
5.3.7. Isıl İletkenlik Ölçümü	50
BÖLÜM 6	53
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	53
6.1. KOMPOZİTLERİN YOĞUNLUK ÖLÇÜM SONUÇLARI.....	53
6.2. XRD SONUÇLARI.....	54
6.3. MİKROYAPI SONUÇLARI	57
6.3.1. Optik Mikroyapı Görüntüleri.....	57
6.3.2. Numunelerin SEM-EDX Analizleri	84
6.4. MEKANİK TEST SONUÇLARI.....	91
6.4.1. Sertlik Testi Sonuçları	91
6.4.2. Basma Testi Sonuçları	94
6.5. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI.....	99
6.5.1. Daldırma Testi Sonuçları	99
6.5.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi Sonuçları	112
6.6. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI	115
6.6. ISIL İLETKENLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI.....	132

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 7	134
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	134
KAYNAKLAR	137
ÖZGEÇMİŞ	148



ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. 1997 yılı Mg üretimi yapan ülkeler ve oranları .	5
Şekil 2.2. Magnezyum alaşım elementleri için ASTM kodları .	6
Şekil 2.3. Mg alaşımları standartları ve bileşimleri (ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94). .	7
Şekil 2.4. Mg-Al denge diyagramı .	10
Şekil 2.5. Mg-Fe denge diyagramı .	10
Şekil 2.6. Mg-Mn denge diyagramı .	11
Şekil 2.7. Mg-Zn denge diyagramı .	12
Şekil 2.8. Mg-Zr denge diyagramı .	12
Şekil 2.9. Mg-Cu denge diyagramı .	13
Şekil 2.10. Otomobil üretiminde Mg alaşımından dökülmüş parçalar .	14
Şekil 2.11. VW-Passat'taki (Volkswagen AG) şanzıman muhafazası .	15
Şekil 2.12. Yakıt deposu kapağı (Mercedes-Benz AG) .	16
Şekil 2.13. Helikopter parçaları .	16
Şekil 2.14. Cep telefonu kılıfı (Unitech Company) .	17
Şekil 2.15. Bir telefon santralinin parçaları (Unitech Company) .	17
Şekil 3.1. MMK'in takviye elemanına göre şematik gösterimi .	18
Şekil 4.1. Adhesif aşınma meydana gelmiş yüzey görüntüsü .	28
Şekil 4.2. Abrasif aşınma oluşumu .	28
Şekil 4.3. Abrasif aşınmış yüzey görüntüsü .	29
Şekil 4.4. Oksidatif olarak bozulmuş yüzey görüntüsü .	29
Şekil 4.5. Delamine aşınmış yüzey görüntüsü .	30
Şekil 4.6. a) Makro galvanik korozyon, b) mikro galvanik korozyon .	31
Şekil 4.7. Mg-Al alaşımlarında bulunan başlıca fazlar ile Mg arasında gerçekleşen galvanik korozyonun şematik olarak gösterilmesi .	32
Şekil 4.8. %3.5 NaCl sulu çözeltisine daldırıldıktan sonra magnezyum AM60 alaşımının oyuklanma korozyon görüntüsü .	33
Şekil 5.1. a) AlN b) SiC tozunun SEM görüntüsü .	38
Şekil 5.2. Toz karışımlarının hazırlanma aşaması .	40

Şekil 5.3. Presleme ve ekstrüzyon aşamasında kullanılan hidrolik pres ve presleme işleminin şematik gösterimi.	41
Şekil 5.4. Protherm marka ısıtma işlem fırını.	41
Şekil 5.5. Kompozit malzemelerin üretimi.	44
Şekil 5.6. Üretilen numunelerin görüntüleri.	44
Şekil 5.7. Deneylerde kullanılan PRECISE XB 220A markalı hassas terazi.	45
Şekil 5.8. Rigaku marka XRD cihazı.	46
Şekil 5.9. Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem SEM analiz cihazı.	47
Şekil 5.10. 600 kN basma test cihazı.	48
Şekil 5.11. İleri-geri aşınma testi cihazının şematik gösterimi.	50
Şekil 5.12. Cihazın şematik gösterimi	51
Şekil 5.13. Isıl iletkenlik ölçüm cihazı	52
Şekil 6.1. AlN tozunun XRD analizi.....	55
Şekil 6.2. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitin XRD analizi.....	56
Şekil 6.3. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli hibrit AZ91 kompozitin XRD analizi.	56
Şekil 6.4. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli hibrit AZ91 kompozitin XRD analizi.	57
Şekil 6.5. Takviyesiz AZ91 numunesinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri.	58
Şekil 6.6. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri.	60
Şekil 6. 7. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri.	61
Şekil 6.8. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri.....	62
Şekil 6.9. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri.	63
Şekil 6.10. Takviyesiz AZ91 numunesinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri.	65
Şekil 6.11. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri.	66
Şekil 6.12. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri.	67
Şekil 6.13. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri.	68
Şekil 6.14. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri.	69

Şekil 6.15. Takviyesiz AZ91 numunesinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri.	71
Şekil 6.16. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri.	72
Şekil 6. 17. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri.	74
Şekil 6.18. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri.	75
Şekil 6.19. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri.	77
Şekil 6.20. Takviyesiz AZ91 numunesinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon yönüne paralel optik mikroskop görüntüleri.	78
Şekil 6.21. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon yönüne paralel optik mikroskop görüntüleri.	80
Şekil 6.22. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon yönüne paralel optik mikroskop görüntüleri.	81
Şekil 6.23. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon yönüne paralel optik mikroskop görüntüleri.	83
Şekil 6.24. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon yönüne paralel optik mikroskop görüntüleri.	84
Şekil 6.25. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitin (a) 1KX (düşük) büyütmede ve (b) a şıkında verilen A ile işaretlenen bölgenin 3KX (yüksek) büyütmede SEM görüntüleri.	86
Şekil 6.26. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitin (a) 1 KX (düşük) büyütmede ve (b) a şıkında verilen A ile işaretlenen bölgenin 3 KX (yüksek) büyütmede SEM görüntüleri.	87
Şekil 6.27. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozit malzemenin SEM görüntüsü.	88
Şekil 6.28. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozit malzemenin spektrum 2 EDX analizi.	89
Şekil 6.29. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 hibrit kompozit malzemenin SEM görüntüsü.	90
Şekil 6.30. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 hibrit kompozit malzemenin spektrum 1 EDX analizi.	91
Şekil 6.31. Üretilen kompozit malzemelerin döküm, homojenleştirme ve ekstrüzyon sonrası ortalama sertlik (HB) değerleri.	93
Şekil 6.32. Üretilen kompozit malzemelerin akma mukavemeti değerleri.	94

Şekil 6.33. Üretilen kompozit malzemelerin maksimum basma mukavemeti değerleri.....	95
Şekil 6.34. Üretilen kompozit malzemelerin basma şekil değişimi değerleri.....	97
Şekil 6.35. Basma deneyi sonucunda hasara uğrayan kompozitlerin makro görüntüleri.	99
Şekil 6.36. Kompozitlerin daldırma korozyon deneyi ağırlık kaybı grafikleri.	100
Şekil 6.37. Kompozitlerin daldırma korozyon deneyi korozyon hızı grafikleri.	101
Şekil 6.38. 72 saat süre için daldırma korozyon deneyi sonundaki kompozitlerin korozyon hızı değerleri.....	102
Şekil 6.39. Daldırma deneyi sonucunda numunelerin makro görüntüleri.	104
Şekil 6.40. Takviyesiz AZ91 numunesinin daldırma korozyon sonrası (a) düşük büyütme (b) yüksek büyütme SEM görüntüleri.....	106
Şekil 6.41. Takviyesiz AZ91 numunesinin daldırma korozyon sonrası SEM görüntüsü.....	107
Şekil 6.42. AZ91+%15 SiC+%0.5 AlN kompozitin daldırma korozyon sonrası (a) 82X (düşük) büyütme (b) 1KX (yüksek) büyütme SEM görüntüleri. ..	109
Şekil 6.43. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitin daldırma korozyon sonrası SEM görüntüsü.	110
Şekil 6.44. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitin daldırma korozyon sonrası (a) 77X (düşük) büyütme (b) 1KX (yüksek) büyütme SEM görüntüleri.	112
Şekil 6.45. Kompozitlerin ekstrüzyon yönüne dik kesitten alınan potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.....	113
Şekil 6.46. Kompozitlerin ekstrüzyon yönüne paralel kesitten alınan potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.	114
Şekil 6.47. Üretilen malzemelerin ağırlık kaybı değerleri.	116
Şekil 6.48. Malzemelerin aşınma katsayısı değerleri.....	117
Şekil 6.49. Profilometre ile ölçülen aşınma izi.	118
Şekil 6.50. Kompozitlerin aşınma hızı değerleri.....	119
Şekil 6.51. Kompozitlerin sürtünme katsayısı değerleri.	120
Şekil 6.52. Numunelerin aşınma testi sonrası makro yüzey görüntülemeleri.....	123
Şekil 6.53. Takviyesiz AZ91 numunesinin aşınma sonrası (a) 500X (düşük) büyütme (b) 1KX (yüksek) büyütme SEM görüntüleri.....	125
Şekil 6.54. Takviyesiz AZ91 numunesinin aşınma sonrası SEM görüntüsü.	126
Şekil 6.55. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası (a) 250X (düşük) büyütme (b) 1KX (yüksek).....	128

Şekil 6.56. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası SEM görüntüsü.	129
Şekil 6.57. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası (a) 500X (düşük) büyütme (b) 1KX (yüksek) büyütme SEM görüntüleri.....	131
Şekil 6.58. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası SEM görüntüsü.	132



ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Saf magnezyumun özellikleri	3
Çizelge 2.2. Saf magnezyumun mekanik özellikleri	4
Çizelge 2.3. Magnezyum içeren başlıca mineraller ve magnezyum miktarları	4
Çizelge 2.4. Ticari firmalar tarafından geliştirilen Mg alaşımları (ASTM B80)	8
Çizelge 2.5. Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünübilirlikleri	9
Çizelge 4.1. Magnezyum ve başlıca magnezyum ikincil fazlarının %5 NaCl çözeltilisindeki korozyon potansiyeli değerleri	32
Çizelge 5.1. Matris malzemesinin kimyasal bileşimleri.....	37
Çizelge 5.2. Hazırlanan toz karışımlarının kimyasal bileşimleri.	40
Çizelge 6.1. Üretilen kompozitlerin yoğunluk sonuçları.....	54
Çizelge 6.2. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozit malzemenin EDS analiz sonuçları.	88
Çizelge 6.3. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 hibrit kompozit malzemenin EDS analiz sonuçları.....	90
Çizelge 6.4. Üretilen kompozit malzemelerin döküm,homojenleştirme ve ekstrüzyon sonrası sertlik (HB) değerleri.	92
Çizelge 6.5. Üretilen kompozit malzemelerin akma mukavemeti değerleri.....	94
Çizelge 6.6. Üretilen kompozit malzemelerin maksimum basma mukavemeti değerleri.....	95
Çizelge 6.7. Üretilen kompozit malzemelerin basma şekil değişimi değerleri.....	96
Çizelge 6.8. Takviyesiz AZ91 numunesinin daldırma korozyon sonrası EDS analiz sonuçları.....	107
Çizelge 6.9. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitin daldırma korozyon sonrası EDX analiz sonuçları.....	110
Çizelge 6.10. Kompozitlerin ekstrüzyon yönüne dik kesitten alınan korozyon akım yoğunlukları ve potansiyel değerleri.....	114
Çizelge 6.11. Kompozitlerin ekstrüzyon yönüne paralel kesitten alınan korozyon akım yoğunlukları ve potansiyel değerleri.....	115
Çizelge 6.12. Numunelerin 1000 m sonundaki ağırlık kayıpları.	116
Çizelge 6.13. Takviyesiz AZ91 numunesinin aşınma sonrası EDS analiz sonuçları.	126

Sayfa

Çizelge 6.14. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası EDX analiz sonuçları.....	129
Çizelge 6.15. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası EDS analiz sonuçları.....	132
Çizelge 6.16. Üretilen malzemelerin ısıl iletkenlik değerleri.	133



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

SiC : silisyum karbür

Al₂O₃ : alümina

B₄C : bor karbür

CNT : karbon nano tüp

AlN : alüminyum nitrür

Mg : magnezyum

MgO : magnezyum oksit

Si : silisyum

Al : alüminyum

Fe : demir

Zn : çinko

Zr : zirkonyum

Cu : bakır

MMK: metal matrisli kompozitler

TiC : titanyum karbür

KISALTMALAR

ASTM : American Society for Testing and Materials (Amerika Deneme ve Malzeme Topluluğu)

DIN : Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)

EN : European Norm (Avrupa Normu)

AFNOR : Association Française de Normalisation

SEM : Scanning Electrone Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)

XRD : X-ray Diffractometer

EDX : Energy Dispersive X-ray

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Çevresel ve finansal faktörler nedeniyle elektronik, otomotiv ve havacılık endüstrilerinde düşük yoğunluklu ve yüksek mukavemetli malzemelere olan talep son yıllarda istikrarlı bir şekilde artmıştır. Düşük yoğunluğu, yüksek özgül dayanımı ve iyi sönümleme özellikleri nedeniyle magnezyum, otomotiv, havacılık ve elektronik endüstrilerinde dikkat çeken malzemelerden biri olmuştur. Ancak magnezyum ve alaşımlarının zayıf aşınma dirençleri, zayıf mekanik özellikleri ve zayıf korozyon direnci nedeniyle bu endüstrilerde kullanımı sınırlıdır. Magnezyum metal matrisli kompozit malzemeler, bu dezavantajları azaltmak ve bu sektörlerde magnezyum kullanımını artırmak amacıyla en çok araştırılan konular arasındadır. Ek olarak, AZ91 alaşımlarında uzama ve darbe dayanımları güçlüdür. Ayrıca güçlü korozyon direncine, iyi mekanik özelliklere ve iyi dökülebilirliğe sahiptirler.

SiC, Al₂O₃, B₄C, CNT ve AlN sıklıkla kullanılan mikro boyuttaki Mg alaşım takviyelerindendir. Magnezyum ve alaşımlarının mekanik, aşınma, sertlik ve korozyon özellikleri, bu takviye malzemelerinin kullanımıyla büyük ölçüde geliştirilebilir. Bu çalışmada mikro SiC takviye olarak kullanılmıştır. SiC çok sert bir malzeme olup çok yüksek aşınma ve sürünme mukavemeti ve yüksek ısı şok dayanımına sahiptir. Bu takviyelerin kullanılmasıyla çok yüksek bir gelişme elde edemeyen araştırmacılar nano boyuttaki takviyelere yönelmişlerdir. Takviyeler mikrodan nanoya küçüldüklerinde elektriksel, termal, optik ve mekanik özellikleri değişmektedir. Yüksek yüzey alanlı nanoparçacık takviyeli kompozitler, özellikle son beş yılda geniş çapta kabul görmüşlerdir. Özellikle nano alüminyum nitrür, seramikler arasında yüksek sıcaklık dayanımı gösteren ileri teknolojik seramik malzemelerinden biridir. Bu çalışmada da takviye olarak AlN kullanarak yüksek termal iletkenlik, düşük termal genleşme, düşük elektriksel direnç, yüksek sertlik, korozyon ve aşınma direnci gibi önemli özelliklerin geliştirilmesi amaçlanmıştır.

Magnezyum matrisli kompozitler için literatürde en çok kullanılan üretim yöntemleri, infiltrasyon yöntemi, sıkıştırma döküm, karıştırmalı döküm, ve toz metalurjisidir. Bu çalışmada ise takviyelerin homojen karışmasını sağlamak için toz metalurjisi ve sıvı bazlı karıştırma yöntemi birarada kullanılmıştır. Toz karıştırma aşamasında iki yöntemin birlikte kullanılması ve toz karıştırma aşamasından sonra kullanılan presleme, sinterleme, döküm, homojenleştirme ve ekstrüzyon yöntemi ile üretilen malzemenin mekanik özelliklerinin olumlu yönde etkilenmesi beklenmektedir.

Bu çalışmanın amacı, sıvı bazlı karıştırma yöntemi ve toz metalurjisi kullanılarak döküm yöntemiyle mikro ve nano takviye malzemesi ilavesiyle, üretilen numunelerin mekanik, aşınma, korozyon ve termal özelliklerinin incelenmesidir. Bu amaçla, matris olarak AZ91 alaşımı tercih edilmiştir. Takviye malzemesi olarak mikro SiC ve nano AlN seçilmiştir. Üretilen kompozitlerin yoğunluk, mikroyapı, sertlik, basma, aşınma, korozyon ve termal özellikleri ayrıntılı olarak incelenmiştir.

Bu çalışma iki kısma ayrılır: literatür çalışması ve deneysel çalışmalar. Bununla birlikte, literatür taraması ve deneysel çalışmalar ayrı ayrı incelenmiştir. Bu çalışmaların ilk bölümü olan "Giriş" bölümünde çalışmanın genel bir görünümü verilmektedir. Magnezyum ve magnezyum alaşımlarının genel özellikleri ikinci bölümde detaylı olarak ele alınmıştır. Ayrıca, Mg alaşımlarına alaşım elementlerine etkisi ve çeşitli endüstrilerde uygulama alanlarına örnekler verilmiştir. Üçüncü bölümde, metal matrisli kompozit malzemeler, kullanılan takviye elemanları anlatılmıştır. Magnezyum bazlı malzemelerin aşınma ve korozyon davranışları dördüncü bölümde ayrıntılı olarak ele alınmıştır. Deneysel araştırmada kullanılan cihazlar ve yapılan deneyler altıncı bölümde anlatılmıştır. Çalışmanın yedinci bölümü, deneysel bulguların ve tartışma bölümünün yanı sıra sonuçların ayrıntılı bir analizini içermektedir. Araştırmanın genel sonuçları ise son bölüm olan sekizinci bölümde sunulmuştur.

BÖLÜM 2

MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

2.1. MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ GENEL ÖZELLİKLERİ

1774 yılında keşfedilen ve adını antik kent Magnesia'dan alan magnezyum, yerkabuğunun toplam kütlelerinin %2'sini oluşturan 6. en çok bulunan elementtir. Periyodik element tablosunda (alkali toprak metalleri grubu) ikinci ana gruba aittir ve bu nedenle doğada elemental formda değil, sadece kimyasal kombinasyonlarda bulunur [1]. Çizelge 2.1 ve 2.2, saf magnezyumun fiziksel ve mekanik özelliklerini göstermektedir.

Çizelge 2.1. Saf magnezyumun özellikleri [2].

Özellik	Değer
Ergime Noktası (°C)	650 ± 2
Kaynama Noktası (°C)	1107 ± 10
Ergime Gizli Isısı (MJ/kg)	0.37
Yanma Isısı (MJ/kg)	25.1
Elektriksel Direnci 20°C'de ($\mu\Omega$ cm)	4.45
Isıl İletkenliği 25°C'de (W/(kg K))	155
Isıl Genleşme Katsayısı (Lineer) 20°C'de	$25.2 * 10^{-6} K^{-1}$
Yoğunluk (g/cm ³)	
20°C'de	1.738
650°C'de (katı)	1.65
650°C'de (sıvı)	1.58
Katılaşma Sırasında Hacimsel Değişim (%)	4.2
Soğuma Sırasında Hacimsel Değişim (650–20°C) (%)	5

Çizelge 2.2. Saf magnezyumun mekanik özellikleri [3].

	Çekme Dayanımı	Çekmede Akma Dayanımı	Basmada Akma Dayanımı	Uzama % 50 mm	Brinell Sertliği
	MPa	MPa	MPa	-	500 kp/10 mm
Kum döküm,	90	21	21	2-6	30
Ekstrüzyon	165-205	69-105	34-55	5-8	35
Haddelenmiş levha	180-220	115-140	105-115	2-10	45-47
Tavlanmış levha	160-195	90-105	69-83	3-15	40-41

Doğada sıklıkla bulunan çok sayıda mineral magnezyum içerir. Çizelge 2.3, her bir mineralin içerdiği magnezyum miktarları ile birlikte magnezyum içeren ana mineralleri listeler [4].

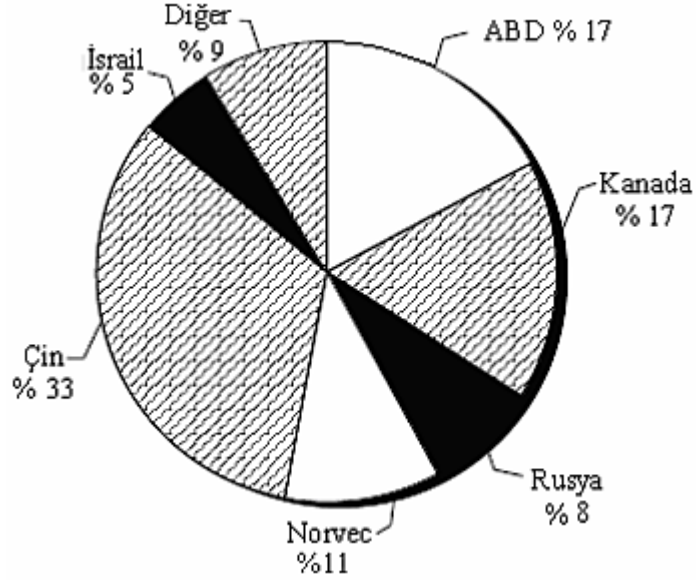
Çizelge 2.3. Magnezyum içeren başlıca mineraller ve magnezyum miktarları [4].

Mineral Adı	Kimyasal Formül	Magnezyum ağırlık %	Miktarı,
Brusit	Mg(OH) ₂	41.7	
Manyezit	MgCO ₃	28.8	
Serpantin	3MgO . 2SiO ₂ . 2H ₂ O	26.3	
Dolomit	MgCO ₃ . CaCO ₃	13.2	
Karnalit	KCl . MgCl ₂ . 6H ₂ O	8.8	
Tuzlu göl suyu	MgCl ₂ . MgSO ₄	0.8	
Deniz suyu	MgCl ₂ . MgSO ₄	0.14	

Karnolit, magnezit veya dolomit cevherleri, tuz birikintileri, doğal ve sentetik tuzlu sular veya tuzlu su, magnezyum metali yapmak için kullanılan hammaddelerdir. İndirgeme ilkesine göre magnezyum, erimiş magnezyum klorürün (MgCl₂) elektrolizi, dolomitten kimyasal çöktürme ve saflaştırma teknikleri veya doğrudan tuzlu sudan magnezyum oksitin (MgO) termal indirgenmesi yoluyla üretilir [5].

Mg, MgO'nun Silisyum (Si) ile redüksiyonu sonucu da üretilmektedir. Bu işlem gerçekleşirken ferrosilis, katı halde magnezyum oksit ile birleşir ve yüksek sıcaklık ve düşük basınç koşullarında magnezyum gaza dönüşür ve kristaller oluşturur. Bu kristallerin eritilip dökülerek külçeler oluşturulur. İsrail, Avustralya, Rusya, Kanada,

Çin ve Norveç ülkeleri magnezyumun en büyük üreticileridir. Dünyanın en büyük 13 üreticisinden biri Norsk-Hydro'dur. Şekil 2.1, 1997 yılında Mg üreten ülkeleri oranlarıyla birlikte listeler.



Şekil 2.1. 1997 yılı Mg üretimi yapan ülkeler ve oranları [6].

Magnezyum, gümüş beyazı rengi ve 1.74 g/cm^3 yoğunluğu ile yapısı en hafif olan metaldir. Ayrıca alüminyumdan %36 ve çelikten %78 daha hafiftir [4],[7]. Magnezyum alaşımlarının çoğunluğunun sergilediği mükemmel işlenebilirlik ve işlenebilirlik sayesinde en karmaşık dökümler bile kolaylıkla yapılabilir.

Buna ek olarak aşağıda Magnezyuma ait tüm avantajlı özellikler sıralanmıştır: [1]

- 1.74 g/cm^3 ile tüm inşaat metallerinin en düşük yoğunluğa sahip; hafif yapı parçaları üretimi mümkün
- Yüksek özgül mukavemet (kuvvet/yoğunluk oranı)
- Mükemmel döküm yeteneği
- İyi işleme kabiliyeti (frezeleme, tornalama, testereleme)
- Yüksek saflıkta (HP) alaşımlarla geliştirilmiş korozyon direnci
- Yüksek sönümleme özellikleri
- Soy gazlar altında iyi kaynaklanabilirlik
- Entegre geri dönüşüm mümkün

Mükemmel özelliklerin yanı sıra, bu alaşımların bazı dezavantajları bulunmaktadır. Magnezyum, yüksek derecede kimyasal reaktivite, altıgen sıkı paketlenmiş kristal yapı, düşük kayma sistemleri nedeniyle zayıf soğuk şekillendirilebilirlik, düşük elastik modül ve düşük aşınma ve sürünme direnci gibi bir dizi dezavantaja sahiptir [8], [9].

2.2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI VE STANDARTLARI

Magnezyum ticari saflık değeri %99,8 olmasına rağmen mühendislik uygulamalarında kullanılabilmesi için diğer metallerle alaşımlanması gerekir. Bu metaller arasında alüminyum, çinko, mangan, toryum, nadir toprak elementleri ve gümüş bulunur [4], [10].

Magnezyum alaşımlarının tanımlanması ASTM normunda dünya çapında standardize edilmiştir; her alaşım, ana alaşım elementlerini gösteren harflerle, ardından yüzde cinsinden her (genellikle iki) ağırlığın yuvarlak rakamlarıyla işaretlenmiştir. Şekil 2.2, mevcut her alaşım elementi için anahtar harfleri göstermektedir [1].

Kısaltma harf	Alaşım elementi	Kısaltma harf	Alaşım elementi
A	alüminyum	N	nikel
B	bizmut	P	kurşun
C	bakır	Q	gümüş
D	kadmiyum	R	krom
E	nadir toprak	S	silikon
F	demir	T	kalay
H	toryum	W	itriyum
K	zirkonyum	Y	antimon
L	lityum	Z	çinko
M	manganez		

Şekil 2.2. Magnezyum alaşım elementleri için ASTM kodları [1].

Örnek AZ91 alaşımının açıklaması aşağıda verilmektedir; [11], [12] .

A→ Al'yi yani Mg'den sonra alaşımdaki en fazla elementi ifade eder.

Z→ Zn'yi yani 2.olarak en fazla kullanılan elementi ifade eder.

- 9→ Alaşımdaki Al oranının yaklaşık 8.6- 9.4 arasında olacağını ifade eder.
1→ Alaşımdaki Zn oranının yaklaşık 0.6- 1.2 arasında olacağını ifade eder.

Magnezyum alaşımları ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94 de göre standartları Şekil 2.3’de gösterilmiştir.

<i>Alaşım Elementi</i>	<i>Magnezyum Alaşımları</i>								
	<i>AM50</i>	<i>AM60</i>	<i>AS21</i>	<i>AS41</i>	<i>AZ31</i>	<i>AZ80</i>	<i>AZ91</i>	<i>ZE10</i>	<i>ZK60</i>
<i>Al</i>	4,5- 5,3	5,6- 6,4	1,9- 2,5	3,7- 4,8	2,5- 3,5	7,8-9,2	8,5-9,5	0,05 max.	0,05 max.
<i>Zn</i>	0,20 max.	0,20 max.	0,15- 0,25	0,10 max.	0,7- 1,3	0,2-0,8	0,45- 0,90	1,0-1,5	4,8-6,2
<i>Mn</i>	0,28- 0,50	0,26- 0,50	0,20 min.	0,35- 0,60	0,20 min.	0,15- 0,5	0,17- 0,40	0,1 max.	0,1 max.
<i>Si (max)</i>	0,05 max.	0,05 max.	0,70- 1,2	0,60- 1,4	0,05 max.	0,10 max.	0,05 max.	0,05 max.	0,05 max.
<i>Fe (max)</i>	0,004 max.	0,004 max.	0,004 max.	0,035 max.	0,005 max.	0,05 max.	0,004 max.	0,03 max.	0,03 max.
<i>Cu</i>	0,008 max.	0,008 max.	0,008 max.	0,015 max.	0,05 max.	0,05 max.	0,025 max.	0,025 max.	0,05 max.
<i>Ni (max)</i>	0,001 max.	0,001 max.	0,001 max.	0,001 max.	0,005 max.	0,005 max.	0,001 max.	0,005 max.	0,005 max.
<i>Be</i>	-	-	-	-	-	0,002	-	0,002	0,002
<i>Ce</i>	-	-	-	-	-	-	-	0,12- 0,25	-
<i>Zr</i>	-	-	-	-	-	-	-	-	0,3- 0,9
<i>Diğer</i>	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,01
<i>Mg</i>	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan

Şekil 2.3. Mg alaşımları standartları ve bileşimleri (ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94) [13],[14] .

Havacılık endüstrisi ASTM, EN, DIN ve AFNOR standartlarını kullanmasına rağmen, sektördeki üreticiler son zamanlardaki hızlı büyümenin bir sonucu olarak çeşitli magnezyum alaşımları oluşturmuşlardır [15]. Çizelge 2.4, firmalar tarafından oluşturulan çeşitli alaşımların kimyasal bileşimlerini listelemektedir.

Çizelge 2.4. Ticari firmalar tarafından geliştirilen Mg alaşımları (ASTM B80) [15].

Alaşım adı	Alaşım elementleri (%)							
	Zn	RE	Y	Zr	Ag	Cu	Ne	Mg
RZ5	3.5-5	0.8-1.7	-	0.4-1	-	-	-	Kalan
WE43	-	2.4-4.4	3.7-4.3	0.4 min.	-	-	-	Kalan
MSR-B	-	2-3	-	0.4-1	2-3	-	-	Kalan
EQ21	-	1.5-3	-	0.4-1	1.3-1.7	0.05-0.1	-	Kalan
WE54	-	1-2	4.75-5.5	4 min.	-	-	1.5-2	Kalan

2.3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARINA ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ

Diğer metaller gibi, magnezyum da mekanik niteliklerini geliştirmek için çoğunlukla alaşımlandırılarak kullanılır. Magnezyum ana elementler, alkali ve toprak elementleri ile alaşımlandırıldığında tipik olarak yüksek bir mukavemet-ağırlık oranına sahiptir [11]. Magnezyum alaşımlarının iki tane önemli sertleştirme işlemi, katı eriyik sertleştirme ve çökelme sertleştirmesidir. Ek olarak, katı bir çözeltinin oluşması için her iki bileşenin de aynı kristal yapıyı paylaşması gerekir. Çizelge 2.5, ikili Mg alaşımlarında üretilen katı intermetalik fazların çözünürlüğü hakkında bilgi içerir [16].

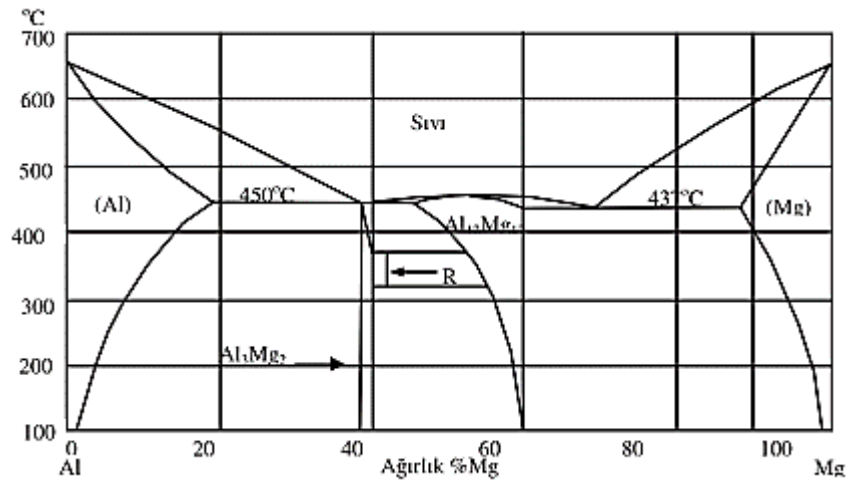
Çizelge 2.5. Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünübilirlikleri [15].

Sistem	Max. Çöz.		Faz	Ergime noktası °C	Sistem	Max. Çöz.		Faz	Ergime noktası °C
	% ağı.	% at.				% ağı.	% at.		
Mg-Al	12.7	11.6	Mg ₁₇ Al ₁₂	402	Mg-Sm	5.8	0.99	Mg ₆₂ Sm	-
Mg-Ca	0.95	0.58	Mg ₂ Ca	714	Mg-Nd	3.6	0.63	Mg ₄₁ Nd ₅	560
Mg-Sc	25.9	15.9	MgSc	800	Mg-Th	5.0	0.49	Mg ₂₃ Th ₆	772
Mg-Mn	2.2	1.0	Mg ₂ Mn	1245	Mg-Dy	25.8	4.83	Mg ₂₄ Dy ₅	610
Mg-Zn	8,4	3,3	MgZn	347	Mg-Ho	28,0	5,44	Mg ₂₄ Ho ₅	610
Mg-Y	12.0	3.6	Mg ₂₄ Y ₅	620	Mg-Tm	31.8	6.26	Mg ₂₄ Tm ₅	645
Mg-Zr	3.6	0.99	MgZr	1855	Mg-Yb	3.3	0.48	Mg ₂ Yb	718
Mg-Ag	15.5	4.0	Mg ₃ Ag	492	Mg-Lu	41.0	8.80	Mg ₂₄ Lu ₅	-
Mg-Sn	14.85	3.45	Mg ₂ Sn	770	Mg-Tl	60.5	15.4	Mg ₅ Tl ₂	413
Mg-Ce	0.74	0.13	Mg ₁₂ Ce	611	Mg-Pb	41.7	7.75	Mg ₂ Pb	538
Mg-Pr	1.7	0.31	Mg ₁₂ Pr	585	Mg-Bi	8.85	1.12	Mg ₃ Bi ₂	821

Ticari Mg alaşımlarında bulunan alaşım elementlerinin etkisi aşağıda belirtilmiştir.

2.3.1. Alüminyum

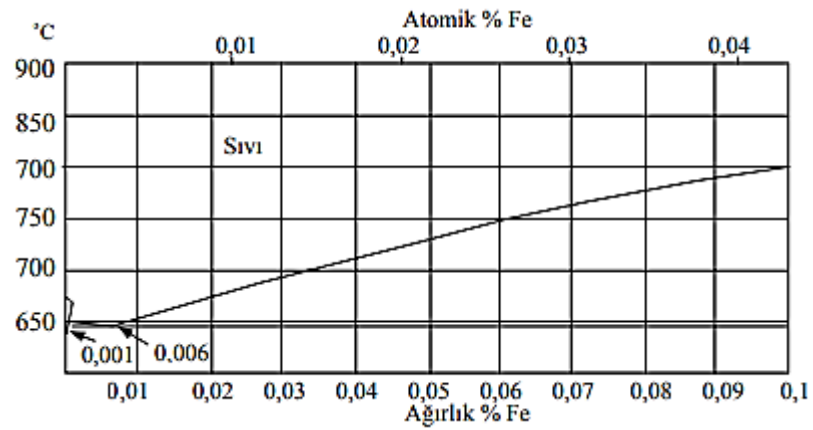
Al, magnezyumda ağırlıkça %12.7'lik bir maksimum çözünürlüğe sahiptir ve magnezyum alaşımlarında en sık kullanılan alaşım elementidir. Magnezyumun (Mg), döküm alaşımlarının mikro gözenek azaltmasını, eriyik dökülebilirliğinin geliştirilmesini ve katı çökelme mukavemetini alüminyum artırmaktadır. Alüminyum ilavesi ile alaşımın sünekliği azalır, ancak sertliği, mukavemeti ve katılaşma süresi artar. Mg₁₇Al₁₂ intermetalik katı eriyik sertleşmesi ve çökelme sertleşmesiyle oluşur ve düşük sıcaklıklarda ($\leq 120^{\circ}\text{C}$) oluşarak alaşım dayanımını kuvvetlendirir [11], [13], [17], [18]. Mg-Al dengesi diyagramı Şekil 2.4'de gösterilmiştir.



Şekil 2.4. Mg-Al denge diyagramı [19].

2.3.2. Demir

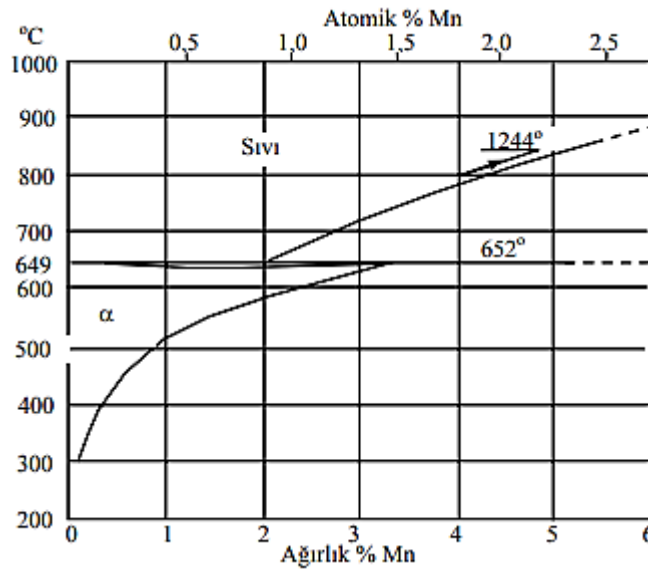
Demir, magnezyum alaşımları içinde istenmeyen elementlerden biridir. Çünkü çok küçük oranları bile korozyon direncini çok fazla etkilemektedir. Ticari olarak yapılan alaşımlamalarda demir içeriği %0,01 ile %0,03 arasında kullanılmaktadır. Şekil 2.5’de Mg-Fe denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.5. Mg-Fe denge diyagramı [19].

2.3.3. Mangan

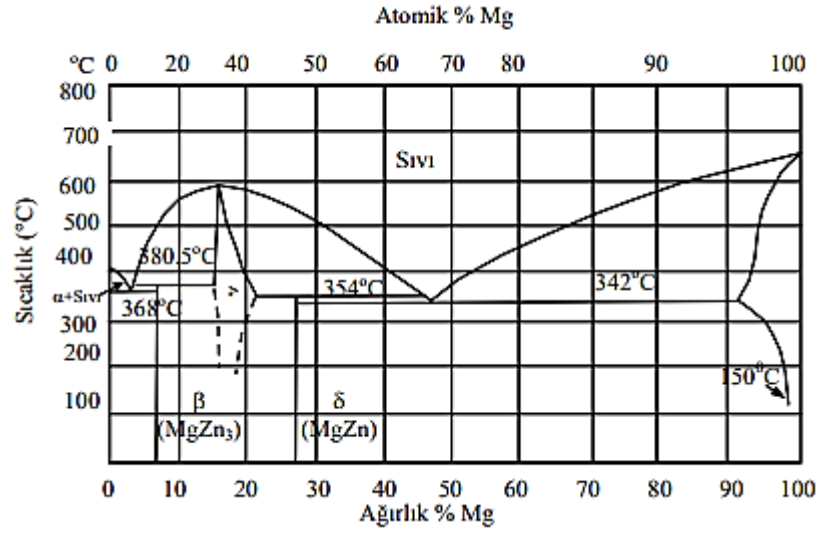
Alaşıma Mn eklenmesinin asıl amacı korozyon direncini arttırmaktır. Mg alaşımlarında Mn, korozyon direnci üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Fe-Mn içeren çökeltilerde Fe'yi düzenlemek için Mn kullanılır. Mn, Fe'nin etkisini azaltır, Mg alaşımlarının sürünme direncini iyileştirir ve korozyonu önler [11], [13], [18] [20]. Şekil 2.6'daki Mg-Mn denge diyagramı, sıcaklığa bağlı olarak Mn'nin Mg'de %3.4'e kadar katı bir çözelti oluşturabileceğini göstermektedir.



Şekil 2.6. Mg-Mn denge diyagramı [19].

2.3.4. Çinko

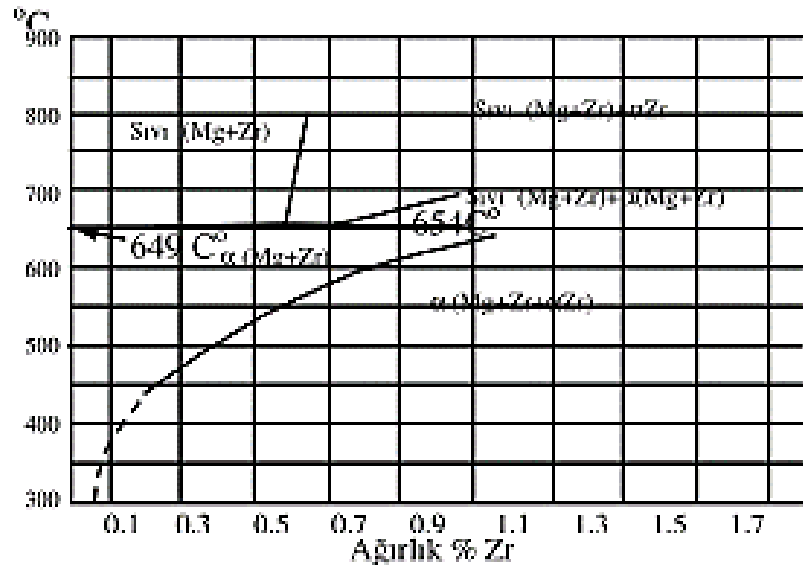
Alüminyumdan sonra magnezyum alaşımlarında kullanılan en popüler ikinci bileşendir çünkü dökülebilirliği artırır ve malzemeyi güçlendirir [7]. Zn, tane sınırlarında ötektik varlığını yükselterek alaşımın katılaşma sıcaklığını düşürür. Cu'nun korozyon özellikleri üzerindeki olumsuz etkisini ortadan kaldırmak için Zn eklenir [11], [18], [21] . Şekil 2.7 Mg-Zn denge diyagramını içermektedir.



Şekil 2.7. Mg-Zn denge diyagramı [13], [18].

2.3.5. Zirkonyum

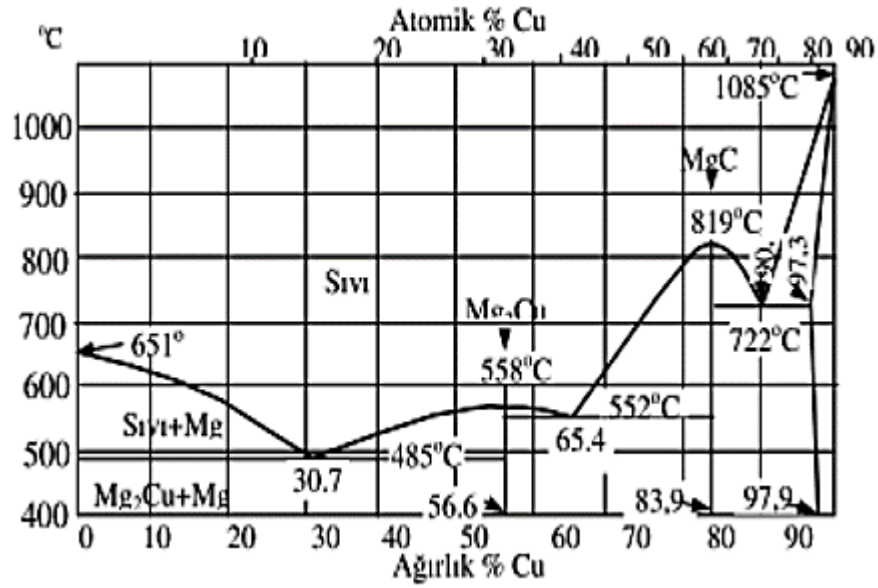
Zirkonyum ilavesi, magnezyum alaşımlarında tane inceltici özellik sergiler. Oda sıcaklığında Zr, mekanik özellikleri iyileştirir. Toprak bileşenleri ile birleştirildiğinde, Zr dökülebilirliği artırır [22]. Şekil 2.8’de Mg-Zr denge diyagramı gösterilmektedir.



Şekil 2.8. Mg-Zr denge diyagramı [19].

2.3.6. Bakır

Alaşımanın yüksek sıcaklıklara dayanma kabiliyetini artırmaktadır. Oran 0.05'ten (ağırlık %) yüksekse alaşımanın korozyon direnci olumsuz etkilenir [23]. Alaşımanın yüksek sıcaklıklardaki direnci Cu ile iyileştirilir, [16]. Şekil 2.9, magnezyum ve bakırın denge diyagramını göstermektedir.



Şekil 2.9. Mg-Cu denge diyagramı [19].

2.3.7. Nikel

Nikel ilavesi, magnezyumun korozyona direnme kabiliyeti üzerinde olumsuz bir etkiye sahiptir. Ticari alaşımlarda müsaade edilen nikel konsantrasyonu ağırlıkça %0.01-0.03 arasındadır. Alaşımanın güçlü korozyon direncine sahip olması için nikel miktarı ağırlıkça %0.002'den fazla olmamalıdır (ASTM B 94) [23] .

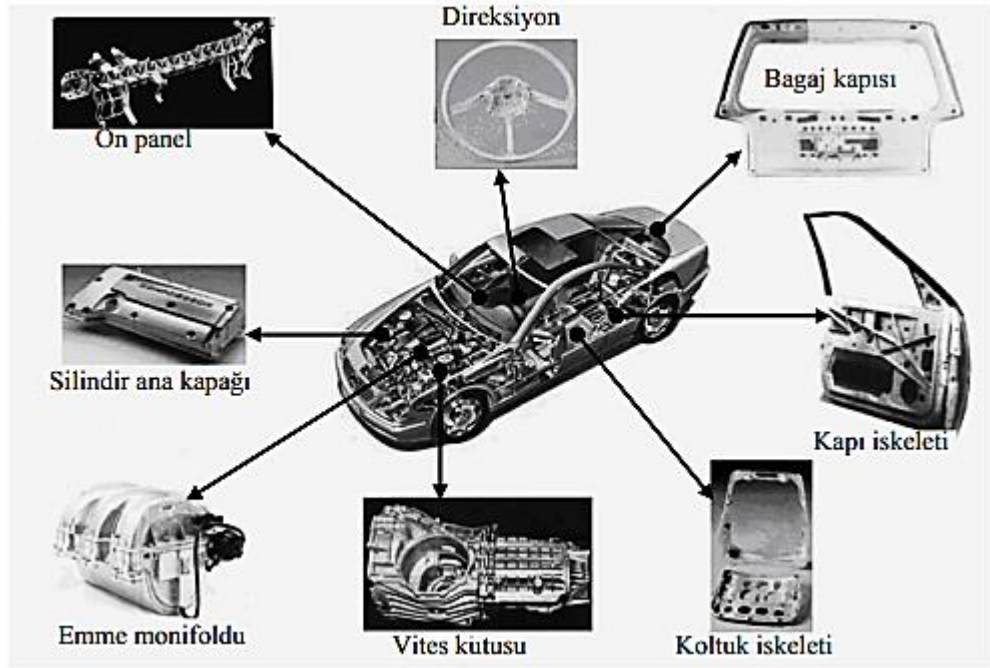
2.3.8. Nadir Toprak Elementleri (RE)

RE elementleri (Be, Mg, Ca, Sr, Ba, Rd) döküm gözenekliliğini azaltırken yüksek ısı direncini ve sürünme direncini artırır [11],[13],[24]. Oda ve yüksek sıcaklıklarda

alaşımda katı eriyik ve çökelme sertleşmesi yaparlar [24]. Ayrıca nadir toprak elementleri alaşımın dayanım özelliklerini de geliştirmektedir.

2.4. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KULLANIM ALANLARI

Elektronik, savunma, havacılık ve diğer endüstrilerde magnezyum alaşımları sıklıkla kullanılmaktadır [25]. Mg metali, düşük yoğunluğu sayesinde otomotiv ve havacılık endüstrilerinde ağırlık azaltma arayışına yönelik mühendislik uygulamaları açısından en hafif yapı metali olarak öne çıkıyor. Özellikle günümüzde, yakıtın daha ekonomik kullanımı ve daha düşük emisyon taleplerini karşılamak için durum, otomobil uygulamalarında ağırlık tasarrufuna kaymıştır. Şekil 2.10'da görüldüğü gibi otomobil parçalarında Mg alaşımı yaygın olarak kullanılmaktadır.



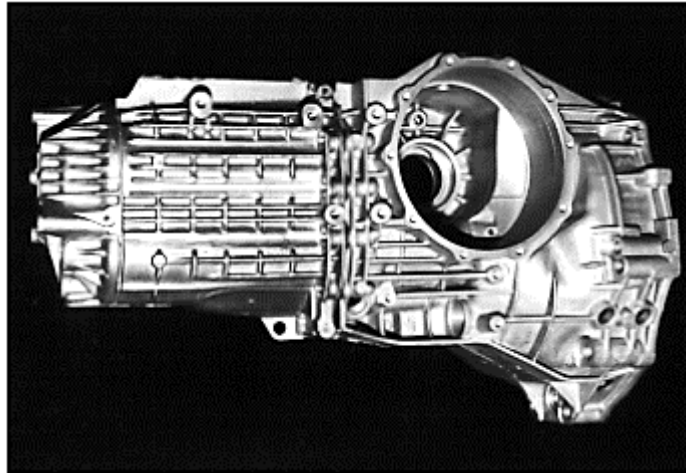
Şekil 2.10. Otomobil üretiminde Mg alaşımından dökülmüş parçalar [26].

Magnezyum döküm parçalarının otomobillerde kullanımı 1930 yıllarına dayanmaktadır. En ünlü örnek VW-Beetle olmak üzere, karter, eksantrik mili dişlisi, dişli kutusu gövdesi, birkaç kapak ve bir elektrik jeneratörünün kolu gibi çok fazla parça üretime eklendi, bu da çeliğe kıyasla toplam kütlede 50 kg azalma anlamına

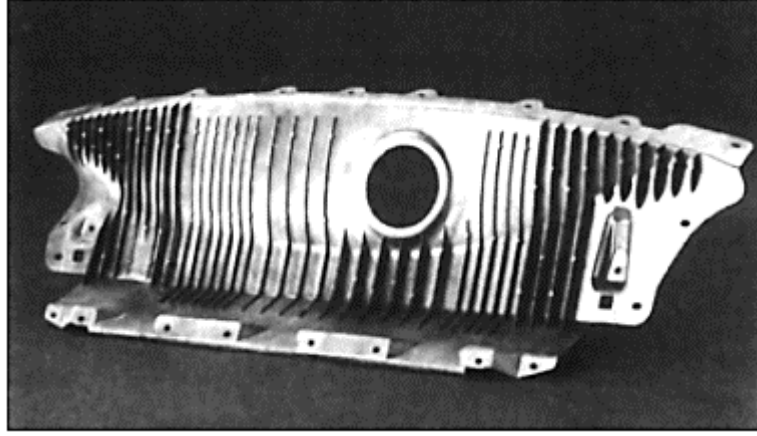
gelmektedir. VW-Beetle'ın üretimi 1960 yılında yaklaşık 21.000 ton magnezyum alaşımı kullanmıştır [27].

Otomotiv endüstrisi, makul maliyetlerle yüksek kalitede basınçlı döküm ile seri üretim seri parçaları olasılığı nedeniyle, büyük ölçüde magnezyum alaşımlarının ana kullanıcısıdır. Araçlardaki magnezyum parçalarının örnekleri şunları içerir:

- Şanzıman muhafazası, örn. VW Passat'ta, Audi A4 (Şekil 2.11).
- Lupo'nun ("3 litrelik araba") AM50'den (3,2 kg) yapılmış iç bagaj kapağı.
- Mercedes-Benz SLK'da depo kapağı (Şekil 2.12).
- Silindir kapakları, örn. AZ91HP'den soğuk oda dökümüyle yapılmış ve 1,4 kg ağırlığa sahip [28].
- Gösterge paneli, ör. Audi A8'de ve Buick Park Avenue/Le Sabre'de [29].
- Koltuk çerçeveleri [30].
- Direksiyonlar, örn. Toyota Lexus, Celica, Carina ve Corolla'da [29].
- Jantlar, örn. Porsche Carrera RS'de (9,8 kg AM70 HP; düşük basınçlı külçe döküm [28].

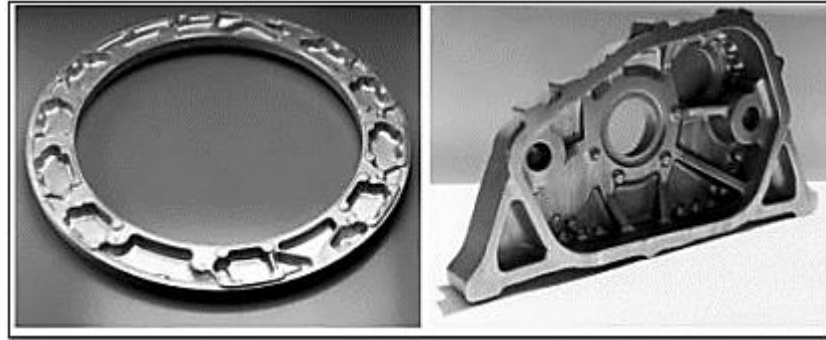


Şekil 2.11. VW-Passat'taki (Volkswagen AG) şanzıman muhafazası [7].



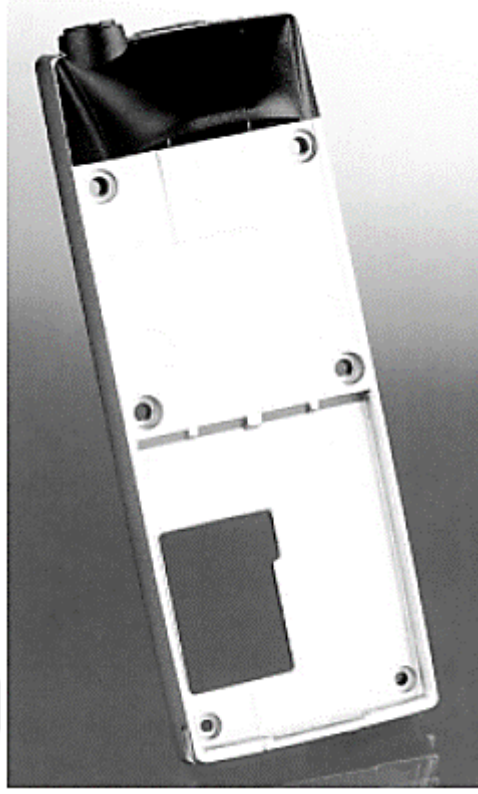
Şekil 2.12. Yakıt deposu kapağı (Mercedes-Benz AG) [7].

Havacılık endüstrisinde hafif malzeme kullanımı en önemli noktalardan birisidir. Zamanla, havacılıkta düşük yoğunluklu polimerler ve kompozitler kullanılmaya başlandı. Böylelikle Mg esaslı malzemeler, uçaklarda kullanılmaya başlanılmıştır. Askeri havacılıkta, şanzıman gövdelerinde, helikopter şanzıman kasalarında ve uçak motorlarında sıklıkla kullanılmaktadır. Titan, Atlas ve Agena balistik füzeleri magnezyum kullanan füzeler ve uzay araçları arasındadır [31]. Dövme ile üretilen birkaç helikopter parçası Şekil 2.13’de gösterilmektedir.

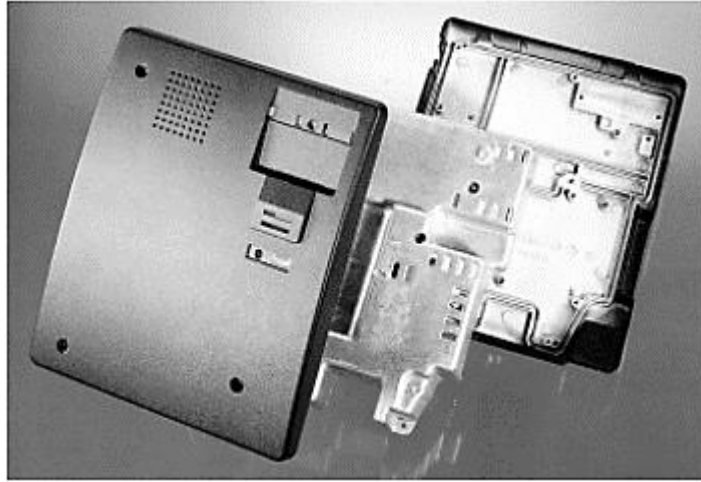


Şekil 2.13. Helikopter parçaları [32] .

Magnezyumun düşük yoğunluğu, elektromanyetik radyasyona karşı koruması ve ince duvarlı parçalar üretme olasılığı, bilgisayar endüstrisinde [33], cep telefonlarının ve el aletlerinin döküm parçaların da daha fazla kullanılmasına yol açmıştır (Şekil 2.14 ve 2.15).



Şekil 2.14. Cep telefonu kılıfı (Unitech Company) [7].

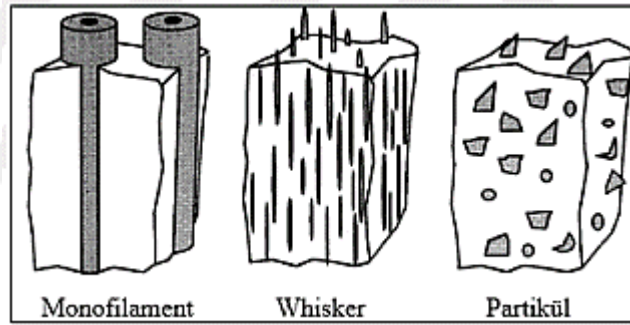


Şekil 2.15. Bir telefon santralinin parçaları (Unitech Company) [7].

BÖLÜM 3

MAGNEZYUM METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER

Metal matrisli kompozitler, düşük yoğunluk ve maliyet, kalite ve performans gibi niteliklerinin bir sonucu olarak son yıllarda popülerlik kazanmıştır [34]. Metal matrisli kompozitler tipik olarak iki bileşene sahiptir. Biri bir takviye malzemesi, diğeri ise bir metal matristir. Kompozit oluşturmak için matris ve takviye malzemesi birlikte karıştırılır [3]. MMK'nın takviye elemanlarına göre genel perspektifi Şekil 3.1'de gösterilmektedir.



Şekil 3.1. MMK'in takviye elemanına göre şematik gösterimi [35].

Aşağıda, çeşitli takviye elemanları kullanılarak üretilen Mg-MMK üzerindeki çalışmalar hakkında bilgilerle birlikte literatürün kapsamlı bir analizi bulunmaktadır.

3.1. SiC TAKVİYELİ Mg-MMK

Gupta vd. (2000) [36] yaptıkları çalışmada, eriyik biriktirme ve ardından sıcak ekstrüzyon yöntemi kullanılarak silisyum karbür takviyeli magnezyum malzemeler üretmişlerdir. Üretilen kompozitlerin mikroyapı ve mekanik özelliklerin karakterizasyonu incelenmiştir. Mikroyapı deneyi sonucunda SiC takviyelerinin oldukça düzgün bir dağılım sergilediği ve iyi SiC-Mg arayüz bütünlüğünün

gerçekleştirdiği rapor etmişlerdir. Fiziksel ve mekanik özelliklerin karakterizasyonunun sonuçları ise, artan SiC partiküllerinin sertlik ve elastik modülde bir artışa yol açtığını ve nihai çekme mukavemetini, sünekliği, ve termal genleşme katsayısını azalttığını belirtmiştir.

Prakash vd. (2016) [37] yaptıkları çalışmada, toz metalurjisi yoluyla üretilen magnezyum-SiC-Gr hibrit kompozitlerin sertlik ve aşınma direnci incelenmiştir. SiC'nin takviye edilmesiyle sertlik, temel malzemeye göre artış göstermiştir. Ayrıca, yumuşak Gr parçacıklarının varlığından dolayı ise hibrit kompozit için Mg-SiC kompozit ile karşılaştırıldığında sertlikte hafif bir azalma gözlenmiştir. Geliştirilen kompozitlerin aşınma direnci, magnezyum matrisinkinden önemli ölçüde iyileşmiştir.

Hübler vd. (2022) [38] yaptıkları çalışmada, mekanik olarak öğütülmüş tozlardan üretilen Mg-SiC nanokompozitlerinin yorulma davranışını incelemişlerdir. Deneyler sonucunda, kompozitlerin yorulma mukavemetinin önemli ölçüde arttığı belirtilmiştir.

Matin vd. (2014) [39] yaptıkları çalışmada, karıştırma döküm yöntemi kullanılarak AZ80 matrise homojen olarak farklı ağırlık yüzdelerinde SiC takviyeli nano partiküller (1.5, 2.5 ve 3.5) eklemişlerdir. SiC nano parçacıklarının magnezyum matrislerinin tane boyutunu önemli ölçüde azalttığını ve nano parçacıkların varlığının sertlik, çekme dayanımı ve süneklik değerlerini artırdığı rapor edilmiştir.

Nimityongskul vd. (2011) [40] yaptıkları çalışmada, Mg-%1SiC nanokompozitleri, ultrasonik kavitasyon bazlı bir döküm yöntemi kullanılarak üretildi. Farklı sıcaklıklarda (25°C, 125°C ve 177°C) ekstrüde edilmiş kompozitlerin çekme testinden elde edilen sonuçlar, takviyesiz Mg ile karşılaştırıldığında akma dayanımı, nihai çekme dayanımı ve süneklik değerlerinde bir artış olduğunu ve mikrosertlik değerinin %19'dan %34'e arttığını rapor etmişlerdir.

Penther vd. (2018) [41] yaptıkları çalışmada, toz metalurjisi teknikleri ile SiC nanoparçacıklarının homojen dağılımına sahip olması için mekanik olarak öğütülmüş kompozit tozların sinterleme ve sıcak ekstrüzyonu birleştirmişlerdir. Sonuçlar da,

nanokompozitlerin yüksek sertliğine katkıda bulunan nanoparçacıklar ve matris arasında çok iyi bir arayüz uyumu olduğunu belirtmişlerdir.

Ponhan vd. (2020) [42] yaptıkları çalışmada, ağırlıkça %10, 20 ve %30 SiC nanoparçacıkları ile güçlendirilmiş mikro boyutlu magnezyum tozları, magnezyum içindeki nanoparçacıkların ayrışması ve aglomerasyonunun üstesinden gelmek için 1 ila 20 saat arasında değişen öğütme süreleri kullanılarak yüksek enerjili bilyalı öğütme yoluyla karıştırılmış ve öğütülmüş nanokompozit tozlar daha sonra tek eksenli soğuk presleme ve sinterleme işlemleri kullanılarak üretilmiştir. Magnezyum matrisinde ağırlıkça %30'a kadar SiC nano parçacıklarının homojen bir dağılım sergilediği EDS tarafından oluşturulan elementel haritalama ile gösterilmiştir. Ayrıca sonuçlar da, öğütme süresi arttıkça Mg-SiC sinterlenmiş numunenin hem bağıl yoğunluğunun hem de sertlik değerinin arttığı rapor edilmiştir.

Zhang vd. (2018) [43] yaptıkları çalışmada, Mg bazlı nanokompozitlerin kuru kayma aşınma davranışları disk üzerinde bilye aşınma test cihazı kullanılarak incelenmiştir. Hacimce %15 SiC nanoparçacıklarla güçlendirilmiş Mg nanokompozitin sürtünme katsayısı, saf Mg ve AZ31 alaşımından çok daha yüksek bulunmuştur. Aşınma direnci ise saf Mg'den yaklaşık 23 kat daha yüksek çıkmıştır. Analizler, Mg'nin delaminasyon mekanizmasının, yüksek hacimli fraksiyonlu nanoparçacıkların eklenmesiyle üstesinden geldiğini ve Mg-SiC nanokompozitlerinin baskın aşınma mekanizmasının oksidasyon olduğunu gösterdiği rapor edilmiştir.

3.2. CNT TAKVİYELİ Mg-MMK

Shi vd. (2019) [44] yapmış oldukları çalışmada, karbon nanotüp (CNT)-takviyeli magnezyum (Mg) matris kompozitleri, karışık bilyalı öğütme, eriyik işleme ve sıcak ekstrüzyon işleminden oluşan üç aşamalı bir hazırlama işlemiyle üretmişlerdir. Kütle oranı %0.3 olan alüminyum (Al), CNT'lerin yüzeyinde arayüzey reaksiyonunu indüklemek için dökümden önce kompozit eriyiğe ilave edilmiştir. Sonuç olarak, Mg-6Zn/CNT kompozitlerine kıyasla Mg-6Zn-0.3Al/CNT kompozitlerinin akma dayanımı ve nihai dayanımı sırasıyla %21.1 ve %9.3 arttığı sonucuna varılmıştır.

Aung vd. (2010) [45] yaptıkları çalışmada, Saf Mg ve ağırlıkça %0.3 ve %1.3 CNT'lerle güçlendirilmiş kompozitlerinin korozyon direnci, daldırma testi ve elektrokimyasal ölçümler kullanılarak ağırlıkça %3.5 NaCl çözeltisinde incelemiştir. Katodik CNT'ler ve anodik Mg matrisi arasındaki mikrogalvanik etki nedeniyle, CNT'lerin varlığıyla korozyon hızının önemli ölçüde arttığını raporlamışlardır.

Habibi vd. (2011) [46] yaptıkları çalışmada, Mg/Al-CNT hibrit nanokompozitleri toz metalurjisi ve sıcak ekstrüzyon yolu kullanılarak üretmişlerdir. Sonuç raporlarında, mikroyapıları, ağırlıkça %1.00 Al içeriğine kadar hibrit Al-CNT nano-parçacıklarının oldukça düzgün dağılım sergilediğini ve tüm hibrit Mg/Al-CNT nano-kompozitlerinin basınç dayanımı, saf Mg ile karşılaştırıldığında önemli ölçüde daha yüksek olduğunu belirttiler.

3.3. TiC TAKVİYELİ Mg-MMK

Aydın vd. (2019) [47] yaptıkları çalışmada, sıcak presleme içeren toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş olan TiC takviyeli AZ91 matrisli kompozitlerin mekanik, aşınma ve korozyon performanslarını araştırmışlardır. TiC eklenmesi ile önemli ölçüde sertlik ve aşınma direncinde iyileşme gözlemlenmiştir. Öte yandan, galvanik reaksiyonların varlığından dolayı TiC partiküllerinin eklenmesiyle korozyon hızının arttığını rapor etmişlerdir.

Anasori vd. (2014) [48] yaptıkları çalışmada, TiC ve Ti_2AlC 'nin takviyeli Mg (AZ31, AZ61 ve AZ91) kompozitlerinin mekanik özelliklerini incelemiştir. Çoğunlukla Al içeriğinin artması, elastik modülleri, Vickers sertlik değerlerini ve akma ve nihai basınç dayanımlarını iyileştirdiği belirtilmiştir. TiC ve Ti_2AlC partikül takviyelerinin ilavesi de partikül boyutlarının küçültülmesi ile mekanik özellikler üzerinde büyük bir etkiye sahip olduğunu rapor etmişlerdir.

Dash vd. (2021) [49] yaptıkları çalışmada, Mg/TiC kompozitlerin eğilme, aşınma özelliklerini incelemiştir. Üç noktalı eğilme testinin sonuçları, maksimum eğilme mukavemeti ve eğilme gerilmesinin AZ91D/%20 TiC kompozitte elde edildiğini ve

aşınma testi sonucu ise, kayma hızının artmasıyla kompozitlerin aşınma oranının azaldığını göstermiştir.

Falcon vd. (2011) [50] yaptıkları çalışmada, TiC partikül takviyeli Mg-Al alaşımının %3,5 NaCl çözeltisindeki korozyon davranışını değerlendirmişlerdir. Testler sonucunda, kompozitin baz alaşımdan daha düşük bir korozyon hızı sergilediğini rapor etmişlerdir.

Meenashisundaram vd. (2015) [51] yaptıkları çalışmada, Mg matrisli %0,58, 0,97 ve 1,98 TiC nanoparçacıkları takviyeli kompozitleri eriyik biriktirme ve sıcak ekstrüzyon yöntemi kullanarak sentezlemişlerdir. Sentezlenen nanokompozitlerin çekme özellikleri, nano TiC ilavesi ile saf Mg'nin çekme kırılma gerilmesinde önemli bir iyileşme ve saf Mg'nin %0,2 basma akma dayanımında bir artış olduğunu ortaya koymuşlardır.

Narayanasamy vd. (2015) [52] yaptıkları çalışmada, toz metalurjisi yolu ile üretilen TiC-MoS₂ hibrit kompozitlerin geliştirilmesi amaçlanmıştır. Hibrit kompozitin sertlik değeri TiC'nin varlığıyla matris malzeme ile karşılaştırıldığında artış göstermiştir. Ayrıca, MoS₂ partiküllerinin varlığı sertlikte hafif bir azalma gösterdiğini rapor etmişlerdir. Geliştirilen kompozitlerin aşınma direnci, her iki takviyenin de etkisi nedeniyle magnezyum matrisinkiyle karşılaştırıldığında önemli ölçüde iyileştirdiğini raporda belirtmişlerdir.

Narayanasamy vd. (2018) [53] yaptıkları çalışmada, toz metalurjisi yöntemiyle üretilen TiC, (0,5, 10, 15 ve 20 ağırlık %) ile güçlendirilmiş magnezyum metal matrisli kompozitin aşınma davranışını incelemişlerdir. Geliştirilen kompozitlerin homojen bir mikro yapı ve mekanik ve tribolojik özelliklerde önemli bir gelişme gösterdiğini ve yüksek TiC içeren kompozitlerin daha yüksek aşınma direnci sergilediği ancak daha yüksek sürtünme katsayısı değerine yol açtığını rapor etmişlerdir.

Reyes vd. (2016) [54] yaptıkları çalışmada, Mg-AZ91/TiCp kompoziti, argon atmosferi altında 950 °C'de spontane infiltrasyon tekniği kullanılarak üretilmiş, mikroyapı ve mekanik özellikleri değerlendirilmiştir. XRD sonucunda Mg, TiC, Al ve

Mg₁₇Al₁₂ fazları tespit edilmiştir. Üretilen kompozitlerin sertliği ise 316 HV'ye kadar yükseldiği belirtilmiştir.

Selvakumar vd. (2015) [55] yaptıkları çalışmada, toz metalurjisi tekniği ile üretilen titanyum karbür (TiC) ve molibden disülfür (MoS₂) ile güçlendirilmiş magnezyum (Mg) matrisli kompozitlerin kuru kayma aşınma davranışı incelenmiştir. Geliştirilen kompozitlerin aşınma direnci, her iki takviyenin sunduğu etki nedeniyle magnezyum matrisinkiyile karşılaştırıldığında önemli ölçüde iyileştiği rapor edilmiştir.

Venkit (2012) [56] yaptığı çalışmada, matris olarak AZ91 alaşımı ve takviye olarak TiC kullanarak metal matris kompozit üretimini gerçekleştirmiştir. Kompozit Mg AZ91D/TiC'nin aşınma direnci, AZ91D Mg alaşımından daha iyi sonuç vermiştir. Kompozit malzemenin mekanik özellik karakterizasyonu, AZ91D Mg alaşımı ile karşılaştırıldığında, kompozitin modülünde, akma mukavemetinde ve nihai mukavemetinde bir artış ortaya çıkardığı rapor edilmiştir.

3.4. B₄C TAKVİYELİ Mg-MMK

Kumar vd. (2018) [57] yaptıkları çalışmada, toz metalurjisi yöntemi kullanılarak üretilen B₄C/Al–Mg–Si kompozitlerinin elektrokimyasal ve mekanik davranışlarını incelemişlerdir. Artan B₄C içeriği ile korozyon direncinin azaldığını ve kompozitin sertliğinin arttığını rapor etmişlerdir.

Krishnan vd. (2020) [58] yaptıkları çalışmada, toz metalurjisi tekniği ile geliştirilen saf Mg ve Mg-B₄C (%5-15) kompozitlerinin aşınma davranışını incelemişlerdir. Sonuçlara göre, Mg–%15 B₄C numunesinin mükemmel aşınma davranışına sahip olduğu ve Mg'nin yüzey pürüzlülüğü, B₄C ilavesinin artmasıyla 3.718'den 0.647 µm'ye düştüğü sonucuna varılmıştır.

Majzoobi vd. (2020) [59] yaptıkları çalışmada, Mg matrisli, % 1.5, % 3, %5 ve %10 takviyeli B₄C nanoparçacıkları kullanarak toz sıkıştırma tekniği ile kompozit üretimini gerçekleştirmişlerdir. En yüksek mukavemetin sırasıyla %1.5, %3 ve %5 B₄C takviyeli kompozitte elde edildiğini belirtmişlerdir.

Jutanaiman vd. (2020) [60] yaptıkları çalışmada, matris olarak magnezyum ve takviye olarak % 2, 4, 6 ve 8 mikro B₄C kullanarak karıştırmalı döküm yöntemiyle magnezyum kompozit üretimini gerçekleştirmişlerdir. Magnezyum kompozit de en iyi mekanik özellikler, %8 B₄C eklenmesiyle elde edilmiştir. Magnezyum kompozitin mekanik özellikleri, dislokasyon hareketini engelleyecek yeni arayüzlere neden olan B₄C partiküllerinin sayısının artması ve dağılmış B₄C partiküllerinin de yük tutucu elemanlar olarak hareket etmesi nedeniyle arttığını rapor etmişlerdir.

Rahmani vd. (2019) [61] yaptıkları çalışmada, dinamik ve yarı statik sıkıştırma yöntemi kullanılarak üretilen Mg-B₄C nanokompozitlerin sertlik ve aşınma direncini incelemişlerdir. Sonuçlar da, Mg-%10 B₄C nanokompozitin sertliğinin, saf Mg'ninkinden yaklaşık %50 ve aşınma direncinin yaklaşık %70 daha yüksek olduğunu göstermişlerdir.

Rahmani vd. (2021) [62] yaptıkları çalışmada, Mg-B₄C kompozitlerin korozyon özelliklerini incelemişlerdir. Sonuçlar, kompozitlerin daha düşük gözenekliliği ve daha yüksek bağl yoğunluğu nedeniyle daha düşük korozyon hızına sahip olduğunu göstermiştir. Örneğin, hacimce %5 B₄C partikülleri ile takviye edilmiş numune için ölçülen korozyon oranının saf numuneye göre %54 daha düşük olduğu raporda bildirilmiştir.

Singh vd. (2017) [63] yaptıkları çalışmada, B₄C partikülleri ile güçlendirilmiş magnezyum bazlı metal matrisli kompozitler, uygun maliyetli geleneksel karıştırma döküm tekniği ile başarılı bir şekilde üretilmiştir. Aşınma deneyleri, döküm kompozitlerin aşınma direncinin, karbür parçacıklarının neden olduğu dispersiyon sertleşmesi nedeniyle, takviyesiz magnezyumdan daha iyi olduğunu açıkça göstermiştir. B₄C miktarındaki artış, aşınma direncinin ve sertliğin önemli ölçüde arttırdığı rapor edilmiştir.

Yao vd. (2015) [64] yaptıkları çalışmada, metal destekli basınçsız infiltrasyon tekniği ile üretilen B₄C/Mg kompozitleri kullanılmış ve bu malzemenin aşınma davranışı ve mekanizması incelenmiştir. Sonuçlar, B₄C/Mg kompozitlerinin çeşitli uygulanan yükler altında saf Mg'den daha üstün aşınma direncine sahip olduğunu ve saf Mg için

baskın aşınma mekanizması abrazyon iken, B₄C/Mg kompozitleri için düşük yükler altında bu adezyon ve delaminasyon olduğu rapor edilmiştir.

3.5. Al₂O₃ TAKVİYELİ Mg-MMK

Ghasali vd. (2019) [65] yapmış oldukları çalışmada, Al₂O₃ ve Si₃N₄ parçacıkları ile ayrı ayrı takviye edilmiş iki çeşit Mg-metal matris nano kompozitin korozyon davranışını rapor etmişlerdir. Korozyon testlerine göre üretilen her iki kompozitin polarizasyon direnci saf Mg'den daha yüksekti. Ek olarak, Mg-Si₃N₄ kompoziti ile karşılaştırıldığında, Mg-Al₂O₃ kompozitinin daha düşük bir korozyon akımı yoğunluğu gösterdiğini iddia etmişlerdir.

Singh vd. (2019) [66] yaptıkları çalışmada, % 3-12 arasında değişen Al₂O₃ partikülleri, saf Mg matrisine ilave edilmiştir. Dökme kompozitlerin sertlik ve aşınma direnci, takviyesiz magnezyum ile karşılaştırıldığında önemli ölçüde iyileştiği ve takviye içeriğinin ağırlıkça %9'a kadar artmasıyla daha da arttığı belirtilmiştir. Sertlik ve aşınma performansındaki artış, sert takviyeli parçacıkların eklenmesi nedeniyle dispersiyon sertleşmesine bağlandığı rapora eklenmiştir.

3.6. AlN TAKVİYELİ Mg-MMK

Chen vd. (2016) [67] yaptıkları çalışmada, AlN partiküllerinin takviyesi ile güçlendirilmiş magnezyum matrisli kompozitler, toz metalurjisi tekniği ile üretmişler ve mikro yapısı, eğilme mukavemeti ve kırılma davranışı incelemişlerdir. Sonuçlar, %5 AlN takviyesinin en yüksek yoğunlaşma ve eğilme mukavemeti gösterdiğini ve artan takviye içeriği ile de kompozitlerin kırılması plastikten gevrek moda geçtiğini belirtmişlerdir.

Songwei vd. (2011) [68] yaptıkları çalışmada, AlN parçacıklarının ve elektromanyetik karıştırmanın AZ31 alaşımlarının döküm halindeki yapısı üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. AlN ve kullanılan yöntemlerin magnezyum alaşımı üzerindeki tane inceltme etkisi SEM ve EDS deneyleri sonucunda tespit edilmiştir.

Li vd. (2018) [69] yaptıkları çalışmada, AlN partikül takviyeli Mg-Al matris kompozitini döküm yoluyla üretmişlerdir. Sonuç olarak, 0.8AlN/Mg-8Al kompozitinin çekme mukavemeti ve uzaması Mg-8Al matris alaşımına göre sırasıyla %31 ve %213 artma gösterdiği raporlanmıştır.

Sankaranarayanan vd. (2014) [70] yaptıkları çalışmada, nano-AlN partikülleri, mikrodalga destekli iki yönlü sinterleme ve ardından sıcak ekstrüzyon içeren toz metalurjisi tekniği ile saf Mg matrisine dahil etmişlerdir. Mikroyapısal karakterizasyon incelemeleri sonucunda AlN nano partiküllerinin oldukça düzgün dağılımı nedeniyle tane incelmesi gözlenmiştir. Geliştirilen kompozitler arasında Mg/0.8AlN üstün mukavemet (%30 gelişme) ve Mg/0.2AlN gelişmiş süneklik (%80 gelişme) gösterdiği rapor edilmiştir.

BÖLÜM 4

MAGNEZYUM ESASLI MALZEMELERİN AŞINMA VE KOROZYON DAVRANIŞLARI

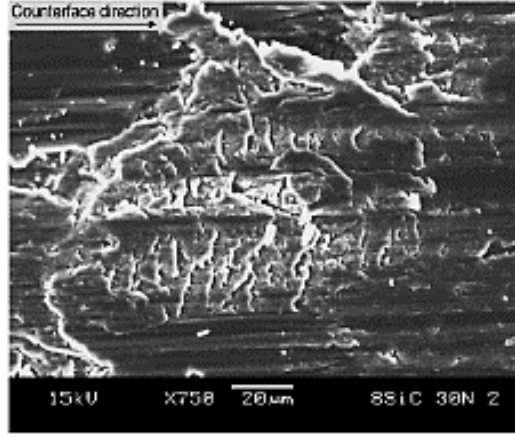
Diğer malzemelere kıyasla daha üstün niteliklerine ek olarak, Mg esaslı malzemeler, endüstrideki uygulamalarını sınırlayan sınırlı aşınma ve korozyon direncine sahiptir [71]. Mg bazlı malzemeleri analiz ederken, aşınma ve korozyon mekanizmalarını doğru bir şekilde ifade etmek çok önemlidir. Magnezyum bazlı malzemelerde meydana gelen aşınma mekanizmaları, korozyon çeşitleri ve korozyon mekanizmaları hakkında bilgiler bu bölümde verilmektedir.

4.1. AŞINMA DAVRANIŞLARI

Aşınma, kullanılan malzemelerin kullanım ömürlerini sınırlayan ve iki malzemenin birbirine değmesi sonucu malzeme kaybına neden olan en önemli sorunlardan biridir. Mg ve alaşımlarının zayıf sertliği, önemli aşınma kayıpları nedeniyle dişli, piston, silindir veya mil yatağı olarak kullanılmalarını engeller [71]. Mg bazlı malzemelerin aşınma direncini arttırmak için partikül takviyeli MMK kullanımı yaygındır. Bu malzemeler, çeşitli yükler ve hızlar dahil olmak üzere çeşitli aşınma koşullarında çeşitli aşınma mekanizmaları sergiler. Bu malzemelerde aşınma, oksidasyon, delaminasyon, yapışma, ısıl yumuşama ve erime başlıca aşınma mekanizmalarıdır.

4.1.1. Adhesif Aşınma

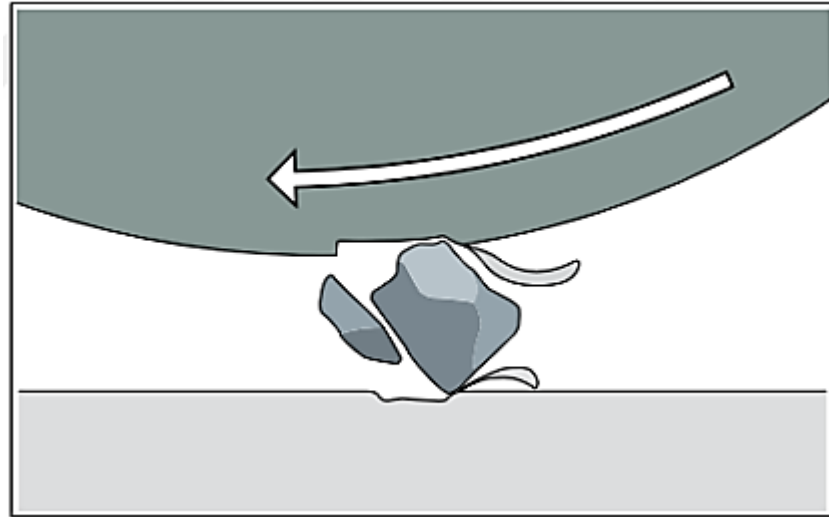
Özellikle yüksek yük durumunda adhesif aşınmada, malzeme transferi meydana gelir ve yüzeyde yayılma ve plastik deformasyon olarak görülür. Kompozitlerde, takviyesiz alaşımlara kıyasla bu aşınma türü daha az oluşmaktadır [72]. Şekil 4.1 adhesif aşınmanın olduğu yüzeyi belirtmektedir.



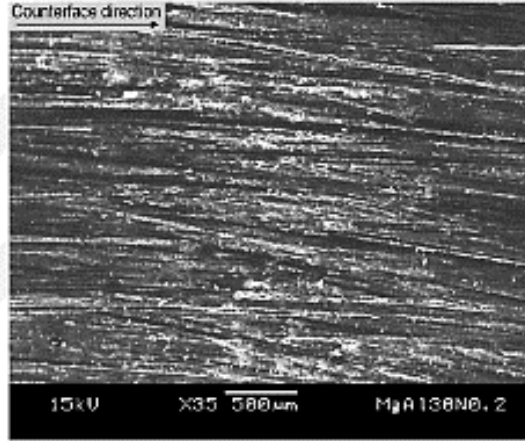
Şekil 4.1. Adhesif aşınma meydana gelmiş yüzey görüntüsü [72].

4.1.2. Abrasif Aşınma

Bu aşınma biçiminde oluklar ve çizikler genellikle kayma yönüne paralel olarak görünür. Aşınma, çelik bilye üzerindeki sert çıkıntılar veya temas yüzeylerindeki sert parçacıklar nedeniyle malzemenin yırtılması veya kırılmasından kaynaklanır [72]. Şekil 4.2’de abrasif aşınmanın nasıl meydana geldiğini şematik olarak temsil etmektedir. Abrasif aşınmış bir yüzeyin görüntüsü Şekil 4.3’de gösterilmektedir.



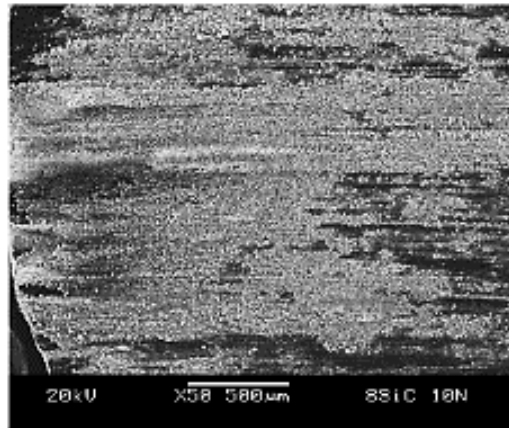
Şekil 4.2. Abrasif aşınma oluşumu [73].



Şekil 4.3. Abrasif aşınmış yüzey görüntüsü [72].

4.1.3. Oksidatif Aşınma

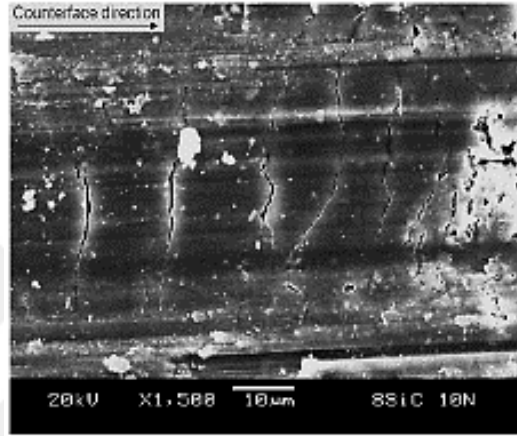
Kayma sırasında sürtünmenin yarattığı ısı sonucu yüzey oksitlendiğinde oksidatif aşınma meydana gelir. Oksit aşınma birikintileri yüzeyi doyurarak koruyucu bir tabaka sağlar ve tekrarlanan kaymalar sonucunda temas ve aşınma oranları azalır. Bahsedilen oksit filmler, yüzey sıcaklığı oksidasyonun gerçekleşmesi için uygun bir seviyeye yükseldiğinde ve belirli bir kalınlığa ulaştığında oluşur [72]. Oksidatif olarak bozulmuş yüzey görüntüsü Şekil 4.4’de gösterilmektedir.



Şekil 4.4. Oksidatif olarak bozulmuş yüzey görüntüsü [72].

4.1.4. Delaminasyon

Delaminasyon genelde kayma yönünde olan dik çatlakların meydana gelmesi ile gerçekleşmektedir. Bu süreç genellikle yorulmadan kaynaklanır ve tekrarlanan kayma, yüzey altı çatlaklarının genişlemesine, sonunda yüzeyi kesmesine ve uzun ince aşınma plakaları oluşturmaya neden olur [72]. Şekil 4.5'de delamine aşınmış bir yüzey gösterilmektedir.



Şekil 4.5. Delamine aşınmış yüzey görüntüsü [72].

4.1.5. Termal Yumuşama ve Ergime

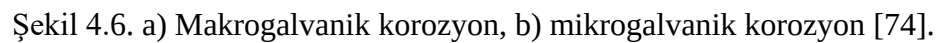
Büyük plastik deformasyon bu aşınmaya neden olur ve malzeme arayüzden dışarı çıkar ve pimin etrafında yeniden katılaşır. Diske çok fazla malzeme aktarıldığında geride çok büyük aşınma kalıntısı bırakır. Sürtünme ara yüzeyindeki sürtünme ısısı bu aşınmaya neden olur [72].

4.2. KOROZYON DAVRANIŞLARI VE KOROZYON ÇEŞİTLERİ

Genel olarak korozyon, metalin bulunduğu çevre ile kimyasal veya elektrokimyasal bir reaksiyonun bir sonucu olarak bir malzemenin metalik niteliklerinin kaybıdır. Zayıf korozyon direncinin bir sonucu olarak, bina uygulamalarında magnezyum bazlı malzemelerin kullanımı ciddi şekilde kısıtlanmıştır. Ancak magnezyum yüzeyinde oluşan oksit tabakası korozyonu engeller. Mg alaşımları iki nedenden dolayı düşük

Magnezyum ve magnezyum alaşımlarında birçok farklı korozyon türü oluşmaktadır.

Magnezyum, mühendislik metalleri arasında galvanik korozyona yol açan en düşük elektronegatif potansiyellerden birine sahiptir. Galvanik korozyon makro ve mikro olarak görülebilmektedir (şekil 4.6) [74].

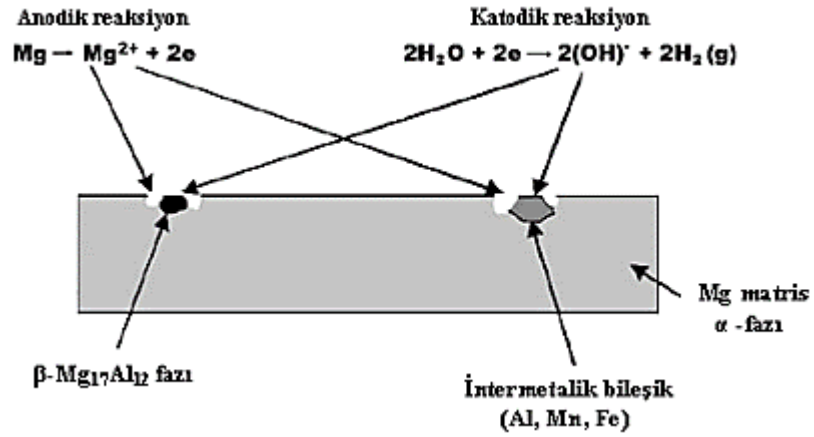


31

Çizelge 4.1. Magnezyum ve başlıca magnezyum ikincil fazlarının %5 NaCl çözeltisindeki korozyon potansiyeli değerleri [75].

Metal	E_{corr}, V_{SCE}
Mg	-1.65
Mg ₂ Si	-1.65
Al ₆ Mn	-1.52
Al ₄ Mn	-1.45
Al ₈ Mn ₅	-1.25
Mg ₁₇ Al ₁₂	-1.20
Al ₈ Mn ₅ (Fe)	-1.20
Beta-Mn	-1.17
Al ₄ MM	-1.15
Al ₆ Mn(Fe)	-1.10
Al ₆ (MnFe)	-1.00
Al ₃ Fe(Mn)	-0.95
Al ₃ Fe	-0.74

Magnezyum korozyonu üzerinde β -Mg₁₇Al₁₂ ikincil fazının iki etkisi vardır. Galvanik katot ve bariyer bu etkilerdir. β -Mg₁₇Al₁₂ fazı, matristeki β fazın hacim oranı çok düşük olduğunda mikrogalvanik katot olarak matrisin korozyonunu hızlandırır. β fazı, hacim oranı yüksek olduğunda ise bir bariyer görevi görerek alaşımın korozyonunu önler [76]. Şekil 4.7, magnezyum ve Mg-Al alaşımlarının birincil fazları arasında meydana gelen galvanik korozyonu şematik olarak göstermektedir [77].



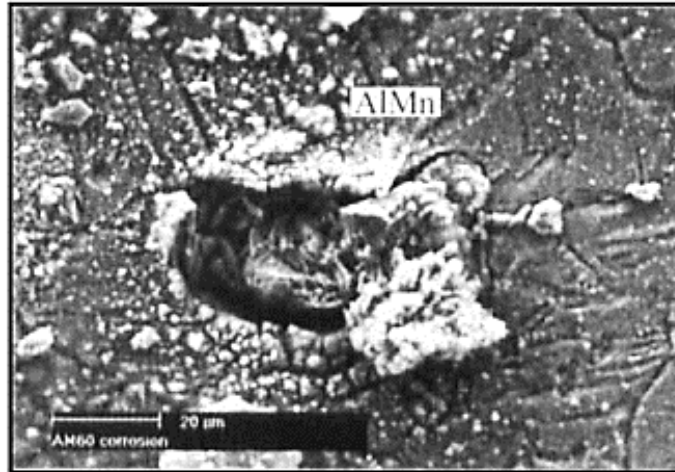
Şekil 4.7. Mg-Al alaşımlarında bulunan başlıca fazlar ile Mg arasında gerçekleşen galvanik korozyonun şematik olarak gösterilmesi [4].

4.2.2. Tanelerarası Korozyon

Mg bazlı malzemeler, bu korozyon türüne eğilimli değildir. Tane sınırı fazları taneye göre katodik olduğundan, korozyon taneye nüfuz etmez. Korozyon en sık olarak tanelerde ve tane sınırları boyunca meydana gelir [74].

4.2.3. Oyuklanma Korozyonu

Metal yüzeylerde lokalize korozyon saldırısı, oyuklanma korozyonu olarak bilinir. Oyuklanma, magnezyum-alüminyum alaşım sistemindeki $Mg_{17}Al_{12}$ ağı saldırıya uğradığında meydana gelir. Magnezyum aktif olmayan bir metal olarak kabul edilir. Oyuklanma korozyonu, magnezyum oksitleyici etkisi olmayan ortamda klor iyonlarıyla karşılaştığında ve serbest korozyon potansiyeline sahip olduğunda meydana gelir. $Mg_{17}Al_{12}$ ve AlMn gibi bazı ikinci faz parçacıklarının yanındaki kusur alanlarında korozyon oyukları keşfedilmiştir [31]. Örnek olarak, Şekil 4.8, %3.5'lik bir NaCl çözeltisine daldırılmış magnezyum AM60 alaşımında Al-Mn parçacıklarının etrafında oluşan oyuklanmaları göstermektedir [8].



Şekil 4.8. %3.5 NaCl sulu çözeltisine daldırıldıktan sonra magnezyum AM60 alaşımının oyuklanma korozyon görüntüsü [8].

4.2.4. Gerilme Korozyon Çatlağı

Gerilme korozyonunun meydana gelmesi için, metalik malzemeye çekme ya da basma yönünde ve ayrıca bir çatlak başlangıcı ve destekleyici bir elektrolit ile desteklenmelidir. Çoğu çevresel koşulda, ticari olarak saf magnezyum, akma dayanımından daha büyük bir yüke uygulandığında gerilim korozyonu çatlamasına (GKÇ) duyarlı değildir. Magnezyum alaşımlarında, alaşım bileşenleri olarak alüminyum ve çinkonun varlığı GKÇ'ye duyarlılığı artırır. GKÇ'ye en dayanıklı olan alüminyum ve çinko içermeyen magnezyum alaşımlarıdır [31].

4.2.5. Yüksek Sıcaklık Korozyonu

Sıcaklık arttıkça yüzeyde oluşan MgO filmi, 450°C'nin altındaki sıcaklıklarda, koruma sağlar. Oksidasyon sıcaklığı arttıkça MgO kaplaması gözenekli ve koruyucu değildir. Genel olarak, sıcaklık arttıkça korozyon hızı artar. Al ve Zn oksidasyon oranını artırır [74].

4.3. KOROZYONA ETKİLEYEN FAKTÖRLER

Alaşım elementleri, empürite elementleri, faz bileşenleri ve mikroyapı Mg bazlı malzemelerin korozyonunu etkiler.

4.3.1. Al ve Zn Etkisi

Tane sınırları boyunca Al, Mg ve $Mg_{17}Al_{12}$ 'nin sürekli ve katmanlı bir yapısı oluşur. Ortaya çıkan β fazı bir korozyon bariyeri işlevi görür. Ayrıca Al miktarı arttıkça yüzeydeki hidroksit filmin bileşimi de değişir. Al açısından zengin bir koruyucu tabaka oluşturmak mümkündür. β çökeltilerine yakın Al bakımından zengin yerlerde korozyon direnci daha yüksektir. Zn, yüzey filmi karakteristiğini değiştirerek diğer elementlerin tolerans sınırlarını artırır [74].

4.3.2 Empürite elementleri

Empürite elementler magnezyum alaşımlarının korozyon direncini olumsuz etkiler ve bu elementlere demir, nikel ve bakır örnek verilebilir. Demirin, Al-Fe bileşikleri olarak çökmesi, magnezyum matrisine kıyasla daha katodik olduğu için magnezyumda galvanik korozyona neden olur. Katılarda çözünürlüğünün sınırlı olması nedeniyle saf magnezyum ve magnezyum alaşımlarında demirden daha zararlı olan nikel, magnezyum alaşımlarında farklı bir faz olarak bulunur. Nikel tolerans sınır değerinin döküm işlemine göre değiştiği ve manganez veya diğer alaşım elementlerinden etkilenmediği iyi bilinmektedir. Mg-Al-Zn alaşımlarında bakır, magnezyumun korozyona karşı direnci üzerinde olumsuz bir etkiye sahiptir. Galvanik korozyon, korozyon potansiyelinin daha soylu hale geldiği Mg-Al-Cu-Zn fazına daha fazla bakır eklendikçe meydana gelir [8], [74].

4.4.3. Fazların Etkisi

β fazının ($Mg_{17}Al_{12}$) AZ91 alaşımı üzerinde önemli bir etkisi vardır. Matris ile ilgili olarak, bu faz katodiktir. Geniş bir pH aralığında β fazı pasif davranır. Bu aşamada, daha düşük bir pH seviyesinin daha kalın film üretimi ile sonuçlanması beklenir [78]. $Mg_{17}Al_{12}$ fazı bir korozyon bariyeri görevi görür ve Mg matrisi ile karşılaştırıldığında klorür çözeltilerinde inerttir [79]. β fazının yüzeyinde ince bir pasif kaplamanın oluşturulması, yüksek dayanımını açıklar.

4.4.4. Mikroyapı

Korozyon açısından, tane boyutu ve faz dağılımı faktörleri önemlidir. İnce ve eşit dağılmış olan katodik fazlar, daha düşük korozyon direncine sahiptir. Korozyon direnci mikro gözeneklerden de olumsuz etkilenir. Sonuç olarak, birim alan başına daha fazla korozyon olur [74]. AZ serisi magnezyum alaşımlarının korozyon direnci, artan alüminyum içeriği ile artar. Teoriye göre, fazın dağılımı ve miktarı, magnezyum alaşımlarının alüminyuma karşı korozyona ne kadar iyi direnç gösterdiğini etkiler. Ancak AZ31 alaşımı matris fazından oluştuğu için β fazı teorisi ona uygulanamaz.

Sonuç olarak, alaşımın korozyon davranışı tane boyutundan, kristal kusurlarından ve yüzey durumundan etkilenir [80].



BÖLÜM 5

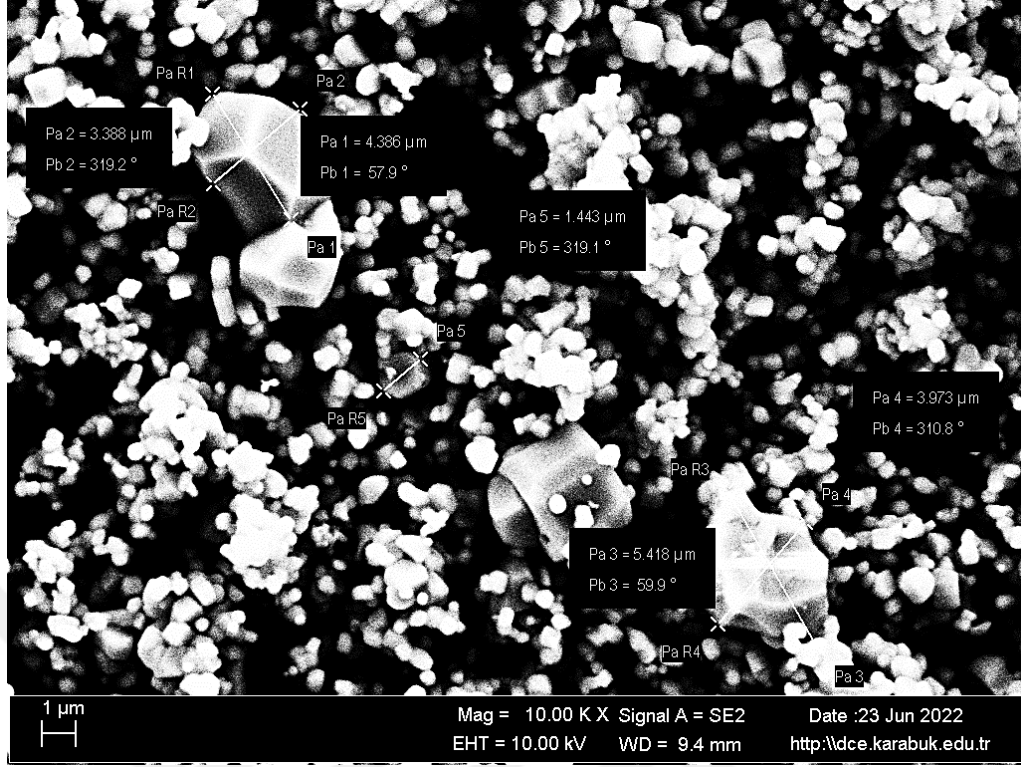
DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. MATRİS VE TAKVİYE MALZEMELERİ

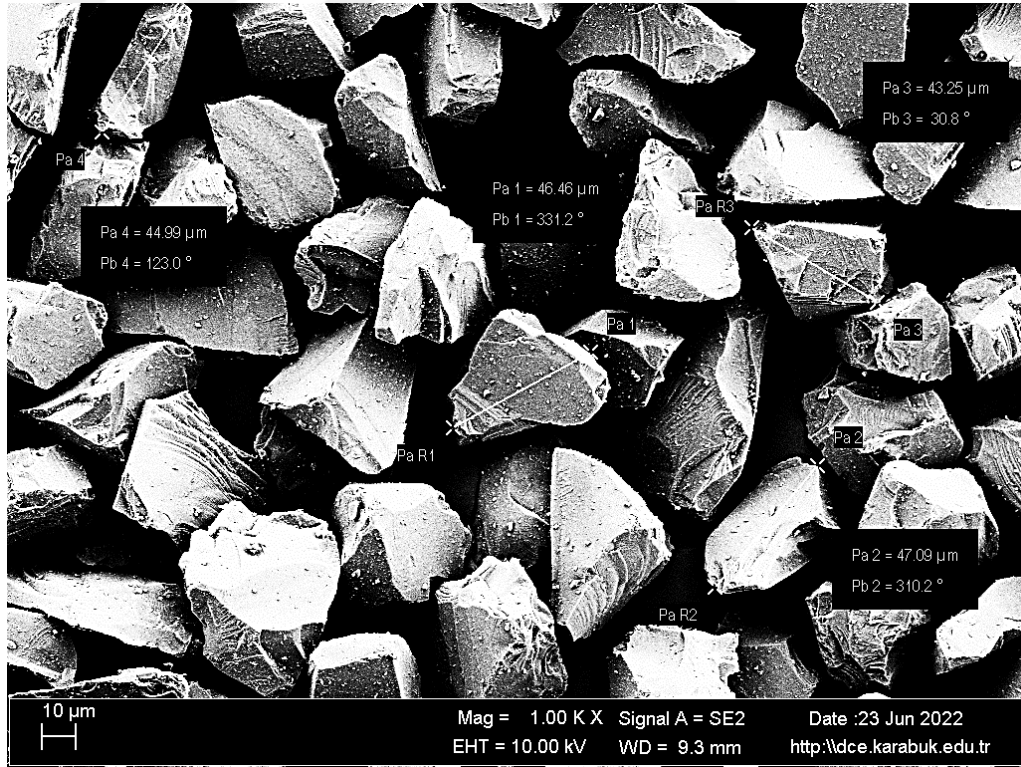
Bu çalışmada matris olarak AZ91 magnezyum alaşımı, takviye olarak ise mikro silisyum karbür ve nano alüminyum nitrür kullanılmıştır. AZ91 magnezyum alaşımının kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilmiştir. Kullanılan takviye elemanları ise %99 saflıkta ve silisyum karbürün (SiC) boyutu 60-70 μm ve alüminyum nitrürün (AlN) boyutu 790 nm'dir. SiC’in ve AlN’nin SEM görüntüleri Şekil 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1. Matris malzemesinin kimyasal bileşimleri.

Kimyasal Bileşim Ağırlıkça (%)					
Element	Al	Zn	Mn	Fe	Mg
AZ91	9,019	1,112	0,597	0,018	Kalan



a) AlN



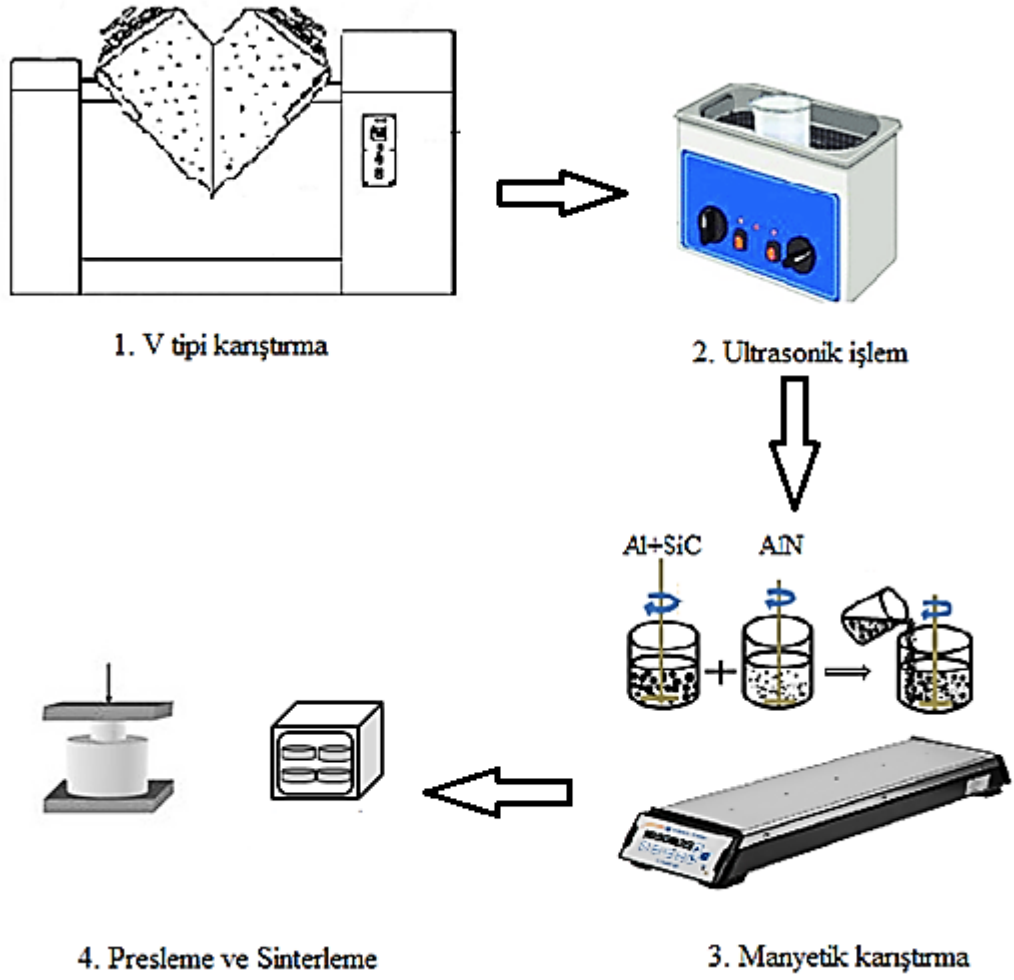
b) SiC

Şekil 5.1. a) AlN b) SiC tozunun SEM görüntüsü.

5.2. KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ

5.2.1. Toz Karışımlarının Hazırlanması

Magnezyum matrisli kompozitlerin üretimi için ilk olarak takviyeler V tipi karıştırıcıda daha sonra nanopartiküllerin homojen dağılması için sıvı bazlı karıştırma yöntemi ile karışmaları sağlanmıştır. Bu yöntemde, ilk olarak %9 oranında Al mikro tozları ve %15 mikro SiC partikülleri V tipi karıştırıcıda bilyelerle birlikte 1 saat karıştırılmıştır. Van der waals bağlarının zayıflatılarak nanopartiküllerinin matris içindeki topaklanma eğilimini önlemek amacıyla, toz karıştırma aşamasına sıvı bazlı yöntem ile devam edilmiştir. Takviye malzemeleri SiC ve AlN, ayrı ayrı etanol içerisinde ultrasonik titreşim cihazına 2 saat maruz bırakılmıştır. Ultrasonik işlemin ardından tozlar sıcaklık kontrollü manyetik karıştırıcıya alınmıştır (Şekil 5.2). Sıcaklık kontrollü manyetik karıştırıcıda SiC tozları aşama aşama AlN içerisine ilave edilerek 3 saat daha karıştırma işlemine devam edilmiştir. Karışımlar; Çizelge 5.2’de gösterildiği şekilde hazırlanmıştır.



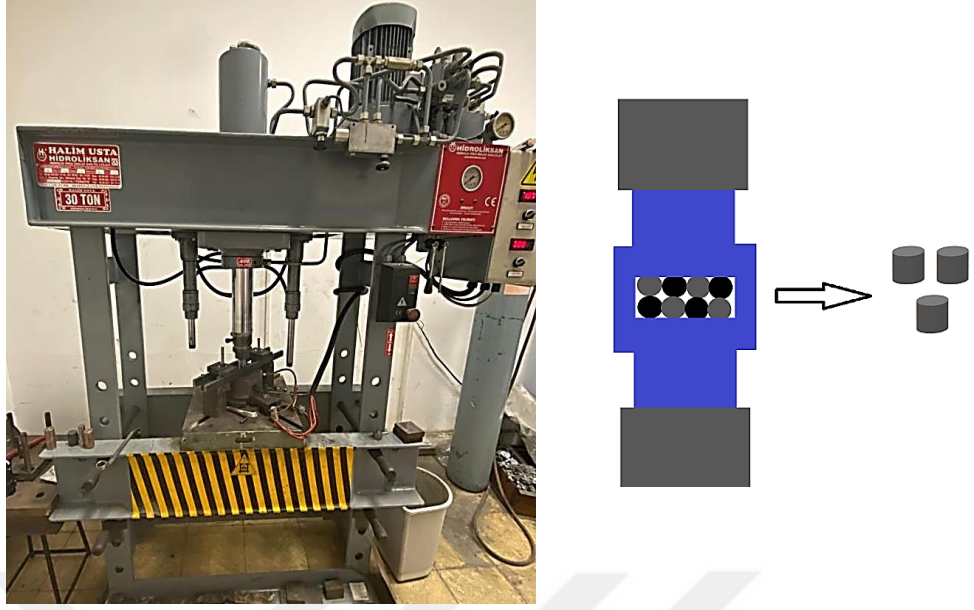
Şekil 5.2. Toz karışımlarının hazırlanma aşaması.

Çizelge 5.2. Hazırlanan toz karışımlarının kimyasal bileşimleri.

Kimyasal Bileşim Ağırlıkça (%)					
Element	SiC	AlN	Al	Zn	Mg
%9 Al + %15 SiC	150 gr	-	76.5 gr	8.5 gr	765 gr
%9 Al + %15 SiC + % 0.2 AlN	150 gr	2 gr	76.32 gr	8.48 gr	763.2 gr
%9 Al + %15 SiC + % 0.5 AlN	150 gr	5 gr	76.05 gr	8.45 gr	760.5 gr
%9 Al + %15 SiC + % 0.8 AlN	150 gr	8 gr	75.78 gr	8.42 gr	757.8 gr

5.2.2. Presleme ve Sinterleme

Presleme işlemi 350°C sıcaklıkta Şekil 5.3’de verilen 30 ton kapasiteli hidrolik pres yardımıyla yapılmıştır.



Şekil 5.3. Presleme ve ekstrüzyon aşamasında kullanılan hidrolik pres ve presleme işleminin şematik gösterimi.

Preslenen kapsüller Şekil 5.4’de gösterilen Protherm PLF 120/5 marka ısıtma fırınında alüminyum folyoya sarıldıktan sonra SiO_2 ve grafit toz karışımı koruyucu toz ortamı içerisine koyularak 500°C ’de 3 saat boyunca sinterlenmiştir.



Şekil 5.4. Protherm marka ısıtma fırını.

5.2.3. Döküm İşlemi

Alaşımların eritilmesinde Şekil 5.5’de şematik olarak gösterilen gaz korumalı bir indüksiyon eritme ünitesi kullanılmıştır. Eritme işlemi sırasında pota içerisine sürekli $\text{CO}_2+0.8 \text{ SF}_6$ ve argon (Ar) gaz karışımı akışı sağlanarak ortamın atmosferle teması kesilmiştir. Alaşımların ergitimi, ocak içine yerleştirilen F9 düz indüksiyon potası ile yapılmıştır. Pota içerisindeki eriyiğin karıştırılmasında, grafit esaslı mekanik karıştırıcı kullanılmıştır. Pota içerisine ilk olarak Mg külçeleri yüklenerek erimesi beklenilmiştir. Bu esnada indüksiyon ocağının gücü 50’ye ayarlanmıştır. Mg eridiğinde %1 miktarında Zn da potaya ilave edilmiştir. İndüksiyon ocağının gücü 25’e düşürülerek 20 dk kadar bu sıcaklıkta beklenilmiştir. Böylece karışım yarı katı hale geldiğinde (yaklaşık 450 °C sıcaklıkta) kapsüller tek tek karışıma ilave edilmeye başlanmıştır. 200 rpm hızında, yarım saat boyunca grafit esaslı mekanik bir karıştırıcı yardımıyla karıştırma işlemi yapılır. Oksitlenmeyi önlemek amacıyla karışımın üzerine örtü tozu koyulmuş ve indüksiyon ocağının gücü 60’a çıkarılarak yarım saat kadar beklenilmiştir. Daha sonra güç 70’e çıkarılmış ve karışımın sıcaklığı döküm sıcaklığına (750°C) ulaştıktan sonra karışım 10 dakika bu sıcaklıkta tutulur. Döküm sıcaklığına ulaşan karışım, silindirik metal döküm kalıbı kullanılarak kompozit numune üretimi gerçekleştirilir.

5.2.4. Homojenleştirme

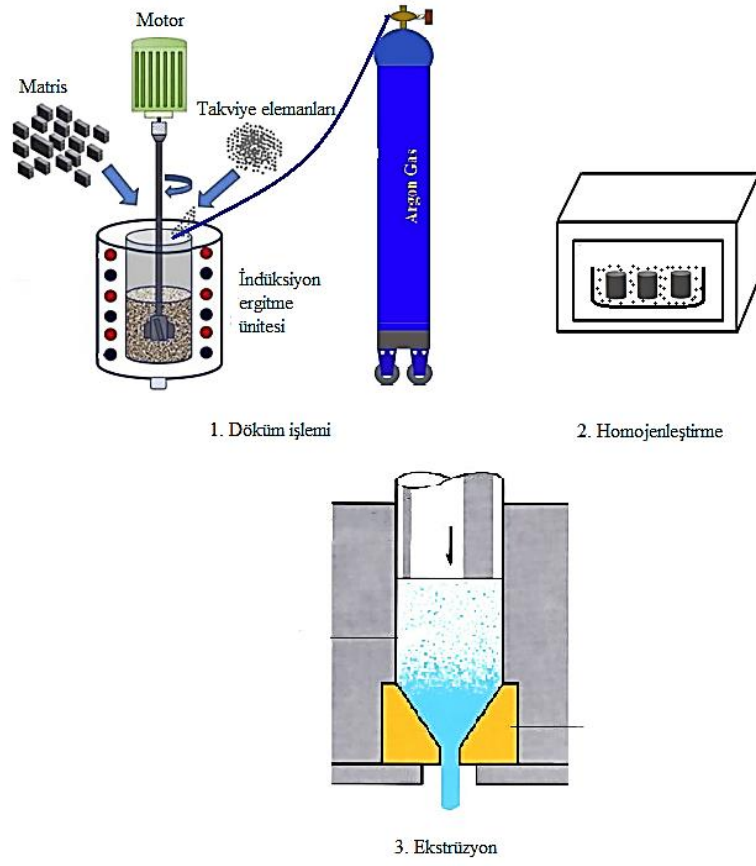
Döküm sonrası yapıda oluşabilen mikrosegregasyonların ve ekstrüzyon sırasında sorun çıkarması muhtemel termal kararlılığı düşük ikincil fazların matris fazı içinde çözünmesini sağlama amacıyla ekstrüzyon öncesi bütün numunelere homojenleştirme ısı işlemi uygulanmıştır. Homojenleştirme işlemi döküm ingotlar alüminyum folyo ile sıkıca sarıldıktan sonra SiO_2 +Grafit kum karışımı içine gömülerek 420 °C’ de 24 saat boyunca ısı işlem fırınında gerçekleştirilmiştir. Homojenleştirilmiş yapıyı koruma amacıyla, fırından çıkarılan numuneler direkt olarak suya daldırılarak soğutulmuştur. Bu çalışmada, literatürde daha önceden kullanılan homojenleştirme süreçlerine benzer parametreler uygulanmıştır [81],[82],[83].

5.2.5. Ekstrüzyon

Alaşımların ekstrüzyonu ise Şekil 5.3’de gösterilen 30 ton kapasiteli hidrolik pres yardımı ile 400°C sıcaklıkta ve 0.3 mm/sn hızında gerçekleştirilmiştir. Gerekli ekstrüzyon sıcaklığına ulaştıktan sonra, prese bağlı zımbanın hareket ettirilerek ve kalıpta bulunan 30 mm çapında ve 30 mm boyundaki silindirik biyete baskı uygulayarak 10 mm çapında sahip silindirik ekstrüzyon numuneleri üretilmiştir. Üretilen numunelerin görüntüleri Şekil 5.6’da verilmiştir. Feyerabend ve ark. [83] ise yapmış oldukları çalışmada Mg alaşımlarının ekstrüzyon kalıp sıcaklığını 300 °C olarak belirlemiş 0.7 mm/sn hızında gerçekleştirmiştir. Ben-Hamu ve ark. [84] ise ekstrüzyon sıcaklığını 275-350 °C arasında tercih etmiştir. Ekstrüzyon oranı (EO) aşağıdaki formüle göre hesaplanmıştır.

$$EO = \frac{A_0}{A_s} \quad (5.1)$$

Burada A_0 biyetin kesit alanı, A_s ekstrüzyon sonrası elde edilen numunenin kesit alanıdır. Bu çalışmada yapılan bütün ekstrüzyon işlemlerinde biyet çapı 30 mm ve ekstrüzyon çıkış çapı 10 mm kullanıldığından Eşitlik 5.1’ e göre 9:1 ekstrüzyon oranı kullanılmıştır.



Şekil 5.5. Kompozit malzemelerin üretimi.



Şekil 5.6. Üretilen numunelerin görüntüleri.

5.3. NUMUNELERİN KARAKTERİZASYONU

Üretilen kompozit malzemelerin döküm sonrası, homojenleştirme sonrası ve ekstrüzyon sonrası mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Basma, korozyon, aşınma ve termal iletkenlik deneyleri yalnızca ekstrüzyon sonrası numunelere uygulanmıştır.

5.3.1. Yoğunluk Ölçümü

Üretimden sonra numunelerin deneysel yoğunlukları Arşimet kuralı kullanılarak belirlendi. Bunun için öncelikle parçaların ağırlıkları Şekil 5.7’de görülen hassas ölçüm cihazıyla hesaplanmıştır.



Şekil 5.7. Deneylerde kullanılan PRECISE XB 220A markalı hassas terazi.

5.3.2 Mikroyapı Karakterizasyonu

Üretilen numunelerin mikroyapı görüntülerini oluşturmak için optik mikroskop ve SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu) ile, bileşen fazlarını tanımlamak için XRD (X-Işınları Kırınımı) yöntemi kullanıldı.

5.3.2.1 XRD Analizi

Ekstrüzyon sonrası bütün numunelerin yapısında oluşan fazları belirlemek amacıyla XRD incelemeleri Şekil 5.8’de gösterilen Rigaku marka cihaz ile 10° - 90° tarama açısı aralığında ve 3° /dakika tarama hızında gerçekleştirilmiştir.

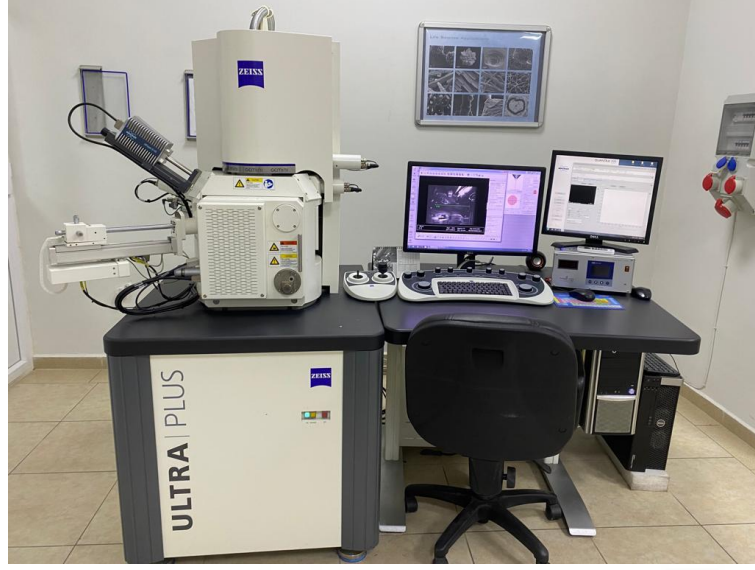


Şekil 5.8. Rigaku marka XRD cihazı.

5.3.2.2. Metalografik İncelemeler

Uygun boyutlarda kesilen numuneler ilk olarak Mikrotest marka zımparalama ve parlatma cihazında sırasıyla 600,800,1000, 1200, 2000 ve 2500 taneli SiC kağıdı ile zımparalanmış ve $1\mu\text{m}$ alümina pasta kullanılarak polisaj keçesinde parlatılmıştır. Son olarak dağlama işlemi pikral çözeltisiyle (5 ml asetik asit, 6 g pikrik asit, 10 ml su, 100 ml etanol) 5-10 saniye daldırılarak gerçekleştirilmiştir. Carl Zeiss marka optik mikroskop ile mikroyapı görüntüleri alınmıştır.

Mikroskop görüntülerinden sonra malzemelerin SEM görüntüleri Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsü Araştırma Laboratuvarı’nda bulunan Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem marka cihazda alınmıştır (Şekil 5.9). Ayrıca, elektron mikroskobu ile görüntülerin kaydedilmesi sırasında malzemeler üzerinde EDX analizleri gerçekleştirilmiş, oluşan tanelerin içinde ve sınırlarında oluşan fazların tespiti yapılmıştır.



Şekil 5.9. Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem SEM analiz cihazı.

5.3.3. Sertlik Testi

Metalografik olarak hazırlanmış olan numunelerin sertlik ölçümleri BMS 3000-HB BRINELL marka sertlik cihazı ile yapılmıştır. Brinell sertlik deneyinde bilye çapı 2.5 mm, yük 187.5 N kullanılmış ve yükleme süresi ise 10 saniyedir. Her numuneye 5 iz oluşturarak çapları ölçülmüş ve ortalamaları alınarak sertlik değerleri hesaplanmıştır.

5.3.4. Basma Testi

Numunelerin basma testleri Zwick Roel Z600 marka bir cihaz kullanılarak yapıldı. Numuneler basma testine hazırlanmak için 1:1 oranında (10 mm çap ve 10 mm boy) kesilmiştir. Her parametre için 3 basma testi yapılmış ve ortalamaları hesaplanmıştır. Basma hızı 0.5 mm/dak. olacak ayarlanmıştır. Basma testi sonucunda, basma mukavemeti, basma şekil değişimi ve basma mukavemet değerleri elde edildi. Sonuç olarak, farklı oranlarda ilave edilen takviyelerin AZ91 alaşımı üzerindeki basma mukavemet performansları incelendi. Şekil 5.10, basma testi için kullanılan Zwick model test cihazını göstermektedir.



Şekil 5.10. 600 Kn basma test cihazı.

5.3.5. Korozyon Özelliklerinin Karakterizasyonu

Ekstrüzyon sonrasında numunelerin korozyon özelliklerinin incelenmesi için tuzlu çözelti içinde daldırma ve elektrokimyasal potansiyodinamik polarizasyon testleri kullanıldı. Her iki korozyon testine hazırlık için numunelerin yüzeyleri temizlenmiş ve yüzeyde korozyon testini olumsuz etkileyebilecek faktörler giderilmiştir.

5.3.5.1. Daldırma Testi

10 mm çapında ve 15 mm boyunda daldırma test numuneleri kesilerek yüzeyleri zımparalanmış ve deneye hazır hale getirilmiştir. İlk olarak numunelerin yüzey alanları hesaplandı ve başlangıç ağırlıkları daldırma öncesi 0.0001 gr hassasiyette bir terazi kullanılarak belirlendi. Daha sonra numuneler cam kavanozlara doldurulan %3.5 NaCl çözeltisi içerisinde file ile asılı şekilde bırakılmıştır. Daldırılan numuneler 3, 6, 9, 12, 24, 48 ve 72 saat aralıklarında çözeltiden çıkarılıp yüzeyleri temizlenmiş ve ağırlıkları ölçülerek kaydedilmiştir. Numuneler her saat aralığında yüzeyde oluşan korozyon ürünleri, 180 gr/L oranında saf suda hazırlanan kromik asit çözeltisinde 10 dakika bekletilerek uzaklaştırılmıştır. Numuneler daha sonra ultrasonik titreşim

cihazında alkol ile temizlenip tekrar %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde bırakılmıştır. Her saatin ağırlık kayıpları ölçüldü ve genel ortalama korozyon hızları elde edildi. Her numuneye 3 daldırma korozyon testi uygulandı ve sonuçların ortalaması hesaplandı. 72 saatlik daldırma testinin ardından, en yüksek ve en düşük korozyon direncine sahip numunelerin korozyon yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile görüntülendi ve korozyon mekanizmaları detaylı olarak analiz edildi.

5.3.5.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi

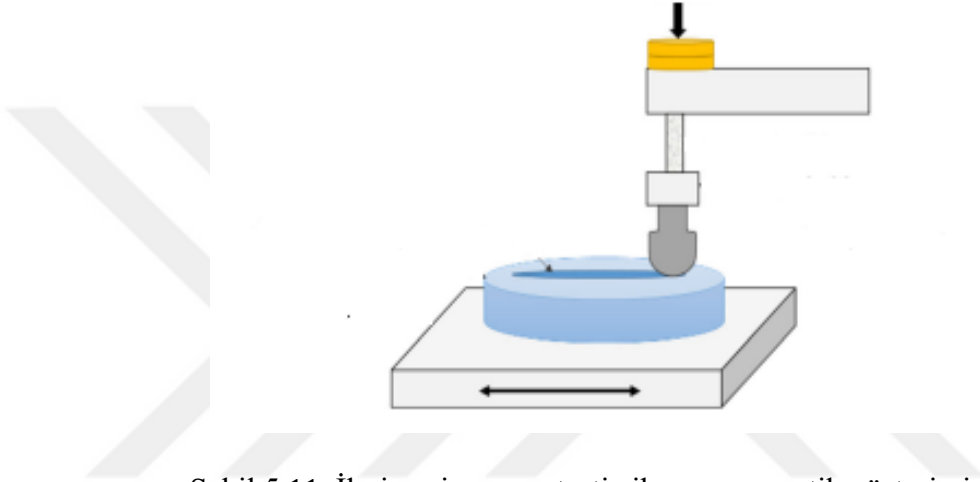
Ekstrüde edilmiş numunelerin potansiyodinamik polarizasyon testi için hem ekstrüzyon yönüne paralel kesit hem de ekstrüzyon yönüne dik kesit kullanılmıştır. Numuneler bakır tel ile sarılmış, epoksi reçineye gömülmüş ve daha sonra test yüzeyi zımparalanarak temizlenmiş ve 0.25 cm² dairesel boşluklu güçlü yapışkan bant ile kaplanmıştır. Bu şekilde tüm numunelerin korozyon testleri eşit alanda gerçekleştirilmiş ve epoksi birleşim yerlerinden meydana gelebilecek korozyon testine olumsuz etkiler ortadan kaldırılmıştır. Oda sıcaklığında, bilgisayar kontrollü DC105 korozyon analizine sahip Gamry model PC4/300 mA potansiyostat/galvanostat kullanılarak potansiyodinamik polarizasyon testleri %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde gerçekleştirilmiştir.

5.3.6. Aşınma Testi

Şekil 5.11'de şematik olarak gösterilen ileri-geri aşınma test cihazı, ekstrüzyon numunelerinin sabit yük, sabit hız ve sabit mesafe koşulları altında aşınma testlerini yapmak için kullanılmıştır. Numuneler, cihazdaki numune yatağına yerleşecek şekilde kesilip yüzeyleri zımparalanarak temizlenmiş ve aşınma testi için hazırlanmıştır. 20N yük altında, 0.1 m/s kayma hızında ve 1000 m kayma mesafesinde aşınma testleri yapılmıştır. Tribometre koluna bağlı olan yük hücresi, aşınma sırasında sürtünme kuvvetini ölçtü ve anlık bilgisayara kaydedildi. Batıcı uç malzemesi olarak AISI 52100 kalite yüksek sertlikte çelik bilya kullanılmıştır. Testin ardından Mitutoyo SJ-410 marka ISO 1997 uyumlu yüzey pürüzlülüğü ölçüm cihazı ve 2 µm standart prob kullanılarak aşınma derinlikleri ölçülmüş ve aşağıdaki formül kullanılarak her numunenin aşınma alanı kayıpları belirlenmiştir.

$$A (mm^2) = \frac{2ab}{3} \quad (5.2)$$

burada, A aşınma alan kaybı, a , iz genişliği ve b , iz derinliğidir. Buradan hesaplanan alan kayıplarının toplam mesafeye oranı aşınma hızlarının hesaplanmasında kullanılmıştır. Aşınmış yüzeylerin makro ve SEM görüntüleri kullanılarak kapsamlı bir şekilde incelenmesinden sonra aşınma mekanizmaları belirlenmiştir.



Şekil 5.11. İleri-geri aşınma testi cihazının şematik gösterimi.

5.3.7. Isıl İletkenlik Ölçümü

Katılarda ısı, moleküllerin titreşmesi ve elektronların serbest hareketi ile aktarılır. Belirli bir titreşime sahip moleküller ısı aldıklarında sıcaklıkları yükselir ve kinetik enerjileri yükselir, bu da onların daha hızlı titreşmesine neden olur. Hızlı titreşen molekül, yakındaki molekülleri titreştirerek ısıнын bir molekülden diğerine dalgalar halinde akmasına neden olur.

Numunelerin ısı iletkenlik değeri Kırıkkale Üniversitesi Bilimsel ve Teknolojik Araştırmalar Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde Şekil 5.13de gösterilen “Anter Flash Line 2000” model cihaz ile hesaplanmıştır.

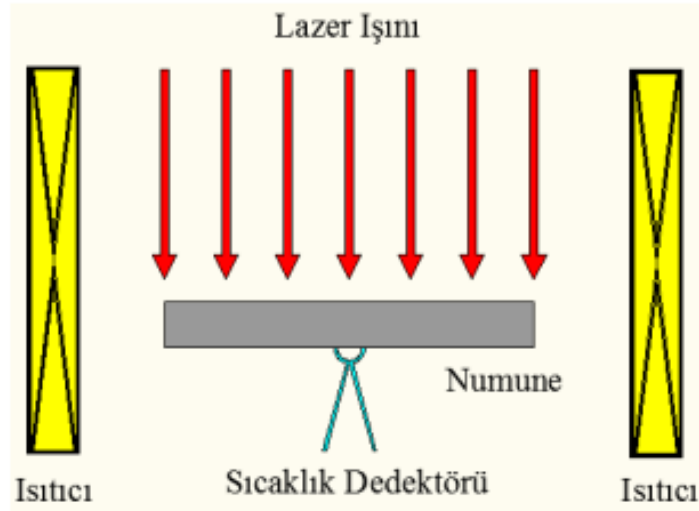
Kompozit malzemelerin ısı iletkenlik değeri; “Anter Flash Line 2000” model cihaz kullanılarak, ısı yayılım katsayısının (α) ölçülmesi ile eşitlik 5.3'den belirlenmiştir. Cihaz zamana bağlı ısı iletkenlik ölçüm temelini kullanmaktadır. Güçlü bir ısı

demeti, sabit sıcaklıkta tutulan bir fırın içindeki bir numuneye yönlendirilir ve numunenin karşı tarafındaki dedektör, demetin numune üzerindeki ısı etkisini ölçer. Şekil 5.12 ise cihazın çalışma prensibini açıklayan şematik görüntüsüdür.

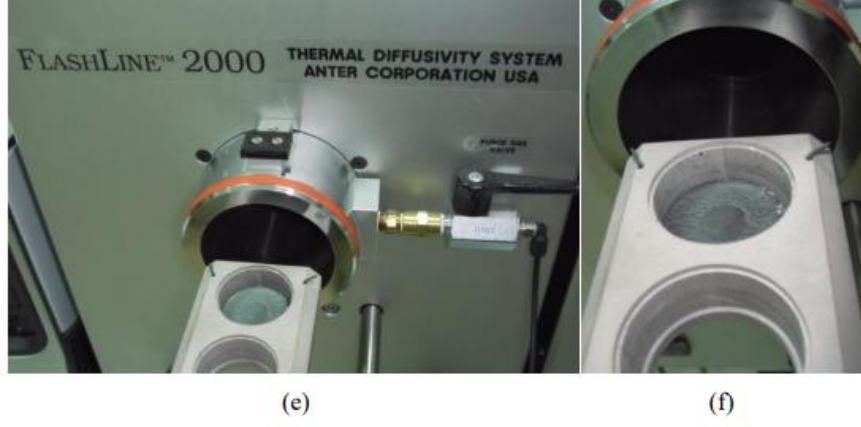
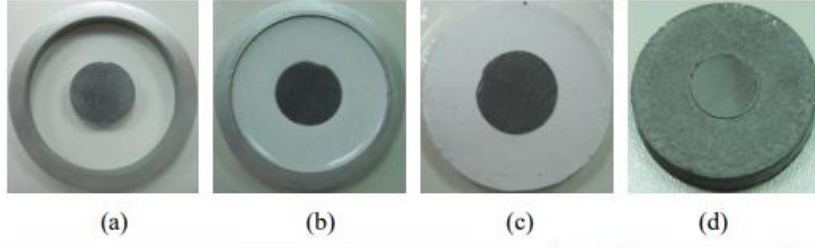
Deneyler 25 °C’de yapılmıştır. Cihazın kartuşları ile 31,75 mm çapındaki numunelerin ısı iletkenlik testleri yapılabilmektedir. Yaptığımız kompozitler 10mm çapa sahip olduklarından, çaplarını arttırmak için Şekil 5.13.a’da gösterildiği gibi iç çapı 31.75mm olan bir kalıba yerleştirilmiştir. Daha sonra Şekil 5.13.b’de gösterildiği gibi toz halindeki CAST 95 su ile harç kıvamına gelene kadar karıştırılarak kalıba kompozitin et kalınlığını geçmemesine dikkat edilerek dökülmüştür. Şekil 5.13.c, kompozitin yaklaşık 24 saat sonra kalıptan çıkarıldıktan sonraki görüntüsünü gösterir. Isıl iletkenliği değerlendirmek için, kompozit numunenin tüm yüzeylerine Şekil 5.13.d’de gösterildiği gibi spreyl grafit püskürtüldü.

$$\alpha = \frac{k}{\rho * c} \quad (5.3)$$

α ısı yayılım katsayısı, k ısı iletkenlik, ρ yoğunluk ve c özgül ısıyı temsil etmektedir.



Şekil 5.12. Cihazın şematik gösterimi [85].



Şekil 5.13. Isıl iletkenlik ölçüm cihazı [86].

BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu çalışmada indüksiyon ergiyik bazlı indüksiyon karıştırma ile ergitilmiş ve metal kalıba dökülmüş AZ91 matrisli mikro boyutta silisyum karbür (SiC) ve nano boyutta alüminyum nitrür (AlN) ilaveli kompozit malzemelerin yoğunluk ölçümü, mikroyapı analizleri, sertlik değerlendirmesi, basma, aşınma, korozyon ve ısı iletkenlik testlerinin sonuçları aşağıda verilmiştir.

6.1. KOMPOZİTLERİN YOĞUNLUK ÖLÇÜM SONUÇLARI

Çizelge 6.1’de üretilen kompozitlerin yoğunluk ölçüm sonuçları verilmiştir. Numunelerin havadaki ağırlıkları ile saf su içerisindeki ağırlıkları arasındaki fark kullanılarak hacim ölçümüne gerek kalmadan yoğunluk ölçümü tamamlandı. Yoğunluk ölçümü sırasında numuneleri tartmak için 0.0001 gr hassasiyette bir terazi kullanılmıştır. Her numune için yoğunluk ölçümü testi 3 kez yapılmış ve aşağıdaki formül kullanılarak sonuçların ortalaması alınmıştır.

$$F = V \times D \quad (6.1)$$

F: Arşimet itmesi

V: Cismin hacmi

D: Sıvının yoğunluğu

Bu denkleme göre, sıvı olarak saf su kullanıldığı için yoğunluk değeri 1 g/cm³ olarak düşünüldü. Dolayısıyla Arşimet itmesi cismin hacmine eşit oldu.

$$V = WA - WL \quad (6.2)$$

WA: Kompozitin havadaki ağırlığı

WL: Kompozitin sıvıdaki ağırlığı

Sonuç olarak üretilen kompozitlerin yoğunluğunun ölçümünde kullanılan formül;

$$D_{\text{kompozit}} = WA / (WA - WL) \quad (6.3)$$

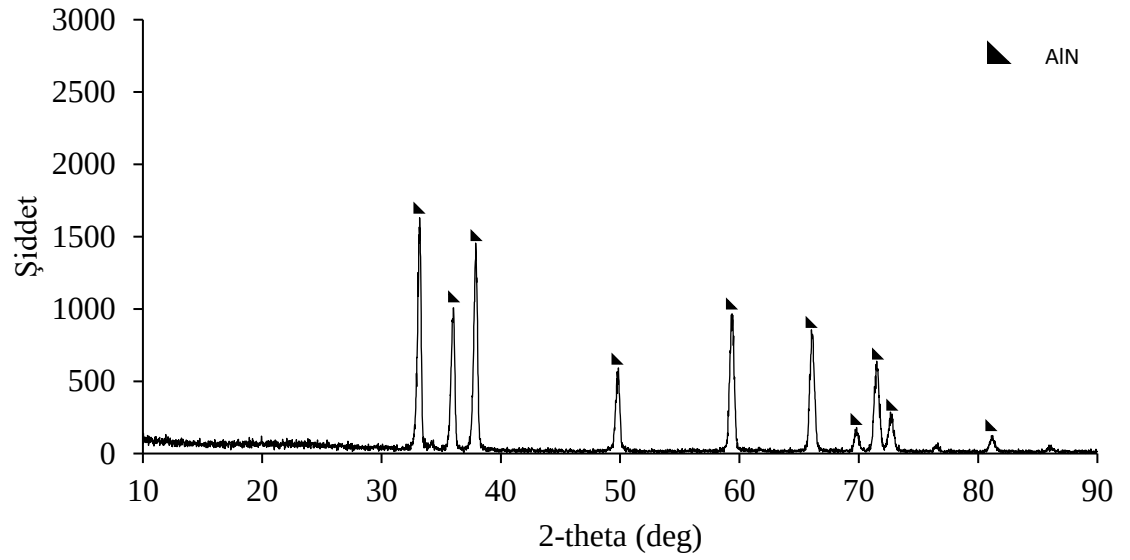
Çizelge 6.1. Üretilen kompozitlerin yoğunluk sonuçları.

Kompozitler	Yoğunluk (gr/cm ³)
Takviyesiz AZ91	1.816
%15 SiC	1.829
%15 SiC+%0.2 AlN	1.844
%15 SiC+%0.5 AlN	1.856
%15 SiC+%0.8 AlN	1.734

Yoğunluk sonuçlarına baktığımızda takviyesiz AZ91 numunesinin yoğunluğu 1.816 hesaplanırken %15 SiC ilavesi ile bu değer 1.829 gr/cm³'e yükselmiştir. %0.2 ve %0.5 AlN ilaveleri ile yoğunluk değerleri orantılı olarak artmış olup sırasıyla 1.844 ve 1.856 gr/cm³ dür. Buradan görüldüğü üzere en yüksek yoğunluk değeri ise AZ91+%15 SiC+%0.5 AlN ilaveli kompozitte ölçülmüştür. Bu durum tozların iki aşamada karıştırılması sonucu homojen bir karışımın elde edilmesinden ve AlN'ün teorik yoğunluğunun 3.26 gr/cm³ [87] kaynaklanmaktadır. Ayrıca yoğunluktaki artışın mikroyapıda oluşabilecek intermetaliklere bağlı olabileceği düşünülmektedir. Diğer kompozitlerden farklı olarak 1.734 gr/cm³ ile en düşük yoğunluk AZ91+%15 SiC+%0.8 AlN içeren kompozitte görülmüştür. Bunun sebebinin nano takviye miktarı 0.8 civarına çıktığında yapıda oluşan topaklanmaların yanı sıra yapıda oluşacak intermetaliklere bağlı olabileceği düşünülmektedir.

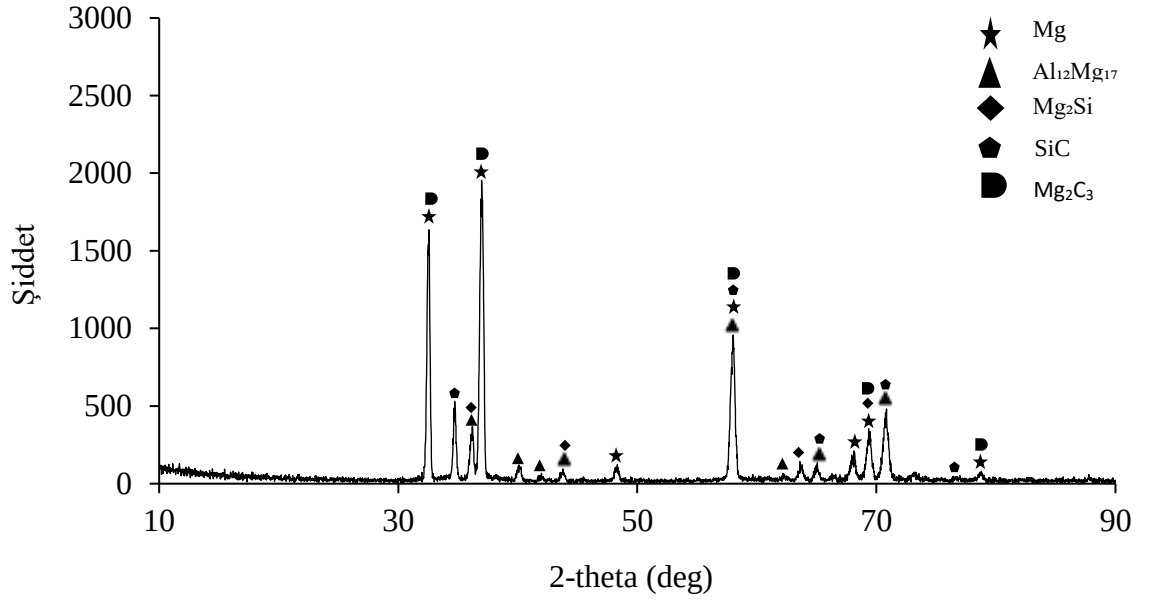
6.2. XRD SONUÇLARI

Üretilen kompozit malzemelerin hem içerisinde bulunan fazları tespit etmek hem de ilave edilen takviye malzemesinin varlığını göstermek için XRD deneyi gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.1 AlN tozunun, Şekil 6.2-6.4 ise üretilen kompozit malzemelerin XRD sonuçlarını göstermektedir.

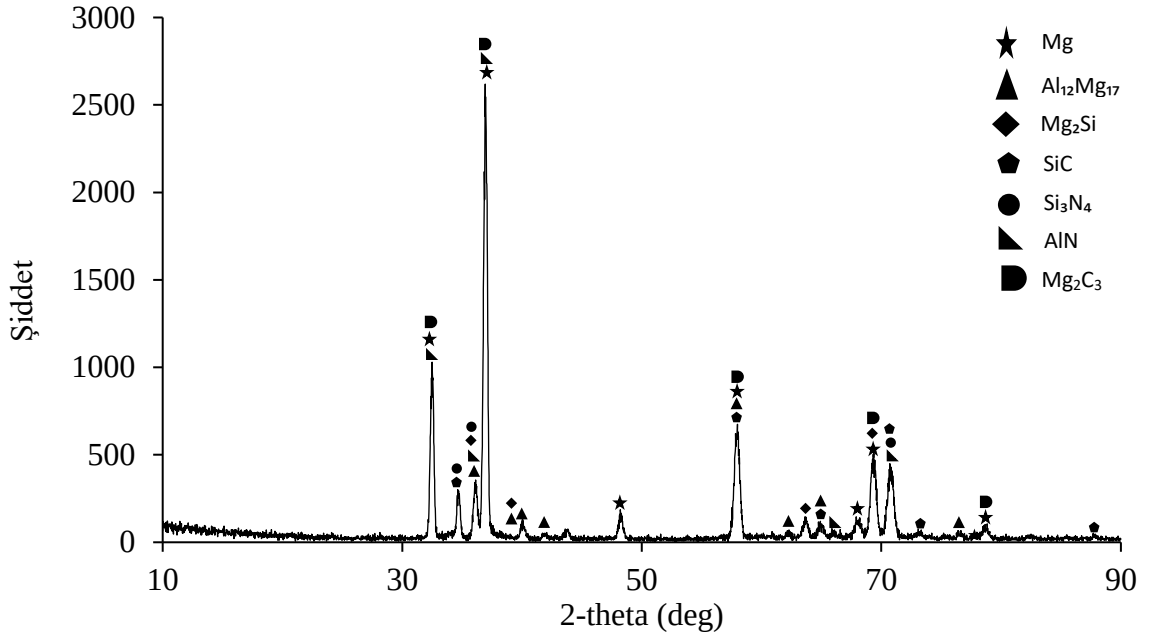


Şekil 6.1. AlN tozunun XRD analizi.

Şekil 6.2 %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitinin XRD analiz sonuçlarını sunmaktadır. Şekil 6.2'ye göre AZ91 alaşımı α -Mg ve β - $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ intermetalik fazlarından oluşmaktadır [88]. $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ çökeltilerinin süneklikten kayıp verilmesine rağmen AZ91 alaşımı için mekanik güçlendirme sağladığı bilinmektedir [89]. Bu fazlara ek olarak AZ91 alaşımına %15 SiC ilavesi ile Mg_2Si ve Mg_2C_3 fazları oluşmuştur. Mg_2Si fazının, üretim sırasında SiC'ün Si ve C'a ayrışarak açığa çıkan Si'nin Mg'yle ve Mg_2C_3 fazının ise ayrışan C'nin Mg ile reaksiyona girmesi sonucu oluştuğu düşünülmektedir.

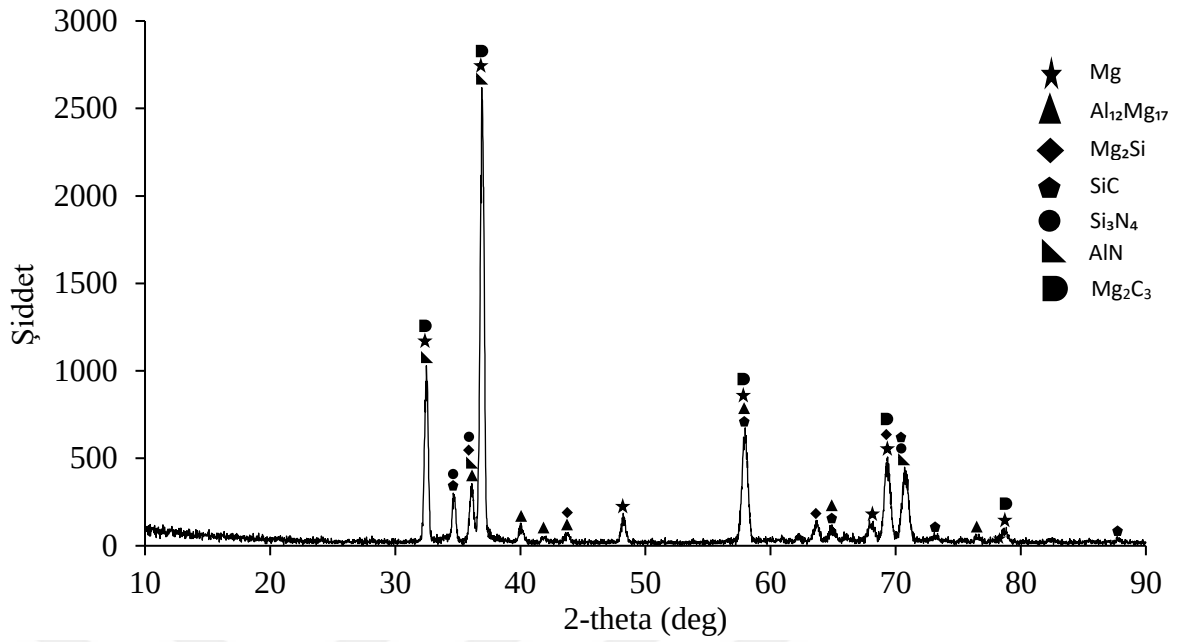


Şekil 6.2. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitin XRD analizi.



Şekil 6.3. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli hibrit AZ91 kompozitin XRD analizi.

Şekil 6.3 ve 6.4’de sırasıyla %15 SiC+%0.5 AlN ve %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 matrisli kompozitin XRD spektrumlarını göstermektedir. XRD analizine göre AlN ilavesiyle Si_3N_4 ve AlN piklerinin oluştuğu tespit edilmiştir. 0.5 AlN içeren kompozit ile 0.8 AlN içeren kompozit kıyaslandığında farklı bir pik görülmemiştir.

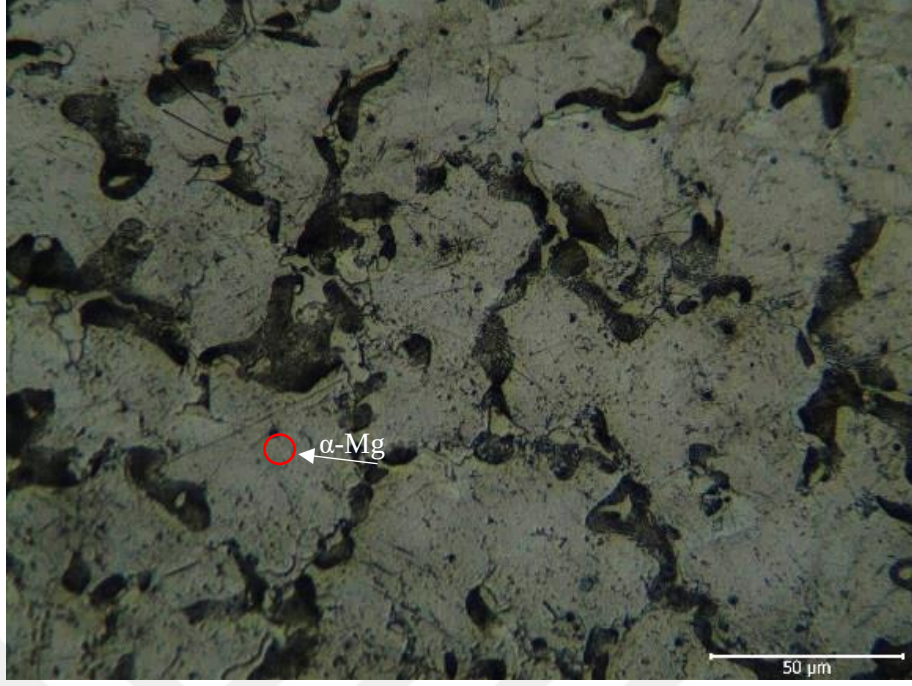


Şekil 6.4. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli hibrit AZ91 kompozitin XRD analizi.

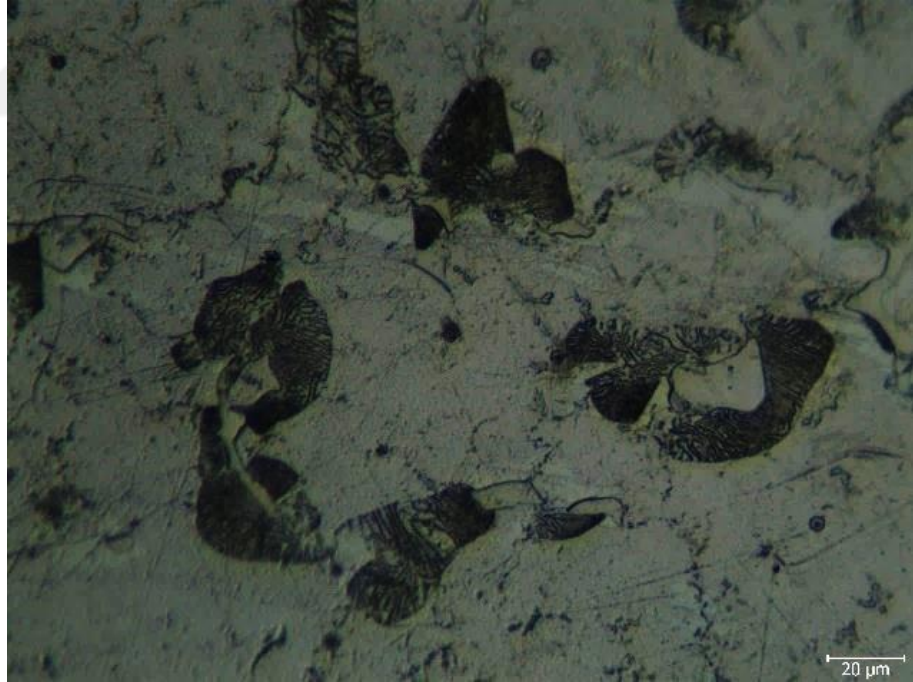
6.3. MİKROYAPI SONUÇLARI

6.3.1. Optik Mikroyapı Görüntüleri

Takviyesiz AZ91 ve % 15 SiC, %15 SiC+%0.2 AlN, %15 SiC+%0.5 AlN ve %15 SiC+0.8 AlN ilaveli numunelerin döküm, homojenleştirme ve ekstrüzyon sonrası olmak üzere optik mikroskop görüntüleri Şekil 6.5–6.24’de verilmiştir. Şekil 6.5 AZ91 alaşımının döküm sonrası mikroyapısını göstermektedir. AZ91 alaşımının mikroyapısı tipik bir dendritik yapıya sahiptir ve α -Mg matris fazına ek olarak diğer fazlar tane sınırları boyunca dağılmaktadır. Bu fazların MgAl ötektik ve $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik olduğu varsayılır. $Mg_{17}Al_{12}$ fazının morfolojik yapısı literatürle aynıdır [26],[90]. Srinivasan vd. çalışmasında [91] $Mg_{17}Al_{12}$ fazı çevresinde de lamelli türde çökeltiler gözlemlendiğini ve bunun, yaygın olarak ‘Sürekli Çökelme’ olarak bilinen katı hal dönüşümü yoluyla katmanlı $Mg_{17}Al_{12}$ ve α -Mg’ye ayrılan aşırı doymuş ötektik katı çözeltisinden meydana geldiğini belirtmiştir.



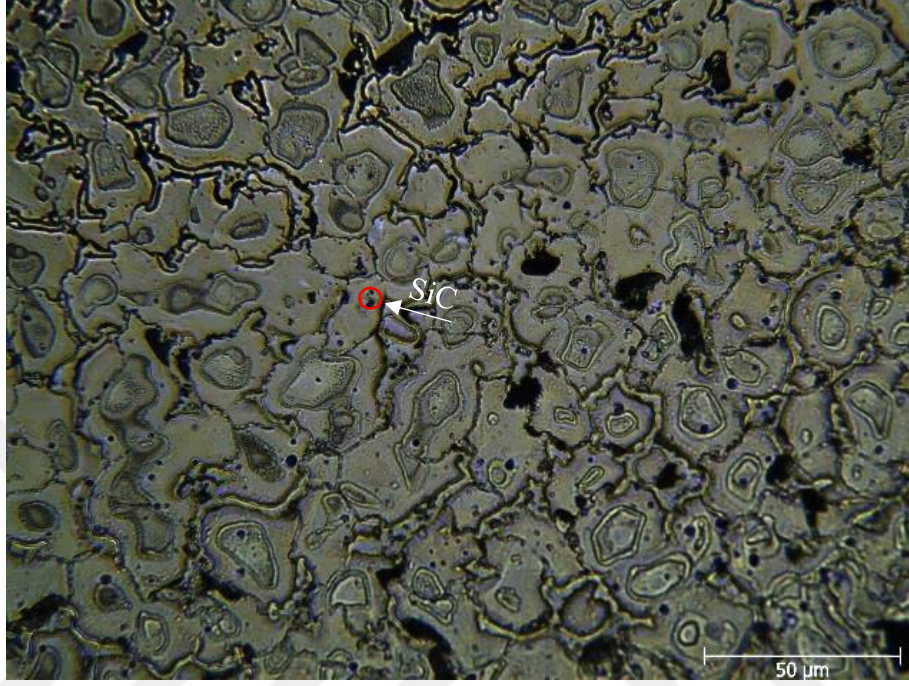
a)200X



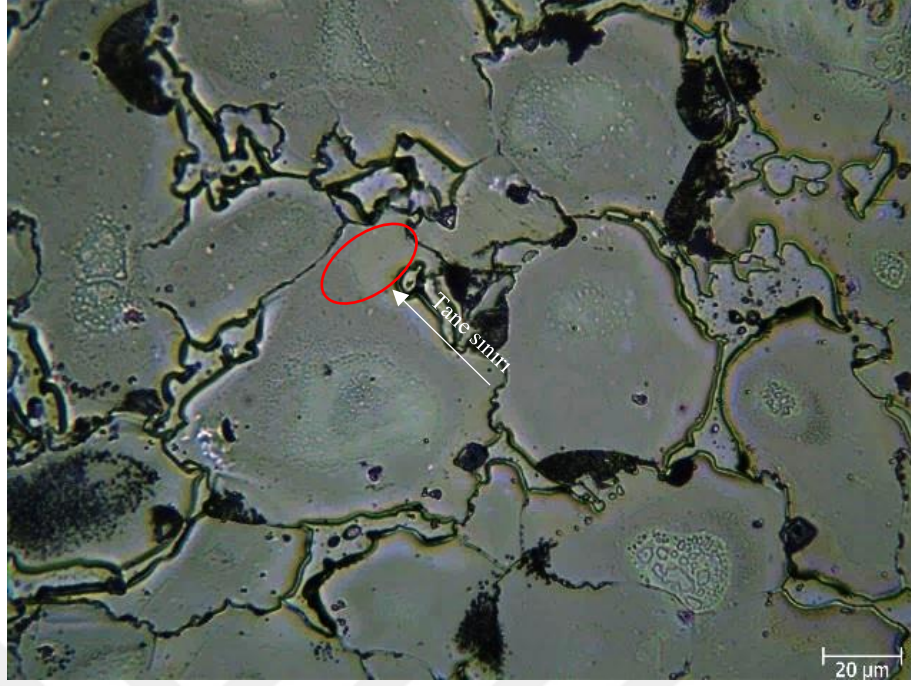
b)500X

Şekil 6.5. Takviyesiz AZ91 numunesinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Şekil 6.6 %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitinin döküm sonrası mikroyapısını göstermektedir. Şekil 6.6'dan görüldüğü üzere SiC ilaveli numunelerde SiC tanecikleri siyah renkte ve köşeli biçimde gözlenmektedir.

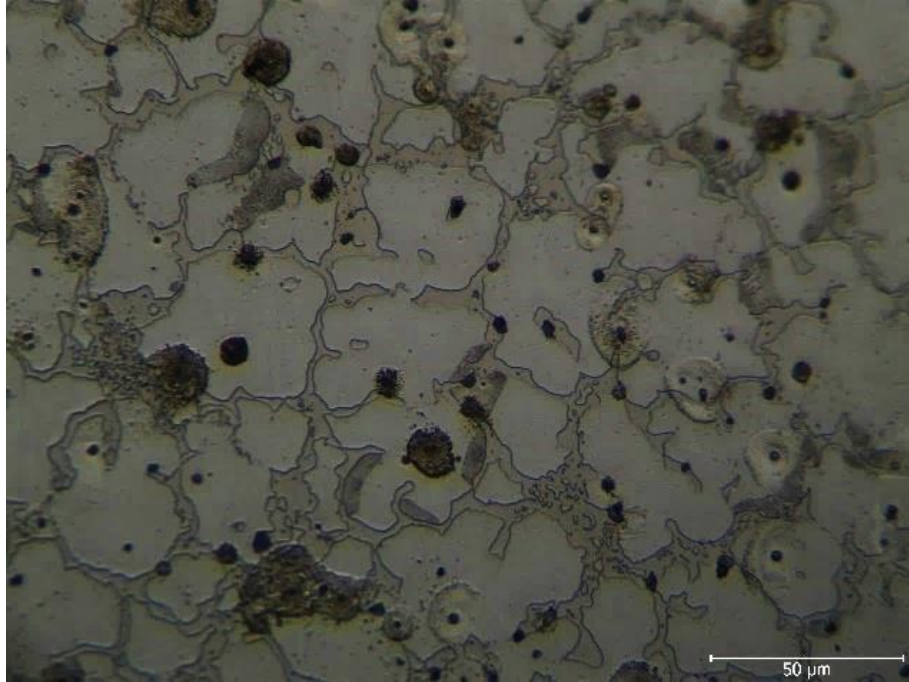


a)200X

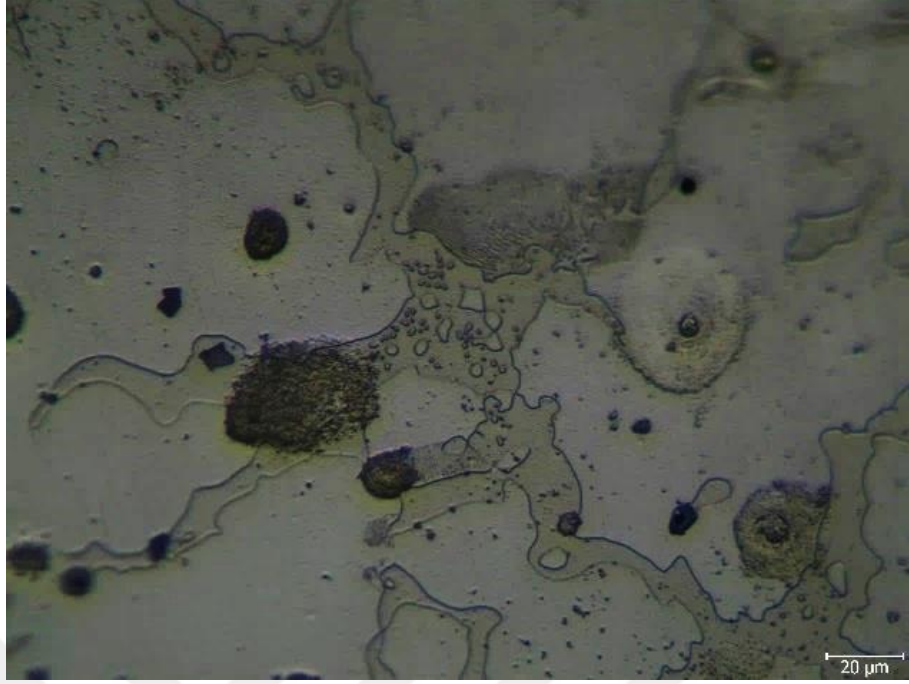


b)500X

Şekil 6.6. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri.



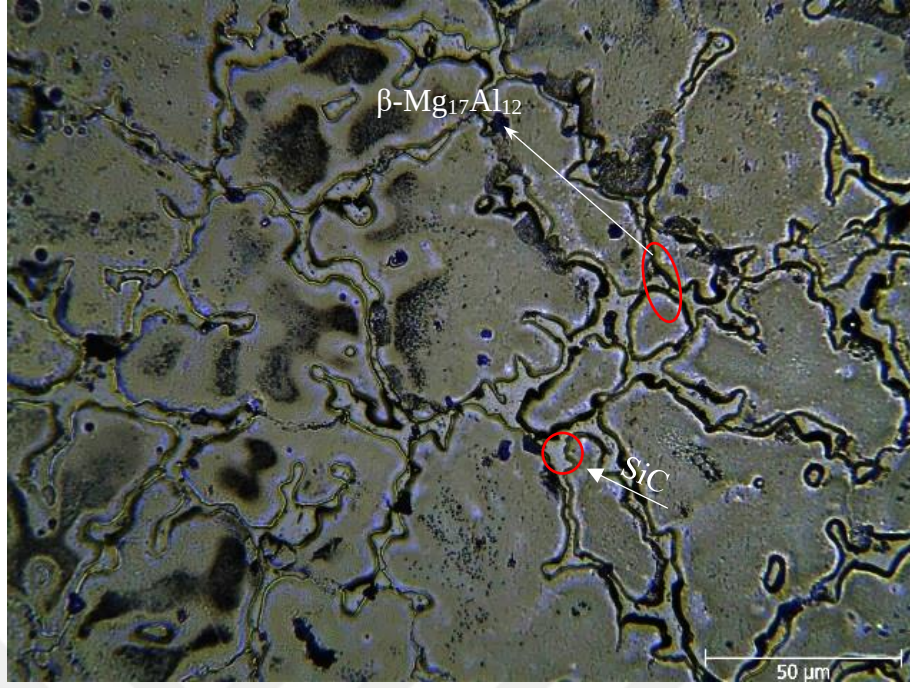
a)200X



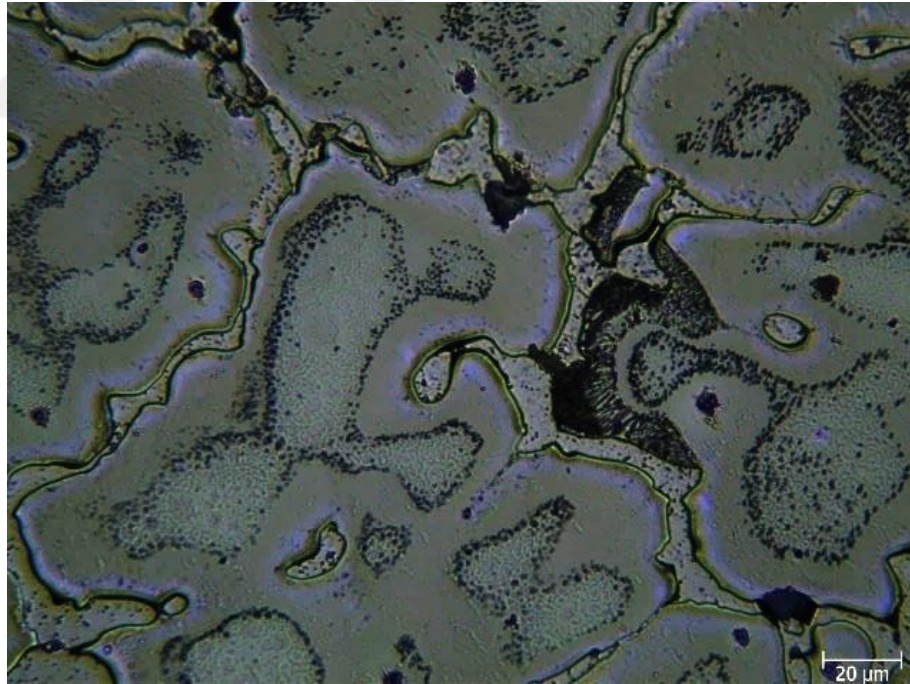
b)500X

Şekil 6. 7. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Şekil 6.7 %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin döküm sonrası mikroyapısını göstermektedir. Burada AlN tozunun boyutu 790 nm boyutunda kullanıldığı için mikroyapı görüntülerinde tespit edilememiş; varlığını kanıtlamak için detaylı SEM ve EDS analizleri gerçekleştirilecektir. Tüm numunelerde ilave elementlerinin artışlarının mikroyapı görüntülerinde belirgin olması, ilavelerin homojen dağıldığının göstergesidir. Şekil 6.9 %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin döküm sonrası mikroyapısını göstermektedir. Şekil 6.9’da nano takviye oranı %0.8’e çıktığında kısmi topaklanmalar görülmüş ve bu durum kompozitin tane sınırlarında daha belirgindir. Sankaranarayanan vd. çalışmalarında [70] 0.8 AlN katkılı numunelerde aglomerasyonların oluşumunu rapor etmiştir.

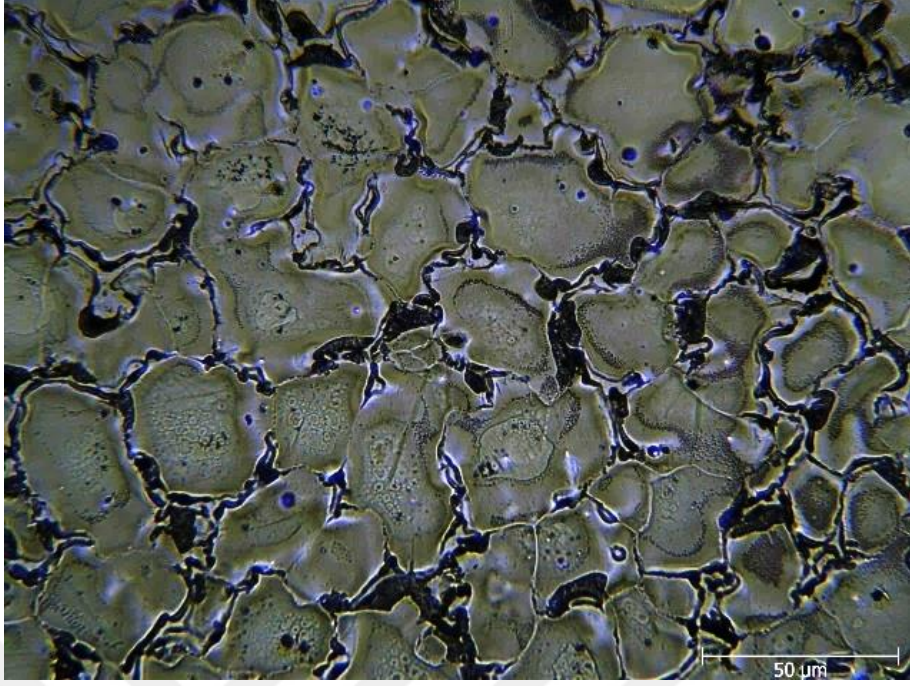


a)200X

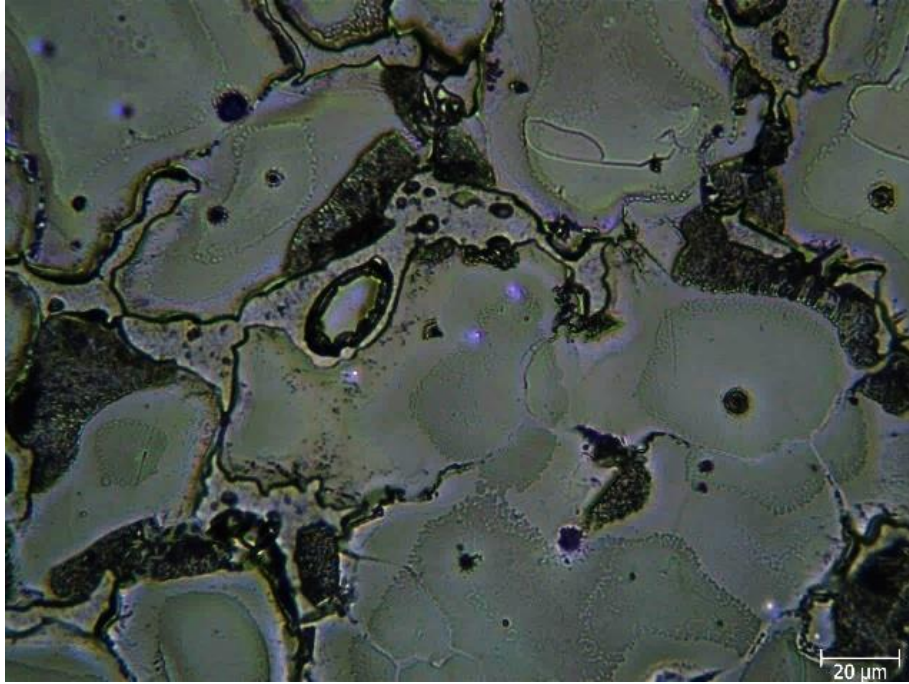


b)500X

Şekil 6.8. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri.



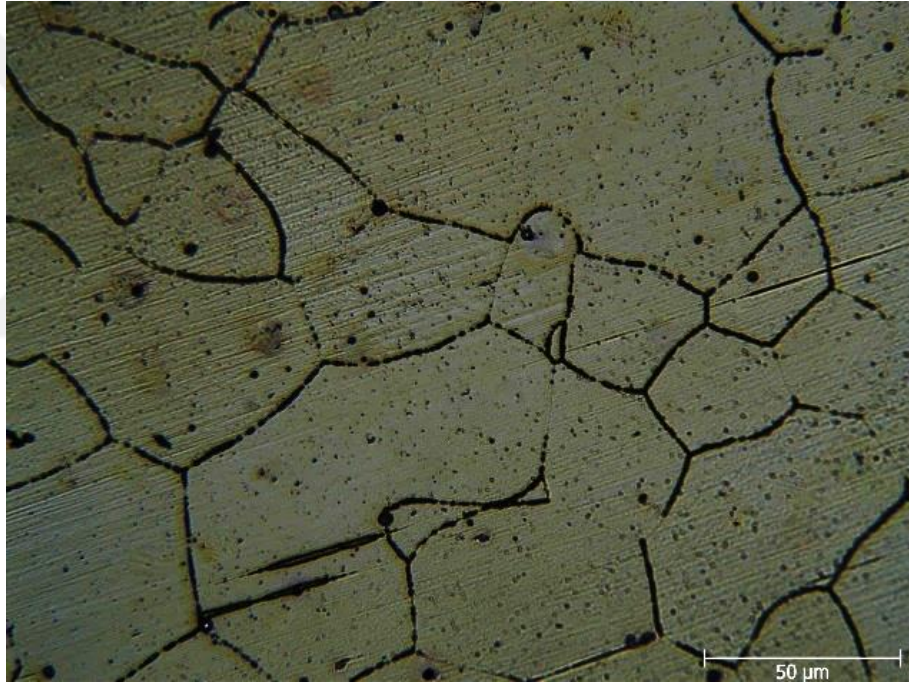
a)200X



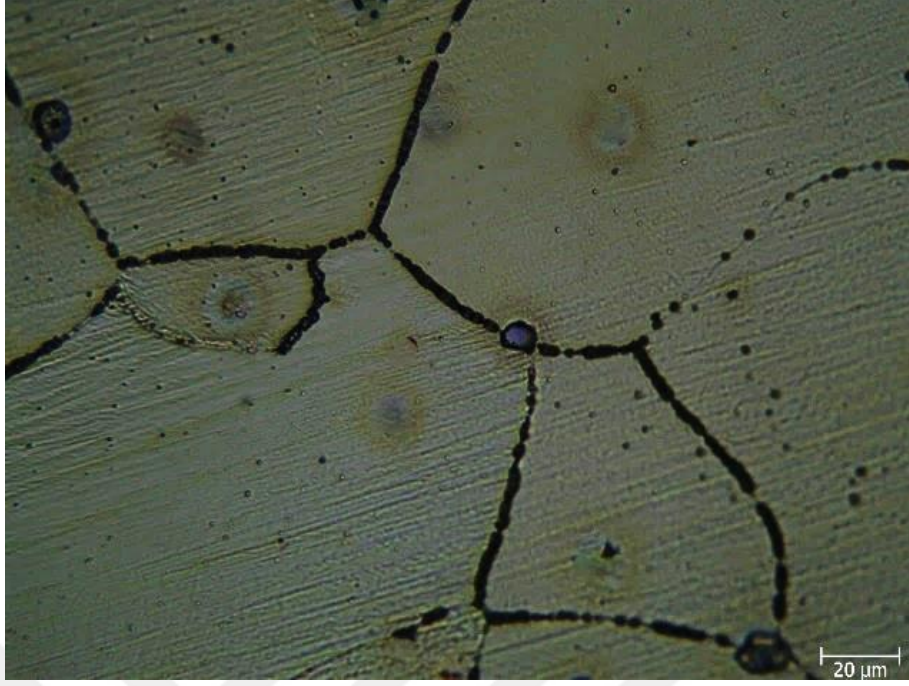
b)500X

Şekil 6.9. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Takviyesiz AZ91 ve % 15 SiC, %15 SiC+%0.2 AlN, %15 SiC+%0.5 AlN ve %15 SiC+0.8 AlN ilaveli numunelerin homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri Şekil 6.10–6.14’de sırasıyla verilmiştir. Homojenleştirilmiş numunelerin mikroyapı görüntülerine bakıldığında ise α -Mg tane sınırları homojen bir görünümde olup, ikincil fazların ($\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$, Mg_2Si) miktarında önemli derecede azalma (Şekil 6.10 ve 6.11) meydana gelmiştir. Fakat %15 SiC+%0.2-0.8 AlN ilaveli AZ91 hibrit kompozitlerinin mikroyapısında tane sınırlarında ikincil fazlarla birlikte açık gri renkli fazın oluşumu meydana gelmiştir. Bu açık gri renkli fazın göreceli miktarı AlN içeriğinin 0.8’e doğru artmasıyla belirgin bir şekilde azalmıştır. Şekil 6.2-6.4’e göre bu açık gri renkli oluşan fazın Mg_2C_3 olduğu düşünülmektedir.

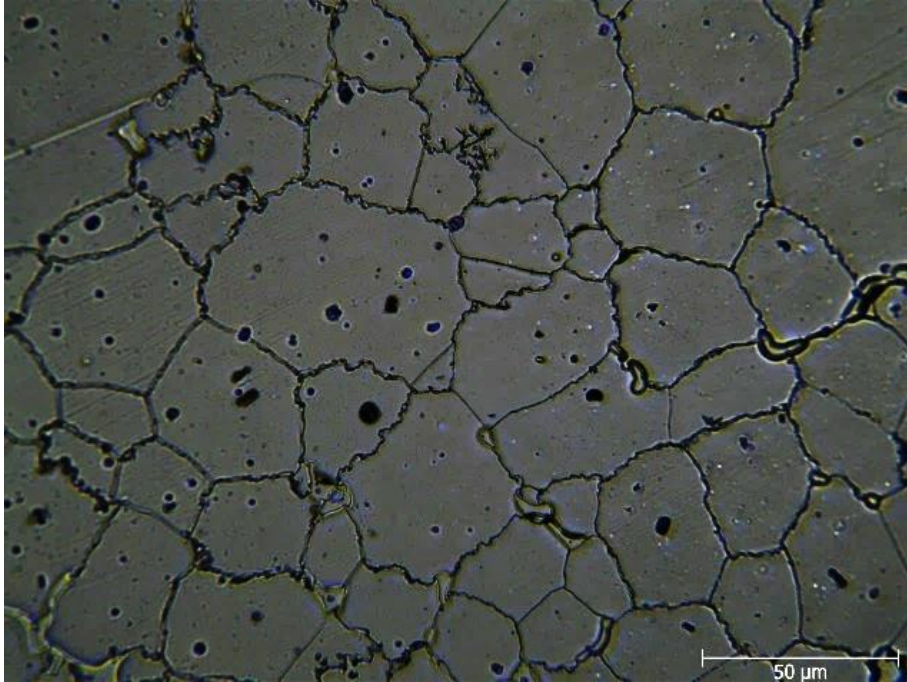


a)200X

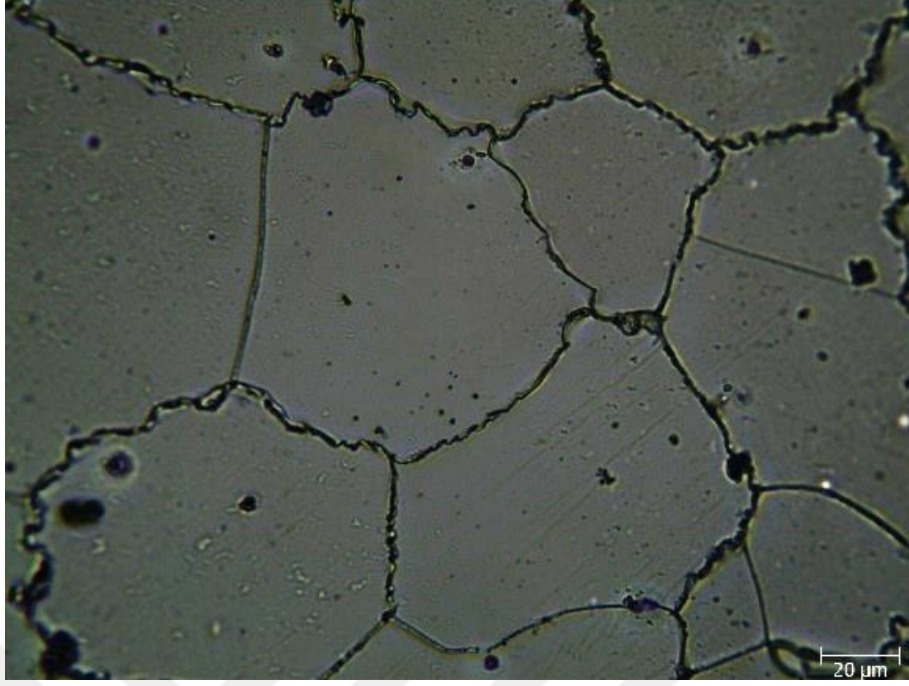


b)500X

Şekil 6.10. Takviyesiz AZ91 numunesinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri.

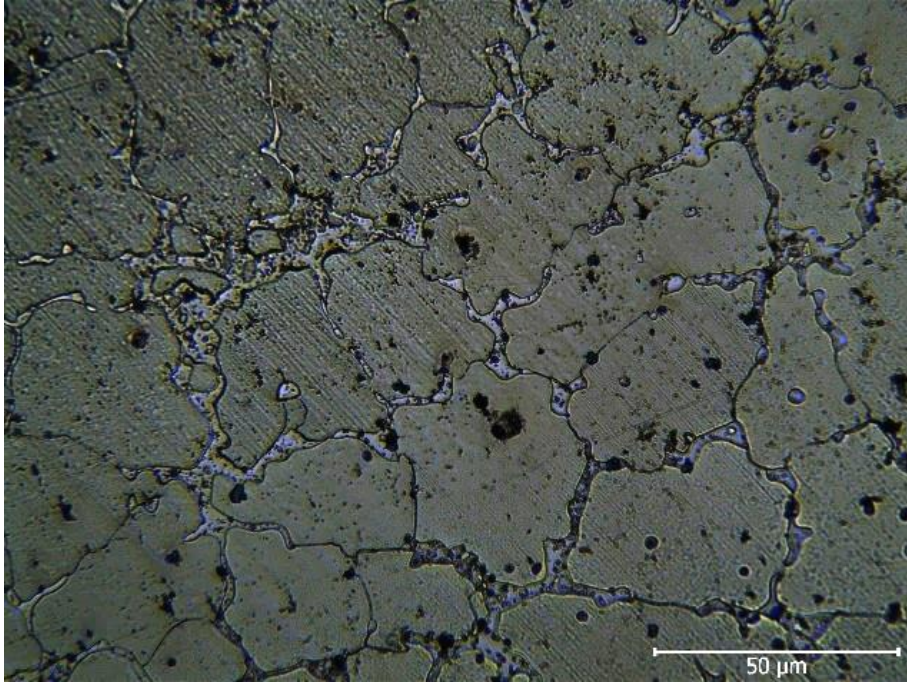


a)200X

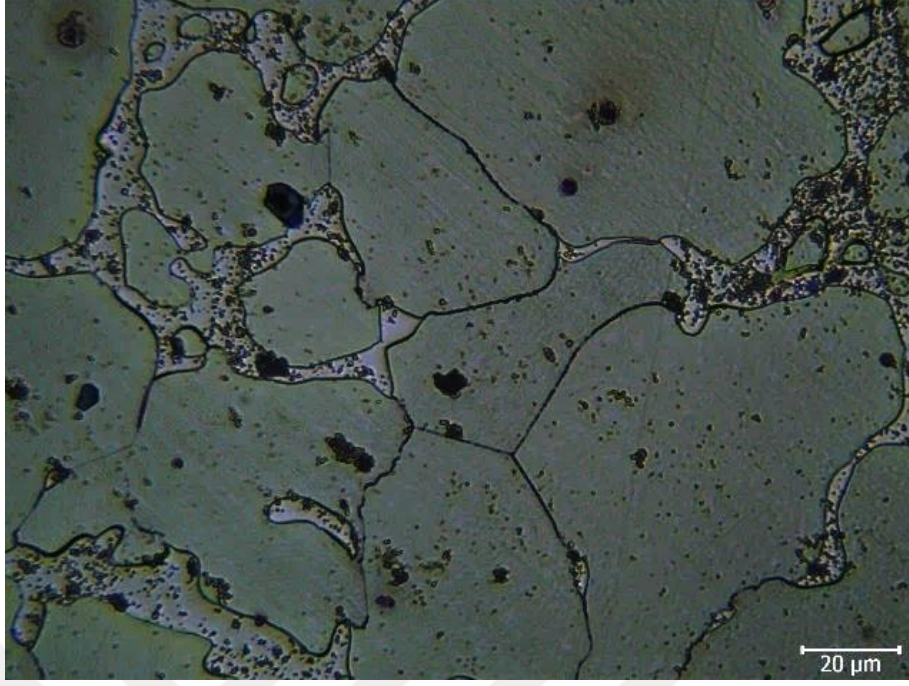


b)500X

Şekil 6.11. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri.

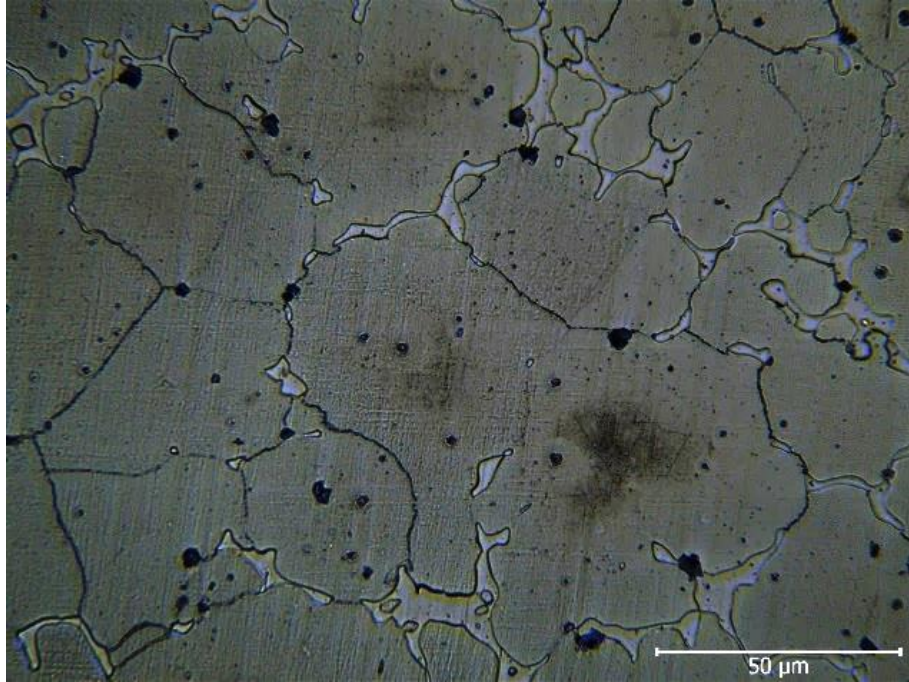


a)200X

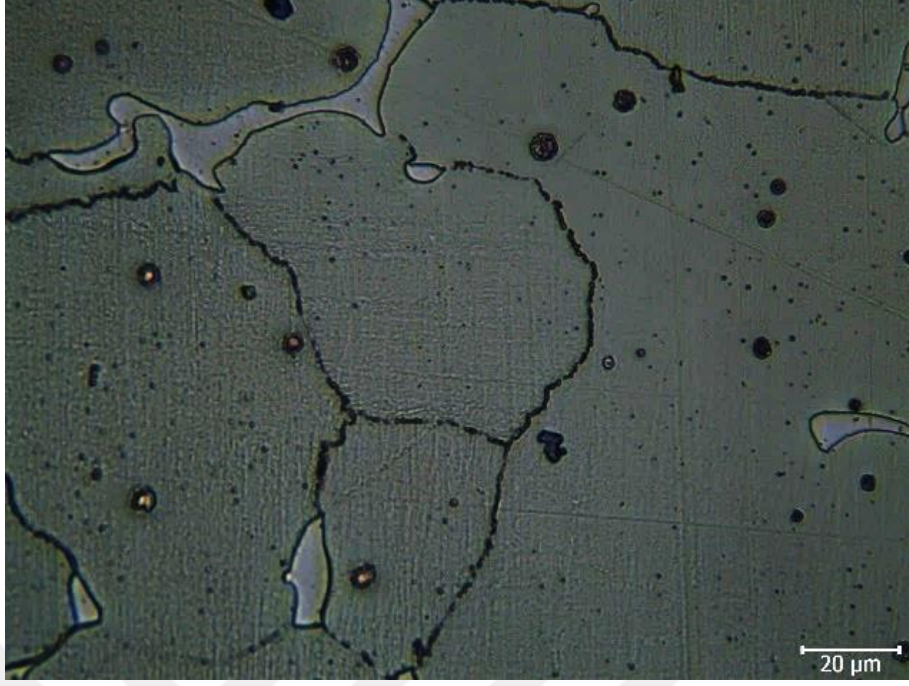


b)500X

Şekil 6.12. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri.

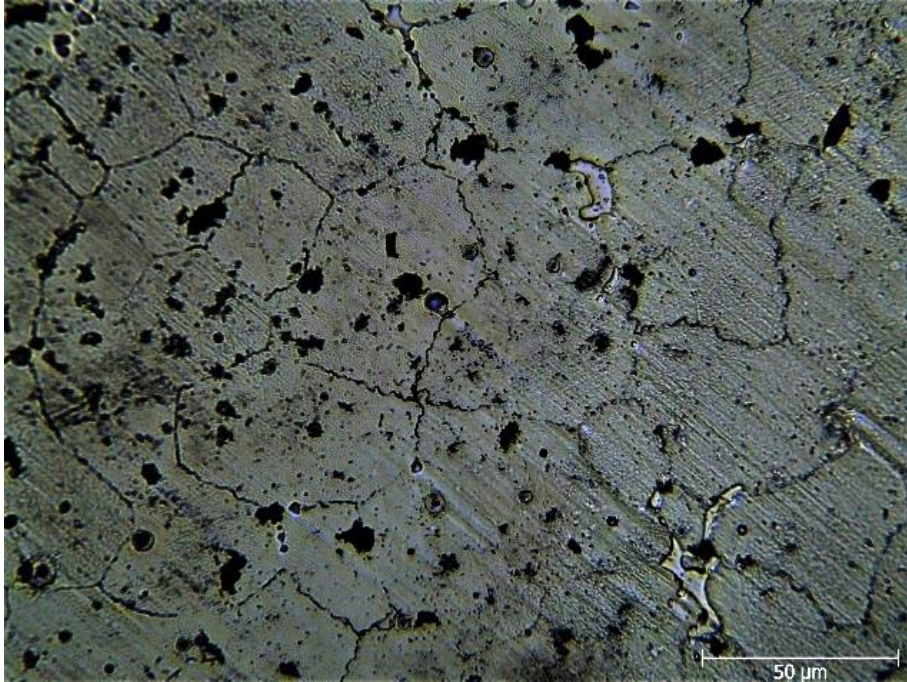


a)200X

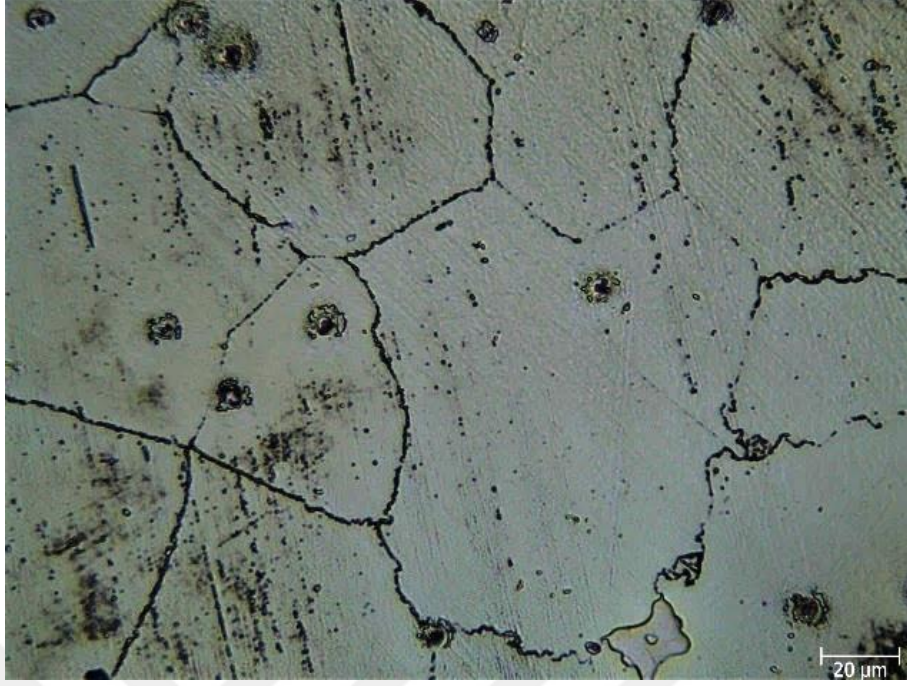


b)500X

Şekil 6.13. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri.



a)200X



b)500X

Şekil 6.14. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X büyütülmüş homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri.

Takviyesiz AZ91 ve % 15 SiC, %15 SiC+%0.2 AlN, %15 SiC+%0.5 AlN ve %15 SiC+0.8 AlN ilaveli numunelerin ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri Şekil 6.15–6.19’da sırasıyla verilmiştir. Sıcak ekstrüzyon sırasında meydana gelen dinamik yeniden kristalleşme (DYC) nedeniyle, ekstrüzyon sonrası mikroyapı görüntülerinde tane boyutunda kayda değer bir küçülme ile sonuçlandı. Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde nano ve mikro takviyelerin oldukça homojen bir dağılım sergilediği görülmektedir. Bu durum toz karıştırma aşamasında V tipi karıştırıcı ve sıvı bazlı karıştırma yönteminin birarada kullanılmasına ve verimli ekstrüzyon işlemi ile ilişkilendirilebilir. Literatür çalışmaları da, nano ölçekli seramik takviyenin metalik matris içinde homojen dağılımının sağlanması için, optimal harmanlama ve ekstrüzyon koşulları kullanılarak elde edilebileceğini ortaya koymaktadır [92],[93],[94].



a)200X



b)500X



c)1000X

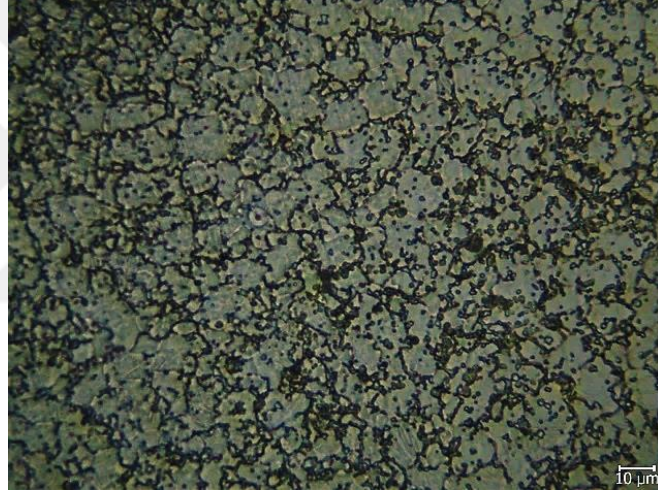
Şekil 6.15. Takviyesiz AZ91 numunesinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri.



a)200X

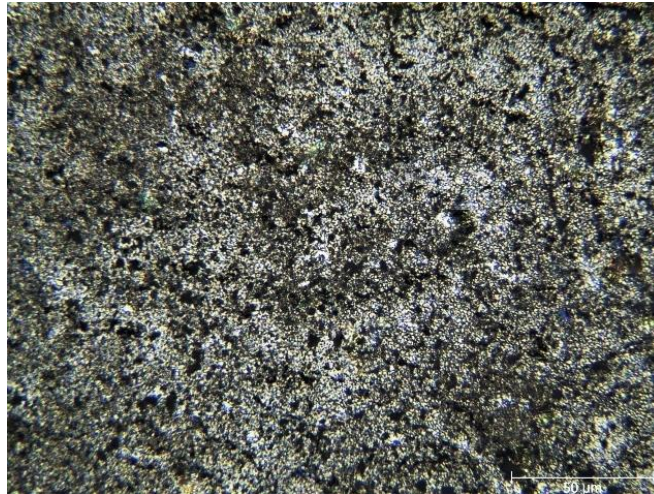


b)500X

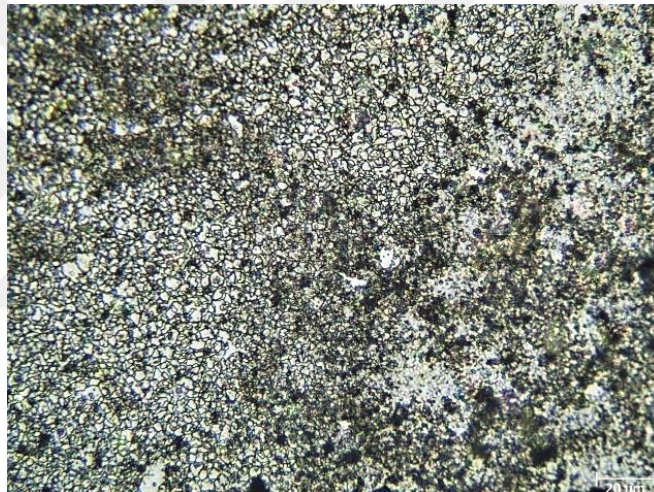


c)1000X

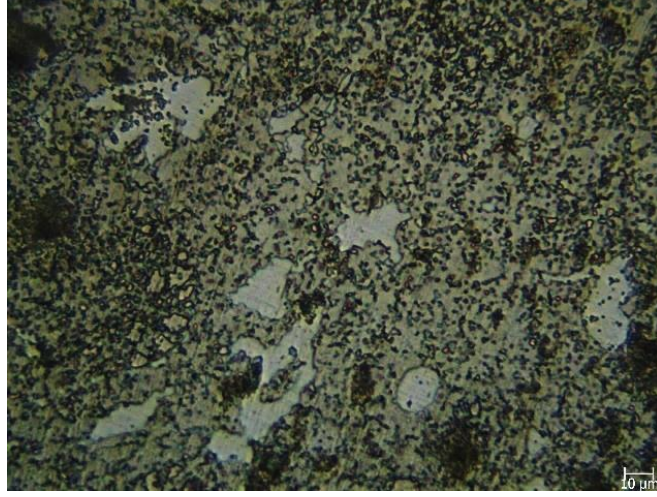
Şekil 6.16. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri.



a)200X

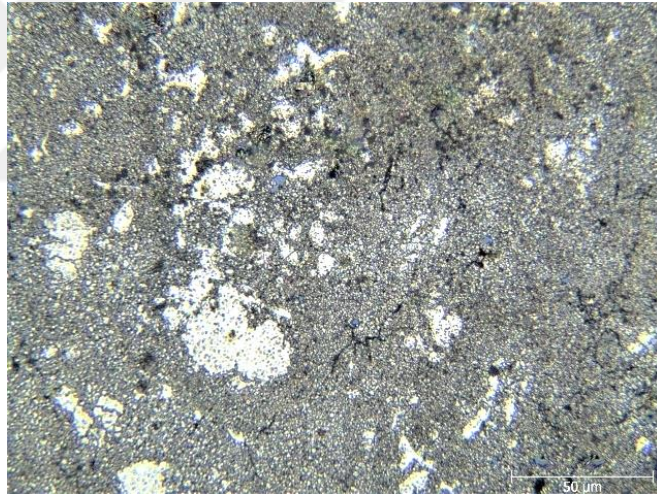


b)500X

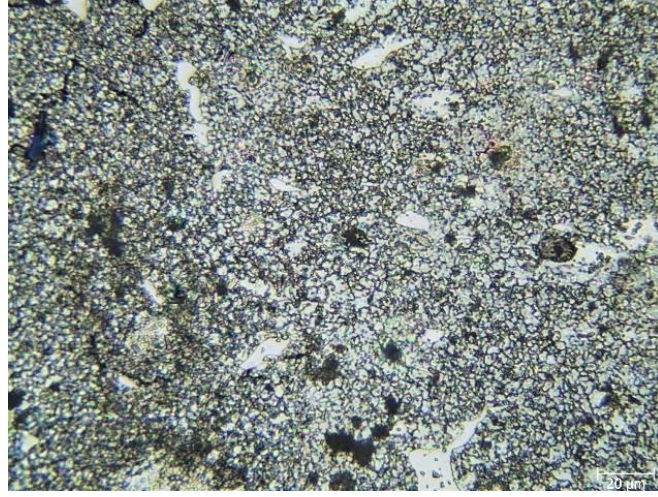


c)1000X

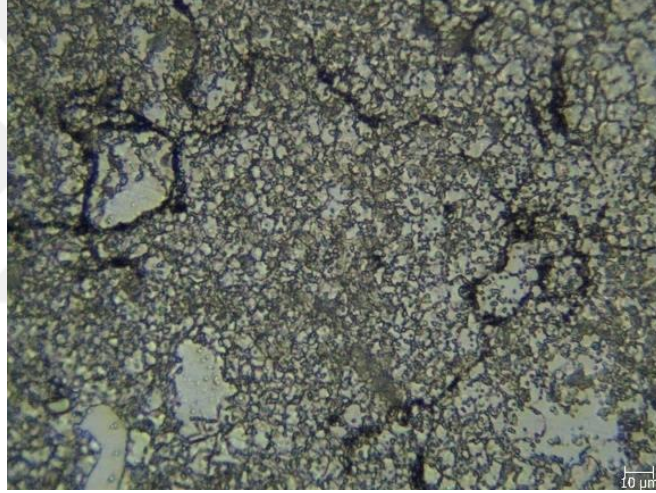
Şekil 6. 17. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri.



a)200X

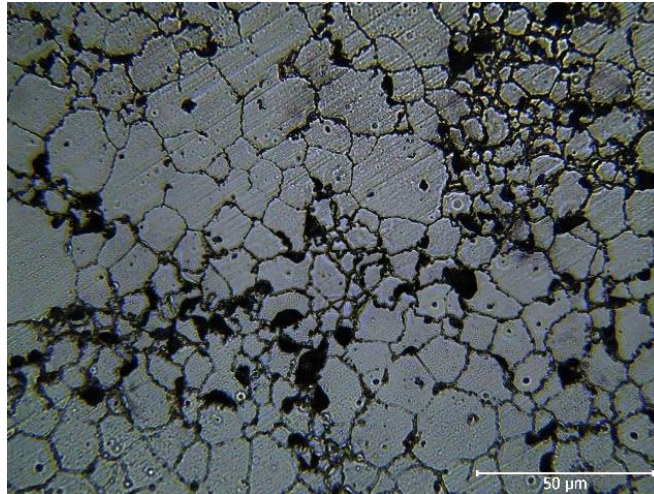


b)500X

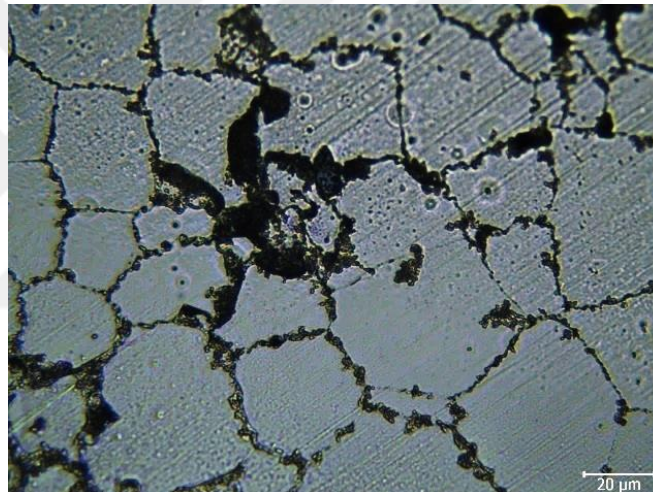


c)1000X

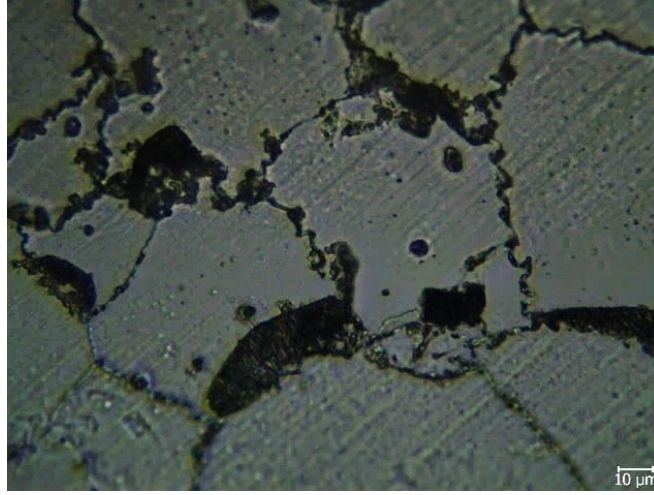
Şekil 6.18. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri.



a)200X



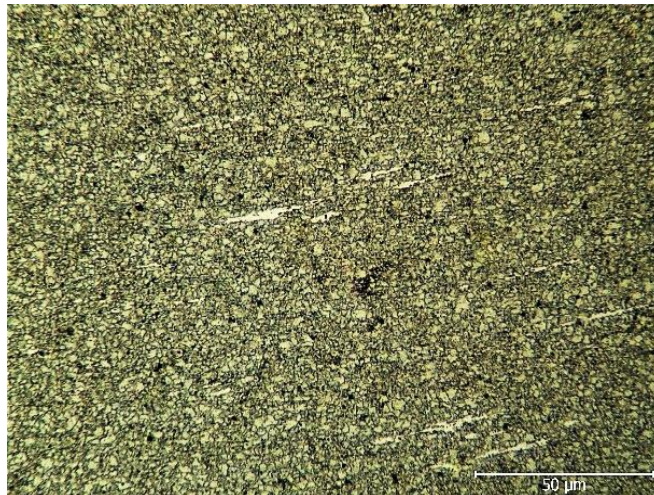
b)500X



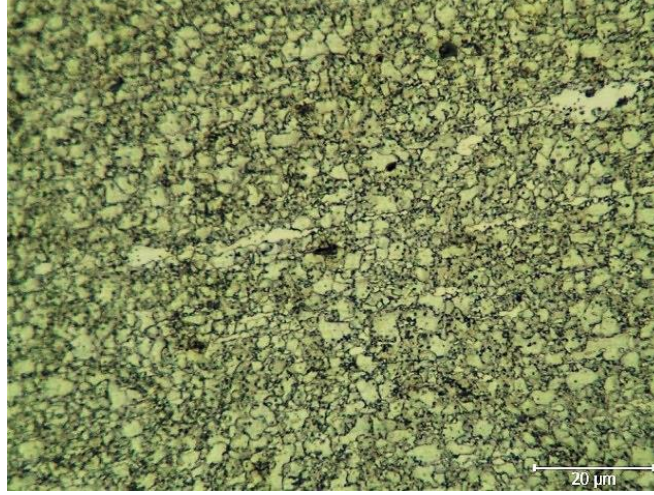
c)1000X

Şekil 6.19. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri.

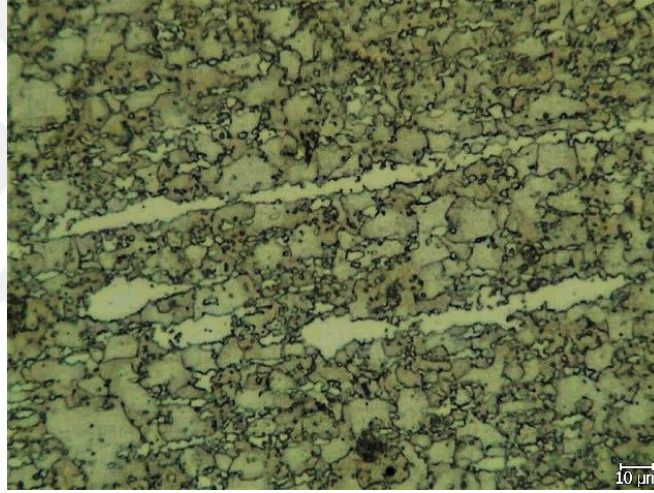
Takviyesiz AZ91 ve % 15 SiC, %15 SiC+%0.2 AlN, %15 SiC+%0.5 AlN ve %15 SiC+0.8 AlN ilaveli numunelerin ekstrüzyon yönüne paralel olacak şekilde alınan optik mikroskop görüntüleri Şekil 6.20–6.24’de sırasıyla verilmiştir. Ekstrüzyon yönüne paralel olacak şekilde alınan mikroyapı görüntülerinde, ekstrüzyon yönünde uzamış kaba fazlardan oluşan bir tane yapısı meydana gelmiştir. Yalnızca %0.8 AlN içeren numunede uzamış kaba fazlara rastlanmamıştır.



a)200X

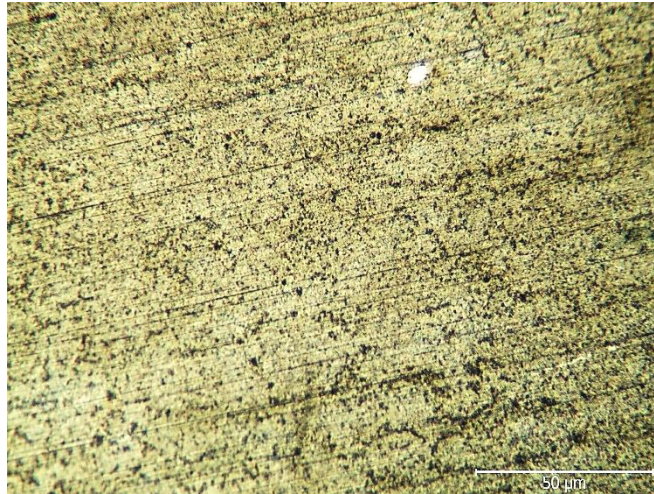


b)500X

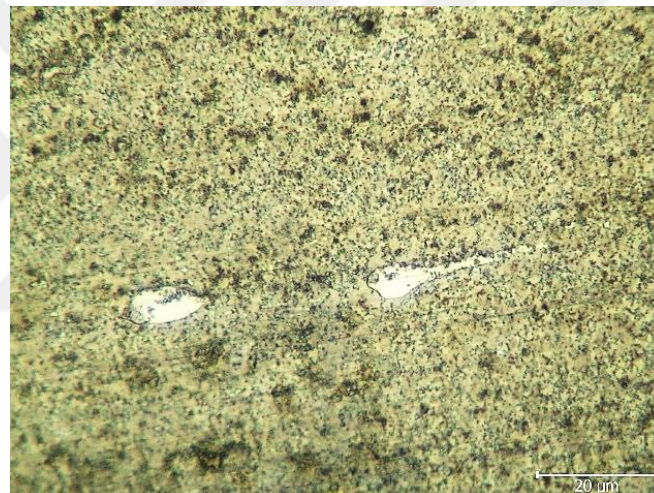


c)1000X

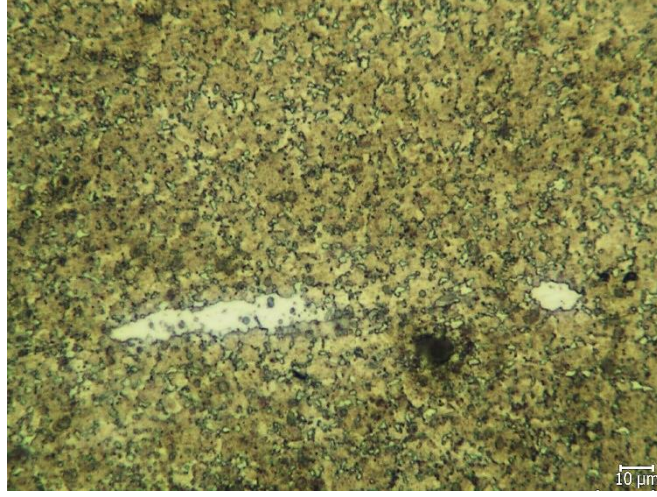
Şekil 6.20. Takviyesiz AZ91 numunesinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon yönüne paralel optik mikroskop görüntüleri.



a)200X

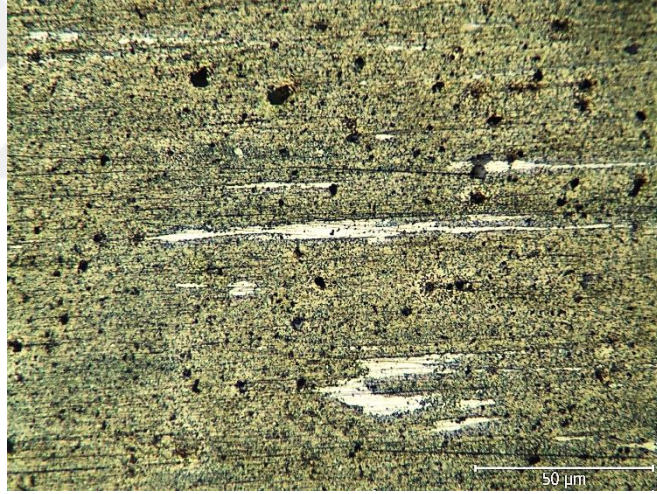


b)500X

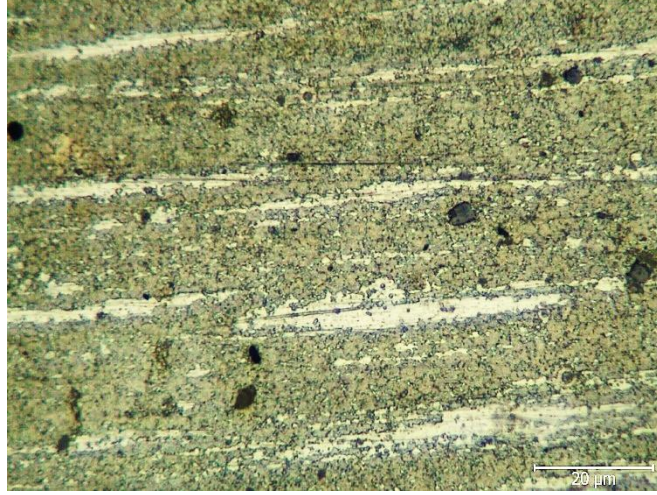


c)1000X

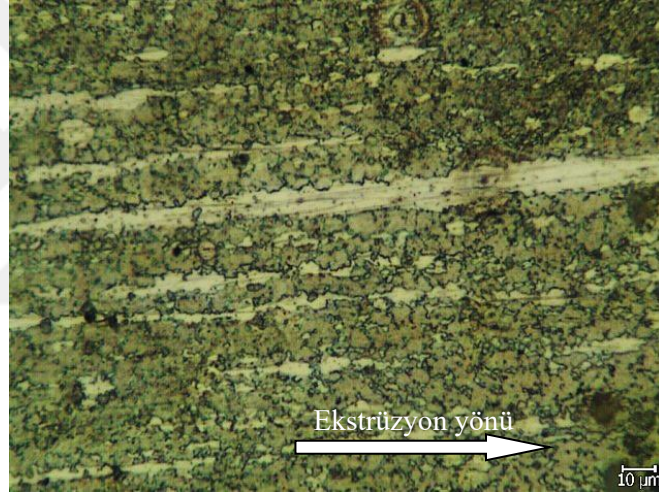
Şekil 6.21. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon yönüne paralel optik mikroskop görüntüleri.



a)200X

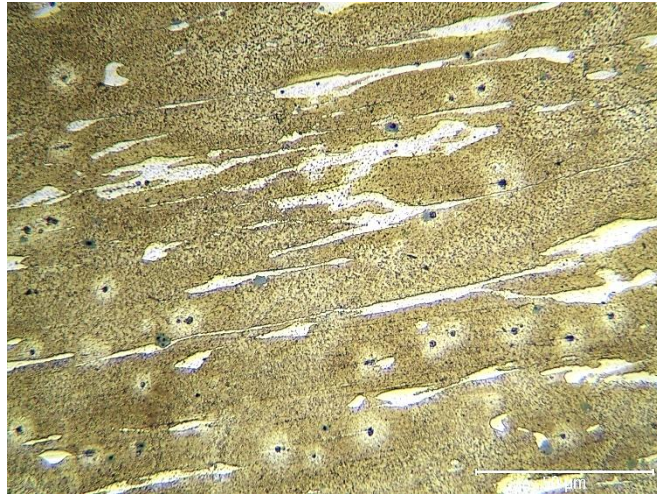


b)500X

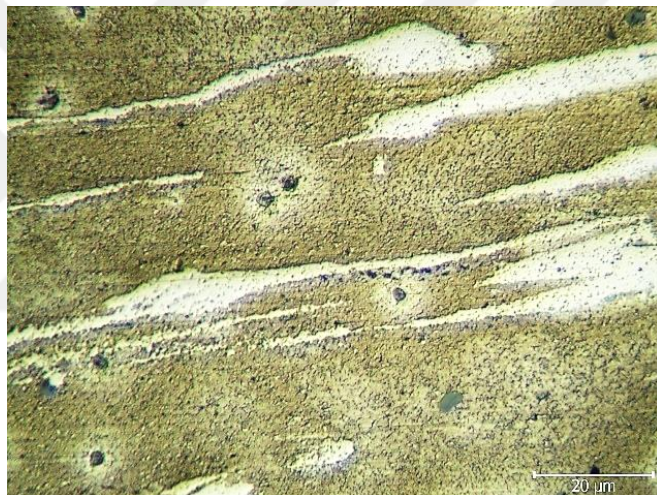


c)1000X

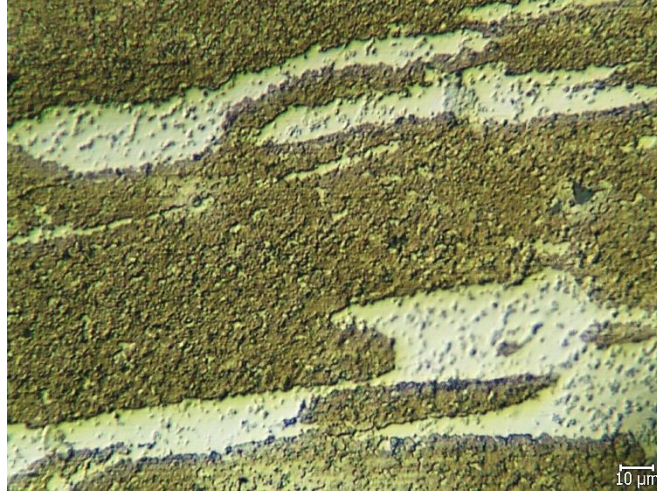
Şekil 6.22. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon yönüne paralel optik mikroskop görüntüleri.



a)200X



b)500X

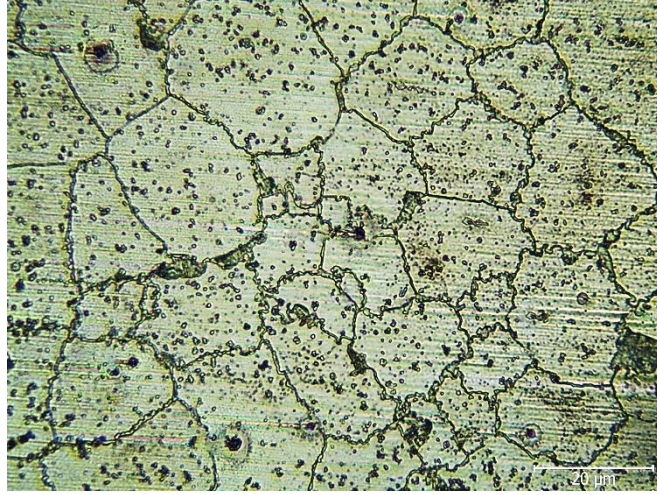


c)1000X

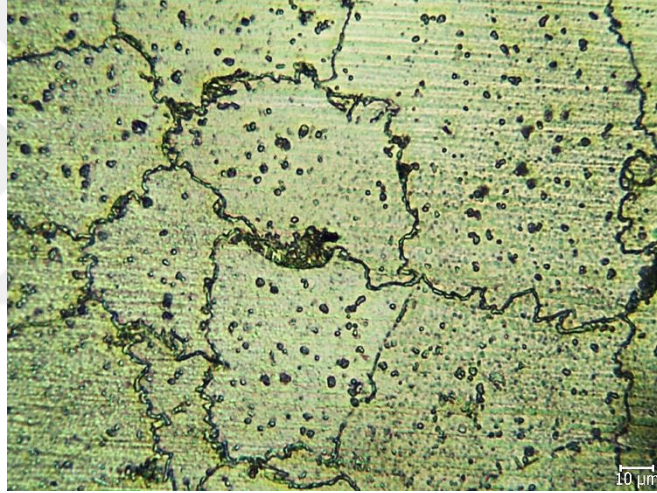
Şekil 6.23. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon yönüne paralel optik mikroskop görüntüleri.



a)200X



b)500X



c)1000X

Şekil 6.24. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitinin (a) 200X (b) 500X (c) 1000X büyütülmüş ekstrüzyon yönüne paralel optik mikroskop görüntüleri.

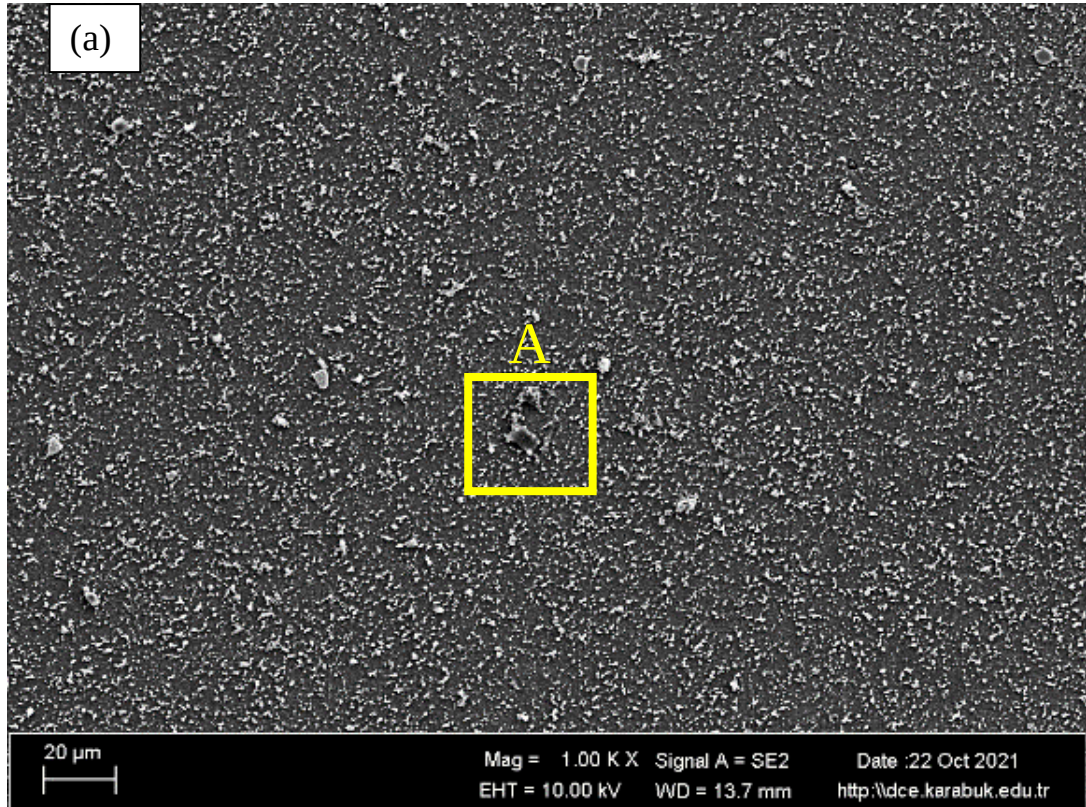
6.3.2. Numunelerin SEM-EDX Analizleri

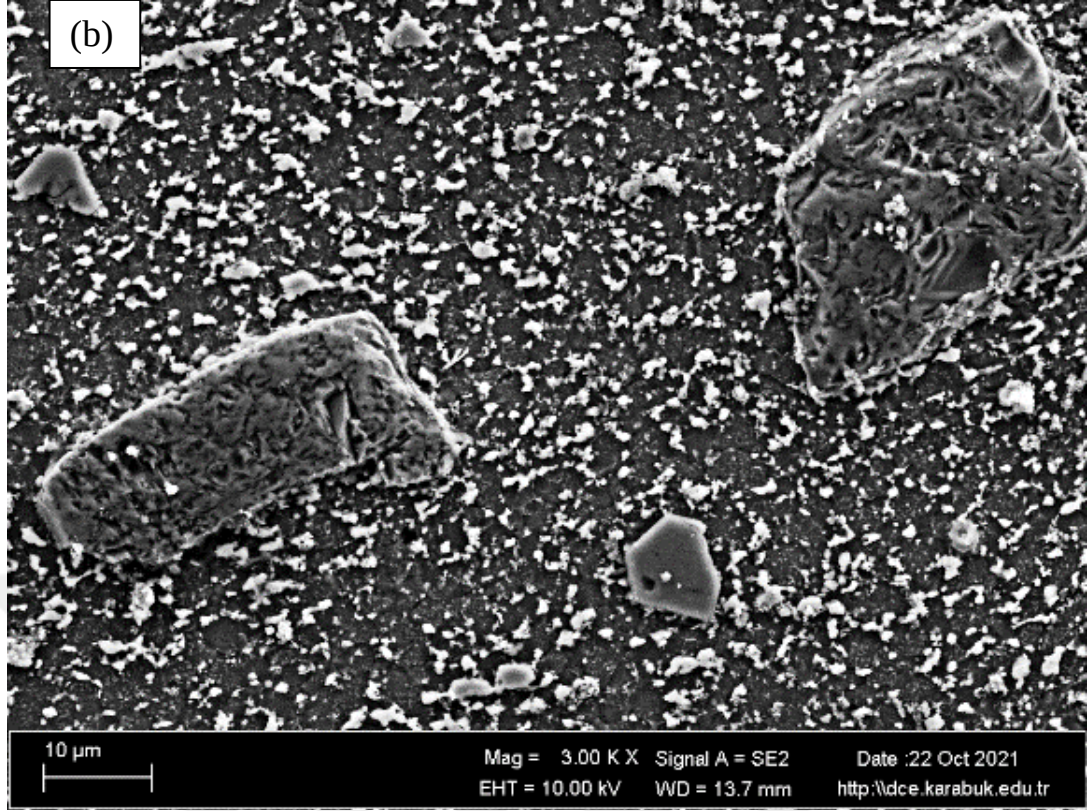
Üretilen numunelerin detaylı yüzey incelemelerini yapmak amacıyla taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile görüntüleri alınmış sonrasında arafazların belirlenmesi ve içeriklerin incelenmesi için EDX analizleri yapılmıştır. EDX yöntemi malzemelerde bulunan elementlerin yapıdaki varlığını göstermek ve dağılımlarını belirlemek amacıyla kullanılmaktadır. Bu çalışmada AZ91 ve AZ91 matrisli SiC ve AlN takviyeli

kompozitlerde herhangi bir intermetalğin tanımlanması ve takviye elemanlarının matris içerisinde dağılımlarını belirlemek amacıyla bu yöntem uygulanmıştır.

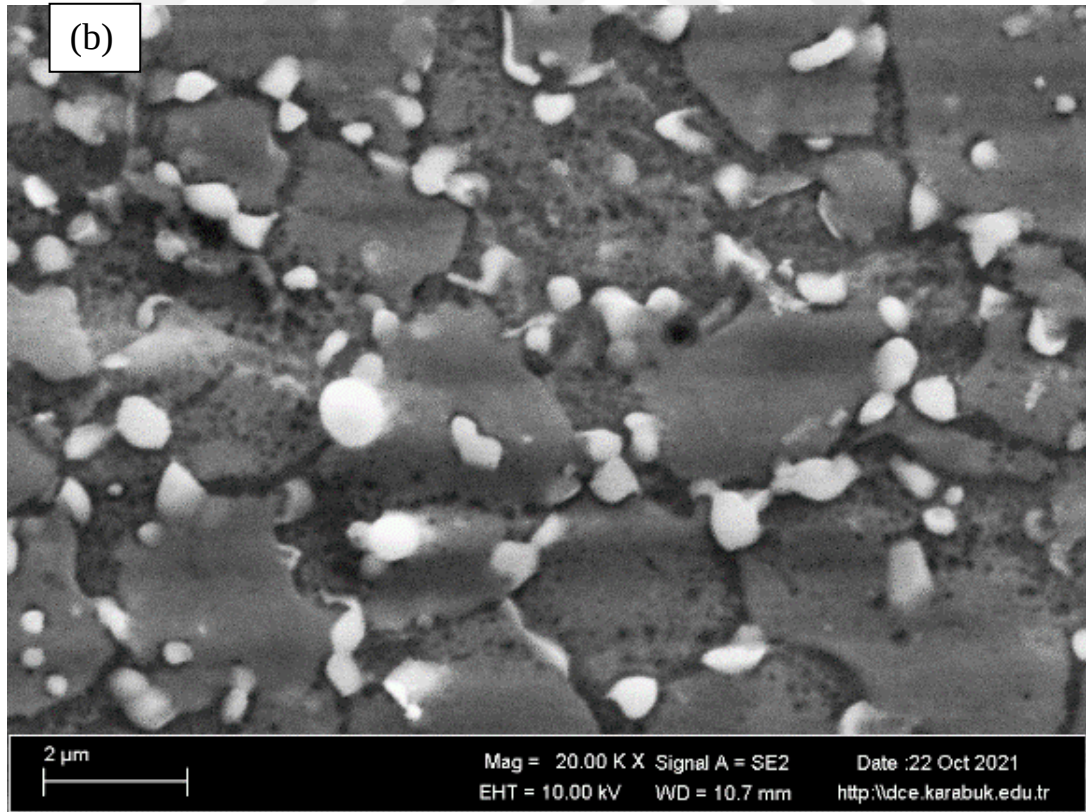
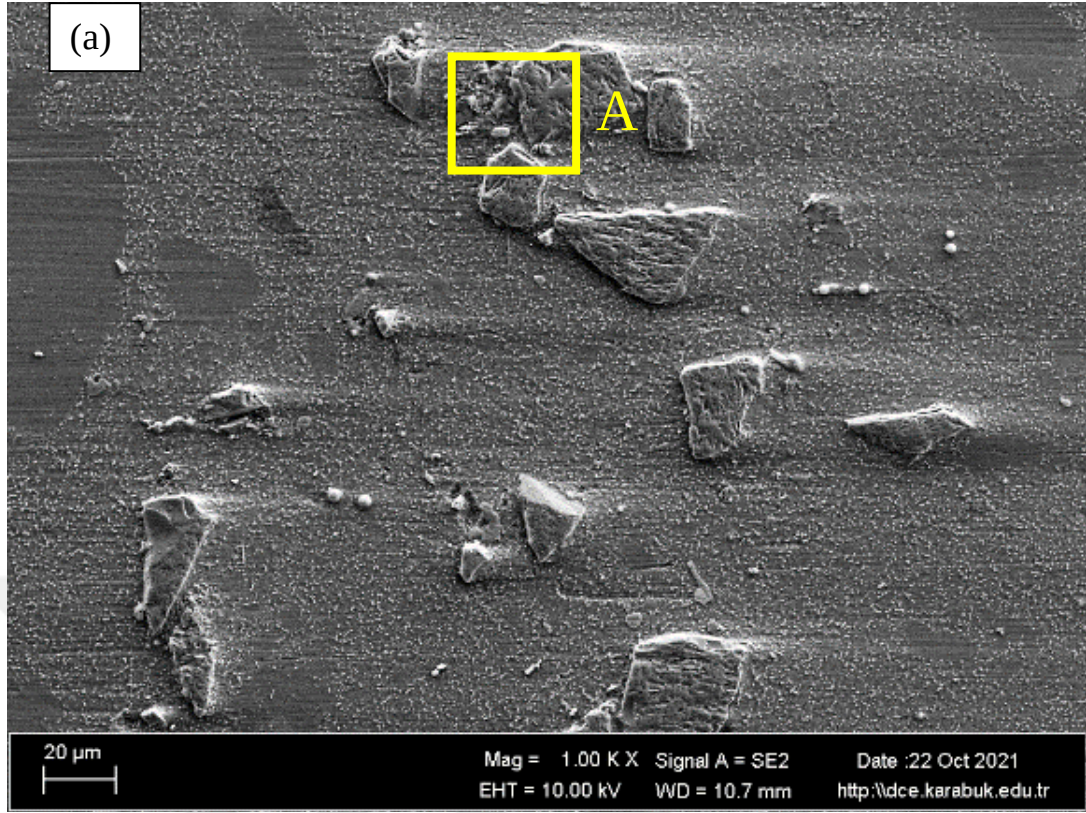
Şekil 6.25’de %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitin düşük ve yüksek büyütmede SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 6.25a’ ya göre 1KX büyütme sahip SEM görüntüsünde SiC parçacıklarının yapı içinde homojen olarak dağıldığı görülmektedir. 3KX büyütmede SEM görüntülerini sunan Şekil 6.25b’de köşeli olarak SiC partikülleri gözlenmekte olup görüntü üzerindeki boyutu maksimum yaklaşık 19-30 μm aralığındadır. Şekil 5.1b’de verilen ve bu çalışmada kullanılan SiC’ler 40-47 μm aralığındadır. Metalografik inceleme sırasında zımparalama ile SiC’lerin çok az bir kısmı parlatabildiğinden dolayı mikroskop görüntülerinde daha küçük boyutta gözlenmektedir.

Şekil 6.26’da %15 SiC+0.5 AlN takviyeli AZ91 hibrit kompozitin düşük ve yüksek büyütmede SEM görüntüleri verilmiştir. Bu çalışmada kullanılan AlN nano tozunun boyutu 790 nm olduğundan, AlN partikülleri, 20 KX büyütmede parlak renkli dairesel şekilde (Şekil 6.26b) görüntülenebilmiştir.



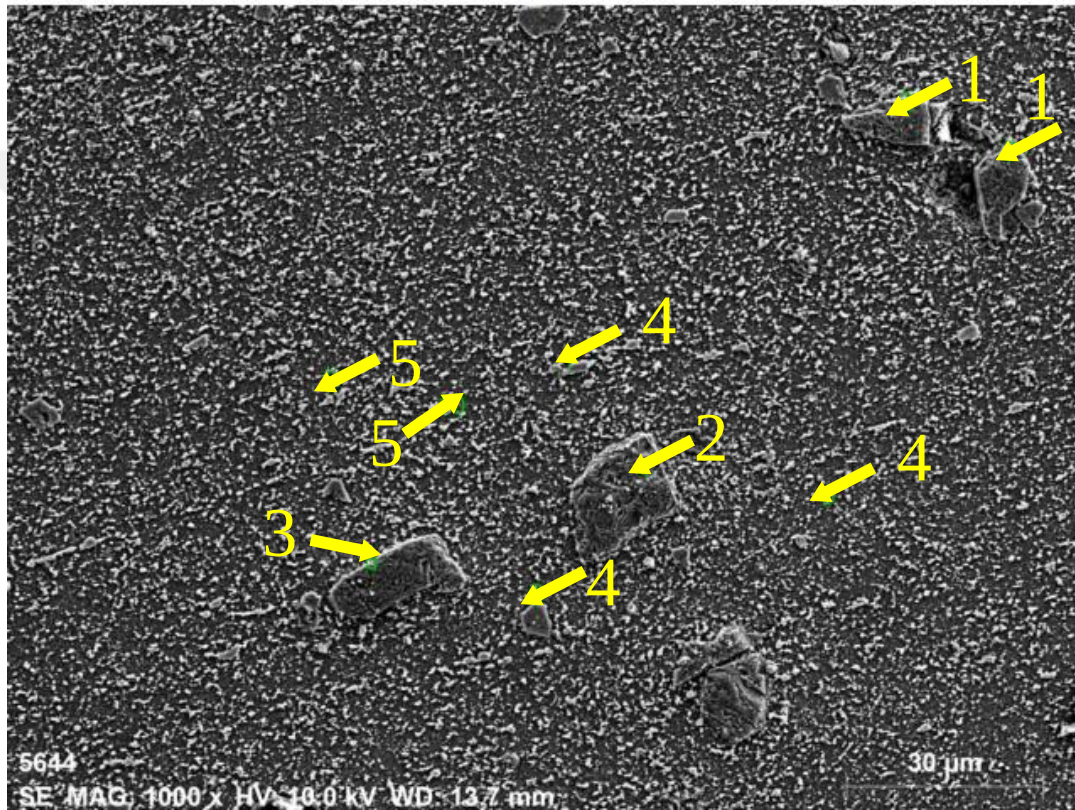


Şekil 6.25. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozitin (a) 1KX (düşük) büyütmede ve (b) a şikkında verilen A ile işaretlenen bölgenin 3KX (yüksek) büyütmede SEM görüntüleri.



Şekil 6.26. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitin (a) 1 KX (düşük) büyütmede ve (b) a şıkında verilen A ile işaretlenen bölgenin 3 KX (yüksek) büyütmede SEM görüntüleri.

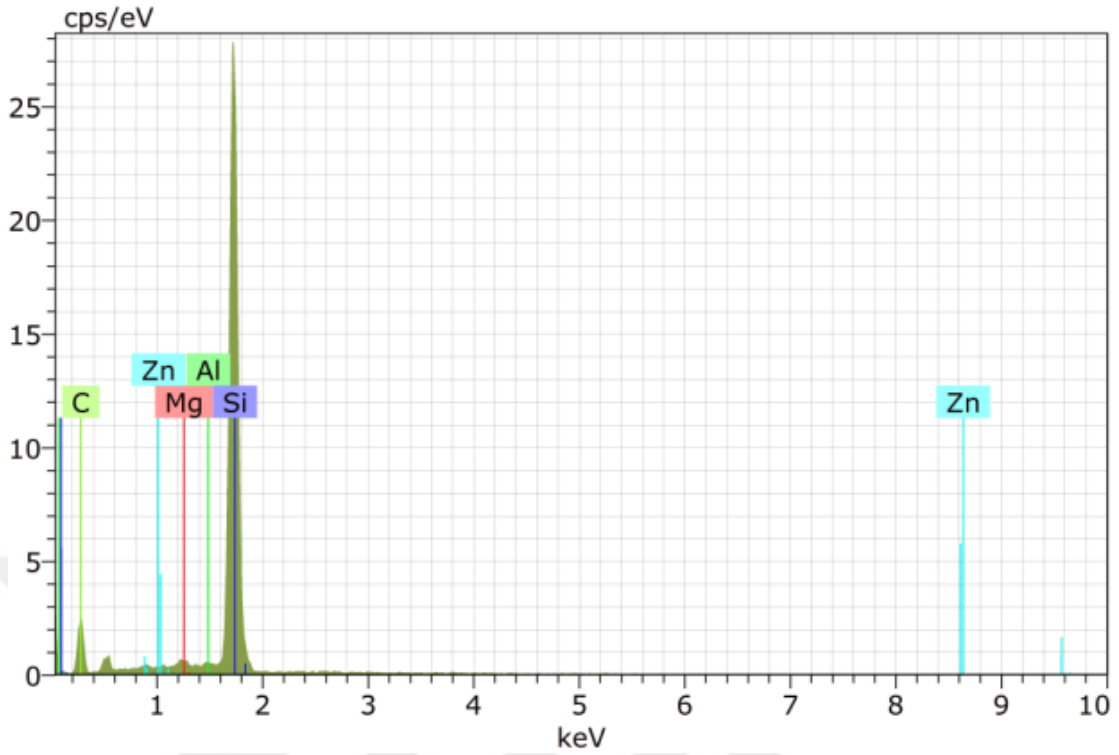
Matris taneleri içinde ve tane sınırlarına daha yakın yerlerde olan nano parçacıkların varlığı, nano-AlN parçacığının tane sınırının sabitlenmesinde ve Mg-matris ile intermetaliklerin tanelerinin çekirdeklenmesinde yardımcı olduğunu gösterir. Bu nedenle, ilave edilen nano-AlN parçacıklarının tane yapısının yeniden kristalizasyonuna ve intermetaliklerin çekirdeklenmesine yardımcı olduğu ve ekstrüzyon sırasında etkili tane sınırı hareketini engelleme ve yeniden çekirdeklenme ile sonuçlanan ince taneli bir yapının oluşumuna yol açmıştır.



Şekil 6.27. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozit malzemenin SEM görüntüsü.

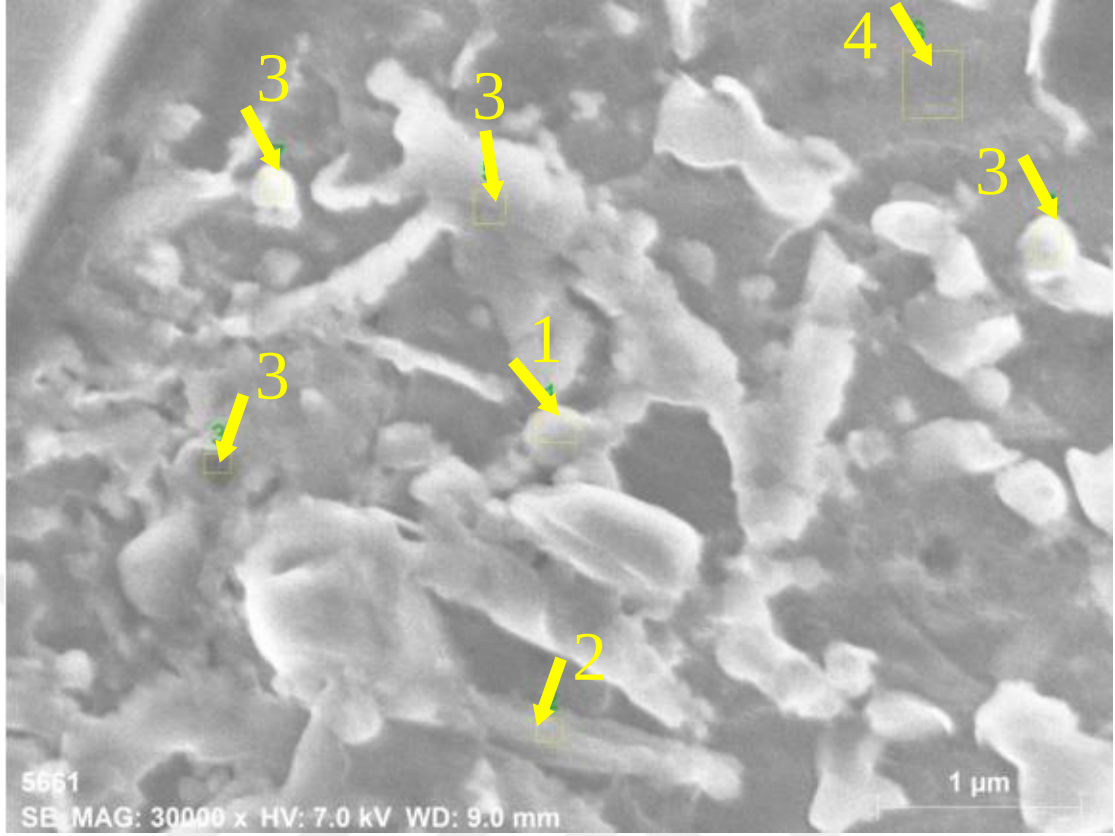
Çizelge 6.2. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozit malzemenin EDS analiz sonuçları.

Spektrum	Element (ağ.%)				
	C	Mg	Al	Si	Zn
1	9.20	53.09	0.57	35.84	1.30
2	33.08	0.85	0.64	64.85	0.58
3	7.29	54.73	0.49	36.23	1.26
4	7.32	83.47	7.31	0.02	2.89
5	8.87	58.99	26.79	0.06	5.29



Şekil 6.28. %15 SiC takviyeli AZ91 kompozit malzemenin spektrum 2 EDX analizi.

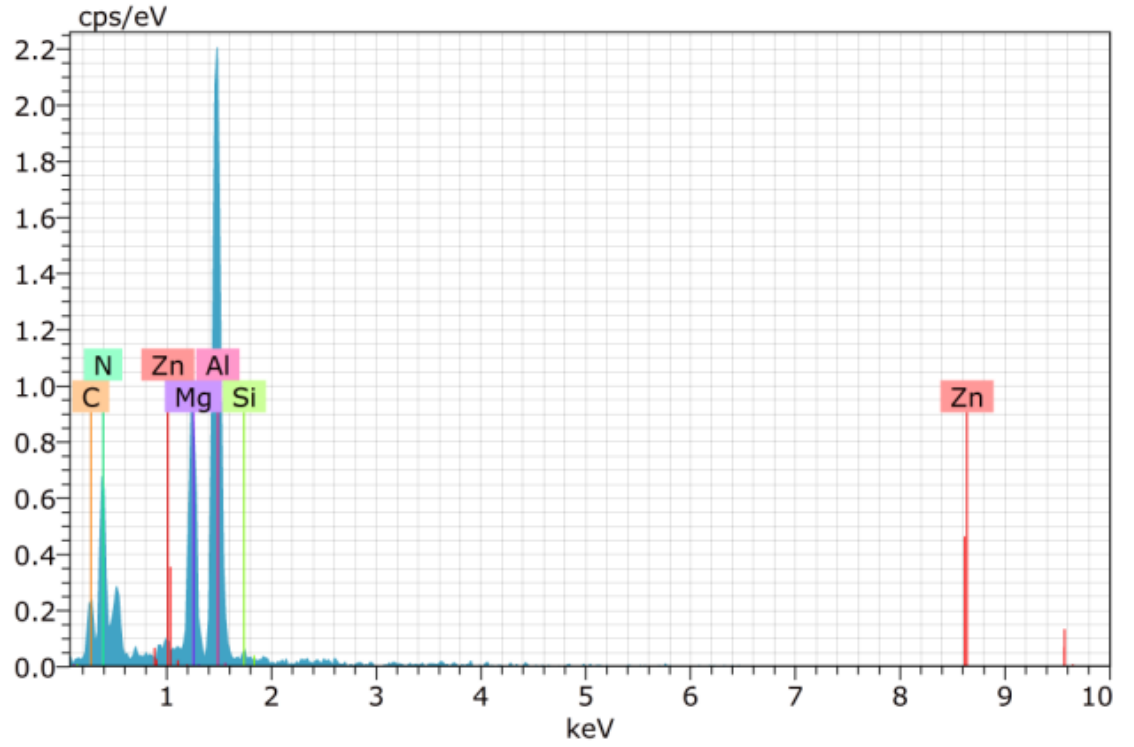
Şekil 6.27’de verilen %15 SiC takviyeli AZ91 kompozit malzemenin SEM görüntüsü üzerindeki noktalardan alınan EDS analiz sonuçları Çizelge 6.2’de verilmiş olup, XRD sonuçları ile karşılaştırıldığında 1 ve 3 numaralı noktaların EDS sonuçlarında hem Mg hem de C hem de Si elementlerince zengin olması takviye SiC partikülleri yüzeyinde oluşması muhtemel Mg_2Si veya Mg_2C_3 intermetalik varlığına işaret etmektedir. Ayrıca 2 numaralı noktanın SiC ve 4 numaralı noktanın α -Mg, 5 numaralı noktanın ise $Al_{12}Mg_{17}$ intermetalik olduğu tahmin edilmektedir.



Şekil 6.29. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 hibrit kompozit malzemenin SEM görüntüsü.

Çizelge 6.3. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 hibrit kompozit malzemenin EDS analiz sonuçları.

Spektrum	Element (ağ.%)					
	C	N	Mg	Al	Si	Zn
1	9.77	27.64	15.63	44.09	0.97	1.91
2	26.00	2.73	33.81	33.28	1.86	2.32
3	11.99	2.17	46.97	34.69	0.59	3.58
4	3.61	0.93	86.43	5.53	0.00	3.52



Şekil 6.30. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 hibrit kompozit malzemenin spektrum 1 EDX analizi.

Şekil 6.29’da verilen %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 hibrit kompozit malzemenin SEM görüntüsü üzerindeki noktalardan alınan EDS analiz sonuçları Çizelge 6.3’de verilmiş olup, 1 numaralı noktanın AlN, 2 ve 3 numaralı noktaların $Al_{12}Mg_{17}$ ve Mg_2C_3 intermetalitiği ve 4 numaralı noktanın ise α -Mg olduğu XRD sonuçlarına dayandırılarak düşünülmektedir.

6.4. MEKANİK TEST SONUÇLARI

6.4.1. Sertlik Testi Sonuçları

Çizelge 6.4’de takviyesiz AZ91 ve %15 SiC, %15 SiC+%0.2 AlN, %15 SiC+%0.5 AlN, %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitlerinin döküm, homojenleştirme ve ekstrüzyon sonrası ortalama sertlik sonuçları verilmiştir.

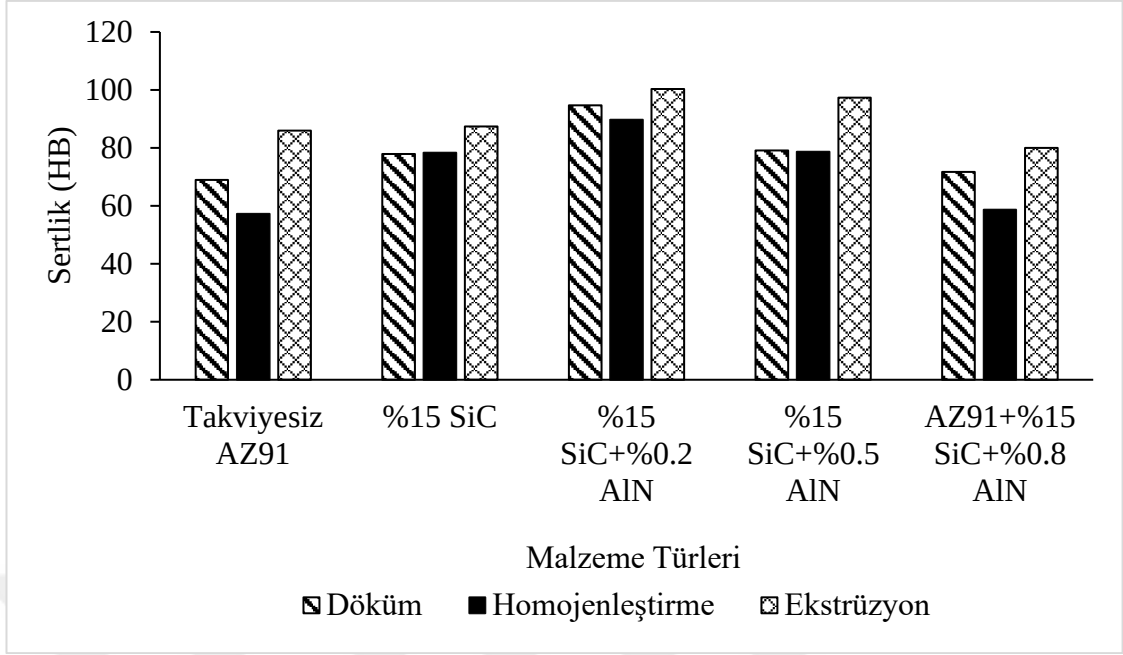
Çizelge 6.4. Üretilen kompozit malzemelerin döküm,homojenleştirme ve ekstrüzyon sonrası sertlik (HB) değerleri.

Numune	Döküm Sonrası Sertlik Değerleri(HB)	Homojenleştirme Sonrası Sertlik Değerleri(HB)	Ekstrüzyon Sonrası Sertlik Değerleri(HB)
Takviyesiz AZ91	68.94 ±1.52	57.22 ±2.83	86 ±0.93
%15 SiC	77.87 ±0.53	78.30 ±1.64	87.38 ±0.93
%15 SiC+%0.2 AlN	94.72 ±1.03	89.75 ±1,29	100.34 ±1.91
%15 SiC+%0.5 AlN	79.09 ±1.10	78.72 ±1.88	97.35 ±1.44
%15 SiC+%0.8 AlN	71.76 ±0.48	58.73 ±2.24	80 ±0.78

Çizelge 6.4 ve Şekil 6.31'e göre döküm sonrası alınan sertlik değerlerinde takviyesiz AZ91'in sertliği 68.94 olarak ölçülmüştür. AZ91'e ilave edilen %15 SiC ile sertlik değeri 1.12 kat artarak 77.87 HB bulunmuştur. %15 SiC+%0.2 AlN ilaveli numunenin döküm sonrası sertlik değeri ise takviyesiz AZ91'e kıyasla 1.37 kat artarak 94.72 HB'dir. Nano takviye miktarı %0.5 ve %0.8 olduğunda da sertlik AZ91'e kıyasla artarak sırasıyla 79.09 ve 71.76 ölçülmüştür.

Çizelge 6.4 ve Şekil 6.31'e göre homojenleştirme sonrası alınan sertlik değerleri ise döküm sonrasına kıyasla bir miktar düşüş göstermiştir. Homojenleştirme sonrası takviyesiz AZ91'in sertliği 57.22 HB ölçülmüştür. %15 SiC ilaveli numunenin sertliği ise 78.30 HB'dir. %0.2,0.5 ve 0.8 nano ilaveli hibrit kompozitlerin sertliği de sırasıyla 89.75, 78.72 ve 58.73 bulunmuştur.

Çizelge 6.4 ve Şekil 6.31'e göre ekstrüzyon sonrası alınan sertlik değerlerine bakıldığında takviyesiz AZ91'in sertliğinin 86 HB ölçüldüğü görülmektedir. %15 SiC ilaveli kompozitin ise sertliği 1.02 kat artarak 87.38 bulunmuştur. En yüksek sertlik değeri %15 SiC+%0.2 AlN hibrit kompozitinde 100.34 HB ile elde edilmiştir. %0.5 ve %0.8 AlN ilaveli hibrit kompozitlerin sertlik değerleri ise sırasıyla 97.35 ve 80 HB olarak ölçülmüştür.



Şekil 6.31. Üretilen kompozit malzemelerin döküm, homojenleştirme ve ekstrüzyon sonrası ortalama sertlik (HB) değerleri.

Sertlik değerleri karşılaştırıldığında en yüksek sertlik değerlerine ekstrüde numunelerin sahip olduğu görülmektedir. Ekstrüzyon sonrası sertlik değerleri döküm sonrası sertlik değerlerine göre yaklaşık 1.25 kat artış göstermiştir. Ekstrüzyon işleminin α -Mg ve β -Mg₁₇Al₁₂ fazları arasında SiC ve AlN ilavelerinin homojen dağılımını sağlayarak sertliği arttırdığı sonucuna varılmıştır. Grafikler incelendiğinde AZ91 alaşımına eklenen SiC ve AlN takviyesi ile sertlik değerinin doğru orantılı olarak arttığı görülmektedir.

Sonuçlar makrosertlik değerlerindeki artışın hacimce %0.2 nano AlN ilavesinde zirveye ulaştığını ve daha sonra azaldığını ortaya koymuştur. Bunun nedeninin, birleşik etkisi ile artan gözeneklilik varlığı ve 0.8 AlN nanokompozit durumunda nano-AlN kümelenmesi olduğu düşünülmektedir [70]. AlN ve SiC partiküllerinin homojen dağılımının dislokasyon hareketini önlemede etkili bir davranış gösterdiği düşünülmektedir. Ekstrüzyon işlemi nedeniyle tane boyutunun küçültülmesi ve nano boyutlu takviye eklenmesi dislokasyonların hareketini zorlaştırır ve mukavemeti artırır. AZ91+%15 SiC+%0.8 AlN katkılı kompozitin sertlik değeri 80 HB olarak ölçülmüştür ve diğer kompozitlere göre daha düşüktür. Bunun nedeninin yapıda oluşan aglomerasyonlardan ve diğerlerine göre tanelerin kabalaşmasından kaynaklandığı

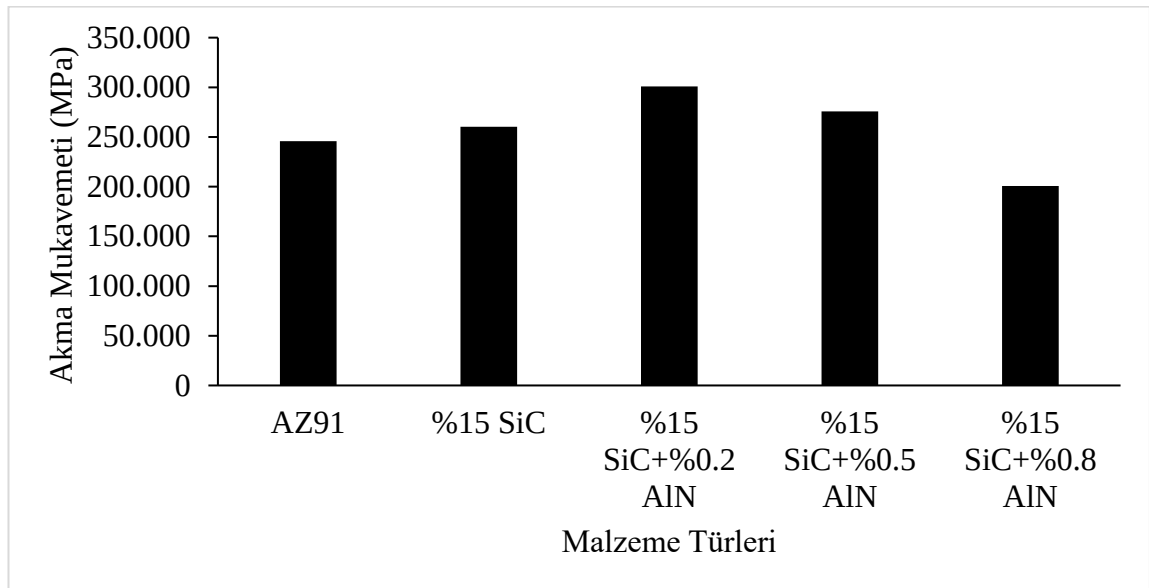
düşünülmektedir. Seetharaman vd. çalışmalarında 0.8 AlN katkı numunede aglomerasyonlar bulmuşlardır [70].

6.4.2. Basma Testi Sonuçları

Takviyesiz AZ91 ve %15 SiC, %15 SiC+%0.2 AlN, %15 SiC+%0.5 AlN, %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitlerinin akma mukavemetleri, basma mukavemetleri ve % basma şekil değişimi miktarları Şekil 6.32-6.34’de gösterilmiştir. Basma deney sonuçlarına göre kompozitlerin basma ve akma mukavemet değerleri birbirine yakın çıkmıştır. Bu çalışmada en yüksek basma mukavemetine %15 SiC+%0.2 AlN içeren hibrit kompozit, en düşük basma mukavemetine ise %15 SiC+%0.8 AlN hibrit kompozit malzeme sahiptir.

Çizelge 6.5. Üretilen kompozit malzemelerin akma mukavemeti değerleri.

Numune	Akma Mukavemeti (Mpa)
Takviyesiz AZ91	245.759
%15 SiC	260.451
%15 SiC+%0.2 AlN	300.893
%15 SiC+%0.5 AlN	275.742
%15 SiC+%0.8 AlN	200.843

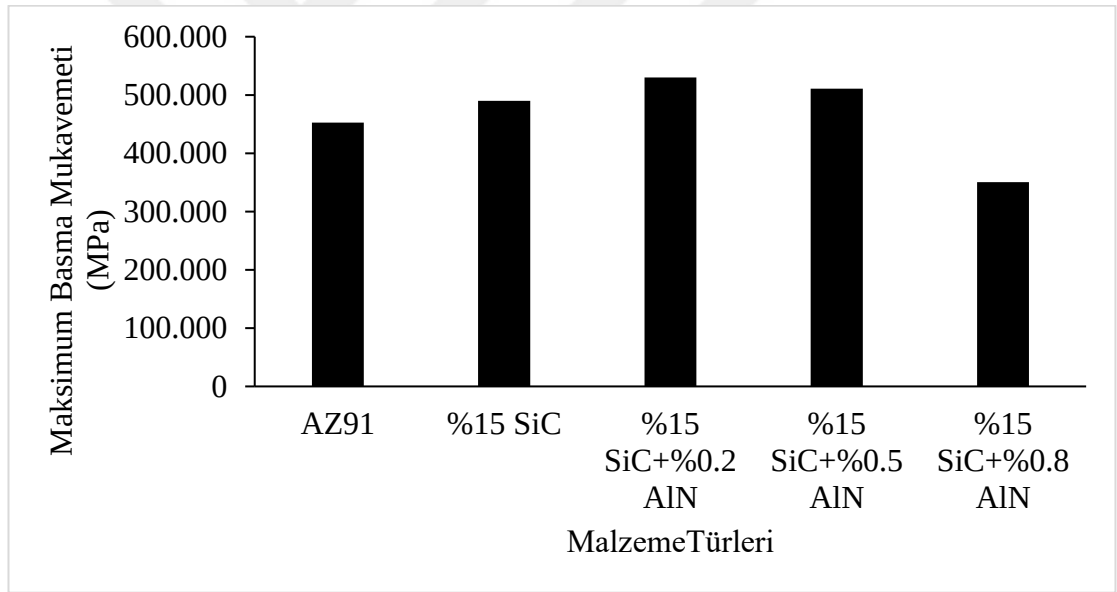


Şekil 6.32. Üretilen kompozit malzemelerin akma mukavemeti değerleri.

Takviyesiz AZ91 için akma mukavemeti, basma mukavemeti ve şekil değişimi değerleri sırasıyla, 245.759 Mpa, 452.854 Mpa ve %16.55 olarak elde edilmiştir. %15 SiC ilavesiyle numunenin akma mukavemeti değeri 260.451'e, basma mukavemeti ise 490.125'e yükselmiştir. Şekil değişimi değeri ise 14.23'e düşmüştür (Çizelge 6.5-6.7).

Çizelge 6.6. Üretilen kompozit malzemelerin maksimum basma mukavemeti değerleri.

Numune	Maksimum Basma Mukavemeti (Mpa)
Takviyesiz AZ91	452.854
%15 SiC	490.125
%15 SiC+%0.2 AlN	530.056
%15 SiC+%0.5 AlN	510.875
%15 SiC+%0.8 AlN	350.637



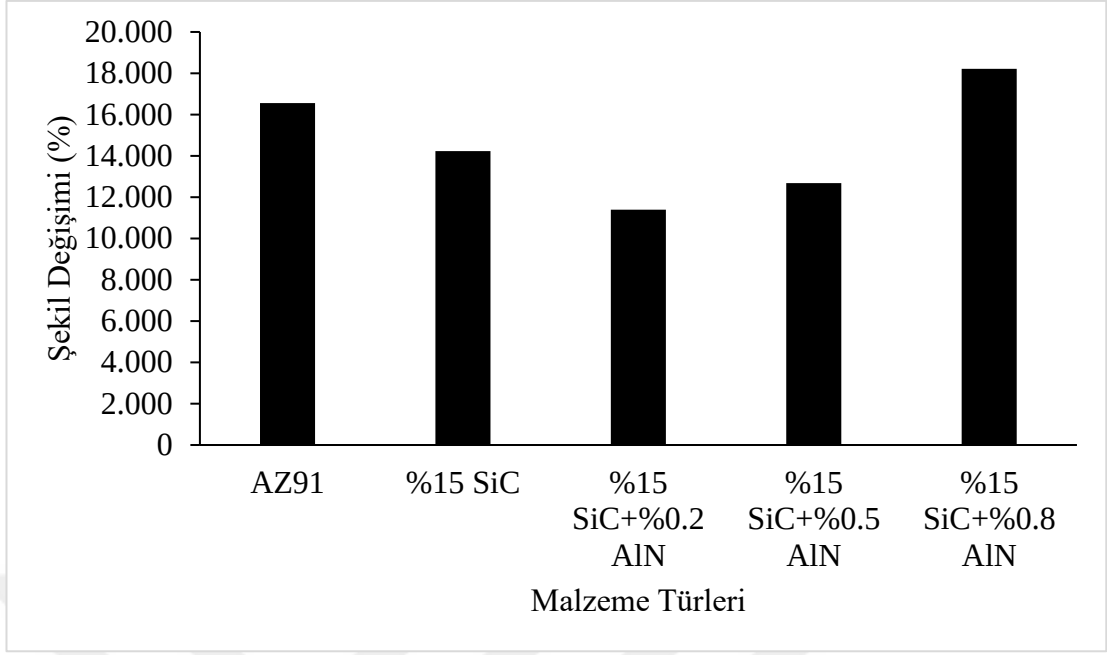
Şekil 6.33. Üretilen kompozit malzemelerin maksimum basma mukavemeti değerleri.

%0.2 AlN takviyesiyle ise akma mukavemeti 300.893, basma mukavemeti 530.056 Mpa ölçülerek yaklaşık %20 artış göstermiştir. Şekil değişimi ise %40 oranında düşüş göstermiştir. Nano takviye oranı %0.5'e yükselmesiyle akma ve basma mukavemetleri sırasıyla 275.742 ve 510.875 bulunmuş ve takviyesiz AZ91'e kıyasla %12 artmış, şekil değişimi ise %37 düşmüştür (Çizelge 6.5-6.7). Mukavemetteki bu gelişme öncelikle, dislokasyon oluşumunu, çoğalmasını ve hareketini kısıtlayan nano ölçekli AlN takviye

partiküllerinin mevcudiyeti ve tek tip dağılımı tarafından sunulan dispersiyon güçlendirme etkilerine bağlanabilir [95],[96],[97]. Uygulanan stres altında, matris içinde eşit olarak dağılmış çok sayıda ince nano ölçekli AlN partikülü (Şekil 6.26) ve artan tane sınırlarının miktarı dislokasyon hareketini kısıtlayacaktır [95],[97],[98]. Ayrıca, Dieter [95] ve Callister vd. [99] çalışmalarında matris ve takviye arasındaki termal artık gerilmeler nedeniyle, termo-mekanik işleme (ekstrüzyon) aynı zamanda, nano-takviye ve tane sınırları tarafından engellenmesinden dolayı dislokasyon yığılması ile sonuçlanacak olan dislokasyon yığınının oluşumu ve komşu tanede kaymayı da indükleyeceğini belirtmişlerdir. Sonuç olarak ilave edilen nano takviyelerin dislokasyon hareketini engellemesi ve çoğaltmasından dolayı kompozitlerin sertliğinde ve/veya mukavemet değerlerinde oldukça iyileşme meydana gelecektir. Bunlara ilave olarak takviye edilen SiC kaynaklı ve nano partikül üzerinde çekirdekleşme gözlemlenmesiyle oluşan Mg_2C_3 intermetalığının de sertlik artışına katkı sağladığı düşünülmektedir. Bu çalışmada %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 hibrit kompozitinin sertliğinin ve basma mukavemetinin oldukça düşüş göstermesi üretim sırasında hibrit takviyelerin kümelenmesiyle yapı içerisinde porozite oluşumuna ve Mg_2C_3 fazının miktarının azalmasına dayandırılabilir [70],[92].

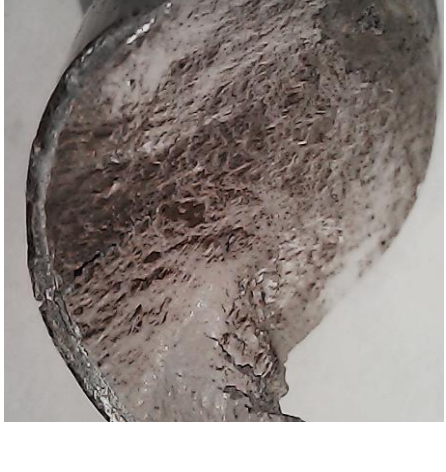
Çizelge 6.7. Üretilen kompozit malzemelerin basma şekil değişimi değerleri.

Numune	Basma Şekil Değişimi (%)
Takviyesiz AZ91	16.552
%15 SiC	14.231
%15 SiC+%0.2 AlN	11.387
%15 SiC+%0.5 AlN	12.673
%15 SiC+%0.8 AlN	18.217



Şekil 6.34. Üretilen kompozit malzemelerin basma şekil değişimi değerleri.

Basma deneyleri sonrası hasara uğrayan takviyesiz AZ91 ve %15 SiC, %15 SiC+%0,2 AlN, %15 SiC+%0,5 AlN, %15 SiC+%0,8 AlN takviyeli AZ91 kompozitlerinin makro görüntüleri Şekil 6.35’de verilmektedir. Takviyesiz AZ91 alaşımının basma deneyi sonrası kırılma davranışı, yüksek oranda arayüz kırılması ve kayma izlerinin görünümü şeklinde gerçekleşmiştir. %15 SiC takviyeli kompozitin kırılma davranışı ise AZ91’e kıyasla düz yüzeyli görünümde ve daha az kayma izlerinin oluşumu şeklindedir. %0.2 ve %0.5 AlN içeren hibrit kompozitlerde ise basma deneyi sonucunda elde edilen basma, akma mukavemeti ve şekil değişimi değerlerini doğrulayarak çok az miktarda kayma izli düz yüzeyli kırılmalar gözlenmiştir. Nano takviye miktarı 0.8’e çıktığında ise yüksek oranda kayma izli tipte kırılma gerçekleşmiştir.

Takviyesiz AZ91		
%15 SiC		
%15 SiC+%0.2 AlN		
%15 SiC+%0.5 AlN		



Şekil 6.35. Basma deneyi sonucunda hasara uğrayan kompozitlerin makro görüntüleri.

6.5. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI

Üretimi yapılan kompozitlerin korozyon testleri, potansiyodinamik polarizasyon ve daldırma korozyon testi olmak üzere iki farklı şekilde %3.5 NaCl çözeltisinde gerçekleştirilmiştir.

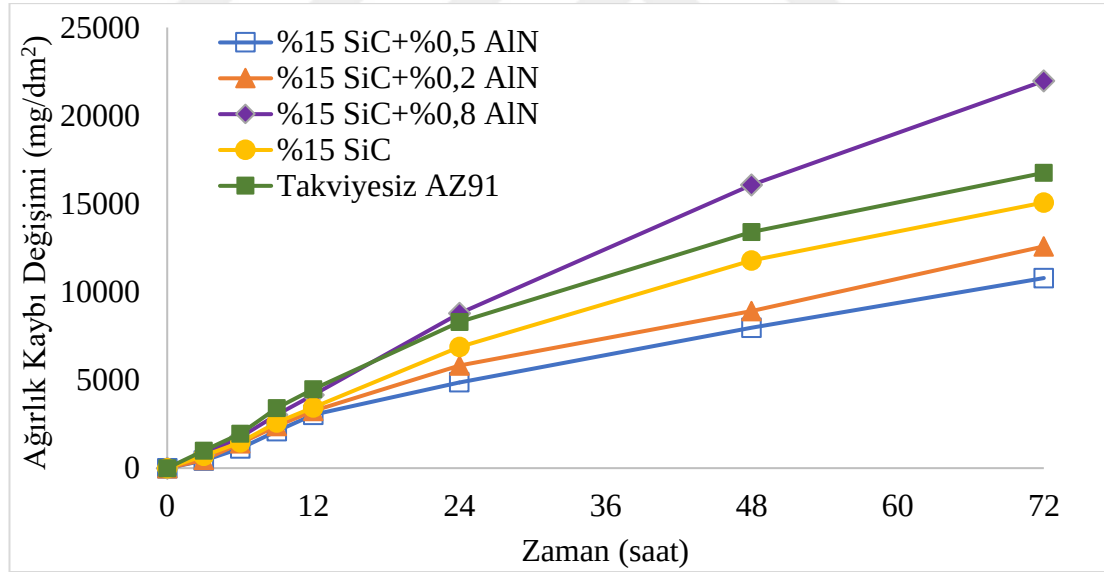
6.5.1. Daldırma Testi Sonuçları

Takviyesiz AZ91 ve %15 SiC, %15 SiC+%0,2 AlN, %15 SiC+%0,5 AlN, %15 SiC+%0,8 AlN takviyeli AZ91 kompozitlerinin %3.5 NaCl çözeltisi içinde gerçekleştirilen daldırma korozyon testinin sonuçları, Şekil 6.36'da daldırma zamanına karşı ağırlık kaybı cinsinden çizilmiştir. Şekil 6.36'dan görüldüğü gibi daldırma süresinin artması ile ağırlık kaybı artmış olup belirli bir daldırma süresi için en düşük ağırlık kaybını %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 matrisli hibrit kompozitleri sergilerken en yüksek ağırlık kaybına %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 matrisli hibrit kompozit sahip olmuştur. 24 saatin sonunda her bir incelenen malzemenin sergilemiş olduğu ağırlık kaybı değeri $\text{mg/dm}^2 \cdot \text{gün}$ biriminde mdd cinsinden korozyon hızı olarak kabul edilmiş ve Şekil 6.37'de gösterilmiştir.

Şekil 6.36'a göre 24 saat daldırma testi sonrası, takviyesiz AZ91 numunesinin ağırlık kaybı 8296.65 mg/dm^2 iken bu değer %15 SiC takviyesi ile 6870.18 'e düşmüştür. %0.2 AlN ilaveli hibrit kompozitin ağırlık kaybı ise 5830.59 mg/dm^2 ölçülmüştür.

Nano takviye miktarı %0.5'e yükseldiğinde ise ağırlık kaybı 7957.91 mg/dm² olmuştur. En yüksek ağırlık kaybına ise 8789.74 mg/dm² ile %15 SiC+%0.8 AlN ilaveli hibrit kompozit sahiptir. Takviyesiz AZ91 ile kıyasladığımızda ise %15 SiC, %15 SiC+%0.2 AlN ve %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli kompozitlerin ağırlık kaybı sırasıyla, 1.21, 1.42, 1.71 kat daha az iken %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli kompozitin ağırlık kaybı 1.06 kat daha fazla hesaplanmıştır.

Şekil 6.36'a göre 72 saat daldırma testi sonrası ise takviyesiz AZ91'in ağırlık kaybı 16752.22 mg/dm² olurken %15 SiC ilavesi bu değeri 15070.47'ye düşürmüştür. %0.2 AlN ilavesiyle ise ağırlık kaybı 12578.49, %0.5 AlN ilavesiyle de bu değer kompozitler arasında en düşük ağırlık kaybını göstererek 10787.64 mg/dm² 'ye düşmüştür. %0.8 AlN takviyeli hibrit kompozit ise ağırlık kaybı artarak 72 saat sonunda kompozitler arasında 21966.06 ile en yüksek ağırlık kaybı değerini veren kompozit olmuştur.

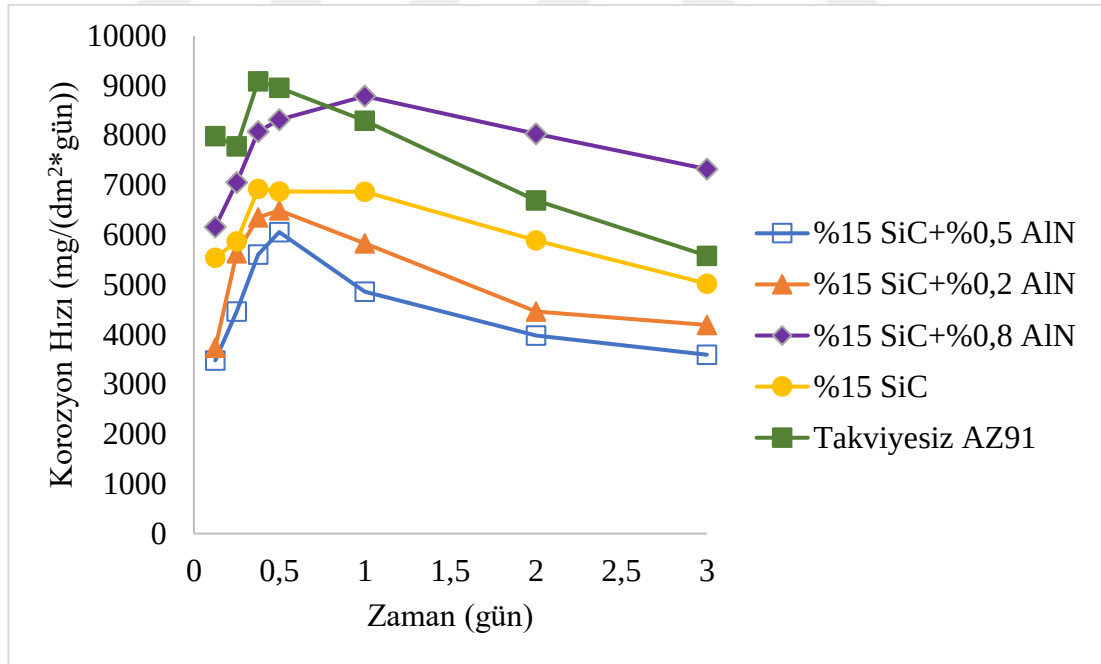


Şekil 6.36. Kompozitlerin daldırma korozyon deneyi ağırlık kaybı grafikleri.

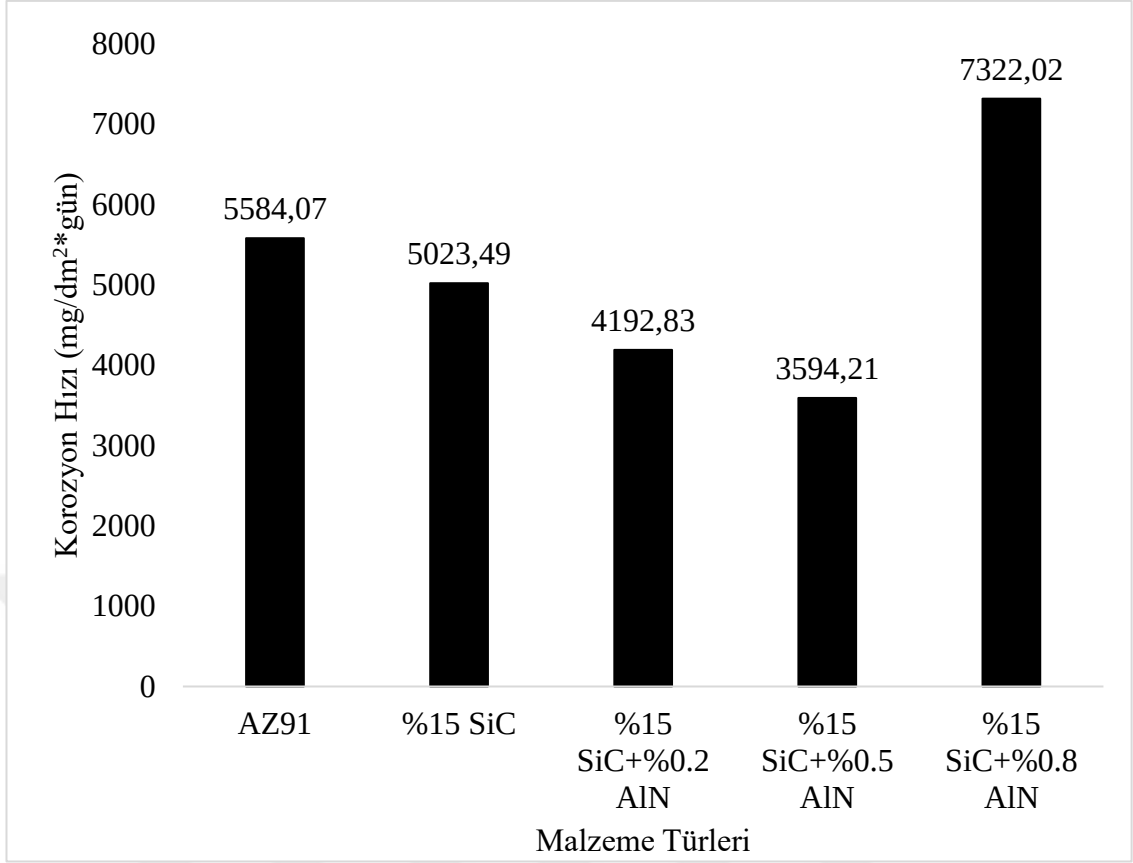
Daldırma testleri sonucunda, AZ91 matrisli kompozitlerde en fazla ağırlık kaybı %0.8 AlN ilaveli kompozitte gözlenmiştir. Bunun sebebinin nano takviye miktarı %0.8'e yükseldiğinde yapıda yaşanan topaklanmalar ve matris ile takviye arasında meydana gelen galvanik eşleşmeden kaynaklandığı düşünülmektedir. Öte yandan, artan AlN ilavesi ile artan porozitenin korozyon direncine olumsuz etki yapip ve aralık

korozyonunu geliřtirdiđi dűřűnűlmektedir [34]. Yapıda oluřan Si_3N_4 intermetaliiđinin varlıđı ve pasif filmlerin zayıflıđı nedeniyle oyuklanmalar artmıřtır [100].

Magnezyum alařımlarında alűminyum iđeriđi %4'űn űzerinde olan karıřımlar, korozyon direncini iyileřtirdiđi genel olarak kabul edilir, yani, korozyon direncinde űnemli bir artıřa neden olur [77],[101],[103],[103],[104]. Çalıřmada matris olarak AZ91 alařımının korozyon űzellikleri açısından tercih edilme sebepleri mevcuttur. β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ fazı, alařımın genel korozyonunu űnlemek için anodik bir bariyer gűrevi gűrebilir. Bununla birlikte, klorűr içeren űzeltilere daldırılan Mg-Al alařımlarının çođu, β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ çevresinde lokal korozyona uđrar [8]. Birçok alıřma, β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ fazının verimli bir katot gűrevi gűrerek, β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ fazı/magnezyum matris arayűzűnde gűű bir galvanik çift oluřturduđunu bildirmiřtir [105],[106],[107]. Birkaç yazar [108],[109] korozyon sűreci sırasında magnezyum alařımının oksit tabakasında bir alűminyum zenginleřtirme kaydettiđini ve bunun, sűrekli bir alűmina iskelet yapısı oluřturarak yűzeyin daha iyi pasivasyonunu sađladıđına inanmaktadır.



şekil 6.37. Kompozitlerin daldırma korozyon deneyi korozyon hızı grafikleri.



Şekil 6.38. 72 saat süre için daldırma korozyon deneyi sonundaki kompozitlerin korozyon hızı değerleri.

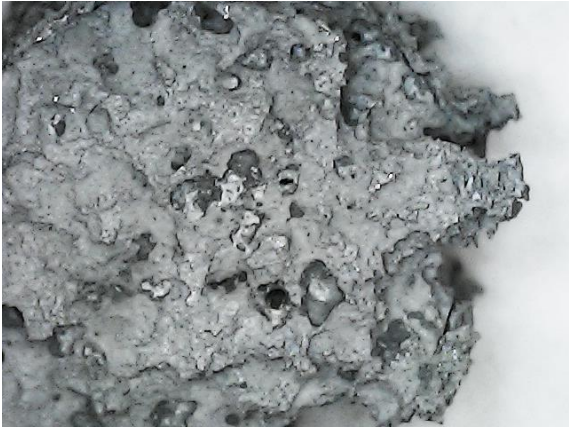
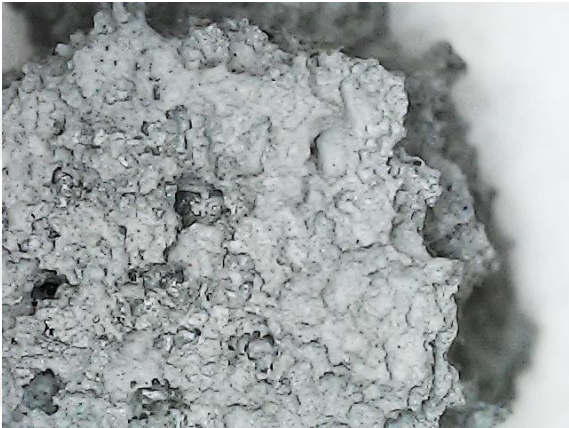
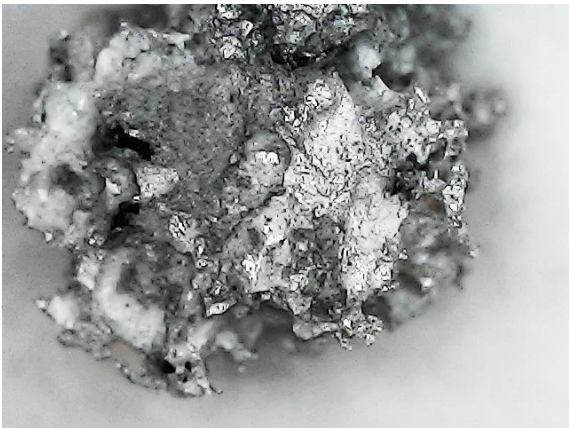
Şekil 6.37’de AZ91 kompozitlerin 3 gün süre için mg/dm²*gün cinsinden korozyon hız grafiği verilmiştir. Şekil 6.38’de ise 3 gün sonunda ulaşılan korozyon hızları sütun grafiğiyle gösterilmiştir. Şekil 6.37’de 3 günün sonunda kompozitlerin korozyon hızlarının kararlı hale geldiği görülmektedir. 3 günün sonunda takviyesiz AZ91 numunesinin korozyon hızı 5584.07 mg/dm²*gün olarak bulunmuştur. Bu değer %15 SiC ilavesiyle 1.11 kat düşerek 5023.49 ölçülmüştür. Hibrit kompozitlerde ise %0.2 AlN ilavesiyle korozyon hızı 4192.83 ve %0.5 AlN ilavesiyle de 3594.21 mg/dm²*gün olmuştur. Takviyesiz AZ91’e kıyasla sırasıyla korozyon hızları 1.33 kat ve 1.55 kat düşmüştür. %0.8 AlN ilaveli hibrit kompozitte ise korozyon hızı takviyesiz AZ91’e kıyasla daha yüksek çıkmıştır.

Genel olarak kompozitler incelendiğinde, korozyon hızlarının SiC ve AlN takviyelerinde artan oranla azaldığı gözlemlenmektedir. Tiwari vd. yapmış oldukları çalışmada, saf Mg, Mg+6SiC ve Mg+16 SiC (% hac.) malzemelerinin korozyon hızları

hesaplanmış ve sırasıyla 13.5, 18.1 ve 45.5 olarak raporlanmıştır [110]. Bu çalışmada ise SiC takviyesi korozyon hızını düşürmüştür. Bunun sebebinin üretim esnasında SiC tozunun alüminyum tozuyla iki aşamalı karıştırma yapıldığı için yapıda elde edilen homojenlikten kaynaklandığı düşünülmektedir.

Daldırma testleri sonrası temizlenen numunelerin görüntüleri Şekil 6.39'da gösterilmiştir. Görüntüler incelendiğinde daldırma deneyi sonucunda elde edilen verilere paralel olarak %0.2 ve %0.5 AlN içeren hibrit kompozitler de diğer numunelere kıyasla daha az oyuklanma meydana geldiği açıkça farkedilmektedir. En fazla çukurlaşma ve numunede küçülme ise %0.8 AlN içeren hibrit kompozitte meydana gelmiştir.

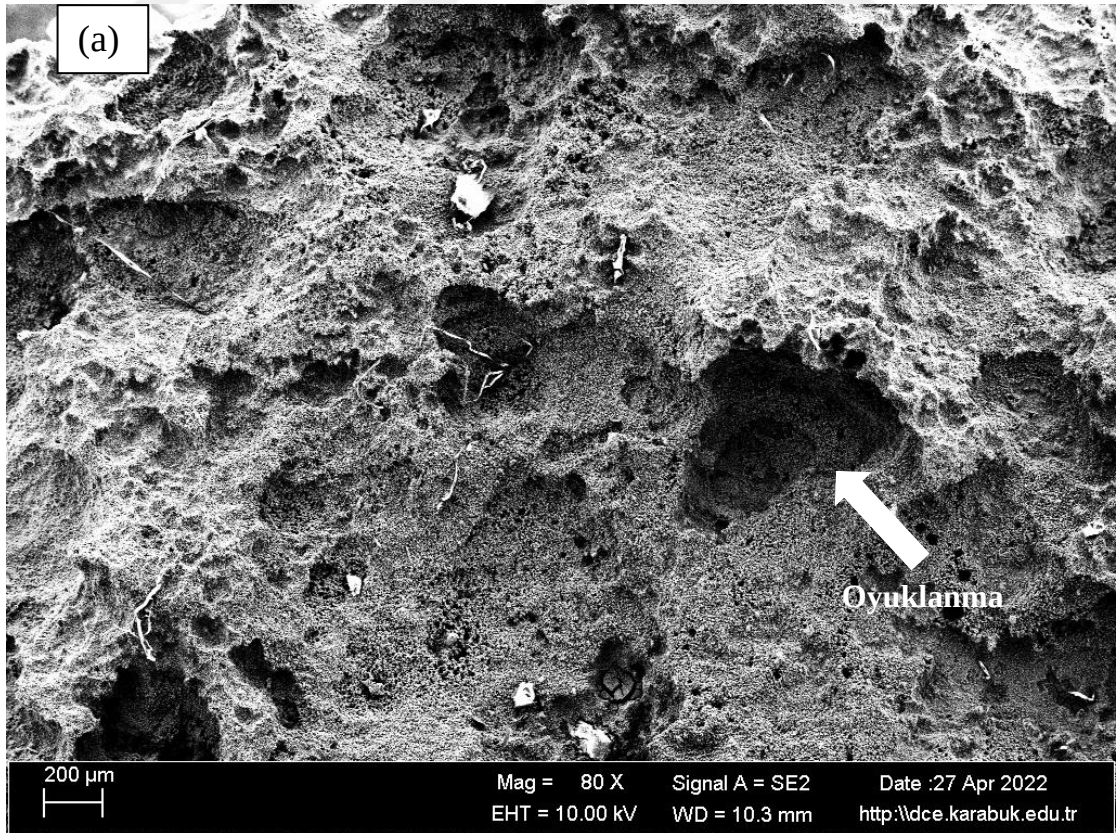
Takviyesiz AZ91	
%15 SiC	

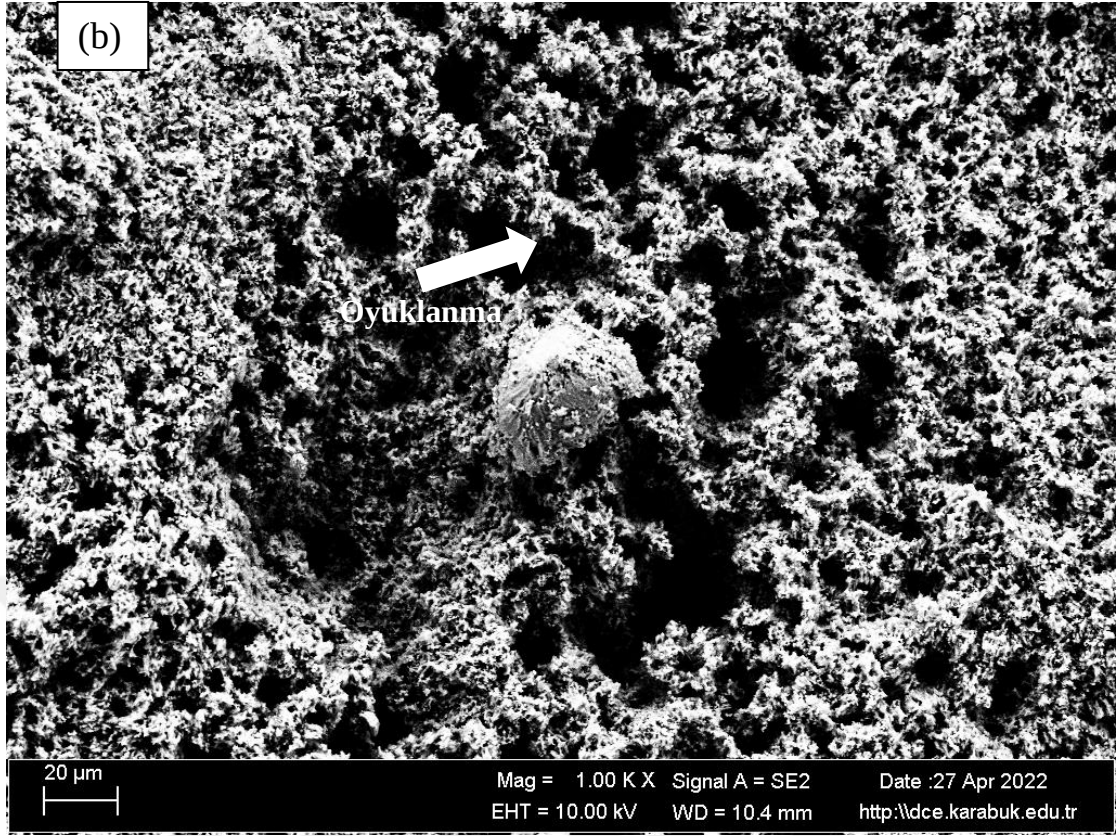
%15 SiC+%0.2 AlN	
%15 SiC+%0.5 AlN	
%15 SiC+%0.8 AlN	

Şekil 6.39. Daldırma deneyi sonucunda numunelerin makro görüntüleri.

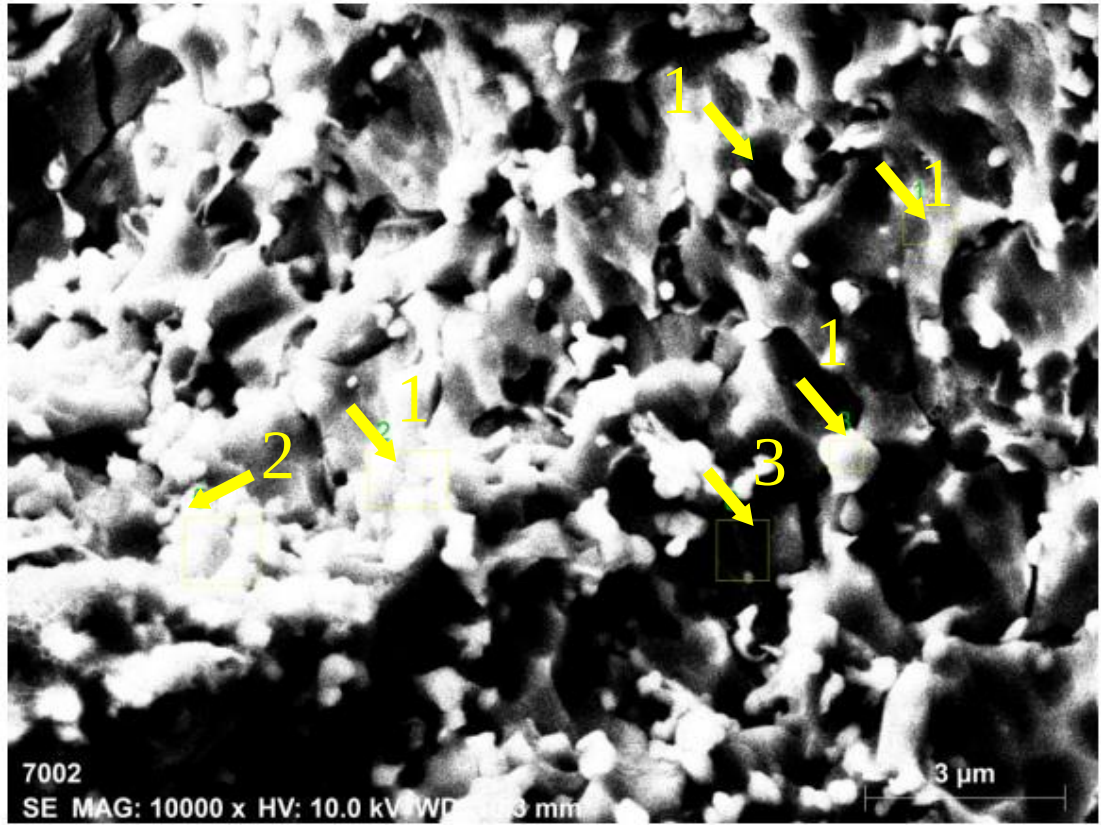
Şekil 6.40 ve 6.41’de takviyesiz AZ91 numunesi için 72 saat daldırma testi sonrası SEM görüntülerini göstermektedir. Yapılan EDX (Çizelge 6.8) analizinde AZ91 numunesinde korozyon deneyi sonrası yapıda önemli miktarda O, Mg, Zn ve Al elde

edilmiştir. AZ91 alaşıımının mikro yapısı esas olarak α -Mg matrisinden ve β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalinden oluşur. β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalığı, daha yüksek Al içeriğine sahip olduğu için α -Mg matrisine kıyasla korozyona daha dayanıklıdır. β -Mg₁₇Al₁₂ fazının korozyonda katot olarak bir rolü olduğu bildirilmektedir; oysa α -Mg matrisi ise anot olarak davranmaktadır [111], [112]. Ekstruzyon sonrası taneler incelendiğinden intermetalikler arası mesafe büyük olmadığında etkili bir bariyer görevi görür. Şekil 6.41’de verilen takviyesiz AZ91 numunesine ait korozyon sonrası yüksek büyütme SEM görüntüsü üzerinde mikro, siyah renkli oyuklar (3 nolu bölge) Mg elementince zengin iken parlak ve ağ şeklinde bölgeler (1 ve 2 nolu bölgeler) O, Mg, Zn ve Al elementlerince (Çizelge 6.8) zengindir. Bu durum β -Mg₁₇Al₁₂ fazının oksidasyona uğrayıp katot olarak davrandığını ve Mg matrisin ise çözünerek oyuk oluşumuna yol açtığını desteklemektedir. Bununla birlikte katot olarak davranan fazların yakınındaki matrisin korozyonu nedeniyle β -fazının zayıflaması da meydana gelir [111]. Bu durum Şekil 6.40’da verilen SEM görüntüsündeki büyük oyukların oluşumu ile desteklenmektedir.





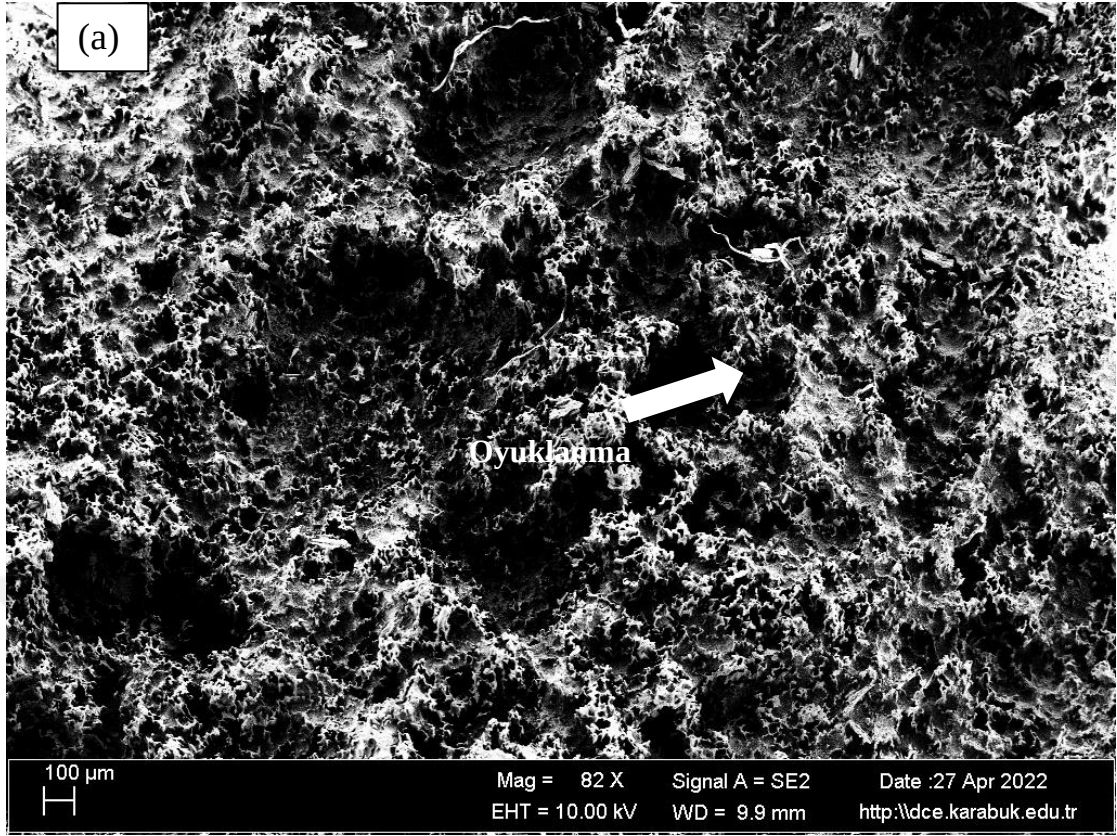
Şekil 6.40. Takviyesiz AZ91 numunesinin daldırma korozyon sonrası (a) düşük büyütme (b) yüksek büyütme SEM görüntüleri.

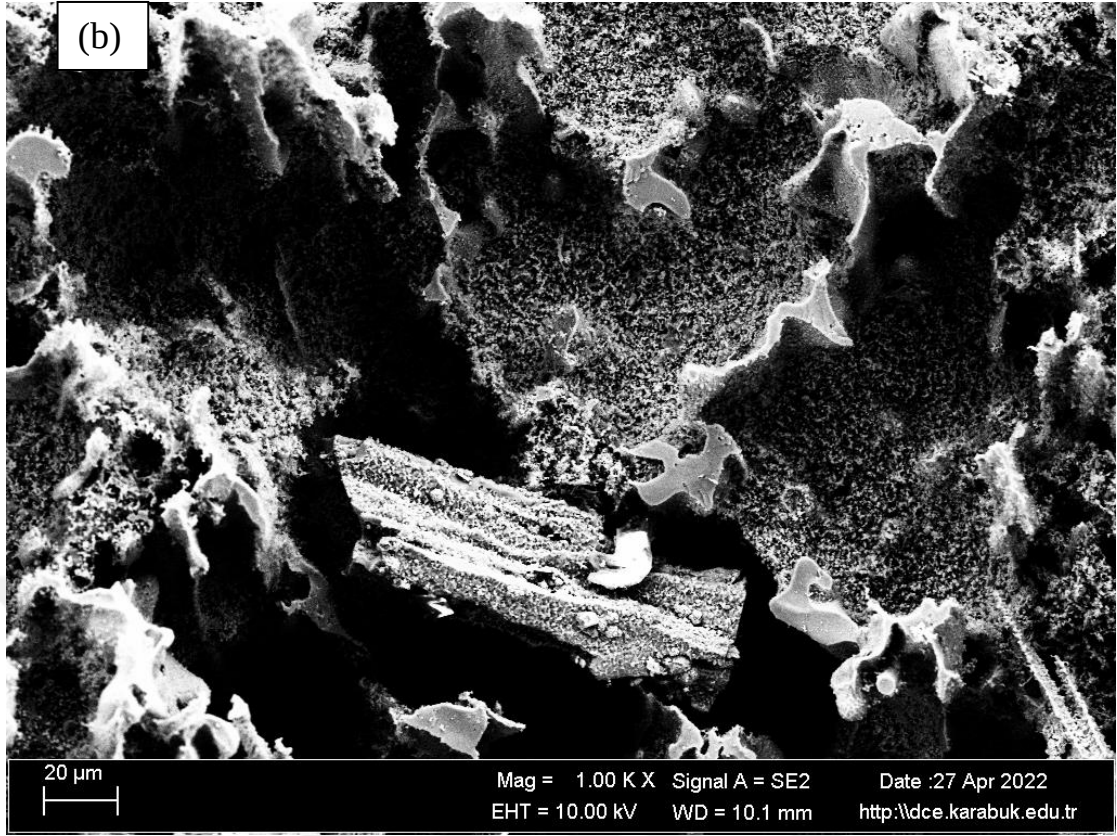


Şekil 6.41. Takviyesiz AZ91 numunesinin daldırma korozyon sonrası SEM görüntüsü.

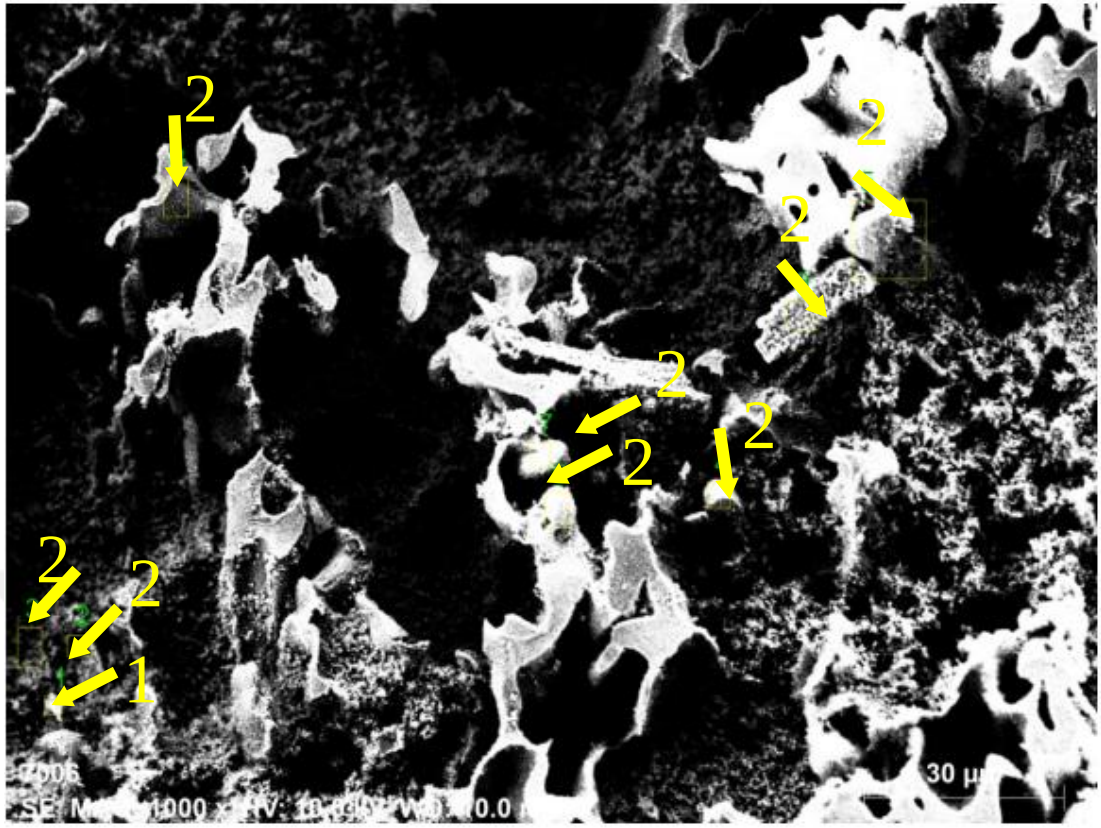
Çizelge 6.8. Takviyesiz AZ91 numunesinin daldırma korozyon sonrası EDS analiz sonuçları.

Spektrum	Element (ağ.%)				
	O	Mg	Al	Cl	Zn
1	7.64	81.62	7.54	1.02	4.78
2	14.97	65.26	14.22	0.14	5.41
3	0.00	96.16	1.88	0.00	1.95





Şekil 6.42. AZ91+%15 SiC+%0.5 AlN kompozitin daldırma korozyon sonrası (a) 82X (düşük) büyütme (b) 1KX (yüksek) büyütme SEM görüntüleri.



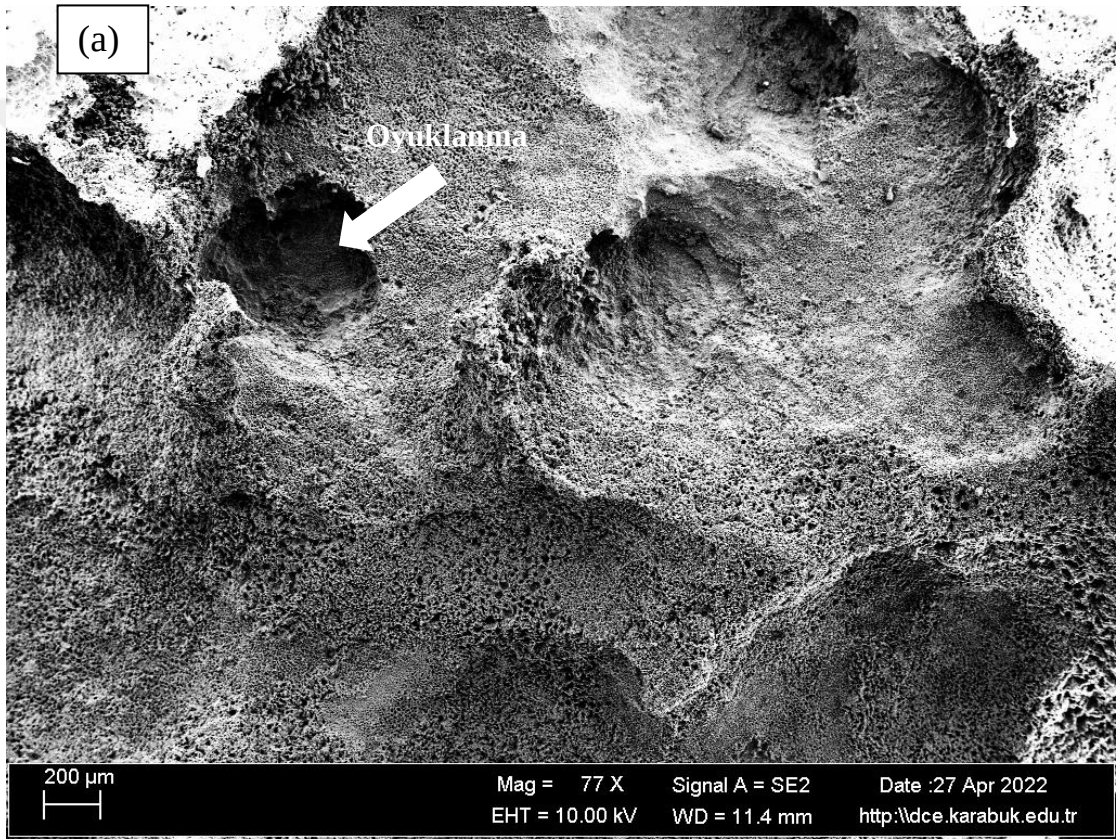
Şekil 6.43. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitin daldırma korozyon sonrası SEM görüntüsü.

Çizelge 6.9. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitin daldırma korozyon sonrası EDX analiz sonuçları.

Spektrum	Element (ağ.%)							
	C	N	O	Mg	Al	Si	Cl	Zn
1	4.77	1.35	6.28	56.82	8.12	20.75	0.00	1.90
2	3.34	0.70	4.26	63.21	24.60	0.00	0.07	3.81

Şekil 6.42 ve 6.43 %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompoziti için 72 saat daldırma testi sonrası SEM resimlerini göstermektedir. %15 SiC+%0.5 AlN takviyeli AZ91 kompozitin SEM görüntüsüne bakıldığında, takviyesiz AZ91 numunesinin korozyon sonrası SEM görüntüsüne kıyasla daha ince oyuklar mevcut olup yüzeyde açık gri tepelerin oluşumu ile korozyona karşı koruyucu bir tabakanın oluşumu gözlenmektedir. %15 SiC+%0.5 AlN içeren hibrit kompozit (Şekil 6.38) en yüksek korozyon direncini göstermiştir. Bunun sebebi ise EDX analizi sonuçlarında 1 numaralı bölgede de ispatlandığı gibi XRD sonuçlarına dayandırılarak yapıda tespit

edilen Mg_2Si ve Mg_2C_3 intermetalikinin literatürde [113] desteklenerek korozyona karşı bir bariyer görevi görerek koruyucu film tabakasını olumlu yönde etkimesine bağlanmaktadır (Çizelge 6.9). Ayrıca 1 numaralı bölgede Si ve O elementlerinin yüksek çıkması korozyona uğrayan yüzeyde Si+O elementlerince zengin yüzey filmi oluştuğunu ve bunun sonucunda korozyon direncinin iyileştiği düşünülmektedir. EDX sonuçlarına göre 2 numaralı bölge de tespit edilen $\beta-Al_{12}Mg_{17}$ intermetalikinin ağ benzeri dağılımı sonucunda mükemmel korozyon direnci sergilediği literatür çalışmalarıyla desteklenerek tespit edilmiştir [105], [74].





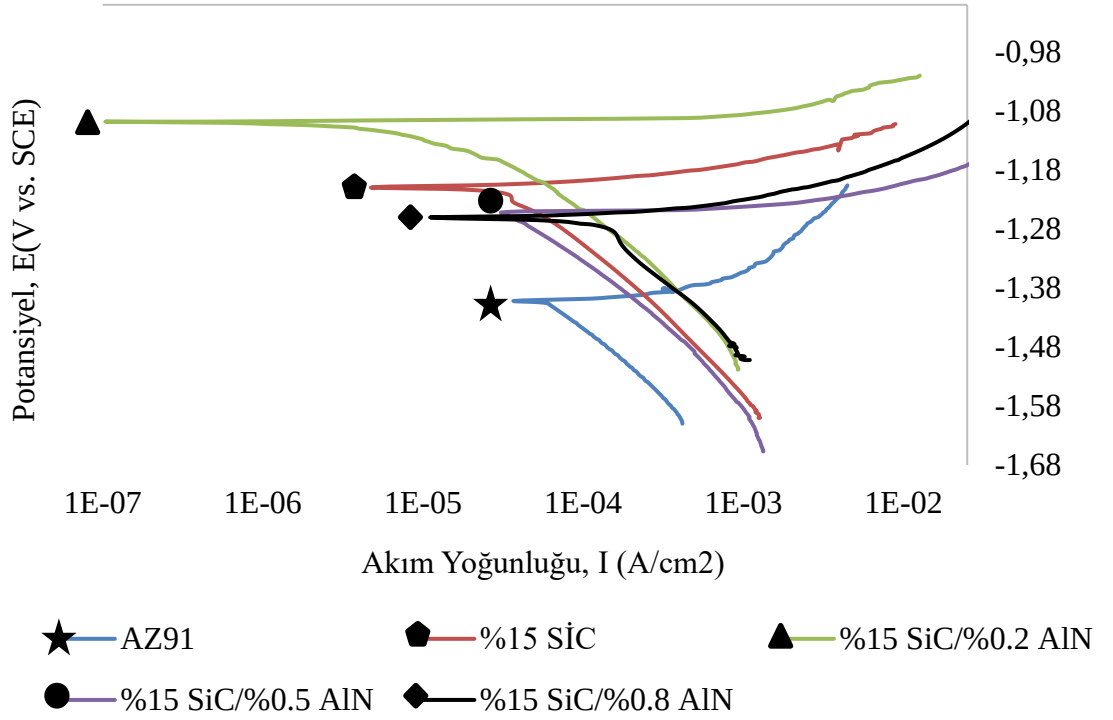
Şekil 6.44. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitin daldırma korozyon sonrası (a) 77X (düşük) büyütme (b) 1KX (yüksek) büyütme SEM görüntüleri.

Şekil 6.44’de %15 SiC/%0.8 AlN ilaveli AZ91 kompozitin daldırma deneyi sonrası alınan SEM görüntüleri verilmiştir. Matris ve takviye arayüzeyinde meydana gelen korozyon, β -Al₁₂Mg₁₇ intermetalikliğinin katot olarak davranışına ilaveten AlN partiküllerinin de katot olarak davranıp [114] çevresindeki matris elemanının çözünmesine neden olması ve deney sırasında partiküllerin yapıdan kopup ayrılması korozyon hızının artması ile sonuçlanmıştır. %0.8 AlN içeren hibrit kompozitte diğer kompozitlere kıyasla yaşanan topaklanmalar nedeniyle büyük katot alanlarının oluşmasıyla daha geniş oyuklar meydana gelmiş ve bu da daha hızlı korozyona uğramasına sebep olmuştur.

6.5.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi Sonuçları

Takviyesiz AZ91 ve %15 SiC, %15 SiC+%0,2 AlN, %15 SiC+%0,5 AlN, %15 SiC+%0,8 AlN takviyeli AZ91 kompozitlerinin Şekil 6.45 ve Şekil 6.46’da, potansiyodinamik polarizasyon testleri ile polarizasyon sonuç eğrileri elde edilmiş ve

bunlardan hesaplanan korozyon akım yoğunlukları ve korozyon potansiyelleri Çizelge 6.10-11’de gösterilmektedir. Ekstrüde edilen numunelerin potansiyodinamik ölçümleri, ekstrüzyon yönüne hem paralel hem de dik olan kesitten yapılmıştır. Ekstrüzyon yönüne dik kısımdan alınan ölçümler paralel kısımdan alınan ölçümlere göre daha iyi sonuç vermiştir. Bunun sebebi ekstrüzyon yönüne paralel alınan numunelerde uzamış tanelerden dolayı dik kesite kıyasla daha yüksek akım değerleri bulunmuştur. Diğer kompozitlerle karşılaştırıldığında, dikey kesit potansiyodinamik sonuçlarına göre %15 SiC+%0,2 AlN, paralel kesit sonuçlarına göre %15 SiC+%0,5 AlN numunesi en iyi korozyon direncini göstermiştir.

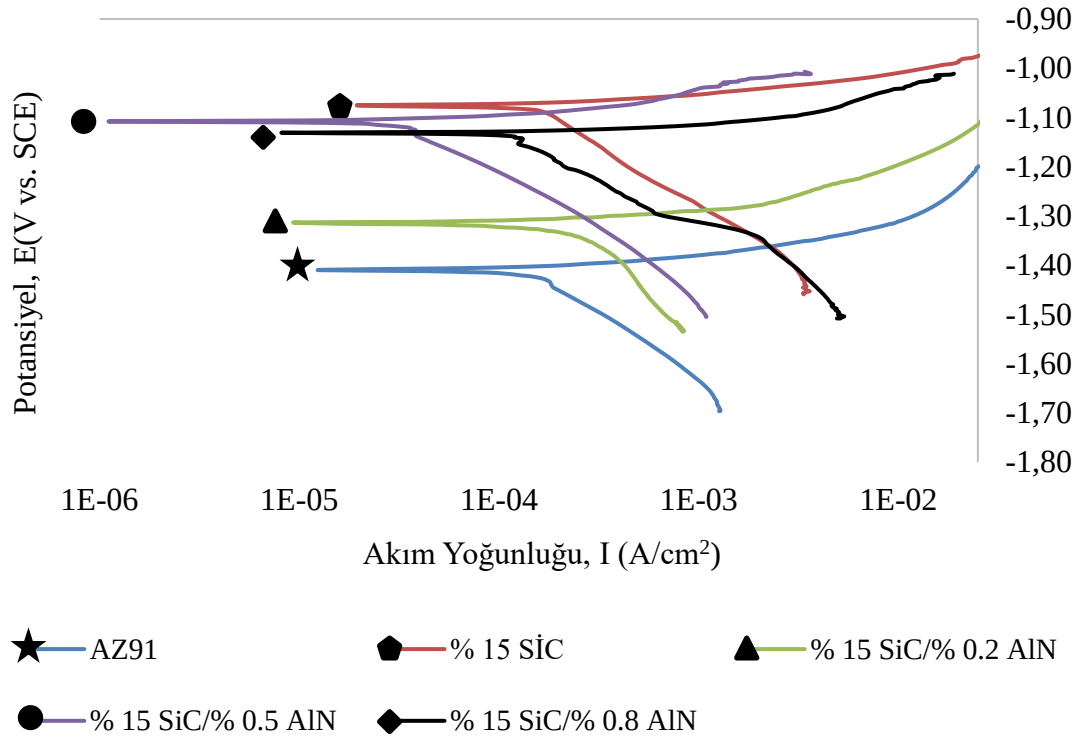


Şekil 6.45. Kompozitlerin ekstrüzyon yönüne dik kesitten alınan potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.

Çizelge 6.10. Kompozitlerin ekstrüzyon yönüne dik kesitten alınan korozyon akım yoğunlukları ve potansiyel değerleri.

Malzeme Türleri	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	E_{corr} (V)
AZ91	156.00	-1.410
%15 SiC	57.90	-1.210
%15 SiC+%0.2 AlN	38.90	-1.100
%15 SiC+%0.5 AlN	44.80	-1.250
%15 SiC+%0.8 AlN	223.00	-1.260

Çizelge 6.10'a göre ekstrüzyon yönüne dik kesitten alınan korozyon test sonuçlarına göre korozyon akım yoğunluğu (i_{corr}) değeri AZ91 için $156 \mu A/cm^2$, %15 SiC için $57.90 \mu A/cm^2$, %0.2 AlN $38,90 \mu A/cm^2$, %15 SiC+%0.5 AlN için $44.80 \mu A/cm^2$ ve %15 SiC+%0.8 AlN için $223 \mu A/cm^2$ dir. Korozyon potansiyeli değerleri AZ91 için -1.410 V, %15 SiC için -1.210 V, %15 SiC+%0.2 AlN için -1.100 V, %15 SiC+%0.5 AlN için -1.250 V, %15 SiC+%0,8 AlN için -1.260 V .



Şekil 6.46. Kompozitlerin ekstrüzyon yönüne paralel kesitten alınan potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.

Çizelge 6.11. Kompozitlerin ekstrüzyon yönüne paralel kesitten alınan korozyon akım yoğunlukları ve potansiyel değerleri.

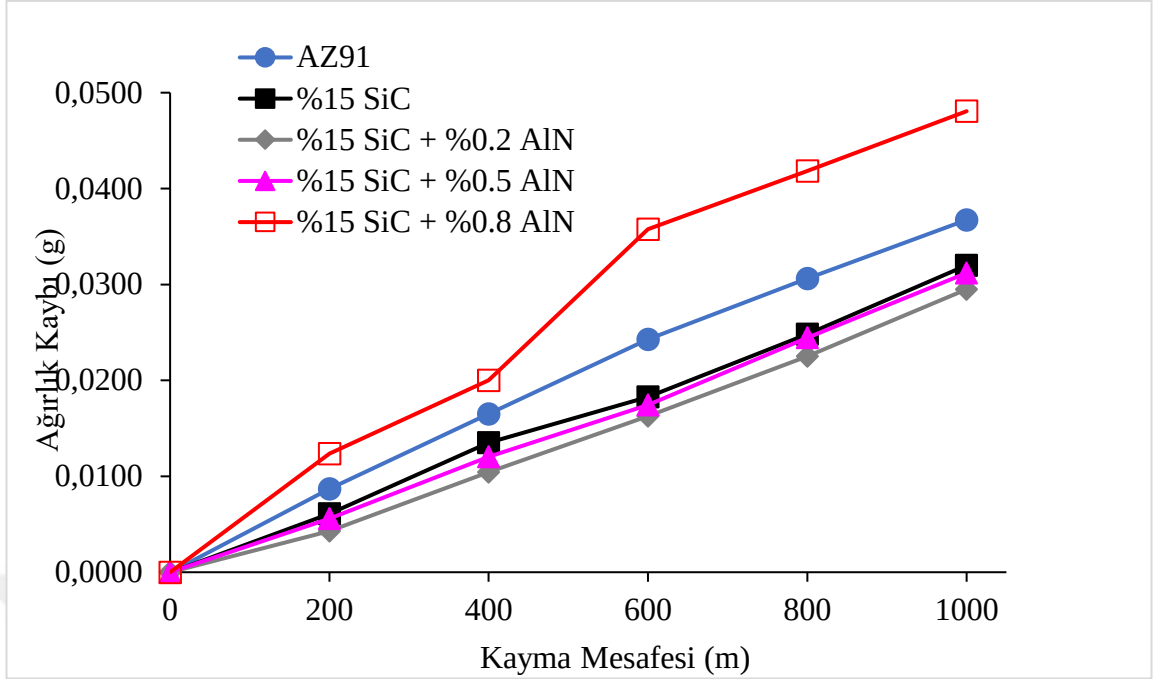
Malzeme Türleri	i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	E_{corr} (V)
AZ91	267.00	-1.410
%15 SiC	183.00	-1.080
%15 SiC+%0.2 AlN	60.90	-1.320
%15 SiC+%0.5 AlN	44.00	-1.100
%15 SiC+%0.8 AlN	102.00	-1.130

Çizelge 6.11'e göre ekstrüzyon yönüne paralel kesitten alınan korozyon test sonuçlarına göre korozyon akım yoğunluğu (i_{corr}) değeri AZ91 için $267 \mu A/cm^2$, %15 SiC için $183 \mu A/cm^2$ 'dir, %15 SiC+%0.2 AlN için $60.90 \mu A/cm^2$, %15 SiC+%0.5 AlN için $44 \mu A/cm^2$ ve %15 SiC+%0.8 AlN için $102 \mu A/cm^2$. Korozyon potansiyeli değerleri AZ91 için -1.410 V, %15 SiC için -1.080 V, %15 SiC+%0.2 AlN için -1.380 V, %15 SiC+%0.5 AlN için -1.100 V ve %15 SiC+%0.8 AlN için -1.130 V.

Dikey ve paralel kesit sonuçları incelendiğinde, AZ91 alaşımına eklenen %15 SiC ve % 0.5 e kadar AlN takviyeleri ile i_{corr} değerleri düşme ve E_{corr} değerleri ise yükselme eğiliminde olmuştur. SiC ilavesi sonucunda malzemenin yüzeyinde silikon dioksit (SiO_2) oluşur ve bu SiO_2 Çavuşoğlu [115] tarafından bildirildiği gibi stabil bir yapı olarak korozyona karşı daha fazla direnç sağlamıştır. Ancak %15 SiC+%0,8 AlN içeren hibrit kompozit numunenin i_{corr} değeri yükselme eğilimindedir. Bunun nedeni, mikroyapıdaki β intermetalik fazları ile birlikte bu kompozitte yer alan yüksek AlN içeriği nedeniyle katot olarak davranan alanların artmasından kaynaklanmaktadır.

6.6. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI

Takviyesiz AZ91 ve %15 SiC, %15 SiC+%0,2 AlN, %15 SiC+%0,5 AlN, %15 SiC+%0,8 AlN takviyeli AZ91 kompozitlerinin 20 N yük ve 1000 m kayma mesafesine bağlı olarak ağırlık kaybı Şekil 6.47'de verilmektedir.



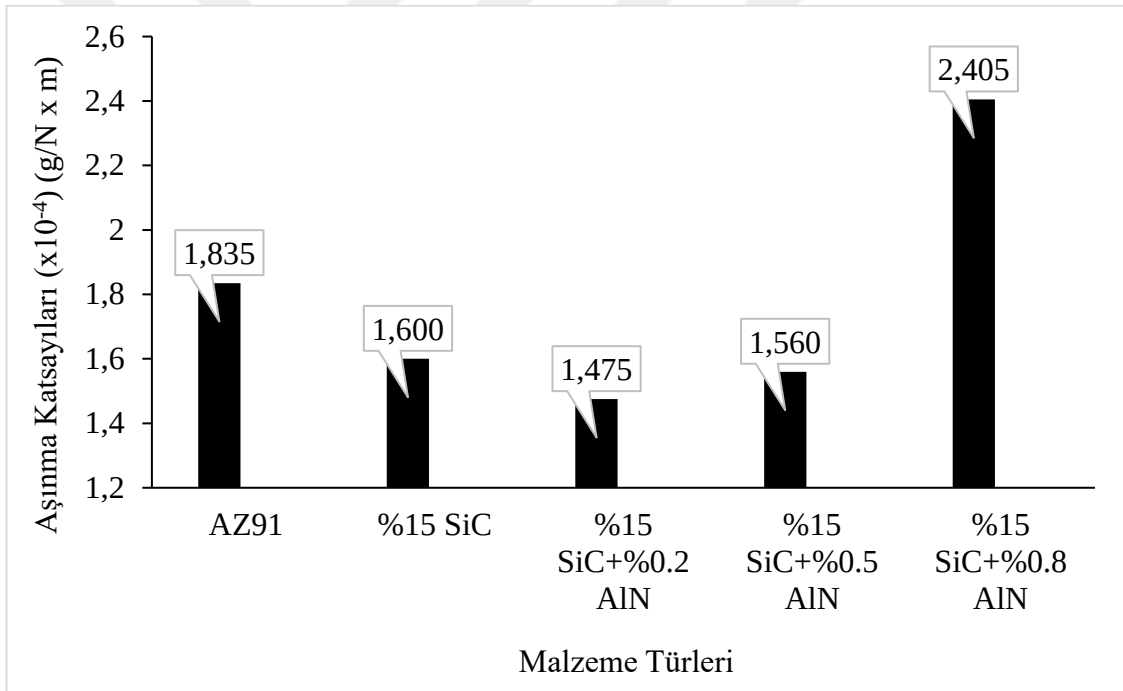
Şekil 6.47. Üretilen malzemelerin ağırlık kaybı değerleri.

Çizelge 6.12. Numunelerin 1000 m sonundaki ağırlık kayıpları.

Malzeme Türleri	Aşınma Kaybı (g)
AZ91	0.0367
%15 SiC	0.0320
%15 SiC+%0.2 AlN	0.0295
%15 SiC+%0.5 AlN	0.0312
%15 SiC+%0.8 AlN	0.0481

Çizelge 6.12’de numunelerin 1000 m sonundaki ağırlık kaybı testi sonuçları verilmiştir. AZ91 matrisinin kütle kaybı 0.0367 g iken %15 SiC ilavesi ile bu değer 0.0320’ye düşmüştür. %0.2 AlN ilaveli hibrit kompozitte ise kütle kaybı değeri 0.0295, %0.5 AlN de ise 0.0312 ölçülmüştür. Bunun nedeni, eklenen takviyelerin (SiC ve AlN) varlığı ve tanelerin ekstrüzyon yöntemiyle rafine edilmesidir. En düşük ağırlık kaybı %15 SiC+%0.2 AlN numunesinde görülürken, %15 SiC+%0.8 AlN en yüksek ağırlık kaybını sergilemiştir.

Literatür de AZ91 matrisli SiC takviyeli kompozitlerin aşınma özellikleri hakkında bilgi mevcuttur. Örneğin Fathi vd., [116] yapmış oldukları çalışmada AZ91 alaşımına SiC partiküllerinin eklenmesi ile kompozitlerin mekanik özelliklerinde ve aşınma direncinde önemli artış gözlemişlerdir. SiCp takviyesiyle daha yüksek mukavemet ve sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Ekstrüde edilen kompozitte SiCp içeriklerinin artmasıyla ekstrüde kompozitlerin tane boyutunun azaldığını, mukavemet ve elastikiyet modülünün arttığını Wang vd., [117] yaptıkları çalışmada rapor etmişlerdir. Vanlı vd., [118] yapmış oldukları çalışmada SiC partikül takviyesinin güçlendirici özellikleri sayesinde kompozitlerin makro sertliğinde % 140'ın üzerinde bir iyileşme sağladılar ve elde ettikleri kompozitlerin daha iyi aşınma direnci sergilediklerini ve belirli aşınma oranlarında kayda değer miktarda azalma elde etmişlerdir.

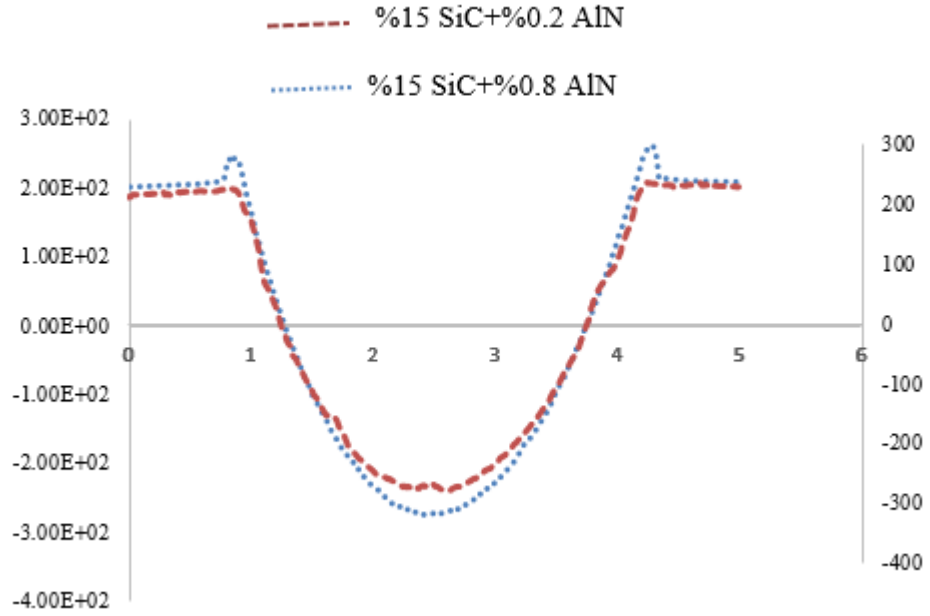


Şekil 6.48. Malzemelerin aşınma katsayısı değerleri.

Şekil 6.48’de incelenen numunelerin aşınma katsayıları $\text{g}/(\text{Nxm})$ cinsinden hesaplanmıştır. Ağırlık kaybı değerlerine paralel olarak ilave edilen %15SiC ve % 0.5 e kadar AlN takviyeleri aşınma katsayılarını düşürmüştür. AZ91’in aşınma katsayısı 1.835 hesaplanırken bu değer SiC ilavesi ile 1.15 kat düşerek 1.600 bulunmuştur. En düşük aşınma katsayısı ise %0.2 AlN ilaveli hibrit kompozitte 1.475 olarak

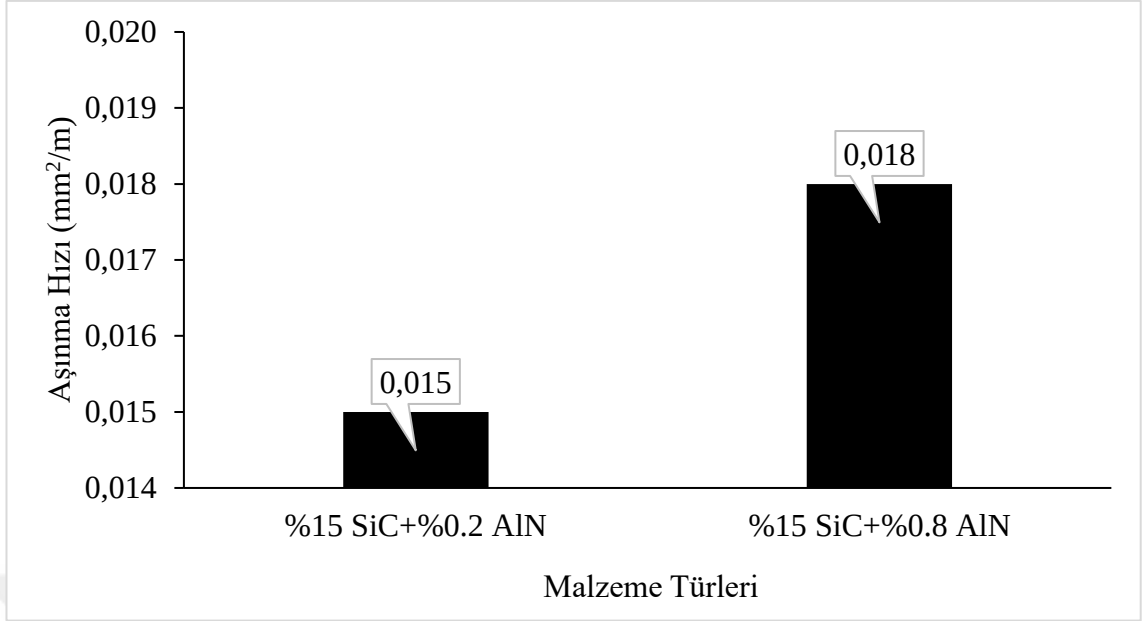
hesaplanmıştır. %0.5 AlN ve %0.8 AlN ilaveli hibrit kompozitlerin ise sırasıyla 1.560 ve 2.405 olarak ölçülmüştür.

Aşınan numunenin üzerinde parabolik aşınma bölgesi oluşmaktadır. En düşük aşınma kaybını veren %15 SiC+%0.2 AlN içeren hibrit kompozit ve en yüksek aşınma kaybını veren %15 SiC+%0.8 AlN hibrit kompozitin üzerinde oluşan bu izin geometrisi, Mitutoya marka 1000 m sonundaki aşınma izinin profilometre ile derinliği ölçülerek mm^2 cinsinden aşınma kaybı belirlenmiştir. Aşınma hızını (mm^2/m) belirlemek için ise, aşınma alan kaybı kayma mesafesine bölünmüştür.



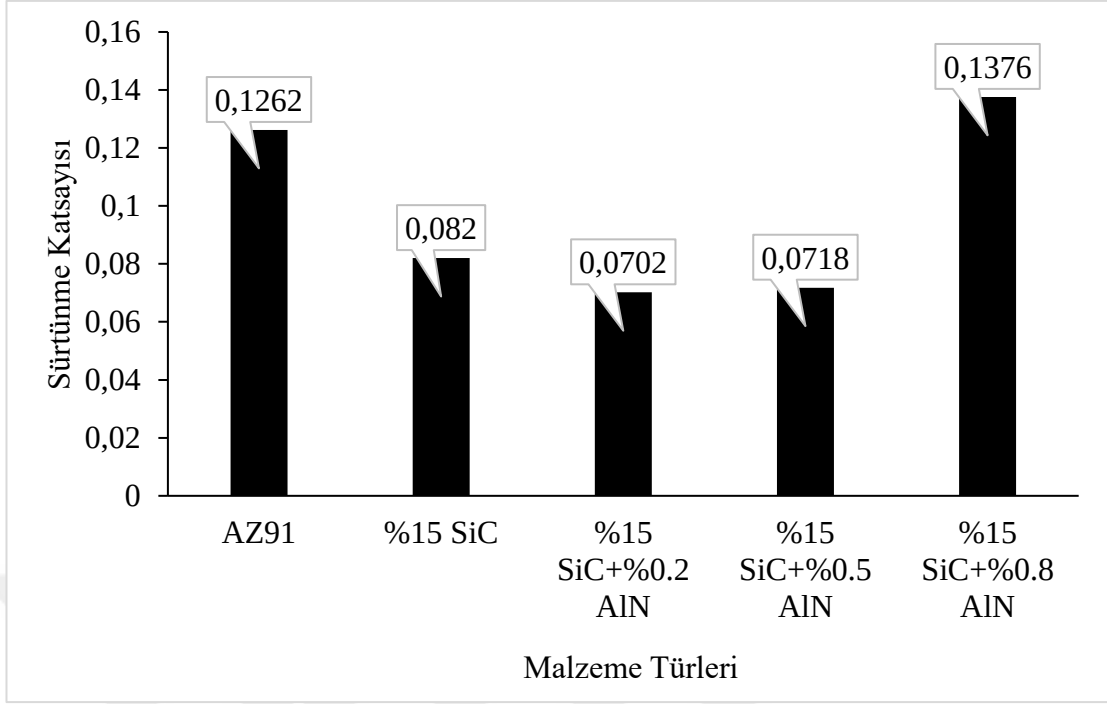
Şekil 6.49. Profilometre ile ölçülen aşınma izi.

Şekil 6.49 profilometre ile ölçülen %15 SiC+%0.2 AlN ve %15 SiC+%0.8 AlN numunelerinin aşınma izlerinin grafiğini gösterirken Şekil 6.50 hesaplanan aşınma hızı değerlerini vermektedir.



Şekil 6.50. Kompozitlerin aşınma hızı değerleri.

Şekil 6.50'ye göre; en düşük aşınma hızı değerini aşınma kaybı değeriyle paralel olarak %15 SiC+%0.2 AlN ilaveli hibrit kompozit vermiştir. %15 SiC+%0.2 AlN hibrit kompozitin aşınma hızı 0.015 mm²/m hesaplanırken nano takviye miktarı %0.8'e yükseldiğinde bu değer 1.2 kat artarak 0.018'e ulaşmıştır. Takviye bileşenleri mevcut olduğu için, sertlik önemli ölçüde artar ve matris ile karşı malzeme arasındaki temas alanı azalır, bu da matrisi plastik deformasyona karşı daha dirençli hale getirir, bu da aşınma hızında bir düşüşe veya aşınma direncinde bir artışa neden olur [119], [120]. Yüksek sertliğe sahip malzemelerin daha düşük aşınma oranları sergilediğini ileri süren Archard kuralına göre, bu araştırmadan elde edilen aşınma sonuçları bu kuralla tutarlıdır [121].



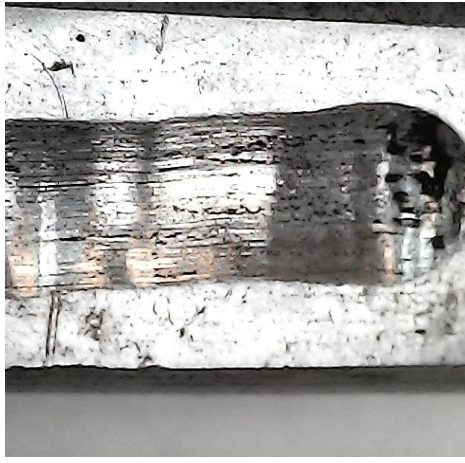
Şekil 6.51. Kompozitlerin sürtünme katsayısı değerleri.

Takviyesiz AZ91 ve %15 SiC, %15 SiC+%0,2 AlN, %15 SiC+%0,5 AlN, %15 SiC+%0,8 AlN takviyeli AZ91 kompozitlerinin sürtünme katsayıları Şekil 6.51’de verilmiştir. Şekil 6.51’de verilen numunelerin sürtünme katsayıları incelendiğinde AZ91’in sürtünme katsayısı 0.126 olup, %15 SiC takviye ilavesi ile bu değer 0.082’e düşmüştür. AZ91 numunesi daha yumuşak olduğu için aşındırıcı bilye malzeme yüzeyine daha fazla yapışır ve bu nedenle sürtünme katsayısı yüksektir. %0.2 AlN ilaveli hibrit kompozit de ise 0.070, %0.5 AlN ilavelide ise 0.071 ölçülmüştür. Nano takviye miktarı %0.8’e yükseldiğinde ise homojen yapının sağlanamamasından kaynaklı olarak sürtünme katsayısı 0.137’ye yükselmiştir.

Takviyesiz AZ91 ve %15 SiC, %15 SiC+%0,2 AlN, %15 SiC+%0,5 AlN, %15 SiC+%0,8 AlN takviyeli AZ91 kompozitlerinin aşınma deneyi sonrası makro yüzey incelemeleri Şekil 6.52’de verilmiştir. Şekil 6.52’de verilen aşınma deneyi sonrası yüzey incelemelerinde AZ91+%15 SiC+%0.2 AlN hibrit kompozit de meydana gelen aşınma izinin oldukça dalgalı olması, basit bir plastik akışın gerçekleşmediğini, numunenin plastik deformasyon zorlanmasına uğradığını gösterir. Deformasyon mekanizmasının zorlaşması numunenin aşınmaya karşı direncini artırmıştır. AZ91+%15 SiC+%0.2 AlN hibrit kompozit malzeme de meydana gelen aşınmış

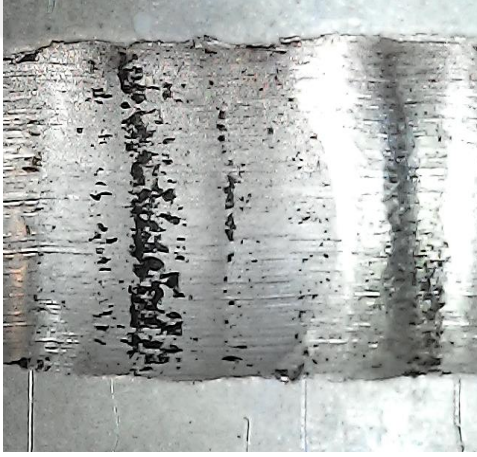
yüzey görünümüne benzer davranış, AZ91+%15 SiC+%%0.5 AlN hibrit kompozitte ve %15 SiC ilaveli kompozit malzemede meydana gelmiştir. Hibrit kompozit malzemelerde nano boyuttaki takviye ile sürtünme katsayısı genellikle azalmıştır. Bunun sebebi nanopartiküllerin bilya ile numune arasındaki temas noktasında sağladıkları yağlayıcı etkidir [118].

Takviyesiz AZ91 numunesinin aşınma sonrası yüzeyinde çok az plastik akış ile beraber abrasiv aşınma izleri görülmektedir. Aşınma miktarı, incelenen diğer kompozitlerden daha yüksek olan AZ91+%15 SiC+%%0.8 AlN hibrit kompozitin aşınma sonrası yüzey görünümünde, diğer kompozitlere kıyasla daha az miktarda plastik akış izleri meydana geldiği gözlenmektedir. Bu durum, AZ91+%15 SiC+%%0.8 AlN hibrit kompozitin aşınma miktarının artmasına yol açmıştır.

	Düşük Büyütme	Yüksek Büyütme
AZ91		

	Düşük Büyütme	Yüksek Büyütme
AZ91+%15 SiC		

	Düşük Büyütme	Yüksek Büyütme
AZ91+%15 SiC+%0.2 AlN		

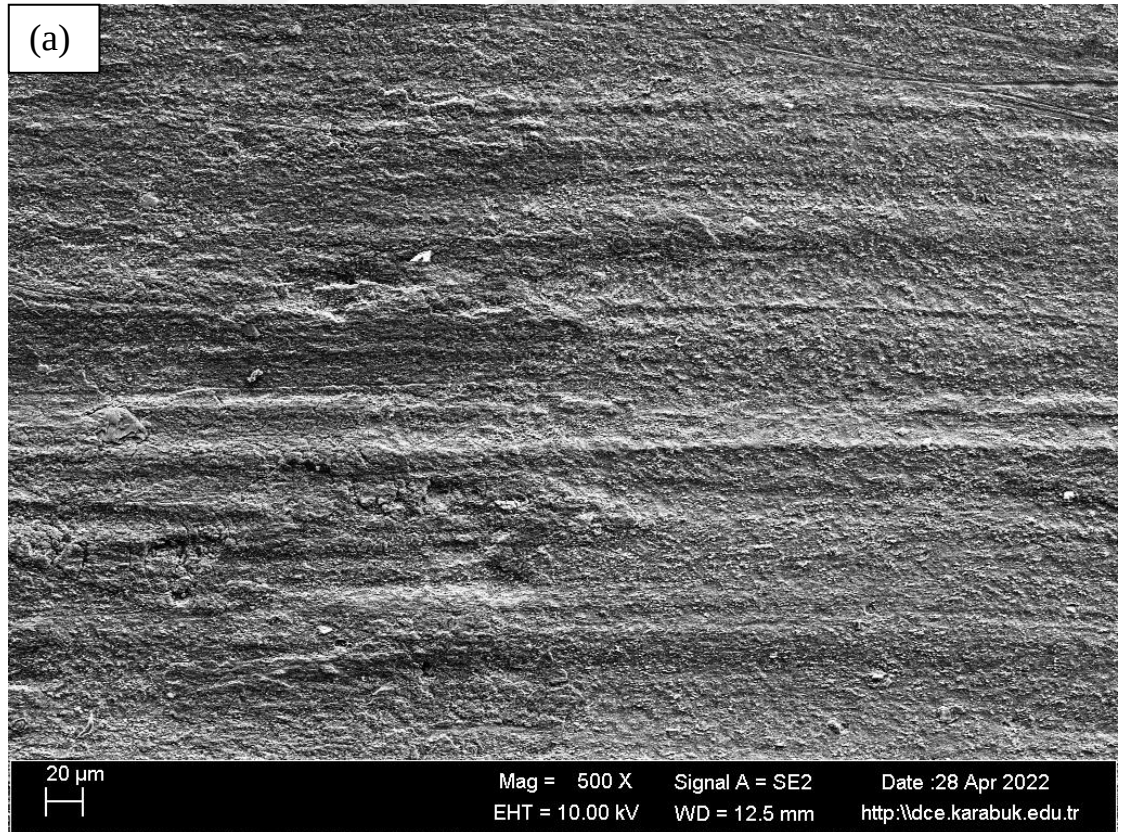
	Düşük Büyütme	Yüksek Büyütme
AZ91+%15 SiC+%0.5 AlN		
	Düşük Büyütme	Yüksek Büyütme
AZ91/%15 SiC/%0.8 AlN		

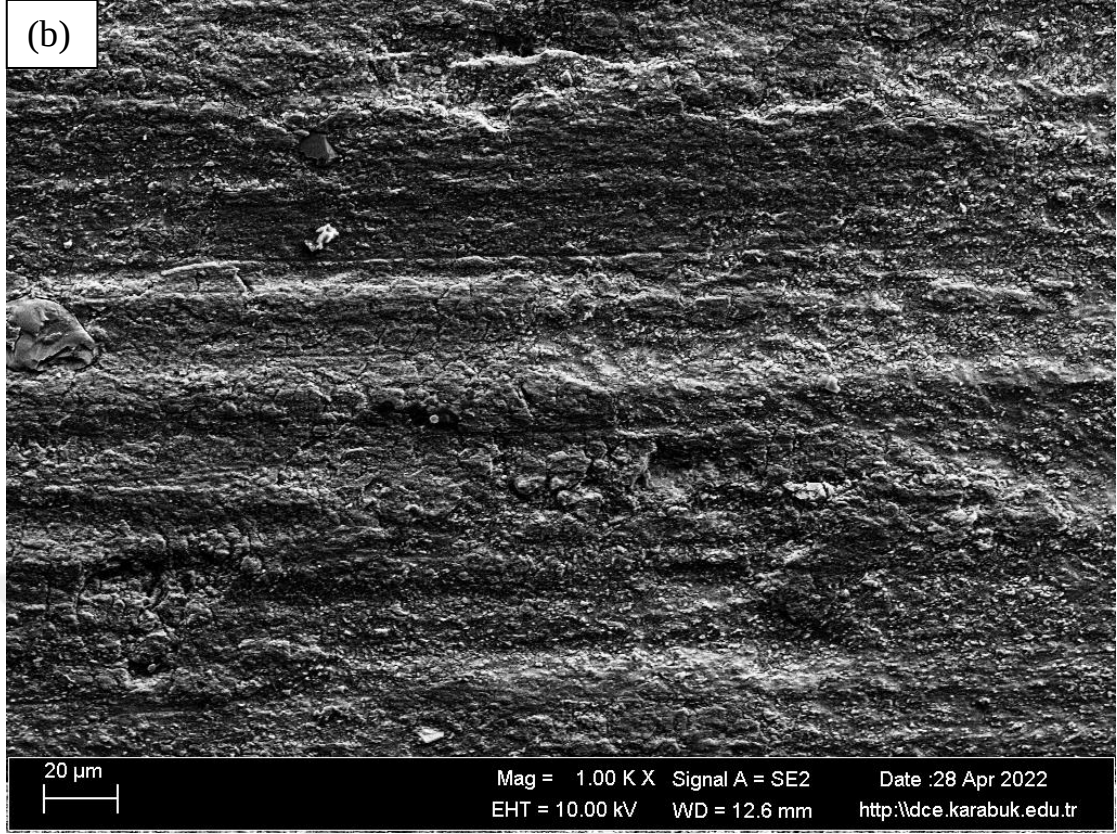
Şekil 6.52. Numunelerin aşınma testi sonrası makro yüzey görüntülemeleri.

Aşınma testleri yardımıyla numunelere uygulanan yükten kaynaklanan aşınma miktarı ve sürtünme katsayılarındaki ortalama değişimler hakkında veriler tespit edildi. Aşınma testlerindeki diğer önemli faktör, aşınma mekanizmalarının kompozit üzerindeki etkisinin incelenmesidir. Bu yüzden takviyesiz AZ91, en yüksek aşınma direncini gösteren AZ91+%15 SiC+%0.2 AlN ve en düşük aşınma direncini gösteren

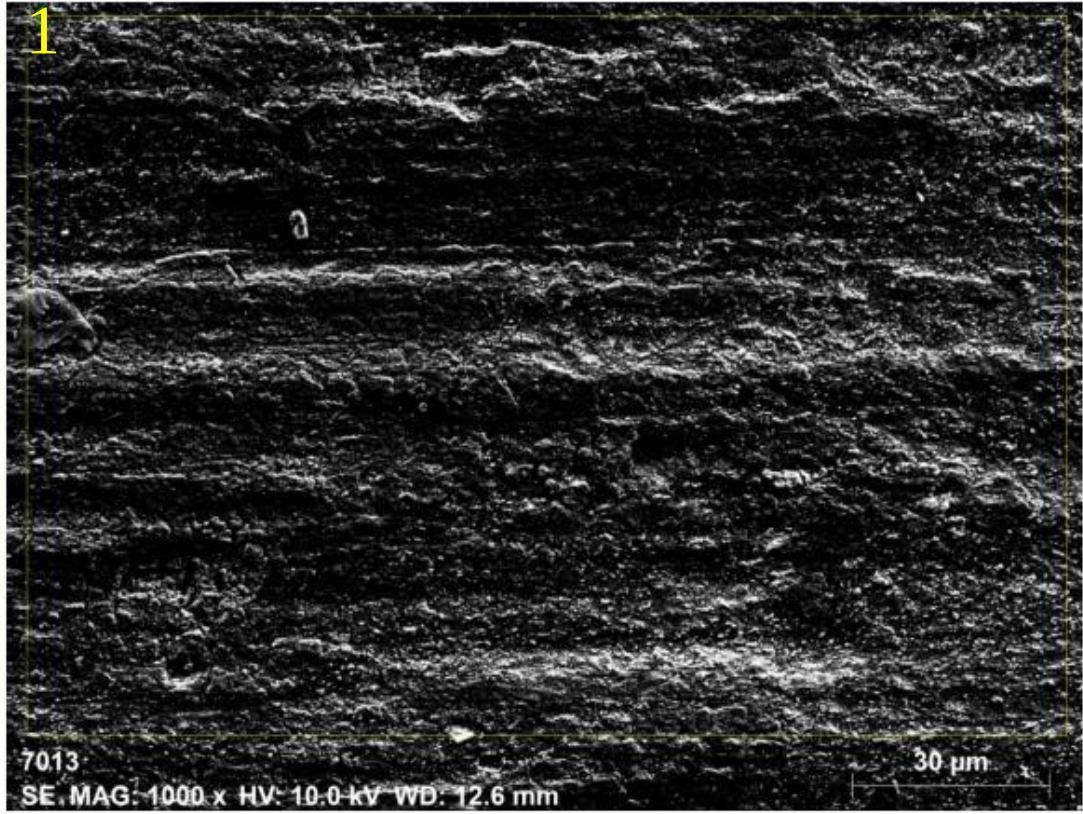
AZ91+%15 SiC+%0.8 AlN hibrit kompozitin aşınma sonrası SEM görüntüleme işlemi yapılmıştır.

Şekil 6.53’de takviyesiz AZ91 numunesinin aşınma yüzey görüntüleri gösterilmektedir. Abrasif aşınma mekanizması üretilmiş olan bütün numunelerde temel aşınma çeşidi olarak karşımıza çıkmaktadır. Abrasif aşınma yüzeyde çiziklerin kayma yönünde görülmesidir. Bu çizikler genellikle numunenin yüzeyiyle temas halinde olan aşındırıcı sert bilye tarafından oluşturulmaktadır. Yüksek büyütme SEM görüntüsünde de derin oyukların olduğu anlaşılmaktadır. Yüzeyde yapılan EDX analizi sonucunda oksijen pikinde önemli miktarda artış gözlemlenmiş ve oksidasyon aşınma mekanizmasının mevcut olduğu net bir şekilde gösterilmiştir (Çizelge 6.13). Yüksek Mg ve O içeriğinin bulunması MgO fazının yapıda olduğu yorumu yapılabilir [122].





Şekil 6.53. Takviyesiz AZ91 numunesinin aşınma sonrası (a) 500X (düşük) büyütme (b) 1KX (yüksek) büyütme SEM görüntüleri.



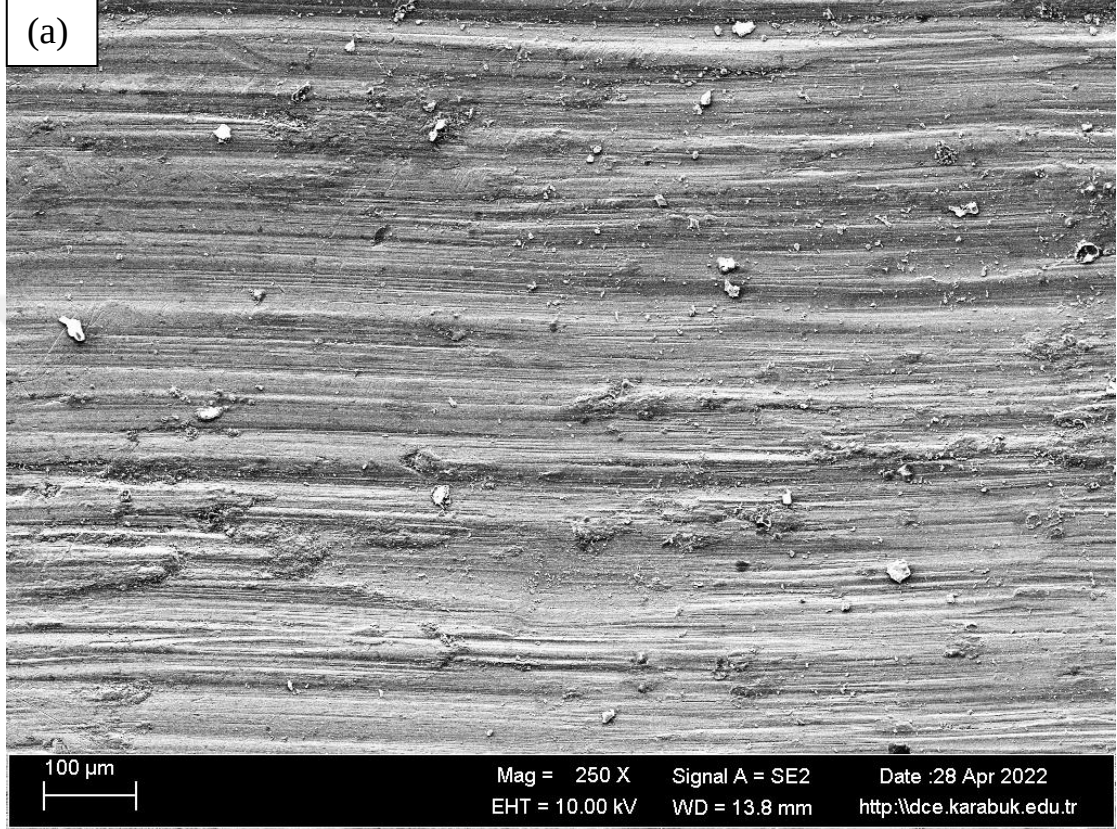
Şekil 6.54. Takviyesiz AZ91 numunesinin aşınma sonrası SEM görüntüsü.

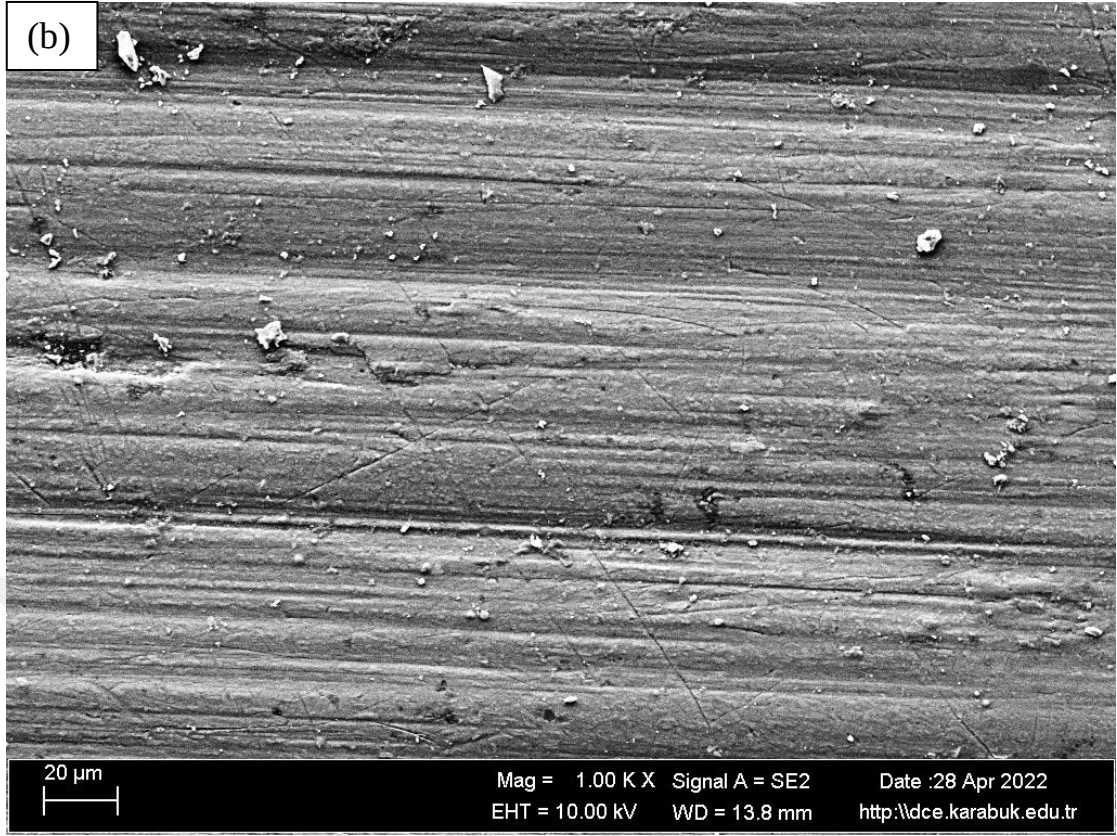
Çizelge 6.13. Takviyesiz AZ91 numunesinin aşınma sonrası EDS analiz sonuçları.

	Element (ağ.%)					
Spektrum	O	Mg	Al	Cr	Fe	Zn
1	51.43	41.24	5.91	0.00	0.00	5.05

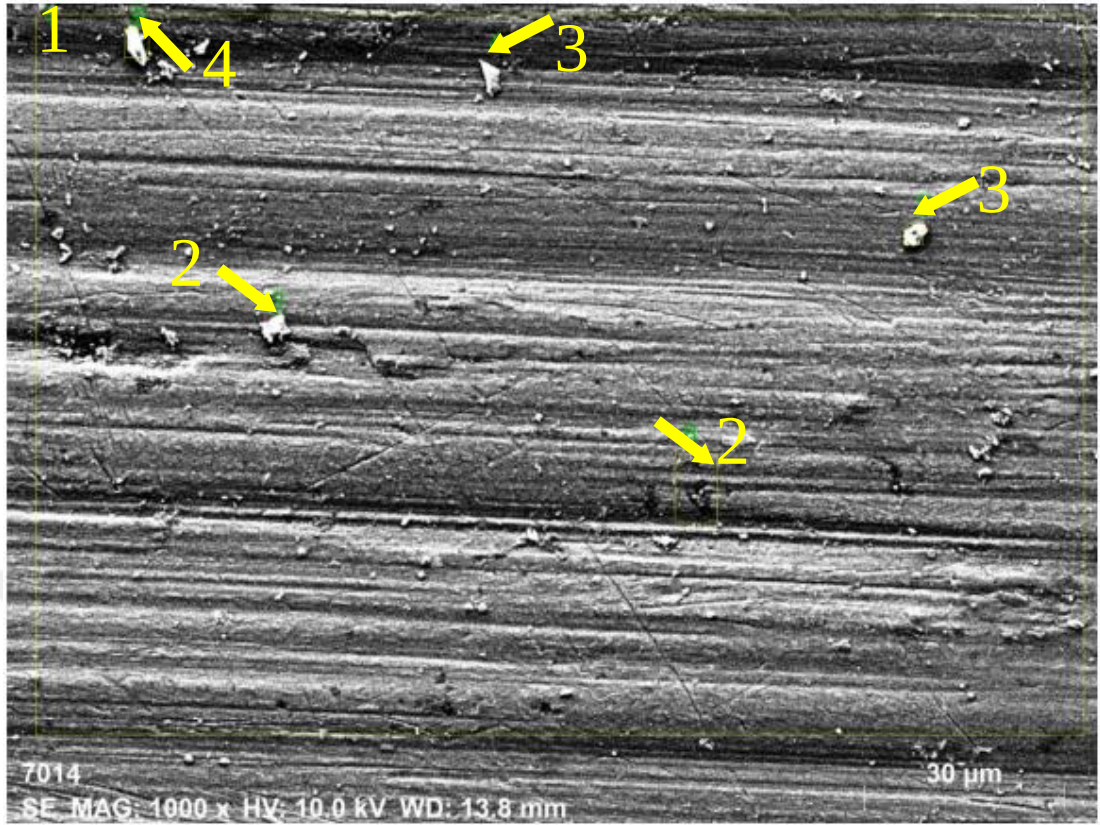
Şekil 6.55’de %15 SiC+%0.2 AlN kompozitin aşınma yüzey görüntüleri gösterilmektedir. Küçük çiziklerin kayma yönüne paralel olması ince yivli abrasif izleri gözükmektedir. Yapılan EDX analizi sonucunda, XRD sonuçlarıyla desteklenerek 4 numaralı bölgede Mg_2Si intermetalliği tespit edilmiştir (Çizelge 6.14). Mg_2Si ve Mg_2C_3 fazlarının varlığından dolayı, takviyesiz numunenin aksine plastik deformasyonun önüne geçilmektedir. Song vd., çalışmalarında Mg_2Si fazının aşınma direncini iyileştirmeye yardımcı olduğunu belirtmişlerdir [74]. SiC aşınma sırasında akışı engelleyerek aşınma direnci artırmaktadır. Aşınmış %15 SiC+%0.2 AlN kompozitin yüzeyinden alınan elementel analizde (Çizelge 6.14) okunan oksijen miktarı, takviyesiz AZ91’in aşınma yüzeyinden alınan oksijen miktarından daha düşüktür. Burada yüzeyde bulunan oksijen daha çok Mg ile bileşik oluşturduğu

düşünülmektedir. Bu durum aşınan yüzeyden belirli bir tabakanın gevrekleştiği anlamına gelebilir. Elementel oksijen miktarı göz önüne alındığında %15 SiC+%0.2 AlN kompozitin yüzeyinde daha az oksijenin olması gevrek tabakanın ince olmasına ve aşınma direncinin artmasına yol açmıştır.





Şekil 6.55. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası (a) 250X (düşük) büyütme (b) 1KX (yüksek).büyütme SEM görüntüleri.



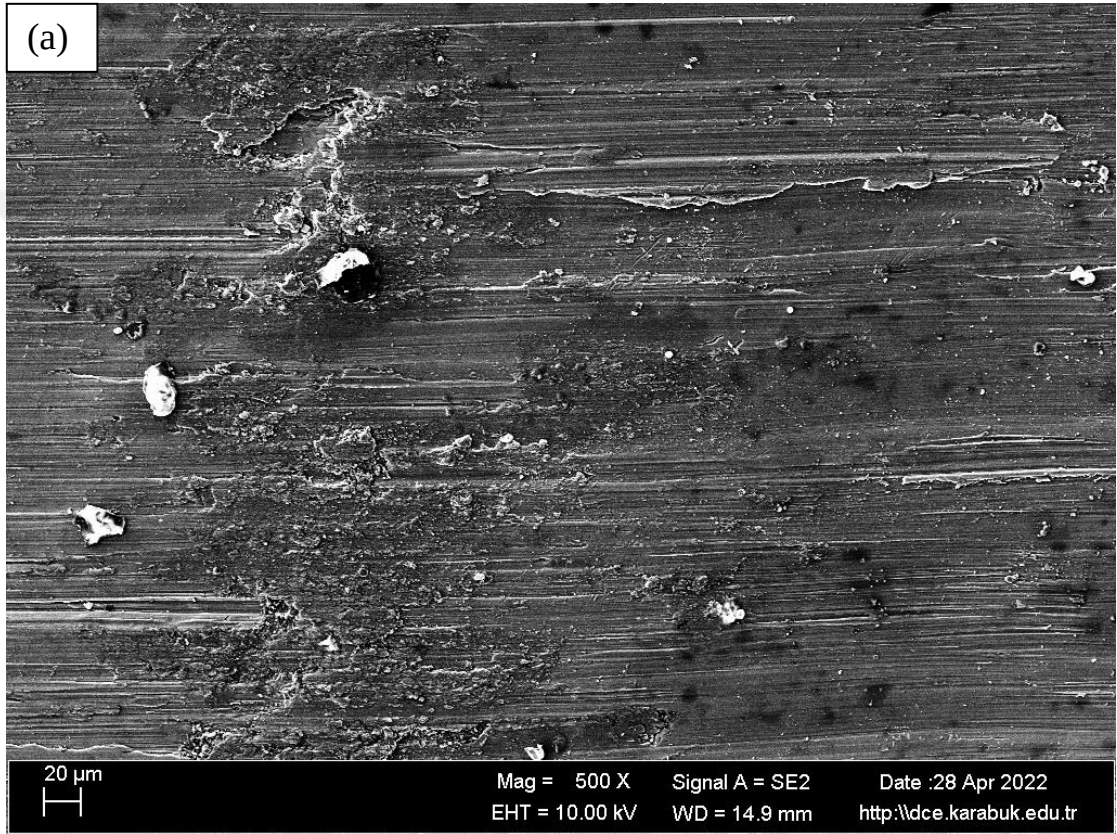
Şekil 6.56. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası SEM görüntüsü.

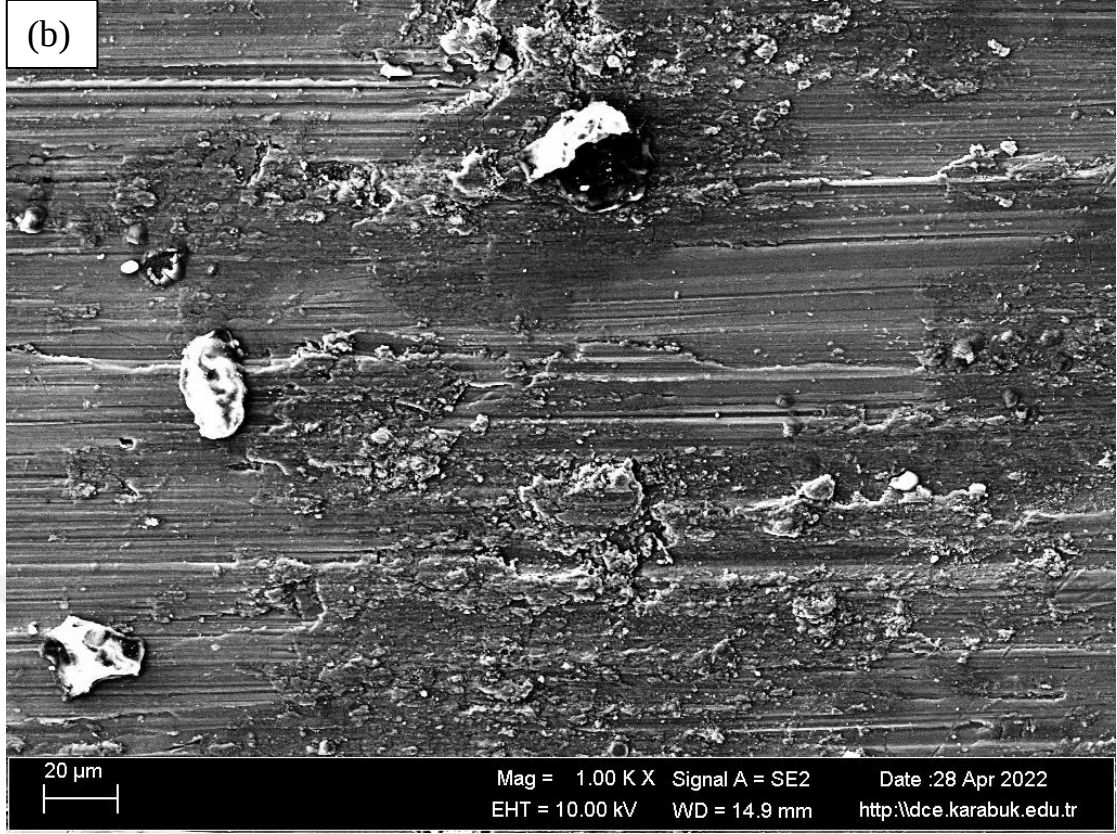
Çizelge 6.14. %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası EDX analiz sonuçları.

	Element (ağ.%)								
Spektrum	C	N	O	Mg	Al	Si	Cr	Fe	Zn
1	4.60	1.27	7.53	75.16	8.09	0.50	0.00	0.00	2.84
2	11.82	1.31	12.12	64.13	7.45	0.33	0.25	0.00	2.73
3	13.70	2.52	31.19	34.49	5.78	7.32	0.32	1.54	4.09
4	5.31	0.85	31.49	31.22	3.11	18.10	0.00	1.45	8.46

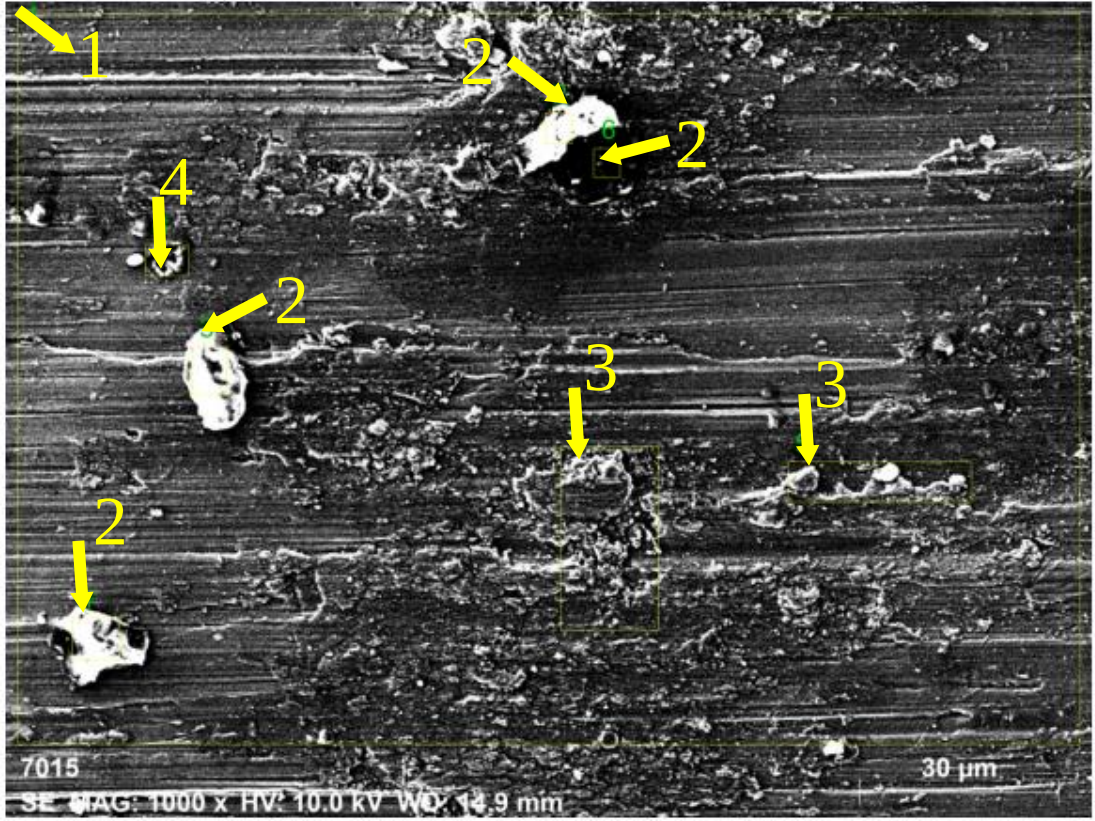
Şekil 6.57’de %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma yüzey görüntüleri gösterilmektedir. Temas yüzeyi ve karşı malzeme arasındaki sürtünme sırasında bilye parçacıklarının numune yüzeylerine bağlanması, tipik olarak, yapışkan aşınma olarak da bilinen bu tür aşınmaya neden olur. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınan yüzeyinde EDX analizleri yapılmış ve yüksek oranda C içerdiği (2 nolu bölge) tespit edilmiştir (Çizelge 6.15). Elementel C içeriğinin daha yüksek çıkması partiküllerin tamamen kırılıp matris içinden çıkması ve gevrek bir

arayüzey oluşturarak yüzeyin çatlak oluşumuyla aşınma sergilemesinden kaynaklanmaktadır. Geniş alana dağılmış olan SiC'den kaynaklanan C kopması sonucu yapışma olayı gerçekleştiği için aşınma hızı artmaktadır. 1,3 ve 4 numaralı bölgelerde yüksek Mg ve O içeriğinden dolayı kalın MgO tabakasının yüzeyde oluşması ağırlık kaybının artmasına neden olmuştur. Şekil 6.57.b'de sunulduğu gibi yüzeyde oluşan tabaka yer yer kırılmış ve yüzeyden kalkmak (3 nolu bölge) üzeredir.





Şekil 6.57. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası (a) 500X (düşük) büyütme (b) 1KX (yüksek) büyütme SEM görüntüleri.



Şekil 6.58. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası SEM görüntüsü.

Çizelge 6.15. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 kompozitin aşınma sonrası EDS analiz sonuçları.

Spektrum	Element (ağ.%)								
	C	N	O	Mg	Al	Si	Cr	Fe	Zn
1	6.56	1.10	20.13	63.46	5.93	0.47	0.00	0.14	2.21
2	47.77	15.22	29.36	5.49	0.73	0.32	0.12	0.17	1.04
3	6.09	1.45	33.64	50.97	4.52	0.38	0.22	0.87	1.97
4	16.45	1.56	37.52	40.07	2.55	0.10	0.00	0.33	1.41

6.6. ISIL İLETKENLİK ÖLÇÜM SONUÇLARI

Termal, elektriksel, fiziksel ve mekanik özelliklerin benzersiz kombinasyonu nedeniyle, hem silisyum karbür (SiC) hem de alüminyum nitrür (AlN), çeşitli yapısal ve işlevsel kullanımları olan temel seramiklerdir. SiC seramikler,[6] üstün mekanik niteliklere ve ayrıca yüksek sıcaklıklarda güçlü oksidasyon ve korozyon direncine

sahiptir, ancak zayıf elektriksel yalıtım özelliklerine sahiptir [123],[124],[125]. AlN seramikler ise daha yüksek ısı iletkenliğe ve daha iyi elektriksel yalıtım özelliklerine sahiptir, ancak mekanik olarak oldukça zayıftırlar. AlN ve SiC, çok çeşitli bileşimlerle katı çözeltiler oluşturmasıyla iyi bilinmektedir [126],[127],[128]. Güç elektroniğinde, alt tabaka malzemeleri için artan ısı iletkenliği, daha yüksek elektrik direnci ve daha iyi mekanik nitelikler gereklidir. Sonuç olarak, SiC ve AlN karışımları, kompozit malzemelerin elektriksel ve termal özelliklerini özelleştirmek için çok büyük potansiyele sahiptir [129].

Çizelge 6.16. Üretilen malzemelerin ısı iletkenlik değerleri.

Üretilen Malzemeler	Isıl İletkenlik (W/Mk) 25°C	Isıl Difüzyon (cm ² /sn) 25°C	Özgül Isı (J/kgK) 25°C
AZ91	77.0215	0.2756	1552.4731
AZ91+%15 SiC	92.5637	0.3827	1322.494
AZ91+%15 SiC+%0.2 AlN	69.8678	0.3364	1126.4078
AZ91+%15 SiC+%0.5 AlN	73.8096	0.3374	1189.4890
AZ91+%15 SiC+%0.8 AlN	145.8905	0.4333	1941.5376

Çizelge 6.16’da Takviyesiz AZ91 ve %15 SiC, %15 SiC+%0,2 AlN, %15 SiC+%0,5 AlN, %15 SiC+%0,8 AlN takviyeli AZ91 kompozitlerinin ısı iletkenlik ölçüm sonuçları verilmiştir. Hesaplamalar sonucunda takviyesiz AZ91 alaşımının ısı iletkenlik değeri 77.02 W/Mk bulunurken %15 SiC takviyesi ile bu değer 92.56’ya yükselmiştir. %0.2 AlN ve %0.5 AlN ilaveli hibrit kompozitlerde ısı iletkenlik sırasıyla 69.87 ve 73.81 W/Mk olarak bulunmuştur. %0.2-0.5 miktarlarında nano ilavesi ile ısı iletkenlik değerinin düşmesi yapıda meydana gelen Si₃N₄ intermetalliğinden (Şekil 6.3) kaynaklı olduğu düşünülmektedir. Si₃N₄’ün literatürde ısı iletkenlik değeri 15-50 (W/mK) olarak verilmiştir [130]. Ayrıca AlN’nin ısı iletkenlik değeri 200-320 W/Mk iken SiC’in ısı iletkenlik değeri 85-390 W/mK aralığındadır [131]. %15 oranında SiC ilavesi ısı iletkenliği artırmak için yeterli olurken %0.2 ve 0.5 oranında AlN ilavesi yeterli olmamıştır. Nano takviye miktarı %0.8’e çıktığında en yüksek ısı iletkenlik değeri 145.89 W/Mk ile elde edilmiştir.

BÖLÜM 7

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada takviyesiz AZ91 alaşımı ve %15 SiC ile %0.2-0.5-0.8 AlN takviye ile güçlendirilmiş kompozitler üretilmiştir. Yenilikçi bir yöntem olan sıvı bazlı karıştırma yöntemi ve toz metalurjisi kullanılarak kompozit malzemelerin üretimi başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir. Yapılan mikroyapı, sertlik, basma, aşınma, korozyon ve ısı iletkenlik deneyleri sonucunda elde edilen genel sonuçlar aşağıda maddeler halinde verilmiştir.

- Mikroyapı karakterizasyonu sonrası, kompozit malzemelerde genel olarak SiC takviyesinin ve hibrit kompozitlere ilave edilen % 0.5'e kadar AlN nano takviyesinin homojen bir dağılım sergilediği görülmektedir. Bununla beraber, %0.8 AlN takviyede aglomerasyonların meydana geldiği gözlenmektedir.
- Yoğunluk ölçüm sonuçlarına göre, takviye elemanının artmasıyla beraber yoğunluk artmıştır. En yüksek yoğunluk değeri 1.856 gr/cm³ ile AZ91+%15 SiC+%0.5 AlN ilaveli kompozitte ölçülmüştür. En düşük yoğunluk ise 1.734 gr/cm³ ile AZ91+%15 SiC+%0.8 AlN içeren kompozitte görülmüştür. Bunun sebebinin nano takviye miktarı 0.8 civarına çıktığında yapıda oluşan topaklanmalara bağlı olabileceği düşünülmektedir.
- XRD analizi sonuçlarına göre, takviyesiz AZ91'in α -Mg ve β - Al₁₂Mg₁₇ intermetalik fazlarından oluştuğu belirlenmiştir. SiC ilavesiyle ise Mg₂Si ve Mg₂C₃ fazları oluşmuştur. AlN ilave edilmesi sonucu ise Si₃N₄ ve AlN pikleri meydana gelmiştir.
- Sertlik testlerine göre, AZ91 alaşımına eklenen SiC ve AlN takviyesi ile sertlik değerinin doğru orantılı olarak arttığı görülmektedir. Ekstrüzyon sonrası sertlik

- değerleri döküm sonrası sertlik değerlerine göre yaklaşık 1.25 kat artış göstermiştir. En yüksek sertlik değeri 100.34 HB ile AZ91+%15 SiC+%0.2 AlN ilaveli hibrit kompozit de ölçülürken en düşük sertlik değeri 80 HB ile AZ91+%15 SiC+%0.8 AlN katkılı kompozit de ölçülmüştür. Bunun nedeninin yapıda oluşan aglomerasyonlardan ve diğerlerine göre tanelerin kabalaşmasından kaynaklandığı düşünölmektedir.
- Yapılan basma testleri neticesinde, SiC ve AlN ilavelerinin AZ91 malzemesinin akma ve basma mukavemetlerini önemli derecede geliştirdiğı görölmüştür. Mukavemet açısından en iyi numune AZ91'e kıyasla %20 oranında iyileşme sağlayan %15 SiC+%0.2 AlN ilaveli hibrit kompozit olmuştur. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli AZ91 hibrit kompozitinin basma mukavemetinin oldukça düşüş göstermesi ise üretim sırasında hibrit takviyelerin kümelenmesiyle yapı içerisinde porozite oluşumuna ve Mg₂C₃ fazlarının miktarlarının azalmasına dayandırılabilir.
- Korozyon deneyleri sonunda, elektrokimyasal ve daldırma testleri neticesinde, takviye elamanının artmasıyla numunelerin genel olarak korozyon dayanımlarının arttığı gözlenmiştir. En iyi korozyon direncini %15 SiC/%0.5 AlN ilaveli AZ91 kompozit malzemesi göstermiştir. Bu durum Si+O bakımından zengin yüzey filmlerinin oluşmasına bağlanmıştır. %15 SiC/%0.8 AlN ilaveli AZ91 kompozit de ise geniş oyuklar meydana gelmiş ve bu da korozyonun hızlı ilerlemesine neden olmuştur.
- Aşınma test sonuçlarına göre en iyi aşınma dayanımını %15 SiC+%0.2 AlN takviyeli hibrit kompozit malzeme de gözlenmiştir. SiC aşınma sırasında akışı engelleyerek aşınma direncinin artmasına neden olmaktadır. Nanopartiküller ise bilya ile numune noktası arasındaki temas bölgesinde sağladıkları yağlayıcı etki nedeniyle aşınmayı zorlaştırmaktadır. %15 SiC+%0.8 AlN takviyeli hibrit kompozit malzeme de ise adhesif aşınma ve aşırı plastik deformasyon meydana geldiğı görölmektedir.

- Isıl iletkenlik ölçüm sonuçlarına göre %15 SiC ilavesi AZ91'e kıyasla 1.19 kat ısı iletkenliği geliştirmiştir. %0.2-0.5 AlN ilavesinde ise ısı iletkenlik değeri düşüş göstermiştir ve bunun yapıda meydana gelen Si₃N₄ intermetaliliğinden kaynaklı olduğu düşünölmektedir. En yüksek ısı iletkenlik değeri nano takviye miktarı %0.8'e çıktığında 145.89 W/Mk ile elde edilmiştir.

Bu tezde, geleceğin malzemeleri olan nanoparçacıklar AZ91 alaşımına başarıyla dahil edilmiştir. Nispeten düşük oranlarda takviye edilmesi bile malzemenin mukavemetini önemli ölçüde artırmıştır. Sonuç olarak, kompozit teknolojisinde yakında bu konuya olan ilgide bir artış görölecektir. Bu seramik mikro ve nanoparçacıkları kullanarak, magnezyum ve alaşımlarının otomotiv, havacılık ve elektrik ürünleri gibi sektörlerde kullanımını artırabilecektir. Mekanik ve koroziif açıdan iyileşme gösteremeyen %0.8 AlN ilaveli hibrit kompozit için kaplama teknikleri denenebilir. En iyi sonuçlar için nano takviye miktarının %0.5 olması gerektiği düşünölmektedir. %15 SiC ilavesi ile istenen miktarda sertlik artışı sağlanamamıştır. Bu nedenle daha yüksek oranlarda SiC ilavesi yapılarak sonuçların değeriendirilmesi önerilmektedir.

KAYNAKLAR

- [1] Weinert, K., Liedschulte, M., Opalla, D., and Schroer, M., “High-Tech Machining of Magnesium and Magnesium Composites”, In Magnesium - Alloys and Technology, **WILEY-VCH**, Germany, 130-151 (2004).
- [2] Engin, A., “AZ91 magnezyum alaşımına farklı oranlarda alaşım elementlerinin ilavesi ile uygulanan ısıl işlemin mikroyapı ve sertlik üzerine etkilerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük (2013).
- [3] Dincel, E., “Nanopartikül takviyeli magnezyum esaslı nanokompozit üretimi ve karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tezi, **Mersin Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Mersin (2014).
- [4] Seçgin, G.O., “İkiz merdaneli sürekli döküm yöntemi ile üretilmiş az31 magnezyum alaşımının korozyon davranışının incelenmesi”, Doktora Tezi, **İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 57–77 (2012).
- [5] Eratıcı, E., “Magnezyum alaşımlarının tıg kaynak özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, **Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul (2011).
- [6] Soy, U., “SiC/B₄C takviyeli metal matriks kompozit üretimi ve mekanik özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, **Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Sakarya (2009).
- [7] Kainer, K.U. and Von Buch, F., “The Current State of Technology and Potential for further Development of Magnesium Applications”, In Magnesium - Alloys and Technology, **WILEY-VCH**, Germany, 1-22 (2004).
- [8] Zeng, R.C. and *et al.*, “Review of studies on corrosion of magnesium alloys”, **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**, 16(2): 763-771 (2006).
- [9] Mordike, B.L. and Ebert, T., “Magnesium Properties - applications - potential”, **Mater. Sci. Eng. A**, 302(1):37–45 (2001).
- [10] Birol, Y., “Otomotivde Alüminyumun Cazibesi”, **Bilim ve Teknik**, 497, 50-53 (2009).
- [11] Barber, L.P., “Characterization of the solidification behavior and resultant microstructures of magnesium-aluminum alloys” Ph.D. Thesis, **Worcester Polytechnic Institute**, Worcester, MA (2004).

- [12] Gaines, L., Cuenca, R., Stodolsky, F. and Wu, S., “Potential Automotive Uses of Wrought Magnesium Alloys”, **Technical Paper Argon National Laboratory**, 130 (1996).
- [13] Zhang, Z., “Development of Magnesium-Based Alloys for Elevated Temperature Applications”, **Materials Science Forum**, 673:179-184 (2011).
- [14] Longworth, S. J. P., “The Bolting of Magnesium Components in Car Engines”, Master Theses, **Cambridge University**, Cambridge (2001).
- [15] Davis, J.R., “Properties and Selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials”, **ASM Handbook**, 2, 7 (1998).
- [16] Kuşdemir, H., “AZ91 magnezyum alaşımasının korozyon davranışları üzerine ilave alaşım elementlerinin etkisi”, Bilim Uzmanlığı Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük (2008).
- [17] Karaçelebi, E., “AM60 magnezyum alaşımlarında farklı oranlarda titanyum (Ti), indiyum (In) ve kalay (Sn) ilavesinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük (2016).
- [18] Schwam, D., Wallace, J.F., Zhu, Y. and Viswanathan, S. and Iskander, S., “Enhancements in magnesium die casting impact properties, final report”, **Case Western Reserve University**, DOE-FC07-98ID13611, Ohio, 5-22 (2000).
- [19] Baker, H., “Alloy phase diagrams”, **ASM Handbook**, 3 (1998).
- [20] Vogel, M., “Mikrostruktur und Kriechverhalten von Magnesium-Druckgusslegierungen im System Mg-Zn-Al-Ca”, Doktorarbeit, **Max-Planck-Institut für Metallforschung**, Stuttgart (2002).
- [21] Watarai, H., “Trend of Research and Development for Magnesium Alloys”, **Science & Technology Trends**, 18(2): 84–97 (2006).
- [22] Eratıcı, E., “Magnezyum alaşımlarının tıg kaynak özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, **Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul (2011).
- [23] Becerra Correa, A.M., “Effect of Solute Elements on the Lattice Parameters of Magnesium”, Master Thesis, **McGill University Department of Mining and Materials Engineering** (2006).
- [24] Lu Y., Wang Q., Zeng X. and Ding W., “Effects of rare earths on the microstructure, properties and fracture behavior of Mg–Al alloys”, **Mater. Sci. Eng. A**, 278: 66–76 (2000).
- [25] Elen, L., “AZ91 magnezyum alaşımına farklı oranlarda Bi ve Sb ilavesi ile katılaşma hızının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük (2012).

- [26] Ünal, M., “Magnezyum Alaşımlarının döküm özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara (2008).
- [27] Ditze, A., Kongolo, K., “Recovery of scandium from magnesium, aluminium and iron scrap”, **Hydrometallurgy**, 44:179–184 (1997).
- [28] Pinfold, P.M.D., “An Evaluation of Refined, Recycled AZ91D Alloy” **Soc. Automot. Eng.**, 65–70 (1993).
- [29] Agarwal, J.C., Frydenlund, A.R., Katrak, F.E., “Economics of Recycling Magnesium”, **Proc. of the Met. Soc. of Can. Inst. Min. Met.**, 19:301-306 (1990).
- [30] Kramer, D.A., “Magnesium and Magnesium Compounds”, Minerals Yearbook 1989, **Metals and Washington** (1991).
- [31] Gupta, M. and Nai Mui Ling Sharon, “Magnesium, magnesium alloys, and magnesium composites”, **John Wiley & Sons** (2011).
- [32] Kainer, K., “Magnesium—Alloys and Technologies”, **WILEY-VCH**, Weinheim (2003).
- [33] Wang, Z.H., Wang, X. D., Zhao, Y. X. and Du, W.B., “SiC nanoparticles reinforced magnesium matrix composites fabricated by ultrasonic method,” **Trans. Nonferrous Met. Soc. China**, 20 (3): 1029–1032 (2010).
- [34] Gündoğan, M., “Farklı oranlarda TiB₂+ grafen takviyesi ile üretilen AZ91 matrisli kompozitlerin aşınma ve korozyon davranışlarının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük (2020).
- [35] Clyne, T. W. and Withers, P. J., “An introduction to metal matrix composites”, **Cambridge University Press**, New York (1993).
- [36] Gupta, M., Lai, M.O. and Saravanaranganathan, D., “Synthesis, microstructure and properties characterization of disintegrated melt deposited Mg/SiC composites” ,**J. Mater. Sci.**, 35 (9): 2155–2165 (2000).
- [37] Soorya Prakash, K., Balasundar, P., Nagaraja, S., Gopal, P.M. and Kavimani, V., “Mechanical and wear behaviour of Mg–SiC–Gr hybrid composites”, **J. Magnes. Alloy.**, 4 (3): 197–206 (2016).
- [38] Hübler, D., Winkler, K., Riedel, R., Kamrani, S. and Fleck, C., “Cyclic deformation behavior of Mg–SiC nanocomposites on the macroscale and nanoscale”, **Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.**, 45 (2): 386–399 (2022).
- [39] Matin, A., Saniee, F.F. and Abedi, H.R., “Microstructure and mechanical properties of Mg/SiC and AZ80/SiC nano-composites fabricated through stir casting method”, **Mater. Sci. Eng. A**, 625: 81–88 (2015).

- [40] Choi H. *et al.*, “Characterization of hot extruded Mg/SiC nanocomposites fabricated by casting”, **J. Mater. Sci.**, 46 (9): 2991–2997 (2011).
- [41] Penther, D., Ghasemi, A., Riedel, R., Fleck, C. and Kamrani, S., “Effect of SiC nanoparticles on manufacturing process, microstructure and hardness of Mg-SiC nanocomposites produced by mechanical milling and hot extrusion”, **Mater. Sci. Eng. A**, 738: 264–272 (2018).
- [42] Ponhan, K., Tassenberg, K., Weston, D., Nicholls, K.G.M. and Thornton, R., “Effect of SiC nanoparticle content and milling time on the microstructural characteristics and properties of Mg-SiC nanocomposites synthesized with powder metallurgy incorporating high-energy ball milling”, **Ceram. Int.**, 46 (17): 26956–26969 (2020).
- [43] Zhang, L., Luo, X., Liu, J., Leng, Y. and An, L., “Dry sliding wear behavior of Mg-SiC nanocomposites with high volume fractions of reinforcement”, **Mater. Lett.**, 228: 112–115 (2018).
- [44] Shi, H., Wang, X., Hu, X., Meng, L., Leng, X. and Wu, K., “Interfacial Modification Using Matrix Alloying in Mg/CNT Composites for Improved Mechanical Performance”, **J. Mater. Eng. Perform.**, 28 (5): 3041–3047 (2019).
- [45] Aung, N.N., Zhou, W., Goh, C.S., Nai, S.M.L. and Wei, J., “Effect of carbon nanotubes on corrosion of Mg-CNT composites”, **Corros. Sci.**, 52 (5): 1551–1553 (2010).
- [46] Habibi, M.K., Paramsothy, M., Hamouda, A.M.S. and Gupta, M., “Enhanced compressive response of hybrid Mg-CNT nano-composites”, **J. Mater. Sci.**, 46 (13): 4588–4597 (2011).
- [47] Aydin, F., Sun, Y. and Turan, M.E., “Influence of TiC content on mechanical, wear and corrosion properties of hot-pressed AZ91/TiC composites”, **J. Compos. Mater.**, 54 (2): 141–152 (2020).
- [48] Anasori, B., Caspi, E.N. and Barsoum, M.W., “Fabrication and mechanical properties of pressureless melt infiltrated magnesium alloy composites reinforced with TiC and Ti₂AlC particles”, **Mater. Sci. Eng. A**, 618: 511–522 (2014).
- [49] Dash, D., Samanta, S. and Rai, R.N., “Flexural, Dry Sliding Wear and Machinability (EDM) Characteristics of AZ91D/TiC (0, 5, 10, 15, & 20 wt%) MMCs”, **Adv. Mater. Process. Technol.**, 00 (00): 1–19 (2021).
- [50] Falcon, L.A., Bedolla B., Lemus, J., Leon, C., Rosales, I. and Gonzalez-Rodriguez, J.G., “Corrosion behavior of Mg-Al/TiC composites in NaCl solution”, **Int. J. Corros.**, 2011 (2011).
- [51] Meenashisundaram, G.K. and Gupta, M., “Synthesis and characterization of

- high performance low volume fraction TiC reinforced Mg nanocomposites targeting biocompatible/structural applications”, *Mater. Sci. Eng. A*, 627: 306–315 (2015).
- [52] Narayanasamy, P., Selvakumar, N. and Balasundar, P., “Effect of hybridizing MoS₂ on the tribological behaviour of Mg–TiC composites”, *Trans. Indian Inst. Met.*, 68 (5): 911–925 (2015).
- [53] Narayanasamy, P., Selvakumar, N. and Balasundar, P., “Effect of weight percentage of TiC on their tribological properties of magnesium composites”, *Mater. Today Proc.*, 5 (2): 6570–6578 (2018).
- [54] Reyes, A., Bedolla, E., Perez, R. and Contreras, A., “Effect of heat treatment on the mechanical and microstructural characterization of Mg-AZ91E/TiC composites”, *Compos. Interfaces*, 24 (6): 593–609 (2017).
- [55] Selvakumar, N. and Narayanasamy, P., “Optimization and Effect of Weight Fraction of MoS₂ on the Tribological Behavior of Mg-TiC-MoS₂ Hybrid Composites”, *Tribol. Trans.*, 59 (4): 733–747 (2016).
- [56] Venkit, H., “Investigation of mechanical properties and wear behavior of magnesium alloy AZ91D reinforced with TiC”, *2012 Int. Conf. Green Technol. ICGT 2012*, 335–339 (2012).
- [57] Kumar, N., Gautam, A., Singh, R.S. and Manoj, M.K., “Study of B₄C/Al–Mg–Si Composites as Highly Hard and Corrosion-Resistant Materials for Industrial Applications”, *Trans. Indian Inst. Met.*, 72 (9): 2495–2501 (2019).
- [58] Navaneetha Krishnan, M., Suresh, S. and Vettivel, S.C., “Effects on Micro-Surface Texturing of Mg/B₄C Matrix Composites Under Dry Sliding Wear Condition”, *Trans. Indian Inst. Met.*, 73 (4): 897–912 (2020).
- [59] Majzoobi, G.H. and Rahmani, K., “Mechanical characterization of Mg-B₄C nanocomposite fabricated at different strain rates”, *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, 27 (2): 252–263 (2020).
- [60] Paulo Hang Jutanaiman, S. and Zulfia Syahrial, A., “Characteristics of Magnesium/B₄C Reinforced Composite Fabricated by Stir Casting Method”, *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, 924 (1): (2020).
- [61] Rahmani, K. and Majzoobi, G.H. “The effect of compaction loading rate on hardness and wear resistance of Mg-B₄C nanocomposite”, *Mater. Res. Express*, 6 (12) (2019).
- [62] Rahmani, K., Majzoobi, G.H., Bakhtiari, H. and Sadooghi, A., “On the effect of compaction velocity, size, and content of reinforcing particles on corrosion resistance of Mg–B₄C composites”, *Mater. Chem. Phys.*, 271: 124946 (2021).
- [63] Singh, A. and Bala, N., “Fabrication and Tribological Behavior of Stir Cast

Mg/B₄C Metal Matrix Composites”, *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, 48 (10): 5031–5045 (2017).

- [64] Yao, Y.T., Jiang, L., Fu, G.F. and Chen, L.Q., “Wear behavior and mechanism of B₄C reinforced Mg-matrix composites fabricated by metal-assisted pressureless infiltration technique”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 25 (8): 2543–2548 (2015).
- [65] Ghasali, E., et al., “Corrosion behavior and in-vitro bioactivity of porous Mg/Al₂O₃ and Mg/Si₃N₄ metal matrix composites fabricated using microwave sintering process”, *Mater. Chem. Phys.*, 225: 331–339 (2019).
- [66] Singh, A. and Bala, N., “Synthesis and comparative sliding wear behavior of stir cast Mg and Mg/Al₂O₃ metal matrix composites”, *Mater. Res. Express*, 6 (7) (2019).
- [67] Chen, J., Bao, C., Chen, W., Zhang, L. and Liu, J., “Mechanical Properties and Fracture Behavior of Mg-Al/AlN Composites with Different Particle Contents”, *J. Mater. Sci. Technol.*, 33 (7): 668–674 (2017).
- [68] Gu, S.W., Hao, H., Fang, C.F., Ji, S.H. and Zhang, X.G., “Effects of AlN particles and electromagnetic stirring on as-cast structure of AZ31 alloys”, *Mater. Sci. Forum*, 675 677: 771–774 (2011).
- [69] Li, Z., Gao, T., Xu, Q., Yang, H., Han, M. and Liu, X., “Microstructure and Mechanical Properties of an AlN/Mg–Al Composite Synthesized by Al–AlN Master Alloy”, *Int. J. Met.*, 13 (2): 384–391 (2019).
- [70] Sankaranarayanan, S., Habibi, M.K., Jayalakshmi, S., Jia Ai, K., Almajid, A. and Gupta, M., “Nano-AlN particle reinforced Mg composites: Microstructural and mechanical properties”, *Mater. Sci. Technol.*, 31 (9): 1122–1130 (2015).
- [71] Selvam, B., et al., “Dry sliding wear behaviour of zinc oxide reinforced magnesium matrix nano-composites”, *Mater. Des.*, 58: 475–481 (2014).
- [72] Lim, C. Y. H., Lim, S.C. and Gupta, M., “Wear behaviour of SiCp-reinforced magnesium matrix composites”, *Wear*, 255 (1–6): 629–637 (2003).
- [73] “İnternet: Weldwolf, Aşınma nedir ve aşınma tipleri nelerdir?” <https://weldwolf.com/asınma-nedir-asınma-tipleri-nelerdir/> (2018).
- [74] Song, G. L. and Atrens, A., “Corrosion Mechanisms of Magnesium Alloys”, *Adv. Eng. Mater.*, 1 (1): 11–33 (1999).
- [75] Song, G. and Atrens, A., “Understanding magnesium corrosion. A framework for improved alloy performance,” *Adv. Eng. Mater.*, 5 (12): 837–858 (2003).
- [76] Kang, J. H., Chen, S. B., Kim, H. and Cho, H. W., “Effect of Reheating and Warm Rolling on Microstructure and Mechanical Properties of Twin Roll Strip

Cast Mg-4.5Al-1.0Zn-0.4Mn-0.3Ca Alloy Sheet”, *TMS (The Minerals, Metals & Materials Society)*, March 2008: 147–152 (2008).

- [77] Ghali, E., Dietzel, W. and Kainer, K. U., “General and Localized Corrosion of Magnesium Alloys: A Critical Review”, *J. Mater. Eng. Perform.*, 13 (1): 7–23 (2004).
- [78] Mino, T., Asakawa, M., Lee, D., Fujiwara, T., Matsuzaki, K. and Kobayashi, M., “Twin-roll strip casting of AZ61 magnesium alloy and improvement of formability by structure-control rolling”, *J. Mater. Process. Technol.*, 177 (1–3): 534–538 (2006).
- [79] Nakaura, Y. and Ohori, K., “Properties of AZ31 Magnesium Alloy Sheet Produced by Twin Roll Casting”, *Mater. Sci. Forum*, 488–489: 419–426 (2005).
- [80] Song, G. L. and Xu, Z. Q., “The surface, microstructure and corrosion of magnesium alloy AZ31 sheet”, *Electrochim. Acta*, 55 (13): 4148–4161 (2010).
- [81] Jähn, K., et al., “Intramedullary Mg₂Ag nails augment callus formation during fracture healing in mice”, *Acta Biomater.*, 36: 350–360 (2016).
- [82] Zhang, B. P., Wang, Y. and Geng, L., “Research on Mg-Zn-Ca Alloy as Degradable Biomaterial”, *Biomater. - Phys. Chem.*, 6 (2): 626–640 (2011).
- [83] Feyerabend, F., Johannisson, M., Liu, Z. and Willumeit-Römer, R., “Influence of various sterilization methods on hardness, grain size and corrosion rate of a Mg₆Ag-alloy”, *BioNanoMaterials*, 16 (1): 51–58 (2015).
- [84] Ben-Hamu, K. S., Eliezer, G., Kaya, D., Na, A., Shin, G.H., “Microstructure And Corrosion Behavior Of Mg–Zn–Ag Alloys”, *Mater. Sci. Eng. A.*, 435–436, 579–587 (2006).
- [85] Ateş, S. and Uzun, İ., “SiC ile Güçlendirilmiş Al₂O₃ Matrisli Kompozitin Isıl İletkenliği Üzerine Matrise İlave Edilen Mg’un Etkisi”, *J. Eng. Technol. Sci.*, 2 (2014).
- [86] Ateş, S., “SiC takviyeli etial 21 esaslı kompozit malzemelerin basınçlı infiltrasyon yöntemi ile üretimi ve özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kırıkkale (2011).
- [87] Kızılırmak, E.V., “Seydişehir alüminasından alüminyum nitrür toz üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul (2002).
- [88] Malak, A., “SiC takviyeli magnezyum kompozit malzemelerin üretimi ve yüksek sıcaklık özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Mersin Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Mersin (2022).
- [89] Ocak, A.O., “Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen AZ91 alaşımının mekanik

özellikleri üzerine alaşım elementlerinin etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük (2019).

- [90] Do Lee, C. and Shin, K. S., “Effect of microporosity on the tensile properties of AZ91 magnesium alloy”, **Acta Mater.**, 55 (13): 4293–4303 (2007).
- [91] Srinivasan, A., Ningshen, S., Kamachi Mudali, U., Pillai, U. T. S. and Pai, B. C., “Influence of Si and Sb additions on the corrosion behavior of AZ91 magnesium alloy”, **Intermetallics**, 15 (12): 1511–1517 (2007).
- [92] Tun, K.S., “Development and characterization of new magnesium based nanocomposites”, Ph. D. Theses, **National University of Singapore**, Singapore (2009).
- [93] Hassan, S. F., “Creation of new magnesium-based material using different types of reinforcements”, Ph. D. Theses, **National University of Singapore**, Singapore (2006).
- [94] Lee, C. J., Huang, J. C. and Hsieh, P. J., “Mg based nano-composites fabricated by friction stir processing”, **Scr. Mater.**, 54 (7): 1415–1420 (2006).
- [95] Dieter, G. E., “Mechanical metallurgy”, **McGraw-Hill**, New York (1976).
- [96] Lloyd, D.J., “Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites”, **Int. Mater. Rev.**, 1–23 (2013).
- [97] IBRAHIM, E. J. L. I. A. and MOHAMED, F.A., “Particulate reinforced metal matrix composites - a review”, **J. Mater. Sci. Technol.**, 26: 1137–1156 (1991).
- [98] Ansell, G. S., “Physical metallurgy”, **NorthHolla**, Amsterdam (1970).
- [99] Callister, W. D. and Rethwisch, D. G., “Materials science and engineering: an introduction”, **John Wiley**, New York (2007).
- [100] Man, H. C., Kwok, C. T. and Yue, T. M., “Cavitation erosion and corrosion behaviour of laser surface alloyed MMC of SiC and Si₃N₄ on Al alloy AA6061”, **Surf. Coatings Technol.**, 132 (1): 11–20 (2000).
- [101] Danielson, J. H. M.J. and Jones, R.H., “Magnesium Technology 2001”, **The Minera**, Warrendale (2001).
- [102] Nisancioglu, T. K. A. K. and Lunder, O., “Proceedings of the 47th World Magnesium Association”, **McLeen** (1990).
- [103] Makar, G. L. and Kruger, J., “Corrosion Studies of Rapidly Solidified Magnesium Alloys”, **J. Electrochem. Soc.**, 137 (2): 414–421 (1990).
- [104] Baliga, C. B. and Tsakiroopoulos, P., “Development of corrosion resistant magnesium alloys Part 2 Structure of corrosion products on rapidly solidified

- Mg–16Al alloys”, *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, 9 (6): 513–519 (1993).
- [105] Nisancioglu, K., Lunder, O., Lein, J.E. and Aune, T. K., “The Role of $Mg_{17}Al_{12}$ Phase in the Corrosion of Mg Alloy AZ91”, *Natl. Assoc. Corros. Eng.*, 45 (9): 741–748 (1989).
- [106] Mathieu, P. S. S., Rapin, C. and Steinmetz, J., “A corrosion study of the main constituent phases of AZ91 magnesium alloys”, *Sci. direct*, 45: 2741–2755 (2003).
- [107] Mathieu, P. S. S., Rapin, C. and Hazan, J., “Corrosion behaviour of high pressure die-cast and semi-solid cast AZ91D alloys”, *Elsevier Sci.*, 44: 2737–2756 (2002).
- [108] Carlson, J. W. and Jones, B. E., “Light Metals Processing and Applications”, *Can. Inst. Min.*, 397–408 (1993).
- [109] Nordlien, J. H., Ono, S., Masuko, N. and Nisancioglu, K., “A tem investigation of naturally formed oxide films on pure magnesium”, *Corros. Sci.*, 39 (8): 1397–1414 (1997).
- [110] Tiwari, M., Balasubramaniam, S. and Gupta R., “Corrosion behavior of SiC reinforced magnesium composites”, *Corros. Sci.*, 49 (2): 711–725 (2007).
- [111] Ambat Rajan, Z. W. and Naing, N. A., “Evaluation of microstructural effects on corrosion behaviour of AZ91D magnesium alloy”, *Corros. Sci.*, 49 (2): 711–725 (2000).
- [112] Song, M., Atrens, G. and Dargusch, A., “Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D”, *Corros. Sci.*, 41 (2): 249–273 (1998).
- [113] Ben-Hamu, K. S., Eliezer, G. and Shin, D., “The role of Mg_2Si on the corrosion behavior of wrought Mg–Zn–Mn alloy”, *Intermetallics*, 16 (7): 860–867 (2008).
- [114] Haynes, T. J., Lide, W. M. and Bruno, D. R., “CRC handbook of chemistry and physics”, *CRC press* (2016).
- [115] Çavuşoğlu, Ü., “Magnezyum matrisli B_4C takviyeli kompozit malzeme üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul (2013).
- [116] Fathi, J., Ma, R., Saleh A., Xu, B. and Jiang, Q., “Investigation on mechanical properties and wear performance of functionally graded AZ91–SiCp composites via centrifugal casting”, *Mater. Today Commun.*, 24 (2020).
- [117] Wang, Z. M., Hu, X., Nie, X., and Wu K., “Hot extrusion of SiCp/AZ91 Mg matrix composites”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 22: 1912–1917 (2012).

- [118] Vanlı, A. S., Küçükyıldırım, B. O. and Akdoğan, A., “Wear Behavior of SiC Reinforced AZ91 Magnesium Matrix Composites Fabricated by High Pressure Die Casting”, *TMMOB Met. ve Malzeme Mühendisleri Odası Eğitim Merk. 19. Uluslararası Met. ve Malzeme Kongresi*, 197–201 (2018).
- [119] Labib, M. R., Ghasemi H. M. and Mahmudi, R., “Dry tribological behavior of Mg/SiCp composites at room and elevated temperatures”, *Wear*, 348-349:69–79 (2016).
- [120] Xiu, K., et al., “The sliding wear behavior of TiCp/AZ91 magnesium matrix composites”, *J. Mater. Sci.*, 41 (21): 7052–7058 (2006).
- [121] Archard, J.F., “Contact and Rubbing of Flat Surfaces”, *J. Appl. Phys.*, 24: 981–988 (1953).
- [122] Aydın, F., “Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen farklı partikül takviyeli magnezyum matrisli kompozit malzemelerin mekanik ve korozyon özelliklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük (2018).
- [123] Rixecker, G., Biswas, K., Rosinus, A., Sharma, S., Wiedmann, I. and Aldinger, F., “Fracture properties of SiC ceramics with oxynitride additives”, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 22 (14–15): 2669–2675 (2002).
- [124] Lim, K. Y., Kim, Y. W., Nishimura, T. and Seo, W. S., “High temperature strength of silicon carbide sintered with 1 wt.% aluminum nitride and lutetium oxide”, *J Eur Ceram Soc*, 33: 345–350 (2013).
- [125] Kim, Y. W., Lee, S. H., Nishimura, T. and Mitomo, M., “Heat-resistant silicon carbide with aluminum nitride and scandium oxide”, *Acta Mater.*, 53: 4701–4706 (2005).
- [126] Zangvil, A. and Ruh, R., “Phase Relationships in the Silicon Carbide-Aluminum Nitride System”, *J. Am. Ceram. Soc.*, 71 (10): 884–890 (1988).
- [127] Kata, D., Shirai, K., Ohyanagi, M. and Munir, Z. A., “Formation Mechanism of AlN-SiC Solid Solution by Combustion Nitridation in Si₃N₄-Si-Al-C System”, *J. Am. Ceram. Soc.*, 84 (4): 726–732 (2001).
- [128] Kobayashi R., et al., “Use of post-heat treatment to obtain a 2H solid solution in spark plasma sintering-processed AlN-SiC mixtures”, *J. Am. Ceram. Soc.*, 91 (5): 1548–1552 (2008).
- [129] Kim, K. J., Kim, Y. W., Lim, K. Y., Nishimura, T. and Narimatsu, E., “Electrical and thermal properties of SiC-AlN ceramics without sintering additives”, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 35 (10): 2715–2721 (2015).
- [130] Genç, G., “Kuartz Mineralinden Karbotermal İndirgeme ve Nitrürleme Yöntemi ile Si₃N₄ Üretimi ve Sinterlenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Sakarya*

Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya (2007).

- [131] Hong, T. I., Kim, H. and Kim, J. U., “Effective Assembly of Nano-Ceramic Materials for High and Anisotropic Thermal Conductivity in a Polymer Composite”, *Polymers (Basel)*., 9 (9): 413 (2017).



ÖZGEÇMİŞ

Bengü AKIN ilk öğrenimini Demir Çelik İlkokulu'nda, orta öğrenimini ise Karabük Atatürk Orta Okulu'nda tamamladı. Karabük 75.Yıl Anadolu Lisesi'nden mezun oldu. 2016 yılında Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Endüstriyel Tasarım Mühendisliği Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2020 yılında 3.23 ortalama ile mezun oldu. 2020 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans eğitimine başlamıştır.