



BİLECİK ŞEYH EDEBALI ÜNİVERSİTESİ
Fen Bilimler Enstitüsü
Makine ve İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

**AZ91 MAGNEZYUM ALAŞIMLARINDA SOĞUMA
HIZLARININ MEKANİK VE KOROZYON
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Muhammet ÇELİK
Yüksek Lisans Tezi

Tez Danışmanı
Prof. Dr. Şennur CANDAN

BİLECİK 2014
Ref. No: 10039529



BİLECİK ŞEYH EDEBALI ÜNİVERSİTESİ
Fen Bilimler Enstitüsü
Makine ve İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

**AZ91 MAGNEZYUM ALAŞIMLARINDA SOĞUMA
HIZLARININ MEKANİK VE KOROZYON
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Muhammet ÇELİK
Yüksek Lisans Tezi

Tez Danışmanı
Prof. Dr. Şennur CANDAN

BİLECİK 2014



BILECIK SEYH EDEBALI UNIVERSITY
Graduate School of Sciences
Department of Machine and Manufacturing Engineering

**EFFECT OF COOLING RATE ON MECHANICAL AND
CORROSION BEHAVIOR OF AZ91 MAGNESIUM
ALLOYS**

Muhammet ÇELİK
Master's Thesis

Thesis Advisor
Prof. Dr. Şennur CANDAN

BİLECİK 2014



BİLECİK ŞEYH EDEBALI ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

YÜKSEK LİSANS

JÜRİ ONAY FORMU

Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nuntarih ve sayılı kararıyla oluşturulan jüri tarafındantarihinde tez savunma sınavı yapılan Muhammet ÇELİK'in "AZ91 Magnezyum Alaşımlarında Soğuma Hızlarının Mekanik ve Korozyon Özelliklerine Etkisinin İncelenmesi" başlıklı tez çalışması Makine ve İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS tezi olarak oy birliği/oy çokluğu ile kabul edilmiştir.

JÜRİ

ÜYE : Prof. Dr. Şennur CANDAN
(TEZ DANIŞMANI)

ÜYE : Doç. Dr. Harun MİNDİVAN

ÜYE : Yrd. Doç. Dr. Şenol AVCI

ONAY

Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun/...../..... tarih ve/..... sayılı kararı.

İMZA/MÜHÜR

ÖZET

Bu çalışmada, ağırlıkça %0.5 Pb veya %0.5 Ti içeren AZ91 Magnezyum (Mg) alaşımlarında soğuma hızının mikroyapı, mekanik ve korozyon özellikleri üzerine etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla alaşımlar; dört farklı katılma hızı veren kademeli dökme demir kalıba dökülmüştür. Mg numunelerin mikroyapıları; optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM), mekanik testleri; sertlik, çekme deneyleri ve korozyon davranışları; daldırma deneyi ve potansiyostat/galvanostat cihazından elde edilen polarizasyon eğrileri yardımı ile değerlendirilmiştir. Korozyon deneylerinde %3.5 NaCl çözeltisi kullanılmıştır.

AZ91 Mg alaşımına ağırlıkça %0.5 Pb ve %0.5 Ti ilavesi taneler arası β ($Mg_{17}Al_{12}$) intermetalik fazının dağılımını, sürekliliğini ve genişliğini azaltmıştır. Mekanik deney sonuçları, soğuma hızının artmasına bağlı olarak alaşımların çekme ve akma dayanımlarının arttığını göstermiştir. AZ91 Mg alaşımı, ağırlıkça %0.5 Pb ve %0.5 Ti içeren AZ91 Mg alaşımlarına göre daha düşük çekme ve akma dayanımları göstermiştir.

Daldırma deneyi sonuçları, soğuma hızı arttıkça alaşımın korozyon dayanımının arttığını göstermiştir. AZ91 alaşımına ağırlıkça %0.5 Pb ilavesiyle en hızlı katılma bölgesi dikkate alındığında korozyon kaybının %70 ve ağırlıkça %0.5 Ti ilavesiyle %90 oranında azaldığı görülmüştür. SEM analizleri, Pb veya Ti içeren alaşımlara göre korozyona en hassas alaşımın AZ91 olduğunu göstermiştir. AZ91 alaşımının Pb ve Ti içeren alaşımlara göre daha yüksek korozyona maruz kalmasının nedeni, mikroyapı içerisindeki $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının miktarı ve morfolojisine dayandırılabilir.

Polarizasyon testleri, soğuma hızının artması ile AZ91 ve ağırlıkça %0.5 Pb içeren alaşımlarının I_{kor} değerlerinin azaldığı buna karşılık ağırlıkça %0.5 Ti içeren Mg alaşımında I_{kor} değerlerinde ise çok az düşüş olduğu görülmektedir.

Anahtar Kelimeler

Magnezyum Alaşımları, AZ91, Soğuma Hızı, Korozyon, Mekanik Özellikler.

ABSTRACT

In this study, effects of cooling rates on microstructure, mechanical and corrosion properties of 0.5wt.% Ti or 0.5wt.% Pb added AZ91 Magnesium (Mg) alloys have been investigated. The cooling rates were enabled on the basis of various solidification velocities of the molten alloys by using four stage step mould. The microstructure of Mg alloys was investigated by using optical and scanning electron microscop. The mechanical properties of the alloys were determined by hardness measurements and tensile tests. The corrosion behaviour was evaluated by immersion tests and elektrochemical polarization experiments in 3,5wt.%NaCl solution.

Addition of 0.5wt.% Ti or 0.5wt.% Pb to AZ91 alloy, reduced the amount of intermetallics (β ($Mg_{17}Al_{12}$)) and refined their form on grain boundaries. The results from the mechanical tests showed that tensile and yield strengths increased with an increase of cooling rates of the alloys. When compared to 0.5wt.% Ti or 0.5wt.% Pb added Mg alloys, base AZ91 alloy showed relatively lower tensile and yield strengths.

The results from the immersion tests showed that corrosion resistance of alloys increases progressively with increasing cooling rates for all the alloys used. Taking into account of the fastest cooling rates, the corrosion loss was decreased upto 70 and 90% by addition of 0.5wt.% Pb and 0.5wt.% Ti, respectively. SEM analysis showed that base AZ91 alloy was the most vulnerable to corrosion environment as compared to Pb or Ti added alloys which was attributed to finer grains and modified of β ($Mg_{17}Al_{12}$) phase as a result of cooling rates. The high corrosion resistance promoted by the addition Pb or Ti element could be related to the morphology and distributions of β phases along the matrix.

Polarisation tests showed that corrosion current densities (I_{corr}) of AZ91 and 0.5wt.% Pb containing alloys were decreased with increasing cooling rates whereas addition of 0.5wt.% Ti reduced the corrosion current density slightly.

Keywords

Magnesium alloys, AZ91, Cooling Rate, Corrosion, Mechanical Properties.

TEŞEKKÜRLER

Bu alıőmanın hazırlanmasında baőından sonuna kadar engin birikiminden ve değerli fikirlerinden yararlandığım danıőman hocam sayın Prof. Dr. şennur CANDAN'a sonsuz teőekkür borluyum.

Kıymetli zamanlarını ayırarak deney aőamalarında yardımlarını esirgemeyen sayın Prof. Dr. Ercan CANDAN'a, değerli yardımlarını asla unutamayacağım Makine ve İmalat Mühendisliği öğrencisi sayın Uğur KANDEMİR'e, değerli arkadaőım sayın Tufan İNAÇ'a, tüm anabilim dalı öğretim eleman ve görevlilerine teőekkür ederim.

Çalışma esnasında her türlü destekleri ile yanımda olan canım annem, değerli eőim, aile fertlerim ve biricik oğlum Mustafa'ya sabır, destek ve teővikleri için minnetlerimi ifade etmek istiyorum.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa No
ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	ii
TEŞEKKÜRLER.....	iii
İÇİNDEKİLER.....	iv
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	viii
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xiii
GİRİŞ.....	1
1. MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI.....	3
1.1. Magnezyumun (Mg) Genel Özellikleri.....	3
1.2. Magnezyum Alaşımaları ve Standartları.....	4
1.3. Magnezyum Alaşımalarının Kullanım Alanları.....	5
1.4. Alaşım Elementlerinin Magnezyum Alaşımalarına Etkisi.....	8
1.4.1. Alüminyum (Al)	8
1.4.2. Çinko (Zn)	9
1.4.3. Mangan (Mn)	10
1.4.4. Kalay (Sn)	11
1.4.5. Kurşun (Pb)	11
1.4.6. Silisyum (Si)	12
1.4.7. Titanyum (Ti)	13
1.4.8. Stronsiyum (Sr)	13
1.4.9. Zirkonyum (Zr)	14
1.4.10. Kalsiyum (Ca)	15
1.4.11. Demir (Fe)	16
1.4.12. Bakır (Cu)	16
1.4.13. Gümüş (Ag)	17
1.4.14. Yitriyum (Y).....	18

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

	Sayfa No
1.4.15. Toryum (Th).....	18
1.5. Magnezyum-Alüminyum-Toprak Elementleri (Re) Alaşımaları.....	19
1.6. Mg-Al-Zn Üçlü Alaşım Sistemi.....	19
1.6.1. AZ91 Mg Alaşımı.....	20
1.7. Magnezyum Alaşımalarının Döküm Yöntemleri.....	21
1.7.1. Kum Kalıba Döküm.....	22
1.7.2. Kokil Kalıba Döküm.....	22
1.7.3. Basınçlı Döküm.....	23
1.7.4. Yarı Katı Döküm	23
1.8. Magnezyum Alaşımalarının Mekanik Özellikleri.....	24
1.9. Tane Boyutu ve Mekanik Özellikleri ile İlgili Çalışmalar.....	27
2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KOROZYONU.....	31
2.1. Korozyon.....	31
2.2. Korozyonun Elektrokimyasal İlkeleri	32
2.2.1. Korozyonun Elektrokimyasal Oluşum Düzenleri.....	32
2.2.2. Elektrokimyasal Gerilim Dizisi.....	34
2.2.3. Potansiyel-pH Diyagramları.....	36
2.2.4. Polarizasyon.....	37
2.3. Korozyon Kaybı ve Hızı.....	38
2.3.1. Korozyon Hızı Belirleme Yöntemleri	39
2.3.1.1. Kütle Kaybı Yöntemi.....	39
2.3.1.2. Tafel Ekstrapolasyon Yöntemi.....	39
2.3.1.3. Lineer Polarizasyon Yöntemi.....	40
2.3.1.4. Alternatif Akım Empedans Ölçme Yöntemi...	41
2.4. Korozyon Türleri.....	42
2.4.1. Üiform Korozyon.....	42
2.4.2. Galvanik Korozyon.....	43
2.4.3. Oyuklanma (Çukurcuk) Korozyonu.....	48
2.4.4. Aralık Korozyonu.....	49

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

	Sayfa No
2.4.5. Gerilmeli Korozyon.....	51
2.4.6. Tanelerarası Korozyon.....	52
2.5. AZ91 Mg Alaşımlarının Mekanik ve Korozyon Özellikleri Üzerine Yapılan Çalışmalar.....	53
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	59
3.1. Döküm İşlemi ve Numune Hazırlama.....	59
3.2. Mikroyapı Deneyi	61
3.3. Mekanik Deneyler	61
3.3.1. Çekme Deneyi.....	61
3.3.2. Sertlik Deneyi.....	62
3.4. Korozyon Deneyi.....	62
3.4.1. Daldırma Deneyi.....	62
3.4.2. Elektrokimyasal Deney.....	63
4. DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME.....	65
4.1. Mikroyapı.....	65
4.1.1. AZ91 Alaşımı.....	65
4.1.2. AZ91 + %0.5Pb Alaşımı.....	67
4.1.3. AZ91 + %0.5Ti Alaşımı.....	69
4.2. Mekanik Deneyler.....	74
4.2.1. Sertlik.....	74
4.2.2. Çekme Deneyi.....	75
4.3. Korozyon.....	81
4.3.1. Makroyapı.....	81
4.3.2. Korozyon Kaybı.....	85
4.3.3. Elektrokimyasal Test.....	90
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	95
5.1. Sonuçlar.....	95

İÇİNDEKİLER (devam ediyor)

	Sayfa No
5.2. Öneriler.....	96
KAYNAKLAR.....	97
ÖZGEÇMİŞ.....	112

ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa No
Şekil 1.1: Araç ağırlığındaki azalmayla elde edilecek yakıt tasarrufu	6
Şekil 1.2: WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu	7
Şekil 1.3: a) Mg alaşımli fotoğraf makinesi iskeleti b) Kemik içindeki Mg alaşımli implant.....	8
Şekil 1.4: Mg-Al denge diyagramı	9
Şekil 1.5: Mg-Zn denge diyagramı	10
Şekil 1.6: Mg-Mn denge diyagramı	10
Şekil 1.7: Mg-Sn denge diyagramı	11
Şekil 1.8: Mg-Pb denge diyagramı	12
Şekil 1.9: Mg-Si denge diyagramı	12
Şekil 1.10: Mg-Ti denge diyagramı	13
Şekil 1.11: Mg-Sr denge diyagramı	14
Şekil 1.12: Mg-Zr denge diyagramı	15
Şekil 1.13: Mg-Ca denge diyagramı	15
Şekil 1.14: Mg-Fe denge diyagramı	16
Şekil 1.15: Mg-Cu denge diyagramı	17
Şekil 1.16: Mg-Ag denge diyagramı	17
Şekil 1.17: Mg-Y denge diyagramı	18
Şekil 1.18: Mg-Th denge diyagramı	19
Şekil 1.19: Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı	20
Şekil 1.20: AZ91 alaşımının mikroyapısı	21
Şekil 1.21: Mg alaşımı dökümlerinde gaz kullanımı a) atmosfer ortamı b) SF ₆	22
Şekil 1.22: AZ91'in basınçlı ve kokil dökümünün gerilme-uzama eğrileri	26
Şekil 1.23: Mg alaşımlarının gerilme-uzama eğrileri (basınçlı döküm)	26
Şekil 2.1: Korozyonun elektrokimyasal oluşum düzeni (pil) ve korozyon hücresinde gerçekleşen olaylar	32
Şekil 2.2: Mg-H ₂ O Sistemi için 250 °C de Potansiyel-pH Diyagramı	37
Şekil 2.3: Tafel ekstrapolasyonu ile korozyon hızının bulunması	40
Şekil 2.4: Lineer polarizasyon yöntemi ile polarizasyon direnci (R _p) bulunması ...	41
Şekil 2.5: Homojen dağılımlı (üniform) korozyon	43

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

	Sayfa No
Şekil 2.6: Galvanik korozyon oluşumu	44
Şekil 2.7: Standart durumlarda magnezyumun ve bazı metallerin standart redüksiyon potansiyelleri (atmosferik basınç ve 25 °C)	44
Şekil 2.8: Mg-Al alaşımlarının fazlarından bazılarının arasında tipik galvanik korozyonun şematik gösterimi	46
Şekil 2.9: Galvanik korozyon	47
Şekil 2.10: Çukurcuk korozyonu	48
Şekil 2.11: a)AZ91C, b)AZ91E alaşımlarının tuzlu su çözeltisi altındaki korozyonu.....	49
Şekil 2.12: Aralık korozyonu (crevice corrosion)	50
Şekil 2.13: Gerilmeli korozyon çatlaması	51
Şekil 2.14: %5 NaCl çözeltisinde AZ91alaşımının gerilmeli korozyona uğradıktan sonra kırılması	52
Şekil 2.15: Paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında gözlenen karbür çökmesinin şematik gösterimi	53
Şekil 2.16: 7075-T6 alüminyum alaşımından yapılmış uçak parçasında görülen tane sınırı korozyonu	53
Şekil 3.1: Atmosfer kontrollü ergitme ünitesi kesit şekli	59
Şekil 3.2: Merdiven kalıp kesiti.....	60
Şekil 3.3: Döküm parçaları.....	60
Şekil 3.4: Çekme deney numunesi teknik resmi (ASTM E 8M-99)	61
Şekil 3.5: Çekme deney numunesi.....	62
Şekil 3.6: Polarizasyon deney düzeneği.....	63
Şekil 4.1: AZ91 Mg alaşımının geri saçılan elektron görüntüsü.	65
Şekil 4.2: AZ91 Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı optik mikroskop görüntüleri	66
Şekil 4.3: AZ91+0.5Pb Mg alaşımının geri saçılan elektron görüntüsü.....	67
Şekil 4.4: AZ91+0.5Pb Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı optik mikroskop görüntüleri.....	68
Şekil 4.5: AZ91+0.5Ti Mg alaşımının geri saçılan elektron görüntüsü.....	69

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

Sayfa No

Şekil 4.6: AZ91+0.5Ti Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı optik mikroskop görüntüleri.....	70
Şekil 4.7: (a) AZ91, (b) AZ91+0.5Pb ve (c) AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının ikincil fazlarının morfolojisi.....	72
Şekil 4.8: AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının azalan soğuma hızlarına bağlı sertlik sonuçları.....	75
Şekil 4.9: AZ91 Mg alaşımının azalan soğuma hızlarına bağlı (a) çekme-akma dayanımı, (b) %uzama değişimi.....	77
Şekil 4.10: AZ91+0.5Pb alaşımının azalan soğuma hızlarına bağlı (a) çekme-akma dayanımı, (b) %uzama değişimi.....	78
Şekil 4.11: AZ91+0.5Ti alaşımının azalan soğuma hızlarına bağlı (a) çekme-akma dayanımı, (b) %uzama değişimi.....	79
Şekil 4.12: AZ91 Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı korozyon öncesi ve sonrası makroyapı resimleri.....	82
Şekil 4.13: AZ91+%0.5Pb Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı korozyon öncesi ve sonrası makro yapı resimleri.	83
Şekil 4.14: AZ91+%0.5Ti Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı korozyon öncesi ve sonrası makroyapı resimleri.....	84
Şekil 4.15: AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının azalan soğuma hızlarına bağlı korozyon kaybı.....	85
Şekil 4.16: Korozyon sonrası (a) en hızlı katılaştan A ve (b) en yavaş katılaştan D bölgesine ait AZ91 Mg alaşımının düşük ve yüksek büyültmedeki kesit SEM görüntüleri.....	86
Şekil 4.17: Korozyon sonrası (a) en hızlı katılaştan A ve (b) en yavaş katılaştan D bölgesine ait AZ91+0.5Pb Mg alaşımının düşük ve yüksek büyültmedeki kesit SEM görüntüleri.....	87
Şekil 4.18: Korozyon sonrası (a) en hızlı katılaştan A ve (b) en yavaş katılaştan D bölgesine ait AZ91+0.5Ti Mg alaşımının düşük ve yüksek büyültmedeki kesit SEM görüntüleri.....	88

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam ediyor)

	Sayfa No
Şekil 4.19: AZ91 Mg alaşımının soğuma hızına bağlı potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.....	91
Şekil 4.20: AZ91+0.5Pb Mg alaşımının soğuma hızına bağlı potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.....	92
Şekil 4.21: AZ91+0.5Ti Mg alaşımının soğuma hızına bağlı potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.....	93

ÇİZELGELER DİZİNİ

	Sayfa No
Çizelge 1.1: Alaşım elementlerinin harfli gösterimi.....	4
Çizelge 1.2: Mg alaşımları standartları ve bileşimleri.....	5
Çizelge 1.3: Basınçlı döküm ile üretilen Mg alaşımlarının oda sıcaklığında mekanik özellikler.....	24
Çizelge 1.4: Basınçlı döküm ile üretilen Mg alaşımlarının oda sıcaklığında fiziksel özellikleri (Bolstad, 2000).....	25
Çizelge 1.5: İki farklı döküm yöntemi ile üretilen AZ91 alaşımının çekme, akma ve % uzama değerleri	25
Çizelge 2.1: Elektrokimyasal gerilim dizisi	35
Çizelge 2.2: Bölgesel korozyonun sınıflandırılması	42
Çizelge 2.3: Deniz suyu için galvanik seri	46
Çizelge 4.1: AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti içeren Mg alaşımlarının azalan soğuma hızlarına bağlı sertlik sonuçları	75
Çizelge 4.2: AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının azalan soğuma hızlarına bağlı ortalama çekme, akma ve % uzama miktarları.....	76
Çizelge 4.3: AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+%0.5Ti Mg alaşımlarının azalan soğuma hızına bağlı korozyon kaybı.....	85
Çizelge 4.4: Polarizasyon eğrilerinden elde edilen, AZ91 Mg alaşımlarının soğuma hızına bağlı korozyon potansiyelleri (E_{kor}), korozyon akım yoğunlukları (I_{kor}) ve korozyon hızları (CR).....	91
Çizelge 4.5: Polarizasyon eğrilerinden elde edilen, AZ91+0.5Pb Mg alaşımlarının soğuma hızına bağlı korozyon potansiyelleri (E_{kor}), korozyon akım yoğunlukları (I_{kor}) ve korozyon hızları (CR).....	92
Çizelge 4.6: Polarizasyon eğrilerinden elde edilen, AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının soğuma hızına bağlı korozyon potansiyelleri (E_{kor}), korozyon akım yoğunlukları (I_{kor}) ve korozyon hızları (CR).....	93

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

AE	: Magnezyum-Alüminyum-Nadir Toprak-Mangan
Al	: Alüminyum
AM	: Magnezyum-Alüminyum-Mangan
AS	: Magnezyum-Alüminyum-Silisyum-Mangan
Ar	: Argon
AZ	: Magnezyum-Alüminyum-Çinko-Mangan
Ba	: Baryum
B	: Bor
BBK	: Basit Kübik Kristal
Be	: Berilyum
Bi	: Bizmut
Br	: Brom
Ca	: Kalsiyum
Cd	: Kadmiyum
Ce	: <u>Seryum</u>
Cr	: Krom
Cu	: Bakır
E	: Elastiklik Modülü
Fe	: Demir
GSMH:	Gayri Safi Milli Hasıla
HSP	: Hegzagonal Sıkı Paket
Ho	: Holmiyum
I	: İyot
I_{galv}	: Galvanik Akım
In	: İndium
K	: Potasyum
La	: Lantan
Li	: Lityum
Mg	: Magnezyum
Mn	: Mangan
Na	: Sodyum

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ (devam ediyor)

Na	: Sodyum
N	: Azot
Nd	: Neodim
Ni	: Nikel
Pb	: Kurşun
RE	: Nadir Element
Sb	: Antimon
Sc	: Skandiyum
SCE	: Doygun Kalomel Elektrot
Si	: Silisyum
Sn	: Kalay
Sr	: Stronsiyum
Ti	: Titanyum
Zn	: Çinko
Zr	: Zirkonyum
Y	: Yitriyum
Mg (OH) ₂	: Magnezyum Hidroksit
NaCl	: Sodyum Klorür
SF ₆	: Sülfür hexaflorür
HV	: Vickers sertlik birimi
NaHCO ₃	: Sodyum bikarbonat
KCl	: Potasyum klorür
MgCl ₂	: Magnezyum klorür
MgO	: Magnezyum Oksit
HCl	: Hidroklorik asit
CaCl ₂	: Kalsiyum klorür
Na ₂ SO ₄	: Sodyum sülfat
CO ₂	: Karbondioksit
Ag/AgCl	: Gümüş/gümüş klorür
ASTM	: American Society for Testing and Materials
ASM	: American Society for Materials

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ (devam ediyor)

SCC	: Gerilmeli korozyon çatlaması
SHE	: Hidrojen Reaksiyonunun Standart Potansiyeli
EDS	: Enerji dispersif x-ışınları spektroskopisi
EMK	: Elektro Motor Kuvveti
EDX	: Taramalı elektron mikroskobu
mm	: Milimetre
μm	: Mikrometre
MPa	: Megapaskal
E_D	: Denge Potansiyeli
E_{kor}	: Korozyon potansiyeli
I_{kor}	: Korozyon akım yoğunluğu
R_p	: Polarizasyon Direnci
mV	: Milivolt
V	: Volt
μA	: Mikroamper
CR	: Korozyon hızı

GİRİŞ

Magnezyum (Mg) günümüzde konstrüksiyon malzemesi olarak kullanılan metalik malzemeler içinde en hafif olanıdır. Ağırlık olarak Mg, alüminyumdan (Al) %36, demir (Fe) ve çelikten %78 daha hafiftir. Mg esaslı alaşımlar, düşük yoğunluğundan dolayı mikro elektronik, telekomünikasyon, uzay ve otomobil endüstrisi gibi birçok mühendislik alanında kullanım alanlarına sahiptirler (Mordike ve Ebert, 2001; Friedrich ve Schumann, 2001; Pekguleryuz ve Kaya, 2004; Blawert vd., 2004). Magnezyum, çok düşük toksik özelliği nedeniyle biyo-uyumlu ve biyo-çözünür bir metaldir. Çözünebilir metal biyomalzemelerin, gelecekteki ortopedik implant uygulamalarında plaka ve vida yapımında potansiyel implant malzemeler olarak kullanılması öngörülmektedir (Staiger vd., 2006; Witte vd., 2005; Duygulu, 2006).

Magnezyum metalinin saf halde kullanılması çoğu diğer metallerde olduğu gibi dayanımının düşük olmasından dolayı mümkün değildir. Bu durum, değişik alaşımların üretilmesine yol açmıştır. Mg'un önemli alaşım grupları Mg-Al, Mg-Zn ve Mg-toprak alkali metalleri olarak gruplandırılır. Ancak en geniş spektrum Al ve Zn (Çinko) grubudur. AZ91 Mg alaşımı (Mg-%9Al-%1Zn) daha iyi dökülebilirliği ve yüksek mekanik özellikleri nedeniyle diğer Mg alaşımlarına göre daha yaygın kullanılmaktadır (Blawert vd., 2004). Mg'un mukavemet/ağırlık oranı gibi yüksek spesifik mukavemet özelliklerine rağmen, elektrokimyasal olarak oldukça aktif bir metal olmasından kaynaklanan zayıf korozyon özellikleri, Mg ve alaşımlarının herhangi bir koruma uygulanmadan kullanılmalarını sınırlandırmaktadır (Gray ve Luan, 2002). Literatürde, Bizmut (Bi), Brom (Br), Kalay (Sn), Antimon (Sb), Kurşun (Pb), Kadmiyum (Cd), İyot (I), Yitriyum (Y) ve toprak alkali metallerin (Kalsiyum (Ca), Stronsiyum (Sr), Baryum (Ba), Berilyum (Be)) AZ91 Mg alaşımlarının dökümü, mikroyapı, mekanik ve sürünme özelliklerine etkileri çalışılmıştır (Yuan vd., 2001; Qudong vd., 2001; Podosek ve Litynska, 2003; Pekguleryuz ve Kaya, 2004; Wang vd., 2001; Li ve Tang, 2005; Hirai vd., 2005; Feng vd., 2006; Balasubramani vd., 2007; Ünal, 2008; Koç, 2008; Türen, 2013). Diğer taraftan, AZ91 alaşımının korozyon direncine Sb, Pb, Ca, Seryum (Ce), Lantan (La), Holmiyum (Ho), Y, Silisyum (Si), Y ve Titanyum'un (Ti) etkileri de rapor edilmiştir (Wang vd., 2001; Guohua vd., 2005; Tanrıverdi, 2005; Yu vd., 2006a; Yu vd., 2006b; Zhou vd., 2006; Rosalbino vd., 2006; Srinivasan vd., 2007; Fan vd., 2007;

Zhang vd., 2008; Sudholz vd., 2008; Candan vd., 2009; Candan vd., 2011; Ünver, 2011).

Literatürde, AZ serisi, özellikle AZ91, magnezyum alaşımında bulunan $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik (β -intermetalik) fazının malzemenin mekanik ve korozyon özelliklerine etkisi detaylı olarak çalışılmıştır. Ancak, her bir çalışma AZ91 alaşımındaki Al miktarını değiştirmek suretiyle yapılmıştır (Song vd., 1998; Witte vd., 2005; Anık vd., 2006; Jia vd., 2009; Cheng vd., 2009). Ancak alaşımdaki Al miktarındaki farklılık β -intermetalik fazı miktarını değiştirmekle kalmadığı gibi matris içerisindeki katı eriyiklik sınırını da değiştirmektedir. Bu noktadan yapılan mekanik ve korozyon özelliklerinin farklılığı matris içerisindeki sadece β -intermetalik fazının etkisine dayandırılmaktadır. Oysa matrisin bileşimi de göz önünde bulundurulması gereken en önemli unsurdur.

Dolayısıyla bu çalışmada, AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti içeren Mg alaşımları içerisindeki Al miktarı sabit tutularak farklı katılaşma hızlarında üretilen farklı miktarda katı eriyik Al içeren matrisin mekanik ve korozyon özelliklerini nasıl etkilediğinin araştırılması hedeflenmiştir.

Bu amaçla, AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti içeren alaşımların dökümünde kademeli katılaşma kalıpları kullanılmıştır. Üretilen alaşımların mikroyapıları; optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM), mekanik testleri; sertlik, çekme deneyleri ve korozyon davranışları; daldırma deneyi, potansiyostat/galvanostat cihazından elde edilen polarizasyon eğrileri yardımı ile değerlendirilmiştir.

1. MAGNEZYUM ve MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

1.1. Magnezyumun Genel Özellikleri

Yerkabuğunun %2.7'sinde ve okyanusların %0.13'ünde bulunan Mg, periyodik tabloda IIA grubunda yer alan toprak alkali elementtir (Kramer vd., 2002). Saf Mg'un mekanik ve fiziksel özellikleri aşağıda verilmiştir (Housh vd., 1998; Kainer vd., 2006).

Simgesi	: Mg
Atom numarası	: 12
Atom ağırlığı	: 24.312 g/mol
Kaynama noktası	: 1090 °C
Ergime noktası	: 650 °C
Yoğunluğu	: 1.74 g/cm ³
Elektron düzeni	: 3s ²
Kristal yapısı	: Hekzagonal sıkı paket
Çekme Dayanımı	: 80-180 MPa
Young Modülü	: 45 GPa
Çekme (katı-sıvı)	: 4.2 %
Atom hacmi	: 14.0 (atom ağırlığı/yoğunluk)
Özgül ısısı	: 0.25 cal/g °C
Isı iletkenliği	: 156 W/m°K, s.cm.°C (oda sıcaklığında)
Elektrik iletkenliği	: 22.4 m/(Ω mm ²)(oda sıcaklığında)
Kaynama ısısı	: 32.517 kcal/atomgram

Mg, doğada en çok bulunan sekizinci elementtir. Başlıca mineralleri dolomit, brusit (Mg(OH)₂) ve manyezittir. Birçok başka mineralde ayrıca deniz suyunda çözülmüş olarak (hacimce % 0.3 MgSO₄ ve % 0.5 MgCl₂) bulunmaktadır. Bir metreküp deniz suyundan 1.8 kg magnezyum çıkarılabilir. Mg üretimi iki şekilde yapılır. Birincisi ergimiş magnezyum klorürün (MgCl₂) indirgenme prensibine göre; elektrolizi, dolomitten kimyasal yollarla çöktürme ve arıtma yöntemleridir. İkincisi doğrudan tuzlu sulardan elde edilen magnezyum oksit' in (MgO) termal redüksiyonu ile üretimidir (Gaines vd., 1996).

1.2. Magnezyum Alaşımları ve Standartları

Mg alaşımları ASTM (A275) standart sistemi ile isimlendirilmektedir. Yöntem iki harfle birlikte iki rakamı kapsamaktadır. İki harf; iki en büyük elemanına verilmiş olan harf kısaltması; rakamlar ise bu alaşımların en yakın tam sayıya yuvarlanmış yüzdelik dilimleridir. Çizelge 1.1’de yaygın bir şekilde kullanılan alaşım elementleri tek harfle listelenmiş şekilde verilmiştir (Gaines vd., 1996; Barber, 2004; Kainer vd., 2006).

Çizelge 1.1. Alaşım elementlerinin harfli gösterimi.

Harf	A	B	C	D	E	H	J	K	L	M	Q	S	W	X	Z
Element	Al	Bi	Cu	Cd	RE	Tr	Sr	Zr	Li	Mn	Ag	Si	Yi	Ca	Zn

Örnek AZ91 alaşımının açıklaması aşağıda verilmektedir (Gaines vd.,1996; Barber, 2004).

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

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

9→ Alaşımdaki Al oranının yaklaşık 8.6-9.4 arasında olacağını ifade eder.

1→ Alaşımdaki Zn oranının yaklaşık 0.6-1.2 arasında olacağını ifade eder.

Mg alaşımları ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94 de göre standartları Çizelge 1.2’de gösterilmiştir (Zhang vd., 2000; Bolstad vd., 2000; Sarenah vd., 2001).

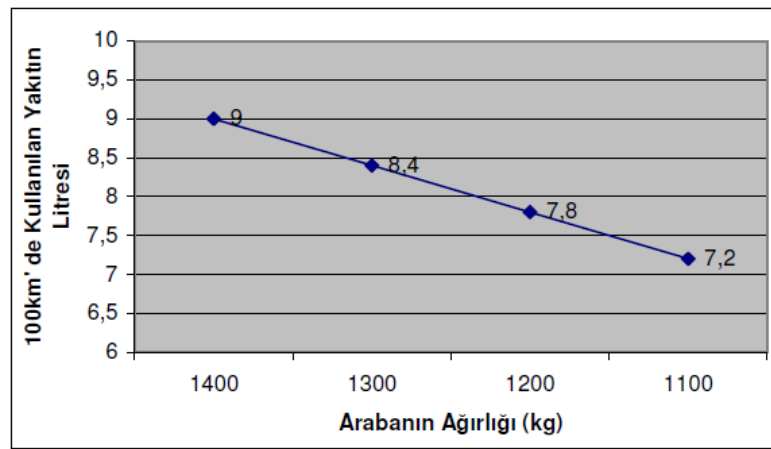
Çizelge 1.2. Mg alaşımları standartları ve bileşimleri (ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94).

Alaşım Elementi	Mg Alaşımları								
	AM50	AM60	AS21	AS41	AZ31	AZ80	AZ91	ZE10	ZK60
Al	4.5- 5.3	5.6- 6.4	1.9- 2.5	3.7- 4.8	2.5- 3.5	7.8- 9.2	8.5- 9.5	0.05- max	0.05- max
Zn	0.20- max.	0.20- max.	0.15- 0.25	0.10- max.	0.7- 1.3	0.2- 0.8	0.45- 0.90	1.0- 1.5	4.8- 6.2
Mn	0.28- 0.50	0.26- 0.50	0.20 min.	0.35- 0.60	0.20- min.	0.15- 0.5	0.17- 0.40	0.1- max.	0.1- max.
Si	0.05 max.	0.05- max	0.70- 1.2	0.60- 1.4	0.05- max.	0.10- max.	0.05- max.	0.05- max.	0.05- max.
Fe	0.004- max.	0.004- max	0.004- max.	0.035- max.	0.005- max.	0.05- max.	0.004- max.	0.03- max.	0.03- max.
Cu	0.008- max.	0.008- max	0.008- max.	0.015- max.	0.05- max.	0.05- max.	0.025- max.	0.025 max.	0.05- max.
Ni	0.001- max.	0.001- max	0.001- max.	0.001- max.	0.005- max.	0.005- max.	0.001- max.	0.005- max.	0.005- max.
Be	-	-	-	-	-	0.002	-	0.002	0.002
Ce	-	-	-	-	-	-	-	0.12- 0.25	-
Zr	-	-	-	-	-	-	-	-	0.3- 0.9
Diğer	0.01	0.01	0.01	0.01	-	-	0.01	-	-
Mg	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan

1.3. Magnezyum Alaşımlarının Kullanım Alanları

Mg metalinin saf halde kullanılması çoğu diğer metallerde olduğu gibi mukavemet değerlerinin düşük olmasından dolayı mümkün değildir. Bu nedenle alaşımlama yapılmıştır. Mg alaşımlarının diğer alaşımlara göre en önemli özelliği hafifliktir. Bu açıdan bazı Mg alaşımlarının spesifik çekme dayanımı, Al ve çeliğin spesifik çekme dayanımından daha büyüktür.

Mg, uygun karakteristikleri sayesinde birçok sektörde kullanılabilir bir metaldir. Mg alaşımları özellikle otomotiv ve havacılık sektöründe hafifliğinden dolayı tercih edilir. Günümüzde Mg alaşımlarına olan en büyük ilgi otomotiv sektöründen gelmektedir. Mg otomotiv için cazip olmasının başlıca nedeni, hafif Mg alaşımlarının kullanımı ile araç ağırlığının azaltılabilecek olmasıdır. Otomobillerde yakıt tüketiminin % 60'ı otomobil ağırlığından kaynaklandığından ağırlığın azaltılması doğrudan yakıt tasarrufu sağlamaktadır (Zeytin, 1999). Şekil 1.1'de araç ağırlığındaki azalmayla elde edilecek yakıt tasarrufu verilmiştir (Kandemir vd., 2003).



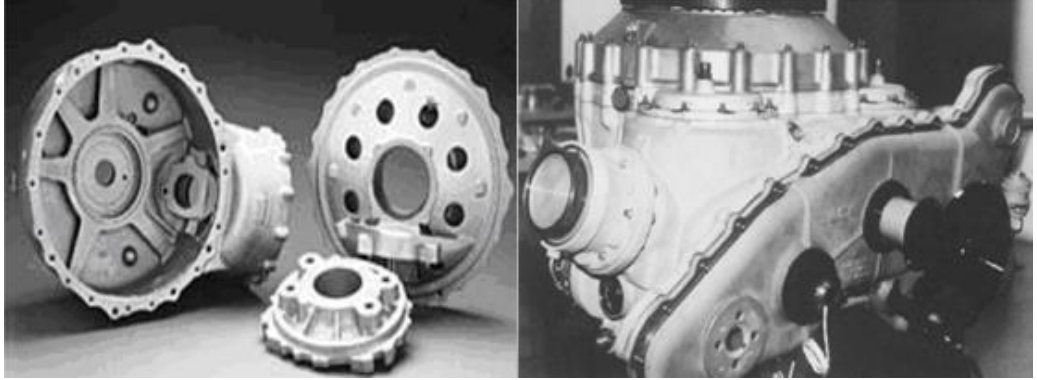
Şekil 1.1. Araç ağırlığındaki azalmayla elde edilecek yakıt tasarrufu (Kandemir vd., 2003).

Mg alaşımlarının otomotiv sektöründe kullanıma girdiği veya potansiyel kullanım alanı olarak görülebilecek iki ana grup vardır. Bunlardan birincisi Mg alaşımlarının halen kabul gördüğü yapısal elemanlar olup (şase elemanları, dahili parçalar ve kaporta elemanları); bu uygulamalarda Mg alaşımları mukavemet, süneklik, yorulma ve darbe dirençlerinin yeterli olmaları nedeniyle kullanılabilir. Örnek olarak koltuk iskeleti, direksiyon ve direksiyon kolunu bileşenleri, ayna yuvaları, jantlar, süspansiyon kolları, iç konsol, bagaj kapağı, gösterge paneli, fren ve debriyaj pedalları verilebilir. İkinci bir grup uygulama da, motor grubu ve transmisyon komponentlerinden oluşur (Atalay, 2006).

Kara ve hava taşıtı sanayilerindeki hafifliğin ön planda tutulmasına yönelik arayışlarda Mg metali düşük özgül ağırlığı ile mühendislik uygulamaları açısından kullanışlı metal olarak ön plana çıkmaktadır. Mg alaşımlarının kullanımı ile elde edilecek ağırlık tasarrufuyla yakıt ekonomisinin dengelenmesi ve bunun sonucu olarak

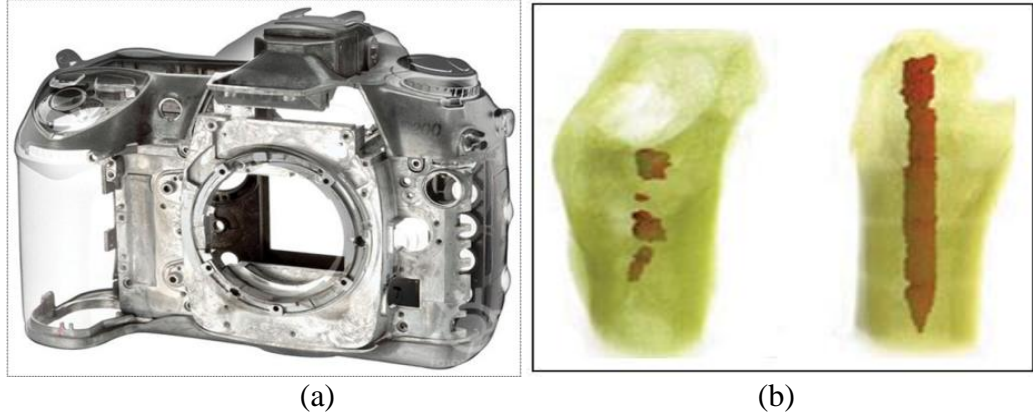
çevreye salınan zararlı gazların en aza indirgenmesi sağlanmış olacaktır. Sadece yakıtla çalışan otomobil veya hava araçlarından öte, ilerleyen yıllarda teknolojinin gelişmesiyle güneş enerjisi ve benzeri çevresel zararları az olan yöntemlerde bile ağırlık tasarrufu çok önemli bir faktör olacaktır. Önümüzdeki yıllarda binek otomobillerde ulaşılması planlanan yakıt tüketimi 3 litre/100 km gibi zorlu bir hedeftir ve bunun için otomobil ağırlığında yaklaşık %30'luk bir azalma gerekmektedir (Friedrich vd., 2001).

Mg-Al-Zn (AZ91) alaşımları, çoğunlukla otomobil parçalarının dökümü için kullanılır. Diğer Mg alaşımlarıyla karşılaştırıldığında; AZ91 Mg alaşımı daha iyi döküm, daha iyi akma dayanımı özellikleri göstermektedir. Şekil 1.2 ve Şekil 1.3'de AZ serisi alaşımlardan yapılmış malzeme örnekleri verilmiştir.



Şekil 1.2. WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu (Mordike ve Kainer, 1998; Žaludová, 2005).

Mg alaşımlarından AM serisi alaşımlar yüksek toklukları ve enerji absorblama özellikleri bakımından özellikle direksiyon, tekerlek, otomobil koltuk iskeleti yapımında kullanılmaktadır (Mordike vd., 2001). Elektronik malzemelerde hafifliği nedeni ile sıkça tercih edilir (Şekil 1.3 (a)).



Şekil 1.3. a) Mg alaşımlı fotoğraf makinesi iskeleti b) Kemik içindeki Mg alaşımlı implant (Yun Y. vd., 2009).

Süper hafif Mg-Li esaslı alaşımlar bilgisayar parçası olarak plastik ve diğer benzer malzemelerin yerine kullanılabilir (Dobrzanski vd., 2007). Mg alaşımları sadece sanayi değil aynı zamanda tıbbi alanlarda da yoğun olarak kullanımı amaçlanmaktadır. Şekil 1.3. (b)'de Mg alaşımlı implantın kemik içerisinde 18 hafta sonundaki biyo çözünmesi görülmektedir (Yun Y. vd., 2009).

1.4. Alaşım Elementlerinin Mg Alaşımlarına Etkisi

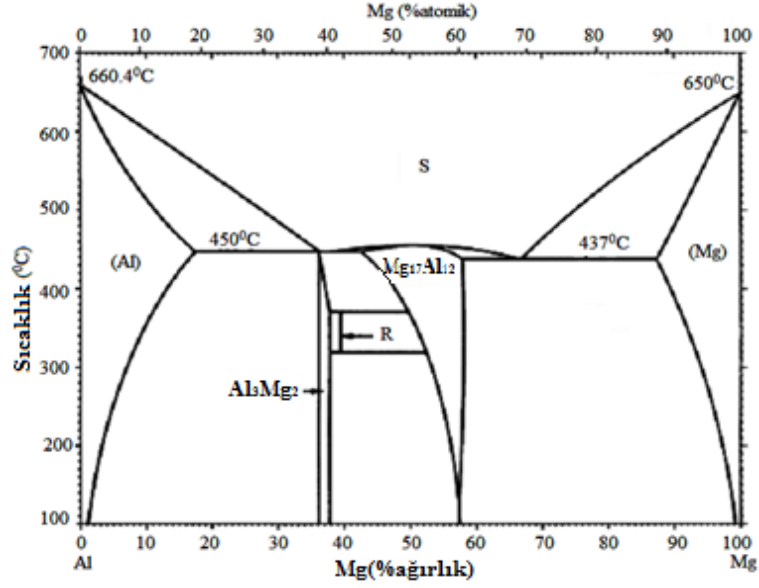
Mg mekanik özellikler açısından saf halde nadir olarak kullanılmaktadır. Malzemenin mukavemet özelliklerinde değişimler sağlamak için Mg'a alaşım elementleri katılarak döküm veya dövme ürünler elde edilmektedir. Mg hegzagonal sıkı paket (HSP) yapıya sahiptir ve sahip olduğu tane çapı da çok fazla sayıda elementle katı çözünebilirliğe müsaade eder. Mg yapısal bir malzeme olarak kullanıldığında Al, Be, Ca, Cu, Fe, Mn, Ni, Si, Ag, Sn, Zn ve Zr gibi ana elementler ile Na, K, Li alkali ve Ce, Ln, Y, Neodium (Nd) gibi toprak elementleri (RE) ile alaşımlandırılır. Bu elementlerin biri veya birkaçı ile alaşımlandırıldığı zaman alaşımlar genellikle yüksek spesifik mukavemet oranına sahiptir (Zhang vd., 2000; Johansson vd., 2002; Barber, 2004; Ünal, 2008).

Mg alaşımlarında kullanılan alaşım elementlerinin etkisi aşağıdaki gibidir.

1.4.1. Alüminyum (Al)

Mg esaslı alaşımlarda Al, en fazla kullanılan alaşım elementidir. Al, Mg esaslı alaşımlarda katı eriyik sertleşmesi, dökülebilirliğini geliştirir ve döküm alaşımlarının mikro gözeneklerini azaltır. Al ilavesi alaşımın sertliğini, dayanımını ve katılma

zamanını arttırmakta, fakat sünekliliğini azaltmaktadır. Katı eriyik sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesi ile oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalikliği düşük sıcaklıklarda (≤ 120 °C) oluşarak alaşımın dayanımını arttırmaktadır. Bununla birlikte, fazla miktarda Al içeren alaşımlar mikro gözeneklere karşı eğilimlidirler (Barber, 2004; Zhang, 2000; Johansson, 2002; Schwam vd., 2000). Şekil 1.4’de Mg-Al denge diyagramı görülmektedir.



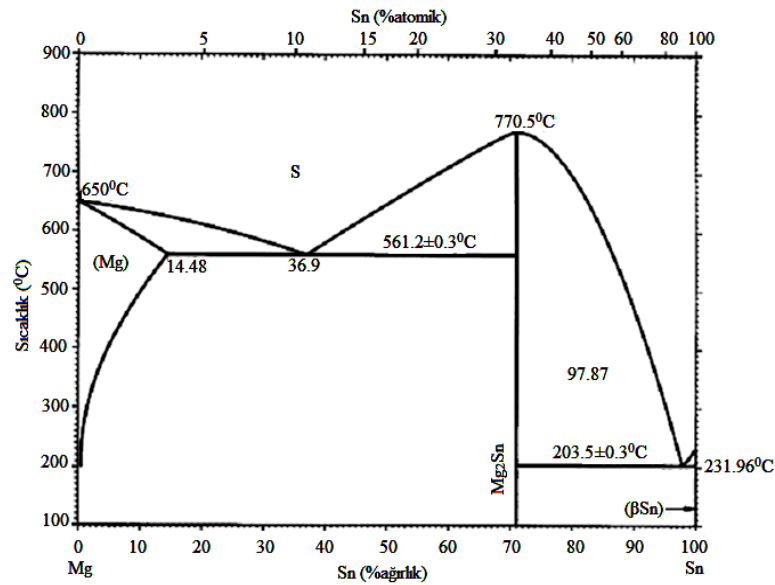
Şekil 1.4. Mg-Al denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.2. Çinko (Zn)

Zn, tane sınırındaki ötektik miktarını arttırarak, alaşımın katılaşıma sıcaklığını düşürmektedir. Korozyon özelliklerinde Cu'nun olumsuz etkisini yok etmek için Zn ilave edilmektedir (Schwam vd., 2000; Barber, 2004; Watarai, 2006). Zn, çökeltme sertleşmesi sayesinde ortam sıcaklıklarında sertliği, dayanımı ve aynı zamanda eriyiğin akıcılığını arttırmakla birlikte, tane sınırlarına çökmesi ile sıcak yırtılma oluşturduğu için %2 ile sınırlıdır. Ayrıca Zn alaşımın çekme mukavemetini arttırmaktadır (Schwam vd., 2000; Barber, 2004; Koç, 2013). Şekil 1.5’de Mg-Zn denge diyagramı verilmiştir (Zhang, 2000; Schwam, 2000).

1.4.4. Kalay (Sn)

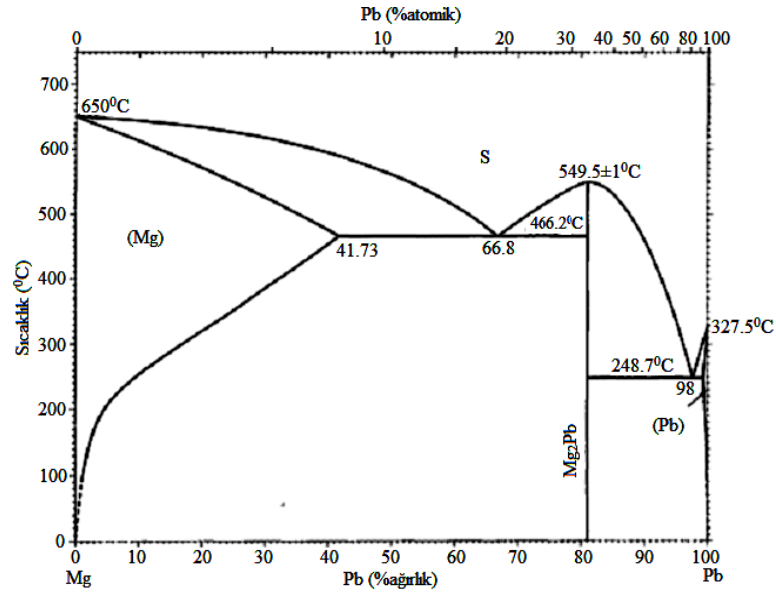
Sn, Mg'dan daha düşük ergime sıcaklığına sahip ve Mg'dan daha az akıcılığı olan bir elementtir (Aizawa ve Song, 2006). Mg'a ilave edilen Sn, alaşımın sünekliğini artırır (Koç, 2008; Keskin, 2011; Türen, 2013). Sıcak işlem sırasında da alaşımın çatlama eğilimini azalttığı için aynı zamanda alaşımın işlenebilirliğini de arttırmaktadır (Chung, 2005). Sn içeren alaşımda Mg_2Sn intermetalik faz oluşumu soğuma hızına bağlıdır. Yüksek soğuma hızlarında çubuk tipi Mg_2Sn partiküllerin gözlenmesi Mg matrisi ile birlikte olur (Kang, 2007). Şekil 1.7'de Mg-Sn denge diyagramı görülmektedir.



Şekil 1.7. Mg-Sn denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.5. Kurşun (Pb)

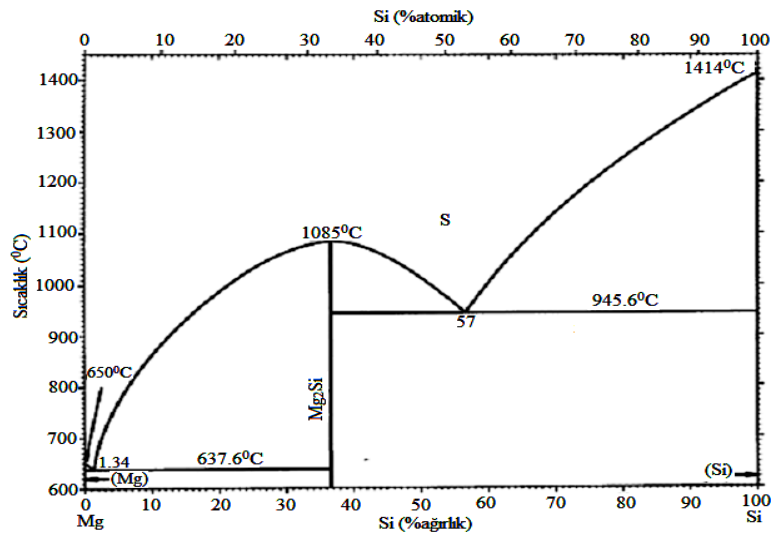
Pb iyi bir çözünürlüğe sahip olduğundan, yüksek sıcaklıklarda (yaklaşık 460 °C) %45'e kadar Pb çözünmekte ve ayrı faz olarak ortaya çıkmamasının yanı sıra $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazını da inceltmektedir (Balasubramani vd., 2007; Ünal, 2008; Koç, 2008; Candan vd., 2009). Şekil 1.8'de verilen Mg-Pb denge diyagramı incelendiğinde alaşım sıcaklığı azaldıkça $\alpha+Mg_2Pb$ fazının oluştuğu gözlenmektedir.



Şekil 1.8. Mg-Pb denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.6. Silisyum (Si)

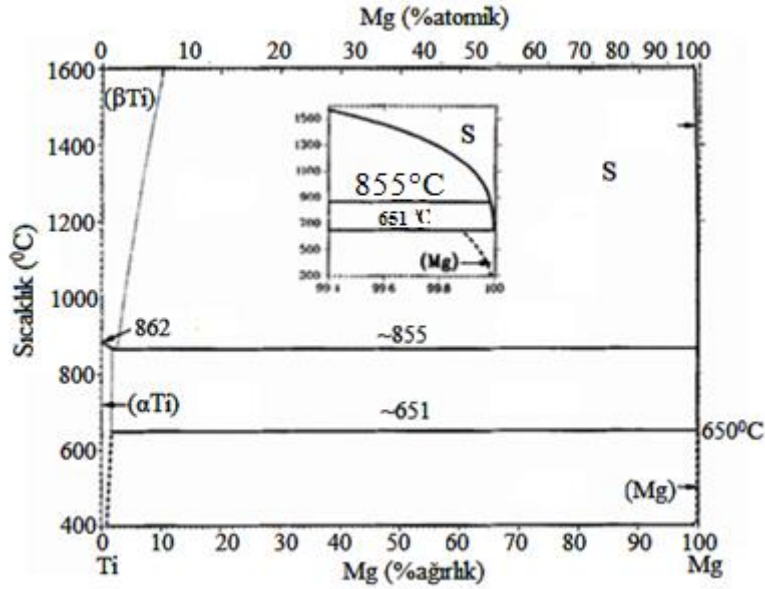
Si, alaşımın yüksek sıcaklıklarda dayanımını arttırmaktadır. Eğer alaşımda Fe de varsa Si, Mg alaşımlarının korozyona karşı direncini azaltmaktadır (Zhang, 2000; Vogel vd., 2002). Si atomları Mg matrisi içerisinde, oda sıcaklığında katı halde Mg_2Si intermetalik fazını oluşturur (Aizawa ve Song, 2006). Kuma dökümlerde oluşan Mg_2Si fazı basınçlı dökümlerde oluşana göre yavaş soğumadan dolayı kabadır ve bu da alaşımı kırılgan yapmaktadır (Kima vd., 2005). Şekil 1.9'da Mg-Si denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 1.9. Mg-Si denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.7. Titanyum (Ti)

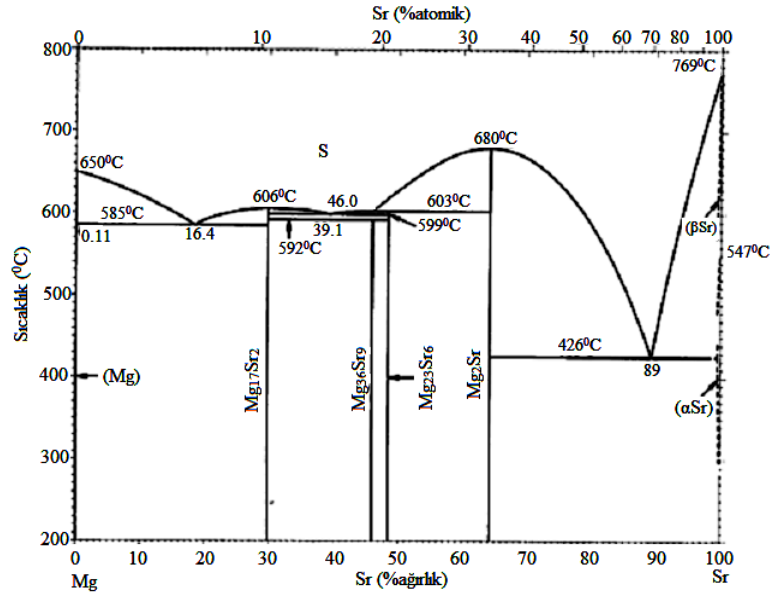
Alaşıma ilave edilen Ti, az da olsa tane inceltici görevi yapar ve Mg içinde çok az çözünürlüğe sahiptir. Hızlı katılaşma ile Mg alaşımları üretilirse Ti'un çözünürlük miktarı arttırılabilir (Zhao vd., 2007). Şekil 1.10'da verilen diyagramda titanyumun magnezyum içerisinde oluşturduğu fazlar ve % ağırlıkları belirtilmiştir.



Şekil 1.10. Mg-Ti denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.8. Stronsiyum (Sr)

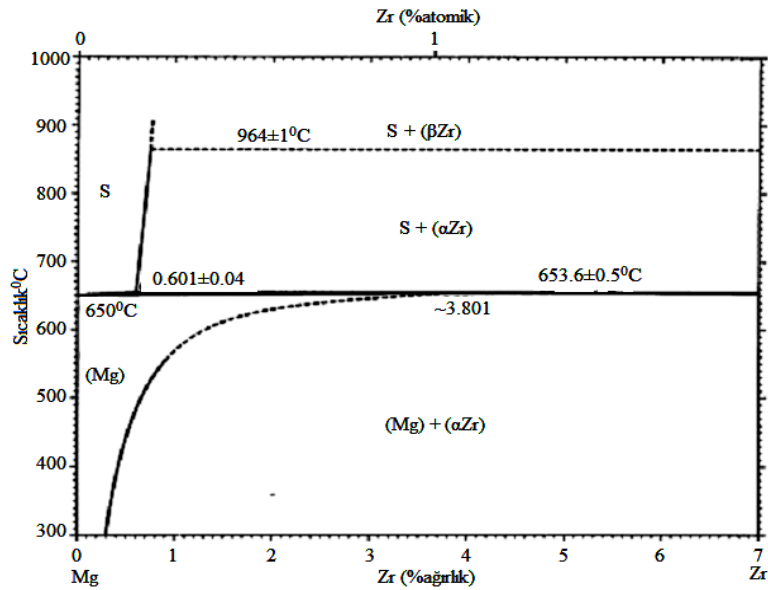
Sr'un mikro gözeneklerin dağılmasında etkisi vardır ve Mg alaşımlarının porozite eğilimini azaltır (Hirai vd., 2005). Mg-Al sistemlerinde tane inceltici etkiye sahiptir ve aynı zamanda alaşımın mekanik özellikleri ve korozyona direnci ve sürünme direncini arttırmaktadır (Zhang vd., 2000; Fan vd., 2007). Şekil 1.11'de verilen diyagramda Sr, Mg içerisinde oluşturduğu fazlar ve % ağırlıkları belirtilmiştir.



Şekil 1.11. Mg-Sr denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.9. Zirkonyum (Zr)

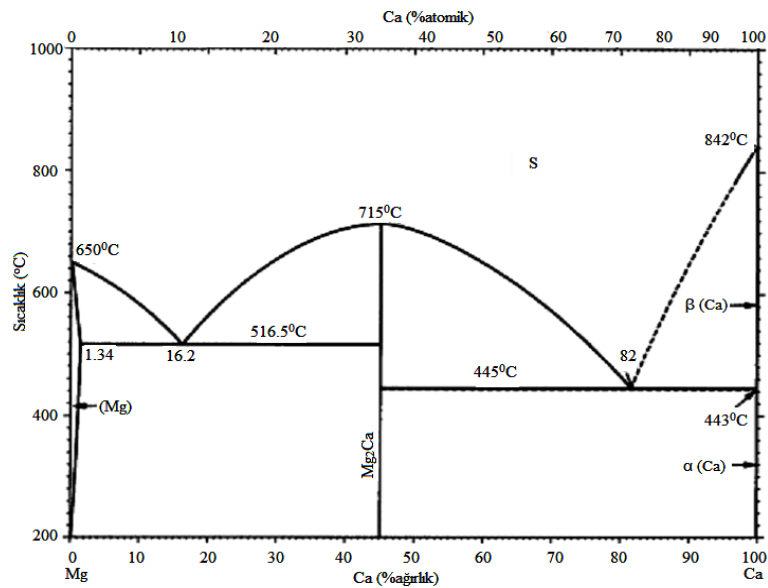
Zr elementi Mg alaşımlarında tane inceltici olarak kullanılmaktadır. Zr, oda sıcaklığında mekanik özellikleri geliştirir (Duffy, 1996; Koç, 2008; Ünal, 2008). Katılma esnasında Zr'ca zengin partiküller Mg tanelerinin heterojen çekirdeklenmesine neden olur. Bu nedenle Zn, RE ve Th içeren Mg alaşımlarında Zr tane inceltici olarak kullanılmaktadır. Zr, toprak elementleriyle birlikte kullanıldığında dökülebilirliği geliştirir (Zhang, 2000; Barber, 2004). Şekil 1.12'de verilen Mg-Zr denge diyagramından da görüldüğü üzere Zr' un katı eriyik oluşturma oranı %1.2 civarındadır.



Şekil 1.12. Mg-Zr denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.10. Kalsiyum (Ca)

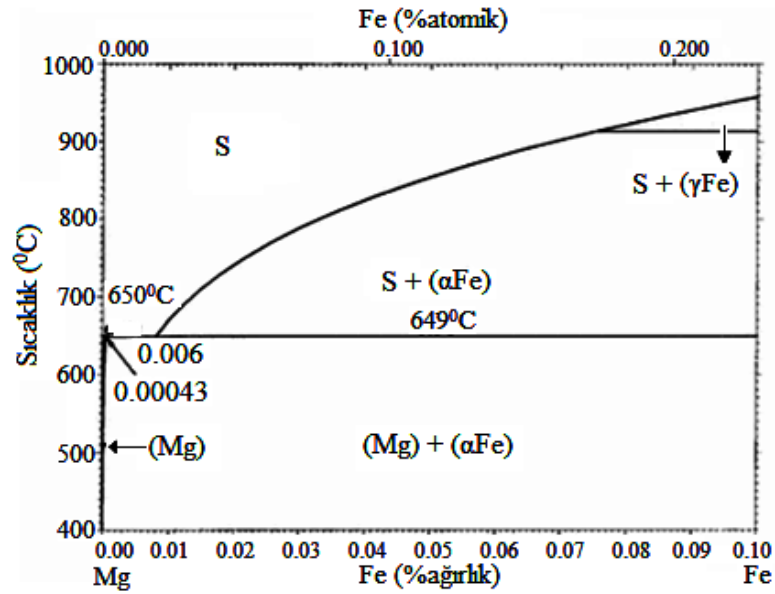
Mg'da Ca'un sınırlı çözünebilirliği ile katı eriyik sertleşmesine etkisi sınırlıdır. %1'e kadar Ca ilavesi katı eriyik sertleşmesi ve tane incelmelerinden dolayı Mg alaşımlarının mekanik özelliklerini iyileştirmektedir. %1'den fazla Ca ilavesinde ise tane sınırlarında ağ yapısı biçimde Mg_2Ca intermetalik fazı oluşmasından dolayı mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilemektedir (Zhang, 2000; Vogel, 2002; Wu vd., 2005). Şekil 1.13'de Mg-Ca denge diyagramı görülmektedir.



Şekil 1.13. Mg-Ca denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.11. Demir (Fe)

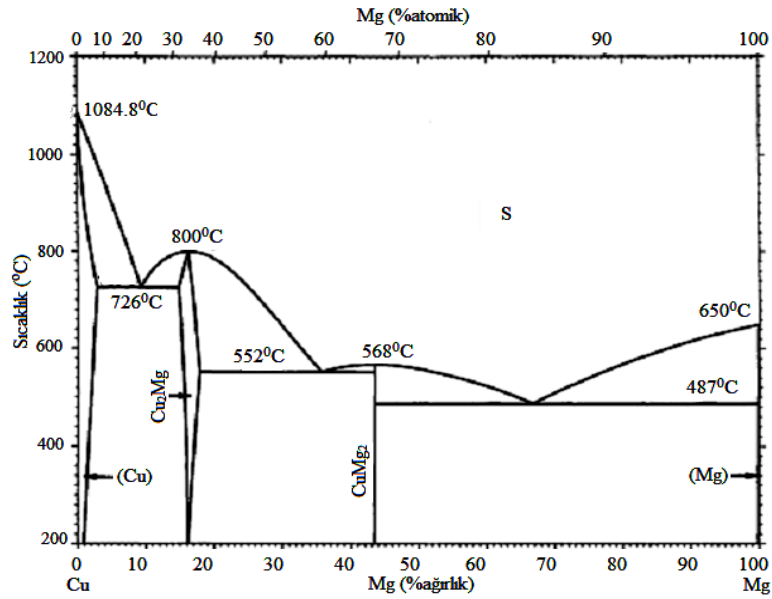
Fe, Mg'un korozyon özelliklerini büyük oranda azaltmaktadır (Kainer ve Buch, 2003; Kurze, 2006). Mg'un çelik kalıplarla kuvvetli reaksiyona girmesini artırır. Mg alaşımlarında Fe içeriği %0.01-0.03 aralığını geçmemelidir. Şekil 1.14'de Mg-Fe denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 1.14. Mg-Fe denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.12. Bakır (Cu)

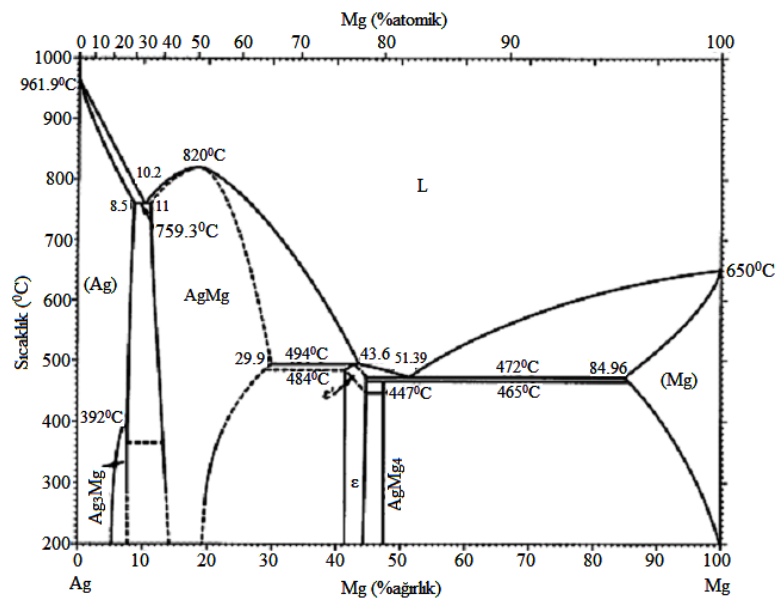
Alaşıma katılan Cu, dökülebilirlik özelliğini iyileştirir. Mg alaşımlarında Cu miktarı %0.05'i aştığında korozyon özelliklerine zararlı olmaktadır. Bununla birlikte Cu alaşımın yüksek sıcaklıklara dayanımını artırır (Kainer ve Buch, 2003; Kurze, 2006). Şekil 1.15'de Mg-Cu denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 1.15. Mg-Cu denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.13. Gümüş (Ag)

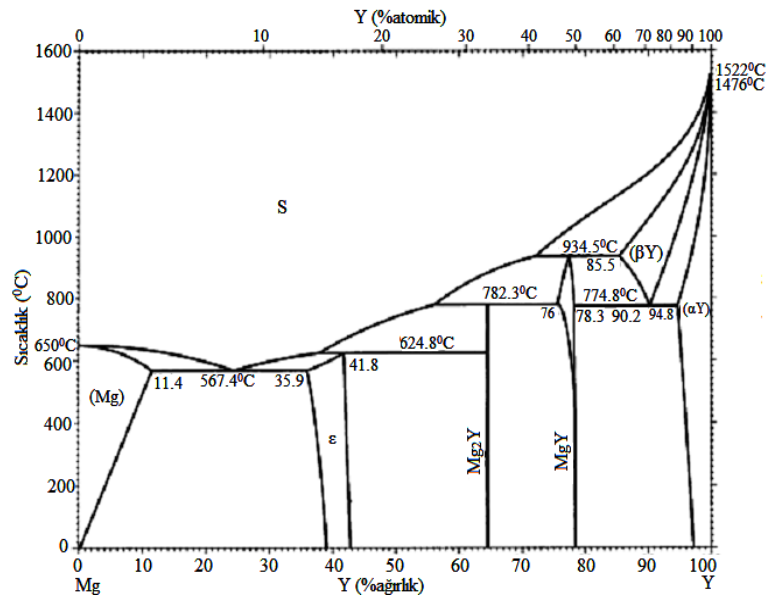
Mg alaşımlarına katılan Ag elementi alaşımın sertliğini geliştirir, ancak Ag'ün pahalı oluşundan dolayı kullanımı sınırlıdır (Barber, 2004). Nadir elementler ile birlikte kullanıldığında yüksek sıcaklıkta mukavemeti ve sürünme direncini artırır (Pekguleryuz, 2001). Şekil 1.16'da Mg-Ag denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 1.16. Mg-Ag denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.14. Yttriyum (Y)

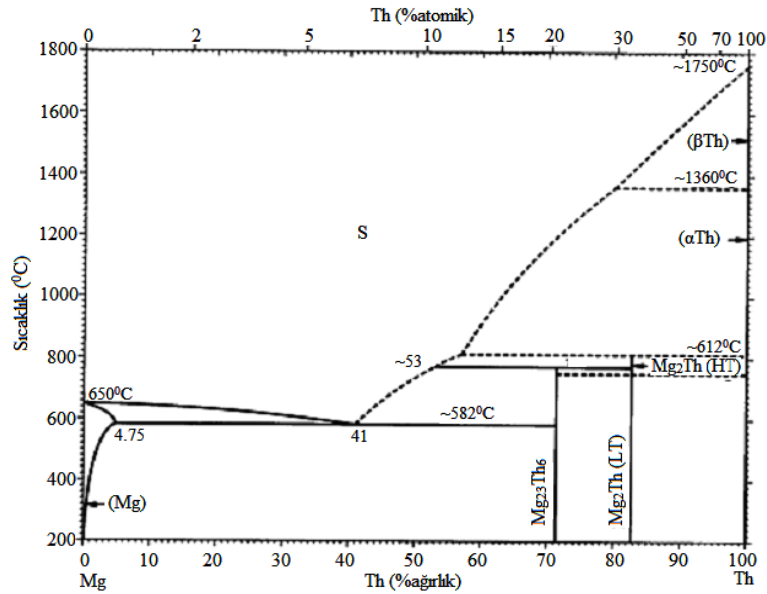
Y, Mg alaşımlarının dayanımını arttırır. Diğer toprak elementleriyle birlikte kullanıldığında 300°C sıcaklıklara kadar gerilme ve sũrũnme ۆzelliklerini geliştirir (Pekguleryuz, 2004). Ayrıca Y, Mg'de yũksek ۆzũnũrlũęe sahiptir (%12.5) ve azalan sıcaklıkla birlikte ۆzũnũrlũk de azalmakta ve ۆkelme sertleşmesi oluşmasına sebep olmaktadır (Zhang, 2000). Şekil 1.17'de Mg-Y denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 1.17. Mg-Y denge diyagramı (Baker, 1998).

1.4.15. Toryum (Th)

Alaşıma ilave edilen Th, Y'de olduğu gibi, 300°C sıcaklıklara kadar gerilme ve sũrũnme ۆzelliklerini geliştirir (Kammer, 2006). Dۆkũlebilirlięi iyileştirir, mikroporozite eğilimini azaltır ve Zn ile birlikte kullanıldığında kaynak edilebilme kabiliyetini geliştirir (Zhang, 2000). Şekil 1.18'deki Mg-Th denge diyagramından Th'nin yaklaşık %0.49 oranında katı eriyik oluştururken, %7.05 değerinde ise ۆtektik oluşturduğu gۆrũlmektedir.



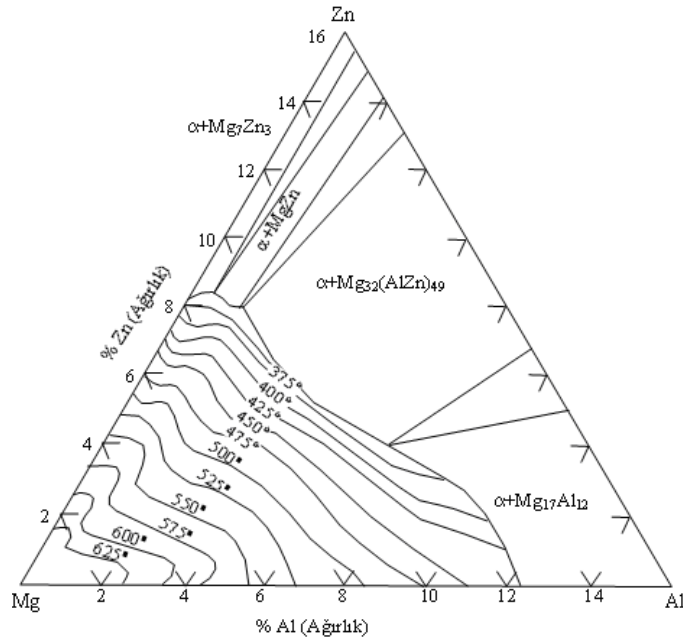
Şekil 1.18. Mg-Th denge diyagramı (Baker, 1998).

1.5. Magnezyum-Alüminyum-Toprak Elementleri (RE) Alaşımları

RE'nin %1'den fazla eklenmesiyle, Mg-Al esaslı alaşımların sürünme dirençlerinde iyileşme olduğu görülmüştür (Kima vd., 2005). Belli başlı toprak alkali elementler, kararlı $Mg_{12}RE$ intermetalik bileşiği oluşturduğundan; hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda kararlılırlar ve düzenli bir matris yapısına sahiptirler. Artan Al içeriği ile birlikte dökülebilirliğin yükselmesine rağmen, RE'nin sürünme dirençlerindeki etkisi, bir dereceye kadar Al ilavesini sınırlı kılar (Zhang, 2000). RE miktarı arttıkça sıcak yırtılma eğilimi azalmaktadır (Weichao vd., 2006).

1.6. Mg-Al-Zn Üçlü Alaşım Sistemi

Mg-Al-Zn alaşım sistemi, Mg döküm alaşımlarında önemli bir yere sahiptir. 1913 yılında keşfedilen bu alaşım sistemi daha sonra birçok araştırmacı tarafından geliştirilmiştir. Mg-Al-Zn alaşım sisteminin üçlü faz diyagramında Al'ca zengin bölge incelendiğinde, üç temel metalik faz olduğu görülmektedir. Bunlar; $MgZn$, $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$, ve $Mg_{17}Al_{12}$ 'dir. Bazı durumlarda $A_{12}Mg_5Zn_2$ fazı Şekil 1.19'da görüleceği üzere $393^{\circ}C$ 'den yüksek sıcaklıklarda ortadan kaybolur. $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ fazının oluşma sıcaklığı $535^{\circ}C$ 'dir. $\alpha+MgZn$ ve $\alpha+Mg_{17}Al_{12}$ ötektik fazlarının ergime sıcaklıkları sırasıyla $347^{\circ}C$ ve $460^{\circ}C$ 'dir (Zhang, 2000).

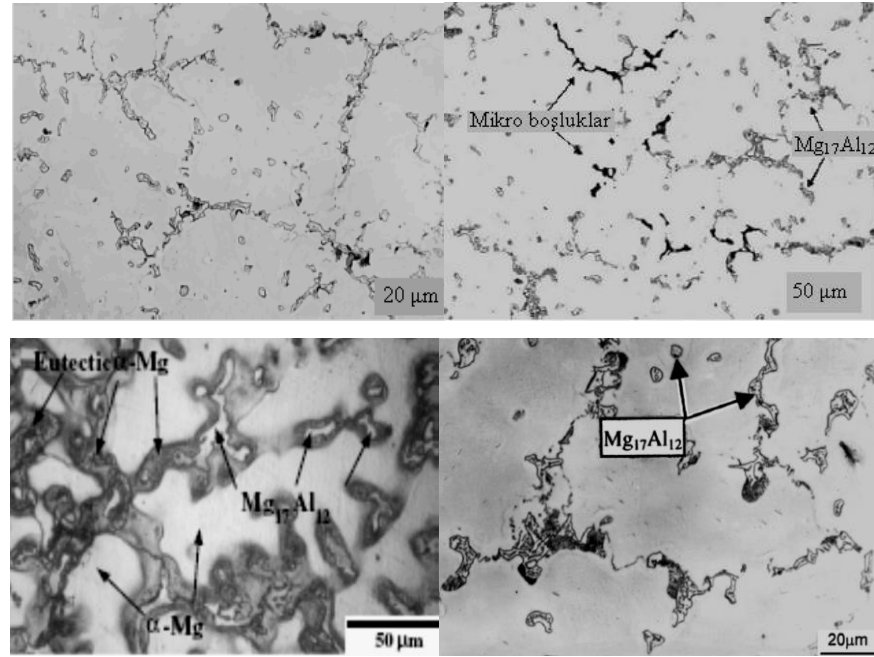


Şekil 1.19. Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı (Zhang vd., 1998; Mordike ve Kainer, 1998; Zhang, 2000).

1.6.1. AZ91 Mg Alaşımı

AZ91 serisi iyi döküm özelliği ve yüksek mekanik özelliklere sahip olmasından dolayı en çok kullanılan ticari ve yapısal Mg alaşımıdır. Alaşımın özelliklerini ve mikroyapılarını geliştirmek için değişik alaşımlamalar uygulanmaktadır. Örneğin; bu alaşım elementlerinden biri olan Ca'nın oksidasyonu azalttığı, sızıntı emniyetini arttırdığı, sıcak uygulamalara (130-150°C) olan yeteneği arttırdığı fakat %0.2 den fazla olduğu zaman, alaşımı kırılganlaştırdığı gözlenmiştir (Zhang, 2000; Wang, 2001). AZ91 için en iyi sürünme direnci oda sıcaklığında gerçekleştiği rapor edilmiştir (Zhang, 2000).

Mg-Al alaşımlarında Zn/Al oranı 1/3'ü aştığında mikroyapıda üçlü Mg-Al-Zn fazı görülür (Mordike ve Kainer, 1998). AZ91'in dengeli katılaşması, birincil Mg olan α (Mg) katı eriyik çekirdeklenmesi ile yaklaşık 600°C'de başlar. Bu çekirdekler büyür ve katılaşma 470°C'de son bulur (Luo, 2000; Zhang, 2000). α (Mg) ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazından oluşmuş bir ötektik fazı oluşumu mikroyapıda görülür. Böylece denge dışı AZ91'in mikroyapısı α (Mg) ve bir intermetalik faz olan $Mg_{17}Al_{12}$ 'den oluştuğu anlaşılır. Şekil 1.20'de AZ91 alaşımının mikroyapıları görülmektedir.



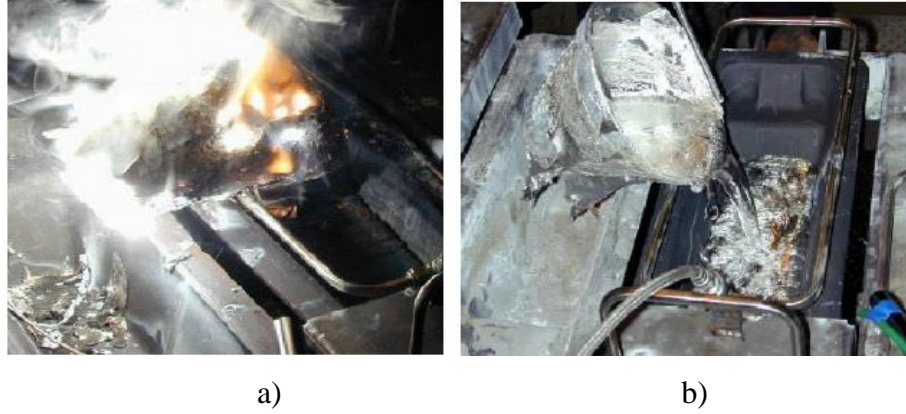
Şekil 1.20. AZ91 alaşımının mikroyapısı (Wang vd., 1999; Qudong vd., 1999; Lin vd., 2007).

1.7. Magnezyum Alaşımlarının Döküm Yöntemleri

Mg alaşımlarının dökülmesindeki ana problem, oksitlenme ve yanma kaybıdır. Havacılıkta kullanılan Mg esaslı parçaların büyük oranının döküm yoluyla üretildiği göz önüne alınırsa parça üretiminde döküm problemlerinin çözümü ana öncelikler arasında yer almaktadır (Barber, 2004; Zhang, 2000; Ünal, 2008).

Ergimiş Mg alaşımları Al'dan farklı davranış gösterir. Eriyik üzerinde oksijen geçirgen ince bir film oluşturur ve oksitlenme artar. Bu oluşum oksijenin içeriye girmesini ve oksit tabakası altında yanmanın oluşmasına sebep olur. Oksitlenmenin önlenmesi için ergimiş metalin korunmasında ve dökümünde koruyucu gazlar kullanılır (Ünal, 2008). Mg alaşımının ergimesinde ve dökümünde koruyucu olarak kullanılan gazların (Ar, SF₆, N ve HFC-134a) etkileri araştırmacıların ilgisini çekmektedir (Ha ve Kim, 2006).

Şekil 1.21'de Mg alaşımlarında döküm yapılırken atmosfer ortamı ve SF₆ gazı kullanımı görülmektedir.



Şekil 1.21. Mg alaşımı dökümlerinde gaz kullanımını a) atmosfer ortamı b) SF₆ (Hillis, 2002).

Mg döküm teknikleri aşağıda görüldüğü gibi 4 grupta toplanır (Zeytin, 1999; Barber, 2004; Zhang, 2000).

- a) Kum kalıba döküm
- b) Kokil kalıba döküm
- c) Basınçlı döküm
- d) Yarı-katı döküm

1.7.1. Kum kalıba döküm

Kum kalıp dökümü, bilinen geleneksel döküm yöntemidir. Bu yöntemde kum aralarından hava alacağından Mg'un yanma tehlikesine karşı önlemler alınmalıdır. Kalıp boşluğu koruyucu gaz ile korunmalıdır. Mg alaşımlarında bilinen ve uygulanan en iyi kum döküm yöntemi kabuk kalıçlılığıdır (King vd., 2006). Bu kalıpta kumlar arasında reçine tabaka oluştuğundan Mg'un kalıp içinde yanma tehlikesi azalmış olacaktır.

Mg-Al ve Mg-Al-Zn alaşımları genelde kolay dökülmelerine rağmen, belli durumda sınırlılıkları vardır. Kum kalıba döküldüklerinde mikro çekme gösterirler ve 95 °C'in üzerindeki sıcaklıklardaki uygulamalar için uygun olmadığı gözlenmiştir. Mg-RE-Zr alaşımları bu sınırlamaların üstesinden gelmek için geliştirilmiştir. EZ33A alaşımında kuma dökümler çok iyi dayanım gösterirler (Looze vd., 2005).

1.7.2 Kokil kalıba döküm

Kokil kalıp döküm, iki yada daha fazla parçadan oluşan metal kalıba döküm teknolojisidir. Aynı şekilli birçok parçanın dökümü hızlı bir şekilde yapılabilir.

Sıvı metal yer çekimi etkisiyle kalıba girer. Kokil döküm özellikle yüksek yoğunluklu parça üretimi için uygundur. Kum dökümle kıyaslandığında kokil kalıp dökümünün üstünlüğü; boyutsal toleransları ve yüzey kalitesi sayesinde, daha üniform döküm parçaların üretiminin sağlanmasıdır (Zhang, 2000).

Mg-Al-Zn tipi metaller kokil döküm yöntemiyle üretilen alaşımlardır. Bu yöntemde Mg alaşımları Al alaşımlarından çok daha hızlı dökülür. Ergimiş Mg, ergimiş Al'de olduğu gibi Fe ile reaksiyona girmez bu nedenle Mg ve alaşımları Fe ve çelik potalarda ergitilebilir ve tutulabilir (Looze vd., 2005).

1.7.3 Basınçlı döküm

Mg alaşımları, genellikle yerçekimi veya basınçlı döküm ile üretilirler. Basınçlı döküm, yüksek üretilebilirlik, yüksek hassasiyet, temiz döküm yüzeyi, ince kesitli ve karmaşık şekilli parçaların üretimi gibi avantajlar sağlamaktadır. Bu döküm yönteminin düşük ergime sıcaklığı ve ısı kapasitesi ve demirle reaksiyon göstermemesi (kalıba yapışmama özelliği) nedeniyle kısa döküm döngüleri ve daha uzun kalıp ömürleri sağlanmaktadır (Blawert, 2004).

Basınçlı dökümün soğuk kamaralı ve sıcak kamaralı olmak üzere iki ana işlemi vardır. Sıcak kamaralı işlemde düşük ergime derecesine sahip malzemeler kullanılır. Sıcak kamaralı işlemde hidrolik sistemde sıvı metalin transferi sırasında ergimiş metaldeki türbülans, ısı kaybı ve oksitlenmeye yol açar. Bu işlemde metalin kalıp içerisine enjeksiyon yoluyla ilerlemesi sağlanır.

Mg alaşımlarının döküm yöntemlerinden düşük basınçlı döküm tekniğinde tamamen kapalı sistemde kaliteli temiz alaşım üretimi sağlanır. AZ91, basınçlı dökümde kullanılan en önemli Mg alaşımıdır.

1.7.4 Yarı katı döküm

Mg alaşımlarının kullanımı, esas olarak döküm teknolojisine ve yarı-katı şekillendirmeye bağlıdır. Otomobil üreticileri, otomotiv saclarının yapımında çelik ve Al yerine yarı-katı döküm yöntemi üretilmiş Mg alaşımları üzerine çalışmalar yapmaktadır (Watari vd., 2004). Yarı katı döküm yönteminde alaşım sıvı durumdan soğutulur ve sıvı-katı sıcaklıkları arasındaki bir sıcaklıkta tutularak bir karıştırma

hareketi uygulanırsa, normal dendritik büyüme durdurulur ve burada kaba, küresel, farklı dendrit parçacıkları oluşur.

Yarı-katı yöntemlerle üretilmiş bir alaşımda yüksek mekanik özelliklerin yanısıra düşük gözenek miktarı elde edilir. Mg alaşımlarının yarı-katı yöntemiyle yüksek kaliteli, ince taneli ürünler, basınçlı döküme nazaran daha ucuz bir şekilde üretilir. Buradaki esas amaç HSP yapıya sahip Mg ana matrisini küresel hale getirip nispeten şekillenebilen Mg-x fazı ile çevrelendirip tok bir malzeme elde etmektir (Watari vd., 2004).

1.8. Magnezyum Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

Çizelge 1.3’de Magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri, Çizelge 1.4’de ise fiziksel özellikleri verilmiştir.

Çizelge 1.3. Basınçlı döküm ile üretilen Mg alaşımlarının oda sıcaklığında mekanik özellikleri (basınçlı döküm) (Aghion ve Bronfin, 2005).

Özellik	Birim	Mg alaşımları						
		AZ91	AM60	AM50	AM20	AS41	AS21	AE42
Max Gerilme	MPa	230	247	237	206	240	230	237
Akma Dayanımı	MPa	148	123	116	94	130	120	130
Kopma Uzaması	%	6	12	14	16	10	12	13
Elastik Modül	GPa	45	45	45	45	45	45	45
Brinell Sertlik	BSD	70	65	60	45	60	55	60
Darbe Dayanımı	MS/m	6	17	18	18	4	5	5

Çizelge 1.4. Basınçlı döküm ile üretilen Mg alaşımlarının oda sıcaklığında fiziksel özellikleri (Bolstad, 2000).

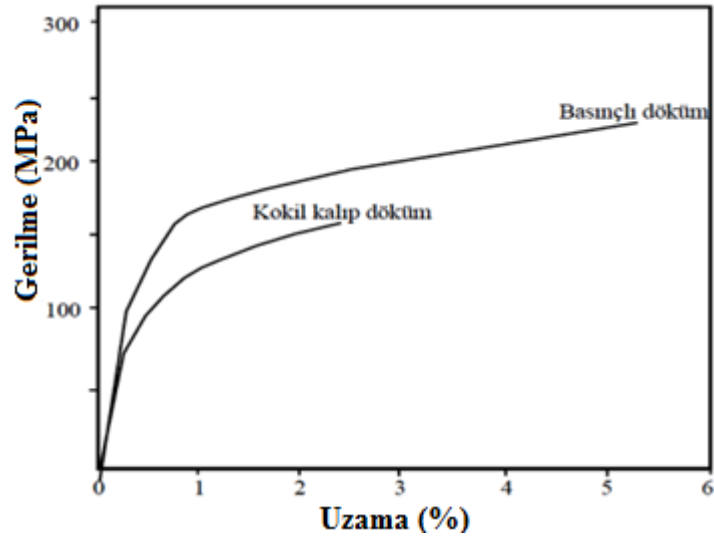
Özellik	Birim	Sıcaklık °C	Mg alaşımları						
			AZ91	AM60	AM50	AM20	AS41	AS21	AE42
Yoğunluk	g/cm ³	20	1.81	1.80	1.77	1.75	1.77	1.76	1.79
Ergime derecesi	°C	-	598	615	638	638	617	632	625
Isı iletim katsayısı	µm/mK	20-100	26	26	26	26	26.1	26.1	26.1
Isı iletkenliği	W/Km	20	51	61	65	94	68	84	84
Elektrik iletkenliği	MS/m	20	6.6	-	9.1	13.1	-	10.8	11.7

Çekme testinde genellikle, maksimum çekme dayanımı, uzama ve elastik modülü gibi mekanik özellikler belirlenmektedir. Çizelge 1.5’de iki farklı döküm yöntemi ile üretilen AZ91 alaşımının çekme test sonuçları görülmektedir. Çizelgeye bakıldığında, basınçlı döküm ile üretilen AZ91 alaşımının çekme dayanımı, akma dayanımı ve uzama değerleri, basınçlı dökümde kokil döküm yöntemi ile üretilene göre daha yüksektir.

Çizelge 1.5. İki farklı döküm yöntemi ile üretilen AZ91 alaşımının çekme, akma ve % uzama değerleri (Zhang, 2000).

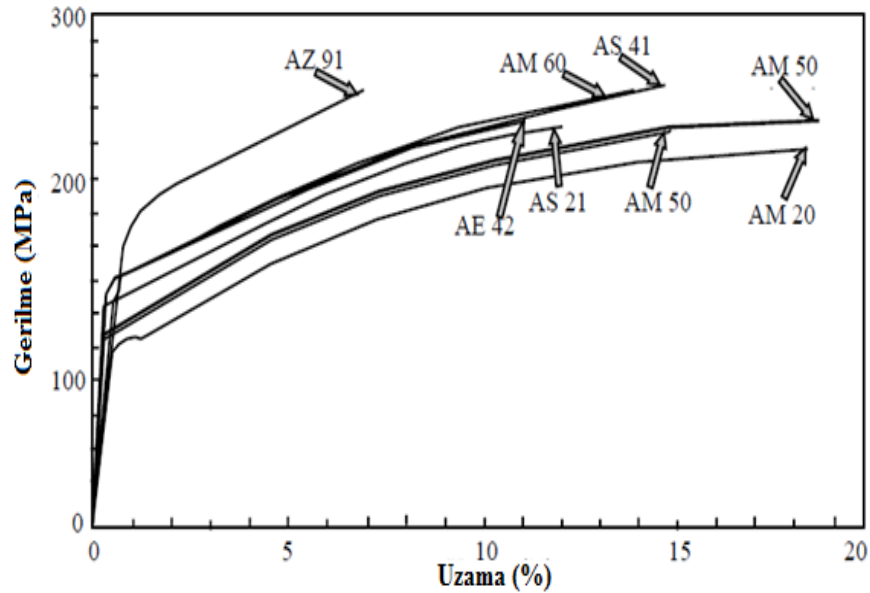
Döküm İşlemi	Çekme dayanımı (MPa)	Akma dayanımı (MPa)	%Uzama
Kokil Kalıp döküm	145	87	2.6
Basınçlı döküm	230	148	6.0

Kokil kalıp ve basınçlı döküm için tipik bir gerilme-uzama test eğrileri Şekil 1.22’de verilmiştir. Bu verilen iki eğri, sınırlı bir elastik deformasyonu göstermektedir. Özellikle eğri, kokil döküm numuneleri için uygundur. Bu durum dentritler arası kollar ve tane sınırları boyunca yayılan çekme gözeneklerden kaynaklanmakta ve gözenekler tane sınırlarının dayanımını zayıflatmaktadır (Zhang, 2000).



Şekil 1.22. AZ91'in basınçlı ve kokil dökümünün gerilme-uzama eğrileri (Zhang, 2000).

Mg alaşımları belirgin bir akma göstermezler ve akma dayanımları bazen %0.2 uzamaya karşı gelen dayanım olarak alınır. Mg alaşımlarında tane boyutunun küçülmesiyle akma dayanımı artmaktadır (Bowles vd., 1983). Basınçlı döküm yöntemi ile üretilen bazı Mg alaşımlarının gerilim-uzama diyagramı Şekil 1.23'de gösterilmiştir.



Şekil 1.23. Mg alaşımlarının gerilme-uzama eğrileri (basınçlı döküm) (Zhang, 2000; Bolstad, 2000; Mordike ve Kainer, 1998).

1.9. Tane Boyutu ve Mekanik Özellikleri ile İlgili Çalışmalar

Lee vd. çalışmalarında Al ve Sr katkılarının Mg alaşımlarının tane boyutu üzerindeki etkilerini incelemişlerdir (Lee vd., 2000a; Lee vd., 2000b). Alaşımın Al içeriği %0'dan %5'e çıktığında tane boyutunun küçüldüğünü ve daha da fazla ilave edildiğinde ise tane büyüklüğünde herhangi bir etkinin olmadığını rapor etmişlerdir. Lee ve arkadaşları ayrıca hem Mg- %3 Al hem de Mg-%9 Al için Mg-Al alaşımlarında Sr katkılarının etkilerini araştırmıştır. Sonuçlarda %0.01-0.1 Sr katkısının ortalama tane boyutunu yaklaşık 100µm azaltma ile çok güçlü tane küçültme etkisinin var olduğunu gözlemlemişlerdir. %9 Al alaşımı için sonuçlar daha az aralıkta tane küçültme olduğunu, Al-Mg'nin mikroyapısının %1 Al katkısıyla küreselleştiğini Al içeriğinin %9'a kadar artırıldığında küresel yapıdan dentritik yapıya geçiş olduğunu rapor etmişlerdir (Lee vd., 2000a).

Zeng vd. çalışmasında berilyum ve toprak elementlerinin döküm sırasında AZ91 Mg alaşımının yüzey korumasına ve çekme özelliklerine etkisini incelemiştir. %0.3 Be ilave edilen AZ91 alaşımında koruyucu gaz kullanılmadan ergitmenin yapılabildiğini, ancak mikroyapıda küresel Mg₁₇Al₁₂ oluştuğu ve tanelerin kabalaştığı, bunun da mekanik özellikleri olumsuz etkilediğini bildirmişlerdir. %0.3 Be ile birlikte ilave edilen %1 toprak elementleri alaşımın tane yapısını inceltmiş, Al₄Re partiküllerini oluşturmuş ve bunun sonucunda da % uzama ve çekme dayanımını arttırdığı sonucuna varmışlardır (Zeng vd., 2000).

Xiaoqin vd.(2001) yaptıkları çalışmada Be miktarı arttıkça Mg'un yanmasının engellenebildiği, ancak tanelerin kabalaştığı ve çekme özelliklerinin azaldığını belirlemişlerdir. Diğer yandan %0.3 Be ilavesi ile malzemenin çekme ve uzaması azalmakta ancak %0.3 Be ilavesinin yanı sıra %1 toprak elementi ilave edildiğinde çekme özelliği artmakta ancak uzamadaki azalma değişmemektedir (Xiaoqin vd., 2001).

AZ91'e %0.1'den %1'e kadar Ca ilavesinin alaşımın sıcak yırtılma ve mekanik özelliklerine etkisini Li vd. (2005) incelemiştir. Yapılan çalışmalar sonucunda AZ91'e ilave edilen Ca miktarının artması ile β-Mg₁₇Al₁₂ tanelerinin incelendiği ve tane sınırlarında Al₂Ca fazının ortaya çıktığı görülmüştür. Alaşımın Ca miktarının %0'dan %1'e çıkarken sıcak yırtılma oluşma eğiliminin aşırı derecede arttığı tespit edilmiştir.

Tane sınırlarında oluşan Al_2Ca fazından dolayı, artan Ca miktarı ile çekme dayanımı ve uzama miktarı azalırken akma dayanımının da artma gözlenmiştir (Li vd., 2005).

Yichuan vd. çalışmalarında (2007) Sr ile mikro alaşımlandırma yapılarak AZ91 Mg alaşımının tane boyutunun incelttilmesini incelemiştir. Lee ve arkadaşlarının sonuçlarına benzer Sr elementinin tane boyutunu incelttiğini gözlemiştir (Lee vd., 2000a). AZ91 alaşımına %0.6 Sr ilavesi ile tane boyutunun $235.4\mu m$ 'den $52.5\mu m$ 'ye kadar incelendiği ve bunun nedenini Mg-Sr faz diyagramına göre, Sr atomlarının Mg içerisindeki çözünebilirliğinin çok sınırlı olması ve katılaşma sırasında sıvı-katı ara yüzeyini geçememeleri ve tane büyümesini engellemeleri olarak açıklamışlardır (Yichuan vd., 2007).

Feng vd. çalışmalarında (2006) AZ91 alaşımına Ca ve Si elementlerinin her ikisinin de ilavesiyle mikroyapıda ve mekanik özelliklerde meydana gelen değişimleri incelemiştir (Feng vd., 2006). Yapılan çalışmalar sonucunda, AZ91 alaşımına küçük miktarlarda Ca eklenmesi, mikroyapının ince taneli olmasına ve akma dayanımının yükselmesine neden olduğunu tespit edilmiştir. Ayrıca Ca ile birlikte Si eklenmesinin Mg_2Si intermetalik bileşiğinin oluşumuna neden olduğu ve çekme, akma ve sürünme dayanımının hem oda hem de yüksek sıcaklıklarda artış sağladığını gözlemiştir. Mekanik özelliklerin artması, Mg_2Si intermetalik fazın β fazına göre mikrosertliğinin daha yüksek ve ortalama tane boyutunun daha düşük olmasına bağlanmıştır.

Srinivasan vd. Si ve Sb elementlerinin magnezyum alaşımlarına ilavesi ile mikroyapıda ve mekanik özelliklerde oluşan değişimleri incelemiştir. Yapılan çalışmalar sonucunda Si ilavesi ile yapıda çatlak bölgelerin oluştuğu ancak Sb elementinin eklenmesiyle alaşımın çekme dayanımı ve sünekliliğin önemli ölçüde arttığını tespit etmişlerdir (Srinivasan vd., 2007).

AZ91 alaşımına Sr ve Bor (B) eklenmesiyle mikroyapı ve mekanik özelliklerde meydana gelen değişimleri Zhao vd. incelemiştir. AZ91'e %0.5 Sr eklendiğinde alaşımın tane yapısının incelendiği, Sr ile birlikte %0.09 B elementinin eklenmesiyle de tane boyutunun $42\mu m$, en yüksek çekme dayanımının 151 MPa ve en yüksek % uzamanın da %1.62 olduğunu bildirmişlerdir. Ayrıca tane sınırlarında iğne şeklinde Al_4Sr partiküllerinin yayıldığı gözlenmiştir. AZ91 alaşımına Sr ve B elementlerinin birlikte ilavesiyle alaşımın sıvı sıcaklığının azaldığı, ancak katı sıcaklığının hemen

hemen hiç değişmediği, bu durumun da döküm özelliğinin gelişmesinde etkili olan katılaşma aralığının düşmesine neden olduğu rapor edilmiştir (Zhao vd., 2007).

Ünal, yaptığı çalışmada; AZ91 alaşımına %0.5, %1 ve %2 oranlarında Sn, Pb gibi yüzey aktif, Si, Fe, Cu gibi yüzey aktif olmayan ve Ti, Zr gibi aşılayıcı elementler ilave ederek akıcılık özelliğine olan etkilerini incelemiştir. Çalışma sonucunda, %0.5Sn, %0.5Pb ve %1'e kadar Cu ilavelerinde akıcılığın yükseldiği, artan Si ve Fe ilavelerinde ise akıcılığın azaldığını gözlemlemiştir. Si ve Fe elementleri yüzey aktif elementler olmadığından Mg'un oksit filmini ve yüzey gerilimini etkilemeyecekleri ve oluşturdukları katı intermetalikler ile vizkoziteyi arttırarak AZ91 alaşımının akıcılığını düşürdüğünü rapor etmiştir. Ayrıca Cu elementinin de yüzey aktif element olmasına rağmen akıcılığı arttırması, Al, Mg ve Zn ile oluşturduğu düşük ergime dereceli ötektiklere bağlanabileceğini bildirmiştir (Ünal, 2008).

Koç, yaptığı çalışmada; AZ91 Mg alaşımlarının döküm özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla ağırlıkça %2, %3 ve %4 oranlarında yüzey aktif (Sn, Pb), yüzey aktif olmayan (Si) ve aşılayıcı elementleri (Ti, Zr) ilave ederek akıcılık, sıcak yırtılma, mikroyapı ve mekanik özelliklerini araştırmıştır. Sonuçlarda, Pb ve Sn'nin akıcılığı arttırdığı gözlenmiştir. Bu durum Mg'un yüzey enerjisini düşürmesi ve buharlaşma nedeniyle oksit oluşumunu engellemesine dayandırılmıştır. Sıcak yırtılma Ti ilavesi ile artarken diğer alaşım elemanların ilavesinde bir değişiklik gözlenmemiştir. Ayrıca Pb ve Sn ilaveleri çekme ve akma dayanımlarını sırasıyla yaklaşık %35 ve %65 arttırmıştır. Si, Ti ve Zr akıcılığı düşürmüş sıcak yırtılma eğilimini arttırmıştır. Si, Ti ve Zr ilaveleri çekme ve akma dayanımları arttırmasına karşılık etkileri Pb ve Sn ilavelerindekinden daha az olduğu gözlenmiştir (Koç, 2008).

Saklakoğlu, yaptığı çalışmada; AZ91D magnezyum alaşımının mikroyapısına %0.2-%0.8 oranlarında ilave edilen Cd (Kadmiyum) elementinin etkisi incelenmiştir. Cd alaşım elementi ilave edilen AZ91D alaşımı 700°C de gravite yöntemiyle dökülerek elde edilmiştir. Mikroyapı sonuçları alaşıma ilave edilen Cd miktarı arttıka Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının yapıda daha kopuk bir şekilde dağıldığı gözlenmiştir. Ayrıca Cd'un ötektik fazın lameller yapısına da etki ettiği tespit edilmiştir (Saklakoğlu, 2010).

Erçayhan, yaptığı çalışmada; AZ91 magnezyum alaşımının mikroyapı ve mekanik özelliklerine %0.2-%0.8 oranlarında ilave edilen indium (In) ve Cd elementinin etkisi incelenmiştir. Çalışma sonucunda, In ve Cd elementinin ilavesiyle

$Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının yapıda daha kopuk bir şekilde dağıldığı gözlenmiştir. In ilavesi ile taneler küçülme eğilimi gösterirken, Cd miktarı arttıkça tanelerin kabalaşmaya başladığı gözlemlenmiştir. In ve Cd ilavesinin genel olarak AZ91 alaşımının sertliğini %5-%10 oranında arttırırken, Cd ilavesi ile alaşımın akma gerilmesinde kayda değer bir değişiklik görülmemiştir. Fakat In ilavesi alaşımın akma dayanımının %5-%10 oranında arttırdığı gözlemlenmiştir (Erçayhan, 2011).

Elen, yaptığı çalışmada; AZ91 magnezyum alaşımına farklı oranlarda Bizmut (Bi) ve Sb ilavesi ile katılma hızının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkilerini incelemiştir. AZ91 ve AZ91'e ağırlık olarak %0.2-%0.5-%1 oranlarında Bi ve Sb ilave edilerek kademeli metal kalıba dökülmüştür. Sonuçlar; soğuma hızının artması ile AZ91 alaşımlarının tane yapısının küçüldüğünü ve oluşan intermetalik ($Mg_{17}Al_{12}$) fazın incelerek parçalandığını göstermiştir. Mikroyapıdaki bu değişikliklere paralel olarak alaşımların çekme, akma ve % uzama oranları artmıştır. AZ91 magnezyum alaşımına Sb ilavesi alaşımın mekanik dayanımını arttırmıştır. Fakat Bi ilaveleri mekanik özelliklerde kayda değer bir değişiklik göstermemiştir (Elen, 2012).

Engin, AZ91 magnezyum alaşımına farklı oranlarda alaşım elementlerinin ilavesi ile uygulanan ısıtma işleminin mikroyapı ve sertlik üzerine etkilerini incelediği çalışmada; AZ91'e ilave edilen alaşım elementlerinden, en yüksek sertlik değerlerinin %1 Bi, Sb, Sr ve Sn elementlerinin ilavesinde olduğu belirlenmiştir. Ayrıca en düşük sertlik değeri de %0.2 Sb ilavesi ile meydana geldiği ifade edilmiştir. Sertlik artışı da yapıda meydana gelen Mg_3Bi_2 , Mg_3Sb_2 , Al_4Sr ve Mg_2Sn gibi intermetalik fazların varlığından kaynaklandığı düşünülmektedir (Engin, 2013).

2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KOROZYONU

2.1. Korozyon

Sanayide kullanılan metallerin çoğu, sulu ortamlarda, elektrolit çözeltileri, doğal toprak, su, insan vücudunda bulunan sıvılar ve metaller üzerinde yoğunlaşan ince sıvı filmleri içinde kararlı değildirler. Metaller, metalik halden metal iyonları, metal bileşikleri (metal oksitleri, hidroksitleri, tuzları) oluşturarak yükseltgenmiş hale geçerler, böylece metalden beklenen mekanik dayanım olumsuz yönde azalır ya da tamamen yok olur. Genel olarak maddelerin, özel olarak metallerin ve alaşımların çevrenin çeşitli etkileriyle kimyasal ve elektrokimyasal değişme ya da fiziksel çözünme sonucu yüzeyin bozunmasına korozyon denir (Üneri, 1998).

Korozif hasarı sağlayan reaksiyon türüne göre “kimyasal” ve “elektrokimyasal” olmak üzere iki çeşit korozyon olayından bahsetmek mümkündür. Kimyasal korozyon, metal ve alaşımların gaz ortamlar içindeki oksitlenmesidir (kuru korozyon). Metal ve alaşımların sulu ortamlar içindeki bozunmaları ise elektrokimyasal korozyon (ıslak korozyon) olarak adlandırılır. Gerçekte her iki korozyon türünün de elektrokimyasal mekanizma ile oluştuğu bilinmektedir. Korozyon olayının oluşum düzeni elektrokimyasaldır ancak; günümüz korozyon sorunlarının tam olarak çözümü için mekanik ve metalürjik ilkelerinde etkinlikle kullanılması gerekmektedir (Doruk, 1982).

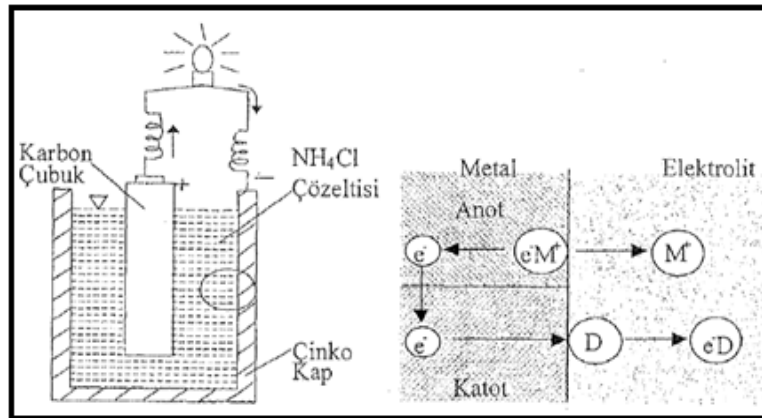
Korozyon neticesinde metalin dayanıklılığını yitirmesi ile çeşitli kazalar olur ve bu emniyet sorununun yanı sıra üretimin aksamasına ve verimlilik kaybına neden olur. Ayrıca korozyon, dayanıklı malzeme kullanımı gerekliliği, yüzey kaplamaları, korozyon ortamının etkinliğini azaltmak amacıyla yapılan ilaveler, korozyona uğrayan parçaların değişimi direk ekonomik zararlara neden olur. Bu nedenle korozyon nedeniyle yapılan parasal harcamalar ve doğal kaynaklarının tükenmesi önemli bir sorundur. Doğrudan ve dolaylı birçok ekonomik ve çevresel soruna yol açan korozyon kayıplarının, günümüzde gelişmiş ülkelerde ülke ekonomisine ciddi zararlar verdiği saptanmıştır (Üneri, 1998).

2.2. Korozyonun Elektrokimyasal İlkeleri

2.2.1. Korozyonun elektrokimyasal oluşum düzenleri

Pil modeli, korozyonu tarif etmede en yaygın kullanılanıdır. Şekil 2.1’de görülen kuru pil, elektrik yüklü parçacıkların (yani iyonların) hareketine izin veren elektrolitle (çoğunlukla NH_4Cl çözeltisi), elektrik akımını iletebilen iki elektrottan (karbon çubuk ve çinko kap) oluşmaktadır. Elektronların her ikisi de elektrolitle temas halindedir. Pilin elektrik enerjisi üretebilmesi için karbon çubuk ve çinko kabın metalik bir iletkenle birleştirilmesi yeterlidir. Böylece tariflenen pil modeli içinde gerçekleştirilen olay, kimyasal enerjinin elektrik enerjisine dönüşmesidir. Bu dönüşüm elektrotla elektrolit ara yüzeyinde gerçekleşen olaylarla sağlanır. Bunlara elektrolit olayları adı verilir.

Çinko-elektrolit ara yüzeyinde gerçekleşen olay, kimyasal yükseltgenme olarak nitelenir. Yani çinko çözünür ve serbest duruma geçen çinko iyonları belirli sayıda su molekülleri ile birleşerek (Zn) çözeltiye karışırlar. Buna karşılık karbon-elektrolit ara yüzeyinde gerçekleşen olay, kimyasal indirgenmedir. Bu iki olayın (reaksiyonun) toplamı, pil içinde gerçekleştirilen tüm kimyasal değişimi verir. Şekil 2.1’de korozyonun elektrokimyasal oluşum düzeni görülmektedir.



Şekil 2.1. Korozyonun elektrokimyasal oluşum düzeni (pil) ve korozyon hücresinde gerçekleşen olaylar (Fontana, 1987; Uhlig, 1971).

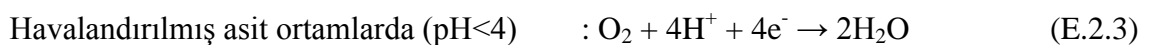
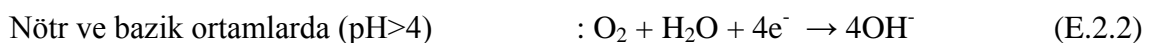
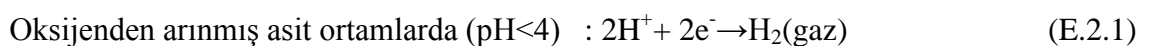
Yukarıda tarif edilen düzeni korozyon hücresi olarak tanımlamak mümkündür. Korozyon hücresinin etkinliği, çinkonun çözünmesini (yani korozyona uğramasını), karbon çubuğu ise korozyona karşı korunmasını sonuçlar niteliktedir. Yüzeyinde kimyasal indirgenmenin olduğu elektrot “katot” ve kimyasal yükseltgenme yolu ile

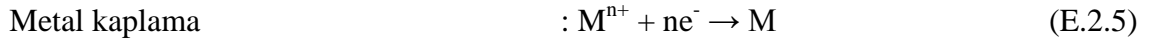
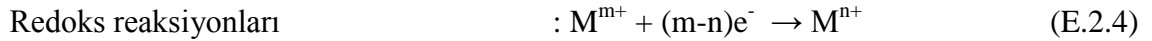
çözünen elektrot ise “anot” olarak adlandırılır. Anodik olay, elektrik yükü sıfır olan (nötr) atomların belirli sayıda elektronu serbest bırakarak pozitif yüklü iyonlara paralel olarak, eşdeğer sayıda elektronların serbestleşmesine yol açacaktır. Elektrolit, elektronların geçişine olanak vermediğinden bunlar katı yolu izleyerek katot yüzeyine ulaşırlar ve katot-elektrolit katı yüzeyinde gerçekleşen olaylar (katodik) sonucu harcanarak kaybolurlar. Burada korozyon hızı (örneğin kuru pilde çinkonun çözünme hızı), katodik olayların hızı ile artacaktır. Katodik olayların hızı veya etkinliği elektron harcama yetenekleri ile ölçülür. Mevcut koşullar altında elektronların kaybolma hızı yavaşlamış veya sıfıra inmişse, korozyon hızı da aynı ölçüde yavaşlamış veya sıfıra inmiş olur. O halde, yeterli büyüklükte bir enerji engeli oluşturarak elektron harcama hızı sıfıra indirgenirse, metalin korozyona tam bağımsızlığı sağlanmış olur.

Elektrik akımı iletimi, iç direnç (elektrolit direnç) bazı hallerde korozyon akımını engelleyici başlıca etmen olabilir. Elektrolit içinde akım iletimi, pozitif ve negatif yüklü tüm iyonların hareketini gerektirir. Pozitif yüklü iyonlar (katyonlar) katoda, negatif yüklü iyonlar (anyonlar) ise anoda yönelmiş olarak hareket ederler. Korozyon sonucu metal üst yüzeyinde oluşarak tutunan tabaka, iyonların geçişini önemli ölçüde engelleyebilir. Bu koşullar altında iç direncin yüksek değerlere ulaşması ve hatta korozyon hızını kontrol eden ana etmen olması mümkündür.

Korozyon hücresinin kaynağı, farklı elektrokimyasal tutumları nedeniyle birbirinden ayrılarak anodik ve katodik tutum üstlenen mikroskobik alanlardır. Bu farklılaşmayı yaratan iç etmenler, çözünen metalin cinsi ve içyapısı ile ilgili olanlardır (tane sınırlarının elektrokimyasal tutumu, metal içinde iç yapı farklılığı, diğer fazlara ait parçacıklar). Dış etmenler ise çevre veya ortamla ilgili olanlardır (konsantrasyon ve sıcaklık farklılıkları gibi).

pH değeri sulu ortamların aktifliğini belirleyen önemli bir göstergedir ve ortamdaki mevcut hidrojen iyonlarının aktivitesi ile tanımlanır ($\text{pH} = -\log(\text{H}^+)$). Metallerin korozyonu, $\text{M} \rightarrow \text{M}^{+n} + n\text{e}^-$ olarak tariflenen anodik olay yanında aşağıda verilen olayların birinin (veya aynı zamanda bir kaçının) oluşumları ile gerçekleşir (Doruk, 1982).





2.2.2. Elektrokimyasal gerilim dizisi

Metal iyonlarının elektrod potansiyelleri korozyon eğiliminin saptanmasında kullanılan en önemli veridir. Bütün metalik korozyon olaylarının gerçekte elektrokimyasal temellere dayandığı bilinmektedir. Elektrokimyasal olaylar, akım ve potansiyel bağıntıları incelenerek açıklığa kavuşturulabilir. Potansiyel ise, ancak bir fark olarak (potansiyel farkı) ölçülebilir. Başka bir deyişle korozyon hücresinin Elektro Motor Kuvveti (EMK) değerini, bir mukayese haline ihtiyaç duymaksızın ölçmek mümkün iken; elektrot potansiyelleri, potansiyeline keyfi bir değer verebileceğimiz bir mukayese elektroduna karşı ölçülebilir. Elektrot potansiyelini ölçmek için, uluslararası mukayese hali olarak kabul görmüş hidrojen reaksiyonunun standart potansiyelinin (SHE) sıfır kabul edilmesi teamülü ile, sisteme uygun bir tuz köprüsü ile standart hidrojen elektrotun eklenmesi gerekir. Bu durumda her iki elektrot arasında ölçülmüş olan potansiyel farkı, hidrojen skalasına göre metal elektrotun potansiyelini verir. Potansiyel farkı keyfi olarak pozitif ve negatif seçilebilir. Mukayese halinin incelenmesi bütün elektrot olaylarını standart potansiyellerine göre, en aktiften başlayarak en soy olana doğru dizmek ve böylece elektrot olaylarını elektrokimyasal açıdan birbiriyle karşılaştırmaya olanak verici elektrokimyasal gerilim dizisi adı verilen düzene ulaşmak mümkündür. Çizelge 2.1’de elektrokimyasal gerilim dizisi gösterilmektedir (Doruk, 1982).

Çizelge 2.1. Elektrokimyasal gerilim dizisi (Doruk, 1982).

Reaksiyon	Standart Potansiyel, Volt (25°C için)	
	(Oksitlenme)	(İndirgenme)
AKTİF		
Li = Li ⁺ + e ⁻	3,05	- 3,05
K = K ⁺ + e ⁻	2,93	- 2,93
Ca = Ca ²⁺ + 2e ⁻	2,87	- 2,87
Na = Na ⁺ + e ⁻	2,71	- 2,71
Mg = Mg ²⁺ + 2e ⁻	2,37	- 2,37
Be = Be ²⁺ + 2e ⁻	1,85	- 1,85
U = U ³⁺ + 3e ⁻	1,80	- 1,80
Hf = Hf ⁴⁺ + 4e ⁻	1,70	- 1,70
Al = Al ³⁺ + 3e ⁻	1,66	- 1,66
Ti = Ti ³⁺ + 3e ⁻	1,63	- 1,63
Zr = Zr ⁴⁺ + 4e ⁻	1,53	- 1,53
Mn = Mn ²⁺ + 2e ⁻	1,18	- 1,18
Nb = Nb ³⁺ + 3e ⁻	1,1	- 1,1
Zn = Zn ²⁺ + 2e ⁻	0,763	- 0,763
Cr = Cr ³⁺ + 3e ⁻	0,74	- 0,74
Ga = Ga ³⁺ + 3e ⁻	0,53	- 0,53
Fe = Fe ²⁺ + 2e ⁻	0,440	- 0,440
Cd = Cd ²⁺ + 2e ⁻	0,403	- 0,403
In = In ³⁺ + 3e ⁻	0,342	- 0,342
Tl = Tl ⁺ + e ⁻	0,336	- 0,336
Co = Co ²⁺ + 2e ⁻	0,277	- 0,277
Ni = Ni ²⁺ + 2e ⁻	0,250	- 0,250
Mo = Mo ³⁺ + 3e ⁻	0,2	- 0,2
Sn = Sn ²⁺ + 2e ⁻	0,136	- 0,136
Pb = Pb ²⁺ + 2e ⁻	0,126	- 0,126
H ₂ = 2H ⁺ + 2e ⁻	0,000	0,000
Cu = Cu ²⁺ + 2e ⁻	- 0,337	0,337
OH = $\frac{1}{2}$ H ₂ O + $\frac{1}{2}$ O ₂ + e ⁻	- 0,401	0,401
Hg = Hg ₂ ²⁺ + 2e ⁻	- 0,789	0,789
Ag = Ag ⁺ + e ⁻	- 0,800	0,800
Pd = Pd ²⁺ + 2e ⁻	- 0,937	0,937
Hg = Hg ²⁺ + 2e ⁻	- 0,854	0,854
Pt = Pt ²⁺ + 2e ⁻	- 1,2	1,2
SOY Au = Au ³⁺ + 3e ⁻	- 1,5	1,5

Elektrokimyasal gerilim dizisi standart elektrot potansiyellerini içermenin ötesinde, iki elektrottan kurulu korozyon hücrelerinin çalışma koşulları hakkında da kabaca fikir verebilir. Genel olarak dizinin yukarısında yer alan metallerin aşağıdakilere karşı (örneğin çinko bakıra veya demir hidrojen elektroduna karşı) anodik tutum gösterirler.

Pratikte korozyonla ilgili potansiyel ölçümlerinde SHE yerine diğer referans elektronların kullanılması daha uygundur. Pratikte çok kullanılan referans elektrotlardan bazıları, doymuş kalomel elektrot (SCE), 0.1N kalomel elektrot, 0.1M gümüş-gümüş

klorür elektrot ve doymun bakır sülfat elektrottur (Yalçın ve Koç, 1998). Gerçekte gözlediğimiz koşullar, elektrokimyasal gerilim dizisine temel olan standart koşullardan hayli farklı olabilir. Bu nedenledir ki, korozyon eğiliminin belirlenmesinde elektrot potansiyellerinin saptanması kaçınılmaz bir zorunluluktur.

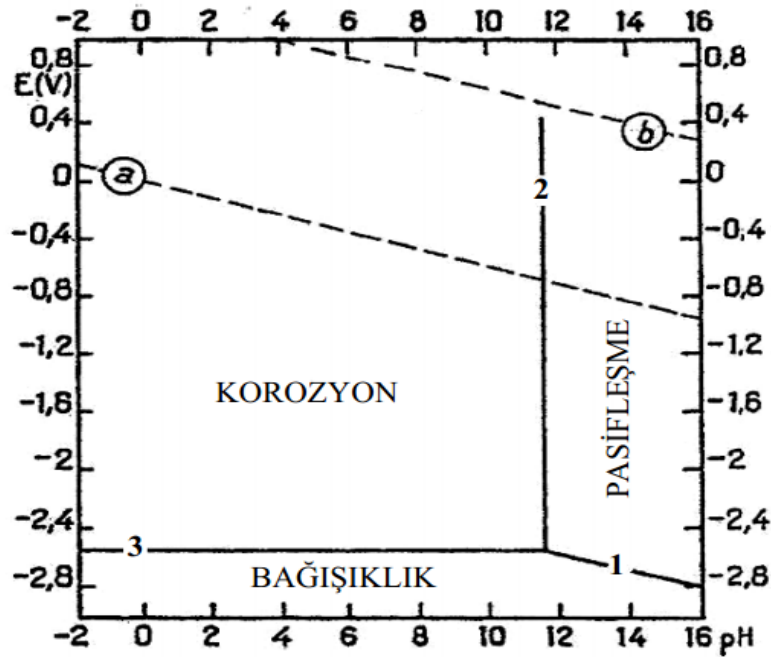
2.2.3. Potansiyel-pH diyagramları

Potansiyel-pH diyagramları en genel anlamda metal, iyon ve oksitlerin termodinamik kararlılığa sahip oldukları alanları gösterir, yani bir faz diyagramı niteliği taşırlar. Metallerin sulu ortamlardaki tutumlarını belirleyen önemli faktörlerden biri, korozyon ürünlerinin suda çözünür olup olmadıklarıdır. Suda çözünen korozyon ürünlerinin metal yüzeyini örterek koruyucu bir tabaka oluşturmaları ve böylece korozyon hızını yavaşlatmaları beklenemez. O halde bu tür ürünlerin kararlı oldukları alanlar, korozyonun oluşabileceği koşulları (potansiyel-pH değerini) belirler. Buna karşılık su içinde çözünürlüğü sınırlı korozyon ürünlerinin metal yüzeyini örterek korumaları mümkündür. Metallerin bu yolla, yani örtücü bir oksit tabakası ile korunmaları “pasifleşme” olarak adlandırılır. Metalik durumun korunabildiği alan “bağışıklık” deyimi ile tanımlanmıştır. Bu alan içinde korozyon eğilimi mevcut değildir. O halde, korozyona uğrayan metalin potansiyelini bu alan içine kaydırarak, metalin korozyona karşı tam bağışıklığını sağlamak mümkündür. Korozyona karşı mücadelede sıklıkla başvurulan katodik koruma metodu, bu ilkeye dayanılarak gerçekleştirilir (Doruk, 1982).

Şekil 2.2’de $Mg(OH)_2$ filmin termodinamik kararlılığa sahip olduğu bölgeleri gösteren potansiyel-pH diyagramı görülmektedir. Diyagramda komşu alanları birbirinden ayıran sınırlar, kimyasal ve elektrokimyasal sınırları tanımlar.

Potansiyel-pH diyagramlarında her iki eksene paralel olmayan sınırlar (1 ve 2 nolu), H^+ ve OH^- iyonlarına yer veren dengelerle ilgilidir:





Şekil 2.2. Mg-H₂O Sistemi için 250 °C de Potansiyel-pH Diyagramı (Song ve Atrens, 1999).

pH eksenine paralel sınır (3 nolu), H⁺ ve OH⁻ iyonlarına yer vermeyen denge ile ilgilidir (Song ve Atrens, 1999).



2.2.4. Polarizasyon

Korozyon eğilimi olarak tarif edilen EMK, gerçekte açık devre koşulu altında gözlenen anot ve katot potansiyellerinin toplamıdır. Açık devre potansiyeli (denge potansiyeli), bir elektrolit içerisine daldırılan metalin potansiyelidir. Denge potansiyeli, bir reaksiyonun yönünü belirten iyi bir gösterge olmasına rağmen, reaksiyonun ne derece hızlı yürüyebileceği ve oluşan korozyon hızı konusunda bir fikir vermez. Korozyon hızını ölçmek için elektroda bir dış akım uygulanması ve bu akım ile birlikte elektrot potansiyelindeki değişimin ölçüsü gerekir. Bu elektroda akım verildiği zaman potansiyeli değişiyorsa elektrot polarize olmuş demektir. Polarizasyon değeri, akım altında ölçülen potansiyel ile denge potansiyeli farkı alınarak bulunur (Yalçın ve Koç, 1998). Elektrottan akım geçişi nedeniyle elektrot potansiyelin pozitif yöne doğru (daha soy) değişimi anodik polarizasyon, negatif yöne doğru değişimi (daha aktif) ise katodik polarizasyondur. Korozyon olayında metal yüzeyinde bulunan anodik ve katodik

bölgeleinin yüzey alanları çok farklı olabilir. Anot ve katot dirençlerine bağlı olarak anodik ve katodik polarizasyon eğrilerinin eğimleri değişir. Korozyon potansiyeli anot ve katodun açık devre potansiyeline yakın bir noktada dengeye ulaşır. Korozyon akım yoğunluğu, elektrik akımı cinsinden ifade edilen korozyon hızı olup, anodik ve katodik tafel eğrilerinin doğrusal kısımlarının korozyon potansiyelinde kesiştirilmesiyle elde edilir (Şekil 2.3) (Altun, 2004).

Korozyon potansiyelinden başlayarak potansiyostatik ve galvonostatik yöntemle anodik ve katodik yönde çizilen yarı logaritmik akım yoğunluğu-potansiyel eğrilerinin çizgisel bölgelerinin korozyon potansiyeline ekstrapole edilmesiyle korozyon hızı bulunur (Şekil 2.3).

2.3. Korozyon Kaybı ve Hızı

Metal ve alaşımların korozyona karşı dirençleri korozyon hızı ile ifade edilir. Korozyon hızı bir metalin birim zamandaki çözünme miktarıdır. Korozyon hızının en kısa sürede ölçülmesi elektrokimyasal yöntemlerle mümkündür. Bu yöntemlerde hız, akım yoğunluğu olarak verilmektedir (Erbil, 1984).

Birim alana düşen metal miktarı (gm^{-2}) korozyon kaybı, korozyon hızı ($\text{gm}^{-2}.\text{d}^{-1}$) birim süre ile birim alana düşen metal miktarı, doğrusal korozyon hızı (mm.yıl^{-1}) birim süreye uyarlı yüzeyden taşınan tabaka kalınlığı, korozyon direnci ($\text{yıl}^{-1}.\text{mm}$) ise birim tabaka kalınlığına uyarlı süre olarak tanımlanır.

2.3.1. Korozyon hızı belirleme yöntemleri

Kimyasal olaylarda korozyon hızı; kütle kaybı yöntemiyle, elektrokimyasal olaylarda ise; tafel ekstrapolasyon yöntemi, lineer polarizasyon yöntemi, alternatif akım empedans ölçme yöntemi ile ölçülür.

2.3.1.1. Kütle kaybı yöntemi

Kütle kaybı yönteminde, metal yüzeyinin her tarafında, hızla çözünmenin olduğu koşullarda korozyon hızı ağırlık kaybı olarak verilebilir.

$$\text{Korozyon hızı (CR)} = \frac{K.W}{A.t.d}$$

Eşitlikte K sabit, W ağırlık kaybı (mg), A numune yüzey alanı (cm^2), t bekletme süresi (saat), d ise yoğunluktur (g/cm^3). Korozyon hızı (CR) için çeşitli birimler

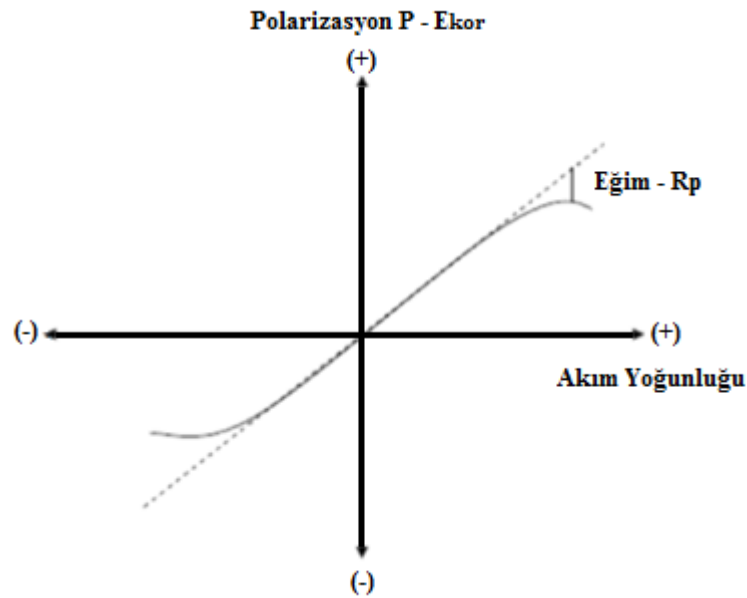
kullanılabilir: t, W, A, d birimleri kullanılıncaya değışen K sabiti değerlerine göre aşağıdaki R birimleri elde edilir.

CR	t
mil/yıl (mpy)	3.45×10^6
inch/yıl (ipy)	3.45×10^3
inch/ay (ipy)	2.87×10^2
mm/yıl	8.76×10^4
$\mu\text{m/yıl}$	8.76×10^7
pm/sn	2.78×10^6
gr/m ² -saat	1.0×10^4
mg/dm ² -gün(mdd)	2.4×10^6
mg/m ² -sn	2.78×10^6

Bu sabitler korozyon hızını bir birimden diğere çevrilmesinde kullanılabilir. Örneğın korozyon hızı CR, 15 mil/yıl ise: $15 \times (2.78 \times 10^6 / 3.45 \times 10^6) = 12.1$ pm/sn şeklindedir. mil/yıl (mpy) en çok kullanılan korozyon hızı birimidir.

2.3.1.2. Tafel ekstrapolasyon yöntemi

Anodik ve katodik polarizasyon eğrilerinin Tafel bölgelerinin korozyon potansiyeline ekstrapole edilmesiyle korozyon akımı yani korozyon hızı belirlenir. Anodik ve katodik Tafel bölgeleri bir arada elde edilmediğı zaman ise sadece birinin korozyon potansiyeline ekstrapolasyonu ile de korozyon hızı bulunabilir. Korozyon olayları bir tek çözünme tepkimesinden oluşmaz. Elektrot yüzeyinde birçok indirgenme ve yükseltgenme tepkimesi birlikte yürür. Özellikle alaşımlar için bu tepkimeler daha çok karmaşıktır. Bu yüzden elektrokimyasal yöntemlerle korozyon olayı incelenirken tüm sistemin davranışını topluca gösteren karma potansiyel kuramından yararlanılır. Tek bir elektrokimyasal olayda, yükseltgenme akımının indirgenme akımına eşit olduğu potansiyele denge potansiyeli (E_d), iki veya daha fazla indirgenme ve yükseltgenme tepkimesinin birlikte yürüdüğü bir ortamda toplam indirgenme akımının toplam yükseltgenme akımına eşit olduğu potansiyele ise korozyon potansiyeli (E_{kor} (mV)) denir. Korozyon potansiyelinde net bir akım vardır. Ama toplam anodik akım, toplam katodik akıma eşit olduğundan bu akım okunmaz. Doğrudan ölçülmeyen bu akıma korozyon akımı (I_{kor} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)) denir. Korozyon akımının elektrotun yüzey alanına bölünmesiyle de elde edilen akım yoğunluğu (I_{kor} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)), metalin korozyon hızını verir. Akım-potansiyel eğrileri, ya akım ya da potansiyellerden birinin kontrollü olarak



Şekil 2.4. Lineer polarizasyon yöntemi ile polarizasyon direnci (R_p) bulunması (ASM Handbook 1992; Üneri, 1998).

Polarizasyon direnç yöntemiyle korozyon hızı belirlenmesinde akım potansiyel eğrisi I_{kor} , ile ağırlık azalması arası ilişki denklemi;

$$I_{kor} (\mu A/cm^2) = \Delta m \cdot F \cdot n / \Delta t \cdot M_k \quad (E.2.9)$$

Burada; Δm ağırlık azalması (gram), F Faraday sabiti; n alınan verilen elektron sayısı, M_k metalin atom gramının kütlesi (gram), Δt zaman aralığıdır (saat). (Üneri,1998).

$$I_{kor} = \frac{\beta_a \cdot \beta_c}{2\alpha \cdot 2,303(\beta_a + \beta_c)} \cdot \frac{\Delta I}{\Delta E} = \frac{\beta_a \cdot \beta_c}{2,303(\beta_a \cdot \beta_c)} = \frac{B}{R_p} \quad (E.2.10)$$

I_{kor} korozyon akım yoğunluğunu, β_a ve β_c sırasıyla anodik ve katodik Tafel sabitlerini, R_p polarizasyon direncini gösterir (ASM Handbook 1992; Üneri, 1998).

2.3.1.4. Alternatif akım empedans ölçme yöntemi

Yöntemin esası, metal/çözelti ara yüzeyinde oluşan çift tabakanın uygulanan alternatif akım ile empedansının ölçülmesine dayanmaktadır. Yöntemin uygulanmasında, çift tabaka kapasitesi ve metal yüzeyi ile çözeltinin iç kısmı arasındaki

dirençlerden oluşan bir “elektronik eşdeğer devre” tasarlanarak polarizasyon direnci belirlenmeye çalışılmıştır. Bulunan polarizasyon direnci (R_p) değeri Stern-Geary eşitliğinde yerine konularak, korozyon hızı hesaplanır.

2.4. Korozyon Türleri

Öncelikle korozyon bölgesel (lokal) ve tek düze (homojen) olarak ele alınır. Mühendislik açısından daha önemli olan bölgesel korozyon Çizelge 2.2’de olduğu gibi üç ana başlık altında incelenir.

Çizelge 2.2. Bölgesel korozyonun sınıflandırılması (Çakır, 2002).

I-Makro Korozyon	II-Mikro korozyon	III-Makro+Mikro korozyon
Galvanik korozyon		
Seçici korozyon	Tanelerarası korozyon	Erozyon korozyonu
Aralık korozyonu	Gerilim korozyon çatlama	Titreşimli korozyon
Oyuklanma korozyonu	Korozyonlu yorulma	Hidrojen çatlama
Kavitasyon korozyonu		

Değişik ortamlarda oluşan korozyon olayları birbirlerinden oldukça farklılık arz etmektedir. Pratik olarak birbirinden ayırt edilebilen korozyon türleri aşağıda verilmiştir.

2.4.1. Üniform korozyon

En çok görülen homojen dağılımlı (üniform) korozyonda, korozyon olayı metal yüzeyinin her noktasında aynı hızla yürür ve Şekil 2.5’de görüldüğü gibi metal kalınlığı her noktada hemen hemen aynı derecede azalır. Bu denklik, anodik ve katodik çevrelerin sürekli yer değiştirmesinden kaynaklıdır.

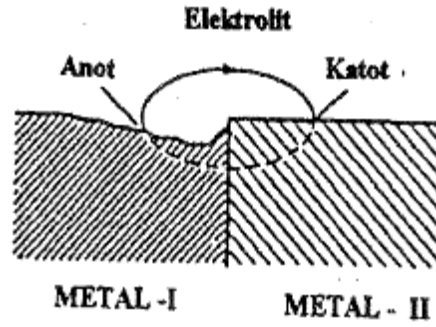


Şekil 2.5. Homojen dağılımlı (üniform) korozyon (www.ekinokselik.com.tr, 2014).

Homojen dağılımlı korozyonda metal kaybı diğer türlerden oldukça yüksek olmasına karşın en az korkulan korozyondur. Çünkü korozyon hızının hesaplanmasında kullanılan bağıntılar, korozyonun üniform şekilde yürüdüğü kabulüne dayandırıldığından korozyon hızı kolaylıkla saptanabilir ve böylece korozyona maruz metallerin ömürleri için sağlıklı tahminler yapılabilir. Homojen dağılımlı korozyon yüzey kaplamaları, katodik koruma ve ortama inhibitör ilavesi ile kontrol edilebilir (Doruk, 1982).

2.4.2. Galvanik korozyon

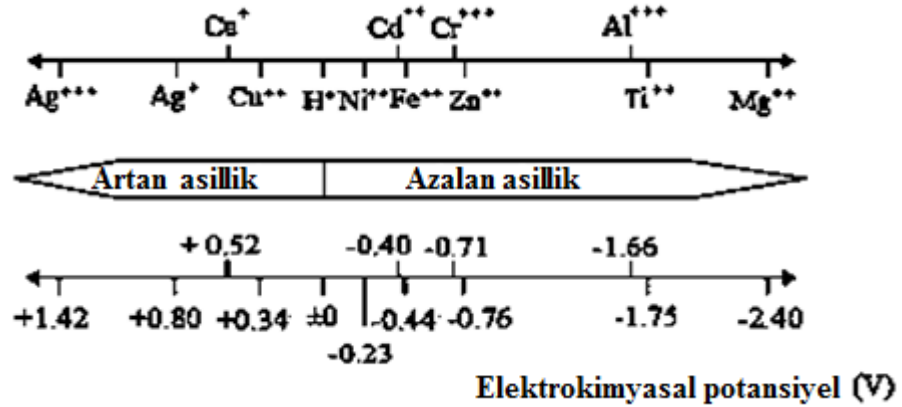
Tasarım esnasında bazen birbirine benzemeyen iki metal veya alaşım kullanmak gerekebilir. Korozif ya da iletken bir ortama birbirine benzemeyen iki metal daldırılırsa aralarında genellikle bir potansiyel farkı doğar. Böyle iki metal birbirlerine bir iletken ya da başka türlü bağlandığında bu potansiyel farkı altında elektronlar birinden diğerine doğru akar. Korozyona karşı direnci az olan metalin (anot) korozyonu, bağlanmamış duruma oranla genellikle artar ve daha dirençli olan (katot) korozyonu azalır. İki farklı metalin bağlantısından ileri gelen bu korozyon çeşidine galvanik (metal çifti) korozyon denir. Bu tip korozyonda katot ya hiç korozyona uğramaz ya da çok az korozyona uğrar. Şekil 2.6'da galvanik korozyona ait şekil gösterilmektedir (Üneri,1998).



Şekil 2.6. Galvanik korozyon oluşumu (Üneri, 1998).

İstenmeyen yüzey alan oranı yani büyük katoda karşın küçük anot bulunması anodik metalin daha fazla korozyona uğramasına neden olur. Farklı açık devre potansiyellerine sahip metaller elektriksel olarak temasa getirildiklerinde bu metaller arasında bir akımın meydana gelmesi muhtemeldir.

Şekil 2.7’de standart durumlarda magnezyumun ve bazı metallerin standart redüksiyon potansiyelleri görülmektedir (Ghali, 2004).



Şekil 2.7. Standart durumlarda magnezyumun ve bazı metallerin standart redüksiyon potansiyelleri (atmosferik basınç ve 25 °C) (Ghali, 2004).

Her metal korozif bir elektrolite batırıldığında kendine has bir korozyon potansiyeline (E_{kor}) sahiptir (Jones, 1996). Galvanik koşullar oluşması için; verilen bir sistem içinde metallerin farklı korozyon potansiyelleri, iki metal arasında iletken bağlantı ve her iki metali birbirine bağlayan elektrolit ortamının bulunması gerekmektedir. Galvanik korozyon meydana geldiğinde daha az asil olan madde (anot)

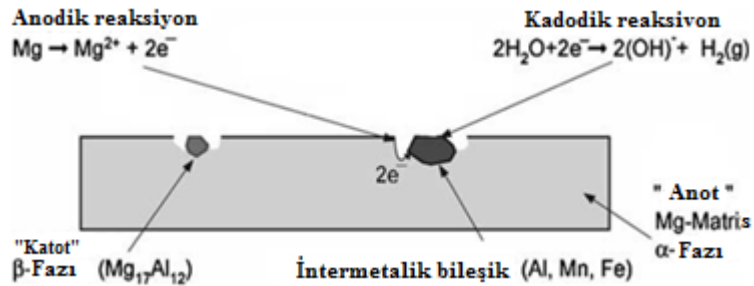
korozyona uğrarken, daha asil olan malzeme (katot) korozyona karşı korunmaktadır (Koç, 2013).

Galvanik seri, her biri, alaşımların veya saf metallerin korozyona uğrayan yüzeylerindeki iki ya da daha fazla yarım hücre reaksiyonunun ortak karma potansiyele (E_{kor}) polarizasyonu ile oluşturulan korozyon potansiyellerinin bir listesidir. Galvanik serideki potansiyeller, doymuş kalomel elektrot (SCE) veya gümüş/gümüş klorür (Ag/AgCl) gibi ikincil referans elektrotlar baz alınarak ölçülendirilirler. Galvanik seri galvanik korozyona uğramaya meyil konusunda fikir verir ancak galvanik atağın oranı açısından bilgi vermez. Havalandırılmış deniz suyu ortamı için meydana getirilmiş olan galvanik seri bazen diğer ortamlardaki korozyon karakterinin tahmini için kullanılabilir. Ancak elektrolit içeriğindeki değişiklikler ve sıcaklık değişimleri metallerin potansiyellerin galvanik serideki yerlerinin önemli ölçüde etkileyebilir. Sonuç olarak, galvanik seri metallerin ilgili ortamlardaki galvanik korozyon davranışlarına dair kalitatif tahminler yapılmasına olanak sağlar, kantitatif öngörülerin yapılması imkansızdır (Jones, 1996). Çizelge 2.3'deki galvanik serideki materyaller yukardan aşağıya daha katodikten daha anodiğe doğru sıralanmışlardır.

Bir çift alaşımın galvanik serideki potansiyel farkları, onların arasındaki galvanik korozyonu ortaya çıkaran etkidir. Galvanik çift boyunca görülen galvanik akım ($I_{galvanik}$) anottaki çözünmenin bu nedenle de galvanik atağın bir ölçütüdür. Galvanik akımın anodik yüzey alanına bölünmesiyle, korozyonla ve çözünme hızı ile orantılı olan akım yoğunluğu elde edilir (Jones, 1996). Şekil 2.8'de Mg-Al alaşımlarının fazlarından bazılarının arasında tipik galvanik korozyonun şematik gösterimi görülmektedir.

Çizelge 2.3. Deniz suyu için galvanik seri (Weber, 1985).

Metal ya da Alaşım	SCE elektrota karşın potansiyel ölçümü
Grafit	0.2 ile 0.3
Platinyum	0.1 ile 0.2
Titanyum	-0.1 ile 0.1
Ni-Cr- Mo Alaşımı	-0.1 ile 0.1
Ni-Fe-Cr Alaşımı	-0.18 ile -0.1
Paslanmaz çelik tip 316,317	-0.15 ile -0.1
Gümüş	-0.18 ile -0.15
Nikel	-0.2 ile -0.14
Gümüş Bronz Alaşımı	-0.2 ile -0.14
Ni-Cr Alaşımı	-0.18 ile -0.16
Nikel Alüminyum Bronz Alaşımı	-0.21 ile -0.18
Cu-Ni Alaşımı	-0.22 ile -0.19
Kurşun	-0.23 ile -0.19
Paslanmaz çelik tip 430	-0.25 ile -0.2
Kadmiyum	-0.7
Alüminyum	-0.7 ile -1.0
Çinko	-1.0
Magnezyum	-1.6 ile -1.7



Şekil 2.8. Mg-Al alaşımlarının fazlarından bazılarının arasında tipik galvanik korozyonun şematik gösterimi (Ghali, 2004).

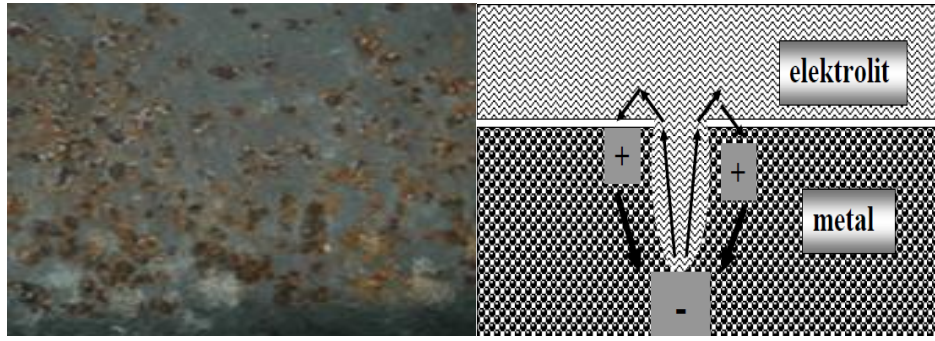
Galvanik dizi kullanılırken en önemli ilke şudur; Şekil 2.9’da görüldüğü gibi birbirinden uzak olan metallerin eşlenmesi dizinin üst sonuna yakın metallerin hızla çözünmesine ve kısa bir sürede görevlerini yapamayacak ölçüde bozulmalarına yol açabilir. Bunun nedeni dizide birbirinden uzaklaştıkça potansiyel fark artmaktadır. Galvanik eşlemenin zorunlu olduğu hallerde dizide birbirlerine yakın metal ve alaşımların seçilmesi önem taşımaktadır. Galvanik korozyonun etkinliğini belirleyen diğer bir faktörde ortamın saldırganlığıdır. Genellikle bulunduğu ortamda daha yüksek korozyon dirence sahip olan metal, değişik ortamlarda bulunduğu metal çifti potansiyeli birbirinin tersi olabilir. Galvanik korozyon atmosferde de oluşur. Bu oluşan korozyon derecesi nem miktarına ve bulunduğu atmosferin nem çeşidine göre, önemli ölçüde değişiklik göstermektedir. Meselâ, deniz kenarındaki korozyon, iç kısımlardan daha fazladır. Deniz kenarında yoğunlaşan su, tuz içerir ve bu yüzden daha iletkenir. Dolayısıyla daha koroziftir (Doruk, 1982; Üneri, 1998; Fontana, 1987).



Şekil 2.9. Galvanik korozyon (www.deremetalurji.com, 2014).

2.4.3. Oyuklanma (çukurcuk) korozyonu

Korozyon olayının çok dar bölgeler üzerinde yoğunlaşması sonucu derin ve dar oyuklar şeklinde ortaya çıkan korozyon türüdür. Demir, nikel veya krom gibi ince bir oksit film tabakası ile korunan metallere, özellikle ortamda klorür varlığında film tabakası yerel olarak bozulur ve altındaki metalde çukurcuklar şeklinde hızlı bir çözünme olur. Oyuk içindeki en derin yerdeki metal atomlarının iyonize olarak çözüme geçmesi ile oyuk daha da derinleşmesi söz konusudur. Bu tür korozyon oldukça hızlı gerçekleşebilir ve deformasyon düzgün bir yüzeyde beklenenden çok daha erken meydana gelebilir (Aksoy, 2010). Şekil 2.10'da çukurcuk korozyonu gösterilmektedir.



Şekil 2.10. Çukurcuk korozyonu (Aksoy, 2010).

Oyuklanma belirli bir ortamda, metalin potansiyeli, metal oksit filminin anodik çözünme (oyuklanma) potansiyelini geçtiğinde gerçekleşir. Belirli bir ortamda, metalin anodik oyuklanma potansiyeli, korozyon potansiyeline eşit veya daha düşük ise kendi kendine, bir oyuklanma oluşması beklenmelidir. Metaller ve alaşımları yüzeylerinde oluşan oksit ürünleri etkisi ile korunabilirler. Bu nedenle, metalin korozyon direnci, metalin içinde bulunduğu belirli ortamda yüzeyinde oluşabilen oksit tabakasının devamlılığına ve koruyuculuğuna bağlıdır. Çoğunlukla korozyon saldırısı yine de devam eder, ancak korozyon hızı ihmal edilebilir bir seviyeye iner. Bu duruma pasif durum denir: Metal, yüzeyinde pasif film oluşması ile korunmalı bir hale gelir. “Pitting potential”, yani çukurcuk gerilimi (potansiyeli), oyuklanmanın başladığı, “volt” cinsinden verilen potansiyeldir.

Oyuklanma geriliminden daha düşük gerilimlerde dahi pasif film yer yer bozulur ve oyuklanmanın başladığı yerlerde akım yoğunluğu çok yükselir, ancak yeni bir oksit filmi oluşması ile “yara” iyileşir. Metalin pasifleşmesi gerçeği, hiç çözünmeyeceği

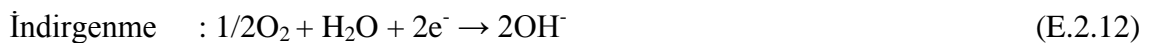
anlamına gelmez. Korozyonu oluşturan itici güç her zaman vardır, ancak pasif filmin oluşmasıyla çözünme yavaşlar. Pasif tabakadaki Cl⁻ iyonları film tabakasını zayıflatır, böylece “pitting”, yani çukurlaşma korozyonu başlatırlar ve ortamda Cl⁻ iyonları bulunmaması, film tabakasının bu tür korozyona karşı daha dirençli hale gelmesini sağlar (Doruk, 1982; Çakır, 1990; Yalçın ve Koç 1991; Üneri, 1998). Şekil 2.11’de AZ91C ve AZ91E alaşımlarının tuzlu su çözeltisindeki korozyonu gösterilmiştir.



Şekil 2.11. a) AZ91C, b)AZ91E alaşımlarının tuzlu su çözeltisi altındaki korozyonu (www.magnesium-elektron.com, 2014).

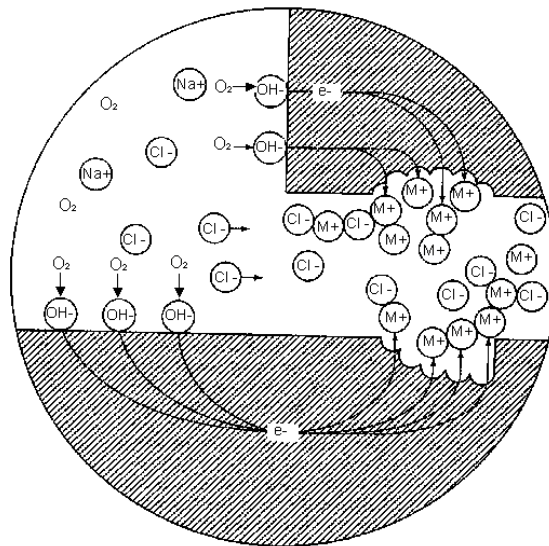
2.4.4. Aralık korozyonu

Genellikle sızıntı nedeniyle dar aralıklarda oluşan bir korozyon türüdür. O₂'nin az olduğu yer anot, çok olduğu yer katot olarak davranarak korozyon gerçekleşir. Alaşımın homojen olmaması korozyonu hızlandırır (Schutz ve Thomas, 1992). Böyle bir durumda, aynı metalin rastgele farklı bölgelerinde anodik, başka bölgelerinde katodik alanlar oluşabilir. Aralık korozyonun oluşma mekanizması, metalin çözünmesi ve oksijenin hidroksil (OH⁻) iyonuna indirgenmesi ile olur.



Başlangıçta, aralıkların içinde ve bütün yüzeyde bu tepkimeler aynı biçimde yürürler. Metal ve çözeltide yüklerin korunma ilkesi korunur. Metal iyonunun oluşması sırasında salınan her elektron (E.2.11) hemen oksijenin indirgenmesi için harcanır (E.2.12). Kısa bir süre sonra aralık içindeki oksijen, ulaşımın (konveksiyon) sınırlı

olması nedeniyle, tükenir ve böylece bu bölgede oksijenin indirgenmesi durur, bu korozyon durumunda herhangi bir değişme oluşturmaz. Çünkü aralık içindeki yüzey genellikle dış yüzeye oranla çok küçüktür ve böylece toplam oksijen indirgenme hızı hemen hemen değişmemiş olarak kalır. Bu nedenle oksijenli ve oksijensiz korozyon hızı aynı kalır. Oksijenin tükenmesi çok önemli ve dolaylı bir etki oluşturur. Bu etki zamanla daha etkin olur. Oksijen tükendikten sonra kapalı bölgede oksijen indirgenmesi olmaz, ama metal çözünmesi Şekil 2.12’de gösterildiği gibi artar. Aralık içindeki potansiyel metal yüzeyine (katot) aralık yüzeyine karşı ancak 50-100 mV daha büyüktür. Yine de aralık içinde metal çözünmesi (anot) artar (aktif bölge). Bu artışla aralık içinde artı yükler (M^{2+}) çoğalır ve bu artış klorür iyonlarının bu dolaya göç etmesiyle dengelenir.



Şekil 2.12. Aralık korozyonu (crevice corrosion) (Doruk, 1993).



Alkali metal dışındaki metal tuzları, metal klorür ve sülfatları da içinde olmak üzere suyu hidrolizler (Üneri, 1998). Aralık bölgesindeki metal, anot gibi davranmakta ve galvanik pil oluşumu sonucunda çözünmektedir. Anotta aşırı pozitif iyonların oluşumuna yol açan bu durum klorür iyonlarının aralık bölgesine ulaşması ile dengelenmektedir (E.2.13). Aralık bölgesinde oluşan metal-klorür kararsızdır ve küçük

miktarlarda HCl oluşturacak kadar reaksiyona girmeye hazırdır (E.2.14). Başlangıçta oluşan bu reaksiyonlar çok yavaştır. Ancak çatlakın sınırlı hacmi içinde pH değerini 2-3 gibi çok düşük seviyelere çekebilmektedir. Bu durum, yeni oluşan korozyon potansiyelini şiddetli hale getirinceye kadar hızlandırmaktadır. Ortam sıcaklığının artması ile iyonlarının konsantrasyonunun artması, çözülmüş oksijen konsantrasyonunun azalması ve artan pH değerleri aralık korozyonu hassasiyetini de arttırmaktadır (Bloyce, 1998).

2.4.5. Gerilmeli korozyon

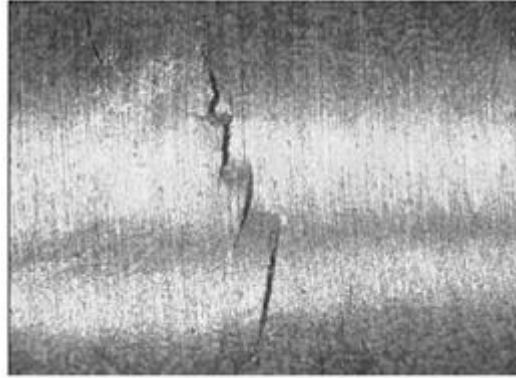
Gerilmeli korozyon çatlama (SCC: Stress corrosion cracking), mekanik yükleme, korozif ortam ve yüksek sıcaklık kombinasyonunun bozulmaya sebep olabildiği bir prosestir. Bu korozyon türünde, parçaların hatta bütün yapının hasar görmesine yol açan hızla ilerleyebilen ince çatlaklar gelişmektedir. Çatlakları yüzeyden görmek ve gözle muayene ile tespit etmek zordur. Bu fevkalade karmaşık korozyon tipi, alaşım kompozisyonu, mekanik yükleme, çevre, tasarım, sıcaklık ve zamanın birlikte etkileşimi sonucunda oluşmaktadır. Birikintiler, yüzey durumu ve ısı çevrimleri gibi ilave faktörler de prosese katkı yapabilmektedir. Şekil 2.13'de gerilmeli korozyon türü görülmektedir.



Şekil 2.13. Gerilmeli korozyon çatlama (Aksoy, 2010).

Hidrojen gevrekliği adı verilen korozyon türü, gerilmeli korozyonu olarak nitelendirilmektedir. Zira gerilmeli korozyonunda çatlak başladıktan sonra karşılıklı etkileşim ile olay giderek hızlanırken, hidrojen gevrekliğinde ise önce atomik hidrojen, örneğin bir katodik reaksiyon sonucu ortaya çıkıp malzeme içine yayılır; daha sonra

hidrojen molekülü meydana getirirken iç gerilmelere ve dolayısıyla çatlamalara neden olur. Şekil 2.14'de gerilmeli korozyon sonucu kırılmaları resmedilmiştir.



Şekil 2.14. %5 NaCl çözeltisinde AZ91alaşımının gerilmeli korozyona uğradıktan sonra kırılması (N. Winzer, 2008).

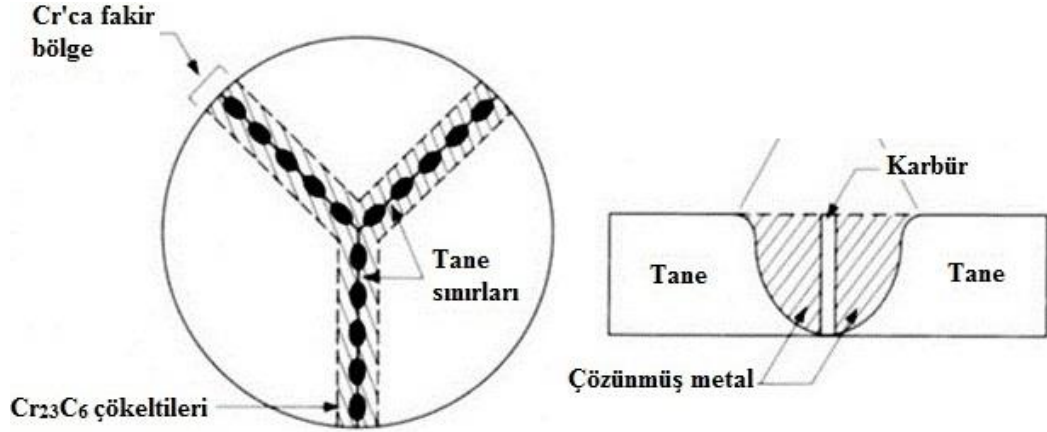
2.4.6. Tanelerarası korozyon

Korozyon olayının malzemenin tane sınırları yakınında yoğunlaşması sonucu ortaya çıkan bozunma türüdür. Tane sınırlarının amorf yapıda olması dolayısıyla tane sınırlarının potansiyel farkı tane içine göre daha büyük olduğundan, daha soy yapıda olan tane içi korunur ve tane sınırı korozyona uğrar.

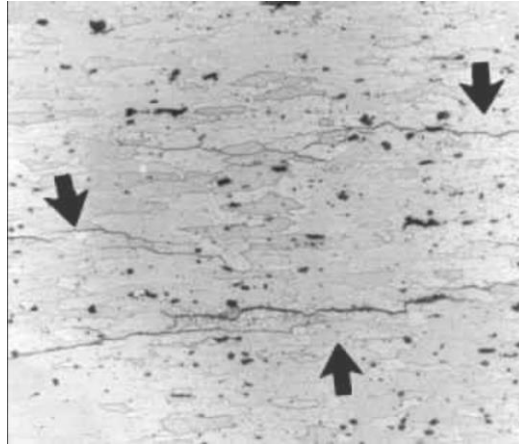
Bu korozyonun mekanizması elektro-kimyasaldır. Bir alaşım, metal taneleri ve tane sınırında birbiriyle temas halinde olan iki farklı yapıya sahiptir. Tane sınırları taneciklere göre daha anodiktir ve bu nedenle tane sınırları kemirilir. Alaşımın mukavemeti büyük ölçüde tanecikler arasındaki bağ ile sağlanır. Bu bağ bir kere tahrip edilirse tanecikler birbirleriyle mekanik olarak bağlı gibi görünse de aralarındaki kimyasal bağ kopmuş durumdadır. Çukurcuktaki gibi bu tür korozyon atağında da tahrip edilen miktarına oranla malzemede çok büyük mukavemet ve süneklik kaybı olur. Tanelerarası korozyon, bir tane sınırı zayıf bölge olması sebebiyle bu bölgelerdeki çökmelerde meydana gelir.

Tanelerarası korozyonun en tipik örneği paslanmaz çeliklerde görülür. Bu çelikler yüksek sıcaklıkta ısıtılma tabi tutulursa veya kaynak yapılırsa, çelik içinde bulunan C ile Cr, krom karbür ($Cr_{23}C_6$) bileşimini oluşturur. $Cr_{23}C_6$ kendisi korozyona uğramaz. Ancak, taneler arasındaki sınır bölgelerinde birikerek bu bölgeleri korozyon açısından zayıf bir hale getirir (Doruk, 1982; Çakır, 1990; Yalçın ve Koç, 1991; Üneri, 1998). Bu durum, krom karbürün (genellikle $Cr_{23}C_6$) tane sınırlarında çökmesi sonucu ortaya

çıkar. Belirli bir sıcaklık aralığında (500-800°C) gerçekleşen krom karbür çökelti oluşumu (Şekil 2.15), karbür civarındaki bölgelerde krom konsantrasyonunun, kritik değer olan %13'ün altına düşmesine neden olur. 7075-T6 alüminyum alaşımından yapılmış uçak parçasında görülen tane sınırı korozyonu Şekil 2.16'da görülmektedir.



Şekil 2.15. Paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında gözlenen karbür çökeltisinin şematik gösterimi (Üneri, 1998).



Şekil 2.16. 7075-T6 alüminyum alaşımından yapılmış uçak parçasında görülen tane sınırı korozyonu (Akdoğan, 2009).

2.5. AZ91 Mg Alaşımlarının Mekanik ve Korozyon Özellikleri Üzerine Yapılan Çalışmalar

Song vd. yaptığı çalışmada; AZ21, AZ91 ve AZ501'in korozyon davranışını anlayabilmek için 1N NaCl içinde pH 11'de elektrokimyasal polarizasyon akımlarını, elektrokimyasal AC impedans spektroskopilerini, hidrojen gelişim oranı ve magnezyum çözünme hızı ölçme çalışmaları yapmışlardır. Sonuç olarak korozyon hızının AZ501, AZ21, AZ91 şeklinde sırayla azaldığını göstermiş ve bunun, alaşım mikroyapılarındaki

farklılıktan kaynaklandığını belirlemişlerdir. Bu nedenle elektron mikroskobu ve optik mikroskop yardımıyla alaşım mikroyapılarını incelemişlerdir. Çalışmaları sonunda β ötektik faz karışımının çözelti içinde kararlı ve etkili bir katot olduğunu ve yapıda bulunuşuna göre iki farklı davranışta hareket ettiğini saptamışlardır. Song vd. çalışmalarına göre, eğer β ötektik faz karışımı α matris içinde küçük miktarlarda bulunuyorsa, galvanik katot gibi hareket eder ve α matrisin korozyon hızını arttırmaktadır. Diğer yandan eğer β ötektik faz karışımı miktarı yüksekse anodik bariyer gibi hareket eder ve alaşım tümüyle korozyona uğramaktadır. Song vd., yaptıkları çalışmalarda α matris içindeki Al miktarı artışının, anodik çözünme hızını ve katodik hidrojen gelişim oranını arttırdığını görmüşlerdir. α matris içinde bulunan Zn 'nin ise tam tersi bir etki yaratacağını öne sürmüşlerdir (Song vd., 1998).

Song vd. yaptığı başka bir çalışmada; AZ91 Mg alaşımının korozyonu üzerine mikroyapının etkisi incelenmiştir. AZ91 döküm alaşımının korozyon davranışlarını karşılaştırmak amacı ile yüksek saflıkta AZ91, Mg-%2 Al, Mg-%9 Al, düşük saflıkta Mg ve yüksek saflıkta Mg'un mikroyapı çalışmaları da yapılmıştır. Korozyon deneyleri 1N NaCl çözeltisinde pH 11'de yapılmıştır. Korozyon deneyleri sonucunda, AZ91'in yüzeyi iç kısmına oranla daha iyi korozyon direnci gösterdiği rapor edilmiştir. Bu durum, yüzeyin iç kısma kıyasla daha düşük oranda porozite içermesine dayandırılmıştır (Song vd., 1999).

Ambat vd. metal kalıp ve ingot dökümle hazırlanan AZ91D alaşımının korozyon ve kimyasal davranışına iç yapı bileşenlerinin etkisini, pH'ı 7.5 olan %3.5 NaCl çözeltisi içerisinde araştırmışlardır. Bunun için ağırlık kaybı deneyleri, korozyon gözlemleri ve potansiyodinamik polarizasyon deneylerinden yararlanmışlardır. Yaptıkları çalışmalara göre, alüminyum konsantrasyonu %8'den az olan alanların, daha yüksek miktarda alüminyum veya β fazı içeren bölgelere göre korozyona daha eğilimli olduğunu belirlemişlerdir. Tane boyutu daha küçük olan ve ince β fazına sahip olan metal kalıp malzemenin, ingota göre biraz daha düşük korozyon hızı ve biraz daha iyi pasifleşme yeteneği sunduğunu belirtmişlerdir (Ambat vd., 2000).

Wu vd. yaptığı çalışmada; AZ91'in korozyon davranışları, mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine Ca ve toprak alkali (RE) elementlerinin etkisini incelemişlerdir. Çekme testleri, X-Ray Difraksiyonu (XRD), SEM, EDX, daldırma testleri ve elektrokimyasal polarizasyon deneyleri yapılmıştır. %1 Ca ilave edilen AZ91

alaşımının korozyon direncinin artması Al_2Ca fazı oluşumuna dayandırılmıştır. Al_2Ca fazı AZ91'in mekanik özellikleri üzerine olumsuz etki yapmıştır. Buna karşılık AZ91'in çekme dayanımını RE element ilavesi arttırmıştır. Ca ilavesi, RE ilavesiyle kıyaslandığında, korozyon direncini arttırmıştır. %1 Ca ve %1 RE ilavesi ile çekme dayanımı %15 artmıştır. Al_2Ca fazının oluşmasından dolayı korozyon hızı azalmıştır (Wu vd., 2005).

Witte vd. yaptıkları çalışmalarda; sadece Al ve Zn içeren (AZ31 ve AZ91) iki alaşımı ve çeşitli bileşimlerde nadir toprak elementleri içeren WE43 ve LAE442 alaşımların vücut içerisindeki çözünme davranışlarını incelemek amacıyla karşılaştırmışlardır. 1.5 mm çapındaki ve 20 mm boyundaki çubuk şeklindeki implantlar hayvanların femur kemiğine yerleştirilmiştir. Aynı boyutlardaki polilaktit implant ise kontrol amacıyla kullanılmıştır. Hayvanların femur kemiklerinde 6 ve 18 hafta sonunda radyografik incelemeler gerçekleştirilmiştir ve 18 hafta sonunda Mg implantların tamamen çözüldüğü görülmüştür. Bu çalışma sonucunda, LAE442 alaşımında korozyonun en yavaş gerçekleştiği, AZ31, AZ91 ve WE43 alaşımlarının ise benzer hızlarda çözüldüğü belirtilmiştir (Witte vd., 2005).

Tanrıverdi tarafından, Si ve Y alaşım elementlerinin ve soğutma hızının AZ91 Mg alaşımının anodik davranışı üzerindeki etkisi, H_3PO_4 tampon çözeltisinde, pH 7, pH 11 ve Cl^- iyonu bulunan pH 11 ortamda, potansiyodinamik polarizasyon ve elektrokimyasal impedans spektroskopisi teknikleriyle araştırılmıştır. Si sadece ötektik fazda gözlenirken, Y'un hem ötektik fazda hem de α matris fazı içinde gözlemediği rapor edilmiştir. pH 7'de Si, alaşımın korozyon direncinde önemli bir etki yaratmamakla birlikte, Y, pH 7 ortamında alaşımın korozyon direncini bir miktar düşürmektedir. pH 11 değerinde ise her iki alaşım elementinin de AZ91 alaşımının korozyon direncini etkilemediği gözlenmiştir. Soğutma hızının artmasıyla da AZ91 alaşımının tane boyutları küçülmüş tane içi ve tane sınırlarında Al miktarı farklılık göstermekte, tane sınırlarında daha fazla birikmektedir. pH7' de soğutma hızının artmasıyla AZ91 alaşımın korozyon direnci artmıştır. pH11'de ise hızlı soğutma ile elde edilen şeritlerin korozyon akım yoğunluğu ve katodik akım yoğunluğu azalmıştır (Tanrıverdi, 2005).

Potansiyodinamik polarizasyon tekniği kullanarak AZ91 Mg alaşımının pH 7 ve pH 11'de Cl^- iyonu varlığında ve Cl^- 'suz ortamda H_3PO_4 tampon çözeltisi içerisinde anodik davranışlarını Anık vd. tarafından incelenmiştir. AZ91'in mikroyapısının bu

alaşımın korozyon davranışı üzerindeki etkisini net olarak görebilmek amacıyla saf Mg, saf Al, AZ21 ve AZ501'in polarizasyon davranışları da analiz edilmiştir. AZ91 alaşımındaki ötektik faz karışımının pH 7' de korozyon direncini arttırmasına karşılık pH 11' de bu özelliğini kaybettiği ve asıl korozyona uğrayan bölge olduğu rapor edilmiştir. Cl⁻ iyonu konsantrasyonu arttırıldıkça bölgesel korozyon saldırılarının pH 7 ve pH 11'in her ikisinde de arttığı tespit edilmiştir (Anık vd., 2006).

AZ91 Mg alaşımının korozyon davranışı üzerine Si ve Sb ilavesinin etkisi Srinivasan vd. tarafından araştırılmıştır. Daldırma deney numuneleri 15 mm çapında ve 15 mm uzunluğunda hazırlanıp %3.5 NaCl çözeltisinde 100 saat bekletilerek korozyon deneyi gerçekleştirilmiştir. Korozyon hızı ve davranışını tahmin etmek için ayrıca potansiyodinamik polarizasyon ve elektrokimyasal impedans ölçümleri kullanılmıştır. Korozyon yüzeylerinin morfolojisi SEM ile incelenmiştir. AZ91'e Si ilavesi ile korozyon direnci artarken Sb ilavesi ile direncin azaldığı gözlenmiştir (Srinivasan vd., 2007).

Zhao vd. yaptıkları çalışmada; homojenleştirme tavlaması ile magnezyum alaşımlarında korozyon direncinde bir azalma olmaksızın mukavemet ve sünekliğinin iyileştirilmesini çalışmışlardır. Mg-8.26Al-0.69Zn (ağırlıkça %) alaşımının homojenleştirme tavlama neticesinde mekanik özellikleri ve korozyon davranışları üzerine yapılan çalışmada görülmüştür ki, mekanik özelliğinde çekme dayanımı %65 ile %110 değerleri arasında artış sağlamanın yanısıra korozyon direncinde azalma görülmemiştir. Bu iyileşme homojenleştirme tavlaması ile mikroyapısal modifikasyona dayandırılmıştır (Zhao vd., 2007).

Kuşdemir, yaptığı çalışmada; AZ91 Mg alaşımlarının korozyon davranışlarına ağırlıkça %0.2, 0.3, 0.4 ve 0.5 oranlarında yüzey aktif (Sn), yüzey aktif olmayan (Si) ve tane inceltici (Ti, Zr) elemanlar gibi ilave alaşım elementlerinin etkilerini incelemiştir. Korozyon davranışları ağırlık kaybı ve elektrokimyasal test sonuçlarıyla değerlendirilmiştir. AZ91'e Sn, Si ve Zr ilavesiyle ağırlık kaybının arttığı buna karşılık Ti ilavesiyle ağırlık kaybının kayda değer oranda azaldığı görülmüştür. AZ91 ile %0.5Sn, Si, Zr ve Ti ile alaşımlandırılmış AZ91 Mg alaşımlarının polarizasyon eğrileri kıyaslandığında E_{kor}'un negatif değerlerde kaldığı, Ti hariç I_{kor} değerlerinde arttığı görülmüştür. En iyi korozyon direnci Ti ile alaşımlandırılmış AZ91 Mg alaşımının gösterdiği rapor edilmiştir (Kuşdemir, 2008).

%0.2-1 Pb içeren AZ91 Mg alaşımlarının mekanik özellikleri ve korozyon davranışları Candan vd. tarafından çalışılmıştır. Sertlik ve çekme deneyleri ile alaşımların mekanik özellikleri, ağırlık kaybı ve elektrokimyasal test sonuçlarıyla korozyon özellikleri araştırılmıştır. Pb ilavesiyle çekme dayanımının %42, akma dayanımının %58 ve uzamanın %20 olduğu rapor edilmiştir. Korozyon direncinin Pb ilavesiyle orantılı olarak arttığı ve bunun nedeninin intermetaliklerin azalması ve modifikasyonu sonucuna dayandırılmıştır (Candan vd., 2009).

Zhang vd. AZ91 alaşımlarına $xYmm$ ($x=0 - \%0,8$) itriyumun ilavesinin mikroyapı, mekanik ve korozyon davranışları üzerine etkisini çalışmışlardır. Deney sonucunda Y'un korozyonu engelleyici etkileri tespit edilmiştir. Daldırma deneylerinden elde edilen ağırlık kaybı sonuçları ve potansiyodinamik polarizasyon test sonuçları Y ilavesi ile korozyon hızının düştüğünü göstermiştir (Zhang vd., 2009).

Sudholz vd. yaptığı çalışmada AZ91E'e alaşım elementlerinin eklenmesi ile korozyon davranışı üzerine etkileri incelemiştir. Elektrokimyasal test sonuçları ve mikroskopik görüntüler incelendiğinde, AZ91E alaşımına eklenen bazı elementlerin, alaşımın korozyon direncinin iyileşmesinde yararlı oldukları tespit edilmiştir. AZ91E alaşımının kendi çözünürlük sınırını aşan element eklenmesi durumunda ise korozyon özelliklerinin negatif yönde etkilendiği gözlenmiştir. Bu çalışmada Y (Yitriyum), Ce (Seryum), Ti ve Sc (Skandiyum) elementlerinin eklenmesi ile korozyon davranışlarında iyileştirmeler gözlenmiş olup, elementlerin çözünürlük sınırlarının altında daha iyi korozyon özellikleri elde edilmiştir (Sudholz vd., 2009).

Candan vd. AZ91 Mg alaşımlarına %0.2-0.5Ti ilavesinin mekanik, mikroyapı ve korozyon davranışlarını üzerine etkisini çalışmışlardır. Korozyon davranışları %3.5 NaCl çözeltisinde, ağırlık kaybı ve potansiyodinamik polarizasyon test yöntemleri kullanılarak değerlendirilmiştir. Ti ilavesiyle akma dayanımında %18 ve çekme dayanımında ise %47 artış gözlenmiştir. Sonuçlar, AZ91 alaşımında Ti ilavesi ile ağırlık kaybında önemli azalmalar meydana geldiğini göstermiştir. %0.5Ti içeren alaşım ile AZ91 Mg alaşımı kıyaslandığında yaklaşık 45 kat daha korozyon direncinin arttığı rapor edilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon test sonuçları ise ağırlık kaybı testlerine paralel olarak korozyon hızının azaldığını göstermiştir (Candan vd., 2011).

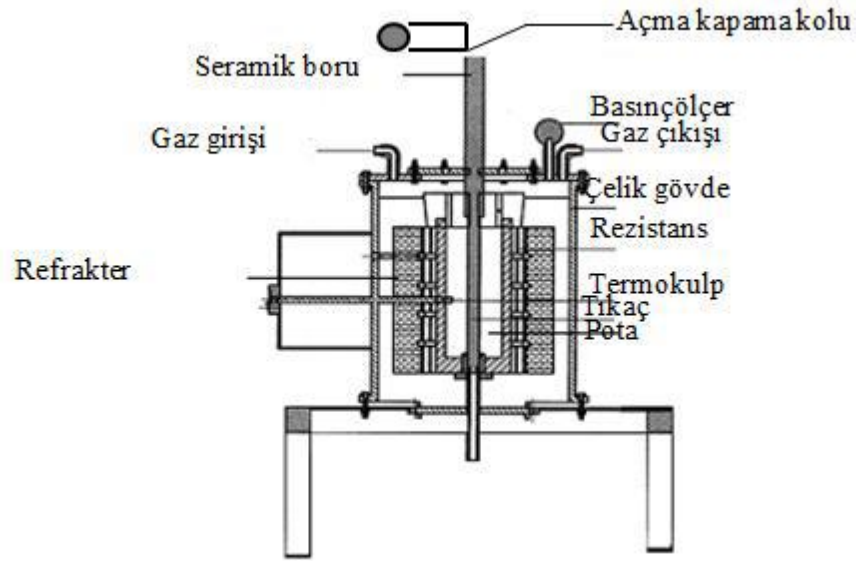
Ünver tarafından yapılan çalışmada, AZ91 magnezyum alaşımlarının döküm özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla alaşıma ağırlıkça % 0.1, 0.3 ve 0.5 oranlarında Ti

ve Cr ilave edilmiştir. Metal (kokil) kalıba döküm yöntemiyle alaşımların üretilmesi ve ilave edilen alaşım elementinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisinin incelenmesi amaçlanmıştır. Üretilen numunelerde kimyasal analiz, sertlik deneyi, basma deneyi, çekme deneyi ve korozyon deneyi uygulanmıştır. Mikroyapısal çalışmalar optik mikroskop, x-ışınları analizleri, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve EDS analizleri ile desteklenmiştir. Ti alaşım elementinin ilavesi AZ91 matriks alaşımının sertliğini yaklaşık %20 ve Cr alaşım elementinin ilavesi yaklaşık %9 arttırmıştır. Maksimum mukavemet değeri ağırlıkça %0.5Ti ilavesi ile elde edilmiştir. %0.5Ti ilavesi ile çekme mukavemeti yaklaşık %43 ve %0.3 Cr ilave edilen alaşımın %33 arttığı rapor edilmiştir. Korozyon hızı artan Ti ve Cr ilavesi ile azalmıştır (Ünver, 2011).

3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Döküm İşlemi ve Numune Hazırlama

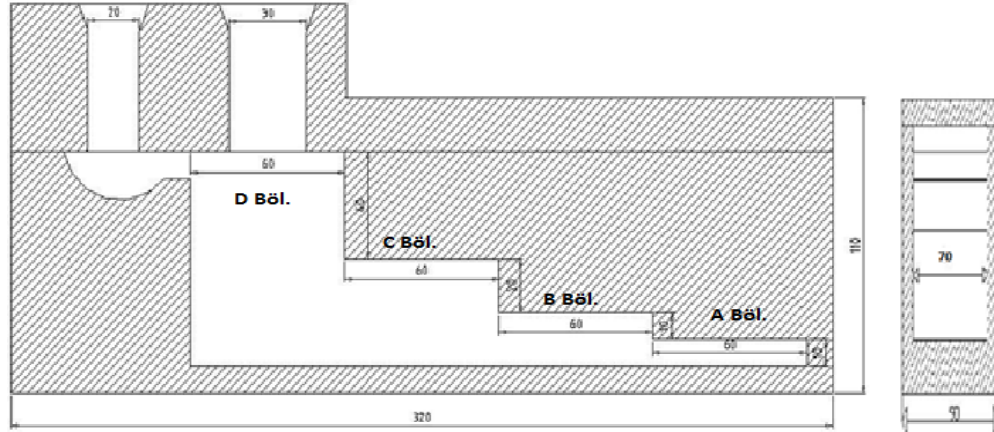
Mg alaşımlarının üretimi için %99.9 saflıkta Mg ve Al kullanılmıştır. Mg-Al-Zn (AZ91) esaslı alaşımın hazırlanmasında ve diğer alaşım elementlerinin ilavesi ön alaşım ile gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan ön alaşımlardan ikinci bir ergitme ile deney numunelerinin dökümü yapılmıştır. AZ91 alaşımına alaşım elementi olarak ağırlıkça %0.5Ti ve %0.5Pb ilave edilmiştir. AZ91 alaşımına Ti ilavesi Al-5Ti master alaşımı kullanılarak yapılmıştır. Mg alaşımlarının dökümünde Şekil 3.1’de gösterilen elektrikli direnç ocağı kullanılmıştır. Mg alaşımlarının dökümü Karabük Üniversitesinde gerçekleştirilmiştir. Üretim yöntemi ve proses parametrelerinin detayları Ünal ve Koç tarafından daha önce rapor edilmiştir (Ünal, 2008; Koç, 2008).



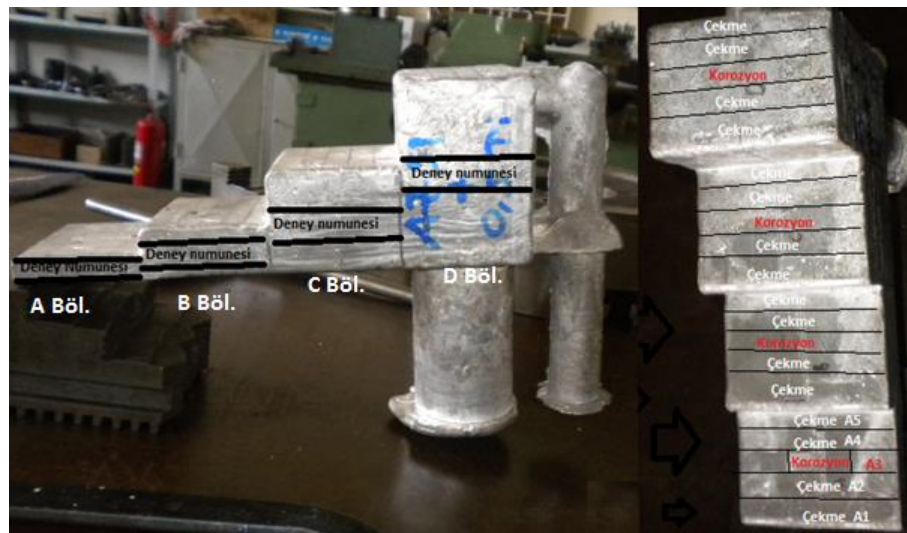
Şekil 3.1. Atmosfer kontrollü ergitme ünitesi kesit şekli (Ünal, 2008).

Ergitme ocağı, dış gövdesi 340 mm çapında çelik malzemedden yapılmış ve iç kısmı 170 mm çapında refrakter tuğla ile kaplanmıştır. Çelik gövde ile tuğla arasında ısı yalıtımı için dolgu malzemesi kullanılmıştır. Ocak içi sıcaklığı ölçmek için termokulp yerleştirilmiştir. Ocak üst kapağına sızdırmazlık sağlamak için dairesel conta (O ring) yerleştirilmiştir. Mg ve alaşımların ergitilmesi, ocağın içine yerleştirilen 2 kg kapasiteli grafit pota kullanılmıştır. Ergitme işlemi esnasında ortamın atmosferle temasını kesmek için ergitme süresince ocağa koruyucu gaz verilmiştir. Ergitme tamamlandıktan sonra

açma-kapama kolu ile ocağın içindeki potanın altında Şekil 3.2'deki ölçülerde merdiven şeklindeki kalıba dökümü yapılmıştır. Dökülen parça Şekil 3.3'de verilmiştir.



Şekil 3.2. Merdiven kalıp kesiti.



Şekil 3.3. Döküm parçaları

Dökülen parçadan Şekil 3.3'de gösterildiği gibi bölgelerden kesitler alınarak çekme ve korozyon deney numuneleri hazırlanmıştır. Şekil 3.3'de korozyon yazan bölgelerden dört eşit parçaya bölünerek hazırlanan numunelerin en orta kısmı mikroyapı, sertlik ve elektrokimyasal korozyon deneylerinde diğer kısımlar ise daldırma deneylerinde kullanılmıştır.

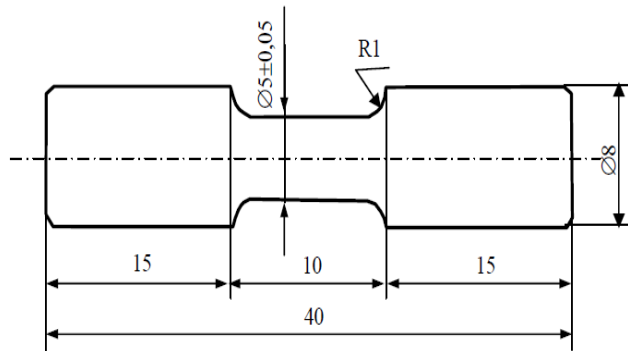
3.2. Mikroyapı Deneyi

Mikroyapı incelemesinde kullanılan numuneler; 600, 800, 1000 ve 1200'lük zımparalarla yüzeyleri saf su kullanılarak temizlendikten sonra 1µm alümina pasta kullanılarak polisaj keçesinde parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Parlatma işleminden sonra numuneler ultrasonik temizleme cihazında 3dk saf suda temizlenip kurutulmuştur. Dağlama işleminden sonra numunelerin mikroyapı görüntüleri 5X-50X de alınmıştır. Dağlayıcı olarak Acedic-picral (%95 ethanol, 6.12 gr picric asit, 100 ml saf su, 5 ml acedic asit) kullanılmıştır. Mikroyapı çalışmaları için Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi, Makine ve İmalat Mühendisliği Laboratuvarındaki NİKON marka optik mikroskop kullanılmıştır. Taramalı elektron mikroskop (SEM) çalışmaları ise Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi, Merkezi araştırma laboratuvarlarında yapılmıştır.

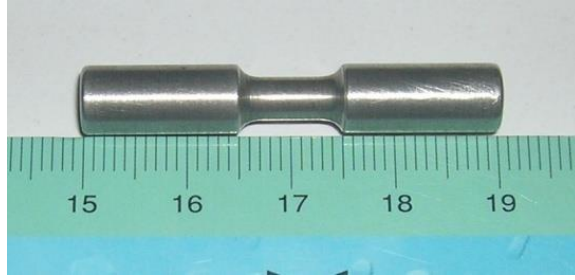
3.3.Mekanik Deneyler

3.3.1. Çekme deneyi

Çekme deney numuneleri ASTM E 8M-99 standartlarına göre hazırlanmıştır. Çekme deneyleri Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi, Makine ve İmalat Mühendisliği Laboratuvarındaki SHIMADZU marka çekme cihazında ve 0.5 mm/dk çekme hızında yapılmıştır. Çekme numunesinin teknik resmi ve çekme deney numunesi sırasıyla aşağıda verilmiştir (Şekil 3.4 ve Şekil 3.5). Şekilde görülen çekme deney numunelerinden her bölge için en az 3'er adet çekme numunesi hazırlanmıştır.



Şekil 3.4. Çekme deney numunesi teknik resmi (ASTM E 8M-99) (Yokoyama, 2003).



Şekil 3.5. Çekme deney numunesi.

3.3.2. Sertlik deneyi

Mikroyapı incelemesinde kullanılan numunelerin yüzeyleri tekrar 1000 ve 1200'lük zımparalar ile saf su kullanılarak temizlendikten sonra parlatılıp sertlik deneyleri yapılmıştır. Sertlik deneyi Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesinde bulunan HMV model SHIMADZU marka dijital sertlik cihazında 2 kg yük altında Vickers batıcı uç kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Numunelerin 5 farklı noktasından sertlik ölçümleri yapılmış ve bu ölçümlerin ortalamaları alınmıştır.

3.4. Korozyon Deneyi

Korozyon deneyleri, daldırma deneyi ve elektrokimyasal test sonuçlarına bağlı olarak değerlendirilmiştir.

3.4.1. Daldırma deneyi

Korozyon deneyi için numuneler 600, 800, 1000 ve 1200'lük zımparalarla yüzeyleri saf su kullanılarak temizlendikten sonra 1µm alümina pasta kullanılarak polisaj keçesinde parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Metalografik yöntemle hazırlanan numunelerin yüzeyleri temizlendikten ve kurutulduktan sonra 0.001 g hassasiyetindeki terazi ile tartılmıştır.

Numuneler, %3.5 NaCl çözelti içerisinde (oda sıcaklığında) 3 gün bekletilmiştir. Kaplar belirli zaman aralıklarıyla çalkalanarak 3. gün sonunda numuneler çözülden çıkartılmıştır. Çözeltiden çıkarılan numuneler, plastik fırça ile temizlenip, saf su ve alkol ile ultrasonik olarak 3' er dk temizlendikten sonra kurutulmuştur. Kurutulan numuneler tekrar hassas terazide tartılmıştır. Deney sonuçları, numunelerin günde birim yüzey alanı başına düşen kütle kaybına göre mg/cm^2 d cinsinden değerlendirilmiştir.

3.4.2. Elektrokimyasal deney

Deney numunelerinin (çalışma elektrodu) iletkenliği sağlayabilmek için arka yüzeyine 1.5 mm çapında 300 mm uzunluğunda bakır tel lehimlenmiş ve yalnızca elektrolit ile temasta olan yüzeyleri açıkta kalacak şekilde epoksi ile kaplanmıştır. Numunelerin yüzeyleri, daldırma deneylerinde olduğu gibi hazırlanmıştır.

Korozyon incelemelerinde DC105 Korozyon Analiz yazılımına sahip bilgisayar kontrollü Gamry model PC4/300 mA potansiyostat/galvonostat kullanılmıştır. Deney hücresi olarak 400 ml beher kap kullanılmıştır. Deney hücresi içerisine, çalışma elektrotu olarak deney numuneleri, karşı elektrot görevini yapan 6 mm çapında karbon elektrot ve referans elektrot olarak da doygun kalomel elektrot (SCE) yerleştirilmiştir. Şekil 3.6'de deney düzeneği görülmektedir.



Şekil 3.6. Polarizasyon deney düzeneği.

Deney çalışmalarının tümünde, öncelikle sistemden akım geçmeksizin, %3.5 NaCl çözeltisinin içine çalışma elektrodunun ve referans elektrodunun daldırılmasından itibaren ikisi arasındaki korozyon potansiyellerinin mV olarak değişimi ilk 45 dk süreyle, zamana karşı ölçülmüştür. Denge potansiyeline (E_{kor}) ulaşıldıktan sonra potansiyodinamik polarizasyon eğrileri, -2 V'dan -1V'a kadar 1 mVs^{-1} tarama aralığında katodikten anodik yöne doğru kaydedilmiştir. Tüm deneyler, her bir soğuma bölgesi için en az ikişer defa olmak üzere polarizasyon eğrileri birbirlerini

doğrulayıncaya kadar tekrar edilmiştir. Tafel eğrilerinden korozyon potansiyeli (E_{kor}) ve korozyon akım yoğunluğu (I_{kor}) hesaplanmıştır.

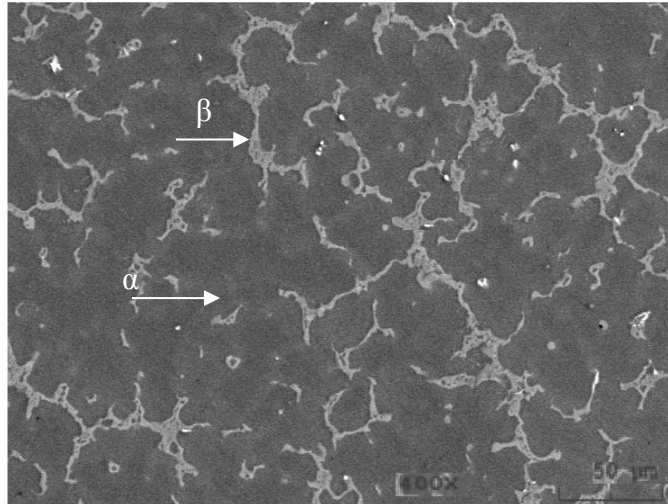
4. DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRME

4.1. Mikroyapı

Deneysel çalışmalarda; AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+%0.5Ti alaşımlarının mikroyapı incelemeleri farklı soğuma hızlarında katılan 4 ayrı bölgeden alınan numunelerden elde edilmiştir.

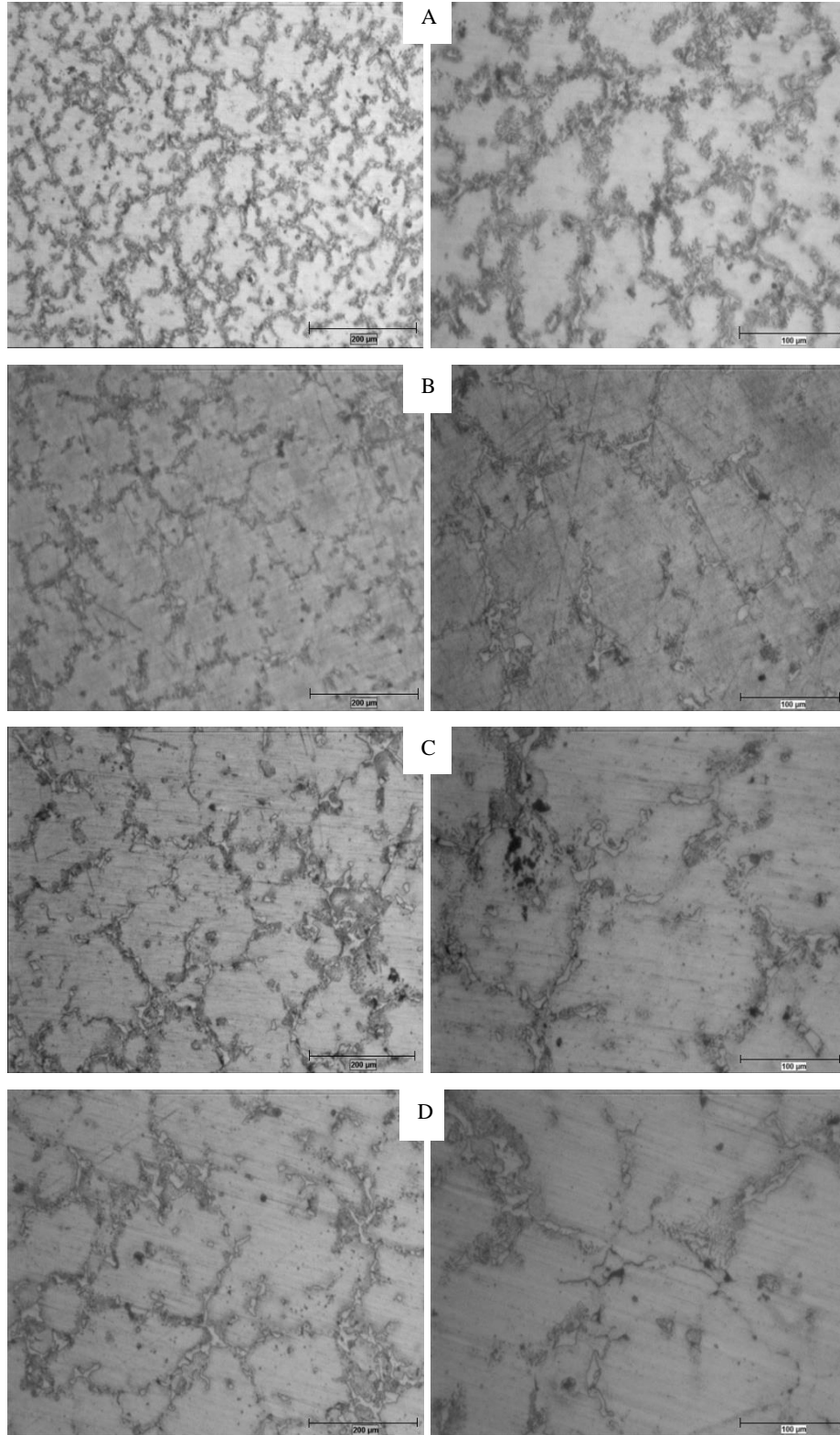
4.1.1. AZ91 alaşımı

Şekil 4.1’de AZ91 Mg alaşımının mikroyapısı incelendiğinde, yapıda Mg matris (α) fazının yanı sıra, $Mg_{17}Al_{12}$ (β) fazının tane sınırları boyunca dağıldığı görülmektedir. Literatürde, AZ91 alaşımında α -Mg matrisi ile birlikte β - $Mg_{17}Al_{12}$ ikincil fazının oluştuğu rapor edilmektedir ki bu çalışma ile uyumludur (Cizek, 2007). β ikincil fazı tane sınırları boyunca ağ şeklinde görülmektedir.



Şekil 4.1. AZ91 Mg alaşımının geri saçılan elektron görüntüsü.

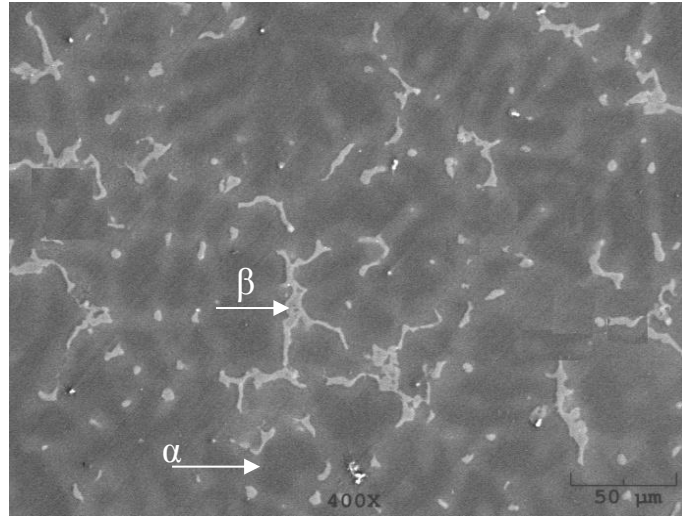
AZ91 Mg alaşımının soğuma hızlarına bağlı 10X ve 20X büyültmelerdeki mikroyapı görüntüleri Şekil 4.2’de görülmektedir. Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde soğuma hızının en yüksek olduğu A bölgesinden soğuma hızının en düşük olduğu D bölgesine doğru gidildikçe tane yapısının büyüdüğü gözlenmiştir.



Şekil 4.2. AZ91 Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı optik mikroskop görüntüleri.

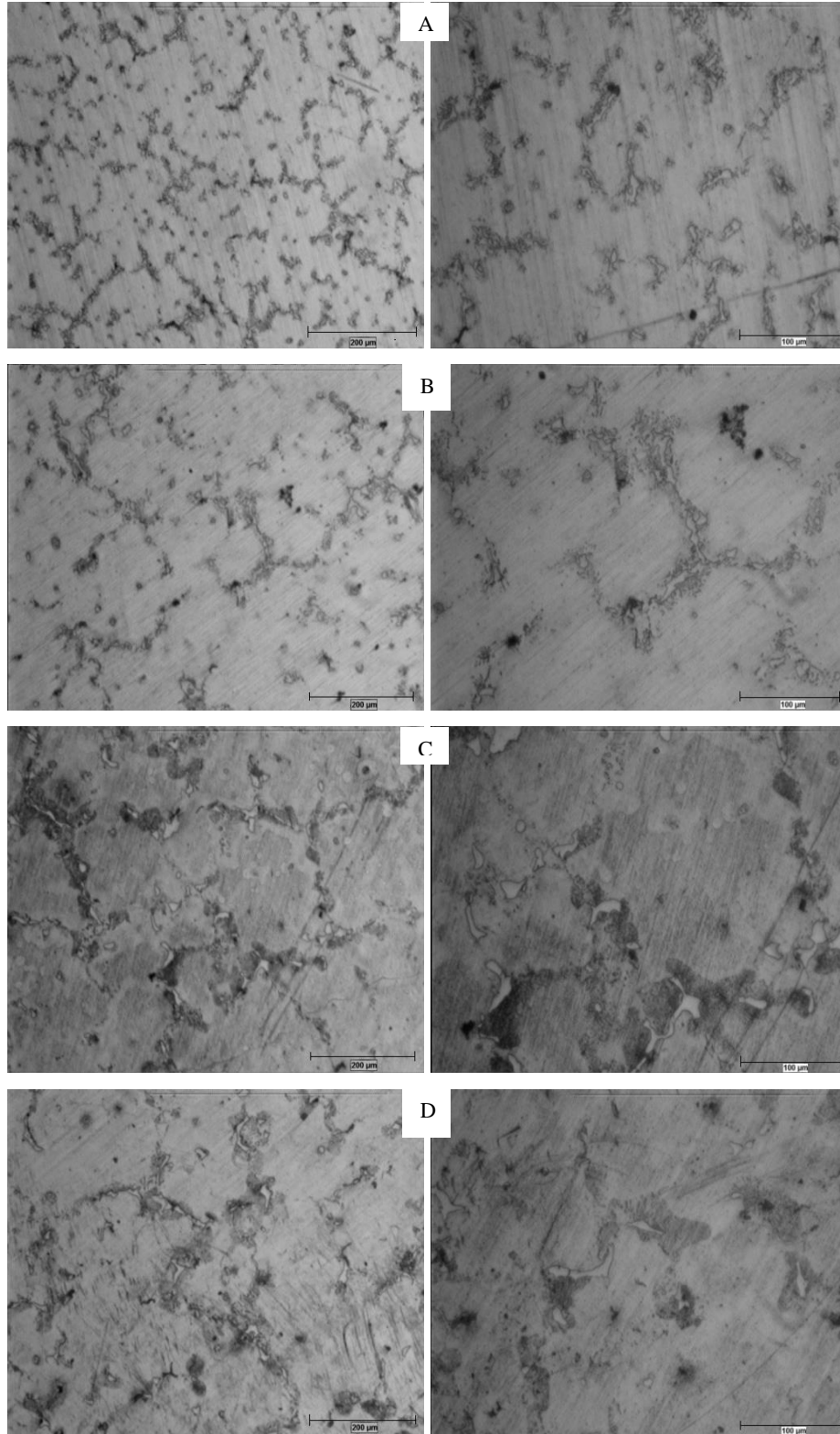
4.1.2. AZ91+0.5Pb alaşımı

AZ91 Mg alaşımında β fazı taneler arasında sürekli ağ Şeklinde bulunurken (Şekil 4.1), %0.5Pb ilave edilmiş AZ91 Mg alaşımında ise bu sürekli yapının bozulduğu ve intermetaliklerin azaldığı Şekil 4.3’de görülmektedir.



Şekil 4.3. AZ91+0.5Pb Mg alaşımının geri saçılan elektron görüntüsü.

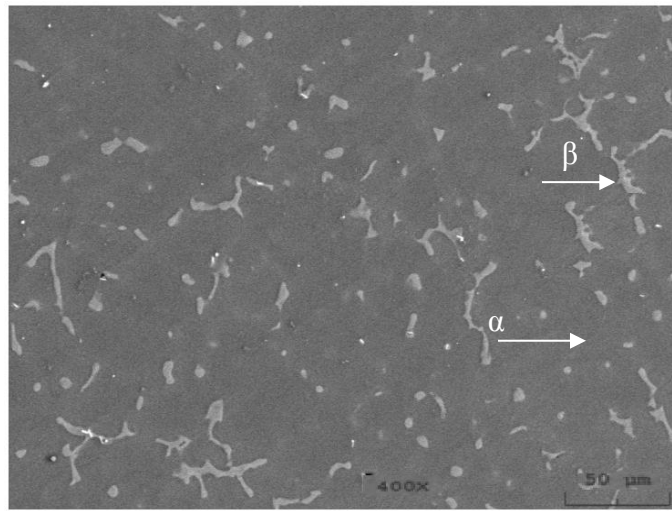
Şekil 4.4’de, AZ91+%0.5Pb alaşımının farklı soğuma hızlarında katılaşan 4 ayrı bölgeden alınan numunelerin mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Yine artan soğuma hızı ile hızlı katılaŐmanın mikroyapı morfolojisinin deđiŐtiđi ve tane boyutunun küçüldüğü gözlenmiştir.



Şekil 4.4. AZ91+0.5Pb Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı optik mikroskop görüntüleri.

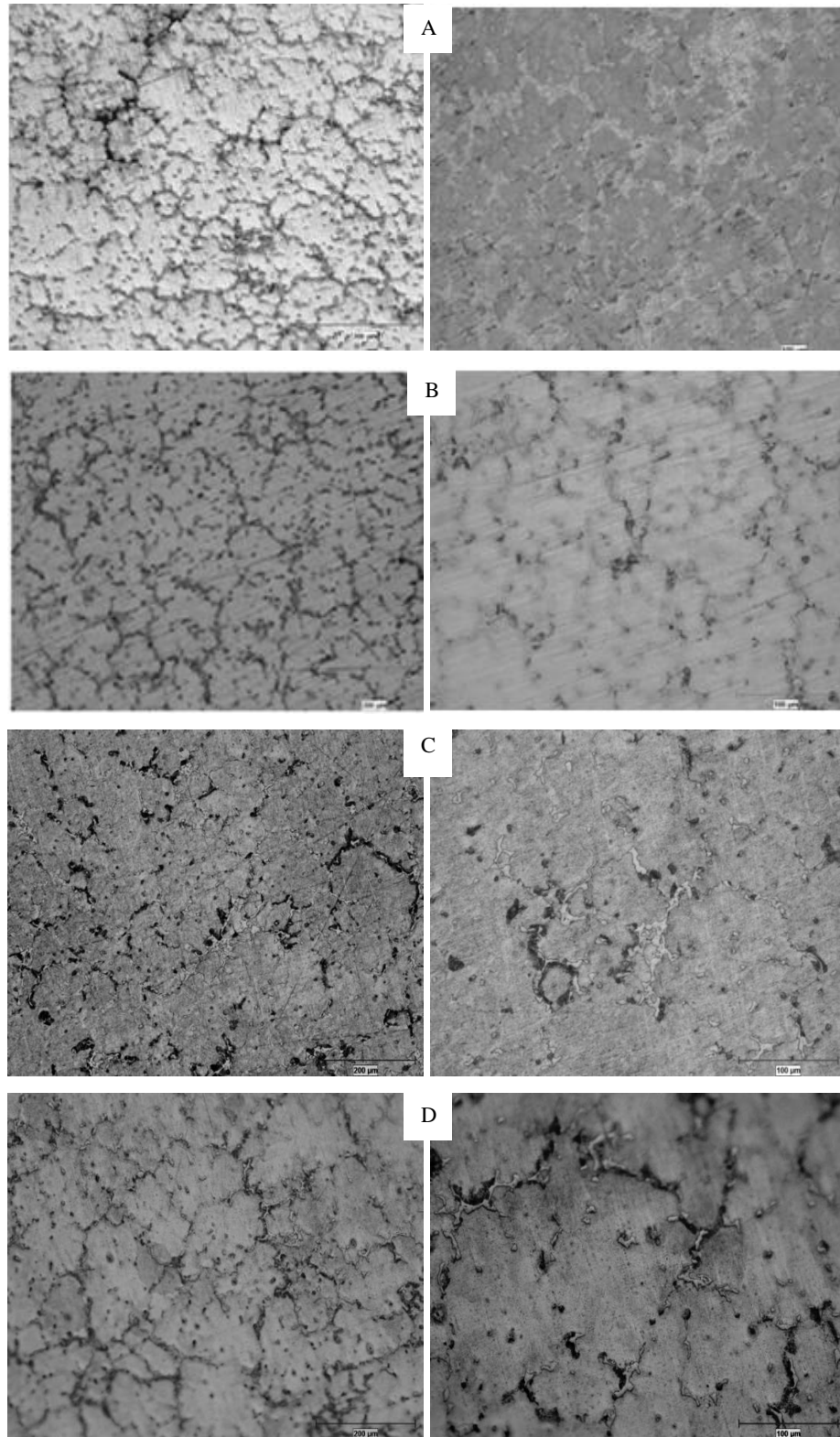
4.1.3. AZ91+0.5Ti alaşımı

%0.5Ti ilave edilmiş AZ91 Mg alaşımının mikroyapısı Şekil 4.5'de verilmiştir. AZ91 (Şekil 4.1) ve AZ91+0.5Pb (Şekil 4.3) içeren Mg alaşımının mikroyapıları ile %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımının mikroyapıları kıyaslandığında Ti ilavesi ile β fazına ait sũrekli ağ yapısının bozulduğu daha kopuk ve izole partikũllere dũnũřtũęũ gũrũlmektedir (Şekil 4.5).



Şekil 4.5. AZ91+0.5Ti Mg alaşımının geri saçılan elektron gũrũntũsũ.

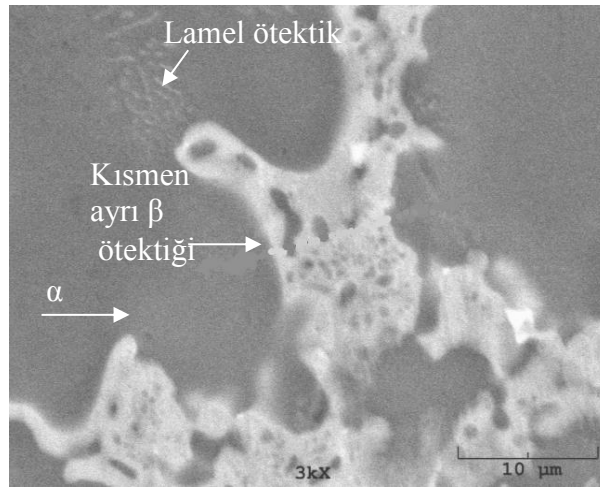
AZ91+0.5Ti alaşımının farklı soğuma hızlarına ait mikroyapıları gũrũntũleri Şekil 4.6'da gũrũlmektedir. Soğuma hızına bağlı mikroyapı morfolojileri incelendiğinde, AZ91 ve AZ91+0.5Pb içeren AZ91 Mg alaşımlarında olduğu gibi azalan soğuma hızı ile tane boyutunun bũyũdũęũ gũrũlmektedir.



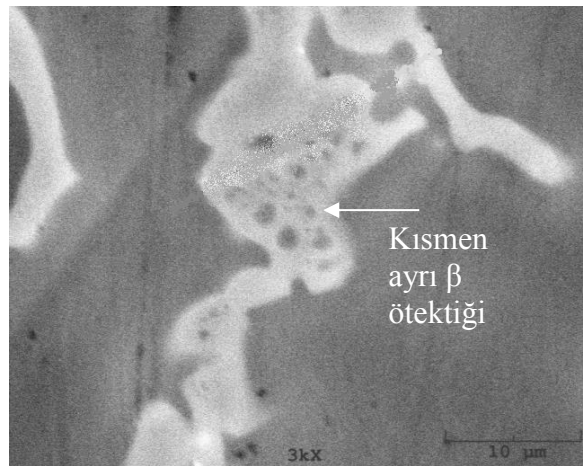
Şekil 4.6. AZ91+0.5Ti Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı optik mikroskop görüntüleri.

Alaşımlama veya katılaşma şartlarına bağlı olarak Mg alaşımlarında tamamen ayrı, kısmen ayrı veya lameller ötektik morfoliji oluşabilmektedir. Ayrıntılı geri saçılımlı SEM görüntüsü literatür ışığında değerlendirildiğinde, β ötektiğinin beyaz renkte, ayrı, kısmen ayrı ve lamel yapısında olduğu Şekil 4.7 a,c'de görülmektedir (Srinivasan, 2008; Zhao vd., 2008; Nave, 2000). Genellikle AZ91 Mg alaşımındaki lamel yapıya sahip ötektik kısmen ayrı ötektiğe bitişik şekildedir (Şekil 4.7a). AZ91 ve AZ91+0.5Pb içeren AZ91 Mg alaşımlarında yüksek büyültmedeki mikroyapısında gözlemlenen β fazındaki bazı adacıklar ötektik yapının kısmen ayrılmış olduğunu göstermektedir (Şekil 4.7a,b). Bu arada, %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımında benzer adacıklara rastlanmamıştır. Bu durum tamamen ayrı ötektik formun Ti ilavesiyle oluştuğunu göstermektedir.

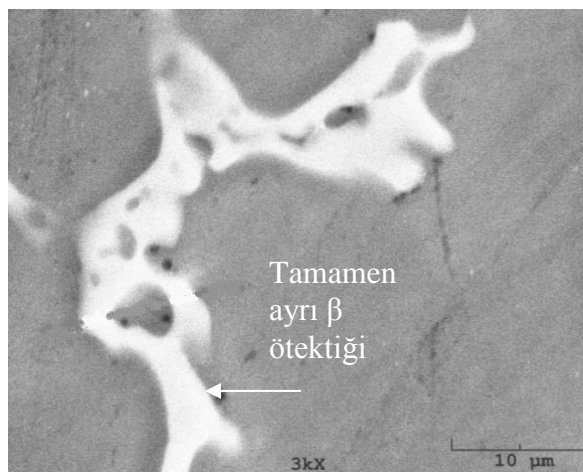
AZ91 alaşımında Pb, ~%45 gibi yüksek bir çözünürlüğe sahip olduğundan muhtemelen Al ötelenmesinden çok, yapı içerisinde katı çözültü olarak bulunmasına neden olmaktadır (Kashyap, 2000). Pb ilavesinin alaşımın soğuma modunu değiştirerek dendritlerin Al fazının ötelenmesini engelleyip yapıda katı eriyik olarak çökmesine neden olduğunu ve bunun sonucu olarak da β fazının oluşumunun bastırıldığı rapor edilmiştir. Küçük miktarlardaki Pb ilavelerinde $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazına ek olarak Mg_2Pb fazının ortaya çıkması beklenir. Ancak, literatürde AZ91 alaşımında Pb ilavesi ile Mg_2Pb fazının oluşumu ile ilgili bilgi bulunmamaktadır. Srinivasan'ın yaptığı çalışmada AZ91'e %2Pb ilavesinin yaşlanma üzerine etkisini araştırmış ve burada Mg_2Pb 'den bahsetmemiştir (Srinivasan, 2007).



(a)



(b)



(c)

Şekil 4.7. (a) AZ91, (b) AZ91+0.5Pb ve (c) AZ91+0.5Ti içeren Mg alaşımlarının ikincil fazlarının morfolojisi.

Candan vd. tarafından yapılan çalışmadaki XRD sonuçlarında, AZ91 ve %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımlarının sadece α -Mg ve β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalikliğinin mevcut olduğu rapor edilmiştir. Mg-Al faz diyagramında (Şekil 1.4) ötektik β -Mg₁₇Al₁₂ fazının Al içeriğinin %13'ün üzerine çıkınca meydana geldiği görülmektedir (Candan vd., 2011). Bununla birlikte, döküm sonrası dengesiz soğuma şartlarında da %2'ye kadar bile Al içeriğinde de ötektik yapı oluşabilmektedir (Cheng vd., 2009).

Tamamen veya kısmen ayrı ötektik yapının oluşumu katılma hızı, Al miktarına ve AZ serisi Mg alaşımlarının birincil dentrit büyüklüklerine bağlıdır. Tamamen ayrı ötektik morfolojisinin oluşma ihtimali Al-Mg alaşımına küçük miktarda Zn ilavesi ile mümkün olabilmektedir. Soğuma esnasında Zn'nun yüksek segregasyon eğiliminden ve katılmanın ilk evrelerinde katı-sıvı ara yüzeyi önündeki yapısal alt soğumadan dolayı, birincil dentritlerin büyümesinde dikkate değer bir artış göze çarpmaktadır. Bu dentritler arası mesafeyi azaltır ve buna bağlı olarak tamamen ayrı β ötektiğinin oluşumuna yardımcı olur (Dahle, 2001; Nave, 2000). Genellikle tamamen ayrı morfoloji basınçlı döküm veya düşük Al içeriğinde oluşmasına rağmen kısmen ayrı morfoloji daha yavaş soğuma ve yüksek Al içeriğinde mümkün olabilmektedir. Lamel ötektik aşırı doymuş α -Mg katı çözeltisinden oluşur (ayrı β -ötektiği ile yan yana olacak şekilde) ki katılma sırasında lamelimsi β ve α -Mg katı erişimine dönüşür (Song, 1999; Zhao vd., 2008).

Mg içerisinde Ti'nin çözünürlüğünün çok az olması (%0.2) nedeni ile intermetalik oluşmamaktadır (Polmear, 1999). Candan vd. tarafından yapılan çalışmada, EDS analizi sonucunda AZ91 ve AZ91+0.5Ti içerisinde α -Mg'deki ortalama Al miktarı sırasıyla 3.2 ve 6.1 olduğu rapor edilmiştir. Bu da %0.5Ti ilavesinde α -Mg içerisindeki Al içeriğinin yaklaşık iki kat olduğunu göstermektedir. Ti ilavesinin Mg matris içindeki Al'nin difüzyonunu etkili bir şekilde azalmasına neden olduğu düşünülmektedir (Candan vd., 2011). Böylece, kısmen ayrı veya lamel ötektiğinin bastırılması α -Mg içinde Al'un çözünürlüğünün artmasına dayandırılabilir. Daha önce de açıklandığı üzere tamamen ayrı yapı hızlı katılma veya düşük Al içeriğinde oluşur. α -Mg içinde Al'un artması dentrit uçlarında segrege Al miktarını azaltır ki bu da tamamen ayrı ötektik oluşumunu güçlendirir.

4.2. Mekanik Deneyler

4.2.1 Sertlik

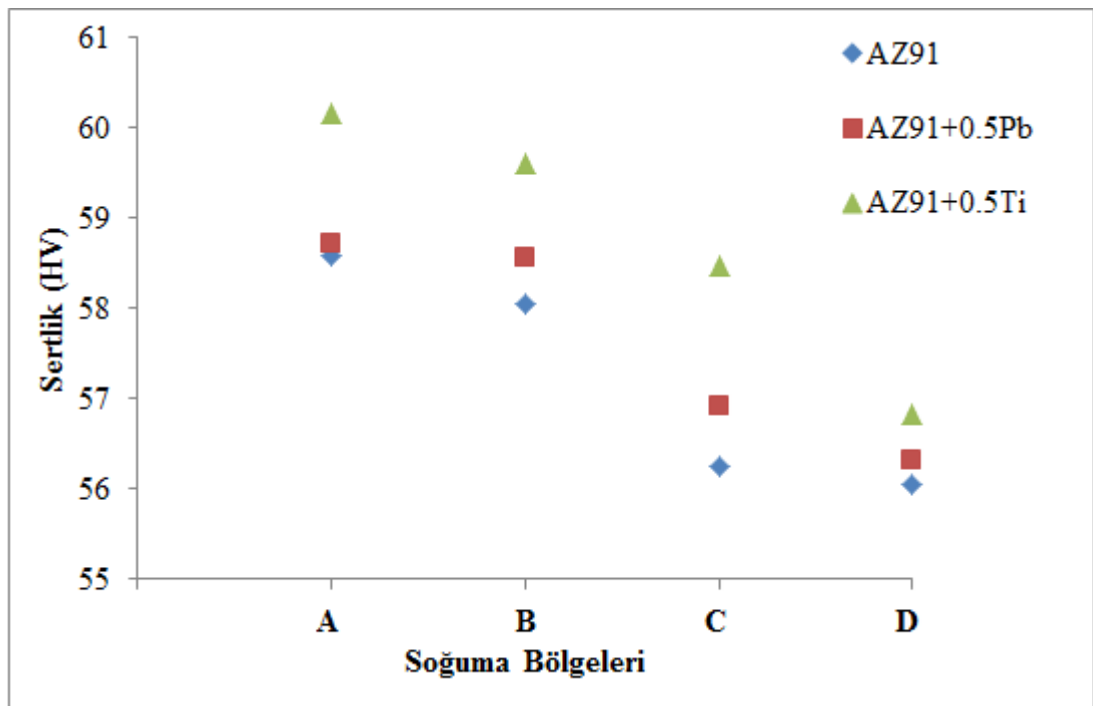
Çizelge 4.1 ve Şekil 4.8’de azalan soğuma hızına bağlı olarak AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının sertliklerinde meydana gelen değişimler verilmiştir. Alaşımların hepsinde soğuma hızının artışına bağlı olarak sertliğin az da olsa arttığı ve en hızlı katılaştıran A bölgesinin sertlik değerleri AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti Mg alaşımları için sırasıyla 58.59 HV, 58.71 HV, 60.16 HV iken en yavaş katılaştıran D bölgesi için bu değerler sırasıyla 56.05 HV, 56.32 HV ve 56.83 HV’dir.

Candan vd., tarafından 2009 ve 2011’de yapılan çalışmada, AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti içeren Mg alaşımlarının sertlik değerleri sırasıyla 77 HV, 74 HV ve 79 HV olduğu rapor edilmiştir. Bu sonuçlar Çizelge 4.1’deki sonuçlar ile karşılaştırıldığında sertlik farklılığı soğuma hızından ve bileşim farklılıklarından kaynaklanabilir. Candan vd.,’nin 2009 ve 2011’deki çalışmalarında soğuma hızının etkisi çalışılmadığından aynı soğuma şartlarında alaşım elamanlarının etkisi dikkate alınmıştır. Diğer taraftan sertlik değerinde bileşim farklılığı da önemli bir etkidir. Bu çalışmadaki alaşımın Fe oranı %0.022 iken onların çalışmasında kullanılan alaşımın Fe oranı %0.09’dir. Dolayısıyla bu çalışmada sertlik değerlerinin daha düşük olması alaşımdaki Fe oranının düşük olmasına dayandırılabilir (Candan vd., 2009; Candan vd., 2011).

Mikroyapı incelemelerinden de görüldüğü gibi (Şekil 4.2, Şekil 4.4 ve Şekil 4.6) soğuma hızının artması ile tane boyutu küçülmektedir. Tane boyutu azaldıkça, malzemedeki tane sayısı ve dolayısıyla tane sınırı oranı artar. Tane sınırları dislokasyon hareketini engelleyici etki yaptığından, tane boyutu azaldıkça malzemenin sertlik ve mukavemeti artar (Savaşkan vd., 2004). Bu konu çekme deneyi kısmında daha detaylı açıklanacaktır.

Çizelge 4.1. AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti içeren Mg alaşımlarının soğuma hızlarına bağlı sertlik sonuçları.

Bölgeler	Ortalama sertlik değerleri (HV)		
	AZ91	AZ91+0.5Pb	AZ91+0.5Ti
A	58.59	58.71	60.16
B	58.06	58.56	59.61
C	56.24	56.92	58.48
D	56.05	56.32	56.83



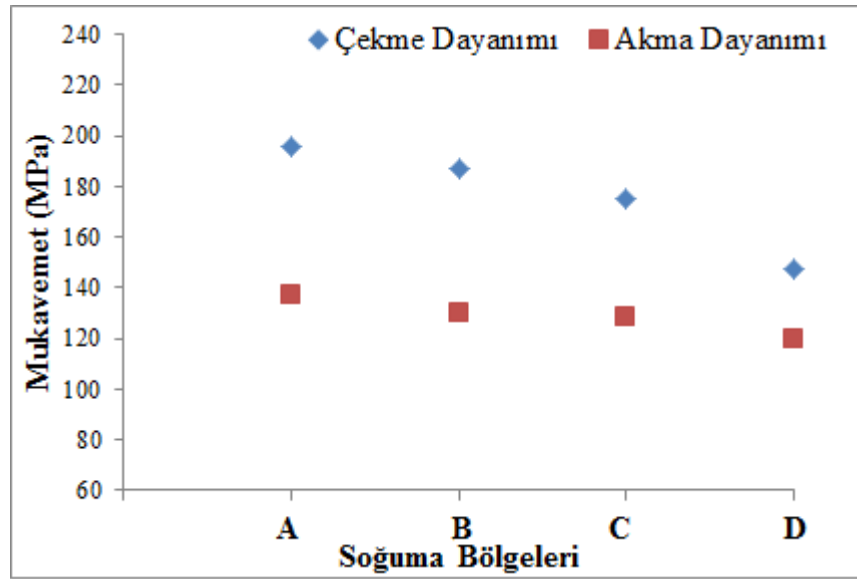
Şekil 4.8. AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının azalan soğuma hızlarına bağlı sertlik sonuçları.

4.2.2. Çekme deneyi

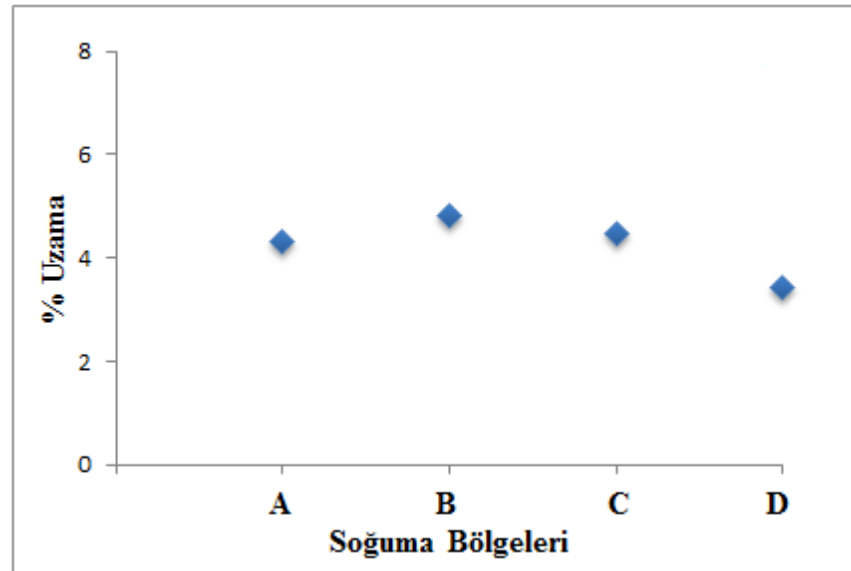
AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+%0.5Ti Mg alaşımlarının soğuma hızlarına bağlı çekme dayanımları, akma dayanımları ve % uzamaları Çizelge 4.2 ile Şekil 4.9, 4.10 ve 4.11'de verilmiştir.

Çizelge 4.2. AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının soğuma hızlarına bağlı ortalama çekme, akma ve % uzama miktarları.

Bölgeler	AZ91			AZ91+0.5Pb			AZ91+0.5Ti		
	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Ortalama % Uzama	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Ortalama % Uzama	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Ortalama % Uzama
A	196	137	4.0	207	139	4.3	216	175	4.3
B	187	130	4.4	192	131	4.2	206	167	4.3
C	175	125	4.5	187	125	4.1	192	155	4.2
D	147	120	4.3	137	92	4.0	174	139	3.8

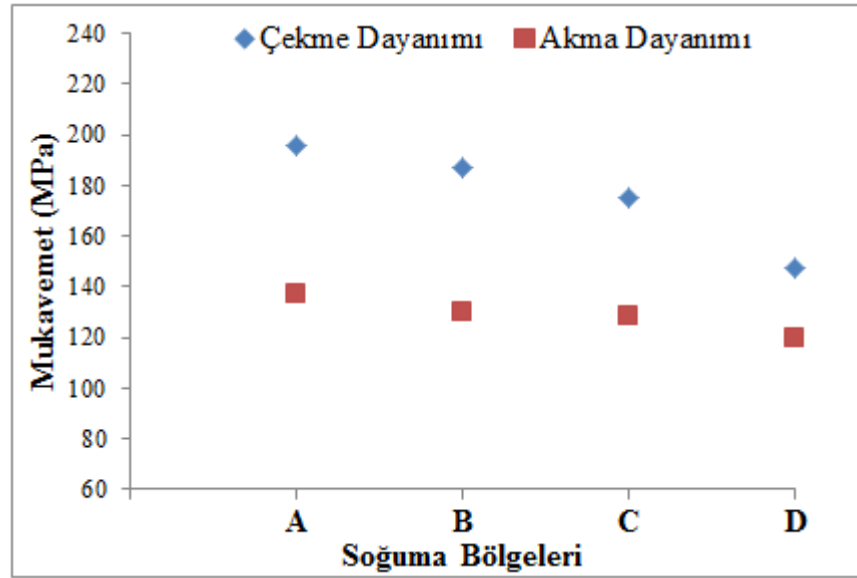


(a)

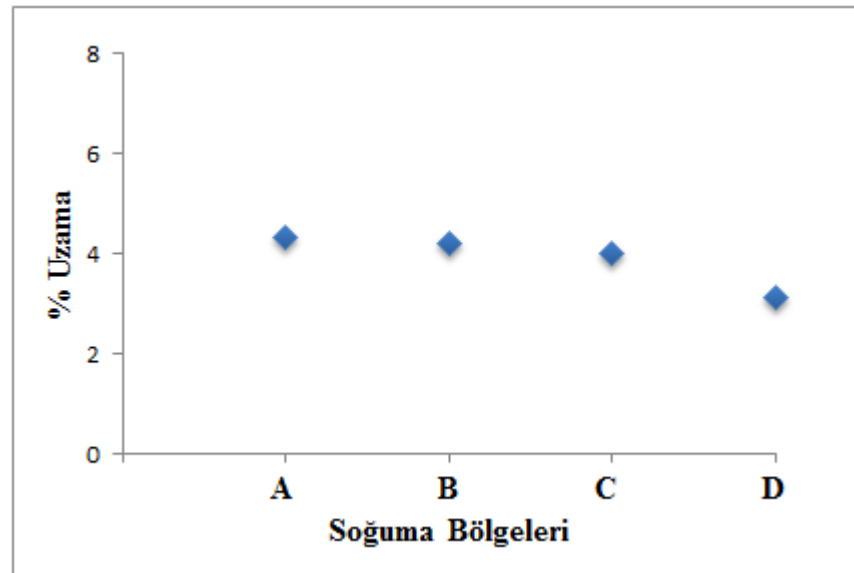


(b)

Şekil 4.9. AZ91 Mg alaşımının azalan soğuma hızlarına bağlı (a) çekme-akma dayanımı, (b) %uzama değişimi.

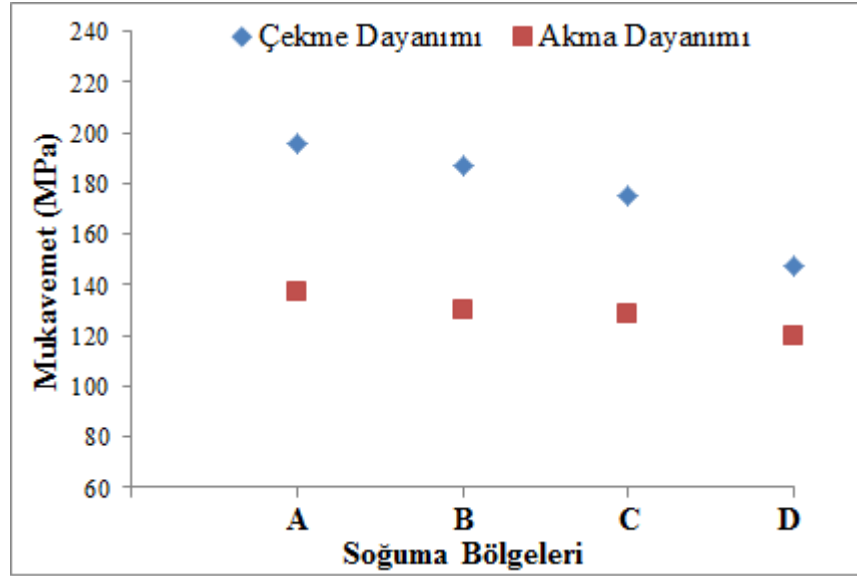


(a)

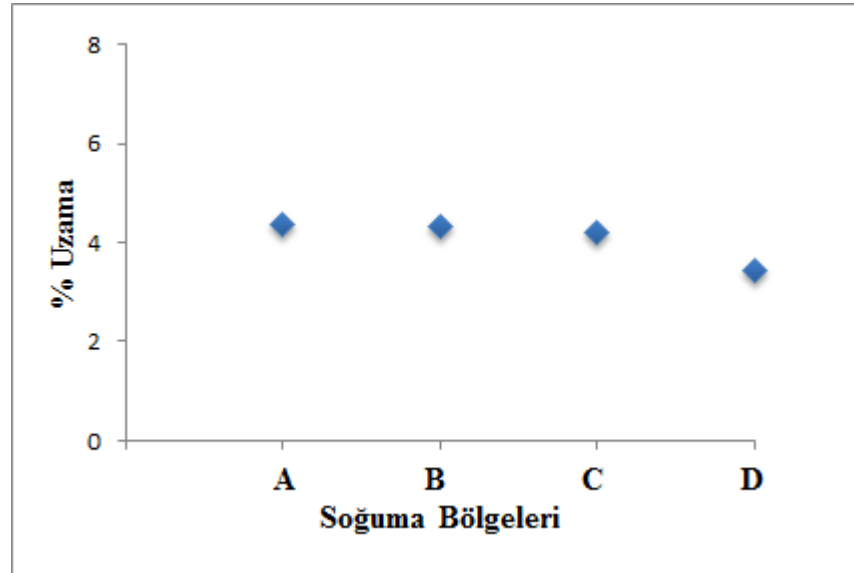


(b)

Şekil 4.10. AZ91+0.5Pb alaşımının azalan soğuma hızlarına bağlı (a) çekme-akma dayanımı, (b) %uzama değişimi.



(a)



(b)

Şekil 4.11. AZ91+0.5Ti alaşımının azalan soğuma hızlarına bağlı (a) çekme-akma dayanımı, (b) %uzama değişimi.

AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+%0.5Ti içeren Mg alaşımlarında, soğuma hızının artmasına bağlı olarak çekme ve akma dayanımları nispeten artarken uzama değerlerinde belirgin bir değişiklik görülmemiştir. Alaşımların en hızlı katılşan A bölgesinin çekme dayanımları AZ91 için 196MPa, AZ91+0.5Pb için 207MPa ve AZ91+0.5Ti için 216MPa olarak tespit edilmiştir. En yavaş soğuyan D bölgesi için ise bu değerler; AZ91 için 147MPa, AZ91+0.5Pb için 137MPa ve AZ91+0.5Ti için 174MPa olarak belirlenmiştir.

Ağırlıkça %0.5 Pb ve Ti içeren AZ91 Mg alaşımlarının çekme ve akma dayanımlarının nispeten artması β fazının modifikasyonu ile açıklanabilir. AZ91 Mg alaşımına %0.5Pb ve %0.5Ti ilavesi Şekil 4.7’de görüldüğü üzere tanelerarası $Mg_{17}Al_{12}$ fazının dağılımını, sürekliliğini ve genişliğini azaltmıştır.

Tane sınırları boyunca sürekli ağ yapısına sahip gevrek β fazının varlığı kolay kırılma yollarıdır. AZ91 Mg alaşımın düşük çekme ve akma dayanımı göstermesinin nedeni, α -Mg’deki ağ şeklindeki gevrek β intermetalik fazın kolaylıkla kırılabilmesi ve plastik deformasyon sırasında gevrek kırılmaya neden olması ile açıklanabilir.

%0.5Pb ve %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımının çekme dayanımları ve akma dayanımlarındaki artış, β -faz morfolojisinin değişmesiyle (kısmen ayrı veya lamel tipi ötektikten çok tamamen ayrı ötektik) tane sınırlarındaki ağ şeklindeki kırılğan fazların azalmasına ve α -Mg içinde Al’nin artmasından (mikroyapıda açıklanmıştır) dolayı katı eriyik sertleşmesine dayandırılabilir.

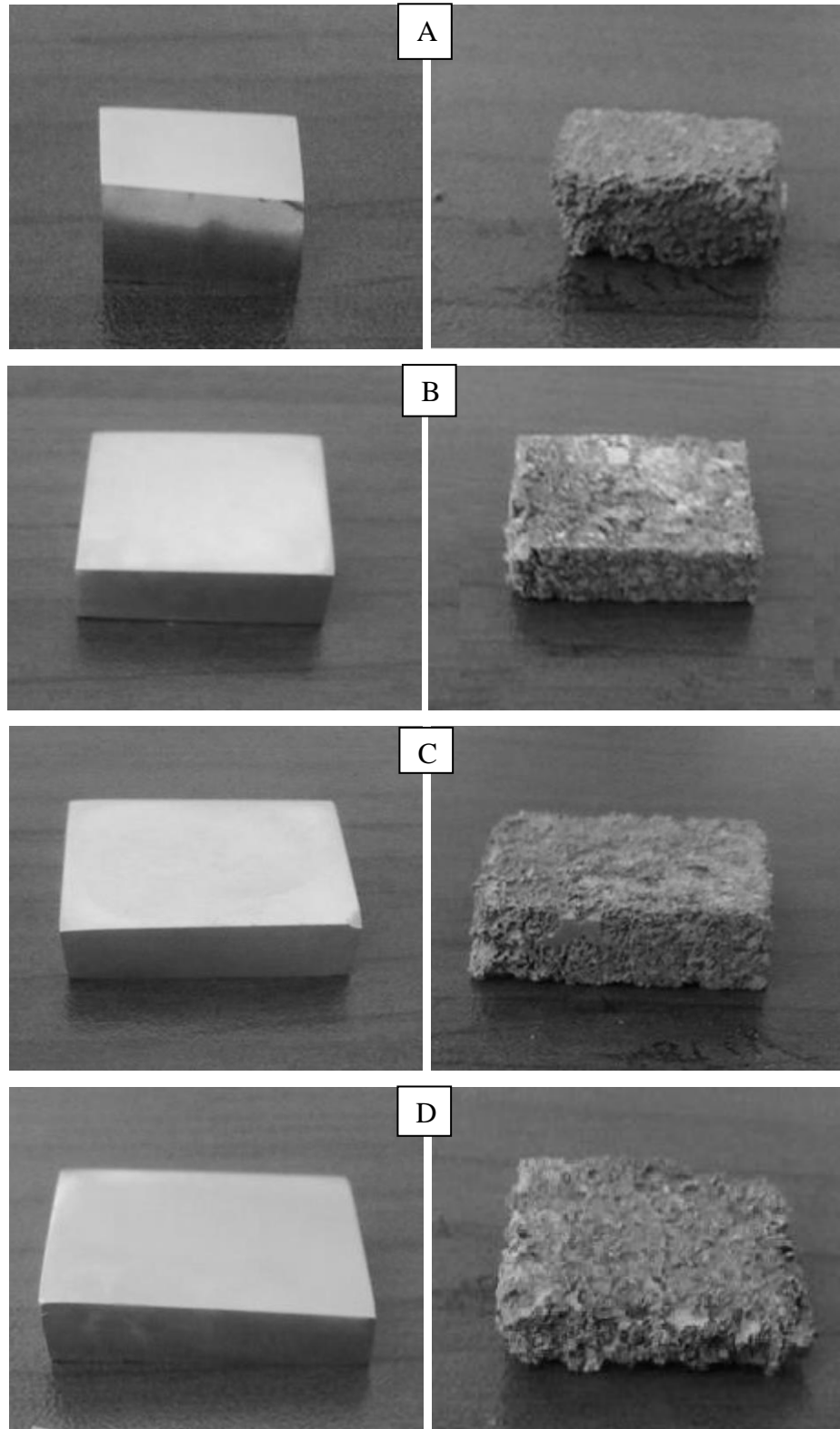
Candan vd. tarafından yapılan daha önceki çalışmalarda, AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti alaşımlarında çekme dayanımları 140MPa, 194MPa ve 170MPa olduğu rapor edilmiştir. Bu sonuçlar Pb ve Ti ilavesi ile mekanik özelliklerin artışı noktasından paralellik göstermektedir. Ancak, değerlerdeki farklılıklar onların çalışmalarındaki soğuma hızlarından kaynaklandığı gibi alaşımların bileşiminden de kaynaklanabilir. Candan vd. tarafından yapılan çalışmada, AZ91 Mg alaşımına Ti ilavesi ile tamamen ayrı β -ötektiğinin oluşumunun yanında α -Mg’de bulunan eser Fe’in Ti tarafından bağlanarak yeni bir fazın oluşmasına neden olabileceği rapor edilmiştir. Candan vd. çalışmasındaki Fe miktarı 0.09 iken bu çalışmada Fe miktarı 0.022’dir. Dolayısıyla, daha yüksek Fe içeren AZ91 alaşımında tane sınırlarında yeni oluşabilecek kırılğan fazın çekme ve akma dayanım değerlerinin daha düşük olmasına neden olabilir (Candan vd., 2011; Candan vd., 2009).

Candan vd. çalışmalarında, Pb’nin çekme dayanımına etkisinin Ti’den daha yüksek olduğu rapor edilirken bu çalışmada Ti’nin etkisinin daha yüksek olduğu gözlenmiştir (Candan vd., 2011; Candan vd., 2009). Bunun nedeni Fe’in oluşturduğu tane sınırlarındaki kırılğan fazların azalmasına dayandırılabilir.

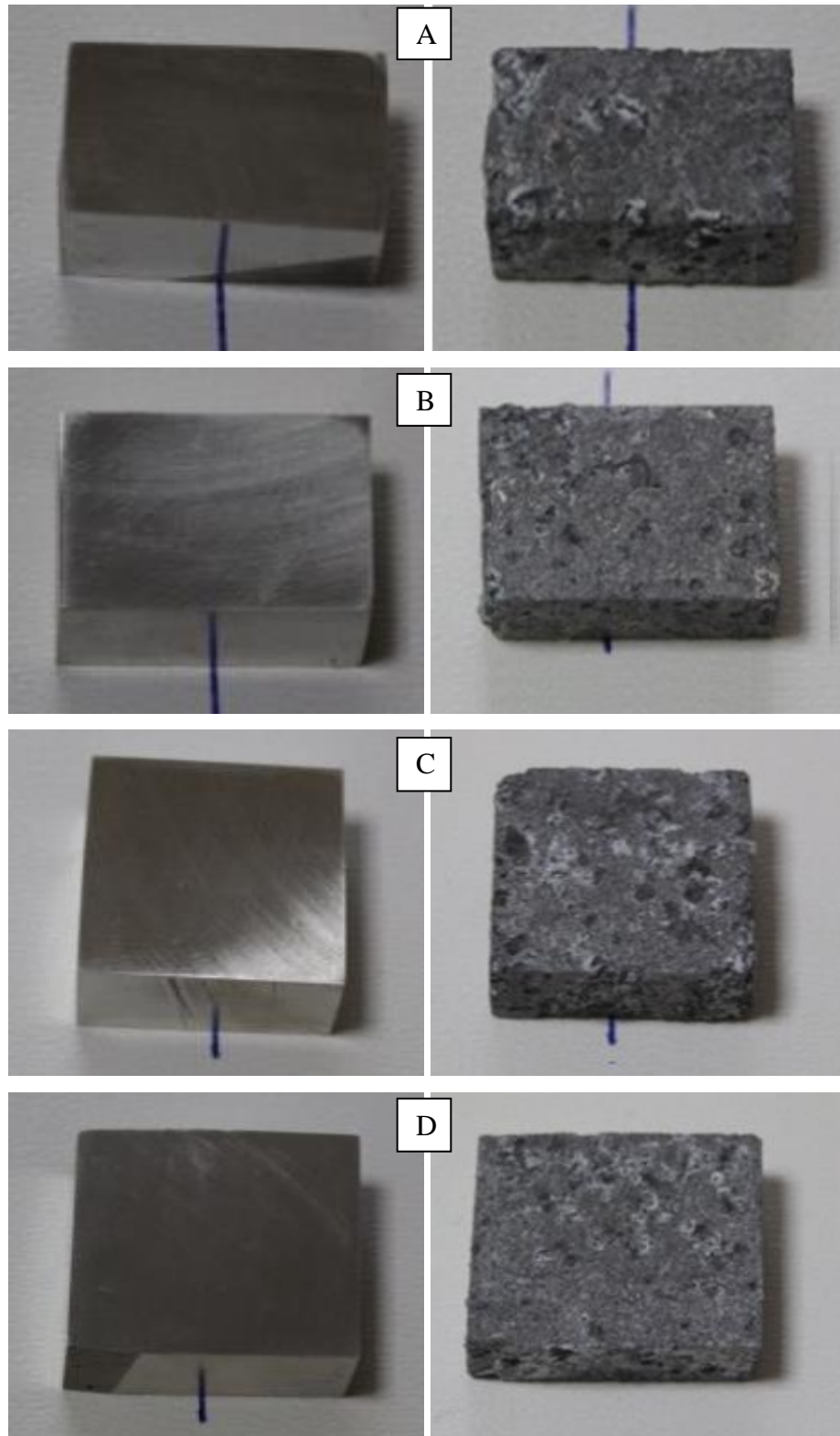
4.3. Korozyon

4.3.1 Makroyapı

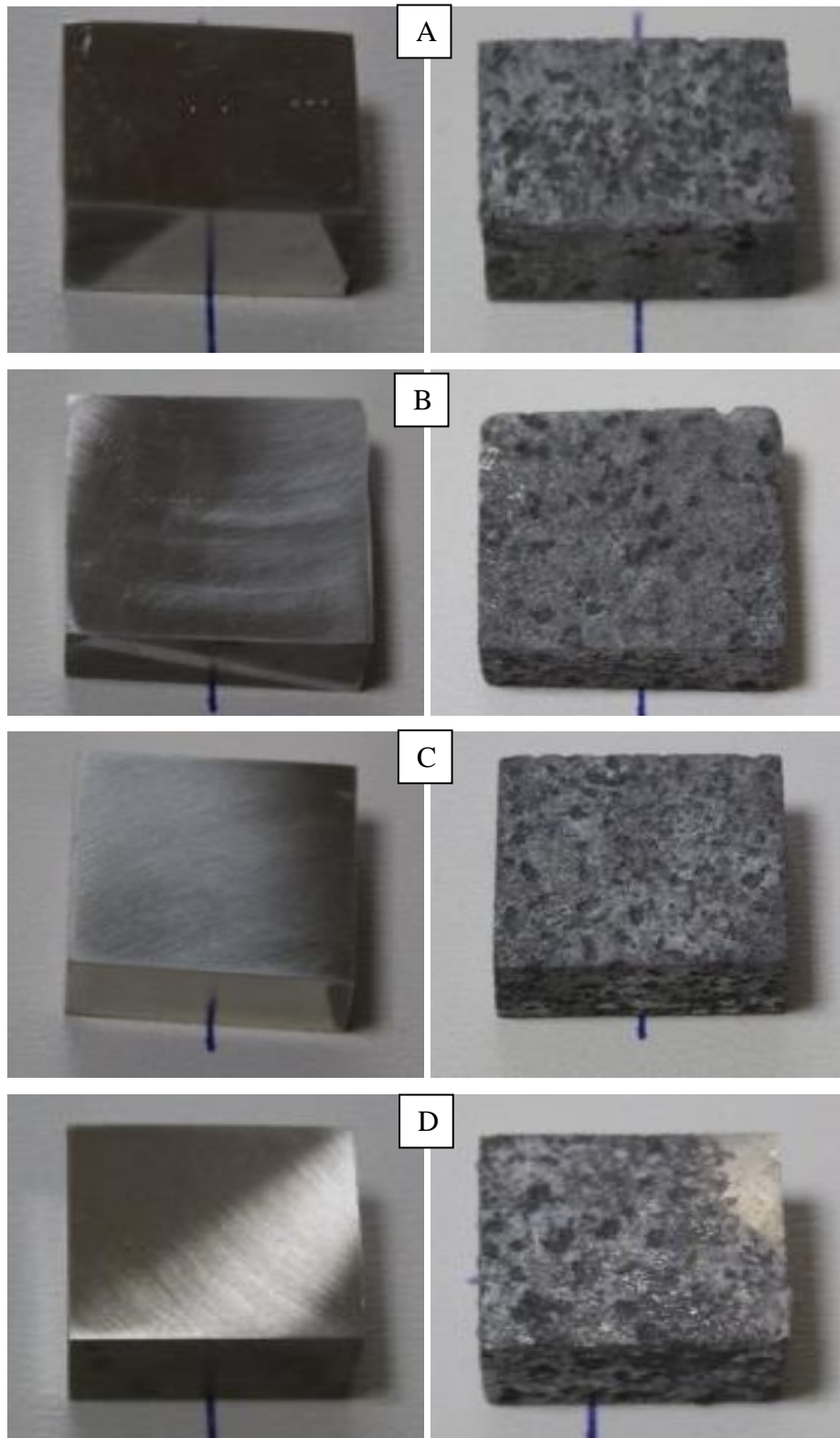
Soğuma hızına bağlı, korozyon öncesi ve sonrası AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+%0.5Ti Mg alaşımlarının makroyapı fotoğrafları sırasıyla Şekil 4.12, 4.13 ve 4.14'de verilmiştir. Makro yapılardan da görüldüğü gibi bütün numunelerin Cl^- içeren ortamda bekletilmelerinden dolayı korozyona uğradıkları ve hızlı katılaşan A bölgesinin yavaş katılaşan D bölgesine nazaran korozyon direncinin daha iyi olduğu gözlenmiştir. Diğer bir değişle, soğuma hızı arttıkça alaşımın korozyon direnci artmaktadır. Bunun nedenleri aşağıdaki “korozyon kaybı” bölümünde açıklanmıştır.



Şekil 4.12. AZ91 Mg alaşımlarının azalan soğuma hızına bağlı korozyon öncesi ve sonrası makroyapı resimleri.



Şekil 4.13. AZ91+%0.5Pb Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı korozyon öncesi ve sonrası makro yapı resimleri.



Şekil 4.14. AZ91+0.5Ti Mg alaşımının azalan soğuma hızına bağlı korozyon öncesi ve sonrası makroyapı resimleri.

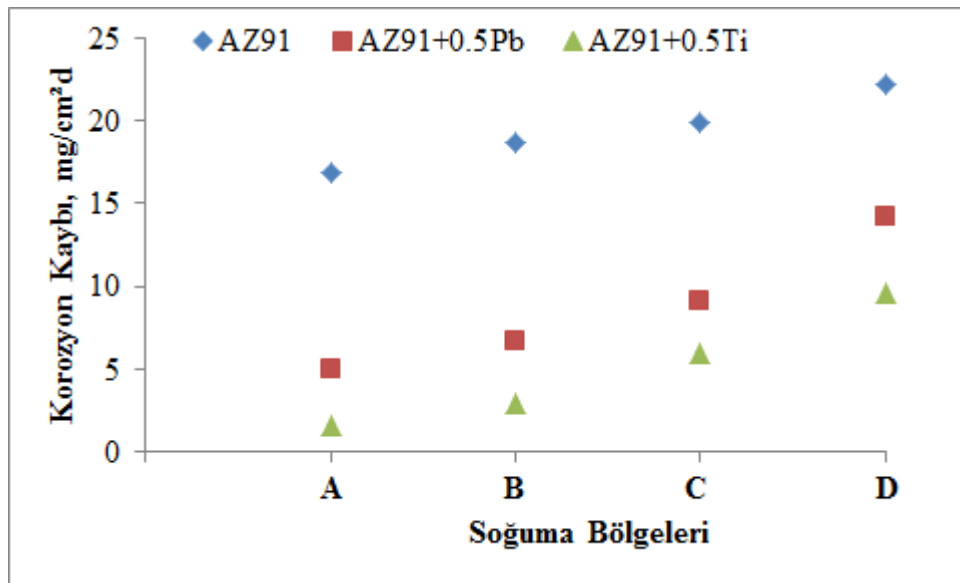
4.3.2. Korozyon kaybı

AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+%0.5Ti içeren Mg alaşımlarının soğuma hızlarına bağlı korozyon kaybı farkları Çizelge 4.3 ve Şekil 4.15’de verilmiştir. Korozyon kaybı korozyon öncesi ve sonrası ağırlık değişiminin gündeki numune yüzey alanına oranlanmasıyla ($\text{mg}/\text{cm}^2\text{d}$) hesaplanmıştır.

Bütün alaşımlarda soğuma hızındaki artışa bağlı olarak korozyon kaybının azaldığı, AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+%0.5Ti alaşımlarının en hızlı soğuyan A bölgesi için korozyon kaybı değerleri sırasıyla $16.87 \text{ mg}/\text{cm}^2\text{d}$, $5 \text{ mg}/\text{cm}^2\text{d}$ ve $1.63 \text{ mg}/\text{cm}^2\text{d}$ iken en yavaş soğuyan D bölgesi için bu değerler $22.17 \text{ mg}/\text{cm}^2\text{d}$, $14.17 \text{ mg}/\text{cm}^2\text{d}$ ve $9.6 \text{ mg}/\text{cm}^2\text{d}$ olarak hesaplanmıştır. Bu sonuçlar, AZ91 alaşımına %0.5Pb ilavesiyle A bölgesi için korozyon kaybının %70 ve %0.5Ti ilavesiyle %90 oranında azaldığını göstermektedir.

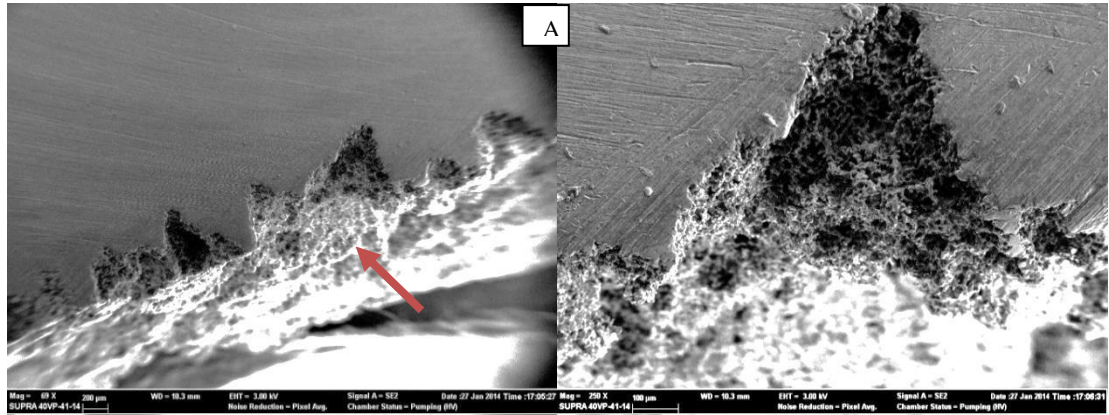
Çizelge 4.3. AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+%0.5Ti Mg alaşımlarının azalan soğuma hızına bağlı korozyon kaybı.

Bölgeler	Ortalama Korozyon kaybı ($\text{mg}/\text{cm}^2\text{d}$)		
	AZ91	AZ91+0.5Pb	AZ91+0.5Ti
A	16.87	5	1.63
B	18.73	6.7	2.9
C	19.93	9.17	5.93
D	22.17	14.17	9.6

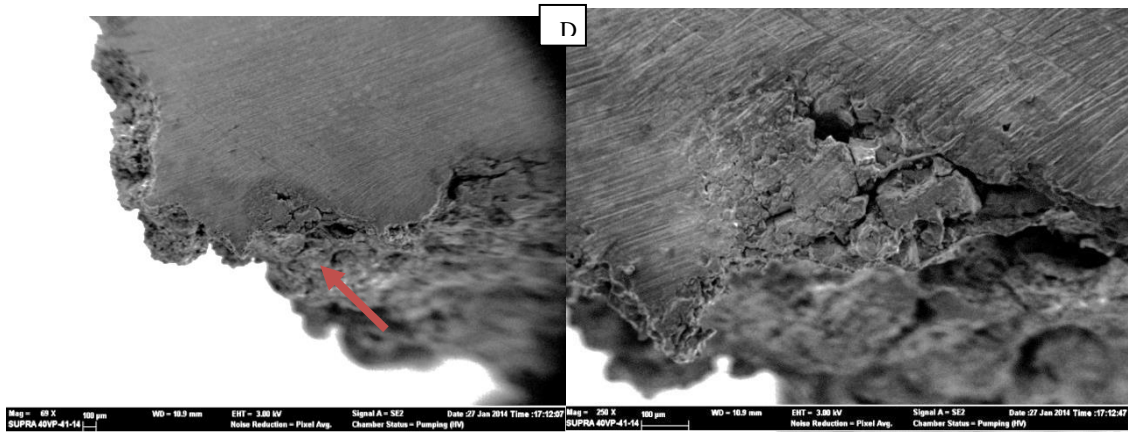


Şekil 4.15. AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının azalan soğuma hızlarına bağlı korozyon kaybı.

Şekil 4.16, 4.17 ve 4.18’ de, %3.5 NaCl çözeltisinde 3 gün bekletilen AZ91, %0.5Pb ve %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımlarının en hızlı katılaşan A bölgesi ve en yavaş katılaşan D bölgelerine ait düşük ve yüksek büyültmedeki kesit SEM mikroyapıları verilmektedir. Tüm alaşımların kesit SEM görüntüleri incelendiğinde, yavaş katılaşan D bölgesinin daha fazla korozyona uğradığı görülmektedir. SEM analizleri korozyon kaybı sonuçlarını teyit ederek en fazla korozyona uğrayan alaşımın AZ91 olduğunu göstermektedir. Burada dikkat çeken diğer bir nokta, her ne kadar korozyon kaybı sonuçlarında %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımının en iyi korozyon direnci göstermesine rağmen, kesit SEM görüntülerinden %0.5Pb içeren AZ91 Mg alaşımının daha az korozyona uğradığıdır (Şekil 4.17).

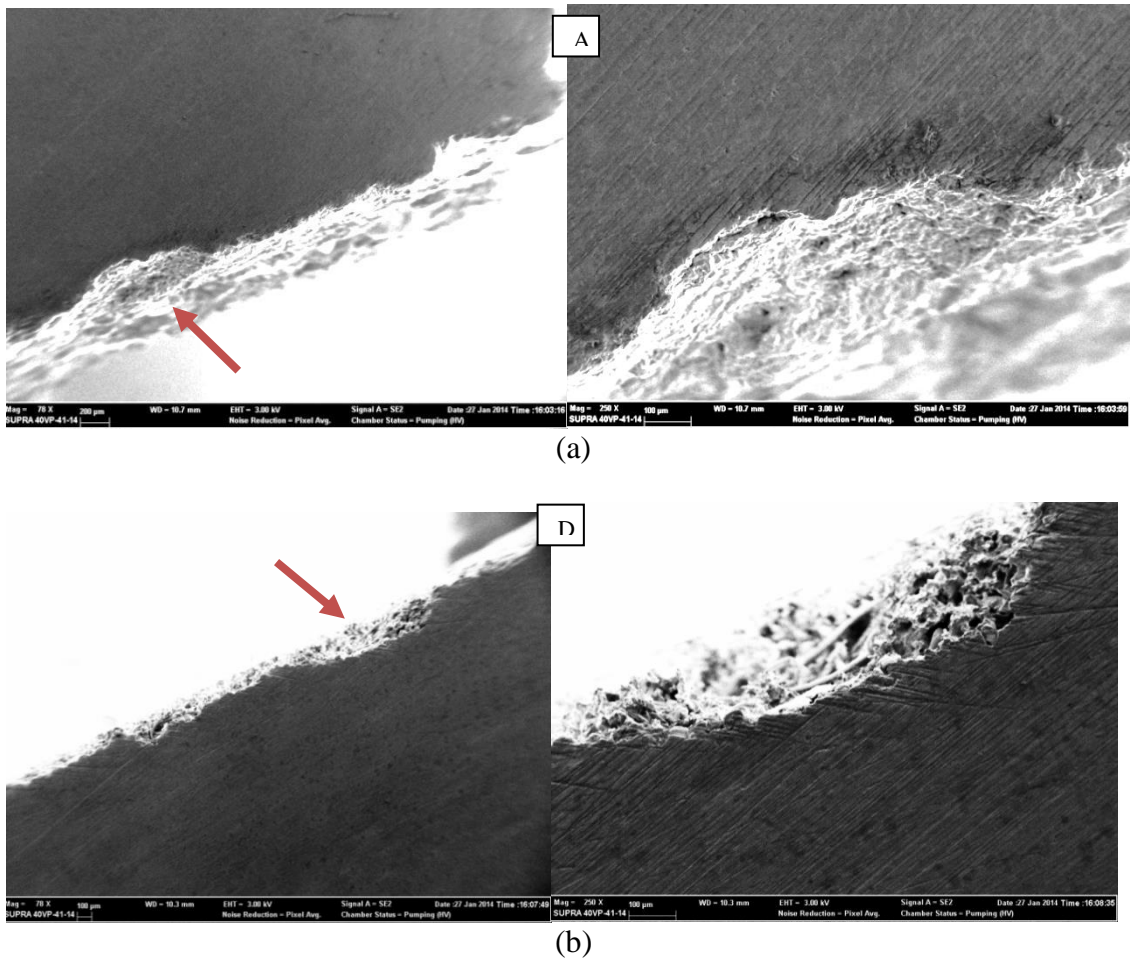


(a)

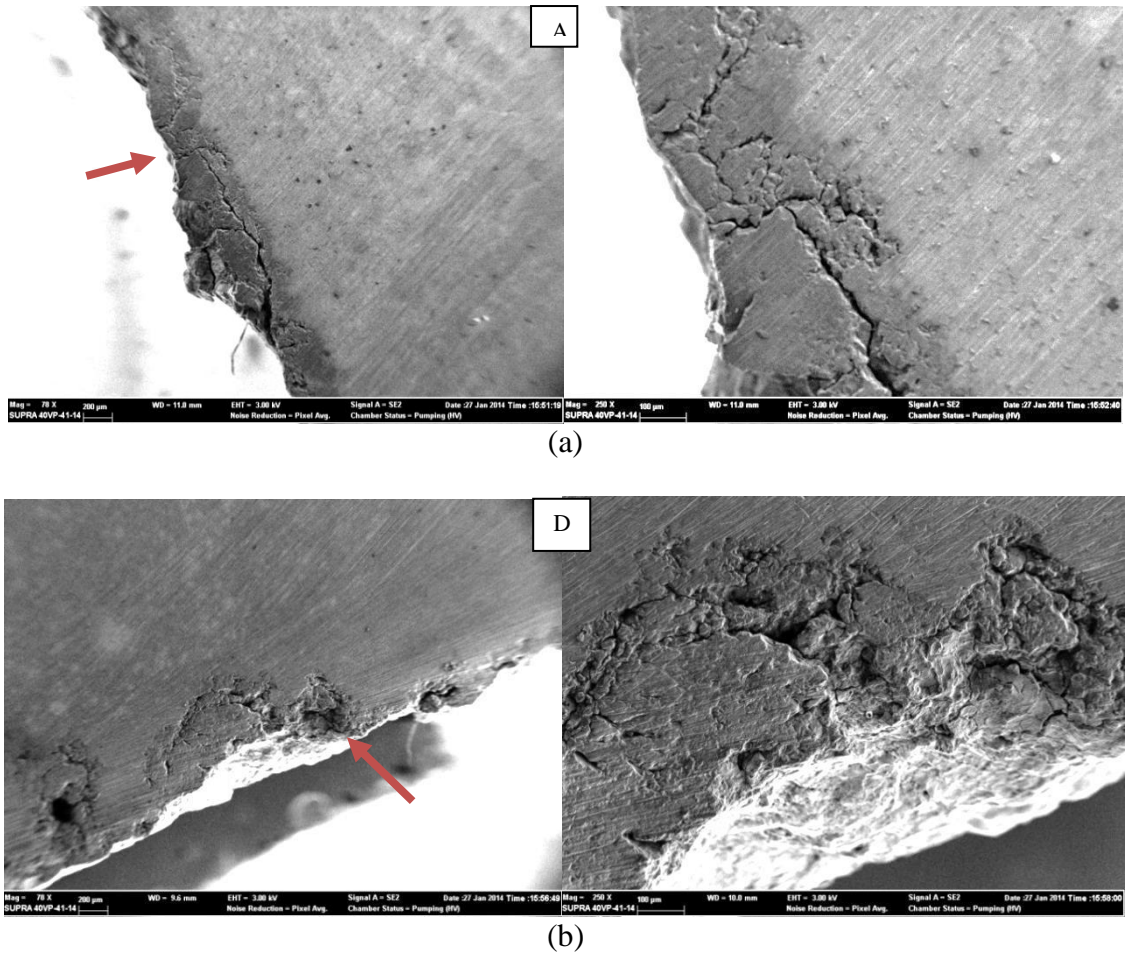


(b)

Şekil 4.16. Korozyon sonrası (a) en hızlı katılaşan A ve (b) en yavaş katılaşan D bölgesine ait AZ91 Mg alaşımının düşük ve yüksek büyültmedeki kesit SEM görüntüleri.



Şekil 4.17. Korozyon sonrası (a) en hızlı katılaşan A ve (b) en yavaş katılaşan D bölgesine ait AZ91+0.5Pb Mg alaşımının düşük ve yüksek büyültmedeki kesit SEM görüntüleri.



Şekil 4.18. Korozyon sonrası (a) en hızlı katılaştan A ve (b) en yavaş katılaştan D bölgesine ait AZ91+0.5Ti Mg alaşımının düşük ve yüksek büyütmedeki kesit SEM görüntüleri (ok hem malzeme yüzeyini hemde büyütülen alanı göstermektedir).

Kullanılan tüm alaşımlarda soğuma hızının artması ile korozyon kaybının azalması şu şekilde açıklanabilir; hızlı katılaşma sonucunda tane sınırı segregasyonu daha azdır dolayısıyla potansiyel fark daha az olacaktır. Yavaş soğumada tane sınırlarında segregasyon daha fazla aynı zamanda mikro çekmeden kaynaklanan mikro boşluklar çok daha fazladır. Dolayısıyla, hem segregasyonun hem de mikro boşlukların meydana getirdiği potansiyel fark korozyonu hızlandırır. Ayrıca tane sınırlarında amorf bölgenin daha fazla olması potansiyel farkını doğurabilir. Bu nedenle korozyon hızı artabilir.

AZ91 alaşımının Pb ve Ti içeren alaşımlara göre daha yüksek korozyona maruz kalmasının nedeni, mikroyapı içerisindeki $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının miktarı ve morfolojisine dayandırılmaktadır. Galvanik korozyonun temeline göre, anot (α -Mg) ile kıyaslandığında katot (intermetalikler) oranının büyük olması galvanik korozyonu hızlandırıcı rol oynar (Song, 1999). Pb ve Ti ilavesi Şekil 4.3 ve Şekil 4.5’de görüldüğü üzere $Mg_{17}Al_{12}$ fazının dağılımlını, sürekliliğini ve genişliğini azaltmıştır. Bununla birlikte Pb ve Ti matris içerisindeki katı eriyik Al miktarını da arttırmaktadır. Bu noktadan azalan katot miktarı ve matris içerisindeki artan katı eriyik Al miktarı korozyonu azaltıcı etki yapabilir. Ayrıca literatürde, AZ91’deki α -Mg içerisindeki Al’nin artması korozyon direncinin arttırıcı rol oynadığı rapor edilmiştir (Anık, 2006).

%0.5Pb içeren AZ91 Mg alaşımlarının korozyon kaybının $42.7 \text{ mg/cm}^2\text{d}$ olduğu Candan vd. yapılan çalışmada rapor edilmiştir (Candan vd., 2009). Bu çalışmada ise en hızlı katılaşan A bölgesi için korozyon kaybının $5 \text{ mg/cm}^2\text{d}$ ve en yavaş katılaşan D bölgesi için ise korozyon kaybının $14.17 \text{ mg/cm}^2\text{d}$ olduğu bulunmuştur. Sonuçlar arasındaki farklılık soğuma hızı ve bileşim farklılığından kaynaklanabilir. Pb ilavesinin korozyon kaybını azaltmadaki rolü mikroyapıda meydana gelen intermetalik fazların oluşumunun bastırılarak miktarının azaltılması ve matristeki Al katı eriyik miktarının artmasına dayandırılabilir (Şekil 4.3).

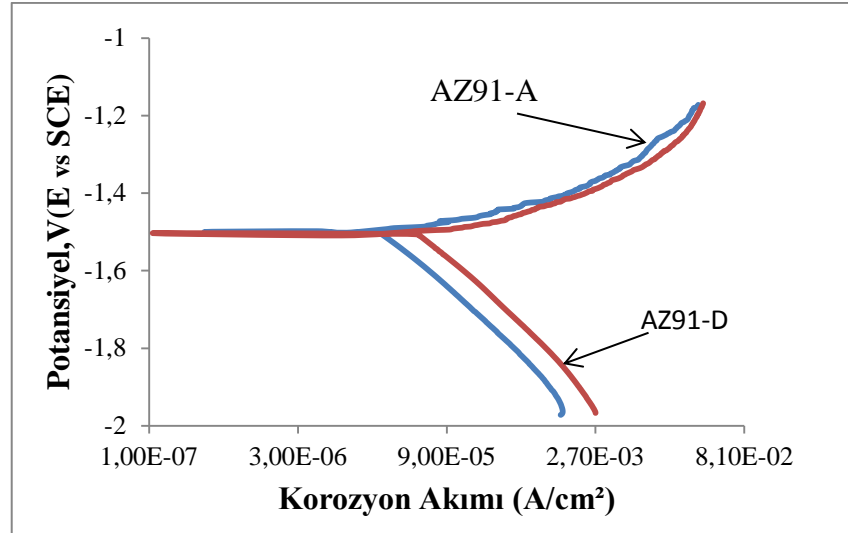
Ayrıca, Candan vd. tarafından yapılan başka bir çalışmada, AZ91 Mg alaşımına Ti ilavesinin  türlü etkisi olduğu rapor edilmiştir. Birincisi, dentritik yapı içerisinde Al miktarının artması, ikincisi Ti ilavesi ile tamamen ayrı β -ötektiğinin oluşumu (mikroyapı bölümünde açıklanmıştır) ve ncs ise α -Mg’de bulunan eser Fe’nin Ti tarafından bağlanarak yeni bir fazı oluşturmasıdır. Onların alışmasında, %0.5Ti ilavesi ile meydana gelen korozyon kaybının $1.7 \text{ mg/cm}^2\text{d}$ olduğu rapor edilmiştir (Candan vd., 2011). Bu çalışmada korozyon kaybının $1.6 \text{ mg/cm}^2\text{d}$ olduğu hesaplanmıştır ki bu sonuçlar onların çalışması ile uyumluluk göstermektedir. Deney sonuçları, şunu göstermiştir ki AZ91 alaşımında bulunan kısmen ayrı β ve lamel tektiklerinin Ti ilavesi ile kayda değer biçimde azalması ve azalan bu fazların da tamamen ayrı β -tektiğine dönüşmesi sonucu korozyon kaybı 10 kat azalma göstermiştir.

Bu alışma ile Candan vd. alışması arasındaki en dikkat çekici nokta belki de %0.5Ti ilave ile korozyon kaybının sabit değere ulaşmasıdır. Şöyle ki, bu çalışmada AZ91 alaşımının A bölgesindeki korozyon kaybı yaklaşık $16.87 \text{ mg/cm}^2\text{d}$ iken Candan

vd. çalışmasında $77 \text{ mg/cm}^2\text{d}$ 'dir. Bu durum şunu göstermektedir; alaşım aynı olmasına rağmen korozyon kaybındaki farklılık eser miktardaki Fe oranından kaynaklanabilir. Candan vd.'nin çalışmasındaki Fe miktarı 0.09 iken bu çalışmada Fe miktarı 0.022'dir. Farklı Fe miktarları olmasına rağmen 0.5Ti ile aynı korozyon kayıplarının elde edilmesi Ti'nin yapı içerisinde sadece iyi bir ötektik modifiye elementi etkisi olmayıp aynı zamanda Fe'yi de etkili bir biçimde yapı içinden temizleme (scavenge) etkisi gösterdiğini ispatlamaktadır (Candan vd., 2011).

4.3.3. Elektrokimyasal test

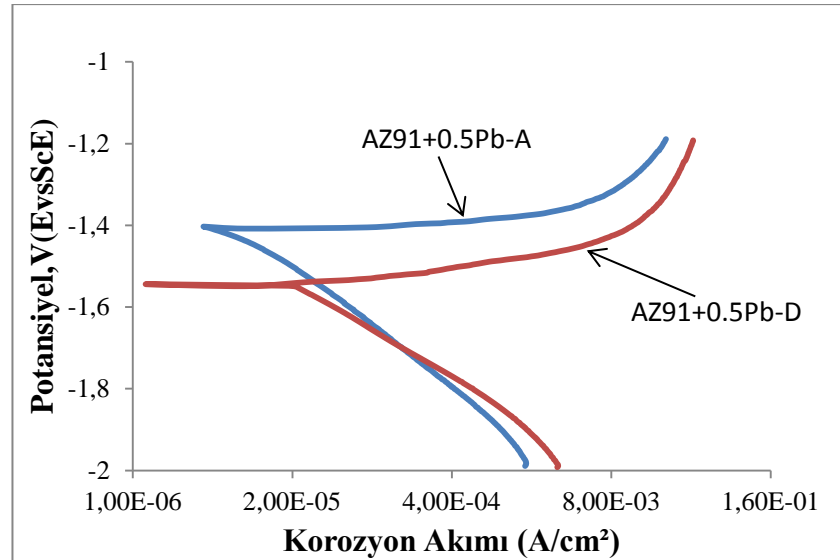
%3.5 NaCl ortamında AZ91, AZ91+0.5Pb ve AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının soğuma hızına bağlı potansiyodinamik polarizasyon eğrileri sırası ile Şekil 4.19, 4.20, 4.21 ve polarizasyon eğrilerinden elde edilen I_{kor} ve E_{kor} değerleri Çizelge 4.4, 4.5 ve 4.6'da verilmiştir. Soğuma hızının artması ile AZ91 ve AZ91+0.5Pb Mg alaşımlarının I_{kor} değerlerinin azaldığı buna karşılık %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımında I_{kor} değerlerinde ise çok az düşüş olduğu görülmektedir (Çizelge 4.5-4.6). AZ91 ve AZ91+0.5Pb içeren Mg alaşımlarının korozyon potansiyellerinin soğuma hızının artması ile daha pozitif değerlere kaydığı ve %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımında ise daha negatif değerlere kaydığı gözlenmiştir. Ti içeren AZ91 Mg alaşımı için bulunan E_{kor} sonuçları daha önceki literatür ile benzerlik göstermektedir (Candan vd., 2011; Sudholz vd., 2009). Daha pozitif E_{kor} ve daha düşük I_{kor} değerleri numunelerin korozyon direncinin arttığını işaret etmesine rağmen Faraday kanuna göre korozyon hızı doğrudan korozyon akımı ile orantılıdır.



Şekil 4.19. AZ91 Mg alaşımının soğuma hızına bağlı potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.

Çizelge 4.4. Polarizasyon eğrilerinden elde edilen, AZ91 Mg alaşımlarının soğuma hızına bağlı korozyon potansiyelleri (E_{kor}), korozyon akım yoğunlukları (I_{kor}) ve korozyon hızları (CR).

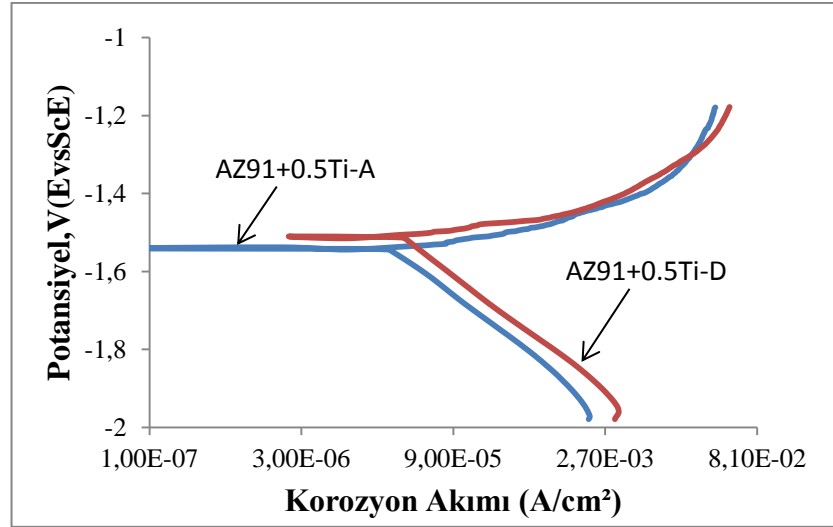
Bölgeler	A	D
E_{kor} (mV)	-1500	-1503
I_{kor} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	31.71	60.06
CR (mpy)	32.75	93.59



Şekil 4.20. AZ91+0.5Pb Mg alaşımlarının soğuma hızına bağlı potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.

Çizelge 4.5. Polarizasyon eğrilerinden elde edilen, AZ91+0.5Pb Mg alaşımlarının soğuma hızına bağlı korozyon potansiyelleri (E_{kor}), korozyon akım yoğunlukları (I_{kor}) ve korozyon hızları (CR).

Bölgeler	A	D
E_{kor} (mV)	-1400	-1545
I_{kor} ($\mu A/cm^2$)	5.12	24.80
CR (mpy)	8.86	36.67



Şekil 4.21. AZ91+0.5Ti Mg alaışımının soğuma hızına bağlı potansiyodinamik polarizasyon eğrisi.

Çizelge 4.6. Polarizasyon eğrilerinden elde edilen, AZ91+0.5Ti Mg alaışımının soğuma hızına bağlı korozyon potansiyelleri (E_{kor}), korozyon akım yoğunlukları (I_{kor}) ve korozyon hızları (CR).

Bölgeler	A	D
E_{kor} (mV)	-1540	-1510
I_{kor} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	27.46	33.70
CR (mpy)	49.67	50.63

Şekil 4.16, 4.17 ve 4.18’ de görüldüğü üzere, en hızlı korozyona uğrayan D bölgesi olup soğuma hızının artması ile korozyonun da azaldığı gözlenmiştir. Soğuma hızına bağlı olarak, elektrokimyasal test sonuçları korozyon kaybı sonuçları ile uyumluluk göstermektedir. Ancak, burada korozyon kaybı sonucundan farklı olan %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaışımının en hızlı katılaştan A bölgesi için I_{kor} değerinin ($27.46 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) AZ91 Mg alaışımı için bulunan I_{kor} değerine ($31.71 \mu\text{A}/\text{cm}^2$) yakın olmasıdır. Oysa Çizelge 4.3’ten korozyon kaybı sonuçlarında AZ91+0.5Ti içeren Mg alaışımında A bölgesinin en iyi korozyon direnci gösterdiği görülmektedir.

Her ne kadar AZ91 ve AZ91+0.5Ti Mg alaşımlarının en hızlı katılaştan A bölgeleri için I_{kor} değerleri yakın olsa da en yavaş katılaştan D bölgeleri kıyaslandığında (AZ91, $I_{kor} = 60.06 \mu A/cm^2$) %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımının I_{kor} değerinin ($33.70 \mu A/cm^2$) çok daha düşük olduğu görülmektedir. %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımı hızlı katılma şartlarında tane sınırları arasındaki mesafe AZ91 ile kıyaslandığında benzer tane boyutları vermektedir (Şekil 4.2A, 4.6A). Oysa yavaş soğuma şartlarında tane boyutları arasında kayda değer değişiklikler meydana gelmektedir (Şekil 4.2D, 4.6D).

Polarizasyon eğrileri yaklaşık 1 saat gibi kısa bir sürede elde edildiğinden, bu gözlem korozyon kaybı sonuçları ile örtüşmemektedir. Daha uzun sürelerde tane sınırları çözelti numune iç kısımlarına doğru ilerlemesini devam ettirdiğinden korozyon ürünlerinin tam olarak temizlenemediği sanılmaktadır. Şekil 4.18'de çözelti tane sınırları boyunca ilerlemiştir ki bu argümanı desteklemektedir. Diğer taraftan AZ91 alaşımında da aynı durum olmasına rağmen tane sınırları arasındaki β -fazlarının bağlantılı olmasından dolayı ilerleyen korozyonun tanenin bütününe parçadan kopardığı görülmektedir (Şekil 4.16). Bununla beraber Ti 'nin oksijen afinitesinin yüksek olması nedeniyle oluşturduğu koruyucu oksit filminin zamanla korozyon direncini artırıcı etkisi de korozyon kaybının az olmasında rolü olabilir.

Yine korozyon kaybı sonucunda %0.5Pb içeren AZ91 Mg alaşımının (A bölgesi, $I_{kor} = 5.12 \mu A/cm^2$) korozyon direncinin AZ91'den daha iyi olmasına rağmen %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımından daha kötü olduğu görülmektedir. Bu sonuç polarizasyon eğrileri ile tamamen zıt bir durum sergilemektedir. Bu durum şöyle açıklanabilir; Şekil 4.17'ye bakıldığında, Pb içeren numunelerde korozyon daha homojen olarak yüzeye yayılmışken Ti içeren numunelerde (Şekil 4.18) korozyon tane sınırları boyunca içeriye ilerlemiştir. Bu noktadan Pb içeren numunelerin korozyon kayıpları daha doğru tahmin edilebilirken Ti içeren numunelerin iç kısımlarındaki korozyon ürünleri temizlenemediğinden kayıplar tam olarak tahmin edilememektedir.

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

Sonuçlar, farklı soğuma hızlarının AZ91, AZ91+%0.5Pb ve AZ91+%0.5Ti Mg alaşımlarının mekanik ve korozyon davranışları üzerine mikroyapılardaki farklılıklardan dolayı farklı etkiler yaptığını göstermiştir. Yapılan çalışmalar ışığında elde edilen sonuçlar aşağıda özetlenmiştir:

AZ91 Mg alaşımının mikroyapısında, α -Mg matrisi ile birlikte, $Mg_{17}Al_{12}$ (β) intermetalik (kısmen ayrı veya lamel tipi ötektik) fazı tane sınırları boyunca ağ şeklinde bir faz olarak görülmektedir. AZ91 Mg alaşımına %0.5Pb ve %0.5Ti ilavesi tanelerarası β intermetalik fazının dağılımını, sürekliliğini ve genişliğini azaltmıştır. %0.5Pb ve %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımının β -faz morfolojisi kısmen ayrı veya lamel tipi ötektikten çok tamamen ayrı ötektik şeklindedir. Tamamen veya kısmen ayrı ötektik yapının oluşumu katılma hızı, Al miktarına ve AZ serisi Mg alaşımlarının birincil dentrit büyüklüklerine bağlıdır. α -Mg içinde Al'nin artması dentrit uçlarında segregasyon Al miktarını azaltır ki bu da tamamen ayrı ötektik oluşumunu güçlendirir.

Soğuma hızlarının artışına bağlı olarak tüm alaşımların sertlikleri az da olsa artmaktadır. Alaşımların hepsinde soğuma hızının artması ile tane boyutu küçülmektedir. Tane boyutu azaldıkça, malzemedeki tane sayısı ve dolayısıyla tane sınırı miktarı artar. Alaşımların tane boyutu azaldıkça sertlik değerlerindeki artış tane sınırlarının dislokasyon hareketini engelleyici etki yapmasına dayandırılabilir.

AZ91, %0.5Pb ve %0.5Ti içeren AZ91Mg alaşımlarında, soğuma hızının artmasına bağlı olarak çekme ve akma dayanımları artmaktadır. AZ91 Mg alaşımı, %0.5Pb ve %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımlarına göre daha düşük çekme ve akma dayanımları göstermiştir. Bunun nedeni, α -Mg'daki ağ şeklindeki kırılabilir intermetalik fazın kolaylıkla kırılabilmesi ve plastik deformasyon sırasında gevrek kırılmaya neden olmasına dayandırılmıştır. %0.5Pb ve %0.5Ti içeren AZ91 Mg alaşımının çekme dayanımları ve akma dayanımlarındaki artış, β -faz morfolojisinin değişmesiyle (kısmen ayrı veya lamel tipi ötektikten çok tamamen ayrı ötektik) tane sınırlarındaki ağ şeklindeki kırılabilir fazların azalmasına ve α -Mg içinde Al'nin artmasından dolayı katı eriyik sertleşmesine dayandırılabilir.

Soğuma hızı arttıkça alaşımın korozyon direnci artmaktadır. Kullanılan tüm alaşımlarda soğuma hızının artması ile korozyon kaybının azalmasının nedeni hem tane

sınırı segregasyonun hem de mikro boşlukların meydana getirdiği potansiyel farkının korozyonu hızlandırıcı etkisine dayandırılabilir.

Sonuçlar, AZ91 alaşımına %0.5Pb ilavesiyle en hızlı katılaştan A bölgesi için korozyon kaybının %70 ve %0.5Ti ilavesiyle %90 oranında azaldığını göstermektedir. Tüm alaşımların kesit SEM görüntülerinden, en yavaş katılaştan D bölgesinin daha fazla korozyona uğradığı görülmektedir. SEM analizleri korozyon kaybı sonuçlarını teyit ederek en fazla korozyona uğrayan alaşımın AZ91 olduğunu göstermektedir. AZ91 alaşımının Pb ve Ti içeren alaşımlara göre daha yüksek korozyona maruz kalmasının nedeni, mikroyapı içerisindeki $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının miktarı ve morfolojisine dayandırılabilir.

Soğuma hızının artması ile AZ91 ve AZ91+0.5Pb içeren Mg alaşımlarının I_{kor} değerlerinin azaldığı buna karşılık %0.5Ti içeren Mg alaşımında I_{kor} değerlerinde ise çok az düşüş olduğu görülmektedir. AZ91 ve AZ91+0.5Pb içeren Mg alaşımlarının korozyon potansiyellerinin soğuma hızının artması ile daha pozitif değerlere kaydığı ve %0.5Ti içeren Mg alaşımında ise daha negatif değerlere kaydığı gözlenmiştir. Soğuma hızına bağlı olarak, elektrokimyasal test sonuçları korozyon kaybı sonuçları ile uyumluluk göstermektedir.

AZ91 Mg alaşımlarında korozyon dirençleri hem kendisinin hem de Pb ilave edilmiş numunelerde katılma hızlarına duyarlı iken Ti ilave edilmiş numunelerin korozyon dirençleri katılma şartlarından çok fazla etkilenmemiştir.

5.2. Öneriler

β -fazının etkisinin boyutunun incelenmesi için aynı alaşımlar homojenleştirmeye tabi tutulduktan sonra mekanik özellik ve korozyon çalışması yapılabilir.

KAYNAKLAR

- Aghion, E., Bronfin, B., “Physical metallurgy of Mg alloys”, *Magnesium Technologies Users Association*, 7-44 (2005).
- Aizawa, T., Song, R., “Mechanically induced reaction for solid-state synthesis of Mg₂Si and Mg₂Sn”, *Intermetallics*, 14: 382-391(2006).
- Akdoğan, A., “Magnezyum ve Alaşımları”, Makina Fakültesi, Makina Mühendisliği Bölümü, Ders Notları, *Yıldız Teknik Üniversitesi*, İstanbul, 2009.
- Aksoy, D., Aras, D., Batar, D., “Korozyon”, Kimya Mühendisliği Bölümü, Ders Notları, *Marmara Üniversitesi*, İstanbul, 2010.
- Altun, H., “Magnezyum alaşımlarının korozyonu ve FBB kaplamalarının korozyon davranışlarına etkisi”, Doktora Tezi, *Atatürk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Erzurum, 2004.
- Ambat, Rajan, Aung, Naing Naing, Zhou, W., “Evaluation of microstructural effects on the corrosion behaviour of AZ91D magnesium alloy” *Corrosion Science*, 42(8): 1433-1455 (2000).
- Anık, M., Avcı, P. Tanrıverdi, A., Çelikyürek, İ., Baksan, B., Gürler, R., “Effect of the eutectic phase mixture on the anodic behavior of alloy AZ91”, *Materials and Design*, 27 : 347–355 (2006).
- ASM Handbook, “Corrosion”, *ASM International*, 13: 49-67 (1992).
- Atalay, O., “Magnezyum ve alaşımlarının konstrüksiyon malzemesi olarak otomotivde kullanımı”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 2006.
- Baker, H., “Alloy Phase Diagrams”, *ASM Handbook*, 3: 280-285 (1998).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Balasubramani, N., Srinivasan, A., Pillai, U.T.S, Pai, B.C., “Effect of Pb and Sb additions on the precipitation kinetics of AZ91 magnesium alloy”, *Materials Science & Engineering*, 457: 275-281 (2007).
- Barber, L.P., “Characterization of the Solidification Behavior and Resultant Microstructures of Magnesium-Aluminum Alloys”, *Worcester Polytechnic Institute*, Worcester, 2004.
- Blawert, C., Hort, N., Kainer, K.U., “Automotive applications of magnesium and its alloys”, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 57: 397–408 (2004).
- Bloyce, A., Qi P Y., Dong, H., and Bell, T., “Surface Modification Of Titanium Alloys For Combined improvements in Corrosion And Wear Resistance”, *Surface and Coatings Technology*, 107: 125-132 (1998).
- Bolstad J., “Magnesium Alloy Development for Intelligent Magnesium Designs, *SinoMaG seminar*,” Beijing-China, 8-14 (2000).
- Bowles A.L., Caceres C.H., “Anomalous Hardness Behaviour of High Pressure Die-Cast Mg-Al Alloys, Metallurgical Science and Technology”, *Associato alla Unione Stampa Periodica*, Italiana, Torino, 25-26 (1983).
- Candan, S., Unal, M., Koc, E., Turen, Y., Candan, E., ‘Effect of Titanium Additions on Mechanical and Corrosion Behaviours of AZ91 Magnesium Alloy’, *Journal of Alloys and Compounds*, 509:1958-1963 (2011).
- Candan, S., Unal, M., Turkmen, M., Koc, E., Turen, Y., Candan, E., “Improvement of mechanical and corrosion properties of magnesium alloy by lead addition”, *Material Sci. Eng. A*, 501: 115–118 (2009).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Cheng, Y.-L., Qin, T.-W., Wang, H.-M., Zhang, Z., “Comparison Of Corrosion Behaviors Of AZ31”, AZ91, AM60 and ZK60 Magnesium Alloys” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 19: 517-524 (2009).
- Chung, Y.J., Park, J.L., Kim, N.J., Shin, K.S., “Effects of alloying elements on mechanical properties of Mg-Al alloys”, *Materials Science*, 488-489: 845-848 (2005).
- Cizek, L., Hanus, A., Sozanska, M., Tanski, T., Pawlica, L., “Structure characteristics of magnesium alloys with admixture of aluminium, silicon and zirconium”, *Acta Metallurgica*, Slovaca, 13: 531–538 (2007).
- Çakır, A F., “Metalik Korozyon İlkeleri ve Kontrolü”, *Makine Mühendisleri Odası*, Ankara, 1: 88 (1990).
- Çakır, A F., “Metalurji Dersi”, Ders Notları, *İstanbul Teknik Üniversitesi*, İstanbul, 2002.
- Dahle, A.K., Lee, Y.C., Nave, M.D., Schaffer, P.L. StJohn, D.H., “Development of the as-cast microstructure in magnesium-aluminium alloys“, *Journal of Light Metals*, 1: 61-72 (2001).
- Dobrzanski, L.A., Tanski, T., Cizek, L., Brytan, Z., “Structure and properties of magnesium cast alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, 192-193: 567-574 (2007).
- Doruk, M., “Korozyon ve Önlenmesi”, *ODTÜ Mühendislik Fakültesi Yayını*, Ankara, 70 (1982).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Duffy, L., “Magnesium Alloys-Zirconium Containing Casting Alloys”, *Materials World*, 4 : 127-130 (1996).
- Duygulu, Ö., Kaya, R. A., Oktay, G., Berk, C. ve Kaya, A. A., “Magnezyum alaşımları implant olarak kullanılabilir mi? - In vivo çalışma bulguları”, *13. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, TÜYAP Fuar ve Kongre Merkezi- İstanbul, 1: 10-21 (2006).
- Elen, L., “AZ91 Magnezyum Alaşımına Farklı Oranlarda Bi Ve Sb İlavesi İle Katılma Hızının Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 2012.
- Engin, A., “AZ91 magnezyum alaşımına farklı oranlarda alaşım elementlerinin ilavesi ile uygulanan ısıl işlemin mikroyapı ve sertlik üzerine etkilerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Anabilim Dalı*, Karabük, 2013.
- Erçayhan, Y., “AZ91 magnezyum alaşımının metalografik ve mekanik özelliklerine indiyum elementinin etkisi”, *CBÜ Soma MYO Teknik Bilimler Dergisi*, 1 (15), 2011.
- Erbil, M., “Korozyon”, *I. Segem*, Ankara, 270, 1984.
- Fan, Y., Wu, G., Zhai, C., “Effect of Strontium on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of AZ91”, *Materials Science*, 567-570 (2007).
- Feng, X., Xuegang, M., Yangshan, S., “Microstructures and mechanical properties of AZ91 alloy with combined additions of Ca and Si”, *Journal Materials and Science*, 41: 4725-4731 (2006).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Fontana, M.G., “N.D. Greene: corrosion engineering”, *McGraw Hill*, New York, 1978.
- Friedrich, H., Schumann, S., “Research for a new age of magnesium in the automotive industry”, *Journal Materials Process. Technoloji*, 117:276-281 (2001).
- Gaines, L., Cuenca, R., Stodolsky, F., Wu S., “Potential Automotive Uses of Wrought Magnesium Alloys”, *Automotive Technology Development*, Detroit, Michigan, 1-7 (1996).
- Ghali, E., Dietzel, W. & Kainer, K. U. “General and Localized Corrosion of Magnesium Alloys: A Critical Review”, *Journal of Material Engineering and Performance*, 13(1): 7-23 (2004).
- Gray, J.E., Luan, B., “Protective coatings on magnesium and its alloys - a critical review”, *Journal Alloys Compounds*, 336: 88-113 (2002).
- Guohua, W., Yu, F., Hongtao, G., Chunquan, Z.Z., Ping, Y., “The effect of Ca and rare earth additions on the microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of AZ91D”, *Mater Science Eng A*, 408:255–63 (2005).
- Ha, W. and Kim, Y. “Effects of cover gases on melt protection of Mg alloys”, *Journal of Alloys and Compounds*, 422: 208-213 (2006).
- Hillis, J.E., “The International Program to Identify Alternatives to SF₆ for Magnesium Melt Protection”, *The International Magnesium Association*, San Diego, 1-8 (2002).
- Hirai, K., Somekawa, H., Takigawa, Y., Higashi, K., “Effects of Ca and Sr addition on mechanical properties of a cast AZ91 magnesium alloy at room and elevated temperature”, *Materials Science and Engineering*, 403: 276–280 (2005).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Housh, S., Mikucki, B., Stevenson, A., “Selection and Application of Magnesium and Magnesium Alloys”, *ASM Handbook*, 10th Edition, 2 : 455-479 (1998).
- Jia, R., Yan, C. and Wang, F., “Influence of Al content on the atmospheric corrosion behaviour of magnesium-aluminum alloys”, *Material Science and Technologies*, 25: 225-229 (2009).
- Johansson, S., “Magnesium Alloys, Summary of chapter 1-7 in Light alloys by I.J.Polmear”, *Engineering Materials*, 5: 17-20 (2002).
- Jones, D.A., “Principles and prevention of corrosion, second ed.”, *Prentice Hall, Upper Saddle River*, NJ, 518, 1996.
- Kainer, K.U., “The Current State of Technology and Potential For Further Development of Magnesium Applications”, *Wiley-Vch*, Germany 3-20, 2006.
- Kainer, K.U. & Buch, V., F.,”The Current State of Technology and Potential for further Development of Magnesium Applications. V. Kainer: Magnesium- Alloys and Technologies. Institut für Werkstofforschung, Translation by Frank Kaiser”, *Wiley- VCH Verlag GmbH & Co*, 1-23, (2003).
- Kammer, C., “Wrought alloys, Magnesium Casting Alloys”, *Springer*, Germany, 204-214 (2006).
- Kandemir, K., ve Can., A.Ç., “Otomotiv Endüstrisi için Magnezyum Alaşımlarının Kullanım Potansiyeli, Pamukkale Üniversitesi”, *Mühendislik Fakültesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 1: 37-45 (2003).
- Kang, D.H., Park, S.S., Oh, S., Kim, N.J., “Effect of nano-particles on the creep resistance of Mg-Sn based alloys”, *Materials Science & Engineering*, 449 (451): 318-321 (2007).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Kashyap, K.T., Ramachandra, C., Sujatha, M., Chatterji, B., “Role of diffusional coherency strain theory in the discontinuous precipitation in Mg-Al alloy”, *Materials Science*, 23: 39-45 (2000).
- Keskin, S., “Kalay ve Çinko Elementlerinin Magnezyum Metaline İlavesi ve Özelliklerinin İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *S.Ü.Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malz. Müh. Anabilim Dalı*, Sakarya, 2011.
- King, J.F., “Technology of Magnesium and Magnesium Alloys”, *Magnesium Technology*, 219-225(2006).
- Kima, J.M., Park, B.K., Jun, J.H., Kim, K.T, Jung, W.J., “Microstructure and Properties of Mg-Al Based Casting Alloys Modified With Minor Alloying Elements”, *Materials Science*, 488-489 : 149-150 (2005).
- Koç, E., “Biyočözünür magnezyum alaşımlarının korozyona bağlı mekanik davranışlarının araştırılması”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalı*, Karabük, 2013.
- Koç, E., “Alaşım elementlerinin magnezyum döküm özelliklerine etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *K.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalı*, Karabük, 2008.
- Kuşdemir, H., “AZ91 magnezyum alaşımının korozyon davranışları üzerine ilave alaşım elementlerinin etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *K.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalı*, Karabük, 2008.
- Kramer., “Magnesium It’s Alloys and Compounds”, *U.S Geological Survey Open-File Report*, U.S.A, 1-341 (2002).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Kurze, P., “Corrosion and Surface Protections, Magnesium Technology”, *Springer*, 431-494 (2006).
- Lee, Y.C, Dahle, A.K, Stjohn, D.H, “The role solute in grain refinement of magnesium”, *Metallurgical and Materials Transactions*, 31: 2895-2906 (2000).
- Lee, Y.C., Dahle, A.K., StJohn, D.H., “Grain Refinement of Magnesium”, Magnesium Technology, *Tennessee*, 211-218 (2000).
- Li, P., Tang, B., Kandalova, E.G., “Microstructure and properties of AZ91D alloy with Ca additions”, *Materials Letters*, 59: 671-675 (2005).
- Lin, M.C., Tsai, C.Y., Uan, J.Y., “Converting hcp Mg-Al-Zn alloy into bcc Mg-Li-Al-Zn alloy by Electrolytic deposition and diffusion of reduced lithium atoms in a molten salt electrolyte LiCl-KCl”, *Scripta Materialia*, 56: 597-600 (2007).
- Looze, G., Carrig, J., Nguyen, V., “High-yield, high-integrity, permanent mould magnesium casting”, *Foundry Trade Journal*, 3629: 280-282 (2005).
- Luo, A.A., “Materials Comparison And Potential Applications Of Magnesium In Automobiles”, Magnesium Technology, *Nashville*, 89-99 (2000).
- Mordike, B.L., Ebert, T., “Magnesium, properties-application-potential”, *Materials Science Engineering*, A302:37-45 (2001).
- Mordike, B. L., and Kainer, K. U., “Magnesium alloys and their applications”, *WILEY*, Germany, 34-47, 125-132, 289-294 (1998).
- Nave, M.D., A.K., Dahle, D.H. St. John, in: I. Howard Kaplan (Ed.), “Proceedings of the Magnesium Technology”, *Tennessee*, 243–250 (2000).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Pekguleryuz, M., “Melting, alloying and refining”, Magnesium Technology, *Springer*, Germany, 109-127 (2001).
- Pekguleryuz, M.O., Kaya, A.A., “Creep resistant magnesium alloys for power train applications”, *Advanced Engineering Materials, DGM*, 5:197–221 (2004).
- Podosek, M.S., Litynska, L., “Effect of yttrium on structure and mechanical properties of Mg alloys”, *Materials Chemistry and Physics*, 80: 472–475 (2003).
- Qudong, W., Wenzhou, C., Xiaoqin, Z., Yizhen, L., Wenjiang, D., Yanping, Z., Xiaoping, X., “Effects of Ca addition on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy”, *Journal Of Materials Science*, 36: 3035-3040 (2001).
- Qudong, W., Yizhen, L., Xiaoqin, Z., Wenjiang, D., Yanping, Z., Qinghua, L., Jie, L. “Study on the fluidity of AZ91+xRE magnesium alloy”, *Materials Science and Engineering*, 271: 109-115 (1999).
- Rosalbino, F., Angelini, E., De Negri, S., Saccone, A., Delfino, S., “Electrochemical behavior assessment of novel Mg-rich Mg-Al-RE alloys (RE ¼ Ce, Er)”, *Intermetallics*, 14: 1487–92 (2006).
- Polmear, I.J. , Avedisian, M., Baker, H., (Eds.), “Magnesium and Magnesium Alloys”, *ASM Speciality Handbook*, 1999.
- Saklakoğlu, N., Erçayhan, Y., “AZ91 Magnezyum Alasımının Metalurjik Özelliklerine Kadmiyum Elementinin Etkisi”, *Celal Bayar Üniversitesi, Makine Mühendisligi Bölümü*, Manisa, 45140, 2010.
- Sarennah, J.P, “The Bolting of Magnesium Components in Car Engines”, Master, *University of Cambridge*, Cambridge, 6-10 (2001).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Savaşkan, T., Hekimoğlu, A. P., Pürçek, G., “Effect of copper content on the mechanical and sliding wear properties of monotectoid-based zinc-aluminium-copper alloys.” , *Tribology International*, 37 (1): 45–50 (2004).
- Schutz, R W and Thomas, D E., “Corrosion of Titanium and Titanium Alloys”, *ASM Handbook*, 13(4): 669-706 (1992).
- Schwam, D, Wallace, J.F., Zhu, Y, Viswanathan, S, Iskander, S., “Enhancements in Magnesium Die Casting Impact Properties”, *Final Report, Case Western Reserve University*, Ohio, 5-22 (2000).
- Song, G , Atrens, A , Dargusch, M., “Influence Of Microstructure On The Corrosion Of Diecast AZ80D” , *Corrosion Science* , 41: 138-162 (1999).
- Song, G., Andrej, Atrens, Xianliang, W., Zhang B. , “Corrosion behaviour of AZ21”, *AZ501 and AZ91 in sodium chloride*, 40 (10): 1769–1791 (1998).
- Srinivasana, A., J. Swaminathanb, U.T.S. Pillai, Krishna Gugulothb, B.C. Pai, “Effect of Combined Addition of Si and Sb on the Microstructure and Creep Properties of AZ91 Magnesium Alloy” , *Materials Science and Engineering* ,485 (1–2): 86–91 (2008).
- Sudholz, A.D., Birbilis, N., Bettles, C.J., Gibson, M.A., “Corrosion behaviour of Mg-alloy AZ91E with atypical alloying additions”, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008.
- Sudholz, A.D., Birbilis, N., Bettles, C.J., Gibson, M.A., “Corrosion behaviour of Mg-alloy AZ91E with atypical alloying additions”, *Journal of Alloys and Compounds*, 471: 109–115 (2009).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Srinivasan, A, Ningshen, S, Mudali, U.K, Pillai, U.T.S, Pai, B.C, “Influence of Si and Sb additons on the corrosion behavior of AZ91 magnesium alloy”, *Intermetallics*, 15 : 1511-1517 (2007).
- Staiger, M. P., Pietak, A. M., Huadmai, J. and Dias, G., “Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: a review”, *Biomaterials*, 27: 1728–1734 (2006).
- Tanrıverdi, A., “Magnezyum Alaşımı AZ91’in Korozyon Davranışına Katılma Hızı ile Si ve Y Katkı Elementlerinin Etkisi”, *Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Eskişehir, 2005.
- Türen, Y., “Effect of Sn addition on microstructure, mechanical and casting properties of AZ91 alloy”, *Materials and Design*, 49: 1009-1015 (2013).
- Uhlig, H., “Corrosion and Corrosion Control”, *John Wiley*, New York, 1971.
- Ünal, M ., “Magnezyum Alaşımlarının Döküm Özelliklerinin İncelenmesi”, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 2008.
- Üneri, S., “Korozyon ve önlenmesi”, *Korozyon derneği yayını*, Ankara,75-96 (1998).
- Ünver, G., “AZ91 Magnezyum Alaşımına Ti ve Cr Alaşım Elementlerinin İlavesinin Özelliklere Etkisinin İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *S.Ü.Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malz. Müh. Anabilim Dalı*, Sakarya, 2011.
- Vogel, M., “Mikrostruktur und Kriechverhalten von Magnesium-Druckgusslegierungen im System Mg-Zn-Al-Ca”, *Max-Planck-Institut für Metallforschung*, Stuttgart, 6-20 (2002).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Wang, Q., Chen, W., Zeng, X., Lu, Y., Ding, W., Zh, Y., “Effect of Ca addition on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy”, *Journal of Materials Science*; 36: 3035–40 (2001).
- Wang, Q., Lu, Y., Zeng, X., Ding, W., Zhu, Y., Li, Q., Jie, L., “Study on the fluidity of AZ91+xRE magnesium alloy”, *Materials Science and Engineering*, 271: 109-115 (1999).
- Watarai, H.,”Trend of Research and Development for Magnesium Alloys”, *Science and Technology Trends*, 18: 84-97 (2006).
- Watari, H., Davey, K., Rasgado, M.T., Haga, T. and Izawa. S., “Semi-solid manufacturing process of magnesium alloys by twin-roll casting”, *Journal of Materials Processing Technology*, 155 (156): 1662-1667 (2004).
- Weber, H, Sauer, KH, Paulssen, W. “In-vivo-Korrosions-untersuchungen an edelmetallfreien Legierungen”, *Dtsch Zahnarztl Z*, 40:838-841 (1985).
- Weichao, Z, Shuangshou, L, Bin, T, Daben, Z, Xutao, G., “Effect of Rare Earths on Hot Cracking Resistant Property of Mg-Al Alloys”, *Journal of Rare Earths*, 24: 346-351 (2006).
- Winzer, N., Atrens, A., Dietzel, W., Song, G., Kainer, K.U., “Characterisation of stress corrosion cracking (SCC) of Mg–Al alloys”, *Materials Science and Engineering: A*, 448 (1-2): 120 (2008).
- Witte, F., Kaese, V., Haferkamp, H., Switzer, E., Meyer-Lindenberg, A., Wirth, C.J. and Windhagen, H., “In vivo corrosion of four magnesium alloys and the associated bone response”, *Biomaterials*, 26: 3557-3563 (2005).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Wu, G., Fan, Y., Gao, H., Zhai, C., Zhu, Y. P., “The effect of Ca and rare earth elements on the microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of AZ91D”, *Material Science Engineering, A*, 408, 255-263 (2005).
- Xiaoqin, Z., Qudong, W, Yizhen, L., Yanping, Z., Wenjiang, D., and Yunhu, Z., “Influence of beryllium and rare earth additions on ignition-proof magnesium alloys”, *Journal of Materials Science*, 112: 17-23 (2001).
- Yalçın, H. ve Koç, T., “Demir Çelik Yapıların Korozyonu ve Katodik Korunması”, *İllerBankası Yay.*, 47, Ankara, 1991.
- Yalçın, H., ve Koç, T., “Mühendisler için korozyon”, *Kimya Mühendisleri Odası*, 316, Ankara, 1998.
- Pan,Y., Liu, X. , Yang, H. , “Sr microalloying for refining grain size of AZ91D Magnesium alloy”, *Journal of Wuhan University of Technology- Materials Science*, 22 (1): 74-76 (2007).
- Yokoyama, T., “Impact Tensile Stres-strain Characteristics of Wrought Magnesium Alloys”, *Strain*, 39: 167-175 (2003).
- Yuan, G., Sun, Y., Ding, W., “Effect of bismuth and antimony additions on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy”, *Materials Science and Engineering, A*, 308: 38–44 (2001).
- Yu, F., Guohua, W., Hongtao, G., Guanqun, L., Chunquan, Z., “Influence of lanthanum on the microstructure, mechanical property and corrosion resistance of magnesium alloy”, *Journal Materials Science*, 415409–5416 (2006).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Yu, F., Guohua, W., Chunquan, Z., “Influence of cerium on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of magnesium alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 433: 208–215 (2006).
- Yun, Y., Dong, Z., Lee, N., Liu, Y., Xue, D., Guo, X., Kuhlmann, J., Doepke, A., Halsall, B., Heineman, W., Sundaramurthy, S., Schulz, M., Yin, Z., Shanov, V., Hurd, D., Nagy, P., Li, W., Fox, C. “Revolutionizing biodegradable metals“, *Journal Materials Today* -Oxford Then Kidlington,12(10): 22-32 (2009).
- Žaludová, N., “Mg-RE Alloys and Their Applications, WDS’05”, *Proceedings of Contributed Papers*, III: 643-648 (2005).
- Zeng, X.Q, Wang, Q, Lü, Y.Z, Ding, W.Z, Lu, C, Zhu, Y.P, Zhai, C.Q, Xu, X.P, “Study on ignition of magnesium alloy with beryllium and rare earth additions”, *Scripta Materialia*, 43: 403-409 (2000).
- Zeytin, K.H., “Magnezyum Alaşımları: Otomotiv Endüstrisinde Uygulaması ve Geleceği”, *Tübitak, Marmara Araştırma Merkezi*, Kocaeli, 3-39 (1999).
- Zhang, J., Niua, X., Qiua, X., Liu, K., Nan, C., Tang, D., Meng, J., “Effect of yttrium-rich metal on the microstructures, mechanical properties and corrosion behavior of die cast AZ91 alloy”, *Journal of Alloys and Compounds*, 2008.
- Zhou, X., Huang, Y., Wei, Z., Chen, Q., Gan, F., “Improvement of corrosion resistance of AZ91D magnesium alloy by holmium addition”, *Corrosion Science*, 48: 4223–33 (2006).
- Zhao, M.C., Liu, M., Song, G., Atrens,A., “Influence of the β -phase morphology on the corrosion of the Mg alloy AZ91”, *Corrosion Science*, 48: 1939–1953 (2008).

KAYNAKLAR (devam ediyor)

- Zhao, P., Wang, Q., Zhai, C., Zhu, Y., “Effects of strontium and titanium on the microstructure, tensile properties and creep behavior of AM50 alloys”, *Materials Science and Engineering*, 444: 318-326 (2007).
- Zhang, J., Niu, X., Qiu, X., Liu, K., Nan, C., Tang, D., Meng, J., “Effect of yttrium-rich misch metal on the microstructures, mechanical properties and corrosion behaviour of die cast AZ91 alloy”, *Journal of Alloys and Compounds*, 471: 322–330 (2009).
- Zhang, Z., “Development of Magnesium-Based Alloys for Elevated Temperature Applications”, Doctoral Thesis, *Faculte Des Sciences Et De Genie Universite*, Quebec-Canada, 2-75 (2000).
- Zhang, Z., Couture, A, Luo, A., “An Investigation of The Properties of Mg-Zn-Al Alloys”, *Scripta Materialia*, 39: 45-53 (1998).
- Zhao, M.C., Liu, M., Song, G., Atrens, A., “Influence of the β -phase morphology on the corrosion of the Mg alloy AZ91”, *Corrosion Science*, 48:1939–1953 (2008).
- Magnesium Products “Magnesium Alloys Magnesium Elektron”, <http://www.magnesium-elektron.com>, 2014.
- Dere Metalurji, “Galvanik korozyon”, <http://deremetalurji.com/galvanik-korozyon.asp>, 2014.
- Ekinoks Çelik Metal, “Metallerin Korozyonu”, http://www.ekinokscelik.com.tr/MAKALE_OKU.asp?id=59, 2014.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı
Doğum Yeri ve Tarihi

Kişisel Bilgiler
: Muhammet ÇELİK
: İspir/12.03.1986



Lisans Öğrenimi
Bildiği Yabancı Diller
Bilimsel Faaliyetleri

Eğitim Durumu
: Kocaeli Üniversitesi
: İngilizce
:

Stajlar
Projeler
Çalıştığı Kurumlar

İş Deneyimi
: Hyundai-Marmara Makina
: Hyundai Assan Koltuk Kalıp Çalışması
: Bilecik Üniversitesi-Bursa B. Belediyesi

İletişim

Adres
Tel
E-Posta Adresi

: Bursa Büyükşehir Belediyesi
: 0224 248 8868
: celikmuhammet_25@hotmail.com

Tarih:

İmza