

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**MG-4SN-2AL ALAŞIMINA İLAVE EDİLEN ALAŞIM
ELEMENTLERİNİN MEKANİK VE KOROZYON
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Penbe KURT

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

SUBAT 2023

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**MG-4SN-2AL ALAŞIMINA İLAVE EDİLEN ALAŞIM
ELEMENTLERİNİN MEKANİK VE KOROZYON
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

DOKTORA TEZİ

Penbe KURT

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Süleyman Can KURNAZ

ŞUBAT 2023

Penbe KURT tarafından hazırlanan “Mg-4Sn-2Al Alaşımına İlave Edilen Alaşım Elementlerinin Mekanik ve Korozyon Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi ” adlı tez çalışması 06.02.2023 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı’nda **Doktora tezi** olarak kabul edilmiştir.

Tez Jürisi

Jüri Başkanı : **Prof. Dr. Salim ASLANLAR**
Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi

Jüri Üyesi : **Prof. Dr. Süleyman Can KURNAZ (Danışman)**
Sakarya Üniversitesi

Jüri Üyesi : **Prof. Dr. Abdil ÖZDEMİR**
Sakarya Üniversitesi

Jüri Üyesi : **Prof. Dr. Ahmet ATASOY**
Sakarya Uygulamalı Bilimler Üniversitesi

Jüri Üyesi : **Doç. Dr. Ayşe Şükran DEMİRKİRAN**
Sakarya Üniversitesi



ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ

Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Lisansüstü Eğitim-Öğretim Yönetmeliğine ve Yükseköğretim Kurumları Bilimsel Araştırma ve Yayın Etiği Yönergesine uygun olarak hazırlamış olduğum “Mg-4Sn-2Al Alaşımına İlave Edilen Alaşım Elementlerinin Mekanik ve Korozyon Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi” başlıklı tezin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu; çalışmamın tüm aşamalarında yukarıda belirtilen yönetmelik ve yönergeye uygun davrandığımı, tezin içerdiği yenilik ve sonuçları başka bir yerden almadığımı, tezde kullandığım eserleri usulüne göre kaynak olarak gösterdiğimi, bu tezi başka bir bilim kuruluna akademik amaç ve unvan almak amacıyla vermediğimi ve 20.04.2016 tarihli Resmi Gazete’de yayımlanan Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliğinin 9/2 ve 22/2 maddeleri gereğince Sakarya Üniversitesi’nin abonesi olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Enstitü tarafından belirlenmiş ölçütlere uygun rapor alındığını, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun ortaya çıkması halinde doğabilecek her türlü hukuki sorumluluğu kabul ettiğimi beyan ederim.

(06/02/2023).

Penbe Kurt





Kızım Elif'e



TEŞEKKÜR

Doktora eğitimim boyunca değerli bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her konuda bilgi ve desteğini almaktan çekinmediğim, araştırmanın planlanmasından yazılmasına kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, teşvik eden, beni yönlendiren ve kendisi ile çalışmaktan onur duyduğum değerli danışman hocam Prof. Dr. Süleyman Can KURNAZ'a teşekkürü bir borç bilirim. Her zaman yönlendirmeleriyle ufkumu açan ve yardımlarını esirgemeyen hocam Doç. Dr. Ayşe Şükran DEMİRKİRAN'a şükranlarımı sunarım. Tez çalışmalarım boyunca bilimsel konularda her zaman yardımlarını gördüğüm sayın Prof. Dr. Abdil ÖZDEMİR'e teşekkürlerimi sunarım.

Laboratuvar olanakları konusunda anlayış ve yardımlarını esirgemeyen İstanbul Teknik Üniversitesi Öğretim Üyelerinden Prof. Dr. Murat BAYDOĞAN'a, Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü çalışanlarına teşekkürlerimi sunarım.

Sabrından dolayı kızım Elif'e çok teşekkür ederim.

Penbe Kurt



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ	v
TEŞEKKÜR	ix
İÇİNDEKİLER	xi
KISALTMALAR	xiii
SİMGELER	xv
TABLO LİSTESİ	xvii
ŞEKİL LİSTESİ	xix
ÖZET	xxi
SUMMARY	xxiii
1. GİRİŞ	xxiii
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI	5
2.1. Magnezyumun Üretimi ve Tarihçesi	5
2.1.1. Magnezyum alaşımları	9
2.1.1.1. Magnezyum- kalay alaşımları	13
2.1.1.2. Magnezyum- alüminyum alaşımları	14
2.1.1.3. Magnezyum- kalsiyum alaşımları	15
2.1.1.4. Magnezyum- manganez alaşımları	17
2.1.1.5. Magnezyum-lantanyum alaşımları	18
2.1.1.6. Magnezyum-neodimyum alaşımları	19
2.1.1.7. Magnezyum-titanyum alaşımları	20
2.2. Magnezyumun Döküm Yöntemleri	21
2.2.1. Kum kalıba döküm	23
2.2.2. Kokil (metal kalıba) döküm	24
2.2.3. Basınçlı döküm	25
2.3. Magnezyumun Mekanik Özellikleri	27
2.4. Magnezyumun Korozyon Özellikleri	32
2.4.1. Magnezyumun korozyon mekanizması	35
2.4.2. Korozyon türleri	38
2.4.2.1. Homojen (üniform, genel) korozyon	39
2.4.2.2. Galvanik korozyon	41
2.4.2.3. Çukurcuk (oyuklanma) korozyonu	42
2.4.2.4. Gerilmeli korozyon ve/veya gerilmeli korozyon çatlaması	42
2.4.3. Korozyonun Sonuçları	43
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR	47
3.1. Alaşımların Üretimi	47
3.2. Mikroyapı İncelemeleri	48
3.2.1. Numune hazırlama	48
3.2.2. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri	49
3.2.3. X-ışınları difraksiyonu (XRD) analizi	49
3.3. Mekanik Testler	50
3.3.1. Sertlik ölçümleri	50

3.3.2. Çekme testleri.....	50
3.4. Yoğunluk Hesaplamaları	52
3.5. Korozyon Testleri.....	52
4. SONUÇLAR VE TARTIŞMA	55
4.1. Mikroyapı Analizleri	55
4.2. X-ışınları Difraksiyonu (XRD) Analizleri.....	60
4.3. Mekanik Test Sonuçlarının İncelenmesi	66
4.4. Teorik ve Deneysel Yoğunluk Ölçümü Analizi	73
4.5. Alaşımların Korozyon Özellikleri	74
5. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	91
KAYNAKLAR.....	95
ÖZGEÇMİŞ.....	107



KISALTMALAR

ASTM	: Amerikan Malzeme ve Test Derneği
AE	: Alüminyum - Nadir Toprak Elementleri
AM	: Magnezyum-Alüminyum-Manganez alaşımları
AS	: Magnezyum-Alüminyum-Silisyum alaşımları
AZ	: Magnezyum-Alüminyum-Çinko alaşımları
BCC	: Hacim merkezli kübik yapı
CO₂	: Karbondioksit
EDS	: Enerji Dağılımlı Spektrometre
FCC	: Yüzey merkezli kübik yapı
HCP	: Hegzagonal sıkı paket yapı
HB	: Brinell sertlik
Kg	: Kilogram
L	: Sıvı faz
MPa	: Megapaskal
OCP	: Açık devre potansiyeli
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
SiC	: Silisyum karbür
SF₆	: Kükürt hekzaflorür
Wt%	: Yüzde ağırlıkça oran
WE	: Magnezyum-İtriyum-Nadir Toprak Elementleri
XRD	: X-ışınları Difraksiyonu



SİMGELER

Al	: Alüminyum
Ca	: Kalsiyum
Mg	: Magnezyum
Mn	: Manganez
NaCl	: Sodyum klorür
RE	: Nadir toprak elementleri
Sn	: Kalay
Ti	: Titanyum
Zn	: Çinko
A	: Alan [cm^2]
Å	: Angström
α	: Birincil faz
ρ	: Yoğunluk [g/cm^3]
°C	: Santigrat derece
β	: İkincil fazlar
mpy	: Yılda mil
n	: Pekleşme üssü
EW	: Eşdeğer ağırlık
r	: Anizotropi katsayısı
ϵ_w	: Genişlikteki gerçek birim şekil değişimi
ϵ_t	: Kalınlıktaki gerçek birim şekil değişimi
ϵ_l	: Uzunluktaki gerçek birim şekil değişimi
I_{corr}	: Korozyon akımı [μA]
E_{corr}	: Korozyon potansiyeli [V]
R_{corr}	: Korozyon hızı [mpy]
d	: Yoğunluk [g/cm^3]
μ	: Mikro
V	: Volt



TABLO LİSTESİ

Sayfa

Tablo 2.1. Magnezyumun keşfi ve dünyadaki ilk gelişmeler [26].	5
Tablo 2.2. Magnezyum içeren bazı mineraller ve magnezyum miktarları [33].	7
Tablo 2.3. Magnezyumun fiziksel özellikleri [38,39].	8
Tablo 2.4. Bazı alaşım elementlerinin magnezyum alaşımlarının özellikleri üzerindeki etkisi [40, 41, 44].	10
Tablo 2.5. ASTM sistemine göre magnezyum alaşımlarının gösterimi ve ısıt işlemler için kullanılan kod harfler [38, 41, 45].	11
Tablo 2.6. Magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri [40, 100,102] (S: Kum döküm, DC:Kokil döküm, PM:Kalıcı kalıp dökümü,T4:Çözeltiye alma ısıt işlemi, T6:Çözeltiye alma+yaşlandırma, T5:Döküm+yaşlandırma). 31	31
Tablo 2.7. 25°C’de bazı elementlerin standart elektrot potansiyelleri [28, 132].	39
Tablo 3.1. Yoğunluk hesaplamalarında kullanılan formüller.....	52
Tablo 4.1. Döküm sonrası alaşımların kimyasal analizi.....	55
Tablo 4.2. α -Mg bölgesi ve tane sınırına yakın bölgelerden yapılan EDS analizlerine göre alaşımlardaki alaşım elementi çözünürlükleri.....	59
Tablo 4.3. Döküm sonrası alaşımların mekanik özellikleri.....	67
Tablo 4.4. Çekme testi sonucunda belirlenen boyuna gerçek şekil değişimi, enine gerçek şekil değişimi ve kalınlıktaki gerçek şekil değişimi değerleri.....	70
Tablo 4.5. Arşimet ilkesi ile elde edilen hacim ve yoğunluk değerleri.	74
Tablo 4.6. Alaşımların potansiyodinamik polarizasyon sonuçları.	80
Tablo 4.7. Alaşım 1 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.	83
Tablo 4.8. Alaşım 2 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.	85
Tablo 4.9. Alaşım 3 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.	86
Tablo 4.10. Alaşım 4 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.	87
Tablo 4.11. Alaşım 5 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.	88
Tablo 4.12. Alaşım 6 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.	89



ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 2.1. 2010-2020 Yılları Arasında Dünya Birincil Magnezyum Üretim Miktarı [35].	8
Şekil 2.2. Uygun boyut, bağıl değerlik ve elektronegatiflik etkilerine göre magnezyumun alaşımlama davranışı [1].	13
Şekil 2.3. Magnezyum-Kalay faz diyagramı [56].	14
Şekil 2.4. Magnezyum-Alüminyum faz diyagramı [65].	15
Şekil 2.5. Magnezyum-Kalsiyum faz diyagramı [72].	17
Şekil 2.6. Magnezyum-Manganez faz diyagramı [72].	18
Şekil 2.7. Lantanyum-Magnezyum faz diyagramı [74].	18
Şekil 2.8. Magnezyum-Neodimyum faz diyagramı [38].	20
Şekil 2.9. Magnezyum-Titanyum-Alüminyum üçlü faz diyagramı [83].	21
Şekil 2.10. Magnezyum alaşımlarının şekillendirilmesinde kullanılan bazı döküm yöntemleri ve mekanik özelliklere etkisi [38, 86].	22
Şekil 2.11. Kum döküm sistemi. Döküm katılaştığında kum kalıbı tahrip ederek çıkarılır. Döküm daha sonra giriş ve besleme kafası kesilerek sıkıştırılır [93].	24
Şekil 2.12. Kokil döküm için menteşeli metal kalıp örneği [97].	25
Şekil 2.13. Basınçlı döküm sistem örneği [94].	26
Şekil 2.14. Düşük basınçlı döküm sistem örneği [24].	27
Şekil 2.15. Mühendislik gerilim-gerinim eğrisi [85].	29
Şekil 2.16. 25 °C Su- Mg için Pourbaix Diyagramı [123].	34
Şekil 2.17. Oda sıcaklığında %3'lük bir NaCl çözeltisinde magnezyumun korozyonu üzerine alaşım elementlerinin etkisi [118].	35
Şekil 2.18. Magnezyum için korozyon mekanizması [124].	37
Şekil 2.19. Magnezyum için a) Oksit süngerlerinin büyümesi ve b) Koruyucu oksidasyonun morfolojisi [129,131].	38
Şekil 2.20. Genel korozyon gösterimi [133].	40
Şekil 2.21. Galvanik korozyon gösterimi; a) Büyük anot alanı-küçük katot galvanik korozyon, b) Küçük anot-büyük katot galvanik korozyon [133].	41
Şekil 2.22. Mg alaşımı AM60 için çukurcuk korozyon modeli [116].	42
Şekil 2.23. Mg-1.2Zn-0.5Ca alaşımında görülen gerilmeli korozyon çatlaması [138].	43
Şekil 3.1. Döküm işlemlerinin yapıldığı düzenek.	48
Şekil 3.2. Rigaku D/Max 2200 XRD cihazı.	50
Şekil 3.3. Deneysel çalışmalarda kullanılan ASTM E8M subsized çekme testi numuneleri.	51
Şekil 3.4. Anizotropi numune örneği.	51
Şekil 3.5. Deneysel çalışmalarda kullanılan korozyon hücresi.	53

Şekil 4.1. Alaşımların genel mikroyapı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e)Alaşım 5 ve f) Alaşım 6.....	56
Şekil 4.2. Alaşımların EDS analizleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5 ve f) Alaşım 6.....	57
Şekil 4.3. Alaşım 1'in XRD paterni.	60
Şekil 4.4. Alaşım 2'nin XRD paterni.	61
Şekil 4.5. Alaşım 3'ün XRD paterni.	62
Şekil 4.6. Alaşım 4'ün XRD paterni.	63
Şekil 4.7. Alaşım 5'in XRD paterni.	64
Şekil 4.8. Alaşım 6'nın XRD paterni.	65
Şekil 4.9. Alaşımlara göre çekme mukavemeti ve uzamanın değişimi.	67
Şekil 4.10. Pekleşme üssü ve anizotropi katsayılarının alaşımlara göre değişimi.	69
Şekil 4.11. Brinell sertlik değerlerinin alaşımlara göre değişimi.....	70
Şekil 4.12. Alaşımların gerilme genleme eğrileri.	71
Şekil 4.13. Alaşımların kırık yüzey SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2.....	72
Şekil 4.14. Alaşımların kırık yüzey SEM görüntüleri; a) Alaşım 3, b) Alaşım 4.....	72
Şekil 4.15. Alaşımların kırık yüzey SEM görüntüleri; a) Alaşım 5, b) Alaşım 6.....	73
Şekil 4.16. Alaşımların yoğunluklarının karşılaştırılması.	73
Şekil 4.17. Alaşım 1 için elde edilen Tafel eğrisi.	76
Şekil 4.18. Alaşım 2 için elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.	76
Şekil 4.19. Alaşım 3 için elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.	77
Şekil 4.20. Alaşım 4 için elde edilen Tafel eğrisi.	77
Şekil 4.21. Alaşım 5 için elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.	78
Şekil 4.22. Alaşım 6 için elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.	79
Şekil 4.23. Alaşımların Tafel eğrileri.....	79
Şekil 4.24. Alaşımların korozyon hızı değişimleri.	80
Şekil 4.25. Alaşımların açık devre potansiyellerinin zamanla değişimi.	81
Şekil 4.26. Korozyona uğramış yüzeylerin SEM görüntüleri; ; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5 ve f) Alaşım 6.	82
Şekil 4.27. Korozyona uğramış Alaşım 1 için a) SEM yüzey görüntüsü, b-d) sırasıyla 1, 2 ve 3 bölgelerinden alınan EDS analizleri.	83
Şekil 4.28. Korozyona uğramış Alaşım 2 için a) SEM yüzey görüntüsü, b) 1. bölgeden alınan EDS analizleri c) 2. bölgeden alınan EDS analizleri, d) Korozyona uğramamış bir parçanın EDS analizi.	84
Şekil 4.29. Korozyona uğramış Alaşım 3 için a) SEM yüzey görüntüsü, (b-c) sırasıyla 1 ve 2 bölgelerinden alınan EDS analizleri.....	86
Şekil 4.30. Korozyona uğramış Alaşım 4 için a) SEM yüzey görüntüsü, (b-c) sırasıyla 1 ve 2 bölgelerinden alınan EDS analizleri.....	87
Şekil 4.31. Korozyona uğramış Alaşım 5 için a) SEM yüzey görüntüsü, (b-c) sırasıyla 1 ve 2 bölgelerinden alınan EDS analizleri.....	88
Şekil 4.32. Korozyona uğramış Alaşım 6 için a) SEM yüzey görüntüsü, (b-d) sırasıyla 1, 2 ve 3 bölgelerinden alınan EDS analizleri.....	90

MG-4SN-2AL ALAŞIMINA İLAVE EDİLEN ALAŞIM ELEMENTLERİNİN MEKANİK VE KOROZYON ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

ÖZET

Yoğunluğu $1,74 \text{ g/cm}^3$ olan magnezyum, hegzagonal sıkı paket yapıya sahip bir alkali metaldir. Şu anda en hafif ticari alaşımlardan olan Mg alaşımları, iyi işlenebilirlik, kalıplanabilirlik, manyetik olmama, düşük yoğunluk, yüksek özgül mukavemet, doğada bol miktarda bulunması ve toksik olmaması gibi önemli etkilerinden dolayı havacılık, biyomedikal uygulamalar gibi alanlarda tercih edilmektedir. Bununla birlikte, korozyon gibi bazı sınırlamalar magnezyumun daha geniş kullanımını kısıtlamaktadır. Alaşımlama, sınırlı süneklik, sulu ortamlarda yüksek korozyon ve sertlik gibi özelliklerin geliştirilmesinde önemli rol oynamaktadır. Ayrıca mekanik özellikleri, korozyon direncini, mukavemeti ve sünekliği iyileştirmek için magnezyuma bazı alaşım elementleri eklemek gerekmektedir. Magnezyum alaşımlarının büyük bir kısmı döküm ile üretilmektedir.

Bu çalışmada kokil döküm ile altı farklı alaşım üretilmiş ve bu alaşımların mikroyapı, mekanik ve korozyon özellikleri incelenmiştir. Alaşımlar, yüksek saflıkta Mg, Sn, Al ve Ca kullanılarak Naberthern marka döküm fırınında ve çelik potalarda atmosfere kapalı olarak hazırlanmıştır. Mg-5Mn, Mg-20La, Al-6Ti ve Mg-20Nd master alaşımları kullanılarak diğer alaşım elementleri elde edilmiştir. Döküm sıcaklığı $750 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ve kalıp sıcaklığı $100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ olacak şekilde ayarlanmıştır. Oksidasyonu önlemek için ergime ve katılaşma süreçlerinde alaşımlar CO_2 -2% SF_6 gazı ile korunmuştur. Üretilen alaşımlar tel erezyon makinesinde kesme işlemine tabii tutulmuştur.

Kimyasal analiz, mikroyapı, mekanik ve korozyon özelliklerinin incelemeleri için suda kesim ile daha küçük numuneler kesilmiştir. Numuneler sırayla 400, 600, 800, 1000, 1200 mesh'lik silisyum karbür (SiC) zımparalarla zımparalandıktan sonra $1 \mu\text{m}$ alümina çözeltisi ile parlatılmıştır. Parlatma işleminden sonra numuneler etanol ile temizlenmiş ve kurutulmuştur. Alaşımlarda oluşan fazları ayırt etmek, kontrast farkını belirlemek ve ortaya çıkarmak için dağlama işleminin yapılması gerekir. Alaşımları dağlamak için 4,5 gr pikrik asit, 15 ml asetik asit, 30 ml saf su, 75 ml etanol ile hazırlanan çözelti kullanılmıştır. Parlatılıp kurutulan alaşımlar 5 saniye süreyle dağlayıcı içine batırılıp dağlanmıştır. Dağlama işlemi sonrası numuneler su ile yıkanmış, etanol ile temizlendikten sonra sıcak hava üfleyen bir cihaz ile kurutulmuştur. Alaşımların mikroyapı incelemeleri SEM cihazı ile yapılmıştır. SEM cihazının sahip olduğu enerji dağılımlı X-ışınları spektroskopisi (EDS) modülü ile de kimyasal analizler yapılmıştır. Alaşım elementlerinin çeşidine ve miktarına bağlı olarak oluşan fazların ve tane boyutlarında meydana gelen değişimlerin incelemeleri x-ışınları difraksiyon analizi (XRD) cihazı kullanılarak yapılmıştır. Alaşım 1'in EDS sonuçlarına göre mikroyapıda α -Mg ve Mg_2Sn bulunmaktadır. Ca ilavesi ile elde edilen Alaşım 2'nin mikroyapısında ise α -Mg ve Mg_2Sn 'ye ilave olarak MgSnCa üçlü fazı tespit edilmiştir. Mn ilavesi ile yapıda yeni bir faz oluşumu görülmemiştir.

EDS analizlerine göre La ilavesi ile yapıda Al_2La , La_5Sn_3 fazları ve üçlü $MgSnLa$ fazı ortaya çıkmıştır. Alaşım 1'e ağırlıkça % 0,15 Ti ilavesi ile elde edilen Alaşım 5'te ise Mg ile Ti arasında bir faz görülmezken, Al_3Ti partiküllerine rastlanmıştır. Alaşım 6'nın EDS incelemelerinde ise Nd_5Sn_3 fazı ve üçlü $MgSnNd$ fazı bulunmuştur.

Sertlik ölçümleri Brinell ölçme yöntemi ile yapılmıştır. Brinell sertlik (HB) ölçümleri, bilye çapı 2,5 mm ve yükü 31,25 kg olan bir Struers Duramin-500 cihazı kullanılarak yapılmıştır. Her numune için 5 okuma yapılmış ve bu değerlerin ortalaması sertlik değeri olarak kabul edilmiştir. Alaşımların sertlik değerlerinde önemli bir artış gözlenmemiştir. Çekme testleri, tel erezyon işleme ile ASTM E8M standartına uygun numuneler üretilerek, Instron 3367 üniversal test cihazında, 1,8 mm/dk çekme hızında ve oda sıcaklığında yapılmıştır. Her alaşım grubu için 5 numune kullanılmıştır. Mg-4Sn-2Al alaşımının çekme mukavemeti 131 MPa iken, Mg-4Sn-2Al-2La alaşımının 159 MPa ve Mg-4Sn-2Al-0,15Ti alaşımının 163 MPa değerine yükselmiştir. Anizotropi katsayısının belirlenmesi için ASTM E8M subsize çekme testi numuneleri, çekme mukavemetinin hesaplandığı yükten daha düşük bir yüke kadar çekilip deformasyona uğratılmıştır. Numunelerin çekme testinden önceki ve sonraki numune uzunluğu ve numune genişliği değerleri cihaza yerleştirilen bir ekstansometre ile ölçülmüştür. Anizotropi katsayısı (r değeri), Eşitlik 3.1'de belirtildiği gibi, gerçek enine birim şekil değişimi ϵ_w 'nin kalınlıktaki gerçek birim şekil değişimi ϵ_t 'ye oranı ile elde edilmiştir. Malzemenin sıkıştırılabilirliği göz önüne alındığında, malzemeler $\epsilon_w + \epsilon_t + \epsilon_l = 0$ denklemini sağlamaktadır. Ayrıca alaşımların kırık yüzeyleri SEM ile incelenmiş ve % uzamanın yüksek olduğu Mg-4Sn-2Al-2La ve Mg-4Sn-2Al-0,15Ti alaşımlarının diğer alaşımlara göre daha sünek kırıldığı anlaşılmıştır. Yapılan işlemler sonucu en iyi mekanik özellikler Mg-4Sn-2Al-0,15Ti alaşımında elde edilmiştir.

Alaşımların Arşimet ilkesi kullanılarak elde edilen yoğunluk değerleri hesaplanmıştır. En yüksek bulk yoğunluk Alaşım 6'da en düşük bulk yoğunluk ise Alaşım 2'de elde edilmiştir. Saf magnezyuma göre yoğunluklar fazla yükselmemiştir. Bunun nedeni eklenen alaşım elementlerinin oranlarının düşük olmasındandır.

ASTM G59-97 standardına göre potansiyodinamik polarizasyon yöntemi kullanılarak korozyon testleri gerçekleştirilmiştir. Tüm elektrokimyasal ölçümler, Gamry 300 elektrokimyasal analizör sistemi kullanılarak yapılmıştır. Geleneksel bir üç elektrotlu sistem kullanılarak yapılan korozyon deneylerinde referans elektrot olarak bir $Ag/AgCl/KCl$ elektrotu ve karşı elektrot olarak bir grafit elektrot kullanılmıştır. Damıtılmış su ve ağırlıkça %3.5 NaCl (Merck Company) kullanılarak pH'ı yaklaşık 6 olan bir çözelti hazırlanmıştır. Numuneler izole edilmiş ve sadece $1,77 \text{ cm}^2$ numune yüzey alanının çözelti ile teması sağlanmıştır. Tüm potansiyodinamik polarizasyon ölçümleri, ortam sıcaklığında, 1 mV/s 'lik bir tarama hızında ve $-0,6$ ila $+0,6 \text{ V}$ 'luk bir tarama aralığında gerçekleştirilmiştir. Veriler, Gamry EChem Analyst yazılım paketi kullanılarak analiz edilmiştir. Korozyon akımı (I_{corr}), korozyon potansiyeli (E_{corr}) ve korozyon hızı (R_{corr}) değerleri belirlenmiştir. Ca ve Nd ilavesi alaşımın korozyon hızını arttırırken Mn, La ve Ti ilaveleri korozyon direncini arttırmıştır. Korozyon direnci en yüksek alaşım, mekanik özellikleri de yüksek olan Mg-4Sn-2Al-0,15Ti alaşımı olmuştur.

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF ALLOY ELEMENTS ADDED TO MG-4SN-2AL ALLOY ON MECHANICAL AND CORROSION PROPERTIES

SUMMARY

Magnesium with a density of 1.74 g/cm^3 , is an alkali metal with a hexagonal close-packed structure. Mg alloys, which are currently one of the lightest commercial alloys, are preferred in areas such as aerospace and biomedical applications due to their important effects such as mouldability, non-magnetism, low density, high specific strength, abundance in nature and non-toxicity. However, some limitations, such as corrosion, restrict the wider use of magnesium. Alloying plays an important role in the development of properties such as limited ductility, high corrosion in aqueous environments and hardness. It is also necessary to add some alloying elements to magnesium to improve mechanical properties, corrosion resistance, strength and ductility. A large part of magnesium alloys are produced by casting.

In this study, six different alloys were produced by gravity casting and the microstructure, mechanical and corrosion properties of these alloys were investigated. Alloys were prepared by using high purity Mg, Sn, Al and Ca in Nabertherm brand casting furnace and steel crucibles closed to atmosphere. Other alloying elements were obtained by using Mg-5Mn, Mg-20La, Al-6Ti and Mg-20Nd master alloys. The casting temperature was set at 750°C and the mold temperature at 100°C . In order to prevent oxidation, the alloys were protected with CO_2 -2% SF_6 gas during the melting and solidification processes. The produced alloys were subjected to the cutting process in the wire erosion machine.

Smaller samples were cut in an aqueous medium for investigations of chemical analysis, microstructure, mechanical and corrosion properties. The samples were polished with $1\mu\text{m}$ alumina solution after sanding with 400, 600, 800, 1000, 1200 mesh silicon carbide (SiC) abrasives. After polishing, the samples were cleaned with ethanol and dried. Etching is required to distinguish the phases formed in alloys, to determine the contrast difference and to reveal it. A solution prepared with 4.5 g of picric acid, 15 ml of acetic acid, 30 ml of distilled water and 75 ml of ethanol was used to etch the alloys. Polished and dried alloys were immersed in an etching agent for 5 seconds and etched. After etching, the samples were washed with water, cleaned with ethanol, and then dried with a device blowing hot air. Microstructure investigations of the alloys were made with SEM device. Chemical analyzes were also carried out with the energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) module of the SEM device. Investigations of the phases and changes in grain sizes depending on the type and amount of alloying elements were made using x-ray diffraction analysis (XRD) device. According to the EDS results of Alloy 1, there are α -Mg and Mg_2Sn in the microstructure. In addition to α -Mg and Mg_2Sn , MgSnCa triple phase was detected in the microstructure of Alloy 2 obtained by the addition of Ca. No new phase formation was observed in the structure with the addition of Mn. According to the EDS analysis, Al_2La , La_5Sn_3 phases and triple MgSnLa phases appeared in the structure with the addition of La. While no phase between Mg and Ti was observed

in Alloy 5, which was obtained by adding 0.15% Ti by weight to Alloy 1, Al_3Ti particles were encountered. In the EDS examinations of Alloy 6, Nd_5Sn_3 phase and triple MgSnNd phase were found.

Hardness measurements were made using the Brinell measurement method. Brinell hardness (HB) measurements were made using a Struers Duramin-500 instrument with a ball diameter of 2,5 mm and a load of 31,25 kg. 5 readings were made for each sample and the average of these values was accepted as the hardness value. No significant change was observed in the hardness values of the alloys.

Tensile tests were carried out in Instron 3367 universal test device, at 1.8 mm/min tensile speed and at room temperature, by producing specimens conforming to ASTM E8M standard by wire erosion processing. 5 samples were used for each alloy group. Considering the mechanical properties, the tensile strength of the master alloy (Mg-4Sn-2Al) was determined as 131 MPa and the elongation was 9.26%. The highest tensile strength and elongation values were observed in Mg-4Sn-2Al-0,15Ti (Alloy 5) alloy. With the addition of 0.15 Ti by weight to the Mg-4Sn-2Al alloy, the tensile strength increased by 24% to 163MPa, and the elongation increased by 69%. With the addition of 2% La by weight, the tensile strength increased by 21% to 159MPa, and the elongation increased by 22% to 11.34. The lowest tensile strength and elongation values were obtained in Mg-4Sn-2Al-0,5Ca (Alloy 2) alloy. With the addition of Ca, the tensile strength value decreased by 29% to 92.5 MPa compared to the Mg-4Sn-2Al alloy, and the elongation decreased by 20% to 7.38.

The hardening exponent values decreased with the addition of Ca to Alloy 1 and remained almost the same with the addition of Mn. With the addition of 2% by weight La and Nd, the hardening exponent increased with the increase of intermetallics in the eutectic region and the decrease in grain size due to grain regeneration. The sliding of the grain boundaries during the drawing process was prevented by the decrease in grain size and the increase of intermetallics in the grain boundaries. It is thought that the hardening exponent increases with the addition of Ti to Alloy 1, as the Al_3Ti phase in the structure and Ti change the solubility of the alloying elements in the structure. It has been determined that the plastic deformation capabilities of alloys with high elongation values (Alloy 4 and Alloy 5) increase. The highest hardening exponent value of 0.46 was obtained in Mg-4Sn-2Al-0.15Ti alloy (Alloy 5).

In addition, fracture surfaces of the alloys were examined by SEM and it was understood that Mg-4Sn-2Al-2La and Mg-4Sn-2Al-0,15Ti alloys with high % elongation were more ductile fractured than other alloys. As a result of the processes, the best mechanical properties were obtained in Mg-4Sn-2Al-0,15Ti alloy.

In order to determine the anisotropy coefficient, ASTM E8M subsize tensile test specimens were subjected to deformation by being pulled to a load lower than the load for which the tensile strength was calculated. The sample length and sample width values of the samples before and after the tensile test were measured with an extensometer placed in the device. The anisotropy coefficient (r value) was obtained by the ratio of the true transverse strain ϵ_w to the actual strain ϵ_t in thickness, as stated in Equation 3.1. Considering the incompressibility of the material, the materials satisfy the equation $\epsilon_w + \epsilon_t + \epsilon_l = 0$. While the addition of Nd decreased the anisotropy coefficient, the anisotropy coefficient increased with other alloying elements. Considering that the formability of materials with anisotropy coefficient

greater than 1 is better, it can be said that the formability of the Mg-4Sn-2Al alloy improves with the addition of Mn, La and Ti.

Density values of alloys obtained using Archimedes principle were calculated. The highest bulk density was obtained in Alloy 6 and the lowest bulk density was obtained in Alloy 2. Densities did not increase much compared to pure magnesium. This is because the proportions of alloying elements added are low.

Finally, corrosion tests were carried out using the potentiodynamic polarization method according to ASTM G59-97 standard. All electrochemical measurements were made using the Gamry 300 electrochemical analyzer system. In corrosion experiments using a conventional three-electrode system, an Ag/AgCl/KCl electrode was used as the reference electrode and a graphite electrode as the counter electrode. A solution with a pH of about 6 was prepared using distilled water and 3.5% by weight NaCl (Merck Company). The samples were isolated and only 1.77 cm² sample surface area was contacted with the solution. All potentiodynamic polarization measurements were performed at ambient temperature, at a scanning rate of 1 mV/s and a scanning range of -0.6 to +0.6 V. Data were analyzed using the Gamry EChem Analyst software package. Corrosion current (I_{corr}), corrosion potential (E_{corr}) and corrosion rate (R_{corr}) values were determined. Accordingly, while the I_{corr} value of Mg-4Sn-2Al main alloy was determined as 90.69 μA and the corrosion rate as 46.60 mpy, with the addition of Ti, the I_{corr} value decreased to 23.16 μA and the corrosion rate decreased to 11.68 mpy and had the lowest corrosion rate. The addition of Mn, on the other hand, was the second element that reduced the corrosion rate the most, after Ti, with a corrosion rate of 14.65 mpy. The addition of Ca and Nd increased the corrosion rate and had an adverse effect on the corrosion properties. In general, it can be said that intermetallic phases located at the grain boundaries cause intergranular corrosion by forming micro galvanic cells.

According to these results, the alloy with the highest corrosion resistance was Mg-4Sn-2Al-0,15Ti alloy with high mechanical properties.



1. GİRİŞ

Yer kabuğunda en çok bulunan sekizinci element olan magnezyum, deniz suyunda da en bol bulunan üçüncü elementtir. Metal olarak ilk kez Sir Humphry Davy tarafından magnezya ve cıva oksit karışımının elektrolizi kullanılarak 1808 yılında İngiltere’de üretilmiştir [1].

Mg ve alaşımları şu anda en hafif ticari alaşımlardır ve iyi işlenebilirlikleri, düşük yoğunlukları, yüksek özgül mukavemetleri, yüksek sönümleme kapasiteleri ile enerji tüketiminin azaltılmasına yönelik olumlu etkiler de dâhil olmak üzere özellikle havacılık, otomotiv ve elektronik endüstrilerinde geniş uygulama alanı bulmaktadır. Ayrıca, Mg alaşımları biyobozunur malzemeler ve pil elektrotları olarak da karşımıza çıkmaktadır. Ancak Mg alaşımlarının daha geniş kullanımı, korozyona karşı savunmasızlık ve düşük sünme direnci de dâhil olmak üzere bazı doğal sınırlamalarla sınırlandırılmıştır. Mg elementine bazı alaşım elementlerinin ilave edilmesi korozyon, mukavemet ve sünekliği iyileştirmek için kullanılan etkili bir yöntem olmuştur [2-6].

Günümüzde magnezyum alaşımlarının sertlik, korozyon gibi özelliklerinin geliştirilmesine yönelik çalışmalarda temel iki fikir öne çıkmıştır. Bunlar; alaşımlama ve kaplamadır. Günümüze kadar malzemelerin özelliklerinin iyileştirilmesinde metallerin alaşımlanması önemli rol oynamıştır [7, 8].

Mg–Sn alaşımlarına ilgi 1930’ların başında başlamış ve son zamanlarda bu ilgi daha da artmıştır. Bunun nedenleri ise yüksek sıcaklıklarda uygulama potansiyeline sahip olduğuna inanılması ve nadir toprak (RE) elementlerine kıyasla daha düşük maliyetli olmasıdır [9-11].

Magnezyumun en yaygın alaşım elementlerinden bazıları alüminyum, kalsiyum ve bazı nadir toprak elementleridir. Alüminyum, nispeten düşük yoğunluğu ve yüksek çözünürlük limiti konusundaki etkinliği ile çok kullanılan alaşım elementidir [12-14].

Nadir toprak elementi (RE) ilavesi, dokuyu zayıflatma ve Mg’nin deforme olabilirliğini iyileştirme bakımından umut verici sonuçlar vermiştir. Ayrıca, nadir

toprak elementi ilavesi ile oluşan sert ötektik fazlar, alaşımın mukavemetinin ve şekillendirilebilirliğinin artmasına da imkân sağlar. Genel olarak, Mg'nin RE ilavesiyle güçlendirilmesinin bir katı çözelti güçlendirme ve bir çökelme sertleştirme mekanizması ile olduğuna inanılır. Mg-RE temelli alaşımlar döküm veya işlenmiş durumda, otomotiv sektöründe faydalı bir amaca hizmet eder. Ayrıca son zamanlarda Mg-RE alaşımları dokuların iyileşmesine yardımcı olan ve kemik implantları, stentler gibi kalıntı bırakmayan biyobozunur materyaller olarak biyomedikal uygulamalarda da öne çıkmıştır [15-18].

Mg-RE alaşımlarının yüksek maliyetleri uygulama aralığını sınırlamaktadır. RE grubundaki her metalin magnezyumun özellikleri ve alaşım maliyeti üzerindeki etkisi farklıdır. Magnezyum alaşımları için özel RE seçimini ticari malzemelerin yüksek mukavemeti ile yüksek maliyeti arasındaki uzlaşma belirler. Bu nedenle yeni ticari magnezyum alaşımlarının üretim ve tasarımında RE seçimi kısıtlanır. Kullanılan elementler çoğunlukla seryum, neodimyum ve itriyumdur. Maliyeti dengelemek için bu elementlere, belirli miktarda diğer nadir toprak elementleri de dâhil edilir [18].

Yüksek sıcaklık özellikleri sergileyen bir aday alaşım Mg-Sn-Ca sistemidir. Sn ve Ca nadir toprak elementlerinden daha ucuzdur. Dahası, Mg-Sn-Ca sistemi iyi bir sürünme direnci özelliği sergiler. Sn, Mg ile birleşir ve kararlı bir Mg_2Sn bileşiği oluştururken aynı zamanda da korozyon direncini arttırır. Ca, dengeli Mg_2Ca metaller arası parçacıklar oluşturarak sürünme direncini geliştirir. Sn, Ca ve Mg, daha yüksek termal kararlılıkta Ca-Mg-Sn üçlü fazını oluşturur [19-21].

Magnezyum alaşımlarının pek çoğu döküm ile üretilir. Magnezyumun dökümü sırasında dikkat edilmediğinde yüzeyde oksitlenme ve yanma eğilimi vardır. Yüzeyde pasif bir oksit tabakası vardır ve bu, oksijenin yüzeyden geçmesine ve oksitin altındaki yanmayı desteklemesine izin verir. Bu nedenle, oksijeni dışarıda bırakmak için erimiş alaşımın bir koruyucu gaz örtüsü kullanılarak korunması gereklidir. Koruyucu gaz kullanılması maliyeti bir miktar arttırmaktadır. Buna rağmen toplam magnezyum alaşımları üretiminin yaklaşık % 10'u haddeleme ve ekstrüzyon işlemlerini içerirken kalan %90 döküm işlemlerini içerir. Bunun nedeni ise, dökümün magnezyum alaşımlarının üretim için ekonomik avantajlara sahip olmasıdır. Sonuç olarak, son yıllarda dünya çapında yüksek performanslı döküm magnezyum alaşımlarının geliştirilmesi büyük ilgi görmüştür. Özellikle ticari döküm magnezyum alaşımlarının düşük maliyetli ve yüksek mukavemetli aynı zamanda da

yüksek sürünme direncine sahip üretilmesinde olumlu sonuçlar alınmıştır [22-24].

Bu çalışmada, Mg-4Sn-2Al, Mg-4Sn-2Al-0,5Ca, Mg-4Sn-2Al-0,5Mn, Mg-4Sn-2Al-2La, Mg-4Sn-2Al-0,15Ti ve Mg-4Sn-2Al-2Nd olmak üzere altı farklı magnezyum alaşımı döküm yöntemi ile üretilmiştir. Üretilen alaşımların mikroyapı, mekanik ve korozyon özellikleri incelenmiştir. Bu incelemelere göre, mekanik özelliklerin ve korozyon direncinin geliştirilmesinde en iyi sonuçların Mg-4Sn-2Al-0,15Ti alaşımında olduğu görülmüştür.





2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

2.1. Magnezyumun Üretimi ve Tarihçesi

1808 yılında Sir Humphry Davy tarafından keşfedilen magnezyum, alüminyum ve çelikten sonra en yaygın kullanılan üçüncü yapısal elementtir. Keşfinden yaklaşık 100 yıl sonra talep görmeye başlamış ve Alman askeri uçakları için 1. Dünya Savaşı ve 2. Dünya Savaşı sırasında kullanılmıştır. Sivil uygulamalar ise 1950'lerden itibaren artmaya başlamıştır. Çin kendi üretimine başlamadan önce Amerika Birleşik Devletleri 1990'ların sonuna kadar başlıca Mg üreticisi olmuştur. Günümüzde ise Çin, % 80'i geçen bir oranla dünyadaki en büyük Mg üreticisi olmuştur [1, 24, 25].

Tablo 2.1. Magnezyumun keşfi ve dünyadaki ilk gelişmeler [26].

Yıl	Kişi veya Kurum	Gelişme
1808	<u>Humphrey Davy</u>	<u>Magnezinin</u> yeni metal magnezyum <u>oksiti</u> temsil ettiğini tespit etmiştir
1828	<u>Antoine-Alexander Bussy</u>	Kuru magnezyum klorürün metalik potasyum ile füzyonu sonucu magnezyum metalinin <u>izolasyonu</u>
1833	J. von <u>Liebling</u> & Michael <u>Faraday</u>	Klorürün elektrolitik indirilmesi ile magnezyum metalinin üretilmesi
1852	<u>Robert Bunsen</u>	Susuz magnezyum klorürden magnezyum metali üretimi
1853	St. Claire <u>Dewille</u> & <u>Caron</u>	Susuz magnezyum klorürden ısıtılmış kapalı bir kapta potasyum ile indirgenerek magnezyum üretimi
1860	<u>Johnson Matthey & Co</u>	<u>Dewille-Caron</u> sürecine dayalı ticari üretim
1886	IG boya endüstrisi	Eriyik <u>karnallitin</u> (<u>Bunsen hücresi</u>) elektroliziyle ticari magnezyum üretimi
1896	<u>Chemische Fabrik Griesheim</u> Elektron & Alüminyum ve Magnezyum Fabrikası	<u>Bunsen'in</u> hücresine dayalı tam ölçekli ticari üretim

Yer kabuğunun yüzde 2,7'sini oluşturan magnezyum, yüksek reaktivite nedeniyle doğada temel formda değil, kaya yapılarında, deniz sularında ve tuzlu göl sularında

dağılmış kimyasal formda bulunmaktadır. Fakat yüzde 99,8'i aşan saflıkla ticari olarak kullanılmaktadır. Nispeten düşük bir erime sıcaklığına ve yüksek özgül ısıya sahip olan magnezyum ve alaşımları, geleneksel döküm yöntemleriyle kolayca dökülebilirler. Bu gibi çekici özellikleri nedeniyle son on yılda, magnezyum alaşımları, otomotiv, uçak, havacılık, bilgisayar gibi endüstrilerde daha geniş ve daha büyük uygulamalar için önemli araştırmalarda yer alırlar [27, 28].

Genellikle magnezyum iki ana yöntemle üretilir. Bunlar, erimiş magnezyum klorürün elektrolizi ve magnezyum oksitin termal indirgenmesidir. Elektroliz, batı ülkelerinin toplam üretiminin yaklaşık yüzde 77'sini oluşturmaktadır, fakat bu süreçte yüksek enerjiye ihtiyaç duyulmaktadır. Pidgeon ise son yıllarda Çin'de magnezyum üretiminde kullanılan bir yöntemdir ve dünya üretimine hâkim olmuştur. Üretim süreci, yüksek enerji kullanımına rağmen düşük verime sahiptir [29-31].

Karbotermik indirgeme, magnezyum üretimi için termik ve elektrolitik işlemlere bir alternatiftir. Bu iki tekniğe göre bazı avantajlara sahiptir. Bu avantajlar, maliyetin düşük olması, yüksek donanım kullanım oranı ve çevre dostu olmasıdır. Pidgeon sürecinin dünya üretimindeki hâkimiyeti, herhangi avantajından ziyade, Çin'in ekonomik koşullarını yansıtmaktadır. Çevre baskısı nedeniyle çok sayıda araştırmacı tarafından tercih edilmektedir [32].

Tüm magnezyum metal üretim süreçleri, aşağıdaki adımlarından oluşur. Bu adımlar;

- Cevher hazırlama,
- Emprütelerin giderilmesi,
- Son ürünlerdeki istenmeyen emprütelerin giderilmesi,
- Saflaştırılan hammaddenin diğer ürünlerden ayrılarak metale dönüştürülmesi,
- Metal veya alaşımların ergitilmesi, saflaştırılması ve dökümü,
- Granüler magnezyum ve alaşımlarının üretilmesi [1].

Dünyada, çeşitli kimyasal bileşikleri temsil eden pek çok mineralde magnezyum bulunmaktadır. Bu minerallerin bazıları artan magnezyum miktarına göre Tablo 2.2.'de verilmiştir [33].

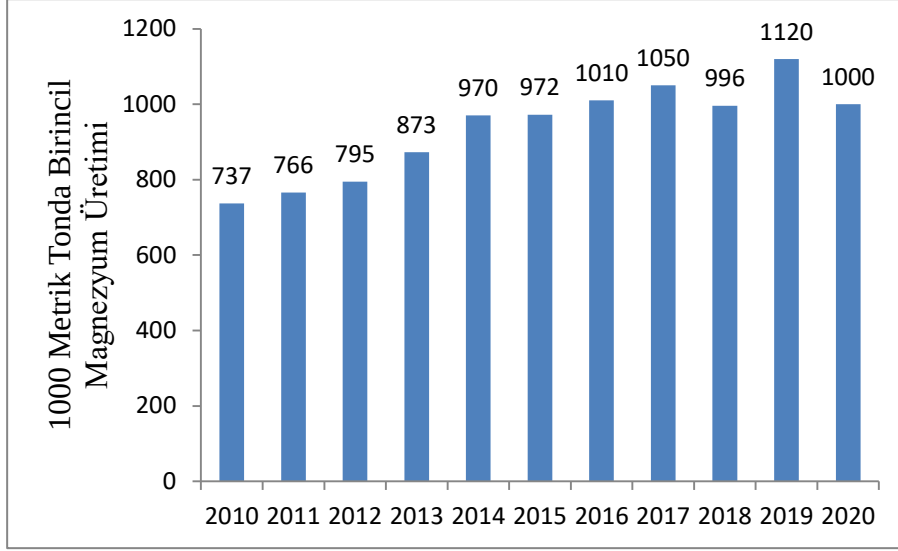
Tablo 2.2. Magnezyum içeren bazı mineraller ve magnezyum miktarları [33].

Mineral	Mg Miktarı (Ağırlıkça %)	Formül
Deniz Suyu	0,14	$\text{MgCl}_2, \text{MgSO}_4$
Tuzlu Göl Suları	0,8	$\text{MgCl}_2, \text{MgSO}_4$
Karnalit	8,8	$\text{KCl} \cdot \text{MgCl}_2 \cdot 6 \text{H}_2\text{O}$
Dolomit	13,2	$\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$
Serpantin	26,3	$3\text{MgO} \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$
Manyezit	28,8	MgCO_3
Brusit	41,7	$\text{Mg}(\text{OH})_2$

Dünya magnezyum talebi 2007'de 711000 ton civarındaydı ve talebin çok artacağı tahmin edilmekteydi. Bu öngörünün temel sebebi, artan araç sayısından ve yükselen benzinden kaynaklanan emisyonların düzenlemesinin maliyetleriydi. Bu nedenle otomobil üreticileri araçların yakıt verimliliğini artırmak için çabalamaktadırlar. Çözümlerden biri ise onları daha hafif hale getirmek için daha fazla magnezyum kullanmaktır [34].

2011 yılında, dünya çapında tahmin edilen birincil magnezyum üretimi 766000 metrik ton olarak gerçekleşmiştir. 2020 yılına kadar bu rakam yaklaşık bir milyon metrik tona yükselmiştir. 2010'dan 2020'ye kadar dünyada birincil magnezyum üretim miktarları Şekil 2.1'de verilmiştir [35].

Magnezyum, yoğunluğu $1,74 \text{ g/cm}^3$ ile lityumdan ($\rho_{\text{Li}}=0,534 \text{ g/cm}^3$) sonra en hafif mühendislik metalidir. Bir alkali metal olan ve hegzagonal sıkı paket yapıya (HCP) sahip olup, periyodik tabloda da 2. gruptadır. Bu nedenle de Be, Ca, Sr, Ba ve Rd'ye benzer elektronik yapıya sahiptir [3, 36-38]. Tablo 2.3'de magnezyum elementinin bazı özellikleri verilmiştir.



Şekil 2.1. 2010-2020 Yılları Arasında Dünya Birincil Magnezyum Üretim Miktarı [35].

Tablo 2.3. Magnezyumun fiziksel özellikleri [38,39].

Simgesi	Mg
Element Serisi	Alkalinler
Kristal Yapısı	Hegzagonal Sıkı Paket
Yoğunluk	1,74 g/cm ³
Ergime Noktası	650 °C
Kaynama Noktası	1090 °C
Atom Numarası	12
Elektron Dizilişi	1s ² 2s ² 2p ⁶ 3s ²
Valans	2
Atom Ağırlığı	24,3050
Atomik İzotopları	78,99% ²⁴ Mg -10,0% ²⁵ Mg-11,01% ²⁶ Mg
Elektronegatifliği	1,31 Pauling ölçeği

2.1.1. Magnezyum alaşımları

Pek çok diğer metal gibi, saf magnezyum da mühendislik uygulamaları için istenilen mekanik özellikleri sağlayamadığı için alaşımsız olarak nadiren kullanılır. Alaşımlama, katı çözelti sertleştirilmesi ve/veya çökelme sertleştirilmesi yoluyla magnezyumun şekillendirilebilirliğini, reaktivitesini ve dökülebilirliğini geliştirmek için kullanılan bir yöntemdir. En yaygın alaşım elementleri alüminyum ve çinkodur. Nadir toprak elementleri, manganez, zirkonyum, toryum ve silisyum elde edilen alaşımın özellikleri üzerinde önemli etkisi olan diğer alaşım elementleridir. Yüksek sıcaklık uygulamaları için ise seryum ve zirkonyum alüminyumsuz olarak kullanılır [40-42].

Alaşımlama, magnezyumun sadece korozyon direnci gibi kimyasal özelliklerini değil aynı zamanda da hem bileşime hem de mikro yapıya bağlı olan mekanik özellikleri de değiştirmektedir. Magnezyum alaşımları döküm, ekstrüzyon, haddeleme ve dövme yöntemleri kullanılarak üretilmektedir. Magnezyum, kimyasal bir reaktif olarak kullanıldığı gibi yapı malzemesi olarak da kullanılabilir [43]. Tablo 2.4, bazı alaşım elementlerinin magnezyum alaşımlarının özellikleri üzerindeki etkisini göstermektedir.

Magnezyum alaşımları için uluslararası bir gösterim sistemi olmaması nedeniyle ASTM standartları kullanılır. ASTM (American Society for Testing and Materials) sistemine göre alaşımların ana elementleri harf kodları ile bileşimleri ise rakamlar ile belirtilir. Kodlamada üçüncü bölüm, genellikle malzemenin saflık derecesini temsil etmektedir. A harfi 1. bileşim, B harfi 2. bileşim, C harfi 3. bileşim, D harfi yüksek safiyet ve E harfi yüksek korozyon direncini gösterir. Son bölüm ise uygulanan ısıtma işlemi göstermektedir. AM32D-T3 alaşımını inceleyebiliriz. Tanımlamadaki ilk kısma göre, ilk iki ana alaşım elementlerinin alüminyum ve manganez olduğu anlaşılmaktadır. İkinci kısımda gördüğümüz 32 değeri alüminyumun alaşımda ağırlıkça % 3 ve manganezin ağırlıkça % 2 oranında bulunduğunu göstermektedir. Üçüncü kısımdaki D harfi, alaşımın saflığının yüksek olduğunu tanımlamaktadır. T₃ ise, alaşımın çözelti ısıtma işlemine tabi tutulmuş ve soğuk işlenmiş olduğunu belirtmektedir. Isıtma işlemlerinde de beş gösterim vardır. Bunlar; F, O, H, W ve T'dir. F, alaşımların üretildiği gibi kullanıldığını temsil etmektedir. O harfi, sadece dövme alaşımlar için kullanılan, tavlınmış ve yeniden kristalleşme işlemi uygulanmış demektir. H gerinim sertleşmesi işlemi gerçekleştirilmiş, W Çökeltili ısıtma işlemine tabi

tutulmuş olduğunu anlatmaktadır. T, alaşımların F,O veya H işlemlerinden başka bir kararlı ısıt işlemlere tabi tutulmuş olduğunu belirten koddur [38, 41, 45].

Tablo 2.4. Bazı alaşım elementlerinin magnezyum alaşımlarının özellikleri üzerindeki etkisi [40, 41, 44].

Alaşım Elementi	Magnezyumun Özellikleri Üzerindeki Önemli Etkileri
Alüminyum	Çekme mukavemetini ve sertliği artırır.
	Taneler arası intermetalik $Mg_{17}Al_{12}$ fazı oluşur.
	Dökülebilirliği artırır.
	Korozyon direncini artırır.
Nadir Toprak Elementleri	Çekme mukavemetini ve sertliği artırır
Silisyum	Mg_2Si parçacıkları oluşturur.
	Dökülebilirliği ve korozyon direncini azaltır.
	Sürünme direncini artırır.
Manganez	Akma mukavemetini artırır.
	Demirin etkisini azaltarak korozyon direncini artırır.
Çinko	Sertlik ve çekme mukavemetini artırır.
	Tane yapısını inceltir
	Dökülebilirliği artırır.
	Korozyon direncini yükseltir.

Tablo 2.5. ASTM sistemine göre magnezyum alaşımlarının gösterimi ve ısıt işlemler için kullanılan kod harfler [38, 41, 45].

Bazı İlave Alaşım Elementlerinin ASTM Sistemindeki Kodları		Uygulanan Isıl İşlem Kodları	
Alaşım Elementi	Harf Kodu	Isıl İşlem	Anlamı
Alüminyum	A	T ₁	Soğutulmuş ve doğal yaşlandırılmış
Nadir Toprak elementleri	E	T ₂	Tavlanmış (sadece döküm alaşımları için)
Manganez	M	T ₃	Çözelti ısıt işlemine tabi tutulmuş ve soğuk işlenmiş
Silisyum	S	T ₄	Çözelti ısıt işlemine tabi tutulmuş
Kalay	T	T ₅	Soğutulmuş ve yapay yaşlandırma gerçekleştirilmiş
Çinko	Z	T ₆	Çözelti ısıt işlemine tabi tutulmuş ve yapay yaşlandırma gerçekleştirilmiş
İtriyum	W	T ₆	Çözelti ısıt işlemine tabi tutulmuş ve yapay yaşlandırma gerçekleştirilmiş
İtriyum-RE	WE	T ₆	Çözelti ısıt işlemine tabi tutulmuş ve yapay yaşlandırma gerçekleştirilmiş

Otomotiv, havacılık ve elektronik endüstrileri gibi uygulamalarda magnezyum ve alaşımları hızla kabul görmektedir. Ayrıca taşıdıkları avantajlar nedeniyle alüminyum alaşımlarına ve çeliğe alternatif olarak görülmektedirler [46, 47]. Bazı avantajları ise şunlardır:

- En hafif yapı malzemesi olmaları
- Yüksek mukavemet-ağırlık oranına sahip olmaları,

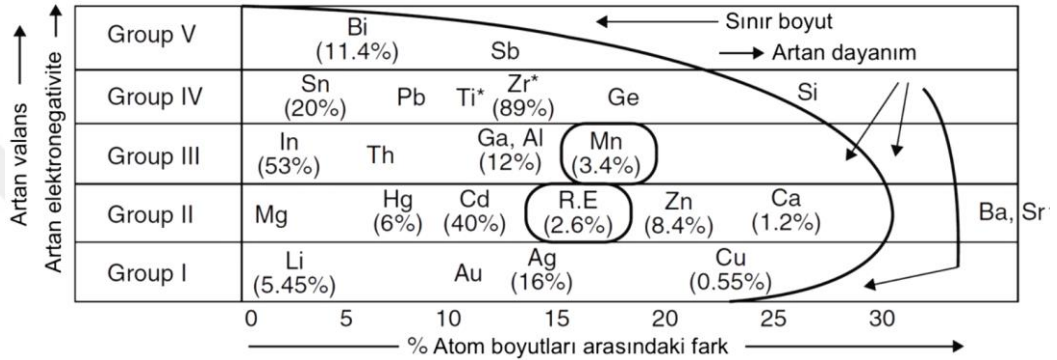
- İyi dökülebilirlik özellik sergilemeleri,
- İyi işlenebilirlik göstermeleri,
- İyi mekanik sönümlenme,
- Kontrollü atmosfer altında kaynaklanabilirlik özelliğine sahip olmaları,
- Geri dönüştürülebilir olması nedeniyle daha az ham kaynak tüketilebilir olmalarıdır.

Bununla birlikte, bazı dezavantajlardan dolayı magnezyum ve alaşımlarının kullanımı hala kısıtlıdır. Bu dezavantajlar aşağıdaki gibidir [46, 47]:

- Düşük soğuk işlenebilirlik ve sınırlı tokluk,
- Elastik modülün düşüklüğü,
- Yüksek sıcaklıkta sınırlı yüksek mukavemet ve sürünme direnci,
- Düşük sürünme dirençleri
- Bazı uygulamalarda zayıf korozyon direncine sahip olmalarıdır.

Bir eriyik, çözücü olan temel metalin kafesinde alaşım elementinin (çözünen) tamamen çözünmesiyle, kafes yerlerini değiştirmesiyle ya da ara yer bölgelerinde tamamen çözünmesi ile karakterize edilir. Hume – Rothery kurallarına göre, çözücü ve çözünenin atom boyutları arasında %15'ten fazla farklılık varsa kapsamlı katı çözeltiler oluşturulamaz. Atom çapı 3,2 Å olan Mg için Li, Al, Ti, Cr, Zn, Ge, Nd gibi elementler uygun boyut aralığına giren elementlerdir. Ek olarak, bir metal, benzer elektronegatifliğe ve kristal yapıya sahip metallerle kapsamlı katı çözeltiler oluşturur. Değerlik de önemli bir rol oynar; düşük değerlikli bir metalin daha yüksek değerlikli bir metali çözme olasılığı daha yüksektir. Çünkü bir metale fazladan elektron eklenmesi, bağ oluşturma kapasitesini ve dolayısıyla metal yapının kararlılığını artırır. Bu kurala göre, uygun boyut faktörlerine sahip elementlerden iki değerlikli Mg, iki değerlikli olanlara ek olarak üç değerlikli ve daha yüksek değerlikli elementleri çözecektir. Bununla birlikte, çözünen değeri arttıkça (grup IV-VII), çözünenin elektrokimyasal özellikleri ile yüksek düzeyde elektropozitif olan Mg arasındaki fark da artacaktır. Bu durumlarda Mg, katı çözeltiler yerine ikinci fazları veya kararlı bileşikler (metaller arası bileşikler) oluşturur. Bu kriterler karşılanmazsa, sınırlı katı çözünürlükler için hala olasılıklar vardır. Şekil 2.2, uygun boyut, bağıl değerlik ve elektronegatiflik etkilerine göre Mg'nin alaşımlama davranışını gösterir. Eğrinin içindeki elementler, Mg cinsinden en az minimum

ağırlıkça % 0,5 maksimum katı çözünürlüğün olduğu bir grup sunar (yüzdelere elementin altında parantez içinde belirtilmiştir). Bu bölümde, alaşım bileşimleri, aksi belirtilmedikçe ağırlık yüzdesi olarak verilmiştir. En yüksek katı çözünürlük, boyut faktörleri ve bağıl değerlik çok uygun olduğunda ortaya çıkar. Bu bölgede, In için katı çözünürlüğü %53 kadar yüksek olabilir. Ancak, atom boyutlarının aşırı benzerliği nedeniyle, bu durumlar için güçlendirme etkisi kayda değer değildir. Sınır çizgisi boyutlarının dâhil olduğu yaklaşık %12-15 boyut faktöründe, Mg alaşım sistemleri önemli ölçüde katı çözelti güçlendirmesi sunar [1].



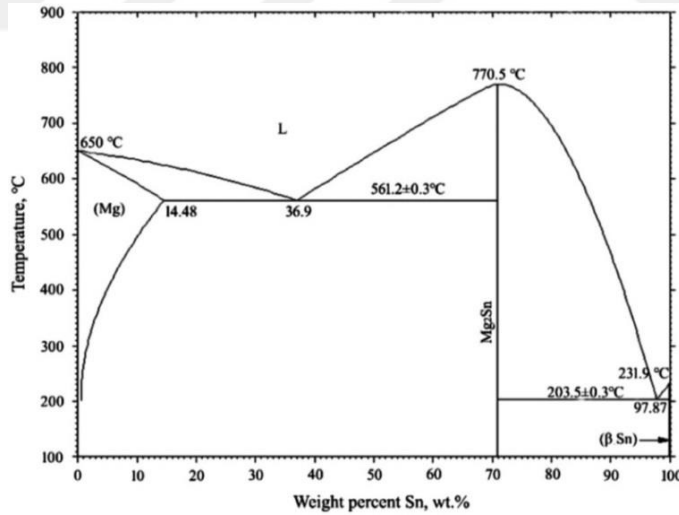
Şekil 2.2. Uygun boyut, bağıl değerlik ve elektronegatiflik etkilerine göre magnezyumun alaşımlama davranışı [1].

2.1.1.1. Magnezyum- kalay alaşımları

Düşük ergime noktalı demir dışı alaşımların en önemli bileşenlerinden biri olan kalay ilk olarak 1934 yılında magnezyum alaşımı olarak denenmiştir. Metalin gıda maddeleriyle uyumlu olması ve düşük sertliğe sahip olması gibi önemli özelliklerinden faydalanılmaktadır [48, 49].

Son yıllarda araştırmacılar, hem yüksek sıcaklıklarda hem de oda sıcaklığında potansiyel yüksek performansları ve düşük maliyetleri nedeniyle Mg-Sn alaşımlarına ilgi duymaktadırlar. Kalayın α -Mg katı çözeltisi içindeki çözünürlüğü, 561 °C ötektik geçiş sıcaklığında % 14,85'ten 200 °C'de % 0,45'e hızlı bir şekilde düşmektedir. Oda sıcaklığında çözünürlük yok denecek kadar azalmaktadır. Çözünürlükteki bu değişim, alaşımın mekanik özelliklerini geliştirmek için yaşlandırma yapılabileceğini göstermektedir. Ek olarak, yüzey merkezli kübik yapıya sahip Mg_2Sn 770,5 °C erime noktasına sahip termal olarak kararlı ve tane sınırlarına dağılan bir intermetaliktir. Termal kararlılığa sahip olması alaşımın sürünme direncini arttırmaktadır [50-52].

2009 yılında döküm Mg-5Al-1Zn alaşımına ağırlıkça % 1, % 5 ve % 9 oranlarındaki Sn ilavesinin % 3,5 NaCl çözeltisinde korozyon özelliklerinin incelendiği bir çalışmada %5 Sn ilavesinin alaşımın korozyon dayanımını arttırdığı belirtilmiştir. Mg-5Al-1Zn alaşımı esas olarak α -Mg ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazlarından oluşmaktadır. Sn içeriğinin artmasıyla Mg_2Sn fazının hacmi artmış ve kabalaşma eğilimi gözlenmiştir. Sn içeriği ağırlıkça % 5'e kadar olan alaşımların korozyon direnci artırılmıştır. Sn ilavesi ile yarı-sürekli mikro yapı, korozyon direncinin iyileştirilmesi ile sonuçlanmıştır. Ancak, Mg_2Sn ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazlarının artan hacim fraksiyonu ile çok fazla galvanik hücrenin varlığından dolayı Sn içerikleri ağırlıkça % 9 olduğunda korozyon direnci azalmıştır. Başka bir çalışmada AZ91 alaşımına ilave edilen ağırlıkça % 0,5 oranında kalayın çekme mukavemeti ve uzamayı arttırdığı aynı zamanda da akışkanlığı iyileştirdiği belirtilmiştir. 2015 yılında Mg-8Al-2Zn alaşımına ağırlıkça % 2 ile % 6 arasındaki kalay ilaveleriyle alaşımın mukavemetinin giderek arttığı ifade edilmiştir. Artan Sn ilavesi, yeniden kristalize edilmiş tanelerin boyutunun kademeli olarak azalmasına ve ince Mg_2Sn çökeltilerinin miktarının artmasına neden olmuştur, bunun sonucunda da geliştirilmiş tane sınırı güçlendirmesi ve çökelti/parçacık güçlendirmesi nedeniyle akma dayanımı iyileştirilmiştir [53-55].



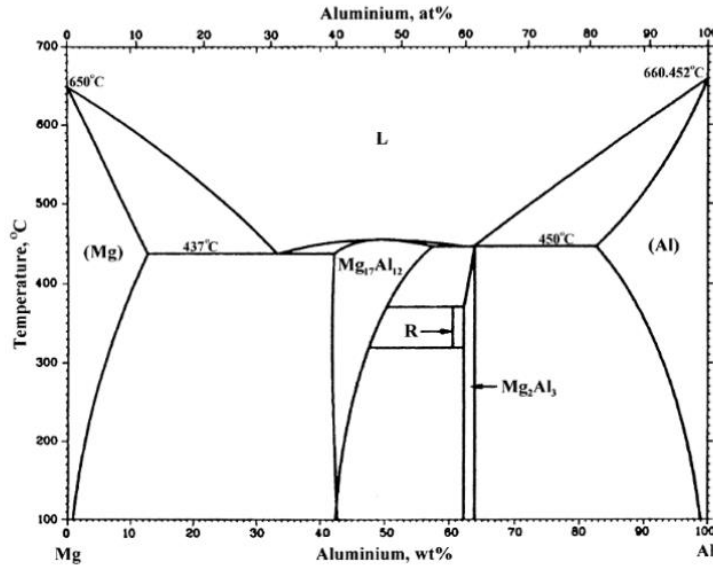
Şekil 2.3. Magnezyum-Kalay faz diyagramı [56]

2.1.1.2. Magnezyum- alüminyum alaşımları

Mg-Al bazlı alaşımlar, yaygın olarak uygulanan ticari magnezyum alaşımlarıdır. Çoğu ticari döküm magnezyum alaşımları, esas olarak AZ91D, AE42 ve AS21 alaşımları gibi Mg-Al alaşımlarıdır. AZ91D ve AM50A alaşımları nispeten yüksek Al içerdiğinden dolayı, iyi mekanik özellikler, iyi dökülebilirlik ve yüksek korozyon

direnci kombinasyonu sunarlar. Ancak, zayıf sürünme direnci nedeniyle sıcaklığı 125 °C'nin üzerinde olan ortamlarda kullanılamazlar. AE42 ve AS21 alaşımları nispeten daha düşük Al içeriği ve RE veya Si elementleri içerdiğinden, sürünme direnci önemli ölçüde artar. Ancak zayıf korozyon direnci ve dökülebilirlik nedeniyle bir güç aktarma sisteminde kullanılamazlar [57- 60].

Şekil 2.4 magnezyum-alüminyum faz diyagramını göstermektedir. Faz diyagramına bakıldığında 437 °C sıcaklıkta bir ötektik reaksiyon meydana gelir. Ötektik sıcaklıkta maksimum katı çözünürlük ağırlıkça yaklaşık % 12,7 Al'dir. Ötektik reaksiyon, $L \leftrightarrow Mg_{17}Al_{12} + \alpha(Mg)$ şeklinde gerçekleşir. Sıcaklığın azalması ile birlikte çözünürlükte aniden azalır. Bu özelliklerinden dolayı Mg-Al sistemlerinde, katı eriyik sertleşmesi ve çökelme sertleşmesi ile birlikte iyi dökülebilirlik de sağlanılabilir. Ticari alaşımlarda kullanılan tüm alüminyum içerikleri maksimum katı çözünürlük sınırının altındadır ve bu nedenle alaşımlar birincil α -magnezyum fazı ile katılaşır. Tüm alaşımlar için denge mikro yapısı %100 α - magnezyumdur, ancak normal olarak katılaşma sırasında dengede olmayan, yarı kararlı, ötektik faz oluşur [61-64].



Şekil 2.4. Magnezyum-Alüminyum faz diyagramı [65].

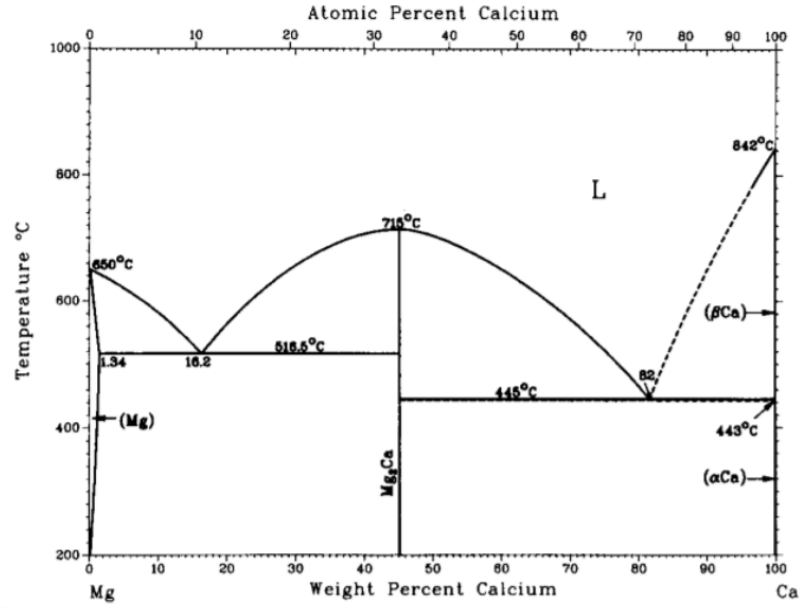
2.1.1.3. Magnezyum- kalsiyum alaşımları

Magnezyum döküm alaşımlarına kalsiyum ilavesi, yüksek sıcaklık sürünme mukavemetini ve korozyon direncini geliştirmek için yapılır. Kalsiyum içeriğinin % 0,7'nin üzerine çıkmasıyla korozyon hızı artar ve tane sınırlarında daha yüksek

Mg₂Ca fazı ortaya çıkar. % 1,5 Ca ilavesi AZ31'in mukavemetini arttırır. Bu etki, tane incelmeye ve ikinci faz parçacıklarının varlığına atfedilir. AZ31'in mukavemet, uzama ve sıcak haddeleme özellikleri üzerindeki Ca içeriğinin etkisini optimize etmek için, birkaç AZ31-Ca alaşımı araştırılmıştır. % 1'den az Ca içeren alaşımlarda mukavemet önemli ölçüde gelişmezken, daha yüksek Ca içeriği daha yüksek sıcak haddeleme sıcaklıkları gerektirirken sünekliği azaltır [66-69].

Magnezyumun sürünme özellikleri, nadir toprak elementleri ve Ca ile alaşımlanarak geliştirilebilir. Kalsiyum yoğunluğunun düşük (1,55 gr/cm³) ve maliyetinin makul olması, geliştirilmiş sürünme özelliklerine sahip ticari kullanım için uygun maliyetli Mg-Ca bazlı alaşımların geliştirilmesini desteklemektedir. Örneğin, pres döküm Mg-5Al-3Ca-0,1Sr sürünme mukavemeti, Al-Si bazlı alaşımlarınkiyle karşılaştırılabilir. Mg-5Al-3Ca-0,1Sr alaşımının çökelme güçlendirmesi ile sürünme direncinde daha fazla gelişme bildirilmiştir. Öte yandan, Mg-Ca ikili alaşımlarının çökelme sertleşmesi çok düşüktür, ancak Zn'nin veya hem Zn hem de Nd'nin mikro alaşımlanmasıyla bu özellik arttırılabilir. Yüksek sıcaklıklarda, Mg-1Ca-1Zn-1Nd-0,6Zr alaşımı, AZ91'e (Mg-9Al-1Zn) kıyasla mukavemet, süneklik ve sürünme direncinde daha iyi özellikler sergiler. Bununla birlikte, pahalı nadir toprak elementleri içermeyen alaşımlar, otomotiv uygulamaları için daha çok tercih edilir [70, 71].

Mg-Ca faz diyagramı Şekil 2.5'te görülmektedir. Ca, 516,5 °C'de Mg'de ağırlıkça % 1,34 gibi düşük bir çözünürlüğe sahiptir. Faz diyagramında sıvı, hcp-(Mg), fcc-αCa, bcc-βCa ve Mg₂Ca olmak üzere beş faz bulunmaktadır. Üç değişken reaksiyon vardır: ilki magnezyum açısından zengin taraftadır, 516,5 °C'de $L \leftrightarrow (Mg) + Mg_2Ca$ 'dadır. İkinci reaksiyon ise 445 °C'de kalsiyum açısından zengin tarafta $L \leftrightarrow \beta Ca + Mg_2Ca$ üzerindedir. Üçüncüsü, Mg₂Ca bileşiği $L \leftrightarrow Mg_2Ca$ 'nın 715 °C'de uyumlu erimesidir [46].



Şekil 2.5. Magnezyum-Kalsiyum faz diyagramı [72].

2.1.1.4. Magnezyum- manganiz alaşımları

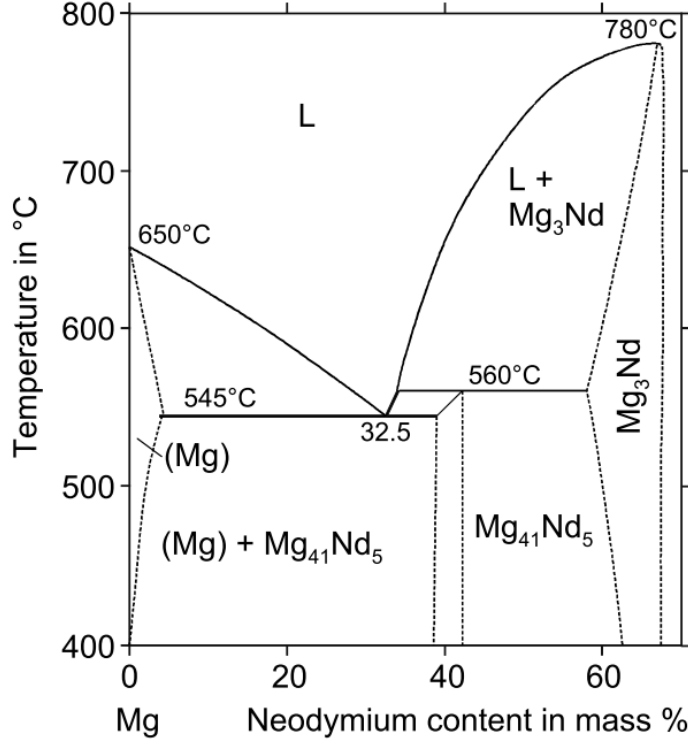
Manganez, birçok magnezyum alaşımı için önemli bir ana katkı elementidir. Son zamanlarda, yüksek performanslı sürünme alaşımlarının geliştirilmesinde önemli hale gelmiştir. Şekil 2.6'da Mg-Mn faz diyagramı görülmektedir. Mg-Mn faz diyagramında $L + \alpha\text{Mn}$ 'dan 653°C 'de çökeldiği bir peritektik reaksiyon gözlenmektedir. Mn'nin katı magnezyumdaki çözünürlüğü sıvıdakinden daha fazladır. Katıda bu çözünürlük % 2,2 iken sıvıda % 2,0'dir. Sıcaklık azaldıkça çözünürlük azalmakta ve bu da daha fazla manganiz çökmesine neden olmaktadır [46].

Magnezyum alaşımlarına manganiz, özellikle korozyon özelliklerinin iyileştirilmesi için ve demir içeriğini kontrol etmek için eklenmektedir. Mn ilavelerinin seviyesi, diğer alaşım elementlerinin varlığında Fe ve Mn'nin karşılıklı çözünürlüğüne bağlıdır. Mn, çekme mukavemeti üzerinde belirgin bir etki olmaksızın akma gerilimini bir miktar arttırmaktadır. Manganezin çözünürlüğü 482°C 'de % 1'den azdır. Al içeren alaşımlarda Mn, Al ile birleşerek MnAl , MnAl_4 ve MnAl_8 'yi oluşturur [26].

Lantanyum-Magnezyum faz diyagramı Şekil 2.7’de verilmiştir. Bu faz diyagramı LaMg, LaMg₂, LaMg₃, La₂Mg₁₇, LaMg₁₂ ve La₅Mg₄₁ olmak üzere altı ara bileşik içerir. LaMg 719 °C’de peritektik bozunmaya uğramaktadır. Soğutma üzerine karşılık gelen reaksiyon sıvı+LaMg₂=LaMg şeklindedir. LaMg₂ sıvıdan soğutulduğunda, 766 °C’de faz kristalleşir peritektik reaksiyon sıvı+LaMg₃=LaMg₂ gibidir. Sıcaklık düşürüldükçe, bu faz ötektoid reaksiyonla LaMg₂=LaMg+LaMg₃’te ayrışır. Ötektik reaksiyon [sıvı = hcp-Mg + LaMg₁₂] 616 °C’de gözlenir ve Mg-La ötektiğinin lamelli yapıda olduğu ve artan La bileşimiyle oluşan Mg₁₂La intermetalığı nedeniyle mukavemetin arttığı ve sünekliğin azaldığı belirtilmiştir [75-77].

2.1.1.6. Magnezyum-neodimyum alaşımları

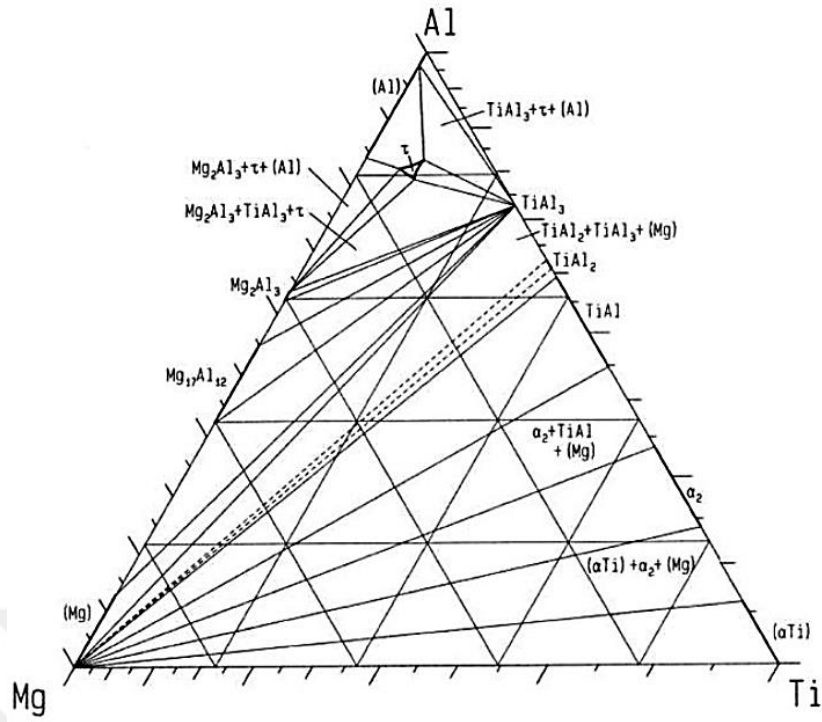
Mg içerisinde en yüksek katı çözünürlüğe ve 552 °C gibi en düşük ötektik sıcaklığa sahip nadir toprak elementi neodimyumdur. Yüksek katı çözünürlüğü sebebiyle magnezyuma ilave edildiğinde yaşlandırma sertleşmesini geliştirmektedir. Neodimyumun, seryum ve lantanyumdan farklı olarak Mg₁₂Nd fazı yerine, çok sert bir faz olan Mg₃Nd fazını oluşturduğu bildirilmiştir. Ayrıca neodimyum içeren Mg alaşımlarının, seryum ve lantanyum içeren Mg alaşımlarına kıyasla daha iyi mukavemete sahip olması da bu faza bağlanmıştır. Buna karşılık, bazı araştırmalarda Mg-Nd alaşımlarının mikro yapısının dendritik α-Mg ve boşanmış ötektik Mg₁₂Nd’den oluştuğu bildirilmiştir. Mg-Nd alaşımlarında Nd miktarı arttıkça mukavemette meydana gelen iyileşme, hem katı çözelti sertleşmesine hem de çökelme sertleşmesine bağlanmıştır. Seitz ve arkadaşları ise, Mg-2Nd alaşımlarını farklı ekstrüde ve ısıl işlem görmüş koşullarda incelemişlerdir. Çekme testleri sonuçlarına göre nispeten yüksek uzama ve düşük bir bozunma ortaya koymuş ve 75 MPa gibi düşük akma mukavemeti ile birlikte vücut için toksik olmayan, emilebilir stent uygulamaları için umut verici olduğunu bildirmişlerdir [15, 76, 78-80].



Şekil 2.8. Magnezyum-Neodimyum faz diyagramı [38].

2.1.1.7. Magnezyum-titanyum alaşımları

Mg ve Ti, ortam sıcaklıklarında altıgen sıkı paket (HCP) yapıya sahiptirler. Ancak 883 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda Ti, alfa fazını hacim merkezli kübik (bcc) bir beta fazına dönüştüren polimorfik bir dönüşüme uğrar. Magnezyum ise HCP kristal yapısını tüm süreç boyunca korur. Mg, Ti alaşımlarından % 65 daha hafif olan 1740 kg/m³'lük düşük bir yoğunluğa sahiptir. Mg-Ti sisteminin rapor edilen ikili faz diyagramında, her metalin diğerine çözünürlüğü % 2'den azdır ve intermetalik bileşikler bulunmaz [81-83].



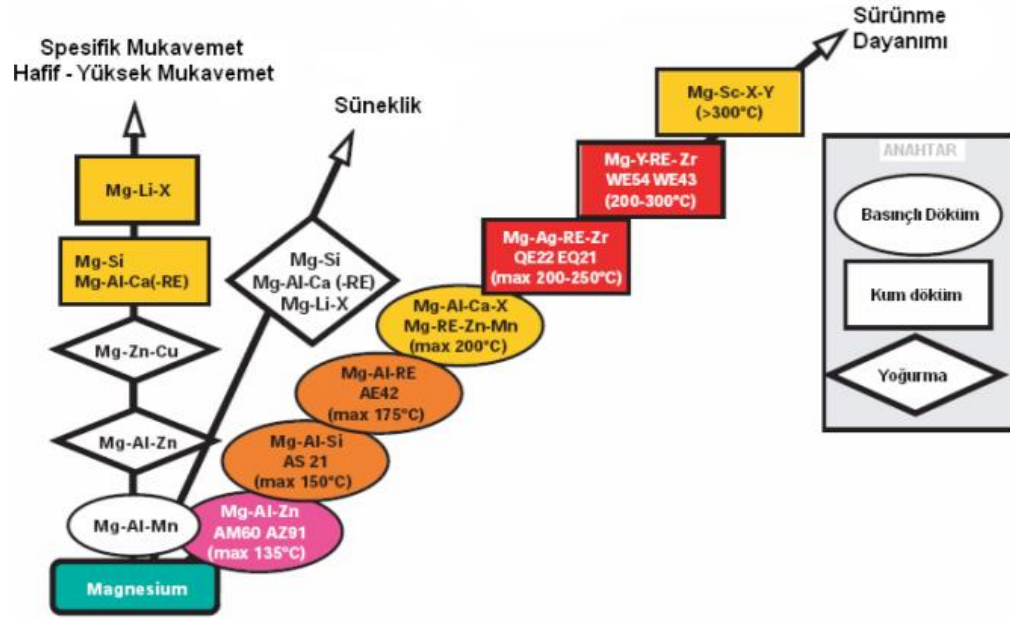
Şekil 2.9. Magnezyum-Titanyum-Alüminyum üçlü faz diyagramı [83]

2.2. Magnezyumun Döküm Yöntemleri

Metal döküm, bir onstan daha az ağırlıktan birkaç yüz ton ağırlığındaki tek parçalara kadar değişen karmaşık bileşenler üretebilen metal şekillendirme prosesleri arasında benzersizdir. Tek bir prototip parça üretmek için uygun olan döküm prosesleri mevcut ve kullanımdayken, aynı parçadan milyonlarca da üretilebilmektedir. Ayrıca eritilebilen hemen hemen her metal dökülebilmektedir [84].

Hidrojen porozitesine karşı hassasiyetinin düşük olması ve çok iyi akışkanlık özellikler sergilemesi nedeniyle magnezyum özel katılaşma karakteristiklerine sahiptir. Bu özelliklere sahip olmasından ve maliyetinin düşük olması nedeniyle magnezyumun alaşımlandırılması ve alaşımlarının şekillendirilmesi için en çok kullanılan yöntem dökümdür. Özellikle 1995 yılından itibaren döküm ile şekillendirilen magnezyum alaşımlarının miktarında önemli artışlar gözlenmekte ve yapısal uygulamalar için üretilen parçaların yaklaşık %98'i döküm yöntemi ile üretilmektedir. Magnezyumun dökümü için çok sayıda döküm yöntemi mevcuttur. Bunlara kum kalıba döküm, kokil kalıba döküm (metal kalıba döküm), yüksek basınçlı döküm, sıkıştırılmalı döküm ve çeşitli yarı katı döküm yöntemleri dâhildir. Bu

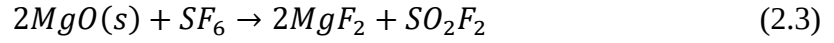
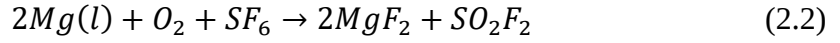
döküm yöntemlerinin her biri döküm ürünün özelliklerini belirleyen belirli karakteristik özellikler sergilerler [24, 40, 85-87].



Şekil 2.10. Magnezyum alaşımlarının şekillendirilmesinde kullanılan bazı döküm yöntemleri ve mekanik özelliklere etkisi [38, 86].

Magnezyumun dökümünde çoğunlukla çelik kalıplar ve çelik ergitme potaları ve kullanılır. Bunun nedeni sıvı magnezyumun demir ile reaksiyona girme eğiliminin düşük olmasıdır. Ergimiş magnezyumun yüzeyi hava ile temasa karşı korunmazsa oksitlenme ve yanma eğilimi gösterir. Alüminyum alaşımları oksidasyonu sınırlayan erimiş metal üzerinde sürekli, geçirimsiz bir oksit tabakası oluşturma eğilimindedir. Fakat magnezyum alaşımları ergimiş metal yüzeyinde geçirgen ve gevşek bir oksit tabakası oluşturur. Bu, oksijenin zayıf oksit tabakasını geçerek oksidin altında yanmasına sebep olur. Bu nedenle, oksijeni dışarıda bırakmak için koruyucu bir gaz örtüsü kullanılarak ergimiş metalin korunması gereklidir. Magnezyum alaşımlarının dökümü sırasında kullanılan gazlar genellikle argon, karbondioksit ve kükürt heksaflorüürdür. Magnezyum alaşımlarının eritilmesi, tutulması ve dökümünde 1970'lerde geliştirilen koruyucu gaz karışımları olarak hava/SF₆, hava/CO₂/SF₆ veya CO₂/SF₆ kullanılması önemli bir adımdır. SF₆'nın magnezyum alaşımları için son derece etkili bir oksidasyon inhibitörü olduğu gösterilmiştir. Kesin mekanizma hala net olmamakla birlikte aşağıdaki olası reaksiyonlarla daha koruyucu hale getirmek için MgF₂ ile doğal oksit filminin güçlendirilmesini içermektedir [24].





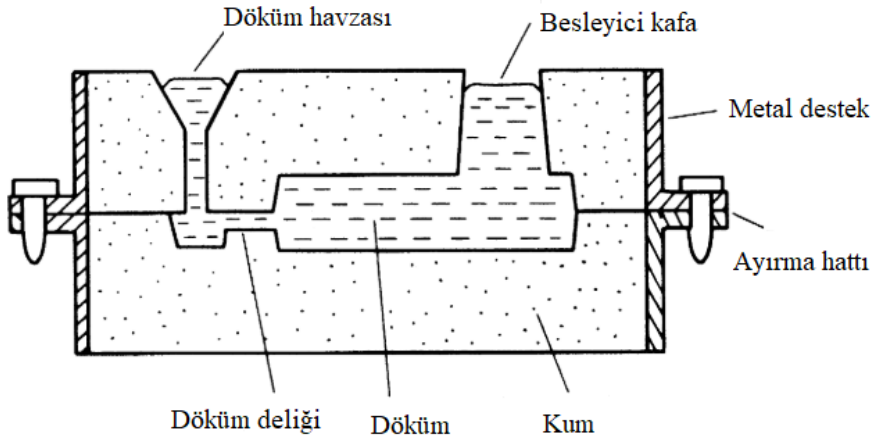
MgF₂, MgO filmindeki gözenekleri tıkama ve oksit filmi daha koruyucu hale getirme eğilimindedir. Pahalı olmasına rağmen, renksiz, kokusuz ve toksik olmayan SF₆ gazı atmosferde çok uzun süre kalmasına (3200 yıl) ek olarak CO₂'nin yaklaşık 24.000 katı bir küresel ısınma potansiyeline sahiptir. Artan hükümet düzenlemeleri ve çevre koruması nedeniyle alternatiflerin geliştirilmesi ve önemli ölçüde kullanılması beklenmektedir [24, 88, 89].

2.2.1. Kum kalıba döküm

Kum kalıba döküm, bilinen geleneksel döküm yöntemlerinden biridir. Bu yöntemde kumlar arasındaki boşluklardan hava girişi olacağından Mg'un yanma tehlikesine karşı önlemler alınmalı, koruyucu gaz kullanılmalıdır. Koruyucu gaz Mg'un kalıp içinde yanma ihtimalini ortadan kaldıracaktır. Mg-Al ve Mg-Al-Si alaşımları genellikle kolay dökülürler fakat kum kalıba döküldüklerinde oluşan problemlerden biri mikro çekmelerdir ve 95°C' in üzerindeki uygulamalar için doğru bir döküm yöntemi olmadığı gözlemlenmiştir. Mg-RE-Zr alaşımları bu sorunları çözmek için geliştirilmişlerdir. EZ33A alaşımları ise kum kalıba döküm ile üretildiklerinde çok iyi mukavemet özellikleri gösterirler. Kum kalıplarda bir defa döküm yapıldıktan sonra kumun kalıplama özelliği kaybolmakta veya kalıp bozulmaktadır [90].

Kum kalıba döküm işlemi hemen hemen tüm döküm alaşımlarına uygulanabilmesi, yüksek erime noktalı alaşımlar için tek yöntem olması, ince duvarlı bölümlerin (<4 mm) elde edilebilmesi, dökümlerin çok çeşitli ağırlıklar ve üretim hacimleri içerebilmesi ve döküm proseslerinin en kolay ölçeklenebilir olanı olması gibi avantajlara sahiptir. Kum dökümün bazı sınırlamaları arasında, yüksek hacimli üretimin, zemin alanının yanı sıra ekipmana büyük bir yatırım gerektirmesi gerçeği de dâhildir. Ek olarak, döküm verimleri genellikle %50'den azdır. Aynı zamanda metalürjik soğutma hızları, özellikle kalın kesitlerde genellikle yavaştır; bu daha düşük mekanik özellikler ve daha yüksek miktarlarda gözenekliliğe neden olur. Ayrıca, kumun kıvamı ve kalitesi, kullanılan kumun hacminin parça ağırlığının 10-20 katına kadar çıkması, kumun çıkarılması, bertarafı ve/veya geri dönüştürülmesi gibi konular önemli hususlardır. Kum döküm, bloklar, başlıklar ve emme manifoldu dâhil olmak üzere birçok büyük güç aktarma organı bileşeni için tercih edilen

süreçtir. Kum dökümler, daha yavaş soğuma hızları ve genellikle daha kaba mikro yapıları nedeniyle yapısal uygulamalarda çok yaygın değildir [91, 92].



Şekil 2.11. Kum döküm sistemi. Döküm katılaştığında kum kalıbı tahrip ederek çıkarılır. Döküm daha sonra giriş ve besleme kafası kesilerek sıkıştırılır [93].

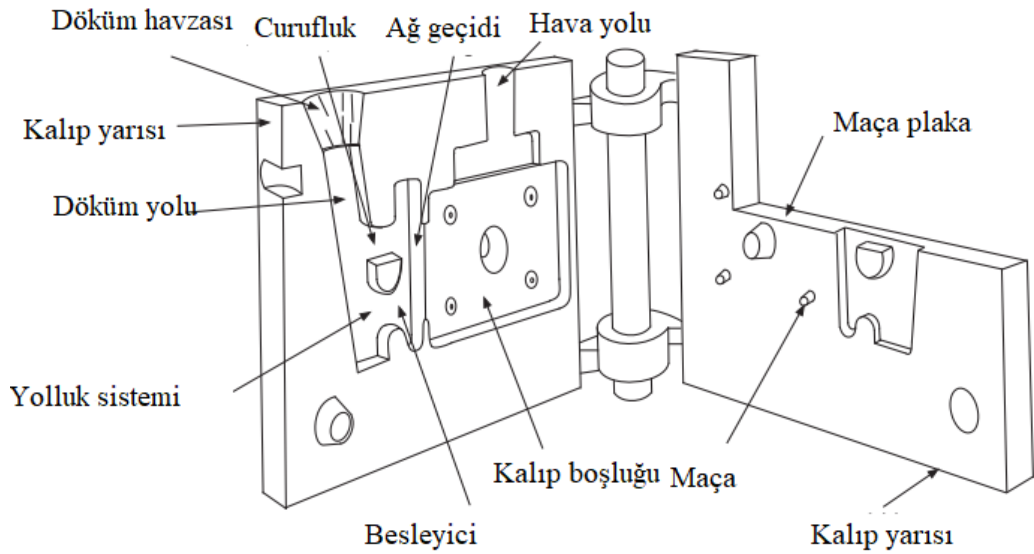
2.2.2. Kokil (metal kalıba) döküm

Kokil (metal kalıba) döküm, yeniden kullanılabilir tek bir kalıp kullanarak çok sayıda döküm üretme işlemidir. Erimiş metalin soğuyup katılaştığı bir kalıba yerçekimi etkisi ile dökülmesini içerir. Daha sonra kalıp açılır, döküm çıkarılır ve kalıp tekrar kullanılır. Kalıp, büyük hacimli üretimle ilgili tekrarlanan ısıtma ve soğutmaya dayanabilen dökme demir veya çelik gibi yüksek sıcaklıkta kullanılabilecek metal bir malzemeden yapılmıştır. Kokil döküm, bir başka popüler döküm işlemi olan kum döküm kullanılarak katılaştırılmış metalle karşılaştırıldığında, daha iyi boyutsal toleransa, üstün yüzey kalitesine ve daha yüksek ve daha düzgün mekanik özelliklere sahip metal üretir. Kokil dökümleri, sıvı metalden ısıyı hızla uzaklaştıran kalıp duvarları nedeniyle nispeten yüksek tokluk, mukavemet ve sünekliğe sahiptir. Bu, dökme metalde ince taneli bir yapı oluşturan hızlı bir katılaşmaya neden olur. Döküm sırasındaki ısı transfer sürecinin döküm ve kalıptaki sıcaklık dağılımı açısından önceden tahmin edilmesi, kalıbın tasarımı ve malzeme seçimi kadar son ürünün kalitesi için de büyük önem taşımaktadır. Isı transfer hızının tahmin edilmesi, döküm prosesinin döngü süresini kontrol etmek ve iyileştirmek için ve döküm mikro yapısını belirlemek için hayati bir rol oynar. Kokil dökümün dezavantajları ise yeniden kullanılabilir kalıbın yüksek maliyetidir ve döküm işleminin genellikle ancak yüksek hacimli üretimin maliyeti dengeleyebildiği

veya yüksek kaliteli dökümlerin üretilmesi kritik olduğu zaman uygulanabilir olmasıdır. [94-96].

Magnezyumun metal kalıba dökümünün kalitesini etkileyen bazı faktörler incelenmiş ve aşağıdaki gibi verilmiştir:

- Kalıbın dökümden önce CO_2/SF_6 gibi koruyucu gazlar ile temizlenmesi, kalıbı oksijenden arındırabilir ve döküm kalitesini iyileştirebilir.
- C_2Cl_6 (Hegzakloreten) tablet, magnezyum dökümünde etkili bir gaz giderici ajandır.
- Kalıcı kalıp kaplamasına NaF gibi florlu bileşiklerin eklenmesi, metal ile kalıp ara yüzeyindeki oksidasyonu azaltan MgF_2 oluşumu nedeniyle döküm kalitesini iyileştirebilir.
- Nispeten düşük ergime noktaları nedeniyle magnezyum alaşımlarının, düşük hacimli üretimi için kalıp malzemesi olarak dökme demir kullanılabilirken, yüksek hacimli üretimi için H13 takım çeliği kalıplar tercih edilebilir.

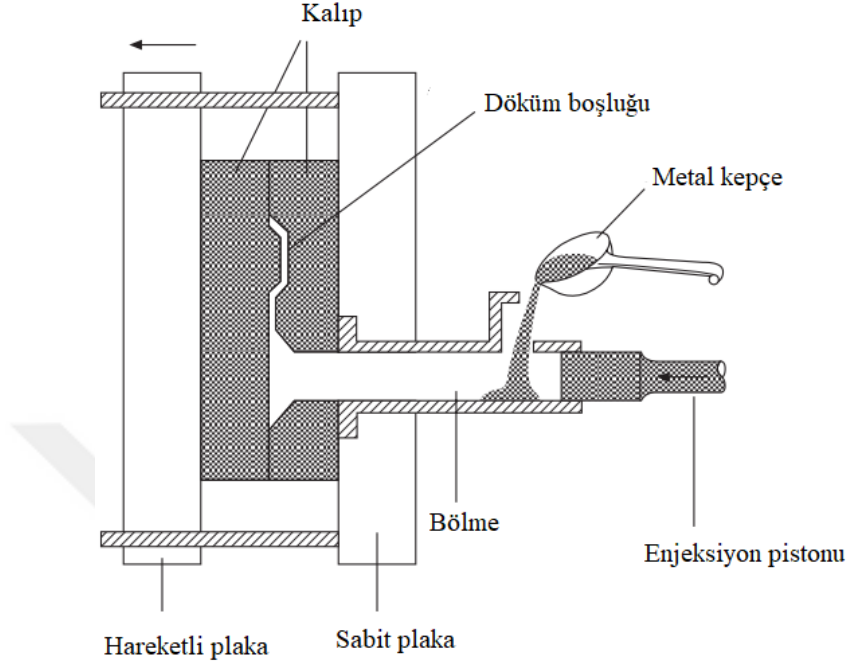


Şekil 2.12. Kokil döküm için menteşeli metal kalıp örneği [97].

2.2.3. Basınçlı döküm

Basınçlı döküm, erimiş metalin yüksek basınç altında bir kalıp boşluğuna sıkıştırılmasını ve ardından katılaşma sırasında metalin basınç altında tutulmasını içerir. Basınç, erimiş metali çelik bir kalıptan kalıba enjekte eden bir hidrolik piston koçunun hareketi ile uygulanır. Metal döküm, katılaşmanın ardından kalıptan

çıkarılır ve aynı kalıcı kalıp kullanılarak işlem tekrarlanır. İşlem, dökümün hızlı katılaşma hızı nedeniyle çok yüksek oranlı üretim için uygundur. Birçok alüminyum ve magnezyum alaşımı bu yöntem kullanılarak dökülür [94].

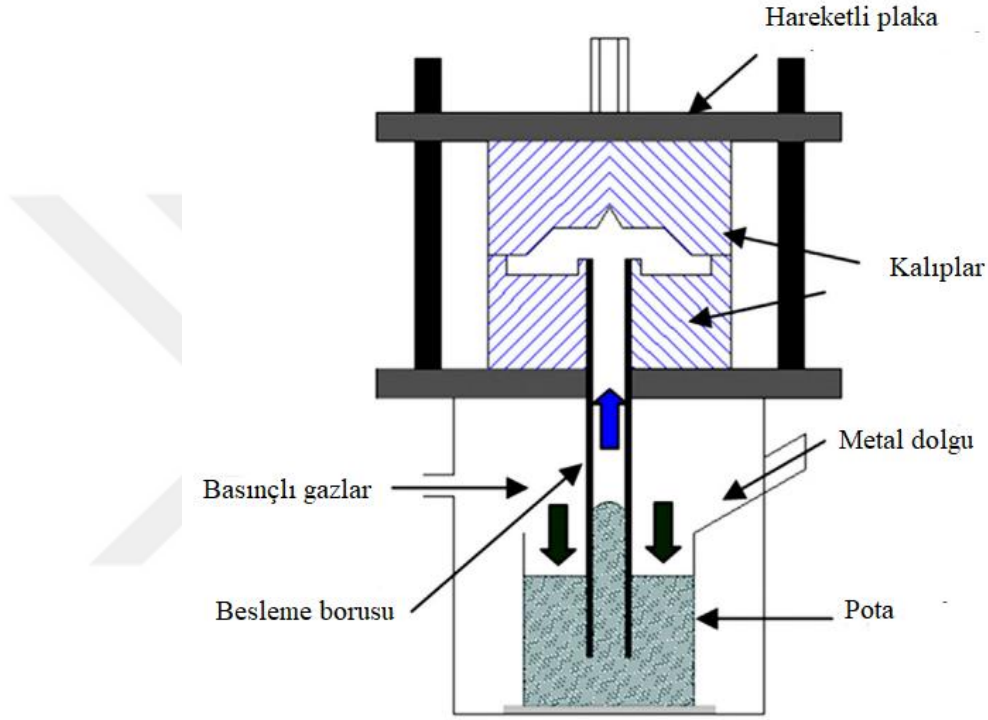


Şekil 2.13. Basınçlı döküm sistem örneği [94].

Yüksek basınçlı döküm, özellikle Mg'de çok yaygın olarak kullanılan bir döküm yöntemidir. Günümüzde otomotiv endüstrisi üretilen tüm basınçlı dökümlerin yaklaşık % 60'ını tüketmekte ve otomobiller geliştikçe daha karmaşık, daha ince duvarlı ve daha kaliteli dökümlere ihtiyaç duyulmaktadır. Yüksek basınçlı döküm artık magnezyum dizüstü bilgisayar kasalarından (0,6 mm kalınlıkta) otomotiv dişli kutularına ve çok yüksek gerilimlere dayanması gereken motor bloklarına kadar çok geniş bir ürün yelpazesi üretmek için kullanılmakta hatta fermuar gibi çok küçük parçalar bile yapılabilir [98, 99].

Bir düşük basınçlı döküm sistemi genellikle, potadan kalıbın dibine uzanan bir besleme borusu ile kalıp tablasının altında bulunan basınçlı bir pota içerir. Şekil 2.14'te gösterildiği gibi, kuru gaz, potadaki erimiş metalin yüzeyini, potadaki kalıp ve erimiş metalin yüzeyi arasındaki farkın üstesinden gelmek için nispeten düşük basınçla basınçlandırmak ve erimiş metali besleme borusu, besleyici ve geçit sisteminden kalıp boşluğuna yükseltmek için kullanılır. Kalıp boşluğu doldurulduğunda, katılaşma sırasında dökümün büzülmesini telafi etmek için metali yükselticilere beslemeye devam etmek için uygulanan basınç artırılır. Döküm

tamamen katılaştıktan sonra dış basınç serbest bırakılır. Besleme sisteminin uygun tasarımı ile besleme tüpündeki metal hala erimiş haldedir ve potaya geri akar. Toplam döngü bir sonraki döküm için tekrarlanır. Hareketsiz bir dolgu ve karmaşık iç geçitlerin tasarımı mümkün olduğundan, katılaştırılmış dökümde neredeyse hiç iç gözenek olmayabilir. Toplam döngü bir sonraki döküm için tekrarlanır. Hareketsiz bir dolgu ve karmaşık iç geçitlerin tasarımı mümkün olduğundan, katılaştırılmış döküm neredeyse hiç iç gözeneksiz olabilir [24].



Şekil 2.14. Düşük basınçlı döküm sistem örneği [24].

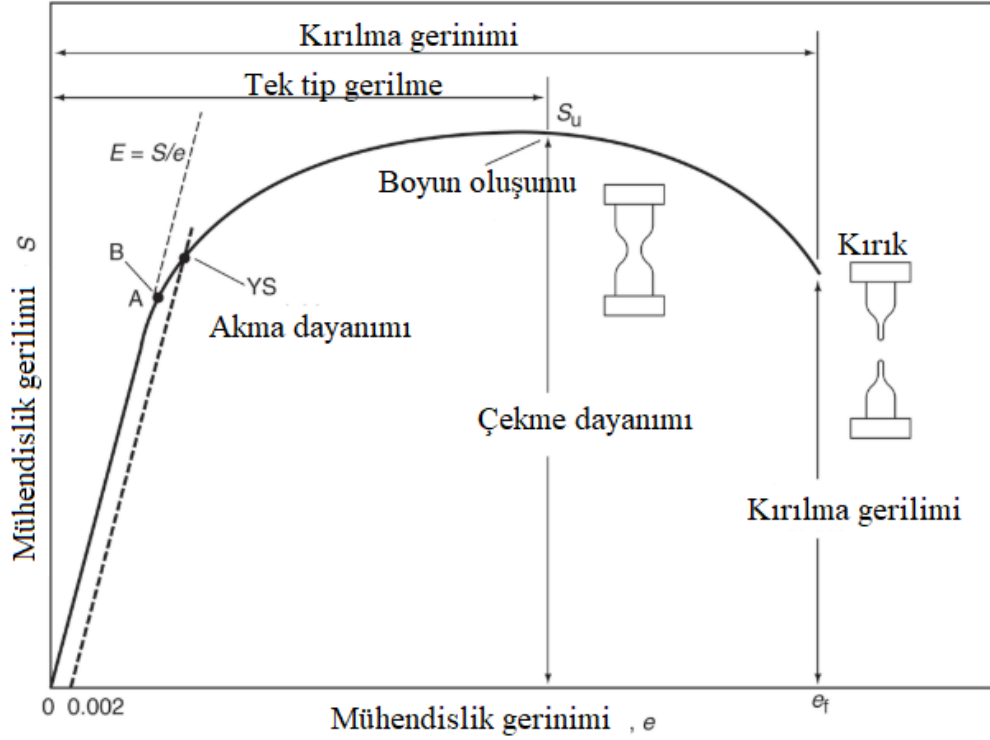
2.3. Magnezyumun Mekanik Özellikleri

Al alaşımlarıyla karşılaştırıldığında, Mg alaşımlarının uygulamaları hala sınırlıdır. Bunun temel sebeplerinden biri, mevcut Mg alaşımlarının çekme özelliklerinin hala düşük olmasıdır. Döküm Mg alaşımları, dövme magnezyum alaşımları ile karşılaştırıldığında, daha kısa işlem döngüsü ve montaj maliyetleri nedeniyle bileşenlerin seri üretimi için açık ekonomik avantajlara sahiptir. Bu nedenle toplam Mg alaşımlı ürünlerin neredeyse % 90'ı döküm işlemlerini içerir. Geçen yüzyıldan beri, Mg döküm alaşımlarının mukavemetini geliştirmek için çok sayıda çalışma yapılmıştır. Bu çalışmalar temel olarak farklı mikroyapı türleri ile Mg alaşımlarının güçlendirme mekanizmalarına odaklanmıştır. Magnezyum elementi kimyasal olarak

çok aktiftir ve intermetalik bileşikler oluşturmak için diğer alaşım elementleriyle etkileşime girebilir. Metaller arası bileşikler neredeyse tüm magnezyum alaşımlarında bulunabilir. Yüksek sıcaklıklarda döküm sırasında çökebilir veya düşük sıcaklıklarda katı hal dönüşümleri ile oluşabilirler. İntermetaliklerin morfolojileri çok çeşitlidir. Katılaşma sırasındaki belirli üçlü ilave ve soğuma hızına bağlı olarak küresel, katmanlı ve iğne benzeri şekillerde karşımıza çıkabilirler. Boyutları ise farklılık gösterebilir. Bu intermetalik bileşikler, mekanik özelliklerin ve mikro yapının optimize edilmesinde çok önemli bir rol oynamaktadır. Yaşlandırılabilir ve dövme magnezyum alaşımlarında, hem mikro yapı hem de mekanik özellikler, intermetaliklerin çökeltmesi ve metaller arası çökelti ile boşluklar arasındaki dinamik etkileşimin kontrolü ile uyarlanabilir. Sürünmeye dirençli magnezyum alaşımlarında, intermetalik çökelti tane sınırı kaymasını baskılayabilir ve dislokasyon tırmanışını sabitleyebilir, bu da sürünme özelliklerinin iyileşmesine sebep olabilir [23, 27, 73, 100, 101].

Dökme Mg alaşımlarının güçlendirme mekanizmaları arasında saf Mg güçlendirme, ikincil faz güçlendirme, katı çözelti güçlendirme, çökelme güçlendirme ve tane sınırı güçlendirme bulunur. Saf Mg güçlendirmesi, yaklaşık 21 MPa olduğu tahmin edilen Mg atomlarının bağlanmasından gelir. Katı çözelti güçlendirmesi, Mg alaşımlarının kafes parametrelerini ve bağlama kuvvetlerini değiştiren çözeltideki atomlardan gelir. Çözelti atomları, alaşımları güçlendiren Mg alaşımlarında dislokasyonlar ve ikizlenme ile etkileşime girer [100].

Bir bileşenin akma veya kırılma yoluyla arızaya direnme kabiliyetine mukavemet denir. Gerilmelere maruz kalan bir malzemenin davranışı, gerilme-gerinim eğrilerinde gösterilmektedir. Görselleştirmek için en basit yükleme, tek boyutlu bir çekme testidir ve burada tek biçimli ince bir test numunesi uzun merkezi eksen boyunca gerilir. Gerilme-gerinim eğrisi, uygulanan yük genellikle kırılmaya kadar monoton olarak artırıldığından numunenin performansının bir temsilidir. Veri sayfalarındaki gerilim-gerinim eğrileri genellikle, çoğu hesaplamada numunenin orijinal boyutlarının kullanıldığı “mühendislik” gerilim-gerinim eğrileri olarak sunulur [85].



Şekil 2.15. Mühendislik gerilim-gerinim eğrisi [85].

Ticari yüksek mukavemetli döküm Mg alaşımları Mg-Al, Mg-RE ve Mg-Zn bazlı alaşımlar olarak sınıflandırılabilir. Bu dökme Mg alaşımlarının tipik çekme özellikleri Tablo 2.6'da listelenmiştir. Döküm Mg-Al esaslı alaşımlar, düşük maliyetleri ve iyi dökülebilirlikleri nedeniyle en yaygın kullanılan Mg alaşımlarıdır. Kum döküm T6 durumundaki AZ91 alaşımının tipik çekme özellikleri, akma mukavemeti 145 MPa, nihai çekme mukavemeti 270 MPa ve uzamada % 6'dır. Mg-Al esaslı alaşımlar için en büyük sorun, özellikle AZ91 alaşımı olmak üzere yüksek büzülme eğilimleridir. Büzülmeler, AZ91 Mg alaşımının çekme mukavemetini keskin bir şekilde düşürür. Bu sebeple, gerçek gerilme özellikleri, genellikle büzülmeler içerdiklerinden tablodakilerden çok daha düşüktür [100].

Ticari dökme Mg alaşımlarının çoğu, Tablo 2.6'da gösterildiği gibi, çökeltilerle güçlendirilebilir. Mg-Al bazlı alaşımlar arasında, AM50, AM60 ve AS41 Mg alaşımlarının yaşlanma sertleşebilirliği çok azdır. Bu nedenle, bu alaşımlar sadece yüksek soğutma hızında ince taneler üretebilen basınçlı döküm işleminde kullanılabilir. AZ91, AZ63, QE22, WE43, WE54, ZC63, ZE41, ZK51, ZK61 dâhil olmak üzere diğer tüm ticari dökme Mg alaşımları, kalıcı kalıp döküm ve kum döküm gibi daha düşük bir soğutma hızıyla dökülebilir. Çözeltiye alma ve

yaşlandırma işlemine (T6) tabi tutularak, çekme özellikleri, orijinal döküm durumuna kıyasla önemli ölçüde iyileştirilebilir. Bu nedenle döküm Mg alaşımları, daha yüksek mukavemet elde etmek için genellikle T6 ısıtma işlemine tabi tutulur. Mg-Sn bazlı alaşımların sadece Mg-Al bazlı alaşımlarla karşılaştırılabilir çekme özelliklerine sahip olduğu Tablo 2.6'dan görülebilir: süneklik daha yüksek iken mukavemet daha düşüktür [100].

Gerinim sertleştirme, metallerin kırılma özelliklerini, güçlendirmeyi, enerji absorpsiyonunu ve şekillendirilebilirliğini değerlendirmek için önemli hususlardan biridir. Gerinim sertleştirme özelliklerinin metalik malzemelerin mekanik özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu gösteren çok sayıda araştırma vardır. Metalik malzemelerin gerinim sertleşmesi davranışı ile daha fazla deformasyona karşı direnç gösterilebilir ve çekme kararsızlıkları sınırlandırılabilir, bu nedenle süneklik ve deforme olabilirlik kontrol edilir. Kübik metallerin gerinimle sertleşme davranışı üzerine detaylı çalışmalar yapılmıştır. HCP yapılı metallerdeki sertleşme durumu, sınırlı kayma sistemleri ve düşük simetrik kristal yapının neden olduğu güçlü plastik anizotropi nedeniyle daha karmaşıktır. Magnezyum alaşımlarının gerinim sertleşmesi davranışı üzerinde faz, tane boyutu, yapı, ikizlenme, sıcaklık ve gerinim hızının etkileri olduğu tespit edilmiştir [103].

Tablo 2.6. Magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri [40, 100,102] (S: Kum döküm, DC:Kokil döküm, PM:Kalıcı kalıp dökümü,T4:Çözeltiye alma ısı işleme, T6:Çözeltiye alma+yaşlandırma, T5:Döküm+yaşlandırma).

Mekanik Özellikler					
Alaşım	Yöntem	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Çökelti Güçlendirme Yeteneği
AZ91	S-T6	270	145	6	Evet
	S-T4	270	90	15	
	DC	230	150	3	
AZ63	S-T6	232	122	5,5	Evet
	S-T4	252	94	10	
AM50	DC	210	125	10	Biraz
AM60	DC	225	130	8	Biraz
AS41	DC	215	140	6	Biraz
WE43	S-T6	250	162	2	Evet
WE54	S-T6	250	185	2	Evet
Mg-5Sn-5Al-1Zn	PM	~220	~85	~16	
AZ91-1Nd	PM	240		~4,2	

Pekleşme üssünün metalik malzemelerin temel mekanik davranış performans parametrelerinden biri olduğu bilinmektedir. Metalik malzemelerin çekme özellikleri değerlendirilirken bu parametrenin bilinmesi gerekir. Metalik malzemelerde n değeri, üniform plastik deformasyon aşamasında gerçek akış gerilimi ve gerçek gerinim arasındaki ilişkiyi ifade eder. Normalde, daha yüksek bir n değeri, daha güçlü bir gerinim sertleştirme etkisini ve daha iyi şekillendirilebilirliği ifade eder. Örnek

olarak, iyi şekillendirilebilirliğe sahip metaller için n değerleri popüler olarak yaklaşık 0,2-0,5 arasındadır [104, 105].

Metallerin oda sıcaklığında şekillendirilebilirliğini (derin çekme gibi) etkileyen ve malzemenin incelmeye karşı direncini gösteren önemli faktörlerden biri de Lankford katsayısı olarak bilinen anizotropi (r) değeridir. Kalınlık ve uzunluktaki kalıcı değişiklikler, çekme testleri sırasında ölçülerek malzemenin şekillendirilebilirliği ile ilgili önemli bilgilere ulaşılabilir.

2.4. Magnezyumun Korozyon Özellikleri

Metallerin korozyonu, kullanımlarını, potansiyel uygulamalarını ve operasyonel koşullarını sınırlayan önemli bir faktördür. Yüksek spesifik mukavemet özellikleri nedeniyle magnezyum alaşımları havacılık, askeri, otomotiv, biyo-tıp, enerji ve bunun gibi birçok endüstriyel uygulamada yaygın olarak talep görmektedir. Bununla birlikte, magnezyum alaşımlarının yüksek kimyasal reaktivitesi, agresif ortamlarda uygulanabilirliğini önemli ölçüde sınırlandırır ve ekonomik kayıplara sebep olabilmektedir. Bu nedenle, korozyon koruması için etkili teknolojilerin geliştirilmesi, çeşitli uygulama alanlarında magnezyum içeren yapıların kullanımını sağlamak için çok önemlidir. Çeliklerin veya alüminyum alaşımlarının aksine, magnezyum bazlı alaşımların, stres korozyonu çatlamasına çok daha yüksek bir direnç gösterdiğine dikkat edilmelidir ve aynı zamanda taneler arası ve tabaka (dökülme) korozyonuna karşı oldukça dirençlidirler. Uçakların, otomobillerin, trenlerin, gemilerin ve askeri savunma ekipmanlarının yapımında güvenilir uygulamalar için aşınma ve korozyona dayanıklı bileşenlerin üretiminde son derece dayanıklı hafif malzemelerin talebi, piyasa kapasitesi için bir hayli yüksek olmuştur [106-108].

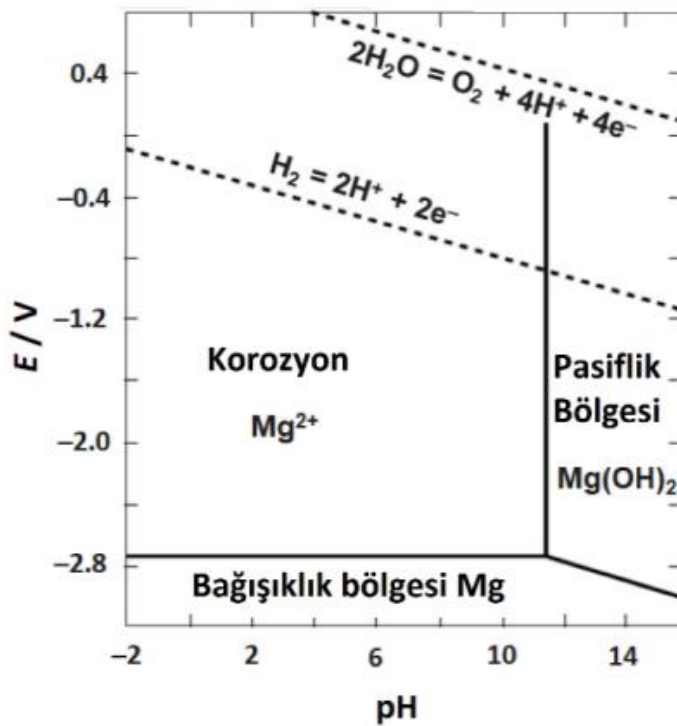
Magnezyum, insan vücudunda en bol bulunan dördüncü katyondur ve insan metabolizması ve biyolojik mekanizmalardaki Mg miktarının yaklaşık %50'si kemik dokuda yer alır. İmplant edilmiş magnezyumun in-vivo gözlemi, magnezyum çevresinde önemli ölçüde artmış kemik hacmini gösterir, bu da iyi biyolojik olarak parçalanabilirliği gösterir. Magnezyum alaşımlarının gelişimi, biyolojik olarak parçalanabilen stentler, vidalar ve intramedüller çiviler gibi hem yüksüz hem de yüklü uygulamalarda implantlar için daha fazla olanak sağlarlar. Magnezyum alaşımlarının birçok avantajı olmasına rağmen, biyomedikal malzemeler olarak ana

sınırlamaları, reaktif yapıları nedeniyle çok yüksek korozyon hızlarıdır (yüksek derecede negatif standart elektrot potansiyeli -2,34 V. Özellikle insan vücut sıvısı veya kan plazması klor içeren bir solüsyonda çok hızlı korozyona uğrarlar. Ayrıca, magnezyum alaşımları galvanik korozyona kolayca uğrar. Bu nedenle, magnezyum alaşımlarının korozyon hızını kontrol etmek için mikroyapı-biyokorozyon oranı ilişkisinin bilinmesi gerekir [108-115].

Diğer metaller gibi, Mg alaşımlarının korozyon modları, makro ölçekte elektrokimyasal, bileşim ve mikroyapısal olarak üniform veya genel korozyon ve lokal korozyona ayrılabilir. İkincisi ağırlıklı olarak galvanik korozyon, oyuk korozyonu, ipliksi korozyon, taneler arası korozyon, pul pul dökülme korozyonu, çatlak korozyonu, stres korozyonu çatlaması, korozyon yorgunluğu ve erozyon korozyonunu içerir. Bununla birlikte, pul pul dökülme korozyonu ve çatlak korozyonu nadiren bildirilmiştir. Korozyon formu temel olarak kimyasal bileşim, tane boyutu ve şekilleri, ikincil fazların veya metaller arası bileşik parçacıkların boyutu, şekli ve dağılımı, inklüzyonlar, tane sınırları, kristalografik yönler ve dislokasyon yoğunluğu gibi metalürjik faktörlerden etkilenir. Ayrıca, ekstrüzyon ve haddeleme gibi işlem sonrası ve ısıtma işlem sonrası (T4, T5 ve T6), korozyon mekanizması üzerinde önemli bir etki gösterir. Bu tedaviler, mikro yapıda ve streste belirgin değişikliklere neden olabilirler. Ayrıca, korozyon modu aynı zamanda klor iyonu içeriği ve aşındırıcı çözeltinin pH değeri ile de yakından ilgilidir. Lokalize korozyon, düşük pH değeri veya asidik ve nötr çözelti altında oluşmaya meyillidir [116].

Çoğu metal ve alaşım gibi Magnezyum da korozyonunu kontrol etmek için doğal bir yüzey filmine sahiptir. Ancak, bu filmin doğası tam olarak anlaşılamamıştır. İyi pasif filmler, zararlı anyonların veya oksidanların içe akışına direnen, katyonların dışa akışını kısıtlayan ve bölgesel bir bozulma durumunda kendilerini hızla tamir eden filmlerdir. Elektrolit türleri ve metaldeki safsızlıklar gibi metalürjik ve çevresel faktörlere büyük ölçüde bağlı olan yüzey filmlerinin yapısı ve bileşimi, pasif bir filmin koruyuculuk yeteneğini belirler. Her türlü ortamda yüksek korozyon direnci gösteren malzeme yoktur. Malzemelerin yüksek korozyon direnci bazı özel ortamları ifade eder. Çelik ve alüminyum alaşımları gibi diğer malzemelerle karşılaştırıldığında, magnezyum ve magnezyum alaşımları için uygun olan daha az ortam vardır. Örneğin, magnezyum ve magnezyum alaşımları genellikle bazik

çözeltilerde kararlıyken nötr ve asidik ortamlarda yüksek oranlarda çözünürler. Bu, normalde nötr ortamda kararlı olan ancak hem bazik hem de asidik çözeltilerde kararsız olan alüminyum alaşımlarından oldukça farklıdır. Birkaç istisna dışında, su olmadığı sürece oda sıcaklığına yakın sıcaklıklarda saf magnezyumda kayda değer bir korozyon olmaz. Suda veya sulu ortamlarda magnezyumun çözünmesi genellikle magnezyum hidroksit ve hidrojen gazı üretmek için su ile elektrokimyasal reaksiyonla ilerler. Magnezyumun saf sudaki korozyon performansı büyük ölçüde sıcaklığa bağlıdır. Sudaki korozyon direnci, yüksek sıcaklıklarda artan sıcaklıkla azalır, korozyon özellikle 100°C'nin üzerinde şiddetli hale gelir [117-122].

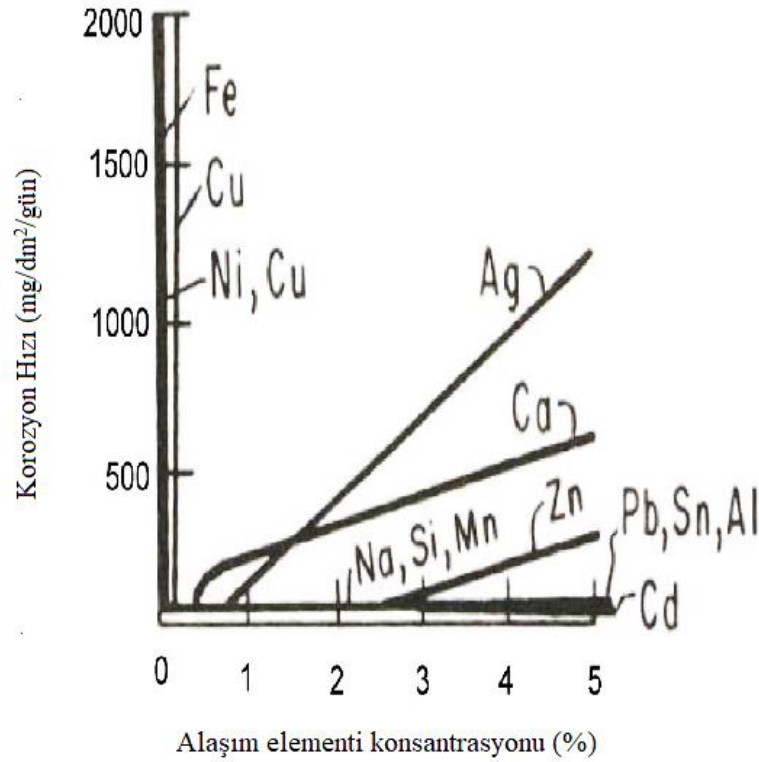


Şekil 2.16. 25 °C Su- Mg için Pourbaix Diyagram [123].

Şekil 2.16'dan görüldüğü gibi Mg kolaylıkla Mg^{2+} 'yi oluşturmak üzere çözünür. Mg'nin -2 ile 10,5 arasında değişen geniş bir pH aralığında çözünmeye meyilli olduğu ve sadece yüksek alkali koşullarda magnezyum hidroksitin çözünmediği ve dolayısıyla koruyucu pasif bir film olduğu gözlemlenmiştir. Mg asidik koşullarda veya klorür, bromür ve sülfat iyonlarının varlığında bütünlüğünü tamamen kaybetmektedir [121].

Mg ve Mg alaşımlarının korozyon davranışındaki en kritik faktörlerden biri de metal saflığıdır. Magnezyum, mevcut empürite seviyeleri varsa veya diğer metallerle temas halindeyse, korozyona daha duyarlı hale gelir. Empüritelerin üzerinde doğal

bir yüzey filmi olmaması nedeniyle, daha pozitif potansiyel, empürilerin hidrojen deşarjı için verimli katotlar olmasına izin verir, böylece korozyon hızında önemli ölçüde artış meydana gelir. Bu nedenle, Fe, Ni veya Cu gibi düşük hidrojen aşırı voltajlarına sahip metallere saf magnezyumdaki az miktardaki safsızlık bile, korozyon direncini büyük ölçüde azaltır. Kurşun ve çinko gibi daha yüksek hidrojen aşırı gerilimli metaller ve ayrıca alüminyum ve manganez gibi güçlü elektronegatif metaller bu açıdan daha az tehlikelidir. Şekil 2.17, oda sıcaklığında %3'lük bir NaCl çözeltisinde magnezyumun korozyonu üzerindeki safsızlık ve alaşım elementlerinin etkisini göstermektedir. Fe, Cu, Ni korozyon hızını artırabilirken Cd, Sn ve Al saf magnezyumun korozyon direncini önemli ölçüde azaltabilir [118, 119].



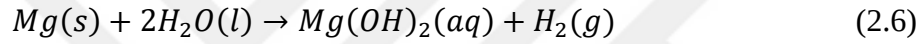
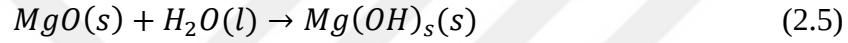
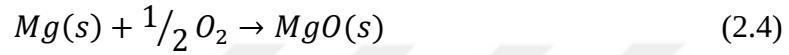
Şekil 2.17. Oda sıcaklığında %3'lük bir NaCl çözeltisinde magnezyumun korozyonu üzerine alaşım elementlerinin etkisi [118].

2.4.1. Magnezyumun korozyon mekanizması

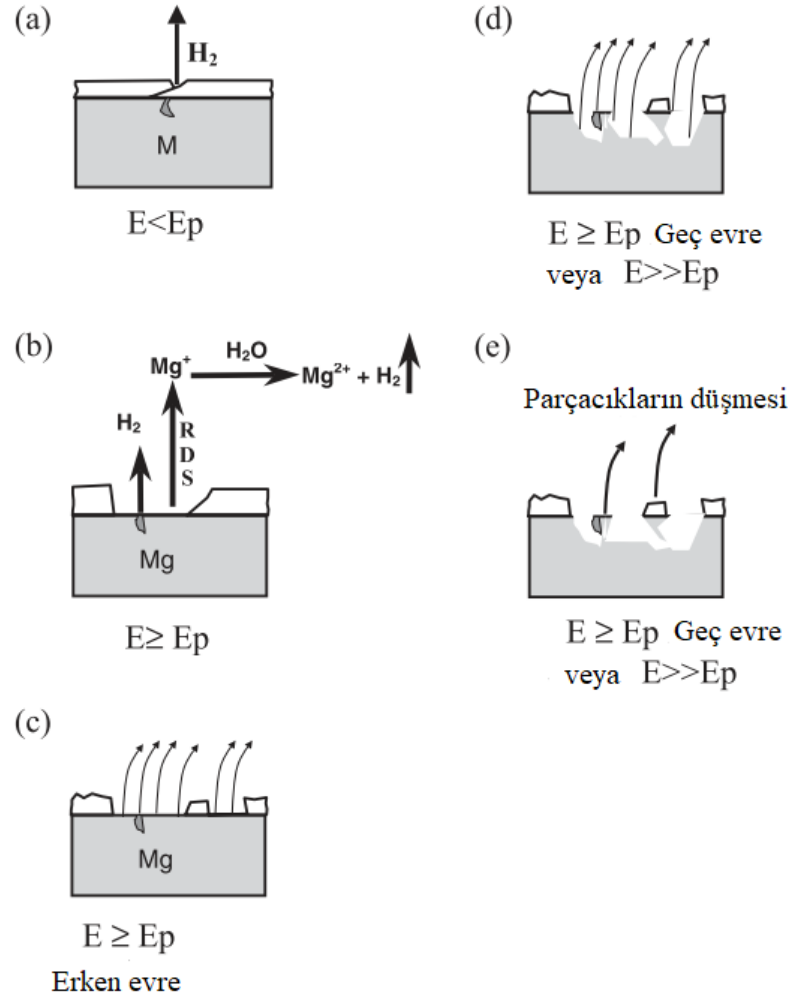
Metalik magnezyum bir ortama maruz kaldığında meydana gelen tüm fiziksel ve kimyasal özellikler ve işlemler korozyon mekanizması olarak tanımlanır [124].

Literatürdeki çalışmalara göre magnezyumun yüzeyinde oluşan çift katmanlı oksit/hidroksit tabakasının iç kısmında MgO dış kısmında ise gözenekli Mg(OH)₂ tabakası bulunmaktadır. Atmosferik ortam için saf magnezyumun yüzeyinde oluşan

MgO (Eşitlik 2.4) ile hava ile temastan koruma gerçekleşmekte ve böylece iyi bir atmosferik korozyon direnci sağlamış olmaktadır. Eğer ortamda su bulunursa oluşan oksitler yarı kararlı $Mg(OH)_2$ 'e dönüşmekte (Eşitlik 2.5) ve düşük sulu korozyon dayanımı sağlamaktadır. Eşitlik 2.6 magnezyumun bütün korozyon reaksiyonlarını göstermekte ve açığa çıkan hidrojen gazı meydana gelen parçalanmayı ortaya koymaktadır. Mg'nin oksitlenmiş hallerinde Mg^{2+} , MgO veya $Mg(OH)_2$ çok daha negatif bir kimyasal potansiyele sahip olduklarından, çoğu pratik ortamda Mg termodinamik olarak kararsızdır. $Mg(OH)_2$ 'nin Mg^{2+} veya MgO'inkinden daha negatif kimyasal potansiyeli, ayrıca $Mg(OH)_2$ 'nin bir çözeltide Mg^{2+} ve MgO'dan daha kararlı bir korozyon ürünü olduğunu gösterir [125-127].

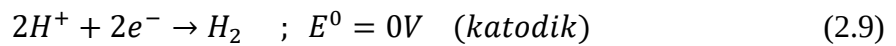
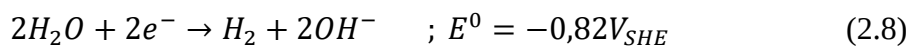
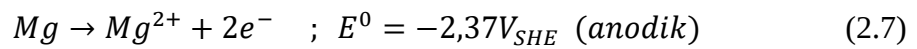


Şekil 2.18. magnezyum için korozyon mekanizmasını göstermektedir. Buna göre, çukurcuk potansiyeli E_p 'den daha düşük bir potansiyelde, koruyucu film magnezyum yüzeyini kaplar (Şekil 2.18 (a)). Şekil 2.18 (b)'de ise E_p 'nin üzerindeki bir potansiyelde, film kısmen koruyucudur. Korozyon, yüzey filmindeki kopmalarda başlar. Şekil 2.18 (c)'de sınırlandırılmış korozyon alanlarının tesadüfen gelişmesi, şekil 2.18 (d)'de çukurların oluşumu ve şekil 2.18 (e)'de saf magnezyumun korozyonunda yüzeydeki parçacıkların düşmesi gösterilmektedir. Kısmen koruyucu film potansiyele bağlıdır, çünkü esasen tüm yüzey üzerinde tam bir film kaplaması vardır ve çukurlanma potansiyelinin altındaki potansiyeller için düşük bir korozyon oranı vardır. Çukurlanma potansiyelinde bazı filmsiz alanlar vardır ve artan potansiyel ile yüzey filmi olmayan yüzey alanı artar. Potansiyel çukurlanma potansiyelinin üzerine çıktıkça, üzerinde anodik ve katodik kısmi reaksiyonların bir yüzey filmi ile kaplanmış yüzeye göre daha serbest bir şekilde meydana gelebileceği film içermeyen artan bir yüzey alanı vardır. Ayrıca, potansiyel çukurlanma potansiyelinin üzerine çıktıkça, artan Mg^{2+} konsantrasyonu nedeniyle kimyasal reaksiyonun hızı artar ve eş zamanlı olarak açığa çıkan hidrojen miktarında bir artış olur [124].

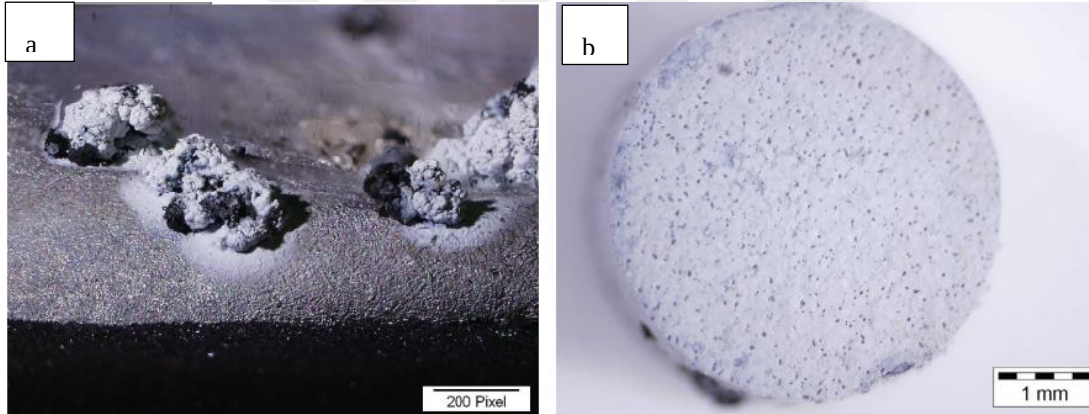


Şekil 2.18. Magnezyum için korozyon mekanizması [124].

Elektrokimyasal reaksiyonların çoğu negatif bir standart denge potansiyeline sahiptir, bu da Mg'un korozyonunda anodik bir işlem olabileceğini düşündürür. Mg alaşımları, aşağıda Eşitlik 2.7 ve Eşitlik 2.8 ile verilen iki elektrokimyasal yarı reaksiyon tarafından nispeten yüksek çözünme gösterir. Eşitlik 2.7 Mg^{2+} 'nın oluşumunu ifade eder. Yapılan çalışmalara göre doğrudan Mg^{+2} oluşumu imkânsızdır ve bunun yerine oldukça reaktif ve kısa ömürlü olan Mg^+ oluşumu gözlenir. Kütle spektroskopisine göre Mg^+ ile su molekülü arasında gerçekleşen reaksiyon ise Eşitlik 2.10'da verilmiştir [7, 125, 128].



Magnezyumun yüksek sıcaklıkta oksidasyonu doğrusaldır. Daha yüksek sıcaklıklarda, özellikle ötektik sıcaklık olan 437 °C civarında, Mg-Al alaşımlarında farklı bir davranış fark edilmiştir. Daha yüksek sıcaklıklardaki bariz fark, difüzyon işlemi sebebiyle Mg-Al alaşımlarındaki faz hacimlerinin ve kimyasal özelliklerin değişmesinden kaynaklanmıştır. Daha düşük sıcaklıklardaki alaşımlar dönüştürülmüş ötektik oluşturur; fakat 437 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda ötektik giderek bozulur ve küreselleşir, bu arada magnezyum bölgesi matris boyunca homojenleşir. Ana alaşım elementi alüminyum, Mg'den farklı uçucu ve oksitleyici özelliklere sahiptir. Alüminyumun kendisi çok dirençli bir Al_2O_3 filmi oluştursa da, kütle olarak %1'in üzerinde Al ilavesi magnezyumun oksidasyonunu artırır. Mg alaşımlarında daha yüksek sıcaklıklarda kafes difüzyonu azalır. Bu nedenle oksit film daha uzun süre sabit ve koruyucu kalır. Koruyucu oksit film, sözde oksit süngerimsi lekelerin oluşmasıyla yok edilir (Şekil 2.19). Bu süngerimsi lekelerin, çatlaklardan içeri oksijen girişi varlığında oluştuğuna inanılmaktadır [129-131].



Şekil 2.19. Magnezyum için a) Oksit süngerlerinin büyümesi ve b) Koruyucu oksidasyonun morfolojisi [129,131].

2.4.2. Korozyon türleri

Korozyon, genellikle bir malzemenin çevresi ile arasında olan, malzemenin veya özelliklerinin bozulmasına neden olan kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyondur. Bu reaksiyon herhangi bir noktada veya herhangi bir zamanda meydana gelebilir. Bu tanım herhangi bir malzeme türü için geçerli olsa da, özellikle metalik malzemeler için ayrılmıştır. Korozyon süreçleri sadece metal veya metal alaşımlarının kimyasal özelliklerini etkilemekle kalmaz, aynı zamanda fiziksel özelliklerinde ve mekanik davranışlarında da değişiklikler meydana getirir.

Korozyon bölgesel ve homojen olarak ele alınabilir. Metal iyonlarının korozyon eğiliminin saptanmasında kullanılan elektrod potansiyelleri en önemli veridir. Bütün korozyon olaylarının gerçekte elektrokimyasal temellere dayandığı bilinmektedir. Tablo 2.7'den görüldüğü gibi Mg, -2.37 V gibi oldukça düşük elektronegatif potansiyele sahip olduğu için galvanik korozyona yatkınlığı korozyon direncini düşüren bir sebeptir. Daha yüksek elektronegatif potansiyele sahip mikroyapıdaki farklı fazlar veya empüriteler sonucu da galvanik korozyon gerçekleşebilir. Nikel, demir, bakır gibi empüriteler bu sebeple oldukça zararlıdır [28].

Tablo 2.7. 25°C'de bazı elementlerin standart elektrot potansiyelleri [28, 132].

Elektrot	Potansiyel, V	Reaksiyon
Au, Au ³⁺	1.50	Au ³⁺ + e ⁻ → Au
Pt, Pt ²⁺	1.20	Pt ²⁺ + e ⁻ → Pt
Ag, Ag ⁺	0.80	Ag ⁺ + e ⁻ → Ag
Cu, Cu ²⁺	0.34	Cu ²⁺ + e ⁻ → Cu
H ₂ , H ⁺	0.00	
Sn, Sn ²⁺	-0.14	Sn ²⁺ + e ⁻ → Sn
Ni, Ni ²⁺	-0.25	Ni ²⁺ + e ⁻ → Ni
Co, Co ²⁺	-0.28	Co ²⁺ + e ⁻ → Co
Cd, Cd ²⁺	-0.40	Cd ²⁺ + e ⁻ → Cd
Fe, Fe ²⁺	-0.44	Fe ²⁺ + e ⁻ → Fe
Cr, Cr ²⁺	-0.74	Cr ²⁺ + e ⁻ → Cr
Zn, Zn ²⁺	-0.76	Zn ²⁺ + e ⁻ → Zn
Al, Al ³⁺	-0.17	Al ³⁺ + e ⁻ → Al
Mg, Mg ²⁺	-2.37	Mg ²⁺ + e ⁻ → Mg
Na, Na ⁺	-2.71	Na ⁺ + e ⁻ → Na
K, K ⁺	-2.92	K ⁺ + e ⁻ → K
Li, Li ⁺	-3.02	Li ⁺ + e ⁻ → Li

Korozyon olayları ortamların değişmesi ile birbirlerinden oldukça farklılık göstermektedir. Korozyon türlerinin bazıları aşağıda verilmiştir.

2.4.2.1. Homojen (üniform, genel) korozyon

Bu tür korozyon, yaygın olarak bilinen demirin paslanmasını, gümüşün kararmasını, nikelin sislenmesini ve metallerin yüksek sıcaklıkta oksidasyonunu da içermektedir. Oksidasyon ve indirgenme reaksiyonları belirli bir bölgede yerel olarak değil, tüm yüzeyde rastgele meydana gelmektedir. Genel korozyona genellikle tek tip korozyon denmesine rağmen, metal yüzey üzerindeki korozyon derinliği, Şekil 2.20'den görülebileceği gibi aslında tamamen tekdüze değildir. Bir metalde genel korozyon

meydana geldiğinde, metal yüzey üzerinde tipik olarak tepeler ve vadiler vardır. Bununla birlikte, metal üzerinde küçük, derin aşınmış alanlar olmadığında korozyon genel olarak kabul edilir. Tek tip saldırı oranları, çeşitli birimlerde rapor edilir; günde metrekaresine başına gram (gmd), yılda mil (1 mil = 0,001 inç) (mpy) ve günde desimetre kare başına miligram (mdd) şeklinde ifade edilirler. Bu birimler, yüzeydeki herhangi bir yapışkan veya yapışmayan korozyon ürünü hariç, metal nüfuzunu veya metalin ağırlık kaybını ifade eder. Örneğin çelik, deniz suyuyla yaklaşık 0,13 mm/y, 2,5 gmd veya 25 mdd nispeten eşit bir oranda korozyona uğrar. Bunlar zaman ortalamalı değerleri temsil eder. Genel olarak ilk korozyon hızı, sonraki hızlardan daha büyüktür. Korozyon oranları rapor edildiğinde maruz kalma süresi her zaman verilmelidir. Çünkü rapor edilen bir oranı, test süresini çok aşan maruz kalma sürelerinde tahmin etmek genellikle güvenilir değildir. mm/y'nin gmd'ye dönüştürülmesi veya tam tersi metal yoğunluğu hakkında bilgi gerektirir. Örneğin alüminyum gibi hafif bir metal için birim alan başına belirli bir ağırlık kaybı, ağır bir metal (örneğin kurşun) için aynı ağırlık kaybından daha büyük bir gerçek metal kalınlık kaybını temsil eder [115, 133].



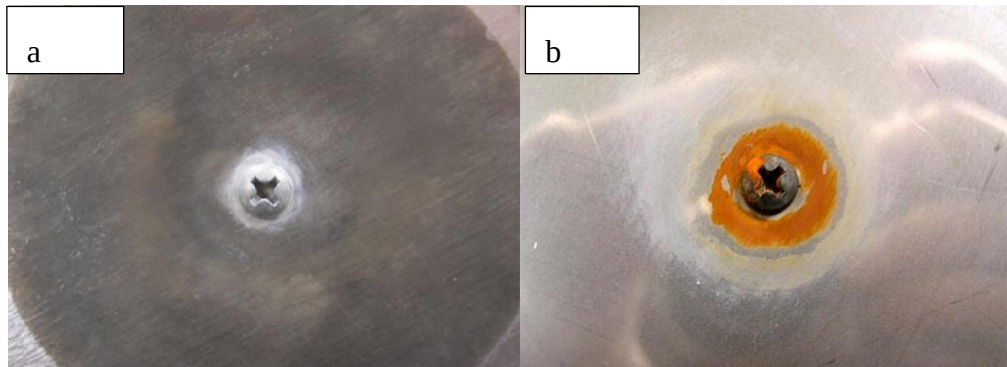
Şekil 2.20. Genel korozyon gösterimi [133].

2.4.2.2. Galvanik korozyon

Galvanik korozyon, Mg alaşımlarının ortak bir korozyon özelliğidir. Örneğin, hafif güç aktarma organlarında ve otomotiv gövdelerinde Mg parçalar çeliklere bağlandığında veya kaynak yapıldığında galvanik korozyon meydana gelebilir. İnsan vücudu sıvılarında, bozunabilir. Mg vidalar titanyum ve paslanmaz çelikten yapılmış kemik plakalarına bağlandığında ciddi galvanik korozyon ortaya çıkar. Bu senaryo, galvanik metal serilerinde en aktif uçta bulunan Mg'a atfedilir. Bu nedenle, Mg ve alaşımları, paslanmaz çelikler ve titanyum alaşımları gibi katodik metallere bağlandığında anot haline gelir. Bu tür galvanik korozyona bimetallik korozyon da denir. Galvanik korozyonun etkilerini azaltmak için galvanik seride birbirine yakın olan iki metalin seçilmesi ve anot alanının mümkün olduğunca büyük seçilmesi gerekir [116].

Metaller, bir çözeltiye daldırıldığında ölçülebilir elektriksel potansiyeller geliştirirler. İki farklı metal arasındaki potansiyel farkın büyük olması metaller arasında galvanik korozyona neden olabilir. En küçük açık devre potansiyeline sahip metal anot olarak adlandırılır ve korozyona uğrar. En büyük açık devre potansiyeline sahip metal ise katot olarak adlandırılır ve korozyona uğramaz. İki metal arasında galvanik korozyon oluşması için üç koşul vardır ve bu koşullar aşağıdaki gibidir [133];

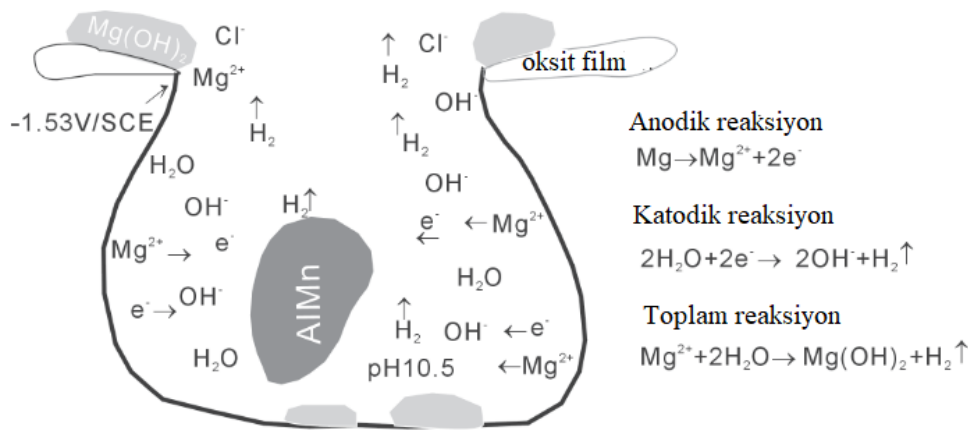
1. İki metal arasındaki açık devre potansiyeli önemli ölçüde farklıdır.
2. İki metal birbiriyle doğrudan temas halindedirler.
3. Bir elektrolit iki metal arasındaki temas alanını kaplamaktadır [133].



Şekil 2.21. Galvanik korozyon gösterimi; a) Büyük anot alanı-küçük katot galvanik korozyon, b) Küçük anot-büyük katot galvanik korozyon [133].

2.4.2.3. Çukurcuk (oyuklanma) korozyonu

Mg alaşımlarının en yaygın korozyon türlerinden biri de çukurcuk korozyonudur. Çukurların oluşumu, Mg alaşımı yüzeyindeki kimyasal bileşim ve spesifik mikroyapısal özellikler ile ilgilidir. Mg alaşımlarının korozyonu üzerinde kimyasal bileşim, tane boyutu, ısıtım işlem durumu ve ikinci fazların dağılımı önemli bir etkiye sahiptir. Çukurlaşma korozyonu genellikle pasifliğin bozulmasıyla ilişkilidir. Metal yüzeyinden içeri doğru ilerleyerek, çoğunlukla çok küçük bir malzeme kaybı ile hasar oluşturan bölgesel bir korozyon şeklidir. Korozyon ürünlerinin varlığı nedeniyle yüzey çukurlarının görülmesi zor olduğundan, bu korozyon şekli diğer korozyon türlerinden daha ciddidir. Çukurlar küçüktürler ve oldukça da aşındırıcıdır. Metal matrisi delerek aşağı doğru büyümeye devam ederler [116, 134, 135].

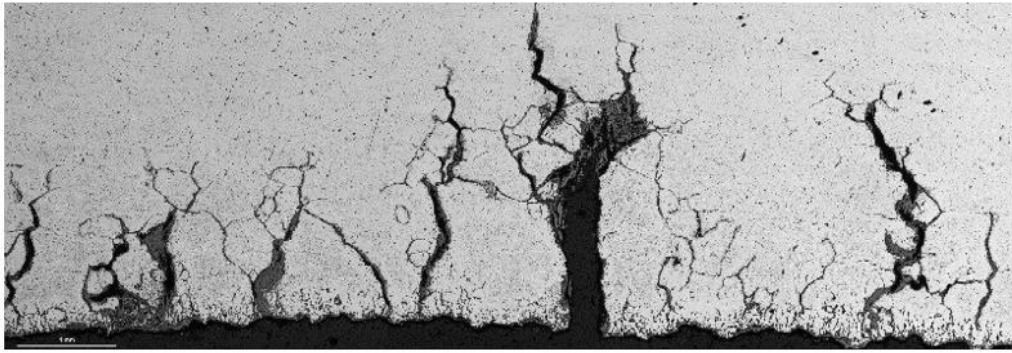


Şekil 2.22. Mg alaşımı AM60 için çukurcuk korozyon modeli [116].

2.4.2.4. Gerilmeli korozyon ve/veya gerilmeli korozyon çatlaması

Stres korozyonu çatlaması olarak da adlandırılan gerilmeli korozyon çatlaması, uygulanan bir çekme gerilimi ve korozyona sebep olacak bir ortamın birleşik etkisinden kaynaklanır; her iki etki de olmalıdır. Belirli bir aşındırıcı ortamda neredeyse inert olan bazı malzemeler, bir stres uygulandığında bu tür korozyona duyarlı hale gelebilir. Küçük çatlaklar oluşur ve sonra gerilmeye dik bir yönde ilerler ve son olarak kırılma meydana gelebilir. Metal alaşımı sünek olsa bile, kırılma davranışı gevrek bir malzeme için karakteristiktir. Ayrıca, çekme mukavemetinin önemli ölçüde altında nispeten düşük gerilme seviyelerinde çatlaklar oluşabilir [136].

Stres korozyon çatlaması, özellikle mühendislik hizmetinde tehlikeli ve karmaşık bir korozyon şeklidir. Güvenli olduğu düşünülen mekanik yükleme koşullarında yavaş bir çatlak büyümesine neden olur. Kritik çatlak boyutuna ulaşıldığında ise çok hızlı bir kırılmaya sebep olur. Stres korozyon çatlaması üç yönlü bir etkileşim içerir: (1) bir stres sağlayan mekanik bir yükleme, (2) hassas bir alaşım ve (3) genellikle kabul edilebilir bir genel korozyon oranının olduğu ortamdır. Stres korozyon çatlaması, alaşımın mikro yapısına, bileşimine ve çalışma ortamına bağlı olarak gerçekleşir. Matrisin anodik çözünmesi tane sınırlarında meydana gelir. Bu tip korozyondan sonra uygulanan bir kuvvet veya stres malzeme yapısını bozar [137-139].



Şekil 2.23. Mg-1.2Zn-0.5Ca alaşımında görülen gerilmeli korozyon çatlaması [138].

2.4.3. Korozyonun Sonuçları

Korozyon sonuçlarına bakıldığında, ilk sorun üretim varlıklarının ve taşıma sistemlerinin, bazen kazaların da eşlik ettiği erken arızalanmalarına neden olarak ömrünü kısaltmasıdır. Özellikle çukurlaşma korozyonu ve gerilim korozyonu çatlaması gibi olaylarda arıza ve kazalar çok beklenmedik bir şekilde meydana gelebilir. Çünkü burada sadece çok hafif bir malzeme kaybı bile yapının ciddi şekilde zayıflamasına neden olur. Korozyonun başka bir teknik sonucu makine ve ekipmanların performansının bozulmasıdır. Örneğin hareketli parçalar arasına katı korozyon ürünlerinin sıkışması ve bunları bloke etmesi gibi makine ve ekipmanların performansının bozulmasıdır. Bu, özellikle sürekli hareket etmeyen bileşenlerde (valfler gibi) beklenmedik arızalara yol açabilir. Diğer bir önemli husus ise, adından da anlaşılacağı gibi çok yerel olan ve hafif malzeme kaybıyla bile ciddi sonuçlara neden olabilen oyuklaşma ve/veya yarık korozyonu yoluyla bir malzemenin delinmesi ve bunun sonucunda sızıntıların meydana gelmesidir. Ürün kaybının yanı sıra bazı durumlar kabul edilemez çevre kirliliğine de neden olabilir [140].

Korozyonun kendisi veya sonuçları ile mücadele etmek için alınan hemen hemen tüm önlemler ek maliyetler gerektirir. Bu nedenle korozyon ekonomik açıdan büyük önem taşımaktadır. Tüm malzemelerin bir maliyeti vardır. Ayrıca, metalin boya, plastik veya diğer kaplamalarla kaplanması ve katodik koruma gibi diğer korozyon kontrol biçimleri, korozyonun olmayacağı bir duruma kıyasla daha yüksek maliyetler içerir [140].

Korozyon maliyetlerini değerlendirirken, doğrudan ve dolaylı maliyetler arasında bir ayrım yapılmalıdır. Doğrudan maliyetler, denetim ve bakım maliyetleri, koruma yöntemlerinin uygulanması, yapıların zamanından önce değiştirilmesi ve daha pahalı inşaat malzemelerinin kullanılması ile ilgilidir. Dolaylı maliyetler ise ilk etapta onarım veya bakım sırasında tesislerin kapatılmasından kaynaklanan üretim kaybını ifade eder. Daha sonra, örneğin, korozyon ürünleriyle kaplanmış borular nedeniyle ısı transferinin azalması veya korozyon ürünlerinin neden olduğu tıkanıklıklar nedeniyle, sızıntılardan kaynaklanan ürün kaybı ve faydalı etki kaybı vardır. Ürünlerin kullanılmaz hale gelmesine veya değer kaybetmesine neden olan kontaminasyon da önemli bir ekonomik kayıp kaynağı olabilir. Korozyonun neden olduğu dolaylı maliyetler ayrıca aşırı tasarımın maliyetleri olarak kabul edilebilir: uygulamada meydana gelen korozyon oranlarına aşına olmama, kontrol önlemlerine yetersiz güven veya gereksiz yere büyük güvenlik marjlarının uygulanması, genellikle yapısal nedenlerle kesinlikle gerekli olandan çok daha kalın veya daha pahalı malzeme seçimine yol açar. İngiliz ve Amerikan araştırmaları, korozyonun neden olduğu doğrudan ve dolaylı maliyetlerin gayri safi milli hasılanın yaklaşık %4,5'ini oluşturduğunu göstermiştir. Endüstrinin dalına bağlı olarak bu maliyetin yaklaşık %'si daha iyi korozyon önleme ve korozyon kontrolü ile tasarruf edilebilir [140].

Korozyonun bir de sosyal yönü vardır. Son yıllarda, dünyanın enerji ve hammadde rezervlerinin sonsuz olmadığı giderek artan bir anlayışla karşılanmıştır. Korozyon, her yıl büyük miktarda malzeme kaybına neden olmaktadır. Bu nedenle, dünya çelik üretiminin yıllık yaklaşık %10'unun yani yaklaşık 5×10^7 ton çeliğin korozyona uğramış çeliğin yerini almak amacıyla kullanıldığı tahmin edilmektedir. Bu rakamı göz önünde bulundurarak, metalin bir kez aşındığında kaybolduğunu ve artık hurda olarak mevcut olmadığını hatırlamalıyız. Hurda kullanımı, çelik üretiminde tüketilen enerji miktarını büyük ölçüde azalttığından, korozyonun ek enerji tüketimine yol

açtığı da açıktır. Bu nedenle korozyon kontrolü, enerji ve hammadde tasarrufuna giden yollardan biridir. Son olarak, bu sonuçlar, korozyonun neden olduğu yapısal bozulma nedeniyle ekipman (patlamalar) veya ulaşım araçlarının (uçak) arızalanmasından kaynaklanan sağlık ve hatta yaşam açısından ekonomik açıdan hesaplanabilecek çok daha ağır kayıpları içerir. Etkili korozyon önleme bu nedenle ekonomik, sosyal ve kişisel kayıpların sınırlandırılmasına katkıda bulunabilir [140].



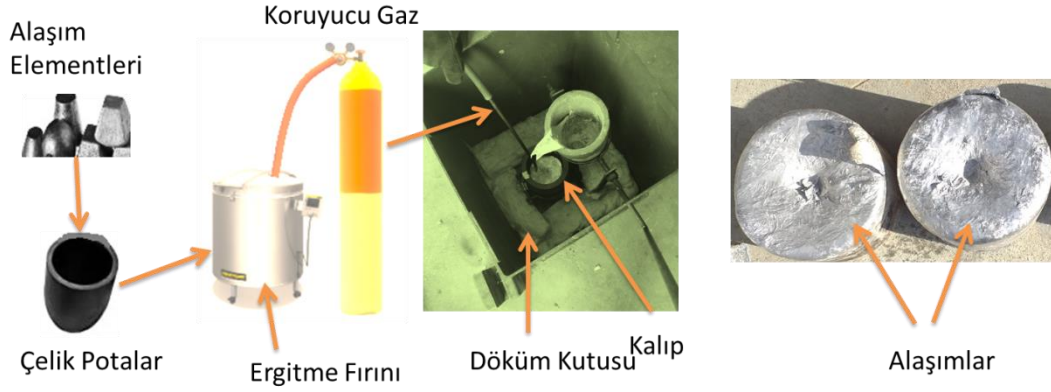


3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada magnezyum elementinin düşük yoğunluğundan feragat etmeden, düşük oranlarda alaşım elementleri ilavesi ile mikroyapı, mekanik ve korozyon özellikleri incelenmiştir. Temel alaşım olarak Mg-4Sn-2Al seçilmiş ve bu alaşıma ağırlıkça %0,5 Ca, %0,5 Mn, %2 La, %0,15 Ti ve %2 Nd elementleri ilave edilmiştir. Alaşımlar döküm ile üretilmiş, kimyasal analiz, çekme testi, SEM, EDS ve XRD incelemeleri, sertlik ölçümleri, pekleşme üssü ve anizotropi katsayılarının tayini, yoğunluk ölçümleri ve son olarak korozyon testleri yürütülmüştür. Deneysel çalışmalarımızın aşamaları aşağıda verilmiştir.

3.1. Alaşımların Üretimi

Alaşımlar, yüksek saflıkta Mg, Sn, Al, Ca ve Mn kullanılarak Naberthern marka döküm fırınında ve çelik potalarda atmosfere kapalı olarak hazırlanmıştır. Mg-20La, Al-6Ti ve Mg-20Nd master alaşımları kullanılarak diğer alaşım elementleri elde edilmiştir. Döküm sıcaklığı 750 °C ve kalıp sıcaklığı 100 °C olacak şekilde ayarlanmıştır. Oksidasyonu önlemek için ergime ve katılaşma süreçlerinde alaşımlar CO₂-2%SF₆ gazı ile korunmuştur. Mg eritildikten sonra diğer alaşım elementleri teker teker eklenmiş, segregasyonu engellemek için ergimiş alaşımlar hızlıca karıştırılmış ve CO₂-2%SF₆ gazı ile doldurulmuş kapalı bir ortamda çelik kalıplara aktarılmış ve katılaşması beklenmiştir. Kimyasal analiz için, üretilen alaşımlardan 2cmx2cm ebatlarında numuneler kesilerek zımparalama ve parlatma işlemleri uygulanmıştır. Yüzeye elle temas edilmemiş, tozlanmamasına dikkat edilerek kimyasal analiz yapılmıştır.



şekil 3.1. Döküm işlemlerinin yapıldığı düzenek.

3.2. Mikroyapı İncelemeleri

3.2.1. Numune hazırlama

Metal kalıpta katılaşan alaşımlar öncelikle tel erezyon makinesinde kesme işleminde tabii tutulmuş ardından mikroyapı incelemeleri için daha küçük numuneler kesilmiştir. Numune kesme işlemi sırasında plastik deformasyonun mikroyapının yanlış yorumlanmasına engel olmak için kesim yerine dikkat edilmiş ve sürtünmeden dolayı ortaya çıkan ısının mikroyapıda dönüşümlere sebebiyet vermesine engel olmak için de suda kesme işlemi uygulanmıştır. Malzemenin mikro yapısını yansıtacak şekilde uygun bölgelerden uygun boyutlarda numune kesilmiş ve sıcak bakalite alma cihazında bakalite alınmıştır.

Bakalite alınan numuneler sırayla 400, 600, 800, 1000, 1200 mesh'lik silisyum karbür (SiC) zımparalarla zımparalandıktan sonra 1µm alümina çözeltisi ile parlatılmıştır. Parlatma işleminden sonra numuneler etanol ile temizlenmiş ve kurutulmuştur. Alaşımlarda oluşan fazları ayırt etmek, kontrast farkını belirlemek ve ortaya çıkarmak için dağlama işleminin yapılması gerekir. Kullanılan dağlayıcılarla metal, anodik olarak çözünür. Bu çözünme ile değişik fazların değişik çözünme hızlarına sahip olmasından faydalanılarak gerekli olan kontrast oluşturulmaktadır. Her metal için uygun dağlayıcı farklıdır. Magnezyum alaşımları için genel olarak asetik pikrik asit çözeltisi kullanılmaktadır. Bu çalışmada alaşımları dağlamak için 4,5 gr pikrik asit, 15 ml asetik asit, 30 ml saf su, 75 ml etanol ile hazırlanan çözelti kullanılmıştır. Parlatılıp kurutulmuş alaşımlar 5 saniye süreyle dağlayıcı içine batırılıp dağlanmıştır. Dağlama işlemi sonrası numuneler dağlayıcıdan çıkarılıp su ile

yıkanmış, etanol ile temizlendikten sonra sıcak hava üfleyen bir cihaz ile kurutulmuştur.

Ayrıca her alaşım için α -Mg bölgelerinden ve tane sınırına yakın bölgelerden EDS analizleri yapılmış ve alaşım elementlerinin çözünürlüklerinin bölgelere göre değişimi incelenmiştir.

3.2.2. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri

Taramalı elektron mikroskobu, yüksek voltaj altında hızlandırılan bir elektron tabancasından çıkan elektronların malzeme yüzeyine çarptırılıp yansıtılması prensibine göre çalışır. Numunelerin yüzey karakterizasyonları ve morfolojik yapıları bu yansıyan elektronlar vasıtası ile elde edilir. Bu çalışmada üretilen alaşımların mikroyapı incelemeleri Jeol 6060LV SEM cihazı ile yapılmıştır. Jeol 6060LV SEM cihazının sahip olduğu enerji dağılımlı X-ışınları spektroskopisi (EDS) modülü ile de kimyasal analizler yapılmıştır.

3.2.3. X-ışınları difraksiyonu (XRD) analizi

Alaşımların mekanik ve korozyon özelliklerinin incelenmesinde faz tanımlamaları son derece önemlidir. Alaşım elementlerinin çeşidine ve miktarına bağlı olarak oluşan fazların incelemeleri x-ışınları difraksiyon analizi (XRD), Rigaku D/Max 2200 cihazı kullanılarak yapılmıştır. İncelemeler dalga boyu 0,15406 nm olan Cu K α ışınımı kullanılarak, 2θ değerinin 20 ile 60 derece aralığında olduğu ve 0,02° adım boyu için yapılmıştır. Elde edilen verilere göre grafikler çizilmiş ve fazlar grafik üzerinde gösterilmiştir. Şekil 3.2’de analizlerin yapıldığı XRD cihazı gösterilmiştir.



Şekil 3.2. Rigaku D/Max 2200 XRD cihazı.

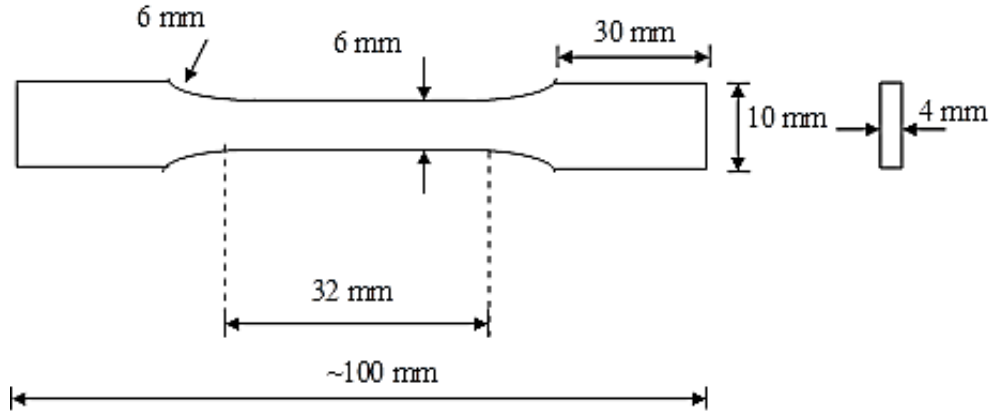
3.3. Mekanik Testler

3.3.1. Sertlik ölçümleri

Sertlik ölçümleri Brinell sertlik ölçme yöntemi kullanılarak yapılmıştır. Brinell sertlik (HB) ölçümleri, bilye çapı 2,5 mm ve yükü 31,25 kg olan bir Struers Duramin-500 cihazı kullanılarak yapılmıştır. Hem α -Mg hem de intermetaliklerin sertliğe etkisini incelemek için farklı noktalardan 5 okuma yapılmış ve bu değerlerin ortalaması sertlik değeri olarak kabul edilmiştir.

3.3.2. Çekme testleri

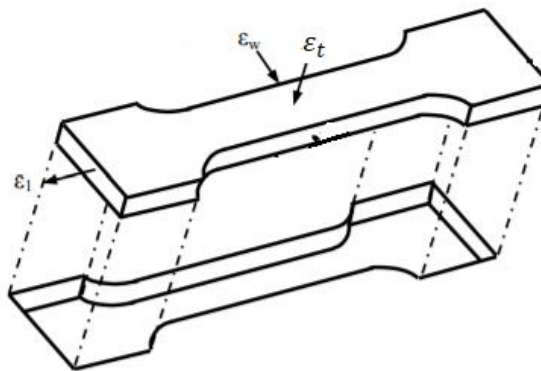
Çekme testleri, tel erezyon işleme ile ASTM E8M standartına uygun numuneler üretilerek, Instron 3367 universal test cihazında, 1,8 mm/dk çekme hızında ve oda sıcaklığında yapılmıştır. Her alaşım grubu için 5 numune kullanılmıştır. Elde edilen grafikler yardımıyla mekanik özellikler; çekme mukavemeti, akma mukavemeti, % uzama, pekleşme üssü ve anizotropi katsayısı tespit edilmiştir.



Şekil 3.3. Deneyisel çalışmalarda kullanılan ASTM E8M subsized çekme testi numuneleri.

Anizotropi katsayısının belirlenmesi için ASTM E8M subsized çekme testi numuneleri, çekme mukavemetinin hesaplandığı yükten daha düşük bir yüke kadar çekilip deformasyona uğratılmıştır. Numunelerin çekme testinden önceki ve sonraki numune uzunluğu ve numune genişliği değerleri cihaza yerleştirilen bir ekstansometre ile ölçülmüştür. Anizotropi katsayısı (r değeri), Eşitlik 3.1'de belirtildiği gibi, gerçek enine birim şekil değişimi ϵ_w 'nin kalınlıktaki gerçek birim şekil değişimi ϵ_t 'ye oranı ile elde edilmiştir. Malzemenin sıkıştırılabilirliği göz önüne alındığında, malzemeler $\epsilon_w + \epsilon_t + \epsilon_l = 0$ denklemini sağlar. Uzunluk ve genişlikteki değişimden faydalanılarak kalınlıktaki değişim hesaplanmıştır. $r > 1$ olduğunda malzemeler iyi işlenebilirlik, $0,5 < r < 1$ ise malzemeler ortalama işlenebilirlik ve $r < 0,5$ olduğunda ise malzemeler zayıf işlenebilirlik gösterirler [141-143].

$$r = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_t} = \frac{\epsilon_w}{-(\epsilon_l + \epsilon_w)} \quad (3.1)$$



Şekil 3.4. Anizotropi numune örneği.

3.4. Yoğunluk Hesaplamaları

Yoğunluk hesaplamaları, bir sıvıya batırılan bir cismin görünüşte yerine geçtiği sıvı ağırlığına eşit miktarda ağırlık kaybettiğini ifade eden Arşimet ilkesi vasıtasıyla gerçekleştirilmiştir. Yoğunluk ölçümleri esnasında sıvı olarak saf su ($d=1 \text{ gr/cm}^3$) kullanılmıştır. Yoğunluk ölçümleri için bazı ağırlık değerlerinin belirlenmesi gerekmektedir. İlk olarak numuneler hassas bir şekilde tartılmıştır ve bu ağırlık W_a 'dır. Tartılan her bir numune su dolu bir beherin içerisine koyulmuş ve beher ısıtıcı üzerine koyularak ısıtılmıştır. Su kaynadığında numunelerin tümü su içinde kalacak şekilde yaklaşık 5 dakika kaynatılmıştır. Numuneler kap içerisinden alınarak teraziye asma işlemi yapılarak, su içerisinde tartılmıştır bu ağırlık ise W_b 'dir. Burada tartılan ağırlıklar suyun kaldırma kuvveti dolayısıyla ilk elde edilen ağırlıktan daha düşük ağırlık değerinde olmuştur. Daha sonra numuneler su içerisinden çıkarılmış ve yüzeydeki aşırı ıslaklık bir kâğıt ile alınmıştır. Silme işlemi sonrası numuneler normal havada tartılmıştır (W_c). Bu ağırlık değerlerine ve saf suyun yoğunluğuna göre numunelerin hacimleri hesaplanmış ve numunelerin yoğunlukları belirlenmiştir. Yoğunluk hesaplamalarında kullanılan formüller Tablo 3.1'de verilmiştir.

Tablo 3.1. Yoğunluk hesaplamalarında kullanılan formüller.

Bulk hacim (V_b)	$V_b = \frac{W_c - W_b}{d}$
Görünür katı hacim (V_a)	$V_a = \frac{W_a - W_b}{d}$
Gerçek hacim (V_g)	$V_g = a \times b \times c$ (a,b,c numune boyutları)
Bulk Yoğunluk (d_b)	$d_b = \frac{W_a}{V_b} = \frac{W_a}{W_c - W_b} \times d$
Gerçek Yoğunluk (d_g)	$d_g = \frac{W_a}{V_g}$

3.5. Korozyon Testleri

ASTM G59-97 standardına göre potansiyodinamik polarizasyon yöntemi kullanılarak korozyon testleri gerçekleştirilmiştir. Tüm elektrokimyasal ölçümler, Gamry 300 elektrokimyasal analizör sistemi kullanılarak yapılmıştır. Geleneksel bir

üç elektrotlu sistem kullanılarak yapılan korozyon deneylerinde referans elektrot olarak bir Ag/AgCl/KCl elektrotu ve karşı elektrot olarak bir grafit elektrot kullanılmıştır. Damıtılmış su ve ağırlıkça %3.5 NaCl (Merck Company) kullanılarak pH'ı yaklaşık 6 olan bir çözelti hazırlanmıştır. Numuneler izole edilmiş ve sadece 1,77 cm² numune yüzey alanının çözelti ile teması sağlanmıştır. Tüm potansiyodinamik polarizasyon ölçümleri, ortam sıcaklığında, 1 mV/s'lik bir tarama hızında ve -0,6 ila +0,6 V'luk bir tarama aralığında gerçekleştirilmiştir. Veriler, Gamry EChem Analyst yazılım paketi kullanılarak analiz edilmiştir. Korozyon akımı (I_{corr}), korozyon potansiyeli (E_{corr}) ve korozyon hızı (R_{corr}) değerleri belirlenmiştir. Korozyon hızını belirlemek için aşağıdaki denklem kullanılmıştır:

$$R_{corr} = \frac{I_{corr} \cdot K \cdot EW}{d \cdot A} \quad (3.2)$$

Denklem 3.2'de, R_{corr} , mpy (mil/yıl) cinsinden korozyon hızıdır, I_{corr} , μA cinsinden korozyon akımıdır, K bir sabittir (0.1288 mpy.g/ μA .cm.), EW, gram/eşdeğer olarak eşdeğer ağırlıktır, A cm² cinsinden numune alanıdır, d gram/cm³ cinsinden yoğunluktur.



Şekil 3.5. Deneysel çalışmalarda kullanılan korozyon hücresi.



4. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Kokil döküm ile üretilen, deneysel çalışmalarda kullanılan numune bloklarının ve döküm parçalarının ilk olarak kimyasal analizleri yapılmış bu analizlerin sonuçları Tablo 4.1.'de verilmiştir.

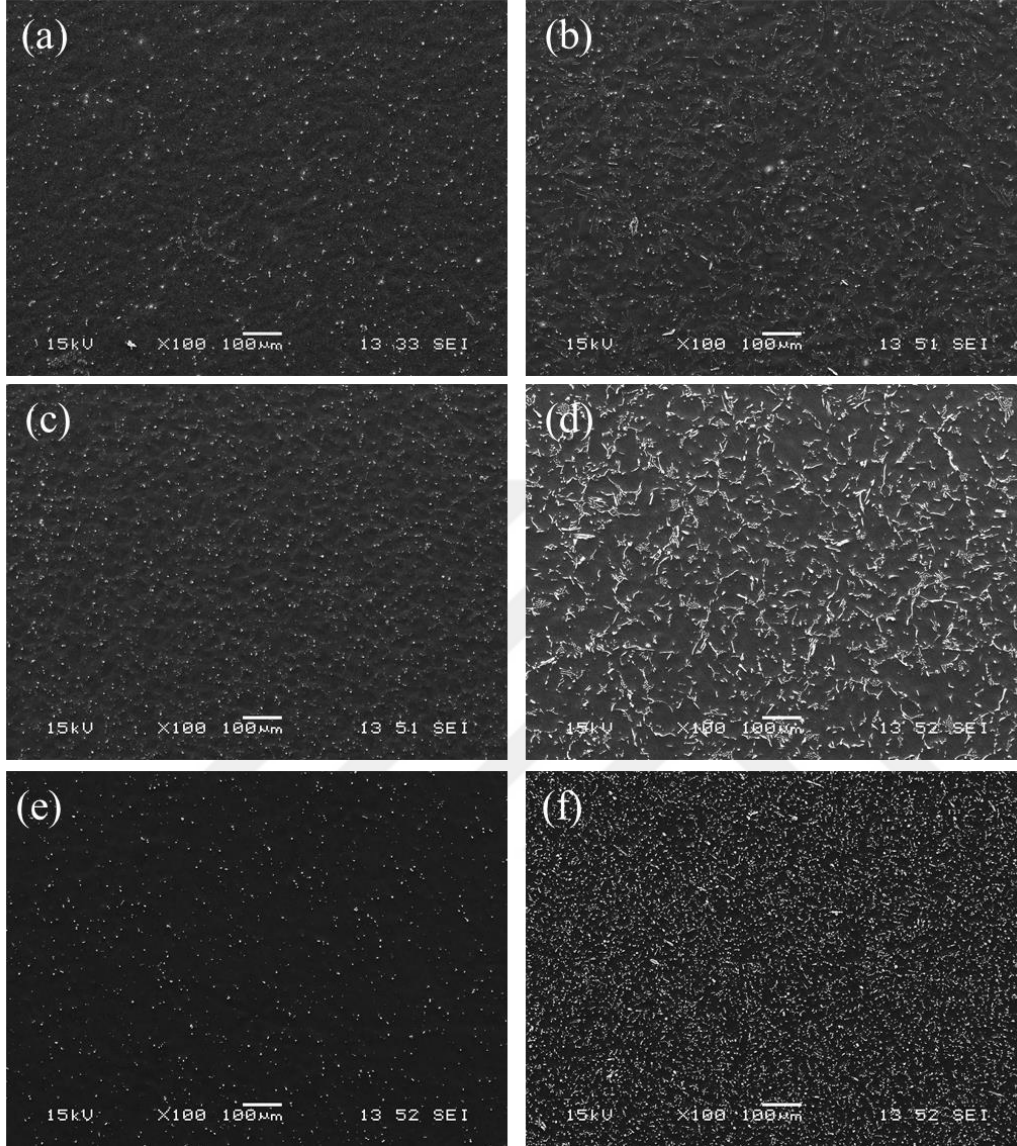
Tablo 4.1. Döküm sonrası alaşımların kimyasal analizi

Gerçek bileşimler (ağırlıkça %)									
Alaşım No	Alaşım	Mg	Sn	Al	La	Nd	Mn	Ca	Ti
1	Mg-4Sn-2Al	Kalan	5,17	1,8	-	-	-	-	-
2	Mg-4Sn-2Al-0,5Ca	Kalan	4,8	1,4	-	-	-	0,55	-
3	Mg-4Sn-2Al-0,5Mn	Kalan	4,8	1,5	-	-	0,2	-	-
4	Mg-4Sn-2Al-2La	Kalan	4,72	1,67	1,98	-	-	-	-
5	Mg-4Sn-2Al-0,15Ti	Kalan	5,4	2,1	-	-	-	-	0,15
6	Mg-4Sn-2Al-2Nd	Kalan	4,8	1,6	-	1,57	-	-	-

4.1. Mikroyapı Analizleri

Alaşımların düşük büyütmedeki genel mikroyapı SEM görüntüleri Şekil 4.1'de gösterilmektedir. Şekil 4.1'e göre Alaşım 1, Alaşım 3 ve Alaşım 5'in genel mikroyapıları ve küresel şekilli intermetalikleri benzer özellikler göstermektedir. Tane boyutlarına bakıldığında ise Alaşım 1'e ağırlıkça %0,15 Ti ve ağırlıkça %0,5 Mn ilavesi ile α -Mg boyutlarının ve Mg₂Sn intermetalığının boyutunun küçüldüğü görülmektedir. Ayrıca Mn ilavesi ile ötektik bölgedeki fazların miktarlarında da artış tespit edilmiştir. Şekil 4.1(b), Şekil 4.1(d) ve Şekil 4.1(f)'deki genel mikroyapılara bakıldığında ise Alaşım 1'e ağırlıkça % 0,5 Ca, ağırlıkça %2 La ve ağırlıkça %2 Nd ilavesi ile tane boyutlarının küçüldüğü, ötektik bölgedeki fazların miktarlarının

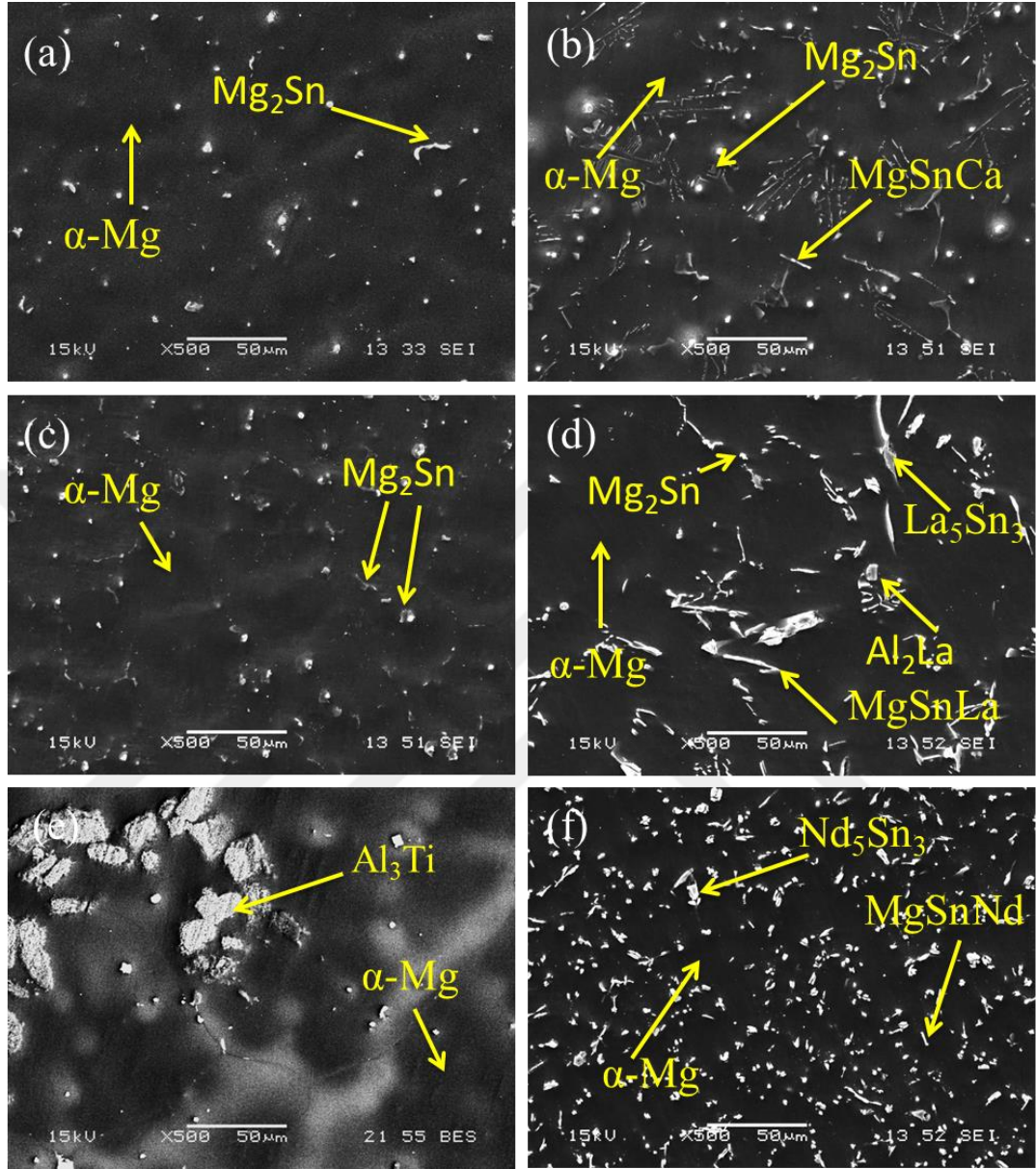
arttığı, fazların şekillerinin küreselden çubuksu + farklı şekilli yapılara değiştiği gözlenmiştir.



Şekil 4.1. Alaşımların genel mikroyapı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5 ve f) Alaşım 6.

Şekil 4.2’de alaşımların EDS analizleri görülmektedir. Alaşım 1’in EDS sonuçlarına göre mikroyapıda α -Mg ve Mg_2Sn bulunmaktadır (Şekil 4.2(a)). Ağırlıkça % 0,5 oranında Ca ilavesi ile α -Mg ve Mg_2Sn ’ye ilave olarak $MgSnCa$ üçlü fazı tespit edilmiştir (Şekil 4.2(b)). Ağırlıkça % 0,5 oranında Mn ilavesi ile yapıda yeni bir faz oluşumu görülmemiştir (Şekil 4.2(c)). Şekil 4.2(d)’de gösterilen Alaşım 4’ün EDS analizlerine göre La ilavesi ile yapıda Al_2La , La_5Sn_3 fazları ve üçlü $MgSnLa$ fazı ortaya çıkmıştır. Alaşım 1’e ağırlıkça % 0,15 Ti ilavesi ile elde edilen Alaşım 5’te ise Mg ile Ti arasında bir faz görülmezken, A_3Ti partiküllerine rastlanmıştır (Şekil

4.2(e)). Alaşım 6'nın EDS incelemelerinde ise Nd_5Sn_3 fazı ve üçlü MgSnNd fazı bulunmuştur.



Şekil 4.2. Alaşımların EDS analizleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5 ve f) Alaşım 6.

α -Mg bölgesi ve tane sınırına yakın bölgelerden yapılan EDS analizlerine göre alaşımlardaki alaşım elementi çözünürlükleri Tablo 4.2’de verilmiştir. Bu bilgilere göre, Alaşım 1’de α -Mg bölgesindeki Sn çözünürlüğü ağırlıkça % 1,4 iken tane sınırı bölgesinde bu oran ağırlıkça %4’e çıkmıştır. Aynı şekilde Alaşım 1’deki Al çözünürlüğü α -Mg bölgesinde ağırlıkça % 0,5 iken tane sınırı bölgesine yaklaştıkça ağırlıkça % 2’ye yükselmiştir. Sonuç olarak tane sınırı bölgesinde Sn ve Al çözünürlüğü oranları daha yüksek bulunmuştur. Alaşım 2 için elde edilen değerler α -

Mg bölgesinde Sn çözünürlüğü ağırlıkça % 3,1 iken tane sınırı bölgesinde bu oran ağırlıkça % 2,85'e düşmüş, α -Mg bölgesinde ise Al çözünürlüğü ağırlıkça % 1,8 iken tane sınırı bölgesinde ağırlıkça % 2,9'a yükselmiştir. Alaşım 2'de α -Mg bölgesinde Ca çözünürlüğü bulunmazken tane sınırı bölgesinde ağırlıkça % 0,015'te kalmıştır. Ca çözünürlüğü α -Mg bölgesinde ve tane sınırı bölgesinde neredeyse hiç değişiklik göstermemiş, Sn çözünürlüğü tane sınırlarına yaklaştıkça düşmüş ve Al çözünürlüğü ise tane sınırlarına yaklaştıkça artmıştır. Ayrıca Alaşım 2'de Alaşım 1'e göre Sn ve Al çözünürlükleri α -Mg bölgesinde artmıştır. Alaşım 3 için α -Mg bölgesindeki Sn çözünürlüğü ağırlıkça % 2,25 iken tane sınırına yaklaştıkça bu oran ağırlıkça %3,1'e çıkmış, Al çözünürlüğü α -Mg bölgesinde ağırlıkça % 0,28 iken tane sınırına yaklaştıkça ağırlıkça % 1,6'ya yükselmiştir. Mn çözünürlüğü α -Mg bölgesinde ağırlıkça % 0,35 olup tane sınırı bölgesinde bu oran ağırlıkça % 0,2'ye düşmüştür. Alaşım 3 için, Mn çözünürlüğü tane sınırlarına yaklaştıkça düşmüş, Sn ve Al çözünürlüğü ise artmıştır. Alaşım 3, Alaşım 1 ile karşılaştırıldığında α -Mg bölgesinde Sn çözünürlüğü artmış, Al çözünürlüğü ise düşmüştür. Tane sınırına yaklaştıkça Al ve Sn çözünürlüğü Alaşım 1'de daha yüksektir. Alaşım 4'ün EDS sonuçlarına bakıldığında α -Mg bölgesinde Sn çözünürlüğü ağırlıkça % 2,1 olup tane sınırına yaklaştıkça bu oran ağırlıkça % 3,2'ye çıkmış, merkezde Al çözünürlüğü ağırlıkça % 0,3'ten tane sınırına yaklaşıldığında ağırlıkça % 2,3' yükselmiştir. α -Mg bölgesinde La çözünürlüğü ağırlıkça % 1,7 iken tane sınırlarına yaklaştıkça bu oranın ağırlıkça % 2'ye çıktığı görülmektedir. Bu bilgilere göre, Alaşım 4'ün tane merkezinden tane sınırlarına doğru gidildiğinde Sn, Al ve La çözünürlüklerinin arttığı görülmektedir. Alaşım 1 ile kıyaslandığında ise Alaşım 4'ün α -Mg bölgesinde Sn çözünürlüğü yüksek iken tane sınırlarına doğru gidildiğinde Al çözünürlüğü daha yüksek tespit edilmiştir. Alaşım 5'te Sn çözünürlüğü α -Mg bölgesinden tane sınır bölgesine yaklaşıldığında ağırlıkça % 2,4'ten % 7'ye çıkmış, Al çözünürlüğü ise ağırlıkça % 0,7'den % 1,4'e yükselmiştir. Ti çözünürlüğü ise α -Mg bölgesinde ağırlıkça % 0,3 iken tane sınırına yaklaştıkça bu oran ağırlıkça % 0,5'e yükselmiştir. Tane sınırı bölgesinde Sn, Al ve Ti çözünürlükleri α -Mg bölgesine göre daha yüksek bulunmuştur. Alaşım 1 ile karşılaştırıldığında ise Alaşım 5'te Sn çözünürlüğünün hem α -Mg bölgesinde hem de tane sınırına yaklaştıkça daha yüksek olduğu görülmektedir.

Tablo 4.2. α -Mg bölgesi ve tane sınırına yakın bölgelerden yapılan EDS analizlerine göre alaşımlardaki alaşım elementi çözünürlükleri.

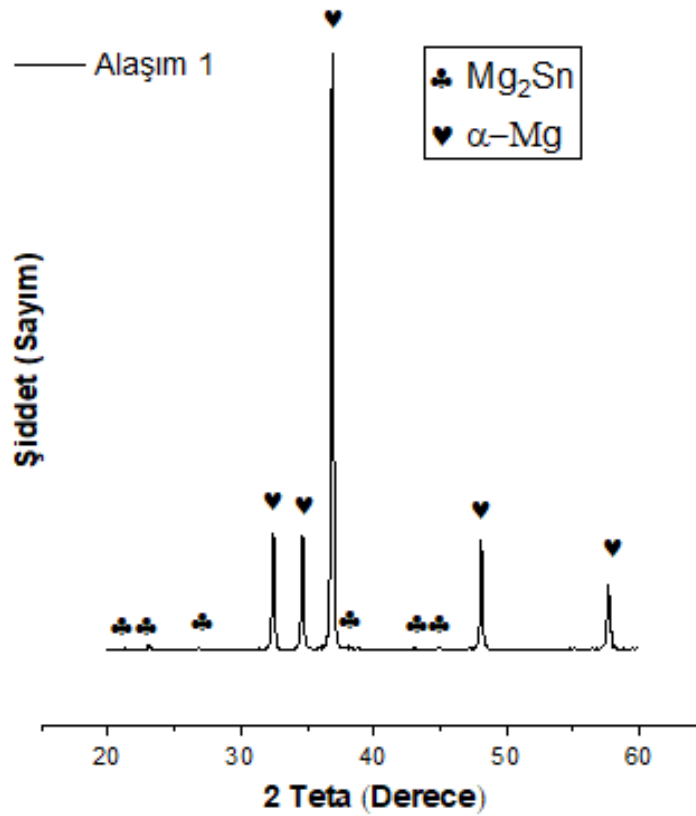
		Sn	Al	Ca	Mn	La	Ti	Nd
Alaşım 1	α -Mg Bölgesi	1,4	0,5	-	-	-	-	-
	Tane sınırı bölgesi	4	2	-	-	-	-	-
Alaşım 2	α -Mg Bölgesi	3,1	1,8	0	-	-	-	-
	Tane sınırı bölgesi	2,85	2,9	0,015	-	-	-	-
Alaşım 3	α -Mg Bölgesi	2,25	0,28	-	0,35	-	-	-
	Tane sınırı bölgesi	3,1	1,6	-	0,2	-	-	-
Alaşım 4	α -Mg Bölgesi	2,1	0,3	-	-	1,7	-	-
	Tane sınırı bölgesi	3,2	2,3	-	-	2	-	-
Alaşım 5	α -Mg Bölgesi	2,4	0,7	-	-	-	0,3	-
	Tane sınırı bölgesi	7	1,64	-	-	-	0,5	-
Alaşım 6	α -Mg Bölgesi	1,7	1	-	-	-	-	1,85
	Tane sınırı bölgesi	4,15	1,55	-	-	-	-	1,55

Son olarak Alaşım 6'nın EDS analizlerine bakıldığında Sn ve Al çözünürlükleri tane sınırı bölgesinde daha yüksek iken Nd çözünürlüğü α -Mg bölgesinde daha yüksek çıkmıştır. Alaşım 6'nın EDS sonuçları Alaşım 1 ile karşılaştırıldığında ise Alaşım 6'da Sn çözünürlüğünün hem α -Mg bölgesinde hem de tane sınırına yaklaştıkça daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu EDS sonuçlarına göre genel olarak Alaşım 1'e alaşım elementlerinin eklenmesi Al ve Sn'nin α -Mg fazında çözünürlük oranını arttırmıştır. α -Mg dendritler önce katılaşıp ve sıvının geri kalanı alaşım

elementlerinin atomlarıyla zenginleşir. Bu nedenle, α -Mg'deki çözünen alüminyum ve kalay atomları ötektik alana kolayca yayılamaz. Bu olay α -Mg dendritlerindeki Al ve Sn atomlarını artıracaktır. Daha sonra Al ve Sn elementlerinin α -Mg içindeki çözünürlük oranlarındaki bu artışların katı eriyik sertleştirme etkisini sağlayacağı düşünülmektedir.

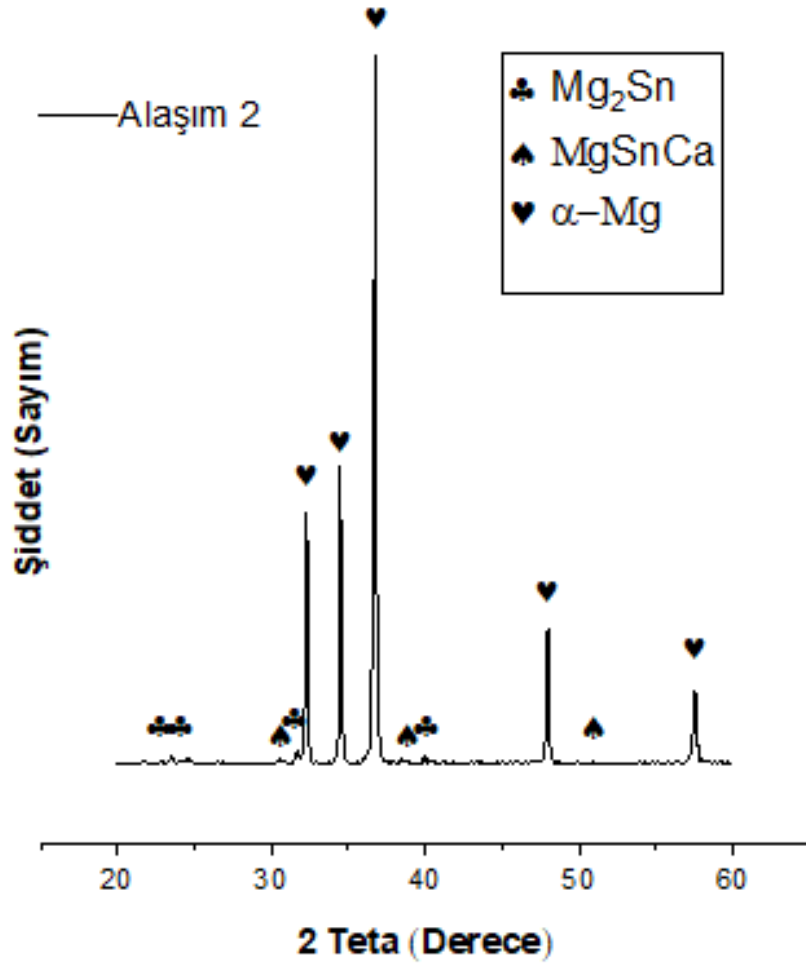
4.2. X-ışınları Difraksiyonu (XRD) Analizleri

Şekil 4.3, Alaşım 1'in XRD sonuçlarını göstermektedir. Şekilden görüldüğü gibi, Alaşım 1 α -Mg ve Mg_2Sn fazlarını içerir. Mg-Sn alaşımlarında Al içeriği % 2'den fazla olduğunda korozyon özellikleri ve sürünme direnci olumsuz etkilendiğinden üretilen alaşımların Al içeriği ağırlıkça % 2 olarak belirlenmiştir. Bu nedenle, bu oranlarda XRD paternlerinde $Mg_{17}Al_{12}$ fazı gözlenmemiştir [144, 145].



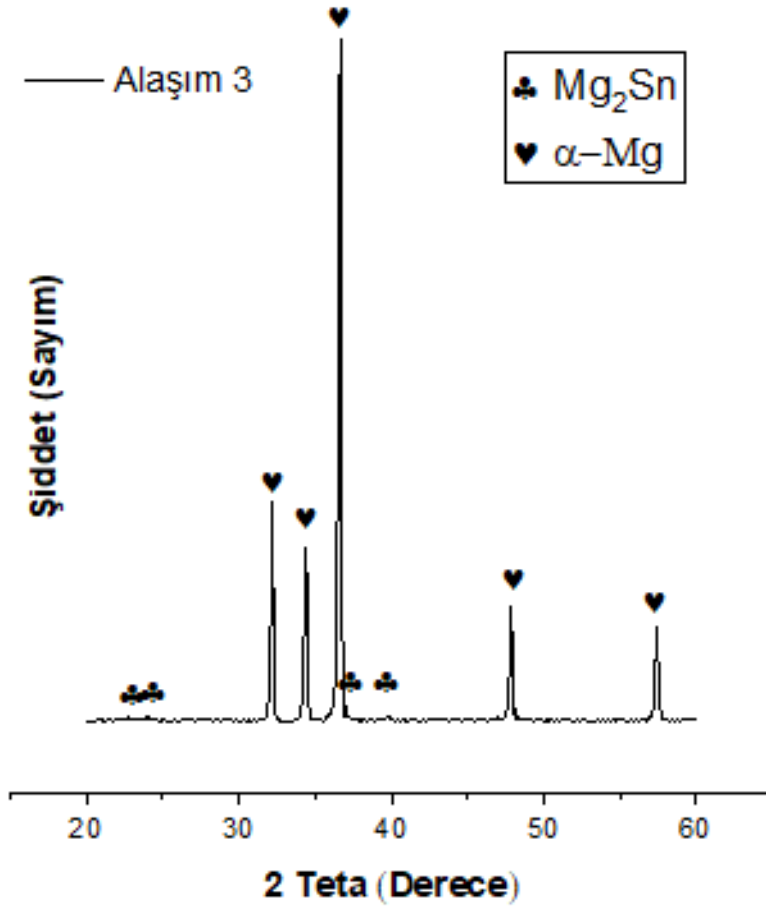
Şekil 4.3. Alaşım 1'in XRD paterni.

Şekil 4.4, Alaşım 2'nin XRD sonuçlarını göstermektedir. XRD incelemelerinde ise α -Mg ve Mg_2Sn fazlarının yanı sıra $MgSnCa$ üçlü fazı tespit edilmiştir.



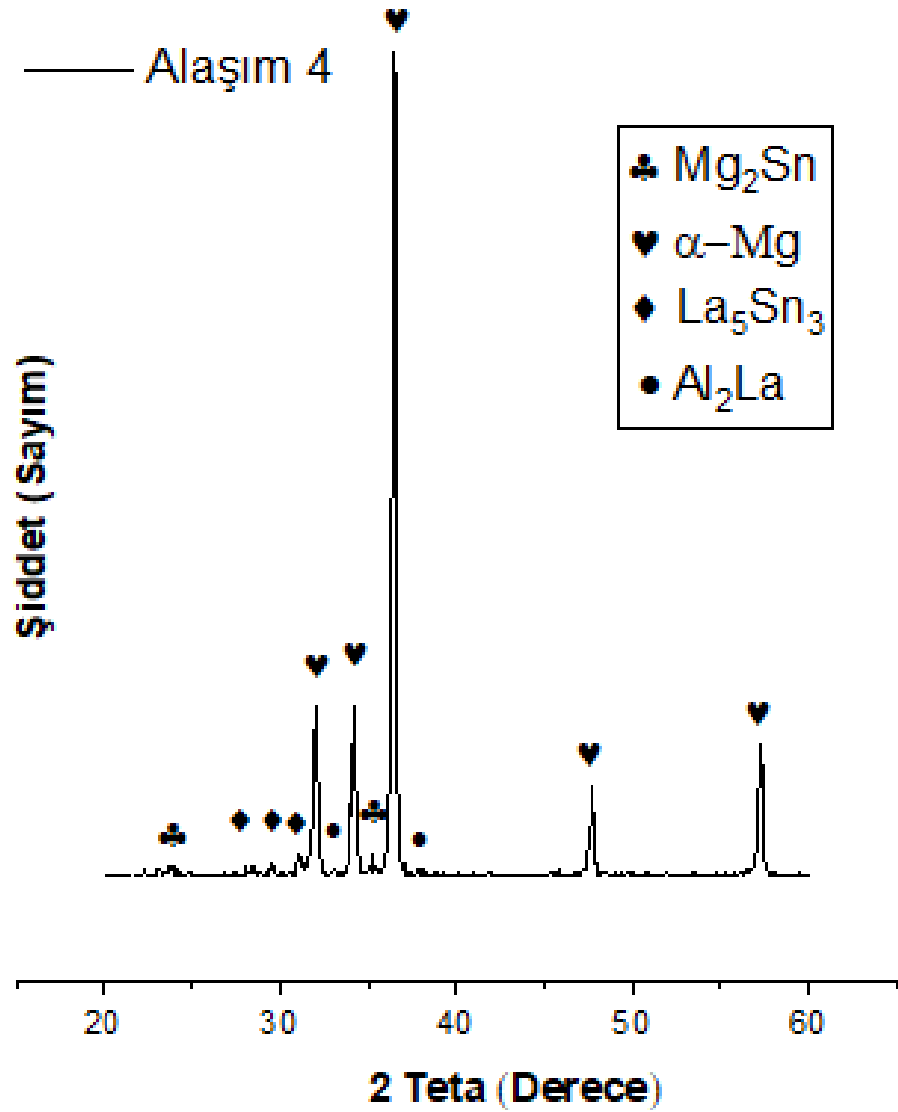
Şekil 4.4. Alaşım 2'nin XRD paterni.

Şekil 4.5 Alaşım 3'ün XRD paternini göstermektedir. Alaşım 3, Alaşım 1'e Mn ilavesi ile üretilmiştir. Mn ilavesi XRD incelemelerinde yeni bir faz oluşturmamıştır.



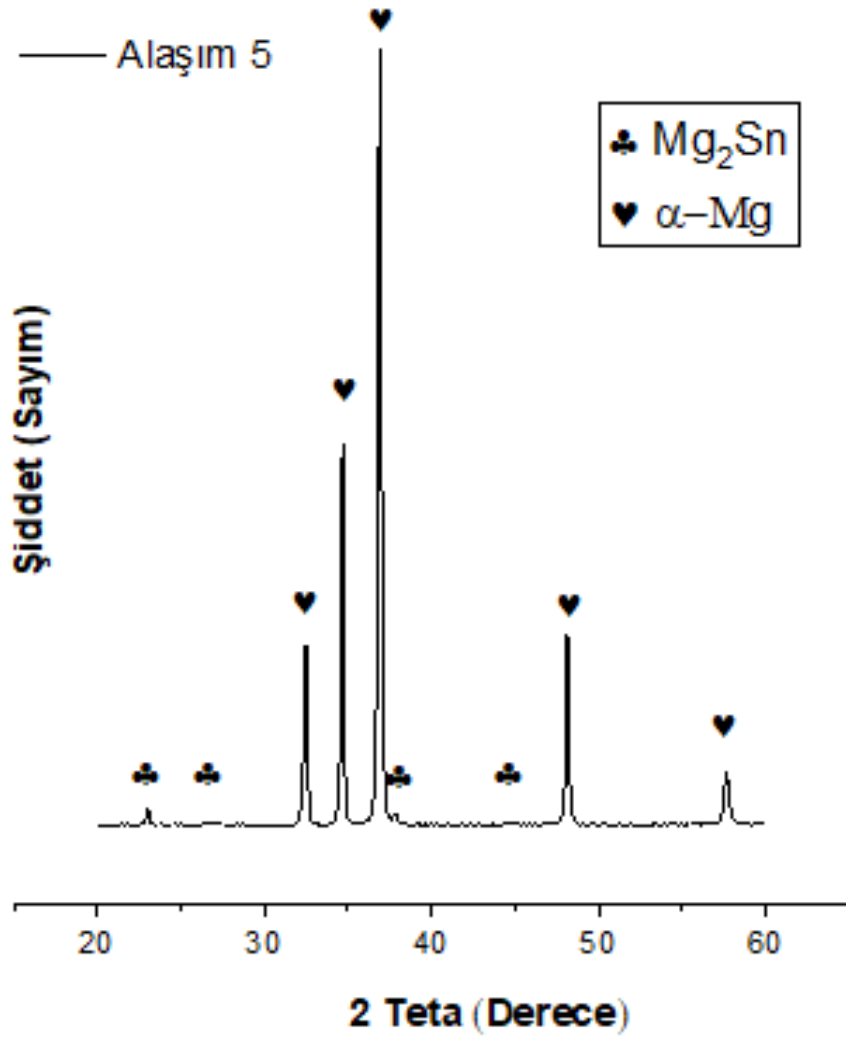
Şekil 4.5. Alaşım 3'ün XRD paterni.

Şekil 4.6'da gösterilen Alaşım 4'ün XRD incelemelerinde ise La ilavesi ile $\alpha-Mg$ ve Mg_2Sn 'ye ilaveten Al_2La ve La_5Sn_3 fazları görülmüştür.



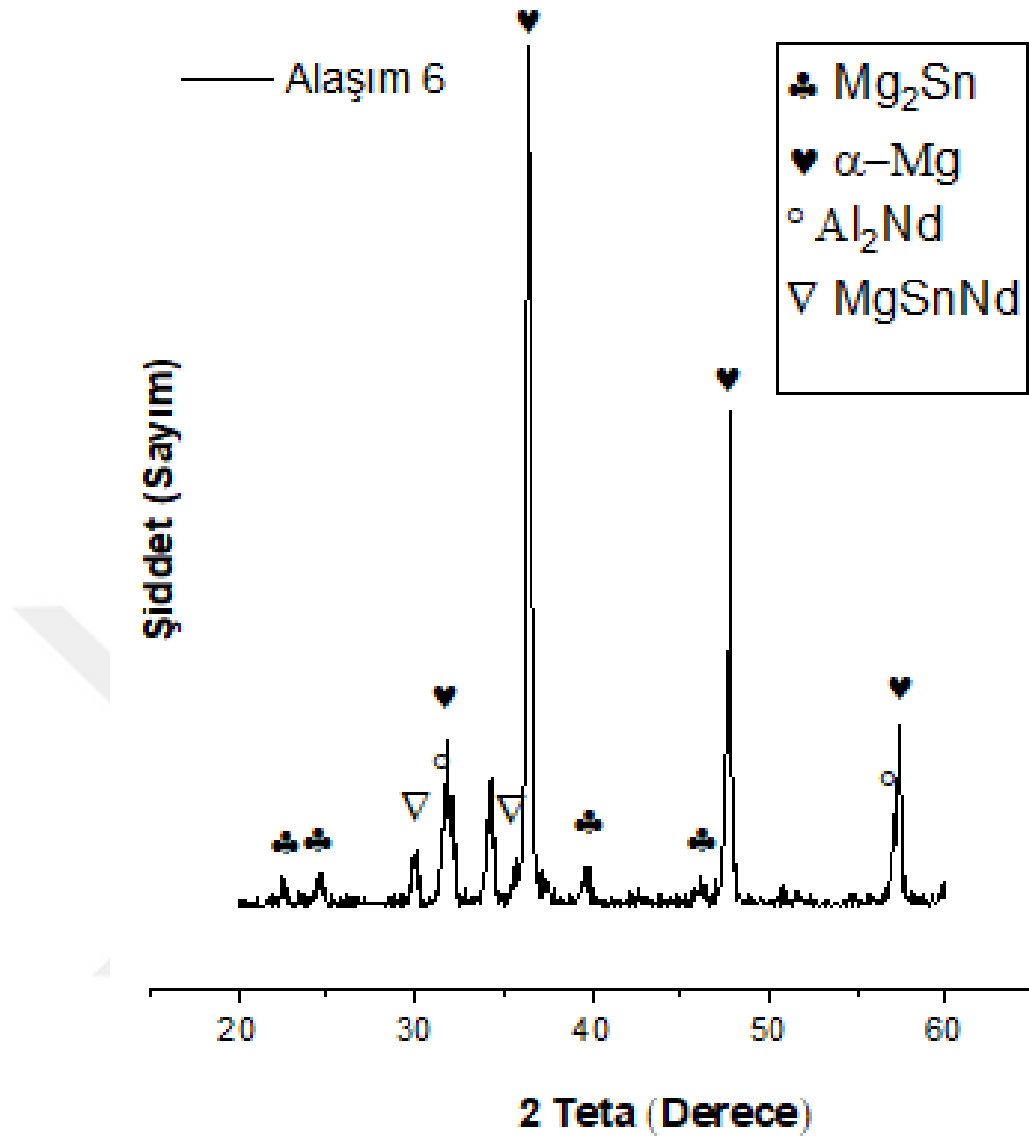
Şekil 4.6. Alaşım 4'ün XRD paterni.

Şekil 4.7'de Alaşım 5'in XRD spektrumları verilmiştir. Alaşım 1'e Ti ilavesiyle elde edilen Alaşım 5'in XRD spektrumunda Mg ve Ti arasında yeni intermetalik bileşikler oluşmamıştır. Bunun nedeni, Mg-Ti ikili faz diyagramına göre elementlerin birbirleri içindeki çözünürlüklerinin % 2'den az olmasıdır, bu da intermetalik bileşiklerin oluşumunu engellemiştir [146, 147]. Ayrıca Al_3Ti miktarı % 3'ün altında olduğu için XRD'de tespit edilememiştir. Öte yandan SEM incelemelerinde Al-6Ti master alaşımından gelen ve alaşımların (özellikle Al alaşımlarında) katılaşmasında çekirdekleyici etkisi olan Al_3Ti parçacıklarına rastlanmıştır.



Şekil 4.7. Alaşım 5'in XRD paterni.

Alaşım 1'e ağırlıkça %2 Nd ilavesi ile edilen Alaşım 6'nın XRD paterninde ise Al_2Nd ve üçlü $MgSnNd$ fazları görülmüştür.



Şekil 4.8. Alaşım 6'nın XRD paterni.

Genel olarak, bileşik oluşturma yeteneği, elementler arasındaki elektronegatiflik farkı ile tahmin edilebilmektedir. İki element arasındaki elektronegatiflik değerlerindeki fark ne kadar büyük olursa, bileşik oluşturma olasılığı da o kadar yüksektir. Magnezyum, alüminyum ve kalayın elektronegatifliği sırasıyla 1,31, 1,61 ve 1,96'dır [148]. Bu nedenle Mg-Sn-Al sisteminde Mg ve Sn arasındaki elektronegatiflik farkı en büyük olduğu için Mg_2Sn ötektik fazı tane sınırlarında ilk oluşur ve beyaz olarak görünür [149]. Magnezyum, alüminyum ve kalayın üçlü faz diyagramında üçlü faz yoktur ve bu da elde ettiğimiz XRD sonuçları ile onaylanmıştır [150]. Alaşım elementlerinin oranları düşük olduğu için EDS analizlerinde görülen bazı fazlar XRD paternlerinde görülememiştir. EDS analizleri

ile XRD sonuçları birbirilerini desteklemişlerdir ve literatür ile uyumlu sonuçlar vermişlerdir.

4.3. Mekanik Test Sonuçlarının İncelenmesi

Alaşımların döküm sonrası mekanik özellikleri Tablo 4.3’de verilmiştir. İlave edilen alaşım elementlerinin α -Mg tane boyutunu küçültmek, α -Mg’un katı eriyik sertleştirmesini sağlamak ve tane sınırlarında intermetalikler oluşturarak alaşımın mukavemetinin artmasını sağlayacağı düşünülmektedir. Bu çerçevede üretilen alaşımların mekanik davranışları incelenmiştir. Ana alaşımın çekme mukavemeti 131 MPa, uzaması ise % 9,26 olarak tespit edilmiştir. Tablo 4.3 ve Şekil 4.9’a göre, en yüksek çekme mukavemeti ve uzama değerleri Mg-4Sn-2Al-0,15Ti (Alaşım 5) alaşımında görülmüştür. Mg-4Sn-2Al alaşımına Ti ilavesi ile çekme mukavemeti % 24 artarak 163MPa’ya çıkmış, uzama ise % 69 oranında artmıştır. La ilavesi ile ise çekme mukavemeti % 21 artış göstererek 159MPa’ya, uzama ise % 22 oranında artarak 11,34 değerine yükselmiştir. Bu iki alaşımın mukavemet değerlerindeki artışın nedeni olarak α -Mg tane boyutunun Alaşım 1’e göre daha küçük elde edilmesi, α -Mg içerisindeki kalay ve alüminyum çözünürlüğünün artması ile katı eriyik sertleşme mekanizmasının oluşması ve aynı zamanda Ti ve La ilaveli alaşımlarda tane sınırlarında oluşan Al_3Ti ve $MgSnLa$ intermetaliklerinin bulunması ile tane sınırlarının güçlenme etkisi gösterilmektedir. Bu intermetaliklerin, uygulanan yükü taşıyan ve ardından alaşımın gücünü artıran bir fiber gibi davrandığı bilinmektedir.

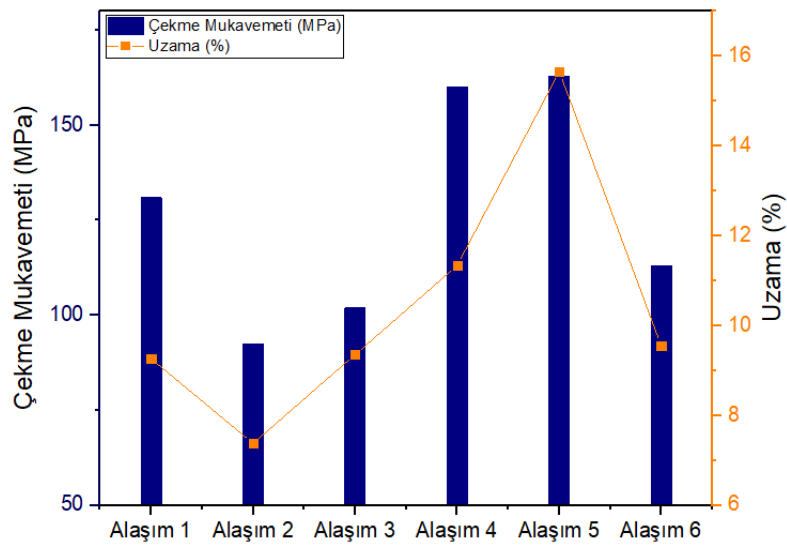
En düşük çekme mukavemeti ve uzama değerleri ise Mg-4Sn-2Al-0,5Ca (Alaşım 2) alaşımında elde edilmiştir. % 0,5 Ca ilavesi ile çekme mukavemeti değeri Mg-4Sn-2Al alaşımına göre % 29 azalarak 92,5 MPa’ya, uzama ise % 20 oranında azalarak 7,38 değerine düşmüştür. Bunun nedeninin Ca ilavesi ile ortaya çıkan $MgSnCa$ fazından kaynaklandığı düşünülmektedir. Literatürde Mg-Sn-Ca alaşımındaki $MgSnCa$ fazının yüksek termal kararlılık göstermesine rağmen, kaba morfolojisinin yükleme işlemi sırasında, tane sınırları boyunca dendritik intermetaliklerin gerilme yoğunlaşması nedeniyle ayrılmaya meyilli olduğu ve böylece kırılğan taneler arası çatlağa neden olduğu bilinmektedir. Bu nedenle, kaba ve sürekli intermetaliklerin mukavemet ve sünekliği bozduğu söylenmektedir [151]. Mn ilavesi ile Alaşım 1’in çekme mukavemeti düşmüş, uzama ve pekleşme üssü değerleri yaklaşık olarak aynı

kalmıştır. Bunun nedeni literatürde manganezin, çekme mukavemeti üzerinde fazla bir etkiye sahip olmamasına bağlanmıştır [152].

Ağırlıkça %2 Nd ilavesi ile ötektik bölgedeki fazların miktarları artmış ve şekilleri değişmiştir. Oluşan fazların kaba olmaları ve tane sınırları üzerindeki konumları nedeniyle magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerini bozduğu düşünülmektedir. Literatürde Mg–Zn–Zr alaşımına Nd ilavesi ile nihai çekme mukavemetinin önemli ölçüde azalmasının nedeninin de tane sınırları üzerinde konumlanan ve kaba olan bu fazların olduğu ifade edilmiştir [153].

Tablo 4.3. Döküm sonrası alaşımların mekanik özellikleri.

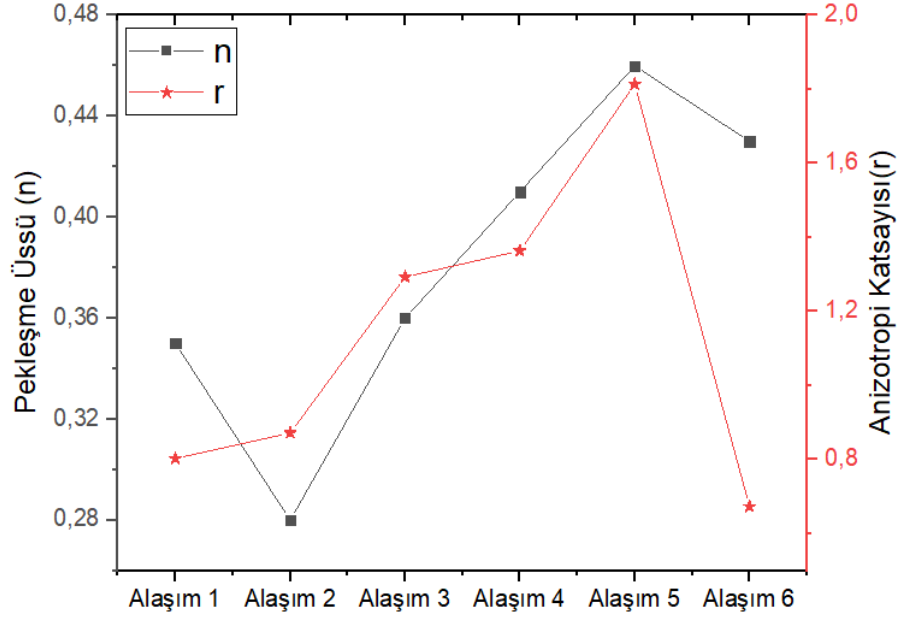
Alaşım	Çekme Mukavemeti (MPa)	Akma Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	n (Pekleşme üssü)	r (Anizotropi katsayısı)	HB(31,25kg)
Alaşım 1	131	75	9,26	0,35	0,803	30
Alaşım 2	92,5	45	7,38	0,28	0,872	28,5
Alaşım 3	102	60	9,36	0,36	1,293	34
Alaşım 4	159	77	11,34	0,41	1,364	28
Alaşım 5	163	80	15,66	0,46	1,814	27
Alaşım 6	113	65	9,55	0,43	0,673	30



Şekil 4.9. Alaşımlara göre çekme mukavemeti ve uzamanın değişimi.

Tablo 4.3'de görüldüğü gibi, pekleşme üssü değerleri Alaşım 1'e Ca ilavesi ile Ca içeren parçacıkların sayısı arttı, bu da çatlak başlama bölgeleri olarak hareket ederek şekillendirilebilirliğin bozulmasına ve n değerinin düşmesine sebep olmuş olabilir. Alaşımdaki, Mn ilavesi ile pekleşme üssü neredeyse aynı kalmıştır. Liao ve diğerleri, ekstrüze Mg-1Sn alaşımına ağırlıkça %1 Mn ilave edildiğinde pekleşme üssü değerinin 0,19'dan 0,14'e düştüğünü göstermişlerdir. Ayrıca Zhao ve diğerleri tane inceltmenin daha yavaş dislokasyon depolama hızına ve daha az miktarda ikizlenmeye neden olabileceğini ve ardından gerinim sertleşmesinin artışının sınırlanabileceğini belirtmişlerdir [2,103].

Ağırlıkça % 2 oranında La ve Nd eklenmesiyle tane sınırlarında intermetaliklerin artması ve tane boyutunun küçülmesi ile deformasyon kabiliyetinin iyileştiği ve buna bağlı olarak pekleşme üssü değerinin artmış olacağı düşünülmektedir. Tane sınırlarında, tane boyutunun küçülmesi ve intermetaliklerin artması ile çekme işlemi sırasında tane sınırlarının kayması engellenmiştir. Alaşım 1'e Ti ilavesi ile tane boyutunun küçülmesi ve alaşım elementlerinin çözünürlüklerinin α -Mg bölgesinde ve tane sınırına yakın bölgelerde değişmesine (Sn çözünürlüğünün ağırlıkça %7'ye kadar yükselmesi) bağlı olarak da pekleşme üssünün arttığı düşünülmektedir. Mg alaşımları için literatürde pekleşme üssü değerleri Mg-3Sn-1Zn alaşımı için 0,55, Mg-3Al-3Sn alaşımı için 0,45 olarak belirlenmiştir [149, 150]. Bu çalışmada elde edilen n değerleri Tablo 4.3 ile verilmiş ve alaşımlara göre pekleşme üssü değişimi Şekil 4.10'da gösterilmiştir. Deneysel çalışmalarda elde edilen n değerlerindeki değişimlerin uzama sonuçlarıyla uyumlu olduğu ve Alaşım 4, Alaşım 5 ve Alaşım 6'nın plastik deformasyon kabiliyetlerinin arttığı tespit edilmiştir. Pekleşme üssü için en yüksek değer Mg-4Sn-2Al-0,15Ti alaşımında (Alaşım 5) elde edilmiştir.



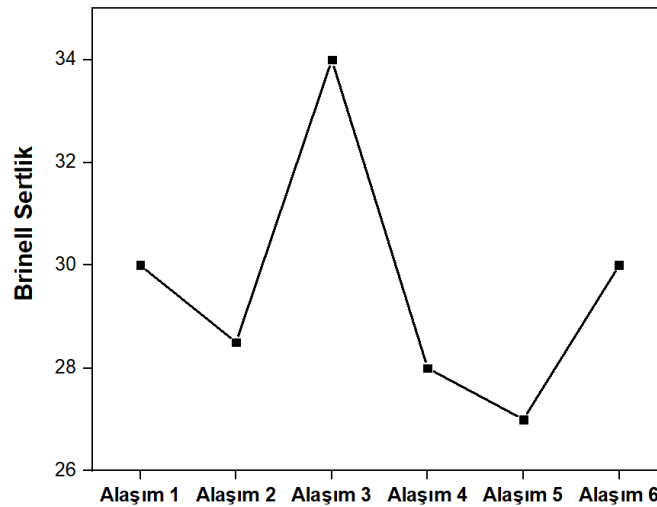
Şekil 4.10. Pekleşme üssü ve anizotropi katsayılarının alaşımlara göre değişimi.

Alaşımlar için anizotropi katsayısı değerleri Tablo 4.3 ile verilmiş ve alaşımlara göre anizotropi katsayısının değişimi Şekil 4.10'da gösterilmiştir. Malzemenin çekme testi sırasında boyuna gerçek şekil değişimi ve enine gerçek şekil değişimi değerleri ölçülmüş, $\epsilon_w + \epsilon_t + \epsilon_l = 0$ ifadesi kullanılarak kalınlıktaki gerçek birim şekil değişimi Tablo 4.4'teki gibi belirlenmiştir. r değeri, Eşitlik 3.1'de belirtildiği gibi gerçek enine (genişlikteki) birim şekil değişimi değeri ϵ_w 'nin, kalınlıktaki gerçek birim şekil değişimi değeri ϵ_t 'ye oranı ile elde edilmiştir. Alaşım 1, Alaşım 2 ve Alaşım 6 için kalınlıktaki değişimlerin genişlikteki değişimlerden daha büyük olduğu ($r < 1$) belirlenmiştir. Alaşım 3, Alaşım 4 ve Alaşım 5 için genişlikteki değişimlerin kalınlıklardaki değişimlerden daha büyük olduğu $r > 1$ sonucu elde edilmiştir. Anizotropi katsayısı, malzemelerin derin çekilebilirliğini etkilemektedir. Alaşım 1'e göre Alaşım 6 hariç diğer alaşımların r değeri yükselmiş, derin çekilebilirlik ve şekillendirilebilirlik için en iyi sonuç 1,814 değeri ile Alaşım 5'te elde edilmiştir. Çekme testi sonucunda belirlenen boyuna gerçek şekil değişimi, enine gerçek şekil değişimi ve kalınlıktaki gerçek şekil değişimi değerleri Tablo 4.4. ile verilmiştir.

Tablo 4.4. Çekme testi sonucunda belirlenen boyuna gerçek şekil değişimi, enine gerçek şekil değişimi ve kalınlıktaki gerçek şekil değişimi değerleri.

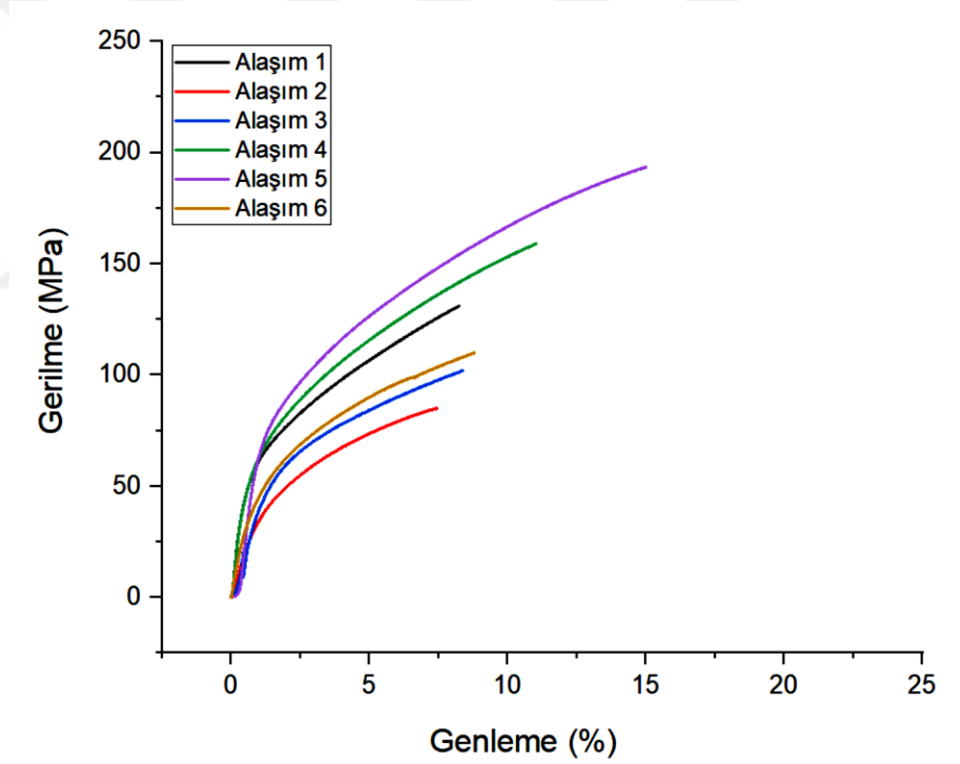
	ε_l (boyuna gerçek şekil değişimi)	ε_w (enine gerçek şekil değişimi)	ε_t (kalınlıktaki gerçek şekil değişimi)
Alaşım 1	0,011439591	-0,005097717	-0,006341874
Alaşım 2	0,005115101	-0,002383791	-0,002731309
Alaşım 3	0,023486284	-0,013245227	-0,010241057
Alaşım 4	0,005644418	-0,003257332	-0,002387086
Alaşım 5	0,013667639	-0,00881063	-0,004857009
Alaşım 6	0,025903391	-0,010424517	-0,015478874

Tablo 4.3 ve Şekil 4.11’de verilen değerlere göre Alaşım 1’e alaşım elementi ilaveleri ile sertlik değerlerinde önemli bir değişim gözlenmemiştir. Bu durumun tane sınırlarında bulunan kırılğan intermetaliklerden kaynaklandığı düşünülmektedir. Brinell sertlik ölçümünde kullanılan delici ucun konsantre yükünden dolayı sertliği azalttığı düşünülmektedir. Delici ucun intermetaliklerin kırılmasına neden olarak sertlikte düşüşe neden olduğu düşünülmüştür.



Şekil 4.11. Brinell sertlik değerlerinin alaşımlara göre değişimi.

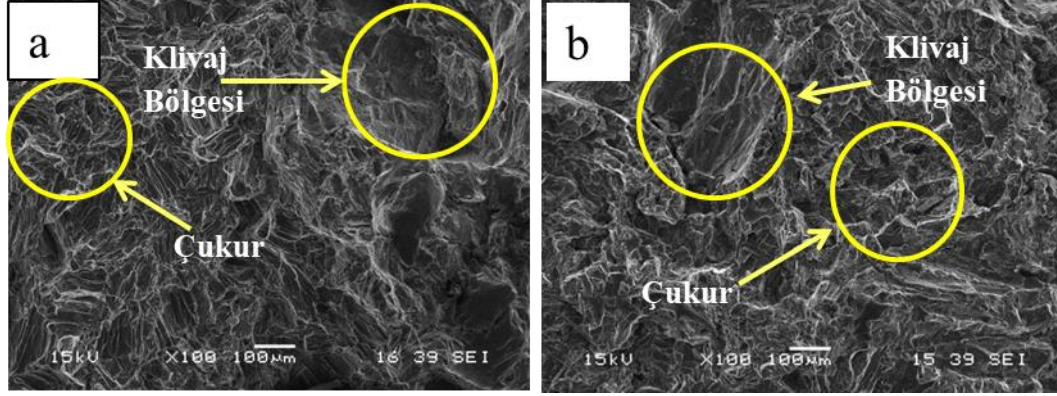
Mühendislik malzemeleri gerilmenin etkisi ile malzemelerin uğrayabileceği plastik deformasyona göre sünek ve gevrek kırılma olarak iki gruba ayrılırlar. Sünek malzemeler kırılma öncesi önemli oranda plastik deformasyona uğrarlar. Gevrek kırılmada ise malzemeler genellikle çok az ya da hiç plastik deformasyona uğramadan kırılırlar. Saf magnezyum, hacim merkezli kübik (BBC) ve yüzey merkezli kübik (FCC) metallere göre nispeten düşük süneklığe ve kırılma tokluğuna sahiptir. Düşük süneklığı ve düşük kırılma tokluğu, hafif bir yapı malzemesi olarak uygulamalarda yer almasına zarar verir. Mg'nin düşük süneklığı, genellikle altıgen sıkı paketlenmiş kristal yapısına ve bununla ilişkili güçlü plastik anizotropisine bağlanır [154]. Bu çalışmada üretilen alaşımların gerilme genleme eğrileri Şekil 4.12 ile verilmiştir.



Şekil 4.12. Alaşımların gerilme genleme eğrileri.

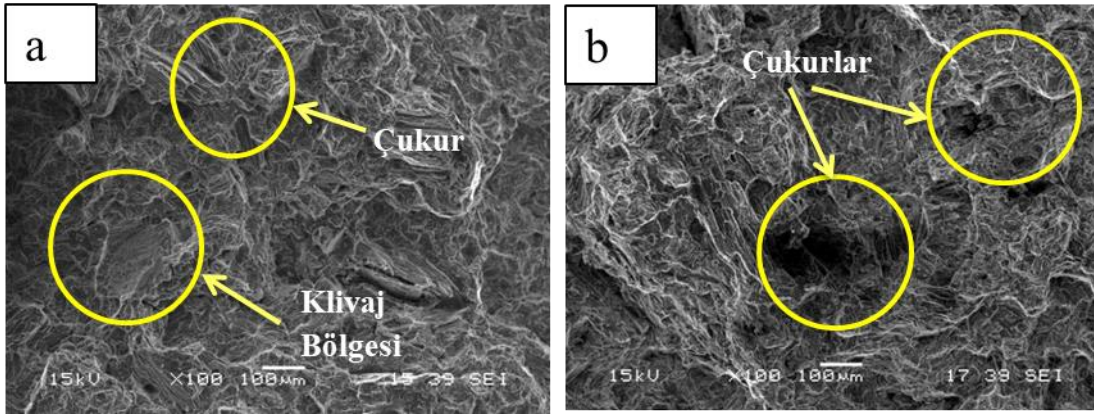
Oda sıcaklığında yapılan çekme testleri sonucunda deforme olan numunelerin kırık yüzey SEM görüntüleri incelenmiştir. Şekil 4.13.a'da görüldüğü gibi Alaşım 1 parlak ve geniş bölünme düzlemlerine, küçük ve az sayıda dimples denilen çukurlara sahiptir. Bu durum sünek ve gevrek kırılmanın bir arada görüldüğü karışık kırılmayı

göstermektedir. Alaşım 2'nin Şekil 4.13.b'de verilen kırık yüzeyine bakıldığında bölünme düzlemlerinin genişlediği ve dimplesların var olduğu fakat küçüldüğü Alaşım 1'e göre daha gevrek bir yapıya sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 4.13. Alaşımların kırık yüzey SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2.

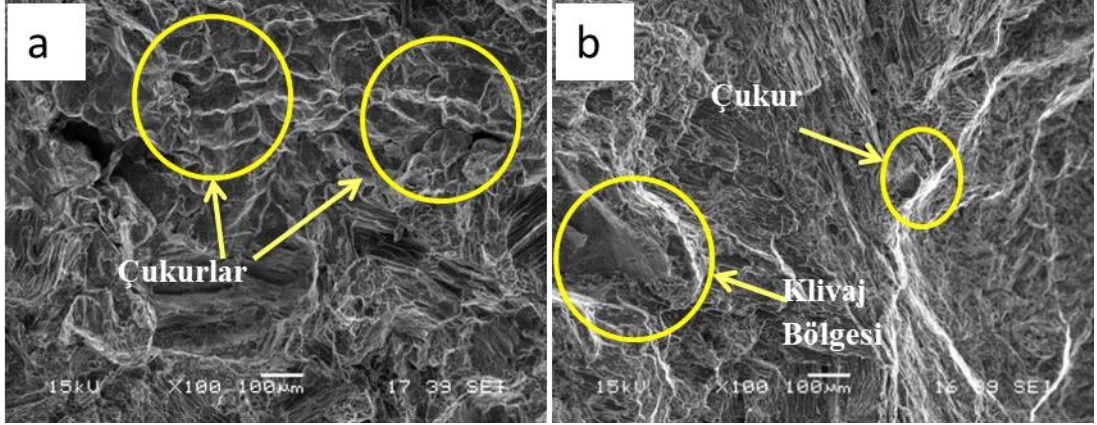
Şekil 4.14.a'da Alaşım 3'e ait olan kırık yüzey görüntüleri incelendiğinde gevrek kırılma ile ortaya çıkan parlak bölünme düzlemleri burada da görülmektedir. Bölünme düzlemlerinin yanında küçük çukurların varlığı da dikkat çekmektedir. Sünek ve gevrek (karışık) kırılma bir aradadır. Şekil 4.14.b'de Alaşım 4'ün kırık yüzey görüntüleri vardır. Şekil 4.14.b'de plastik deformasyona bağlı olarak ortaya çıkan dimples denilen çukurların sayısının artmasıyla daha sünek bir kırılmaya örnek bir yapı ortaya çıkmıştır.



Şekil 4.14. Alaşımların kırık yüzey SEM görüntüleri; a) Alaşım 3, b) Alaşım 4.

Şekil 4.15 Alaşım 5 ve Alaşım 6'ya ait kırık yüzey SEM görüntülerini içermektedir. Şekil 4.15.a'da Mg-4Sn-2Al (Alaşım 1) alaşımına Ti ilavesi elde edilen Alaşım 5'in kırık yüzeyi görülmektedir. Buna göre, Ti ilavesi ile dimplesların sayısı artmış ve boyutları büyümüştür. Ağırlıkça %2 Nd içeren numunenin kırık yüzeyi ise Şekil

4.15.b'deki gibidir. SEM görüntülerine göre gevrek kırılmada ortaya çıkan parlak ve düz bir yapı gözlenmiştir.

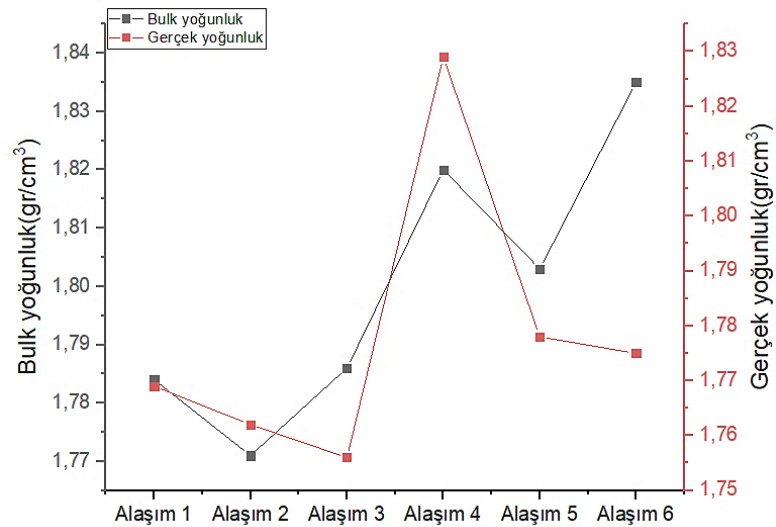


Şekil 4.15. Alaşımların kırık yüzey SEM görüntüleri; a) Alaşım 5, b) Alaşım 6.

Kırık yüzey incelemelerine göre, Alaşım 4 ve Alaşım 5 diğer alaşımlara göre daha sünek kırılmışlardır. Bu da % uzamada görülen değerler ile uyum içindedir. Uzama değerleri küçük olan alaşımlar daha gevrek kırılma göstermişlerdir.

4.4. Teorik ve Deneysel Yoğunluk Ölçümü Analizi

Arşimet ilkesi kullanılarak elde edilen yoğunluk değerleri Tablo 4.5’de verilmiştir. En yüksek bulk yoğunluk Alaşım 6’da en düşük bulk yoğunluk ise Alaşım 2’de elde edilmiştir. Saf magnezyuma göre yoğunluklar fazla yükselmemiştir. Bunun nedeni eklenen alaşım elementlerinin oranlarının düşük olmasındandır. Alaşımlara göre, yoğunluktaki değişim Şekil 4.16’da gösterilmiştir.



Şekil 4.16. Alaşımların yoğunluklarının karşılaştırılması.

Tablo 4.5. Arşimet ilkesi ile elde edilen hacim ve yoğunluk değerleri.

	Wa	Wb	Wc	Bulk Hacim	Görünür Katı Hacim	Gerçek Hacim	Bulk Yoğunluk	Gerçek Yoğunluk
Alaşım 1	3,095	1,368	3,102	1,734	1,727	1,748	1,784	1,769
Alaşım 2	3,255	1,444	3,281	1,837	1,811	1,846	1,771	1,762
Alaşım 3	2,79	1,233	2,795	1,562	1,557	1,588	1,786	1,756
Alaşım 4	3,09	1,4	3,097	1,697	1,69	1,689	1,820	1,829
Alaşım 5	3,407	1,524	3,413	1,889	1,883	1,915	1,803	1,778
Alaşım 6	3,185	1,455	3,19	1,735	1,73	1,794	1,835	1,775

4.5. Alaşımların Korozyon Özellikleri

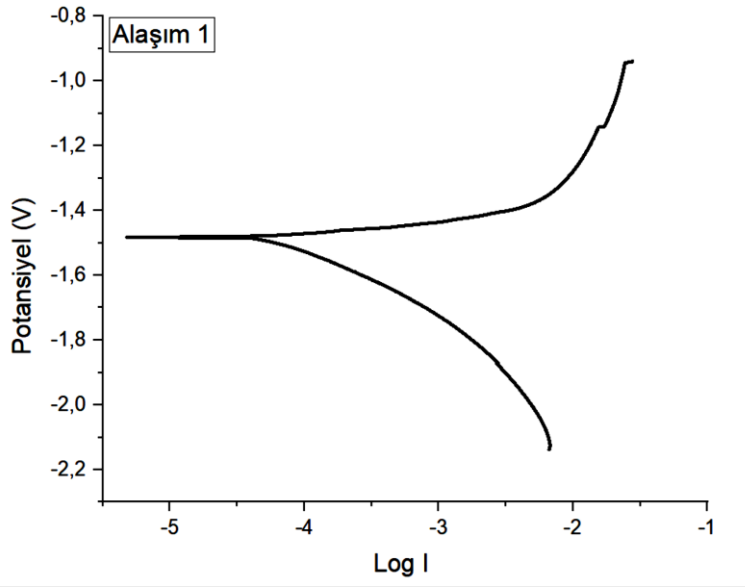
Ulaşım sistemlerinde yakıt verimliliği sağlamak için kullanılan malzemelere sürekli yeni talepler gelmektedir. Otomobil ve havacılık endüstrilerinin öncelikli olarak ilgilenilen tasarım kriterleri dayanıklılık, yoğunluk, sertlik ve korozyon direncidir. Yoğunluğu düşük olan malzemeler menzili arttırabilir, yakıt maliyetlerini azaltabilir ve daha büyük taşıma yüklerine izin verebilir. Yeterli performans ve güvenlik özellikleri için yüksek mukavemet ve sertlik önemlidir. Korozyon direnci ise tasarım ömrünün uzun süre kullanılmasına yardımcı olur [155].

Mg alaşımları için yaygın alaşım elementleri arasında Al, nadir toprak elementleri (RE), Ca, Sn, Mn ve Zn bulunur. Al ve RE'ri gibi bazı elementler, Mg yüzeyindeki koruyucu oksit tabakayı geliştirerek korozyon direncini iyileştirebilirler. Song ve diğerleri, Mg yüzeyinde oluşacak Al içeren bir oksit filmin koruyucu filmin performansını iyileştirdiğini bildirmişlerdir. Pardo ve diğerleri ise $Mg(OH)_2$ ile doymuş % 3.5 NaCl çözeltisi içinde AZ80'in korozyon hızının yüksek saflıktaki Mg'dan daha düşük olduğunu ifade etmişlerdir. Arrabal ve diğerleri, RE'lerinin, alaşımların korozyon direncini iyileştirmek için RE içeren oksit filmler oluşturabileceğini söylemişlerdir. Bununla beraber, katodik reaksiyonu azaltarak korozyon direncini iyileştirdiklerini de belirtmişlerdir. Zeng ve arkadaşları ile Azizi ve arkadaşlarına göre de Sn ve Al gibi yüksek hidrojen aşırı potansiyeline sahip

elementler, hidrojen oluşumunu engelleme yönünde etki gösterirler. Nam ve diğerleri de ağırlıkça %1 Sn içeren bir numunenin korozyon akım yoğunluğunun Mg-5Al bazlı bir alaşımın akım yoğunluğunun yaklaşık üçte biri olduğunu bildirmişlerdir. Bu nedenle Sn, Mg alaşımlarının korozyon direncini geliştirmek için etkili bir alaşım elementidir. Mg bazlı alaşımlar arasında Mg-Sn ikili sistemi önemli bir sistemdir; bu sistemdeki alaşımların uygun sürünme direnci ve korozyon özellikleri sergilemesi beklenir. Mikroyapı da korozyon davranışlarının belirlenmesinde önemli bir rol oynar. Literatürdeki çalışmalar, alaşımda görülen ikinci bir fazın, ya bir korozyon bariyeri ya da bir korozyon bölgesi görevi görebileceğini göstermiştir [44, 139, 156-160].

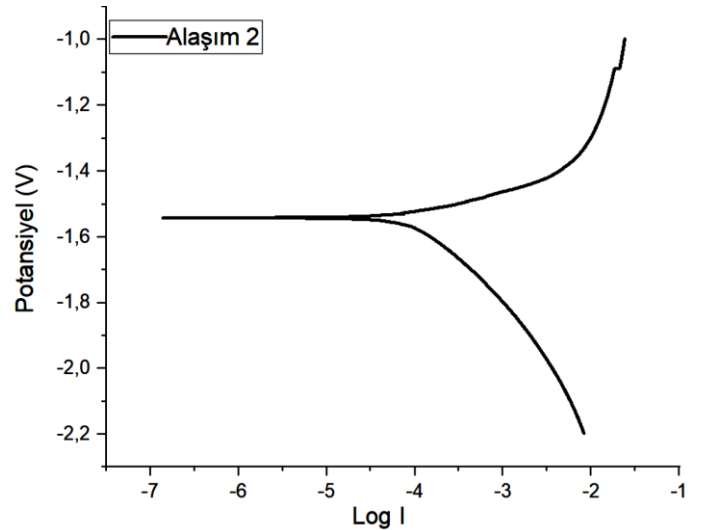
Klorür içeren çözeltilerde, magnezyum ve alaşımları çukurcuk korozyonuna uğrar. Bu tür bölgesel korozyonun yoğun saldırısı, genellikle çukurlaşma potansiyeli olarak adlandırılan belirgin bir eşik potansiyelinin üzerinde başlar. Bu eşğin üzerinde akım yoğunluğu, küçük bir potansiyel aralığı içinde yükselir. Magnezyum ve alaşımlarının klorür çözeltilerindeki çukur korozyonuna hidrojen oluşumu da eşlik eder. Bu, sadece magnezyuma ait bir özellik değildir. Alüminyum, alüminyum alaşımları ve demirli malzemeler gibi diğer metaller için de aynı durum rapor edilmiştir. Elektrotun anodik polarizasyonu ile hidrojen oluşum hızının artması ilginçtir ve bu etki, literatürde negatif fark etkisi olarak bilinir. Çoğu metal için, hidrojen gelişimi uygulanan potansiyel veya akım yoğunluğunun artmasıyla azalır. Magnezyum için, negatif fark etkisi olarak bilinen olayda artan potansiyel ile hem magnezyum korozyon hızının hem de anormal olarak hidrojen oluşum hızının arttığı deneysel olarak bulunmuştur [161, 162].

Yapılan bu çalışmada, Alaşım 1 için deneysel veriler ile elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrisi Şekil 4.17’de görülmektedir. Potansiyodinamik polarizasyon eğrisinden E_{corr} değeri -1.483 V, I_{corr} değeri 90.69 μA , korozyon hızı ise 46.60 mpy olarak tespit edilmiştir.



Şekil 4.17. Alaşım 1 için elde edilen Tafel eğrisi.

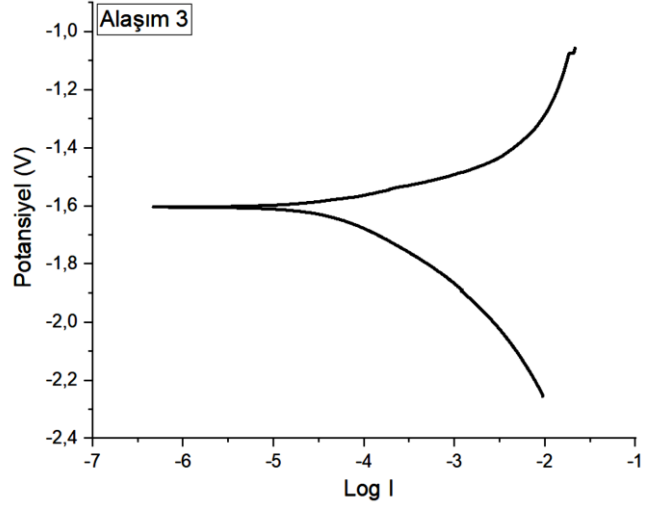
Alaşım 2 için elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrisi Şekil 4.18 ile verilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon eğrisinden E_{corr} değeri -1,542 V, I_{corr} değeri 127,1 μA , korozyon hızı 66,19 mpy olarak tespit edilmiştir. Bu sonuçlara göre, Alaşım 1'e Ca ilavesi korozyon hızını arttırmıştır. Literatürde, mikroyapıda karşımıza çıkan kaba üçlü MgSnCa fazının matristen ayrılarak pasif filme zarar verdiği belirtilmiştir. Pasif filmde uzamış ağ şeklinde çatlaklar gözlemlenebileceği ve alaşımların korozyon direncini azaltacağı rapor edilmiştir [163].



Şekil 4.18. Alaşım 2 için elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.

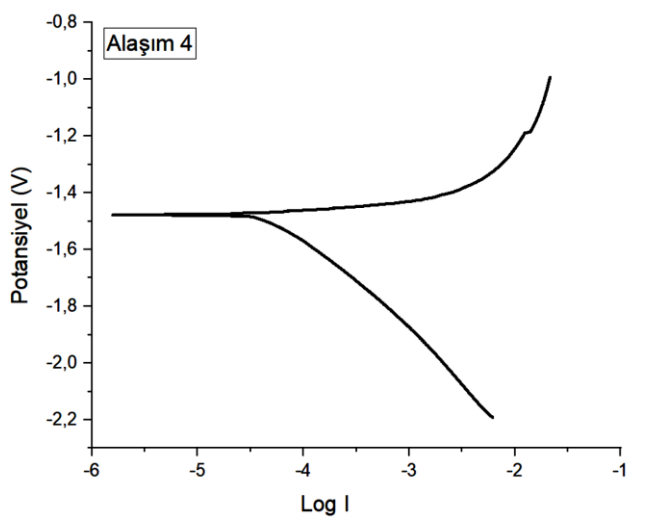
Şekil 4.19 Alaşım 3 için deneysel veriler ile elde edilen Tafel eğrisini göstermektedir. Tafel eğrisinden E_{corr} değeri -1,603 V, I_{corr} değeri 37,33 μA ,

korozyon hızı 18,96 mpy olarak bulunmuştur. Mn ilavesi ile Alaşım 1'in korozyon hızı düşmüştür. Bunun nedeni ise Mn ilavesi ile tane boyutunun küçülerek tane sınırlarında bulunan Mg_2Sn fazının daha küresel ve daha küçük boyutlarda bulunmasına sebep olmasıdır. Bu nedenle de mikro galvanik korozyonda katot görevi gören Mg_2Sn 'nin çevresini daha az korozyona uğratmış olabileceği düşünülmektedir.



Şekil 4.19. Alaşım 3 için elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.

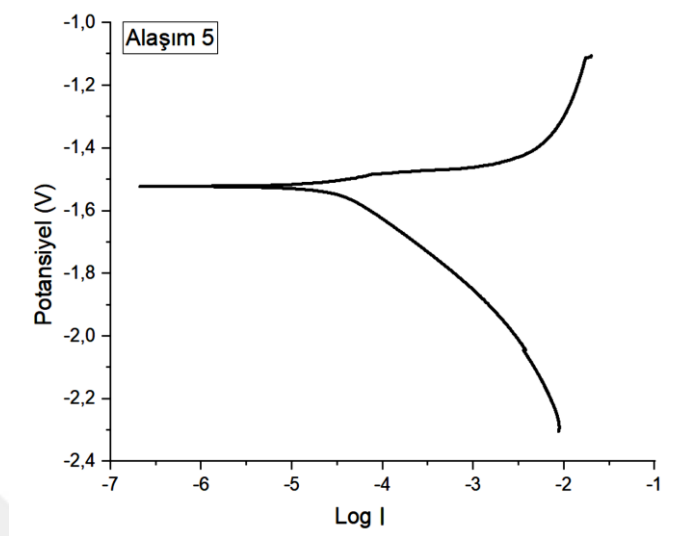
Şekil 4.20'de Alaşım 4'ün potansiyodinamik polarizasyon eğrisi görülmektedir. Şekil 4.20'ye göre E_{corr} değeri -1,478 V, I_{corr} değeri 58,66 μA ve korozyon hızı 29,69 mpy olarak bulunmuş ve yine La ilavesi korozyon özelliklerini iyileştirmiştir.



Şekil 4.20. Alaşım 4 için elde edilen Tafel eğrisi.

Alaşım 5 için elde edilen polarizasyon eğrisi Şekil 4.21 ile verilmiştir. Polarizasyon eğrisinden E_{corr} değeri -1,523 V, I_{corr} değeri 23,16 μA , korozyon hızı 11,68 mpy olarak tespit edilmiştir. Bu sonuçlara göre, Ti ilavesi diğer alaşımlara göre, en düşük

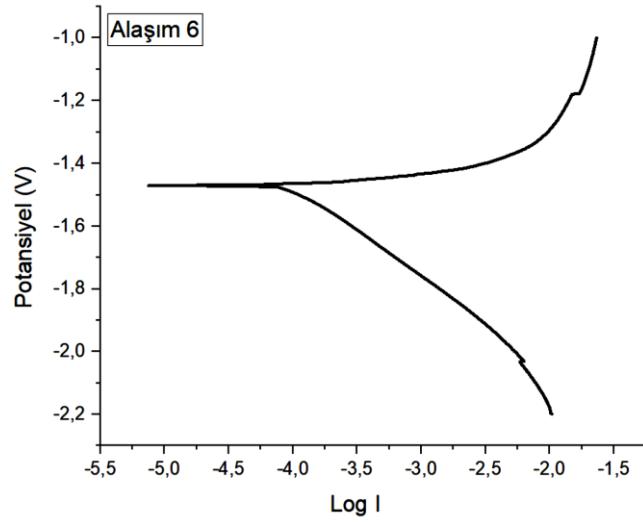
korozyon hızı elde edilmesini sağlamıştır. Bunun nedeninin mikro galvanik korozyonda katot alanının (intermetalik miktarının) azalması ile korozyon oranının düşmesine bağlanabilir.



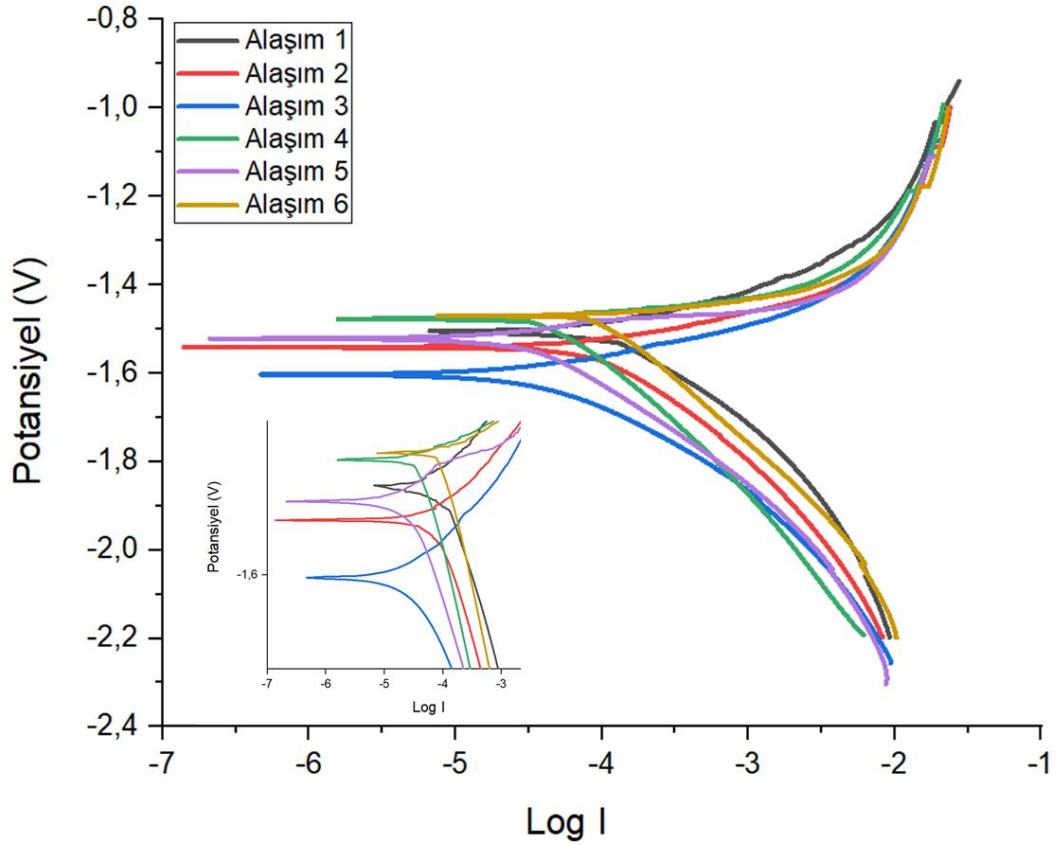
Şekil 4.21. Alaşım 5 için elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.

Şekil 4.22'de Alaşım 6'nın polarizasyon eğrisi görülmektedir. Şekil 4.22'ye göre E_{corr} değeri -1,470 V, I_{corr} değeri 117,1 μA , korozyon hızı 58,54 mpy olarak bulunmuştur. Alaşım 1'e Nd ilavesi de korozyon hızını arttırmıştır. Açıkgoz ve Kurnaz Mg-8Li-2Al alaşımına ağırlıkça %1,5 Nd ilave etmiş ve Nd ilavesi ile korozyon hızının arttığını göstermişlerdir [164].

Alaşım elementi ilavesi ile alaşımların polarizasyon eğrilerinde meydana gelen değişimler karşılaştırılmalı olarak Şekil 4.23'te sunulmuş ve elde edilen E_{corr} , I_{corr} , korozyon hızı değerleri Tablo 4.6' da özetlenmiştir. Şekil 4.23'e göre, E_{corr} değerinin Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 5'in diğer alaşımlara göre daha negatif değerlere kaydığı, Alaşım 1, Alaşım 4 ve Alaşım 5'in E_{corr} değerlerinin ise yaklaşık olarak aynı olduğu görülmektedir. En düşük E_{corr} değeri Alaşım 3'te görülürken en yüksek E_{corr} değeri Alaşım 6'da görülmüştür.



Şekil 4.22. Alaşım 6 için elde edilen potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.



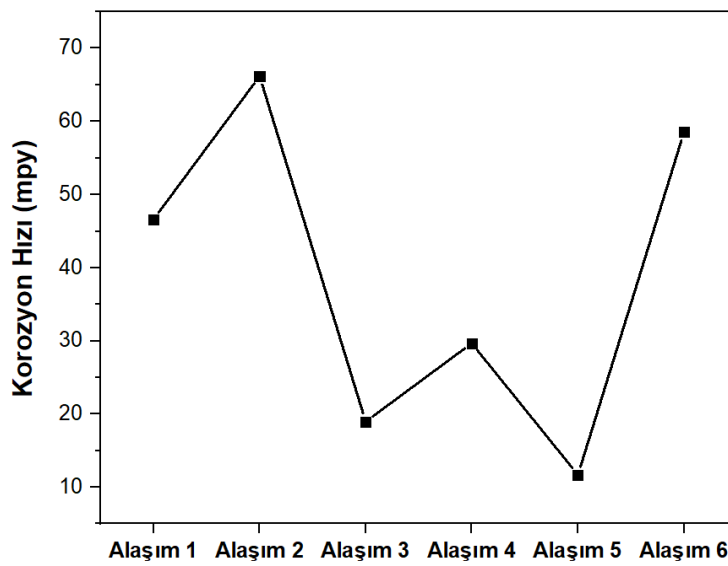
Şekil 4.23. Alaşımların Tafel eğrileri.

Tablo 4.6'da verilen I_{corr} değerlerine göre, $23,16 \mu\text{A}$ 'lık korozyon akım değeri ile en düşük korozyon akımı Alaşım 5'te, $127,1 \mu\text{A}$ 'lık korozyon akımı ile de en yüksek korozyon akımı Alaşım 2'de görülmüştür. Alaşım 1'e Ca ilavesi ve Nd ilavesi ile korozyon hızı artmıştır. Korozyon akımı ile korozyon hızı doğru orantılıdır.

Alaşımların korozyon testleri sonucunda elde edilen korozyon hızlarındaki değişim şekil 4.24'teki gibidir. şekil 4.24'e göre Alaşım 1'e Mn, La ve 0,15 Ti ilavesi korozyon hızını azaltmış ve en düşük korozyon hızı Alaşım 5'te gözlenmiştir. Alaşım 3, Alaşım 4 ve Alaşım 5'te korozyon hızlarının Alaşım 1'e göre daha düşük olmasının nedeninin Mn, La ve Ti elementlerinin tane yenileyici özelliklerinden, bu elementlerin eklenmesiyle oluşan intermetaliklerin boyutlarının değişmesinden ve bu intermetaliklerin korozyon direncinin yüksek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

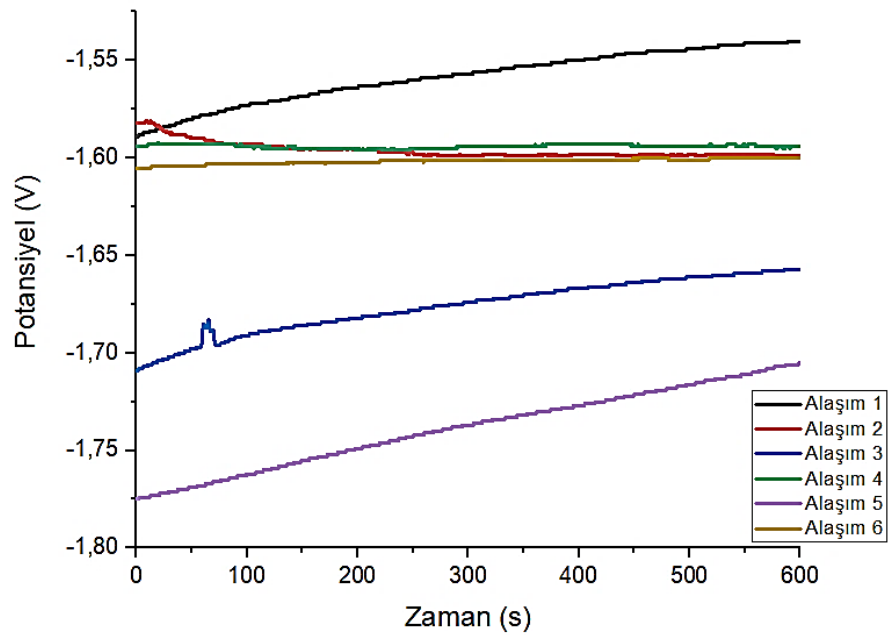
Tablo 4.6. Alaşımların potansiyodinamik polarizasyon sonuları.

Alaşım	E_{corr} (V)	I_{corr} (μ A)	R_{corr} (mpy)
Alaşım 1	-1,483	90,69	46,60
Alaşım 2	-1,542	127,1	66,19
Alaşım 3	-1,603	37,33	18,96
Alaşım 4	-1,478	58,66	29,69
Alaşım 5	-1,523	23,16	11,68
Alaşım 6	-1,470	117,1	58,54



şekil 4.24. Alaşımların korozyon hızı değişimleri.

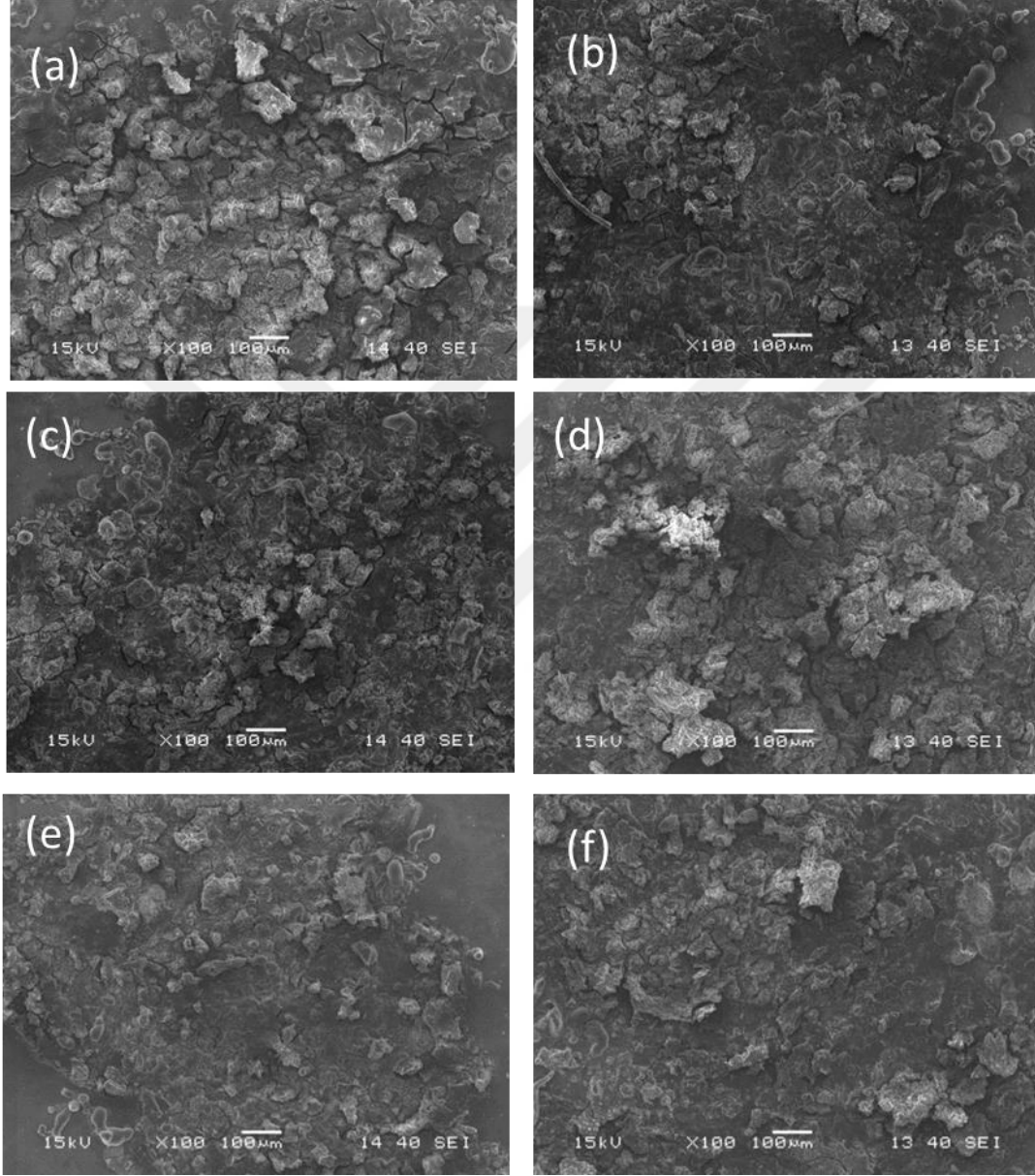
Alaşım 1, Alaşım 2, Alaşım 3 ve Alaşım 5'te açık devre potansiyel eğrisinin değişiminin yükselme eğilimi gösterdiği görülmektedir. Bu, alaşım üzerinde koruyucu oksit filmin oluştuğunu ifade etmektedir. Yüzeyde oksit filmlerinin oluşumu, alaşımlar ve çözelti arasında doğrudan teması önleyerek korozyon potansiyelinin artmasına neden olmaktadır [165, 166]. OCP eğrisinin değişiminin Mn ve Ti ilavesiyle artması dikkat çekmektedir.



Şekil 4.25. Alaşım 1, Alaşım 2, Alaşım 3, Alaşım 4, Alaşım 5 ve Alaşım 6'nın açık devre potansiyellerinin zamanla değişimi.

Tüm alaşımların korozyon sonrası makro incelemelerinde bölgesel korozyon meydana geldiği görülmüştür. Şekil 4.26, korozyona uğramış yüzeylerin mikro yapısını göstermektedir. Bu alaşımlarda elementlerin farklı çözünme hızları ve tane sınırlarında bulunan intermetalikler korozyonun temel sebepleri arasında yer almaktadır. Şekil 4.26'da görüldüğü gibi, bütün alaşımlarda korozyon tane sınırlarında başlamış ve yayılmıştır. Alaşım 3, Alaşım 4 ve Alaşım 5'te korozyon hızları dikkate alındığında özellikle Alaşım 3, Alaşım 4 ve Alaşım 5'te korozyon

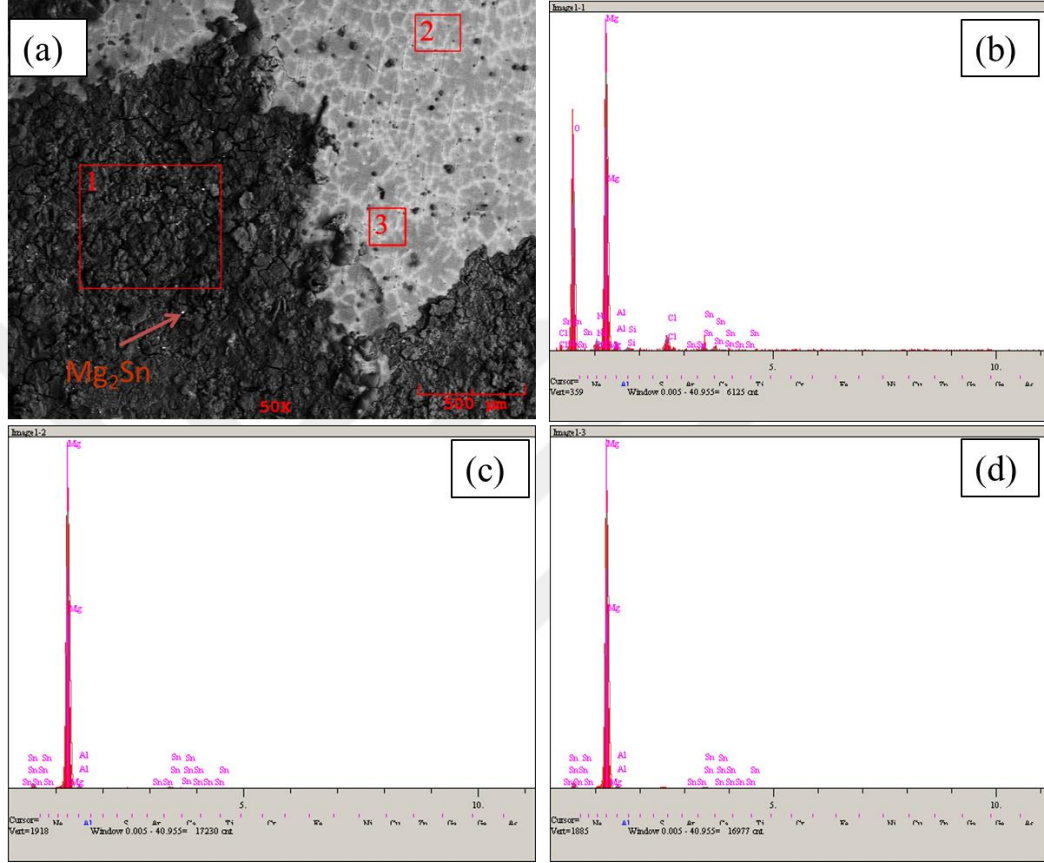
uğramayan bölgeler tespit edilmiştir. Bu da korozyona karşı daha güçlü yüzeylere sahip olduklarını göstermektedir. Ayrıca korozyon yüzeylerinde görülen tanelerarası çatlakların sayısının daha az ve dar olduğu görülmektedir. Korozyon deneyleri sonucu elde edilen değerler ile mikroyapıdan elde edilen görüntüler birbirini desteklemektedir.



Şekil 4.26. Korozyona uğramış yüzeylerin SEM görüntüleri; ; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5 ve f) Alaşım 6.

Şekil 4.27 Alaşım 1'in korozyon yüzeyinden alınan SEM görüntüsünü ve EDS analizlerini göstermektedir. Alaşımda bulunan ve beyaz olarak görülen Mg_2Sn intermetalik fazının tane sınırlarına yerleştiği bilinmektedir. İntermetalik fazların tane sınırlarına yerleşmeleri katot görevi görerek çevrelerini korozyona

uğratmalarına sebep olmaktadır. Bu nedenle korozyonun tane sınırlarında başlayıp yayıldığı söylenebilir. 1. Bölgeden yapılan EDS analizlerinde oksijen oranının arttığı, klor ve oksit esaslı korozyon ürünlerinin olduğu görülmektedir. Fakat 2 ve 3 bölgelerinde korozyon ürünleri tespit edilmemiştir. Tablo 4.7 Alaşım 1'in korozyon sonrası farklı bölgelerinden alınmış EDS analiz sonuçlarını göstermektedir.

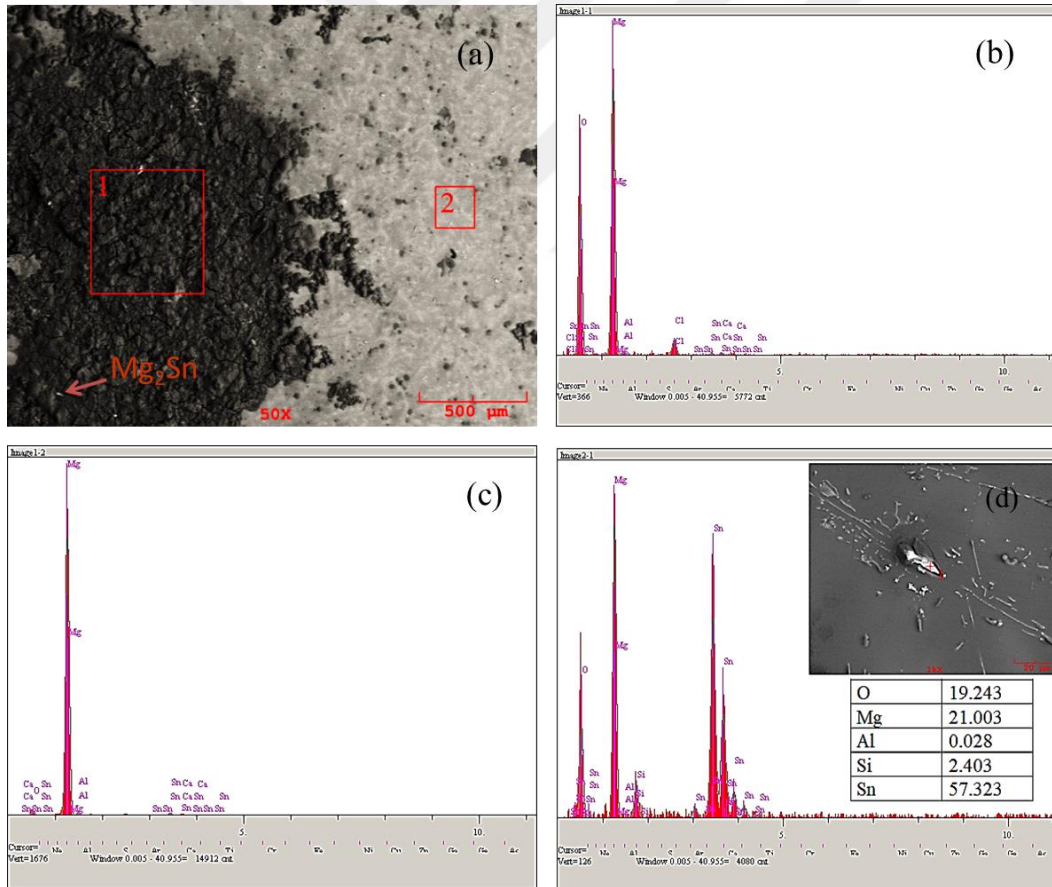


Şekil 4.27. Korozyona uğramış Alaşım 1 için a) SEM yüzey görüntüsü, b-d) sırasıyla 1, 2 ve 3 bölgelerinden alınan EDS analizleri.

Tablo 4.7. Alaşım 1 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.

Analiz No	Kimyasal Bileşim (%Ağr.)						
	O	Mg	Al	Sn	Si	Na	Cl
1	46,276	42,269	1,752	4,221	0,609	1,824	3,049
2	4,393	89,701	1,405	4,502	-	-	-
3	5,423	89,593	1,901	3,084	-	-	-

Şekil 4.28, Ca ilaveli Alaşım 2'nin korozyon sonrası yüzeyinden alınan SEM görüntüsünü ve EDS analizlerini göstermektedir. Mikroyapıda bölgesel korozyon söz konusudur. 1. bölgeden yapılan EDS analizlerinde klor ve oksit esaslı korozyon ürünlerinin olduğu, 2. bölgeye göre oksijen oranının arttığı tespit edilmiştir. 2. bölgede ise korozyon ürünleri tespit edilmemiştir. Şekil 4.28.a'da intermetalik fazların olduğu yerlerde (özellikle tane sınırlarında) mikro galvanik korozyon hücrelerin meydana geldiği görülmektedir. İntermetalik fazlar, oluşan bu mikro galvanik korozyon hücrelerinin katodu görevi görmekte ve çevresinin korozyonuna sebep olmaktadır. Ayrıca literatürde de iğne benzeri MgSnCa intermetalik fazının korozyonu olumsuz etkilediği belirtilmektedir [167]. Şekil 4.28.d'de korozyona uğramamış bölgeden yapılan EDS analizi sonucu kalay miktarının yüksek olduğu görülmüştür. Tablo 4.8'de korozyona uğramış Alaşım 2'nin farklı bölgelerinden alınan EDS analiz sonuçları görülmektedir.

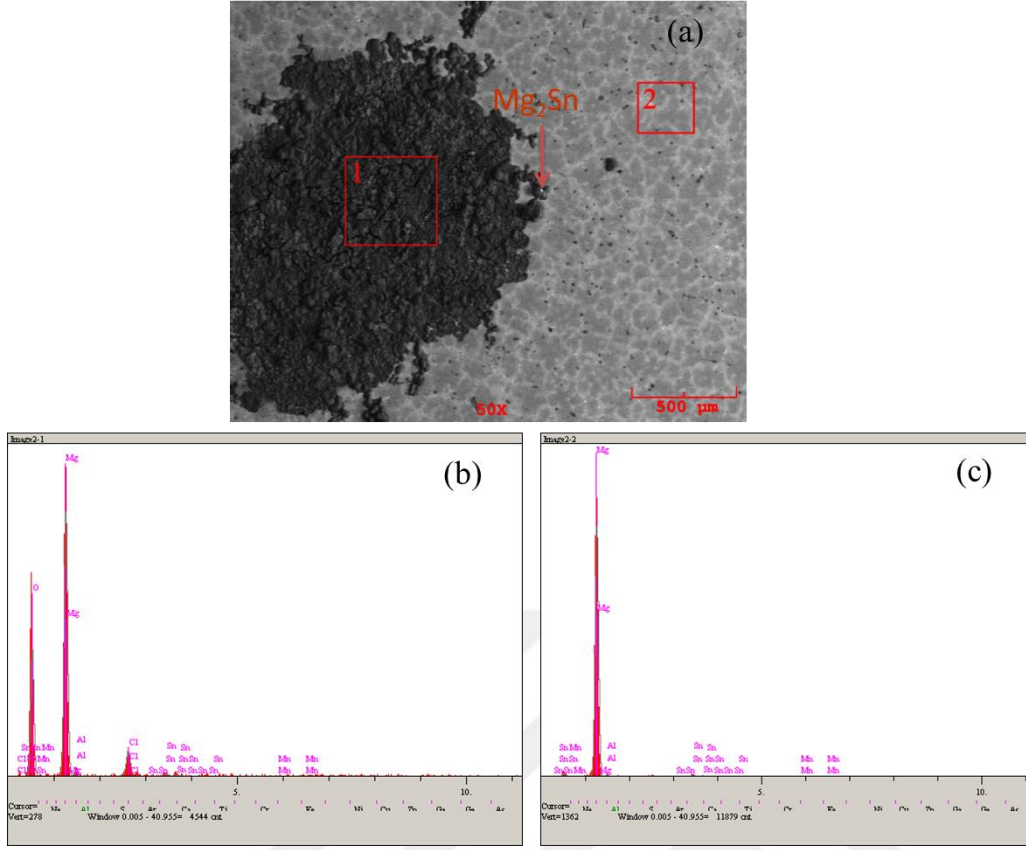


Şekil 4.28. Korozyona uğramış Alaşım 2 için a) SEM yüzey görüntüsü, b) 1. bölgeden alınan EDS analizleri c) 2. bölgeden alınan EDS analizleri, d) Korozyona uğramamış bir parçanın EDS analizi.

Tablo 4.8. Alaşım 2 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.

Analiz No	Kimyasal Bileşim (%Ağr.)					
	O	Mg	Al	Sn	Ca	Cl
1	48,361	45,017	0,925	1,558	0,381	3,757
2	4,422	90,388	1,665	3,436	0,090	-

Şekil 4.29 Alaşım 1'e ağırlıkça %0,5 Mn ilavesi ile elde edilen Alaşım 3'ün korozyon yüzeyinden alınan SEM görüntüsü ve EDS analizleri yer almaktadır. 1. bölgeden yapılan EDS analizi sonucu bu bölgede Alaşım 1 ve Alaşım 2'ye göre klor miktarının fazla olduğu tespit edilmiştir. Yine aynı bölgede oksijen miktarının 2. bölgeye göre arttığı görülmüştür. 2. bölgede ise yine korozyon ürünleri tespit edilmemiştir. Mikroyapıda bölgesel korozyon söz konusudur. Alaşım 1'e göre Alaşım 3'te Mg_2Sn intermetalığının boyutu küçülmüş ve daha küresel hale gelmiştir. Katot/anot alan oranı galvanik korozyonda çok önemlidir. Anot alanı daha küçükse, anot akım yoğunluğu daha büyük olacak ve anot hızla korozyona uğrayacaktır. Bu nedenle, katot görevi gören intermetaliklerin boyutu küçüldükçe korozyon direnci artacaktır. Ayrıca Alaşım 1'e göre hacim olarak korozyona uğrayan bölge de küçülmüştür. Tablo 4.9'da korozyona uğratılmış malzemenin farklı bölgelerinden alınan EDS analiz sonuçları görülmektedir.



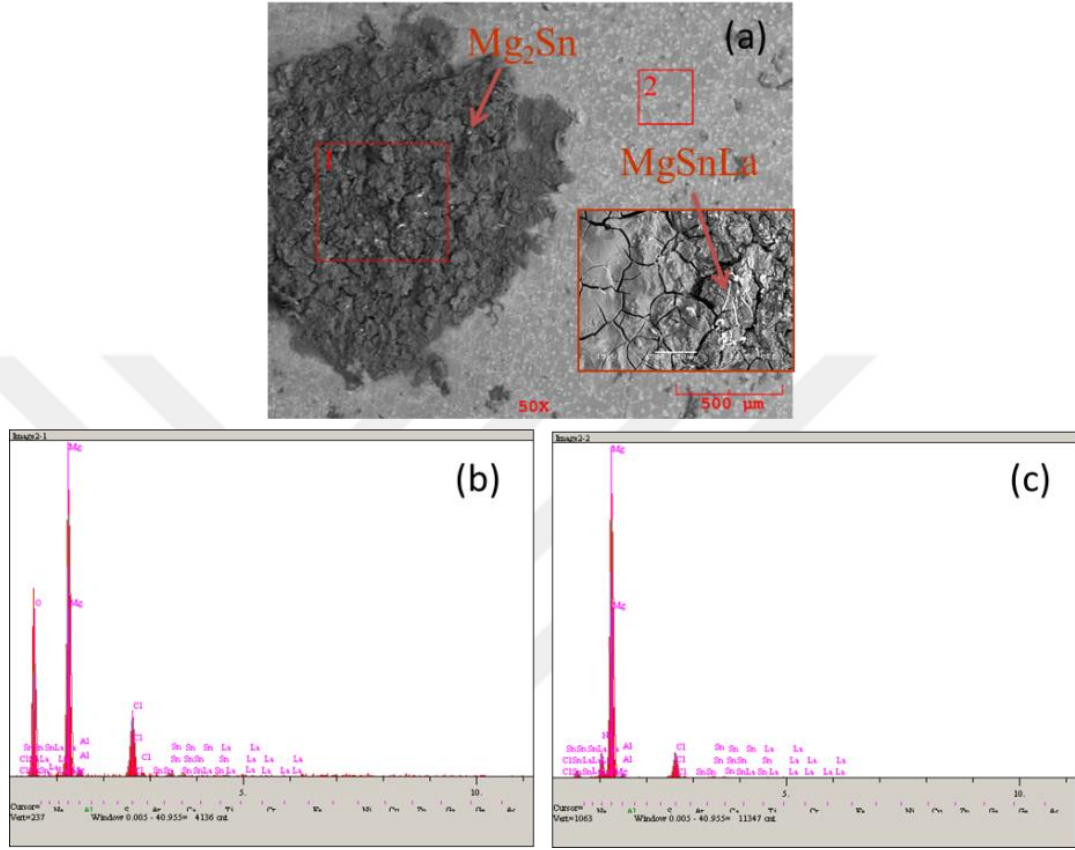
Şekil 4.29. Korozyona uğramış Alaşım 3 için a) SEM yüzey görüntüsü, (b-c) sırasıyla 1 ve 2 bölgelerinden alınan EDS analizleri.

Tablo 4.9. Alaşım 3 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.

Analiz No	Kimyasal Bileşim (%Ağr.)					
	O	Mg	Al	Sn	Mn	Cl
1	44,006	44,610	1,463	3,381	0,501	6,040
2	4,136	90,703	1,065	3,855	0,241	-

Şekil 4.30 Alaşım 4'ün korozyon yüzeyinden alınan SEM görüntüsünü ve EDS analizlerini göstermektedir. 1. Bölgeden yapılan EDS analizlerinde oksijen oranının yüksek olduğu, klor ve oksit esaslı korozyon ürünlerinin olduğu görülmektedir. Aynı şekilde 2. bölgeden yapılan EDS analizlerinde de klor esaslı korozyon ürünleri tespit edilmiştir. Korozyonlu yüzeye bakıldığında beyaz renkli intermetaliklerin miktarının arttığı ve intermetalikler arasındaki mesafenin Alaşım 1'e göre azaldığı

görülmektedir. Bu durumun da La ilavesi ile korozyon hızının düşmesine sebep olduğu düşünülmektedir. Tablo 4.10’da korozyona tabi tutulmuş malzemenin farklı bölgelerinden alınan noktasal analizler ve ağırlıkça EDS analiz değerleri görülmektedir.



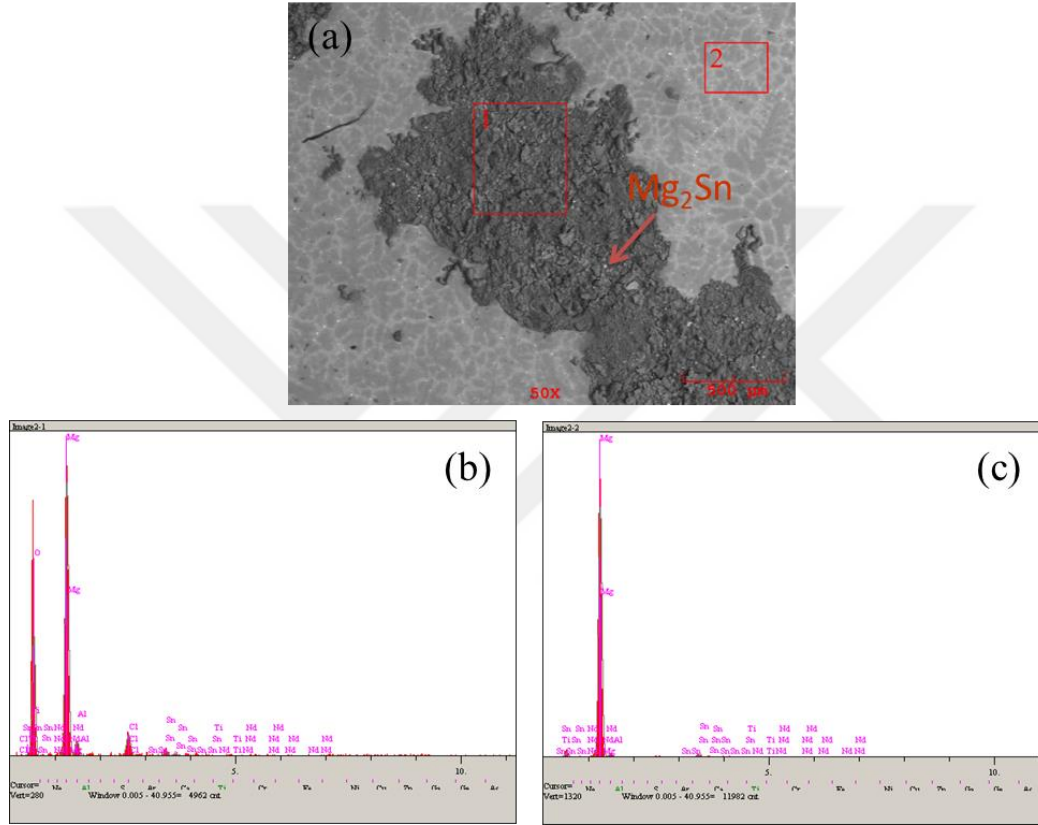
Şekil 4.30. Korozyona uğramış Alaşım 4 için a) SEM yüzey görüntüsü, (b-c) sırasıyla 1 ve 2 bölgelerinden alınan EDS analizleri.

Tablo 4.10. Alaşım 4 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.

Analiz No	Kimyasal Bileşim (%Ağr.)						
	O	Mg	Al	Sn	La	Cl	Na
1	39,942	40,549	1,679	2,958	2,115	12,757	-
2	4,951	72,498	1,730	2,196	0,784	11,549	6,292

Tablo 4.11’de korozyona uğramış Alaşım 5’in farklı bölgelerinden alınan noktasal analizler ve ağırlıkça EDS analiz değerleri görülmektedir. Şekil 4.31 ise Alaşım 5’in

korozyon yüzeyinden alınan SEM görüntüsünü ve EDS analizlerini göstermektedir. 1 bölgesinden alınan EDS analizlerine oksijen pikinin şiddetinin 2 bölgesine göre fazla olduğu ve bu bölgede % 5,101 oranında klorun olduğu görülmüştür. Ayrıca Alaşım 3'te olduğu gibi Mg_2Sn intermetaliklerinin boyutunun küçüldüğü ve daha küresel hale geldiği SEM görüntülerinden anlaşılmaktadır. Bu nedenle alaşımlarda katot görevi gören intermetaliklerin boyutu küçüldükçe alaşımın korozyon direncinin artacağı aşikârdır. Bu durum alaşımın korozyon hızının düşmesine sebep olacaktır.



Şekil 4.31. Korozyona uğramış Alaşım 5 için a) SEM yüzey görüntüsü, (b-c) sırasıyla 1 ve 2 bölgelerinden alınan EDS analizleri.

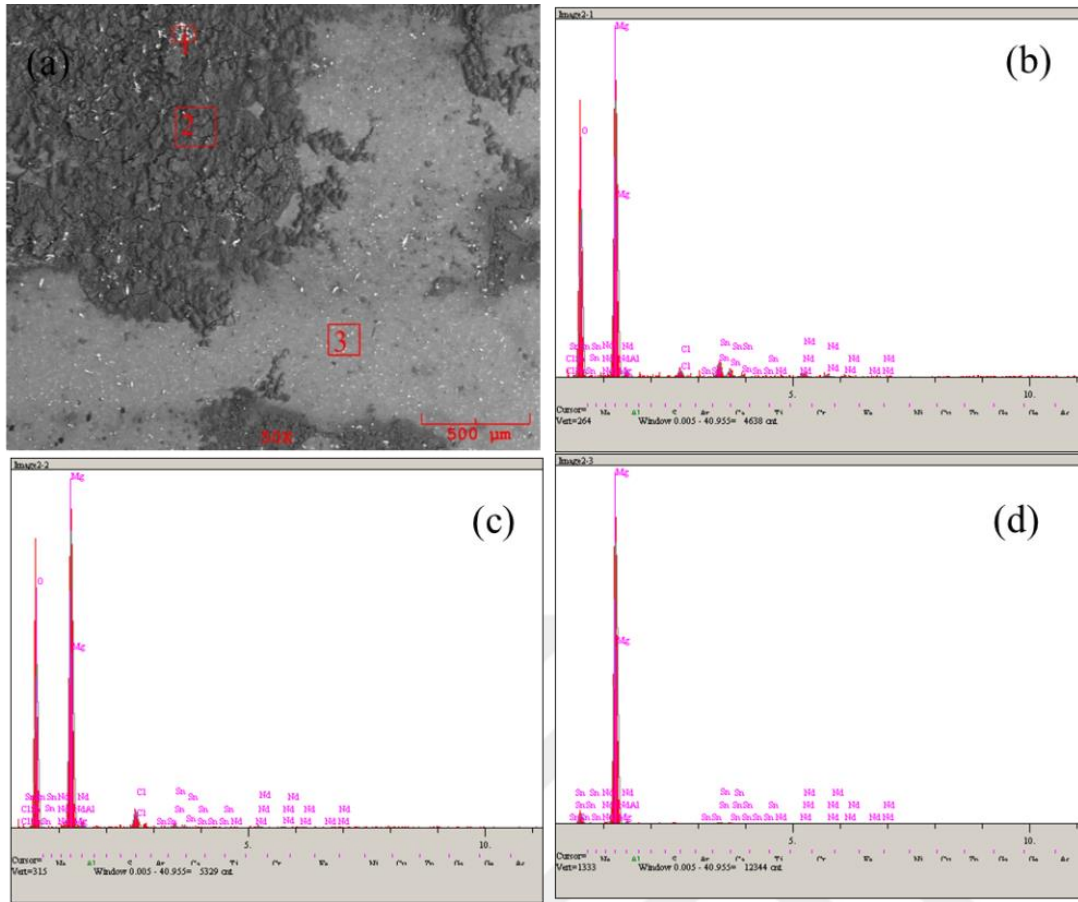
Tablo 4.11. Alaşım 5 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.

Analiz No	Kimyasal Bileşim (%Ağr.)					
	O	Mg	Al	Sn	Ti	Cl
1	41,697	44,779	3,531	4,238	41,697	5,101
2	4,857	86,779	2,899	4,163	4,857	-

Şekil 4.32, Alaşım 1'e ağırlıkça %2 Nd ilavesi ile elde edilen Alaşım 6'nin korozyon yüzeyinden alınan SEM görüntüsünü ve EDS analizlerini göstermektedir. Mikroyapıda diğer alaşımlarda olduğu gibi bölgesel korozyon söz konusudur. SEM görüntülerinden anlaşılabileceği gibi beyaz olarak görülen intermetalikler korozyona uğramamış, çevrelerini korozyona uğratmışlardır. MgSnNd kaba fazının miktarının fazla olmasının mikro galvanik çift miktarını da arttıracığından korozyon hızının artmasına sebep olabileceği düşünülmektedir. Ayrıca 1 ve 2 bölgelerinden yapılan EDS analizlerinde klor ve oksit esaslı korozyon ürünlerinin olduğu, 3. bölgeye göre oksijen oranının bu bölgelerde daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. 3. bölgede korozyon ürünleri tespit edilmemiştir. Tablo 4.12'de korozyona uğratılmış malzemenin farklı bölgelerinden alınan noktasal analizler ve ağırlıkça EDS analiz değerleri görülmektedir.

Tablo 4.12. Alaşım 6 için korozyon deneyi sonucu elde edilen EDS analiz sonuçları.

Analiz No	Kimyasal Bileşim (%Ağr.)					
	O	Mg	Al	Sn	Nd	Cl
1	43,762	37,995	1,253	9,010	6,672	1,308
2	46,173	44,796	0,760	2,420	2,440	3,411
3	8,788	85,749	1,025	3,502	0,936	-



Şekil 4.32. Korozyona uğramış Alaşım 6 için a) SEM yüzey görüntüsü, (b-d) sırasıyla 1, 2 ve 3 bölgelerinden alınan EDS analizleri.

5. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, son yıllarda hafifliği ile ön plana çıkan magnezyum elementinin döküm yöntemi ile alaşımlama yapılarak, değişen alaşım elementi ilavesi ve miktarı ile mikroyapı, mekanik ve korozyon özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır. Elde edilen sonuçlar aşağıdaki gibidir;

- Magnezyumun yanıcı özelliğinden dolayı döküm ile üretilmesinde mutlaka koruyucu gaz kullanılması gerekmektedir.
- Mg-4Sn-2Al alaşımı α -Mg ve Mg_2Sn fazından oluşmaktadır. Alaşım elementi ilavesi ile mikroyapıda değişiklikler ortaya çıkmıştır. Ağırlıkça %0,5 Ca ilavesi ile yapıda iğne benzeri $MgSnCa$ fazı görülmüştür. %0,5 Mn ilavesi yeni bir faz oluşmamış fakat tane yenileme özelliğinden dolayı tane boyutunun düşmesine, Mg_2Sn fazının boyutunun küçülmesine ve daha küresel hale gelmesinde etkisi olmuştur. %2La ilavesi ile mikroyapıda Al_2La , La_5Sn_3 fazları ve üçlü $MgSnLa$ fazı ortaya çıkmış ve tane boyutu küçülmüştür. %0,15Ti ilavesi ile tane boyutu küçülmüş, Mn ilavesinde olduğu gibi Mg_2Sn fazının boyutunun küçülmesine ve daha küresel hale gelmesine etki etmiştir. Ayrıca Al-6Ti master alaşımından gelen Al_3Ti fazı EDS analizleri ile mikroyapıda görülmüştür. Ağırlıkça %2 Nd ilavesi sonrasında yapılan EDS incelemelerinde ise Nd_5Sn_3 fazı ve üçlü $MgSnNd$ fazı, XRD incelemelerinde ise bunlara ek olarak Al_2Nd fazı tespit edilmiştir. Ca, La ve Nd ilavesi ile ötektik bölgedeki fazların miktarları da artmıştır.
- Her alaşım için α -Mg'nin merkezinden ve tane sınırına yakın bölgelerden yapılan EDS incelemeleri sonucu alaşım elementi ilavesi ile Sn ve Al elementlerinin bu bölgelerdeki çözünürlükleri incelenmiştir. Sn ve Al çözünürlüklerinin hem α -Mg merkezinde hem de tane sınırına yakın bölgelerde arttığı tespit edilmiştir. α -Mg merkezinde en yüksek Sn ve Al

çözünürlükleri Alaşım 2’de görülürken, tane sınırına yakın bölgelerde ağırlıkça %7 ile en yüksek Sn çözünürlüğü Alaşım 5’te, en yüksek Al çözünürlüğü ağırlıkça %2,9 ile Alaşım 2’de görülmüştür.

- Mekanik özelliklere bakıldığında, ana alaşımın (Mg-4Sn-2Al) çekme mukavemeti 131 MPa, uzaması ise %9,26 olarak tespit edilmiştir. En yüksek çekme mukavemeti ve uzama değerleri Mg-4Sn-2Al-0,15Ti (Alaşım 5) alaşımında görülmüştür. Mg-4Sn-2Al alaşımına ağırlıkça 0,15 Ti ilavesi ile çekme mukavemeti %24 artarak 163MPa’ya çıkmış, uzama ise %69 oranında artmıştır. Ağırlıkça %2’lik La ilavesi ile ise çekme mukavemeti %21 artış göstererek 159MPa’ya, uzama ise %22 oranında artarak 11,34 değerine yükselmiştir. En düşük çekme mukavemeti ve uzama değerleri ise Mg-4Sn-2Al-0,5Ca (Alaşım 2) alaşımında elde edilmiştir. Ca ilavesi ile çekme mukavemeti değeri Mg-4Sn-2Al alaşımına göre %29 azalarak 92,5 MPa’ya, uzama ise %20 oranında azalarak 7,38 değerine düşmüştür.
- Pekleşme üssü değerleri Alaşım 1’e Ca ilavesi ile düşmüş, Mn ilavesi ile neredeyse aynı kalmıştır. Ağırlıkça %2 oranında La ve Nd eklenmesiyle ötektik bölgedeki intermetaliklerin artması ve tane yenilenmesine bağlı olarak tane boyutunun azalması ile pekleşme üssü artmıştır. Tane sınırlarında, tane boyutunun küçülmesi ve intermetaliklerin artması ile çekme işlemi sırasında tane sınırlarının kayması engellenmiştir. Alaşım 1’e Ti ilavesi ile yapıda bulunan Al_3Ti fazı ve Ti’nin yapı içerisinde alaşım elementlerinin çözünürlüklerini değiştirmesi ile pekleşme üssünün arttığı düşünülmektedir. Uzama değerleri yüksek olan alaşımların (Alaşım 4 ve Alaşım 5) plastik deformasyon kabiliyetlerinin arttığı tespit edilmiştir. 0,46 ile en yüksek pekleşme üssü değeri Mg-4Sn-2Al-0,15Ti alaşımında (Alaşım 5) elde edilmiştir.
- Nd ilavesi anizotropi katsayısını düşürürken diğer alaşım elementleri ile anizotropi katsayısı yükselmiştir. Anizotropi katsayısı 1’den büyük olan malzemelerin şekillendirilebilirliklerinin daha iyi olduğu göz önüne alındığında Mg-4Sn-2Al alaşımına Mn, La ve Ti ilavesi ile şekillendirilebilirliklerinin iyileştiği söylenebilir.

- Sertlik ölçümleri Brinell sertlik ölçme yöntemi ile yapılmıştır. Alaşımların sertliklerinde önemli bir değişiklik görülmemiştir.
- Yapılan korozyon testleri sonucu elde edilen Polarizasyon eğrilerinden korozyon akımını belirlemek için Tafel ekstrapolasyon yöntemi uygulandı. Buna göre, Mg-4Sn-2Al ana alaşımının I_{corr} değeri 90,69 μA ve korozyon hızı 46,60 mpy olarak belirlenirken, Ti ilavesi ile I_{corr} değeri 23,16 μA ve korozyon hızı 11,68 mpy değerine düşerek en düşük korozyon hızına sahip olmuştur. Mn ilavesi ise 14,65 mpy'lık korozyon hızı ile Ti'den sonra korozyon hızını en çok düşüren ikinci element olmuştur. Ca ve Nd ilavesi ise korozyon hızını arttırmış ve korozyon özelliklerine ters etki yapmıştır.
- Genel olarak tane sınırlarına yerleşen intermetalik fazların mikro galvanik hücreler oluşturarak taneler arası korozyona sebep olduğu söylenebilir.

Sonuçlar incelendiğinde alaşımlar üzerinde başka çalışmaların da yapılabileceği anlaşılmış ve konunun aşağıdaki çalışmalarla zenginleştirileceği düşünülmüştür;

- Bu alaşımlar üzerinde yapılan çalışmalar, döküm sonrası yapılan testlerin sonuçlarını yansıtmaktadır. Ayrıca alaşımların dökümünden sonra uygun homojenizasyon veya çökeltme sertleştirme ısı işlemi uygulanarak özelliklerde yeni sonuçlar elde edilebilir.
- Alaşımların yüzeyleri kaplanarak yapılan testler tekrarlanabilir, mekanik ve korozyon özellikleri incelenebilir.
- Mg, ortopedik uygulamalarda kullanılabilecek kalıcı, zararsız, biyouyumlu ve biyolojik olarak parçalanabilen alternatif bir metal olarak önerilmektedir. İyi biyouyumluluğa ek olarak Mg, yoğunluğu ve Young modülü, titanyum ve paslanmaz çeliğe göre insan kemiğine daha yakındır. Bu çalışmada alaşımların biyokorozyon özellikleri incelenmemiştir. Bu yönde çalışmalar yapılması önerilebilir.
- Farklı ortamlarda ve farklı açık devre potansiyeli sabitleme sürelerinde korozyon deneyleri yapılabilir.
- Alaşımların aşınma deneyleri yapılabilir.



KAYNAKLAR

- [1] Pekguleryuz, M.O., Kainer, K., Kaya, A.A., Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy., Elsevier,ss.,381, 2013.
- [2] Liao, H., Kim, J., Liu, T., Tang, A., She, J., Peng, P., Pan, F., “Effects of Mn addition on the microstructures, mechanical properties and work-hardening of Mg-1Sn alloy,” Mater. Sci. Eng. A, vol. 754, no. December 2018, pp. 778–785, 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.02.021.
- [3] Esmaily, M., Svensson, J. E., Fajardo, S., Birbilis, N., Frankel, G. S., Virtanen, S., Arrabal, R., Thomas, S., Johansson, L. G., “Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion,” Progress in Materials Science. 2017, doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.04.011.
- [4] Zhang, J., Huang, H., Yang, C. B., “Effects of hot ring forging on microstructure, texture and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy,” Mater. Sci. Eng. A, vol. 679, no. October 2016, pp. 20–27, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2016.10.024
- [5] Pan, F. S., Zhang J., Wang, J. F., Yang, M. B., Han, E. H., Chen, R. S., “Key R&D activities for development of new types of wrought magnesium alloys in China,” Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed., vol. 20, no. 7, pp. 1249–1258, 2010, doi: 10.1016/S1003-6326(09)60287-9.
- [6] Tong, T., Zhang, F., Liu, S., Du, Y., Li, K., “Experimental investigation on the phase equilibria of the Mg-Sn-Ag system in the Mg-rich corner,” J. Magnes. Alloy., vol. 5, no. 1, pp. 41–47, 2017, doi: 10.1016/j.jma.2017.02.003.
- [7] Abakay, E., AZ91D Magnezyum Alaşımının Elektrolitik Daldırma Yöntemiyle Ni-Ni_xB ve Ni- Ni_xB-Al₂O₃ Kaplanması ve Özelliklerinin İncelenmesi. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, Doktora Tezi, 2019.
- [8] Davis, J.R., Alloying: Understanding the Basics., ASM International,ss.,658, 2001.
- [9] Liu, H., Chen, Y., Tang, Y., Wei, S., Niu, G., “The microstructure, tensile properties, and creep behavior of as-cast Mg-(1-10)%Sn alloys,” J. Alloys Compd., vol. 440, no. 1–2, pp. 122–126, 2007, doi: 10.1016/j.jallcom.2006.09.024.
- [10] Karakulak, E., Küçükler, Y. B., “Effect of Si addition on microstructure and wear properties of Mg-Sn as-cast alloys,” J. Magnes. Alloy., vol. 6, no. 4, pp.384–389, 2018, doi: 10.1016/j.jma.2018.08.004.
- [11] Van Der Planken, J., “Precipitation hardening in magnesium-tin alloys,” J. Mater. Sci., vol. 4, no. 10, pp. 927–929, 1969, doi: 10.1007/BF00549785.

- [12] Nitol, M. S., Adibi, S., Barrett, C. D., Wilkerson, J. W., "Solid solution softening in dislocation-starved Mg–Al alloys," *Mech. Mater.*, vol. 150, no. September, p. 103588, 2020, doi: 10.1016/j.mechmat.2020.103588.
- [13] Khalilpour, H., Miresmaeili, S. M., Baghani, A., "The microstructure and impression creep behavior of cast Mg-4Sn-4Ca alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 652, pp. 365–369, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2015.11.085.
- [14] Hasani, G. H., Mahmudi, R., "Tensile properties of hot rolled Mg-3Sn-1Ca alloy sheets at elevated temperatures," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 7, pp. 3736–3741, 2011, doi:10.1016/j.matdes.2011.03.051.
- [15] Gao, L., Chen, R. S., Han, E. H., "Solid solution strengthening behaviors in binary Mg-Y single phase alloys," *J. Alloys Compd.*, vol. 472, no. 1–2, pp. 234–240, 2009, doi: 10.1016/j.jallcom.2008.04.049.
- [16] Tekumalla, S., Seetharaman, S., Almajid, A., Gupta, M., "Mechanical properties of magnesium-rare earth alloy systems: A review," *Metals.*, vol. 5, no. 1. 2014.
- [17] Witte, F., "The history of biodegradable magnesium implants: a review," *Acta Biomater.*, vol. 6, no. 5, pp. 1680–1692, 2010, doi: 10.1016/j.actbio.2010.02.028.
- [18] Rokhlin, L. L., "Structure and properties of alloys of the Mg-REM system," *Met. Sci. Heat Treat.*, vol. 48, no. 11–12, pp. 487–490, 2006, doi: 10.1007/s11041-006-0122-y.
- [19] Baghani, A., Khalilpour, H., Miresmaeili, S. M., "Microstructural evolution and creep properties of Mg-4Sn alloys by addition of calcium up to 4 wt.%, " *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 30, no. 4, pp. 896–904, Apr. 2020, doi: 10.1016/S1003-6326(20)65263-3.
- [20] Kim, D. H., Lee, J. Y., Lim, H. K., Kyeong, J. S., Kim, W. T., Kim, D. H., "The effect of microstructure evolution on the elevated temperature mechanical properties in Mg-Sn-Ca system," *Mater. Trans.*, vol. 49, no. 10, pp. 2405–2413, 2008, doi: 10.2320/matertrans.MER2008140.
- [21] Yang, M. B., Cheng, L., Pan, F. S., "Comparison of as-cast microstructure, tensile and creep properties for Mg-3Sn-1Ca and Mg-3Sn-2Ca magnesium alloys," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 20, no. 4, pp. 584–589, 2010, doi: 10.1016/S1003-6326(09)60182-5.
- [22] Pan, F., Yang, M., and Chen, X., "A Review on Casting Magnesium Alloys: Modification of Commercial Alloys and Development of New Alloys," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 32, no. 12, pp. 1211–1221, 2016, doi: 10.1016/j.jmst.2016.07.001.
- [23] Sajuri, Z. B., Miyashita, Y., Hosokai, Y., and Mutoh, Y., "Effects of Mn content and texture on fatigue properties of as-cast and extruded AZ61 magnesium alloys," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 48, no. 2, pp. 198–209, 2006, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2005.09.003.
- [24] Luo, A. A., "Magnesium casting technology for structural applications," *J. Magnes. Alloy.*, vol. 1, no. 1, pp. 2–22, 2013, doi: 10.1016/j.jma.2013.02.002.

- [25] Papenberg, N. P., Gneiger, S., Weißensteiner, I. , Uggowitzer, P. J., Pogatscher, S., “Mg-alloys for forging applications-A review,” *Materials (Basel)*, vol. 13, no. 4, pp. 1–61, 2020, doi: 10.3390/ma13040985.
- [26] Stratford, D. J., “Magnesium and Its Alloys,” *Inst. Metall. (Course Vol. Ser. 3, no. 20, pp. 132–137, 1983, doi: 10.1201/9781315152967-10.*
- [27] Nie, J.F., “Precipitation and hardening in magnesium alloys,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 43, no. 11, pp. 3891–3939, 2012, doi: 10.1007/s11661-012-1217-2.
- [28] Czerwinski, F., *Magnesium Injection Molding*, Springer,ss.,604, 2007.
- [29] Tian, Y., Xu, B., Yang, B., Yang, C., Qu, T., Liu, D., Dai, Y., *Magnesium production by carbothermic reduction in vacuum. Journal Of Magnesium And Alloys*, 3(2), 149-154, 2015.
- [30] Rongti, L., Wei, P., Sano, M., “Kinetics and mechanism of carbothermic reduction of magnesia,” *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.*, vol. 34, no. 4, pp. 433–437, 2003, doi: 10.1007/s11663-003-0069-y
- [31] Ramakrishnan, S., Koltun, P., “Global warming impact of the magnesium produced in China using the Pidgeon process,” *Resour. Conserv. Recycl.*, vol. 42, no. 1, pp. 49–64, 2004, doi: 10.1016/j.resconrec.2004.02.003.
- [32] Yang, C., Tian, Y., Qu, T., Yang, B., Xu, B., Dai, Y., “Production of magnesium during carbothermal reduction of magnesium oxide by differential condensation of magnesium and alkali vapours,” *J. Magnes. Alloy.*, vol. 1, no. 4, pp. 323–329, 2013, doi: 10.1016/j.jma.2014.01.002.
- [33] Czerwinski, F., *Magnesium Injection Molding*, Springer, USA. 2008
- [34] Cherubini, F., Raugei, M., Ulgiati, S., “LCA of magnesium production. Technological overview and worldwide estimation of environmental burdens,” *Resour. Conserv. Recycl.*, vol. 52, no. 8–9, pp. 1093–1100, 2008, doi: 10.1016/j.resconrec.2008.05.001.
- [35] <https://www.statista.com/statistics/569515/primary-magnesium-production-worldwide/#:~:text=Primary%20magnesium%20production%20worldwide%202010%2D2020&text=In%202011%2C%20the%20estimated%20worldwide,a pproximately%20one%20million%20metric%20tons.,> Erişim Tarihi: 02.03.2021.
- [36] Mordike, B. L., Ebert, T., “Magnesium Properties - applications - potential,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 302, no. 1, pp. 37–45, Apr. 2001, doi: 10.1016/S0921-5093(00)01351-4.
- [37] Chen, X., Zhang, Y., Cong, M., Lu, Y., Li, X., “Effect of Sn content on microstructure and tensile properties of as-cast and as-extruded Mg–8Li–3Al–(1,2,3)Sn alloys,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 30, no. 8, pp. 2079–2089, 2020, doi: 10.1016/S1003-6326(20)65362-6.

- [38] Friedrich, H.E., Mordike, B.L., *Magnesium Technology: Metallurgy, Design Data, Applications.*, Springer Science & Business Media,ss.,696, 2006.
- [39] <https://tr.wikipedia.org/wiki/Magnezyum.>, Erişim Tarihi: 11.02.2021.
- [40] Avedesian, M.M., Baker, H., *ASM Specialty Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys.*, ASM International,ss.,336, 1999.
- [41] Kainer, K.U., “Magnesium Alloys and Technology”, Wiley–VCH Verlag GmbH and Co., KGaA, Weinheim, Germany (2003).
- [42] Kulekci, M.K., Magnesium and its alloys applications in automotive industry. *Int J Adv Manuf Technol*, 39(9), 851-865, 2008.
- [43] Kipouros G.J., Sadoway D.R., “The chemistry and electrochemistry of magnesium production,” *Adv. Molten Salt Chem.*, vol. 6, no. January, p. 127 209, 1987.
- [44] Pardo, A., Merino, M. C., Coy, A. E., Arrabal, R., Viejo, F., Matykina, E., “Corrosion behaviour of magnesium/aluminium alloys in 3.5 wt.% NaCl,” *Corros. Sci.*, vol. 50, no. 3, pp. 823–834, 2008, doi: 10.1016/j.corsci.2007.11.005
- [45] Emley, E. F.,“Magnesium and energy,” *Nature*, vol. 268, no. 5618, pp. 299–300, 1977, doi: 10.1038/268299b0.
- [46] Leil, T. A., “Development of New Magnesium Alloys for High Temperature Applications”, *Univ.-Bibliothek.* (2010).
- [47] Haferkamp, H., Boehm, R., Holzkamp, U., Jaschik, C., Kaese, V., and M. Niemeyer, “Alloy Development, Processing and Applications in Magnesium Lithium Alloys,” *Mater. Trans.*, vol. 42, no. 7, pp. 1160–1166, 2001, doi: 10.2320/matertrans.42.1160.
- [48] Habashi, F., *Alloys: Preparation, Properties, Applications*, ISBN 3-527-29591-7, WILEY-VCH Verlag GmbH, D-69469 Weinheim, Germany, ss.,321, 1998.
- [49] Bakke, P., Pettersen, K., Albright, D., “The influence of SB, SI and SN on the mechanical properties of MG-AL alloys,” *Magnes. Technol.* 2004, no. March, pp. 289–296, 2004.
- [50] Ma, J., Wei, Q., Le, T., Wang, J., Jin, P. Effect of Sn addition on the microstructure and mechanical properties of AZ31 alloys. *Mater. Res. Express*7, (2020).
- [51] Wang, B., Chen, X., Pan, F. & Mao, J. Effects of Sn addition on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Al alloys. *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.*27, 695–702 (2017).
- [52] Kim, B. H., Jeon, J. J., Park, K. C., Park, B. G., Y. H. Park, Park, I. M., “Microstructural characterization and mechanical properties of Mg-xSn-Al-Zn alloys,” vol. 30, no. 2, pp. 93–96, 2008.
- [53] Turen, Y., “Effect of Sn addition on microstructure, mechanical and casting properties of AZ91 alloy”. *Materials & Design*, 49:1009-1015 (2013).

- [54] Park, S. H., Jung, J. G., Yoon, J., and You, B. S., "Influence of Sn addition on the microstructure and mechanical properties of extruded Mg-8Al-2Zn alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 626, pp. 128–135, 2015, doi: 10.1016/j.msea.2014.12.039.
- [55] Park, K. C., Kim, B. H., Jeon, J. J., Park, Y. H., Park, I. M., "The influence of sn addition on the corrosion behavior of Mg-5Al-1Zn alloy," *Mater. Sci. Forum*, vol. 620–622, pp. 153–156, 2009, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.620-622.153
- [56] Wang, C., Liu, H., Chen, Y., and Xiao, S., "Effect of precipitates on thermal conductivity of aged Mg-5Sn alloy," *Philos. Mag.*, vol. 97, no. 20, pp. 1698–1707, 2017, doi: 10.1080/14786435.2017.1314562.
- [57] Zhu, T., Fu, P., Peng, L., Hu, X., Zhu, S., and Ding, W., "Effects of Mn addition on the microstructure and mechanical properties of cast Mg-9Al-2Sn (wt.%) alloy," *J. Magnes. Alloy.*, vol. 2, no. 1, pp. 27–35, 2014, doi: 10.1016/j.jma.2014.01.003
- [58] Zheng, W. C., Li, S. S., Tang, B., and Zeng, D. Ben., Study on the microstructures and properties of Mg-Al binary alloys. *Zhuzao/Foundry*55, 15–19 (2006).
- [59] Luo, A. A., "Recent magnesium alloy development for automotive powertrain applications," *Mater. Sci. Forum*, vol. 419–422, no. I, pp. 57–66, 2003, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.419-422.57.
- [60] Aghion, E., Bronfin, B., Eliezer, D., Von Buch, F., Schumann, S., and Friedrich, H., "The art of developing new magnesium alloys for high temperature applications," *Mater. Sci. Forum*, vol. 419–422, no. I, pp. 407–418, 2003, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.419-422.407.
- [61] Dahle, A. K., Lee, Y. C., Nave, M. D., Schaffer, P. L., and StJohn, D. H., "Development of the as-cast microstructure in magnesium-aluminium alloys," *J. Light Met.*, vol. 1, no. 1, pp. 61–72, 2001, doi: 10.1016/S1471-5317(00)00007-9.
- [62] Barber L.P., "Characterization of the solidification behavior and resultant microstructures of magnesium-aluminum alloys", M.Sc. Thesis, Worcester Polytechnic Institute, Worcester, USA (2004).
- [63] John F. K., "Technology of Magnesium and Magnesium Alloys," *Magnes. Technol. Metall. Des. Data, Appl.*, 2006.
- [64] Yang, Z., Li, J. P., Zhang, J. X., Lorimer, G. W., and Robson, J., "Review on Research and Development of Magnesium Alloys," *Acta Metall. Sin. (English Lett.)*, vol. 21, no. 5, pp. 313–328, 2008, doi: 10.1016/S1006-7191(08)60054-X.
- [65] Luo, A. A., *Applications: Aerospace, automotive and other structural applications of magnesium*. Woodhead Publishing Limited, 2013.
- [66] Suresh, K., Rao, K.P., Prasad, Y.V.R.K., Hort, N., Kainer, K.U., Effect of calcium addition on the hot working behavior of as-cast AZ31 magnesium alloy. *Materials Science And Engineering: A*, 588, 272-279, 2013.

- [67] Ninomiya, R., Ojio, T., Kubota, K., “Improved heat resistance of Mg-Al alloys by the Ca addition,” *Acta Metall. Mater.*, vol. 43, no. 2, pp. 669–674, 1995, doi: 10.1016/0956-7151(94)00269-N.
- [68] Ishimatsu, N., Terada, Y., Sato, T., Ohori, K., Creep characteristics of a diecast AM50 magnesium alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(1), 243-248, 2006.
- [69] Yim, C. D., Kim, Y. M., and You, B. S., “Effect of Ca addition on the corrosion resistance of gravity cast AZ31 magnesium alloy,” *Mater. Trans.*, vol. 48, no. 5, pp. 1023–1028, 2007, doi: 10.2320/matertrans.48.1023.
- [70] Jayaraj, J., Mendis, C. L., Ohkubo, T., Oh-Ishi, K., Hono, K., “Enhanced precipitation hardening of Mg-Ca alloy by Al addition,” *Scr. Mater.*, vol. 63, no. 8, pp. 831–834, 2010, doi: 10.1016/j.scriptamat.2010.06.028.
- [71] Harandi, S. E., Mirshahi, M., Kolehini, S., Idris, M. H., Jafari, H., Kadir, M. R. A., “Effect of calcium content on the microstructure, hardness and in-vitro corrosion behavior of biodegradable mg-ca binary alloy,” *Mater. Res.*, vol. 16, no. 1, pp. 11–18, 2013, doi: 10.1590/S1516-14392012005000151.
- [72] Massalski, T., Subramanian, P., Okamoto, H., *Binary Alloy Phase Diagrams* 2nd ed. (ASM International Materials Park, OH), vol. 3. 1998.
- [73] Luo, A. A., “Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications,” *Int. Mater. Rev.*, vol. 49, no. 1, pp. 13–30, 2004, doi: 10.1179/095066004225010497.
- [74] Okamoto, H., “La-Mg (Lanthanum-magnesium),” *J. Phase Equilibria Diffus.*, vol. 34, no. 2, pp. 161–162, 2013, doi: 10.1007/s11669-012-0166-1.
- [75] Berche, A., Benigni, P., Rogez, J., Record, M. C., “Re-investigation of the La-Mg phase diagram,” *J. Therm. Anal. Calorim.*, vol. 107, no. 2, pp. 797–807, 2012, doi: 10.1007/s10973-011-1441-9.
- [76] Chia, T. L., Easton, M. A., Zhu, S. M., Gibson, M. A., Birbilis, N., Nie, J. F., “The effect of alloy composition on the microstructure and tensile properties of binary Mg-rare earth alloys,” *Intermetallics*, vol. 17, no. 7, pp. 481–490, 2009, doi: 10.1016/j.intermet.2008.12.009.
- [77] Rokhlin, L.L., *Magnesium Alloys Containing Rare Earth Metals: Structure and Properties* (1st ed.). CRC Press. <https://doi.org/10.1201/9781482265163> (2003).
- [78] Yan, J., Sun, Y., Xue, F., Xue, S. ve Tao, W., “Microstructure and mechanical properties in cast magnesium–neodymium binary alloys”, *Mater. Sci. Eng. A*, 476, 366–371 (2008).
- [79] Seitz, J. M., Eifler, R., Stahl, J., Kietzmann, M., Bach, F. W., “Characterization of MgNd2 alloy for potential applications in bioresorbable implantable devices,” *Acta Biomater.*, vol. 8, no. 10, pp. 3852–3864, 2012, doi: 10.1016/j.actbio.2012.05.024.

- [80] Maksoud, I. A., Ahmed, H., Rödel, J., "Investigation of the effect of strain rate and temperature on the deformability and microstructure evolution of AZ31 magnesium alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 504, no. 1–2, pp. 40–48, 2009, doi:10.1016/j.msea.2008.10.033.
- [81] Lu, L., Lai, M. O., Toh, Y. H., Froyen, L., Structure and properties of Mg-Al-Ti-B alloys synthesized via mechanical alloying. *Mater. Sci. Eng. A334*, 163–172 (2002).
- [82] Asano, K., Enoki, H., Akiba, E., Synthesis of HCP, FCC and BCC structure alloys in the Mg-Ti binary system by means of ball milling. *J. Alloys Compd.* 480, 558–563 (2009).
- [83] Cooke, K. O. Kinetics of joint formation during diffusion induced solid-state bonding of titanium and magnesium alloys. *Proc. LACCEI Int. Multi-conference Eng. Educ. Technol.* (2020) doi:10.18687/LACCEI2020.1.1.287.
- [84] Kanicki, D. P., "Casting Advantages, Applications, and Market Size" *ASM International. Metal Handbook 9th edition Vol.15: Casting*. pp. 55-73 (1988).
- [85] Moosbrugger, C. *Engineering Properties of Magnesium Alloys*. ASM Int. 1–12 (2017).
- [86] Karaahmet, O., *Magnezyum AZ91 Alaşımının Değişik Sıcaklıklarda Deformasyon Kabiliyetinin İncelenmesi*. Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programı, Yüksek Lisans Tezi, 2013.
- [87] Blawert, C., N. Hort, and K. U. Kainer. "Automotive applications of magnesium and its alloys." *Trans. Indian Inst. Met* 57.4 (2004): 397-408.
- [88] Brown, R. E. Environmental challenges for the magnesium industry. *Magnes. Technol.* 7–11 (2011) doi:10.1002/9781118062029.ch3.
- [89] Ricketts, N. J. & Cashion, S. P. Hydrofluorocarbons as a replacement for sulphur hexafluoride in magnesium processing. *TMS Annu. Meet.* 31–36 (2001) doi:10.1002/9781118805497.ch8.
- [90] Looze, G., Carrig, J., Nguyen, V., High-yield, high-integrity, permanent mould magnesium casting, *Foundry Trade Journal*, syf. 280-282, 2005.
- [91] Kridli, G. T., Friedman, P. A. & Boileau, J. M. Manufacturing processes for light alloys. *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles (LTD, 2021)*. doi:10.1016/b978-0-12-818712-8.00007-0.
- [92] Utami, N. P. E., Pratiwi, D. K. & Nasution, J. D. The effect of annealing process and mold variations to failure time of CuZncast alloy by dynamic load. *Int. J. Emerg. Trends Eng. Res.* 8, 5688–5692 (2020).
- [93] Ashby, M. F., Jones, D. R. H., *Processing Metals 1. Engineering Materials 2* (Elsevier Ltd, 2013). doi:10.1016/b978-0-08-096668-7.00015-2.
- [94] Mouritz, A. P., *Introduction to Aerospace Materials*, Woodhead Publishing, 2012, Pages 128-153, <https://doi.org/10.1533/9780857095152.128>.

- [95] Otarawanna, S., Dahle, A. K. Casting of aluminium alloys. Fundamentals of Aluminium Metallurgy: Production, Processing and Applications (Woodhead Publishing Limited, 2010). doi:10.1533/9780857090256.1.141.
- [96] Ahmadein, M., Elsheikh, A. H. & Alsaleh, N. A. Modeling of cooling and heat conduction in permanent mold casting process. Alexandria Eng. J.61, 1757–1768 (2022).
- [97] Francis, L. F. Melt Processes. Materials Processing (2016). doi:10.1016/b978-0-12-385132-1.00003-3.
- [98] Murray, M. T., Murray, M., High pressure die casting of aluminium and its alloys. Fundamentals of Aluminium Metallurgy: Production, Processing and Applications vol. 1849 (Woodhead Publishing Limited, 2010).
- [99] Kridli, G. T., Friedman, P. A., Boileau, J. M., Manufacturing processes for light alloys. Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles (Woodhead Publishing Limited, 2010). doi:10.1533/9781845697822.2.235.
- [100] Penghuai, F., Liming, P., Haiyan, J., Wenjiang, D. & Chunquan, Z. Tensile properties of high strength cast Mg alloys at room temperature: A review. China Foundry11, 277–286 (2014).
- [101] Hort, N., Huong, Y. & Kainer, K. U. Intermetallics in magnesium alloys. Adv. Eng. Mater.8, 235–240 (2006).
- [102] Kim, B. H., Jeon, J. J., Park, K. C., Park, B. G., Park, Y. H., Park, I. M., Microstructural characterisation and mechanical properties of Mg-xSn-5Al-1Zn alloys. Int. J. Cast Met. Res.21, 186–192 (2008).
- [103] Zhao, C., Chen, X., Pan, F., Gao, S., Zhao, D., Liu, X. Effect of Sn content on strain hardening behavior of as-extruded Mg-Sn alloys. Mater. Sci. Eng. A713, 244–252 (2018).].
- [104] Zhang, Z., Sun, Q., Li, C. & Zhao, W. Theoretical calculation of the strain-hardening exponent and the strength coefficient of metallic materials. J. Mater. Eng. Perform.15, 19–22 (2006)].
- [105] Zhang, D., Zhang, D., Bu, F., Li, X., Li, B., Yan, T., et al. Excellent ductility and strong work hardening effect of as-cast Mg-Zn-Zr-Yb alloy at room temperature. J. Alloys Compd.728, 404–412 (2017).].
- [106] Predko, P., Rajnovic, D., Grilli, M. L., Postolnyi, B. O., Zemcenkovs, V., Rijkuris, G., et al. Promising methods for corrosion protection of magnesium alloys in the case of mg-al, mg-mn-ce and mg-zn-zr: A recent progress review. Metals (Basel).11, (2021).
- [107] Maier, P., Clausius, B., Wicke, J. & Hort, N. Characterization of an extruded Mg-Dy-Nd alloy during stress corrosion with C-ring tests. Metals (Basel).10, 1–16 (2020).
- [108] Xie, Q., Ma, A., Jiang, J., Cheng, Z., Song, D., Yuan, Y., et al. Stress corrosion cracking behavior of fine-grained AZ61 magnesium alloys processed by equal-channel angular pressing. Metals (Basel).7, (2017).

- [109] Lu, Y., Bradshaw, A. R., Chiu, Y. L. & Jones, I. P. Effects of secondary phase and grain size on the corrosion of biodegradable Mg-Zn-Ca alloys. *Mater. Sci. Eng. C*48, 480–486 (2015).
- [110] Okuma, T. Magnesium and bone strength. *Nutrition*17, 679–680 (2001).
- [111] Witte, F., Kaese V, Haferkamp H, Switzer E, Meyer-Lindenberg A, Wirth CJ, et al. In vivo corrosion of four magnesium alloys and the associated bone response. *Biomaterials*26, 3557–3563 (2005).
- [112] Erbel, R., Di Mario, C., Bartunek, J., Bonnier, J., de Bruyne, B., Eberli, F. R., et al. Temporary scaffolding of coronary arteries with bioabsorbable magnesium stents: a prospective, non-randomised multicentre trial. *Lancet*369, 1869–1875 (2007).
- [113] Willbold, E., Kaya, A. A., Kaya, R. A., Beckmann, F. & Witte, F. Corrosion of magnesium alloy AZ31 screws is dependent on the implantation site. *Mater. Sci. Eng. B Solid-State Mater. Adv. Technol.*176, 1835–1840 (2011)
- [114] Waizy, H., Seitz, J. M., Reifenrath, J., Weizbauer, A., Bach, F. W., Meyer-Lindenberg, A., et al. Biodegradable magnesium implants for orthopedic applications. *J. Mater. Sci.*48, 39–50 (2013)
- [115] Revie, R. W., & Uhlig, H. H., *Corrosion and Corrosion Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering: Fourth Edition* (2008). doi:10.1002/9780470277270.
- [116] Zeng, R. C., Yin, Z.Z., Chen, X. B. & Xu, D. K. Corrosion Types of Magnesium Alloys. *Magnesium Alloy. - Sel. Issue* (2018) doi:10.5772/intechopen.80083.
- [117] Jia, J. X., Song, G. & Atrens, A. Influence of geometry on galvanic corrosion of AZ91D coupled to steel. *Corros. Sci.*48, 2133–2153 (2006).
- [118] Islam, M. R., Mamun, M. A. Al & Hossain, M. A. Improving Corrosion Resistance in Magnesium and its alloys. *Iarjset*8, (2021).
- [119] Metalnikov, P., Ben-Hamu, G., Eliezer, D. & Shin, K. S. Role of Sn in microstructure and corrosion behavior of new wrought Mg-5Al alloy. *J. Alloys Compd.*777, 835–849 (2019).
- [120] Gusieva, K., Davies, C. H. J., Scully, J. R. & Birbilis, N., Corrosion of magnesium alloys: The role of alloying. *Int. Mater. Rev.*60, 169–194 (2015).
- [121] Taheri, M., Phillips, R. C., Kish, J. R. & Botton, G. A. Analysis of the surface film formed on Mg by exposure to water using a FIB cross-section and STEM-EDS. *Corros. Sci.*59, 222–228 (2012).
- [122] Makar, G. L., Kruger, J., "Corrosion of magnesium." *Int. Mater. Rev.*38, 138–153 (1993).
- [123] Saji, V. S., Review of rare-earth-based conversion coatings formagnesium and its alloys. *J. Mater. Res. Technol.*8, 5012–5035 (2019).
- [124] Song, G., Atrens, A., Understanding magnesium corrosion. A framework for improved alloy performance. *Adv. Eng. Mater.*5, 837–858 (2003).

- [125] Song, G. L., Corrosion electrochemistry of magnesium (Mg) and its alloys. Corrosion of Magnesium Alloys (Woodhead Publishing Limited, 2011). doi:10.1533/9780857091413.1.3.
- [126] Song, G. L., Corrosion electrochemistry of magnesium (Mg) and its alloys Science Direct Woodhead Publishing 01 Ocak 2011.
- [127] Meifeng, H., Lei, L., Yating, W., Zhixin, T., Wenbin, H., Corrosion properties of surface-modified AZ91D magnesium alloy. Corrosion Science, 50(12), 3267-3273, 2008.
- [128] Thomas, S., Medhekar, N. V., Frankel, G. S. & Birbilis, N. Corrosion mechanism and hydrogen evolution on Mg. Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.19, 85–94 (2015).
- [129] Czerwinski, F. Magnesium Alloys - Corrosion and Surface Treatments. Magnesium Alloys - Corrosion and Surface Treatments (2012). doi:10.5772/1427.
- [130] Massalski, T. B., Okamoto, H., " Binary Alloys Phase Diagrams, 2nd Edition" Sufbramanian, L., Kaprzak eds., ASM, Metal Park, Ohio, 1990
- [131] Medved, J., Mrvar, P.," High-temperature oxidation of Mg alloys", Livarski vestnik, 3, pp. 98-111 (2006).
- [132] Arning, M. D., & Minter, S. D., Electrode Potentials. Fundam. Electrochem. Second Ed. 19–31 (2005) doi:10.1002/047174199X.ch2.
- [133] Tait, W. S., Controlling corrosion of chemical processing equipment. Handbook of Environmental Degradation Of Materials: Third Edition (Elsevier Inc., 2018). doi:10.1016/B978-0-323-52472-8.00028-9.
- [134] Ghali, E., Dietzel, W., Kainer, K. U., General and Localized Corrosion of Magnesium Alloys: A Critical Review. J. Mater. Eng. Perform.13, 7–23 (2004).
- [135] Eddy Jai Poinern, G., Brundavanam, S., Fawcett, D., "Biomedical Magnesium Alloys: A Review of Material Properties, Surface Modifications and Potential as a Biodegradable Orthopaedic Implant". Am. J. Biomed. Eng.2, 218–240 (2013).
- [136] Callister, W.D., Rethwisch, D.G., “Materials Science and Engineering, SI Version (8th edition).” (2012).
- [137] Winzer, N., Atrens, A., Song, G., Ghali, E., Dietzel, W., Kainer, K. U., et al. A critical review of the Stress Corrosion Cracking (SCC) of magnesium alloys. Adv. Eng. Mater.7, 659–693 (2005).
- [138] Dehghanghadikolaei, A., Ibrahim, H., Amerinatanzi, A. & Elahinia, M. Biodegradable magnesium alloys. Metals for Biomedical Devices (Elsevier Ltd., 2019). doi:10.1016/B978-0-08-102666-3.00009-2.
- [139] Zeng, R. C., Zhang, J., Huang, W.J., Dietzel, W., Kainer, K.U., Blawert, C., et al. et al. Review of studies on corrosion of magnesium alloys. Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.16, (2006).

- [140] Consequences, T., Part I: General Aspects of Corrosion, Corrosion Control, and Corrosion Prevention. *Corros. Atlas Case Stud.* xxv–xlii (2022) doi:10.1016/b978-0-323-85849-6.02002-3.].
- [141] Betsofen, S. Y., Il’In, A. A., Ashmarin, A. A., and Shaforostov, A. A., “Influence of the deformation mechanism on the anisotropy of the mechanical properties and workability of magnesium alloys,” *Russ. Metall.*, vol. 2008, no. 3, pp. 252–258, 2008, doi: 10.1134/S0036029508030129.
- [142] Agnew, S. R., Plastic anisotropy and the role of non-basal slip in magnesium alloy AZ31B. 2005;21:1161–93.
- [143] Agnew, S. R., Plastic Anisotropy of Magnesium Alloy AZ31B Sheet. *Essent Readings Magnes Technol.* 2014;9781118858:351–6.
- [144] Wang, Q., Chen, Y., Xiao, S., Zhang, X., Tang, Y., Wei, S., et al. Study on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Sn-Nd alloys. *J Rare Earths.* 2010;28(5):790–3.
- [145] Ma, J., Wei, Q., Le, T., Wang, J., and Jin, P., “Effect of Sn addition on the microstructure and mechanical properties of AZ31 alloys,” *Mater. Res. Express*, vol. 7, no. 12, 2020, doi: 10.1088/2053-1591/abcda8.
- [146] Doernberg, E., Kozlov, A., and Schmid-Fetzer, R., “Experimental investigation and thermodynamic calculation of Mg-Al-Sn phase equilibria and solidification microstructures,” *J. Phase Equilibria Diffus.*, vol. 28, no. 6, pp. 523–535, 2007, doi: 10.1007/s11669-007-9203-x.
- [147] Wei, S., Chen, Y., Tang, Y., Zhang, X., Liu, M., Xiao, S., et al. Compressive creep behavior of Mg-Sn-La alloys. *Mater Sci Eng A.* 2009.
- [148] Zhao, Z., Bai, P., Guan, R., Murugadoss, V., Liu, H., Wang, X., et al. Microstructural evolution and mechanical strengthening mechanism of Mg-3Sn-1Mn-1La alloy after heat treatments. *Mater Sci Eng A.* 2018;734(July):200–9. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.083>.
- [149] Luo, D., Wang, H. Y., Chen, L., Liu, G. J., Wang, J. G., and Jiang, Q. C., “Strong strain hardening ability in an as-cast Mg-3Sn-1Zn alloy,” *Mater. Lett.*, vol.94, pp. 51–54, 2013,
- [150] Wang, H. Y., Nan, X. L., Zhang, N., Wang, C., Wang, J. G., and Jiang, Q.C., “Strong strain hardening ability in an as cast Mg-3Al-3Sn alloy,” *Mater. Chem. Phys.*, vol. 132, no. 2–3, pp. 248–252, 2012.
- [151] Yang, M. bo., MA, Y. long and Pan, F. sheng. Effects of little Ce addition on as-cast microstructure and creep properties of Mg-3Sn-2Ca magnesium alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)* (2009) doi:10.1016/S1003-6326(08)60411-2.
- [152] Zhen, Z., Xi, T., Zheng, Y., Li, L. & Li, L. InVitro study on Mg-Sn-Mn Alloy as biodegradable metals. *J. Mater. Sci. Technol.*30, 675–685 (2014).
- [153] Li, Q., Wang, Q., Wang, Y., Zeng, X. & Ding, W. Effect of Nd and Y addition on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Zn-Zr alloy. *J. Alloys Compd.*427, 115–123 (2007).

- [154] Wu, Z., Curtin, W. A., Brittle and ductile crack-tip behavior in magnesium. *Acta Mater.***88**, 1–12 (2015).
- [155] Hu, H., Nie, X. & Ma, Y., Corrosion and Surface Treatment of Magnesium Alloys. *Magnes. Alloy. - Prop. Solid Liq. States* (2014) doi:10.5772/58929.
- [156] Chang, P.-S., Chen, C.-H., Chao, C.-G., Effect of Microstructure Factors on Stress Corrosion Behavior of Mg-xSn Alloys (x = 2, 5, 8 mass%). *Mater. Trans.***57**, 1498–1504 (2016).
- [157] Song, Y., Han, E.H., Dong, K., Shan, D., Yim, C.D., You, B.S., Microstructure and protection characteristics of the naturally formed oxide films on Mg-xZn alloys. *Corros. Sci.***72**, 133–143 (2013).
- [158] Arrabal, R., Matykina, E., Pardo, A., Merino, M.C., Paucar, K., Mohedano, M., et al. Corrosion behaviour of AZ91D and AM50 magnesium alloys with Nd and Gd additions in humid environments. *Corros. Sci.***55**, 351–362 (2012).
- [159] Azizi, O., Jafarian, M., Gobal, F., Heli, H. & Mahjani, M. G. The investigation of the kinetics and mechanism of hydrogen evolution reaction on tin. *Int. J. Hydrogen Energy***32**, 1755–1761 (2007).
- [160] Nam, N. D., Corrosion behavior of Mg-5Al based magnesium alloy with 1 wt.% Sn, Mn and Zn additions in 3.5 wt.% NaCl solution. *J. Magnes. Alloy.***2**, 190–195 (2014).
- [161] Thomaz, T. R., Weber, C. R., Pelegrini, T., Dick, L. F. P. & Knörschild, G. The negative difference effect of magnesium and of the AZ91 alloy in chloride and stannate-containing solutions. *Corros. Sci.***52**, 2235–2243 (2010).
- [162] Bender, S., Goellner, J., Heyn, A. & Schmigalla, S. A new theory for the negative difference effect in magnesium corrosion. *Mater. Corros.***63**, 707–712 (2012).
- [163] Liu, Q., Cheng, W., Zhang, H., Xu, C. & Zhang, J. The role of Ca on the microstructure and corrosion behavior of Mg-8Sn-1Al-1Zn-Ca alloys. *J. Alloys Compd.***590**, 162–167 (2014).
- [164] Acikgoz, S., Kurnaz, S.C. The Effects of Individual Addition of Sn, Nd, and Ca on the Microstructure, Mechanical Properties, and Corrosion Behavior of the Mg–Li–Al Alloy. *Inter Metalcast* (2022). <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00869-8>
- [165] Poursaee, A., Potentiostatic transient technique, a simple approach to estimate the corrosion current density and Stern-Geary constant of reinforcing steel in concrete. *Cem. Concr. Res.***40**, 1451–1458 (2010).
- [166] Song, G., and Atrens, A., “Understanding magnesium corrosion. A framework for improved alloy performance,” *Adv. Eng. Mater.*, vol. 5, no. 12, pp. 837–858, 2003, doi: 10.1002/adem.200310405.
- [167] Liu, Q., Cheng, W., Zhang, H., Xu, C., Zhang, J. The role of Ca on the microstructure and corrosion behavior of Mg-8Sn-1Al-1Zn-Ca alloys. *J. Alloys Compd.***590**, 162–167 (2014).

ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : Penbe KURT

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2010, Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi/ Fen-Edebiyat Fakültesi/ Fizik Bölümü
- **Yükseklisans** : 2013, Tokat Gaziosmanpaşa Üniversitesi/ Fen Bilimleri Enstitüsü / Fizik Bölümü

MESLEKİ DENEYİM VE ÖDÜLLER:

- 2013 yılından beri İstanbul Gedik Üniversitesi'nde öğretim görevlisi olarak görev yapıyor.

TEZDEN TÜRETİLEN ESERLER:

- Kurt, P., Kurnaz, S.C. 2022. Investigation of the Effect of La and Ti Addition to Mg-4Sn-2Al Alloy on Microstructure, Mechanical and Corrosion Properties. Inter Metalcast. <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00875-w>.