

T.C.
GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAGNEZYUM ZWX EKSTRÜZYON ALAŞIMLARININ
HAVACILIK UYGULAMALARI İÇİN GELİŞTİRİLMESİ

ÖNDER TUNA
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

GEBZE
2021

T.C.
GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

MAGNEZYUM ZWX EKSTRÜZYON
ALAŞIMLARININ HAVACILIK
UYGULAMALARI İÇİN GELİŞTİRİLMESİ

ÖNDER TUNA
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

DANIŞMANI
PROF. DR. METİN USTA
II. DANIŞMANI
DR. DENİZ SULTAN AYDIN

GEBZE

2021

T.R.
GEBZE TECHNICAL UNIVERSITY
GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

**DEVELOPMENT OF MAGNESIUM ZWX
EXTRUSION ALLOYS FOR AIRCRAFT
APPLICATIONS**

ÖNDER TUNA
A THESIS SUBMITTED FOR THE DEGREE OF
MASTER OF SCIENCE
DEPARTMENT OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

THESIS SUPERVISOR
PROF. DR. METİN USTA
II. THESIS SUPERVISOR
DR. DENİZ SULTAN AYDIN

GEBZE

2021

GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ	YÜKSEK LİSANS JÜRİ ONAY FORMU
----------------------------------	--------------------------------------

GTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun 08/07/2021 tarih ve 2021/32 sayılı kararıyla oluşturulan jüri tarafından 12/07/2021 tarihinde tez savunma sınavı yapılan Önder TUNA'nın tez çalışması Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalında YÜKSEK LİSANS tezi olarak kabul edilmiştir.

JÜRİ

ÜYE

(TEZ DANIŞMANI) : Prof. Dr. Metin USTA

ÜYE

: Doç. Dr. Kemal KORKMAZ

ÜYE

: Doç. Dr. Salih DURDU

ONAY

Gebze Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun
...../...../..... tarih ve/..... sayılı kararı.

İMZA/MÜHÜR

ÖZET

Bu çalışmada tutuşmaya dayanıklı ZWX (Mg-Zn-Y-Ca) ekstrüzyon alaşım sistemi incelenmiştir. Değişen oranlarda Zn, Y ve Ca elementleri ile 4 farklı magnezyum alaşımı döküm yöntemi ile üretilmiştir. Bu alaşımlara ekstrüzyon işlemi uygulanarak 8 mm çapında çubuklar elde edilmiştir. Homojenizasyon, tavlama ve yaşlandırma ısı işlemleri gerçekleştirilmiştir. Ekstrüzyon alaşımlarının mikroyapıları, mekanik özellikleri ve tutuşma sıcaklıkları incelenmiştir. Tutuşma testleri diferansiyel termal analiz (DTA) yöntemi ve fırın kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Tüm işlemlerden sonra x-ışını kırınımı (XRD), optik mikroskopi (OM) incelemeleri, taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri ve geçirimli elektron mikroskobu (TEM) incelemeleri gibi detaylı karakterizasyon çalışmaları yapılmıştır. Numunelerin mekanik özellikleri mikro sertlik ve çekme testleri ile belirlenmiştir. Kalsiyum ilavesinin alaşımların tutuşma sıcaklığını önemli ölçüde arttırdığı ve tutuşma sıcaklığının 871°C'nin üzerine çıktığı görülmüştür. Çekme dayanımı değeri 330 MPa'nın üzerine çıkmış ve uzama değeri % 15-27'ye ulaşmıştır. Bu sonuçlar, bu alaşımların sivil hava taşıtı uygulamalarında büyük potansiyele sahip olduğunu göstermektedir. Bu çalışma Kore Ulusal Araştırma Vakfı (NRF) ve Bilim, Teknoloji ve Geleceği Planlama Bakanlığı (MSIT) ile İkili İşbirliği Programı kapsamında gerçekleştirilmiştir. Proje TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü ve Korea Institute of Industrial Technology-KITECH tarafından yürütülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Magnezyum Alaşımları, Tutuşmaya Dayanaklı, Ekstrüzyon, Sivil Havacılık.

SUMMARY

In this work, ignition resistant magnesium ZWX (Mg-Zn-Y-Ca) alloy system has been studied. By changing the element ratios of Zn, Y and Ca elements 4 different magnesium alloys were developed via gravity casting method. Extrusion was performed on the alloys and 8 mm diameter rods have been developed. Heat treatments such as homogenization, annealing and aging were also performed. The microstructures, mechanical properties and ignition temperatures of the extrusion alloys were investigated. Ignition tests were performed using differential thermal analysis (DTA) and also furnace heating. After all processes, detailed characterization studies such as x-ray diffraction (XRD), optical microscopy (OM) examinations, scanning electron microscopy (SEM) examinations and transmission electron microscopy (TEM) examinations were performed. Mechanical properties of the samples were determined by micro hardness and tensile tests. It is observed that the addition of calcium significantly increases the ignition temperature of the alloys and the ignition temperature increased to above 871 °C. UTS value has been reached to over 330 MPa and elongation value has been reached to 15-27%. These results indicate that these alloys have great potential in civil aircraft applications. This work was performed by The Scientific and Technological Research Council of Turkey (TUBITAK) Marmara Research Center (MAM) and Korea Institute of Industrial Technology (KITECH) and funded by TUBITAK Turkey and NRF, MSIT of Korea.

Key Words: Magnesium Alloys, Fire-Resistance, Extrusion, Civil Aircraft.

TEŞEKKÜR

Başta, yüksek lisans eğitimimde ve akademik hayatımda desteğini ve yardımlarını hiçbir zaman esirgemeyip bilgisi ile bu çalışmanın oluşmasının yolunu açan danışmanım Prof. Dr. Metin USTA'ya,

Bütün çalışmam boyunca yanımda olan, bilgi ve tecrübelerini benimle paylaşan hocalarım Dr. Deniz Sultan AYDIN ve Dr. Özgür DUYGULU'ya,

Katkılarından dolayı Doç. Dr. Havva Kazdal ZEYTİN'e,

TÜBİTAK MAM içerisinde gerçekleştirilen çalışmalarda desteklerini esirgemeyen Cem BERK, Adem DENİZ, Mesut YILDIRIM, Dr. Hüseyin AYDIN, Aygün GÜNGÖR ve İbrahim KÜÇÜKOĞUL'a,

Projede çalışma arkadaşım Halil DEMİRTAŞ'a,

Bugünlere kadar desteklerini hiç esirgemeyen biricik aileme teşekkürlerimi sunuyorum.

Bu tez, 218M560 numaralı “Sivil Hava Araçları Uygulamaları İçin Yanma Direnci Yüksek Magnezyum Levha Alaşımlarının Geliştirilmesi” başlıklı TÜBİTAK 2516 - Kore Ulusal Araştırma Vakfı (NRF) ve Bilim, Teknoloji ve Geleceği Planlama Bakanlığı (MSIT) ile İkili İşbirliği Programı kapsamında gerçekleşen, TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü ve Korea Institute of Industrial Technology-KITECH tarafından yürütülen proje kapsamında gerçekleşmiştir. Desteklerinden dolayı TÜBİTAK'a teşekkürlerimi sunuyorum.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
ÖZET	v
SUMMARY	vi
TEŞEKKÜR	vii
İÇİNDEKİLER	viii
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	xi
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
TABLolar DİZİNİ	xvii
1. GİRİŞ	1
1.1. Magnezyum Alaşımlarının Havacılık Uygulamaları	3
1.2. Alaşımlarının İsimlendirilmesi	4
2. MAGNEZYUMUN EKSTRÜZYONU	6
2.1. Magnezyum Ekstrüzyon Alaşımlarının Proses-Mikroyapı-Mekanik Özellikleri	10
2.1.1. Ekstrüzyon Sıcaklığının ve Hızının Mekanik Özelliklere Etkisi	11
2.1.2. Tane Boyutunun Etkisi	14
2.2. Tekstür Etkisi	16
3. Mg-Y-Zn FAZ SİSTEMİ	19
3.1. Zn/Y Oranının Etkisi	20
3.1.1. I Fazı	20
3.1.2. W Fazı	22
3.2. Faz Dönüşümleri	23
4. MAGNEZYUM ALAŞIMLARINDA GÖRÜLEN OKSİDASYON VE TUTUŞMA MEKANİZMASI	26
4.1. Oksidasyon Kinetiği	27
4.2. Metallerde Tutuşma Mekanizmaları	28
4.2.1. P-B Oranı	29
4.2.2. Magnezyum ve Alaşımlarının Oksidasyon Davranışı	30
4.2.3. Alaşım Elementlerinin Etkisi	31
4.2.3.1. Çinko	33

4.2.3.2. İtiryum	33
4.2.3.3. Kalsiyum	35
4.2.3.4. Alüminyum	36
5. TEZİN LİTERATÜRE KATKISI	38
6. DENEYSEL YÖNTEM	39
6.1. Alaşım Geliştirme	39
6.2. Döküm Yöntemi	39
6.3. Ekstrüzyon İşlemleri	40
6.3.1. Ekstrüzyon Sonrasında Yapılan Yaşlandırma İşlemi	41
6.4. X-Işınları Difraktometre (XRD) Analizi	41
6.5. Metalografik İnceleme	41
6.6. SEM-EDS İncelemeleri	42
6.7. HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri	42
6.8. Mekanik Testler	43
6.8.1. Mikrosertlik Testleri	43
6.8.2. Çekme Testleri	44
6.9. Tutuşma Testleri	44
6.10. X-Işını ile Tekstür İncelemeleri	45
7. SONUÇLAR VE YORUMLAR	47
7.1. Döküm Sonuçları	47
7.2. Ekstrüzyon Sonuçları	50
7.3. Karakterizasyon Sonuçları	50
7.3.1. X-Işını Kırınımı (XRD) Sonuçları	50
7.3.2. Optik Mikroskop İncelemeleri	52
7.3.2.1. Döküm Numunelerinin Mikroyapı İncelemeleri	52
7.3.2.2. Ekstrüzyon Numunelerinin Mikroyapı İncelemeleri	60
7.3.3. Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemeleri	63
7.3.3.1. Döküm Alaşımlarının SEM-EDS İncelemeleri	63
7.3.3.2. Ekstrüzyon Numunelerinin SEM-EDS İncelemeleri	67
7.3.3.3. Yaşlandırma İşlemi Gerçekleştirilen Ekstrüzyon Numuneleri SEM-EDS İncelemeleri	70
7.3.4. Geçirimli Elektron Mikroskobu Sonuçları	75
7.3.4.1. Döküm Alaşımlarının HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri	75

7.3.4.2. Ekstrüzyon Numuneleri HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri	80
7.3.4.3. Yaşlandırma İşlemi Gerçekleştirilen Ekstrüzyon Numuneleri HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri	83
7.4. Mekanik Test Sonuçları	85
7.4.1. Sertlik Sonuçları	85
7.4.1.1. Döküm Numunelerinin Sertlik Sonuçları	85
7.4.1.2. Ekstrüzyon Numunelerinin Sertlik Sonuçları	86
7.4.1.3. Yaşlandırma İşlemi Gerçekleştirilen Ekstrüzyon Numuneleri Sertlik Sonuçları	87
7.4.2. Çekme Testi Sonuçları	88
7.4.2.1. Ekstrüzyon Numunelerinin Çekme Testi Sonuçları	88
7.4.2.2. Yaşlandırma İşlemi Gerçekleştirilen Ekstrüzyon Numuneleri Çekme Testi Sonuçları	89
7.5. Tutuşma Sonuçları	90
7.5.1. Diferansiyel Termal Analiz Yöntemi ile Tutuşma Testi	90
7.5.2. Fırında Isıtma Yöntemi ile Tutuşma Testi	92
7.6. Tekstür Sonuçları	95
8. GENEL SONUÇLAR VE YORUMLAR	96
KAYNAKLAR	100
ÖZGEÇMİŞ	107
EKLER	108

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

<u>Simgeler ve</u>	<u>Açıklamalar</u>
<u>Kısaltmalar</u>	
Ca	: Kalsiyum
kN	: kilonewton
Mg	: Magnezyum
MPa	: Megapaskal
nm	: Nanometre
RE	: Nadir Toprak Elementi
YS	: Akma Mukavemeti
Zn	: Çinko

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil No:</u>	<u>Sayfa</u>
1.1: Magnezyumun kristal yapısı.	2
1.2: Magnezyum alaşımlarının kullanım alanları.	3
1.3: Magnezyum ve alaşımlarının havacılık uygulamaları.	3
1.4: Magnezyum ve alaşımlarının konsept uygulamaları.	4
2.1: Ekstrüzyon prosesi.	6
2.2: Magnezyum ekstrüzyon ürünleri.	7
2.3: Ekstrüzyon hızının yüzey üzerine etkisi.	9
2.4: Ekstrüzyon sırasında meydana gelen değişimler.	10
2.5: Ekstrüzyon sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi. a) akma mukavemeti, b) çekme mukavemeti, c) uzama.	11
2.6: Basma hızının mekanik özelliklere etkisi. a) akma mukavemeti, b) çekme mukavemeti, c) uzama.	13
2.7: a) ekstrüzyon sıcaklığını tane boyutuna etkisi, b) basma hızının tane boyutuna etkisi.	14
2.8: Mg-Zn-RE alaşımlarının tane boyutunun akma mukavemetine etkisi.	15
2.9: Magnezyum alaşımlarında tane boyutunun çekme-basma akma mukavemetine etkisi.	16
3.1: Mg-Zn-Y alaşımlarında farklı Zn/Y oranlarına göre fazlar ve üçlü faz diyagramı.	19
3.2: Üç farklı bölgede belirtilen Mg-Zn-Y alaşımlarının tane boyutu-akma mukavemeti grafiği.	21
4.1: Oksidasyon reaksiyonunun ilk aşamaları; (a) oksijenin yüzeye tutunması, (b) oksit çekirdeklenmesi ve oksijenin ayrışması ve (c) oksit tabakasının oluşumu.	26
4.2: Temel reaksiyon hızlarının zamana bağlı grafiği.	27
4.3: Magnezyum alaşımları için P-B oranı – tutuşma sıcaklığı grafiği.	30
4.4: Magnezyum oksidasyon mekanizması.	31
4.5: Magnezyum alaşımları için maksimum çözünebilirlik limiti-tutuşma sıcaklığı grafiği.	32
4.6: WE43 yüzeyinde oluşan oksit tabakası.	34

4.7:	(a) Saf Mg ve (b) Mg-Ca alaşımı yüksek sıcaklık oksidasyon (500 °C) test sonrası yüzey görüntüleri.	35
4.8:	Bir oksit nodülün oluşum mekanizmasının ve iç yapısının şematik gösterimi.	37
4.9:	Mg-Al alaşımlarının yüksek sıcaklık davranışlarının şematik gösterimi	37
6.1:	Döküm yöntemi ve silindir numune.	40
6.2:	Ekstrüzyon işlemi sırasında çekilen fotoğraflar.	40
6.3:	Rigaku SmartLab HR-XRD x-işını difraktometre.	41
6.4:	Olympus BX53M optik mikroskobu.	42
6.5:	Qness Q10 A+ Vickers mikrosertlik cihazı.	44
6.6:	Kuru hava ile fırın içinde gerçekleştirilen tutuşma testi sistemi.	45
7.1:	A kodlu numunelerde görülen MgO vb. inklüzyon ve kirliliklere ait SEM görüntüler.	48
7.2:	7-8-9 ve 10 kodlu ekstrüzyon çubuklarına ait fotoğraflar.	50
7.3:	C kodlu 7-8-9 ve 10 numaralı alaşımların x-işını difraksiyon paternleri.	51
7.4:	A kodlu 7-8-9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait parlatma sonrası mikroyapı görüntüleri.	53
7.5:	A kodlu 7-8-9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.	53
7.6:	H kodlu 7-8-9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait parlatma sonrası mikroyapı görüntüleri.	54
7.7:	H kodlu 7-8-9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.	54
7.8:	C kodlu 7-8 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait parlatma sonrası mikroyapı görüntüleri.	55
7.9:	C kodlu 7-8 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait nital ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.	56
7.10:	C kodlu 7-8 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.	57
7.11:	C kodlu 9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait parlatma sonrası mikroyapı görüntüleri.	58
7.12:	C kodlu 9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait nital ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.	59

7.13:	C kodlu 9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.	60
7.14:	400°C-24 saat homojen tav sonrası ekstrüde edilen çubukların kesitten alınan mikroyapı görüntüleri.	61
7.15:	400°C-50 saat homojen tav sonrası ekstrüde edilen çubukların kesitten alınan mikroyapı görüntüleri.	62
7.16:	C7 kodlu döküm alaşımı numuneye ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.	63
7.17:	C8 kodlu döküm alaşımı numuneye ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.	64
7.18:	C9 kodlu döküm alaşımı numuneye ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.	65
7.19:	C10 kodlu döküm alaşımı numuneye ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.	66
7.20:	C7 kodlu ekstrüzyon numunesine ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.	67
7.21:	C8 kodlu ekstrüzyon numunesine ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.	68
7.22:	C9 kodlu ekstrüzyon numunesine ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.	69
7.23:	C10 kodlu ekstrüzyon numunesine ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.	70
7.24:	7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca alaşımının ekstrüzyon halinin ve ekstrüzyon sonrası 190°C-2 saat yaşlandırma ısı işlemi halinin SEM görüntüleri.	71
7.25:	C7 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C'de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları.	72

7.26:	C8 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları.	73
7.27:	C9 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları.	74
7.28:	C10 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları.	75
7.29:	H07 kodlu magnezyum numunesine ait düşük büyütmedeki TEM görüntüleri.	76
7.30:	A08 kodlu magnezyum numunesine ait düşük büyütmedeki TEM görüntüleri.	76
7.31:	C10-1 kodlu magnezyum numunesine ait TEM görüntüsü.	77
7.32:	C10-3 kodlu magnezyum numunesine ait TEM görüntüsü.	77
7.33:	C10-2 kodlu magnezyum numunesine ait TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonucu.	78
7.34:	C10-2 kodlu magnezyum numunesine ait TEM ve difraksiyon paterni görüntüleri.	79
7.35:	H07 kodlu magnezyum numunesine ait TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonucu.	79
7.36:	H07 kodlu magnezyum numunesine ait TEM görüntüsü, TEM-EDS sonucu ve difraksiyon paternleri.	80
7.37:	C7 kodlu ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.	81
7.38:	C8 kodlu ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.	81
7.39:	C9 kodlu ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.	82
7.40:	C10 kodlu ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri, SAED paterni ve TEM-EDS sonuçları.	82
7.41:	190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrası C7 kodlu ekstrüzyon numunesine ait $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ fazının TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.	83

7.42:	190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrası C8 kodlu ekstrüzyon numunesine ait I-fazının aydınlık alan, karanlık alan TEM görüntüleri, SAED paterni ve TEM-EDS sonuçları.	84
7.43:	190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrası C9 kodlu ekstrüzyon numunesine ait I fazının TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.	84
7.44:	190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrası C10 kodlu ekstrüzyon numunesine ait I fazının TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.	85
7.45:	Ekstrüzyon alaşımı numunelerinin döküm ve ısıt işlem sonrası sertlik sonuçları.	86
7.46:	Ekstrüzyon alaşımı numunelerinin ekstrüzyon sonrası ekstrüzyon yönünde ve kesitten alınan sertlik sonuçları.	87
7.47:	Ekstrüde edilmiş çubukların 190°C’de 2-200 saat yaşlandırma ısıt işlemleri sonrası mikrosertlik testi grafikleri.	87
7.48:	400°C 24 saat ve 50 saat homojen tavlama sonrası ekstrüde edilen çubukların çekme testi grafikleri.	88
7.49:	7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca alaşımının ekstrüzyon halinin ve ekstrüzyon sonrası 190 °C-2 saat yaşlandırma ısıt işlemi halinin çekme testi grafikleri.	89
7.50:	7-8-9-10 no’lu ekstrüzyon alaşımı numunelerinin DTA ile tutuşma testi grafikleri.	91
7.51:	Magnezyum ekstrüzyon alaşımı numunelerin tutuşma sıcaklıklarının kalsiyum oranı ile değişimi.	92
7.52:	7-8-9-10 no’lu ekstrüzyon alaşımı numunelerinin fırın ile tutuşma testi örnek grafikleri.	93
7.53:	Karşılaştırmalı tutuşma sıcaklığı grafiği.	94
7.54:	a) C7, b) C8, c) C9, d) C10 ve e) ticari AZ31 kodlu ekstrüzyon çubuklarının ekstrüzyon sonrası tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri.	95

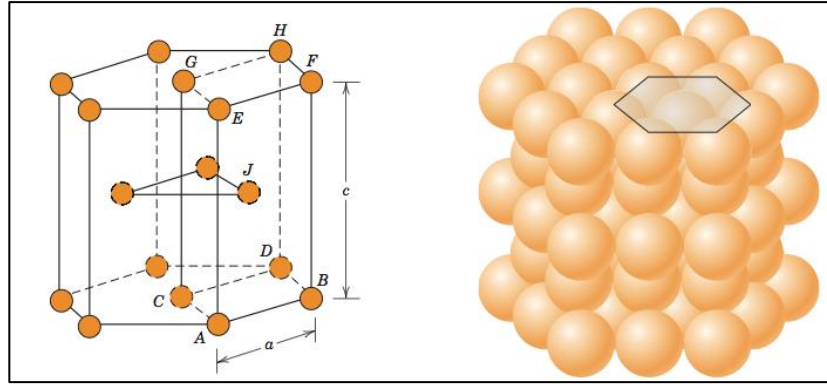
TABLÖLAR DİZİNİ

<u>Tablo No:</u>	<u>Sayfa</u>
1.1: Magnezyum alaşımlarının adlandırma sistemi.	5
2.1: Ticari magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının mekanik özellikleri.	7
2.2: Yeni nesil Mg-RE ekstrüzyon alaşımlarının mekanik özellikleri.	8
3.1: Mg-Zn-Y-Ca alaşımlarında görülebilecek fazlar, kristal yapıları, uzay grupları ve a, b, c değerleri.	25
4.1: Mg-Y alaşımlarının, Y içeriğine göre tutuşma sıcaklığı değerleri.	34
6.1: Karşılaştırma testlerinde kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları.	45
7.1: Alaşımlara ait nominal kimyasal analiz sonuçları; spektrometre kimyasal kompozisyon sonuçları ve JMatPro ile hesaplanan faz oranı sonuçları.	47
7.2: Numune kodlanması.	48
7.3: C kodlu ekstrüzyon alaşımlarının spektrometre kimyasal kompozisyon sonuçları.	49
7.4: C kodlu alaşımlara ait nominal faz oranı sonuçları; kimyasal analiz sonuçlarına göre hesaplanan faz oranları ile optik mikroskop ile ölçülen ikincil faz oranları.	49
7.5: 400°C 24 saat ve 50 saat homojen tavlama sonrası ekstrüde edilen çubukların çekme testi grafikleri sonuçları.	88
7.6: 7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca alaşımının ekstrüzyon halinin ve ekstrüzyon sonrası 190 °C-2 saat yaşlandırma ısıl işlemi halinin çekme testi sonucu.	90
7.7: 7-8-9-10 no'lu ekstrüzyon alaşımı numunelerinin DTA ile tutuşma testi sonuçları.	91
7.8: 7-8-9-10 no'lu ekstrüzyon alaşımı numunelerin fırında ısıtma metodu ile tutuşma sıcaklıkları.	93
7.9: Saf magnezyum ve geleneksel magnezyum alaşımlarının fırında ısıtma yöntemi ile ölçülen tutuşma sıcaklıkları.	94
8.1: Tezde geliştirilen magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının mekanik özelliklerinin ticari alaşımlar ile karşılaştırılması.	98

1. GİRİŞ

Magnezyum 1774 yılında Joseph Black tarafından keşfedilmiştir ve ilk kez 1808 yılında İngiliz bilim insanı Humphrey Davy tarafından izole edilmiştir [1]. Magnezyumun öz kütlesi 1.74 g/cm^3 'tür ve yapısal metaller arasında en düşük değere sahiptir. Yüksek spesifik mukavemet, bükülmezlik, iyi dökülebilme, işlenebilirlik, iyi sönümleme kapasitesi, elektromanyetik etkenlere karşı iyi zırh özelliği, efektif ısı dışarı dağıtımı magnezyumun en önemli özellikleridir [2]. Magnezyum dünya üzerinde en çok bulunan altıncı metal ve sekizinci elementtir. Magnezyum, geri dönüşüm özellikleri oldukça iyi bir metaldir [3]. Bununla birlikte magnezyum kimyasal olarak oldukça reaktiftir [4].

Magnezyum nispeten yumuşaktır ve 45 GPa gibi düşük bir elastiklik modülü değerine sahiptir. Magnezyum hegzagonal sıkı paket kristal yapısına ve düşük istifleme hata enerjisine sahiptir. Magnezyum alaşımları zayıf şekillendirilebilirliğe ve sınırlı sünekliğe sahiptir [5]. Magnezyumun kafes yapısı Şekil 1.1'de gösterilmektedir. Saf magnezyumun c/a oranı 1.6236'dır [6]. Magnezyum sınırlı kayma sistemlerine sahiptir. Oda sıcaklığında magnezyumun bazal olmayan kayma aktivasyonu zordur ve sünekliği sınırlar [7]. Magnezyumda (0002) $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ bazal kayma tercihli olarak gerçekleşir. Çünkü bazal kayma için kritik kesme gerilmesi (KKG) prizmatik ve piramidal kaymalara göre daha düşüktür [6]. Bir polikristal malzemenin çatlak oluşturmada deformasyona uğrayabilmesi için beş bağımsız kayma sistemine sahip olması gereklidir. Ancak bazal kayma sadece iki bağımsız kayma sistemine sahiptir. Bu durum magnezyum ve alaşımları için zayıf süneklik ve şekillendirilebilirliğe yol açar ve uygulamalarını sınırlandırır [8]. Şekillendirilebilirliği geliştirebilmenin en önemli yolları alaşımlama ve tekstür modifikasyonudur [9]. Şekil 1.1'de magnezyumun kristal yapısı gösterilmektedir [91].



Şekil 1.1: Magnezyumun kristal yapısı.

Magnezyum özellikle saf halde yanıcıdır. Magnezyumun ergime sıcaklığı 650°C , buharlaşma sıcaklığı ise 1090°C 'dir. Magnezyum yandığında sıcaklık yaklaşık $3,100^{\circ}\text{C}$ 'ye yükselir [10]. Saf magnezyumun tutuşma sıcaklığı yaklaşık 630°C 'dir. Magnezyum tutuştuğunda belirgin, parlak, beyaz bir ışık saçar. Fakat kütle (bulk) haldeki yapısal magnezyum alaşımları doğrudan üzerlerine alev tutulmadıklarında yanmazlar. Alaşım halinde ise yanmaları daha da zordur [11].

Magnezyum yoğurma alaşımları hadde ürünleri (plaka, levha ve folyo), ekstrüzyon (çubuk, boru ve profil) ve dövme ürünleridir. Yoğurma alaşımları, döküm alaşımlarına göre daha iyi mekanik özellikler göstermektedir. Mukavemetleri ve süneklikleri döküm alaşımlarına göre ve hatta rakip malzemelere göre daha yüksektir [12].

Magnezyum alaşımları Şekil 1.2'de görüldüğü gibi elektronik, ev ve spor ürünleri, biyomalzemeler, otomotiv ve havacılık gibi geniş kullanım alanına sahiptir [92]. Magnezyum alaşımları düşük öz kütle değerleri sayesinde oldukça hafif malzemelerdir. Havacılık ve otomotiv sektörü için ağırlık kazancı; yakıt tasarrufunu ve emisyonun azalmasını sağlamaktadır [13].



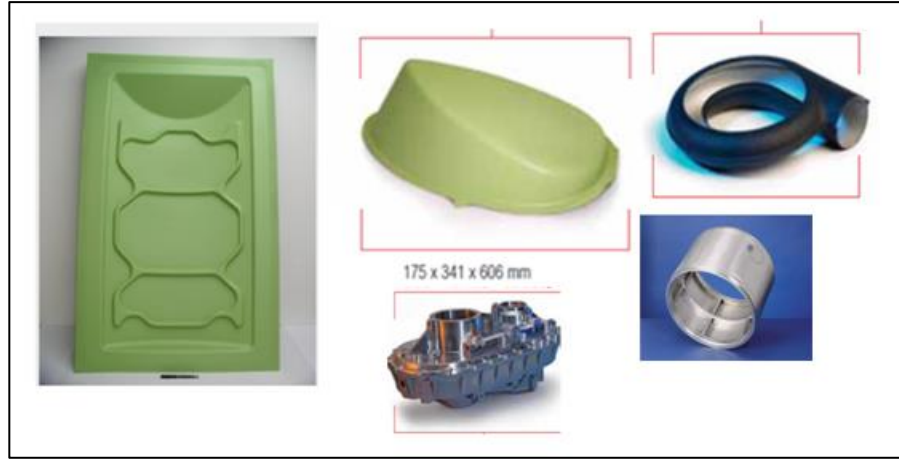
Şekil 1.2: Magnezyum alaşımlarının kullanım alanları.

1.1. Magnezyum Alaşımlarının Havacılık Uygulamaları

Magnezyum ve alaşımlarının havacılık endüstrisinde kullanımı 2. Dünya Savaşı sonrasında azalmıştır. 1970’lerde ise birkaç uygulama haricinde özellikle levha alaşımları açısından bitme noktasına gelmiştir. Günümüzde ise magnezyum alaşımları havacılık ve uzay uygulamalarında uydu, roket, helikopter ve askeri uçaklarda kullanılmaktadır [14]. Şekil 1.3’te havacılık uygulamaları için şanzıman kutusu, ana rotor şanzımanı, dişli kutusu, helikopter gibi örnekler gösterilirken, Şekil 1.4’te havacılık konsept uygulamaları için arka panel kapısı, anten desteği, havacılık segmenti, dişli kutusu, kompresör gibi örnekler gösterilmiştir [93,94].



Şekil 1.3: Magnezyum ve alaşımlarının havacılık uygulamaları.



Şekil 1.4: Magnezyum ve alaşımlarının konsept uygulamaları.

Yüksek sıcaklık oksidasyon dayanımının düşük olması ve düşük tutuşma sıcaklığına sahip olması nedeni ile magnezyum ve alaşımlarının sivil havacılık uygulamaları 2015 yılına kadar yasaklanmıştı. Aynı sene içerisinde yayınlanan rapora göre, Federal Havacılık İdaresi (FAA)'nin belirlediği test yöntemi ile gerekli performansı karşılayabilmesi koşuluyla magnezyum ve alaşımlarının sivil havacılıkta da koltuk uygulamalarında kullanılabileceğini bildirilmiştir. Bu anlamda yüksek sıcaklık oksidasyonu veya tutuşma dayanımı yüksek magnezyum alaşımlarının geliştirilmesi kritik bir öneme sahiptir [15].

1.2. Alaşımlarının İsimlendirilmesi

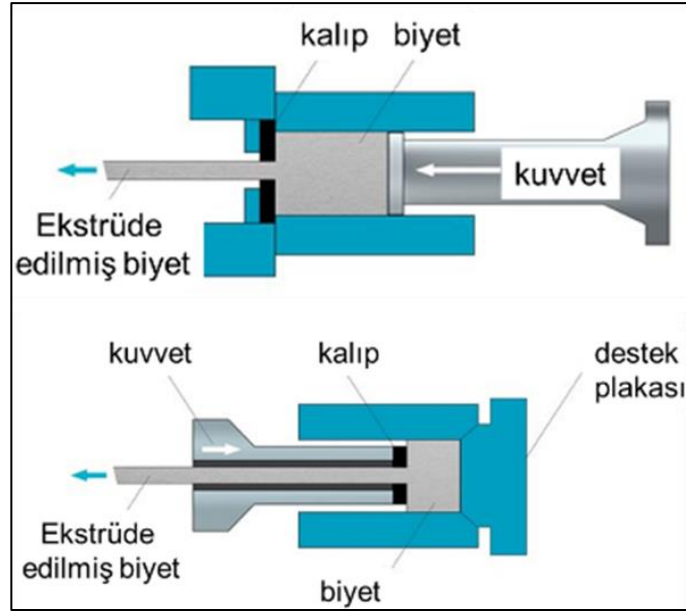
Çalışılan magnezyum alaşım sistemine geçmeden önce magnezyum alaşımlarının isimlendirilmesinin verilmesi anlam karmaşası olmaması bakımından önemlidir. Magnezyum alaşımları sınıflandırılırken ASTM sistemleri kullanılmaktadır. Alaşımların ana elementlerinin harfler ve bileşimlerini yaklaşık rakamlar ile ifade etmektedir. Örneğin AZ31, yaklaşık %3 alüminyum ve yaklaşık %1 çinko içermektedir. Magnezyum alaşımlarının adlandırma sistemi Tablo 1.1'de gösterilmektedir [95].

Tablo 1.1: Magnezyum alaşımlarının adlandırma sistemi.

Kısaltma	Alaşım Elementi	Kısaltma	Alaşım Elementi
A	Alüminyum	N	Nikel
B	Bizmut	P	Kurşun
C	Bakır	Q	Gümüş
D	Kadmiyum	R	Krom
E	Nadir Toprak	S	Silisyum
F	Demir	T	Kalay
H	Toryum	W	İtriyum
K	Zirkonyum	Y	Antimon
L	Lityum	Z	Çinko
M	Mangan	X	Kalsiyum

2. MAGNEZYUMUN EKSTRÜZYONU

Ekstrüzyon işleminde genel olarak silindirik şeklindeki bir metal, bir kovan içinde büyük bir kuvvet ile birlikte sıkıştırılıp kalıptan geçirilerek kesit alanı azaltılır. Birçok ekstrüzyon yöntemi olmak ile birlikte en yaygın yöntem direkt ekstrüzyondur ve kalıp ile kovan sabittir. Metal blok kalıba doğru hareket eden bir piston yardımı ile sıkıştırılır. Diğer bir yöntem ise endirekt ekstrüzyondur. Bu yöntemde ise ortasında kalıp bulunan piston hareketsizdir ve metal bloğu Şekil 2.1’de gösterildiği gibi kovanla kalıba itilir [89]. Endirekt ekstrüzyonun en önemli avantajı sürtünme kuvvetinin daha az olması nedeni ile uygulama kuvvetinin azalmasıdır [40].



Şekil 2.1: Ekstrüzyon prosesi.

Dümen pedalı, kompresör kasası, tekerlek braketleri ve görüntü cihazı gibi magnezyum ekstrüzyon ürünlerine ait görseller Şekil 2.2’de gösterilmektedir [94]. Ticari magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri Tablo 2.1’de gösterilmiştir. Yeni nesil Mg-RE ekstrüzyon alaşımlarının mekanik özellikleri Tablo 2.2’de verilmiştir [41].



Şekil 2.2: Magnezyum ekstrüzyon ürünleri.

Tablo 2.1: Ticari magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının mekanik özellikleri.

Alaşım	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)
AZ10A	145	240	10
AZ31B	200	262	15
AZ61A	228	310	16
AZ80A	248	338	11
AZ80A - T5	276	379	7
HM31A	230	290	10
ZC71	340	360	5
ZM21	150	230	8
ZK21A	195	260	4
ZK40A - T5	255	276	4
ZK60A	255	338	14
ZK60A - T5	296	359	12
WE54A	180	280	6
WE43C	195	303	6
ZWK30	200	280	8

Tablo 2.2: Yeni nesil Mg-RE ekstrüzyon alaşımlarının mekanik özellikleri.

Alaşım	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)
Mg-10Gd-3Y-0.5Zr	192	290	13
Mg-10Gd-3Y-0.5Zr-T5,200C100sa.	228	341	11
Mg-10Gd-3Y-0.5Zr-T5,200C10sa.	228	297	5
Mg-5Y-4Nd-T5, 200C72sa.	274	351	7
Mg-4Y-3Nd-0.5Zr	200	260	12
Mg-4Y-3Nd-0.5Zr, T5,250C16sa.	265	310	7.5

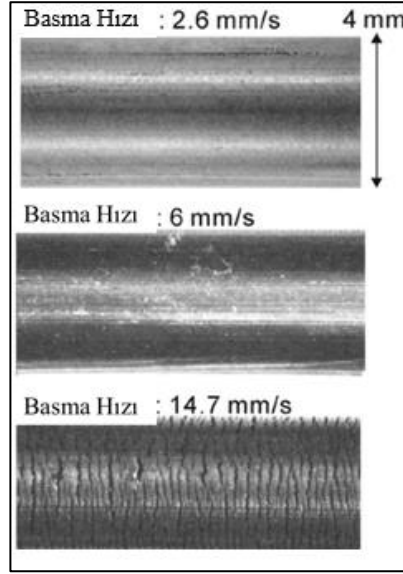
Magnezyum ekstrüzyon alaşımları kritik öneme sahip olmasına rağmen, bugüne dek çok az kullanıma ve endüstriyel konuma sahiptir [39]. Magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının daha geniş kullanımını engelleyen iki temel problem vardır. İlk problem ekstrüde haldeki alaşımların mekanik özellikleridir. Magnezyum ekstrüzyon ürünleri alüminyum ekstrüzyon ürünlerinden daha düşük mukavemete sahiptirler. Zayıf şekillenebilirlikleri vardır ve çekme-basma akma asimetrisine (basma YS/çekme YS <1) sahiptirler [42]. Genel olarak, ekstrüzyon alaşımlarının mukavemeti akma dayancı (YS) ile gösterilirken, şekillenebilirlik ise % uzama ile ifade edilir [43].

Magnezyum alaşımı ekstrüzyon ürünlerinin yaygın kullanım alanı bulamamasının diğer bir sebebi ise ticari geçerliliğidir. Alaşım elementine bağlı olarak bazı magnezyum alaşımları çok pahalıdır, çok azı ise seri üretim için uygun yüksek hızlarda ekstrüde edilebilir. Magnezyum için bildirilen kalıp çıkış hızları, ekstrüzyonu kolay alaşımların temel profilleri için 20-30 m/dak. aralığındadır. Bu ekstrüzyon hızı tipik alüminyum alaşımlarınınkinden 5-10 kat arası daha yavaştır. Bu nedenle magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının elde edilmesi, alüminyum alaşım ekstrüzyonlarına kıyasla önemli ölçüde daha düşük üretim oranlarında ve daha düşük maliyet etkinliğinde gerçekleştirilmektedir [44].

Bir malzeme için iyi ekstrüde edilebilirlik; düşük bir ekstrüzyon yükünde ve yüksek bir ekstrüzyon hızında iyi bir son yüzeye sahip olması ve çatlaksız bir şekilde sıkı bir boyut toleransı ile ifade edilebilir [45]. Magnezyum alaşımları alüminyum alaşımlarına göre daha düşük ekstrüde edilebilirliğe sahiptir. Magnezyum alaşımları düşük hızlarda ve daha dar ekstrüzyon sıcaklık aralığında ekstrüde edilebilmektedir [46].

Örnek olarak ticari magnezyum alaşımları olan AZ61, ZK60 ve nadir toprak elementi içeren alaşımları sert yapıları nedeniyle ekstrüzyon makineleri tarafından

düşük sıcaklıklarda kalıp boyunca bastırılamazlar. Bu sebeple bu alaşımlar yüksek sıcaklıklarda ve düşük hızlarda ekstrüde edilmelidir. Eğer ekstrüzyon hızları doğru limitlerin ötesinde olursa, yüzeyde çatlama, diğer adıyla sıcak yırtılma Şekil 2.3'te gösterildiği gibi gerçekleşir [47].



Şekil 2.3: Ekstrüzyon hızının yüzey üzerine etkisi.

Sıcak yırtılma, kalıp içerisinde bölgesel sıcaklıklar alaşımın solidüs sıcaklığını veya herhangi bir ikincil fazın ergime noktasını aştığında oluşur [48]. Ekstrüzyonda kalıp içerisindeki malzeme üç boyutlu basma altındadır ve çatlak oluşumu engellenir. Malzeme kalıptan geçtiğinde, yüzeye yakın gerilim gelişecektir [45]. Magnezyum alaşımlarının çekme mukavemeti artan ekstrüzyon sıcaklıkları ile azalır. Ekstrüzyon yüzeyinde çekme gerilimi, magnezyum alaşımının sıcak mukavemetinden yüksek ise malzemede enine çatlaklar görülür [43].

Magnezyum ve alaşımlarının ekstrüde edilebilirliğini arttırabilmek için birçok yol uygulanmıştır. Düşük alaşım konsantrasyonu içeren magnezyum alaşımları genellikle daha yumuşaktır. Düşük ekstrüzyon sıcaklıklarında ve daha yüksek hızlarda tolere edilebilir. Saf magnezyum 80°C sıcaklıkta ekstrüde edilebilir [49].

Çinko, alaşımların solidüs sıcaklığını düşürür ve düşük ergime noktasına sahip ikincil fazların oluşumuna yol açar. Çinko alaşım elementinin konsantrasyonunun azalması ile birlikte sıcak yırtılma meydana gelme riski giderek azalır [48]. Ekstrüde edilebilirlik solidüs sıcaklığını arttıran zirkonyum ve mangan gibi alaşım elementleri eklenerek geliştirilebilir [43].

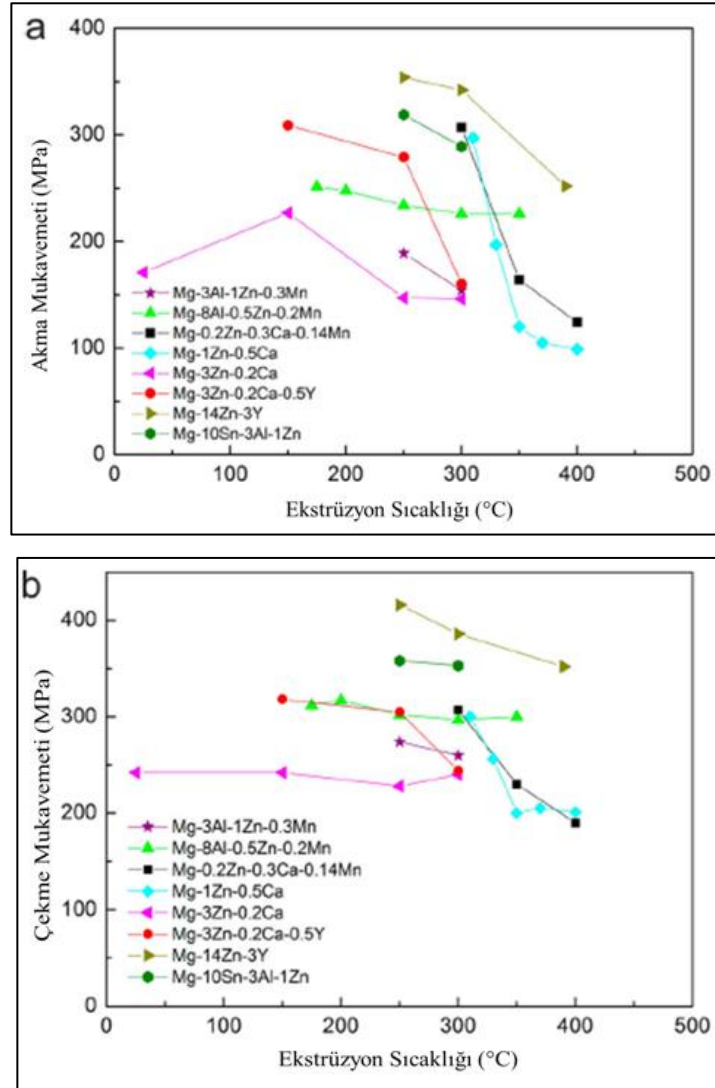
2.1. Magnezyum Estrüzyon Alaşımlarının Proses-Mikroyapı-Mekanik Özellikleri

Dinamik yeniden kristalleşme, sıcak ekstrüzyon sırasında döküm külçelerindeki kaba tanelerin yeniden kristalleşmiş ince tanelere dönüştürülmesine neden olur [43]. Sıcak ekstrüzyon nominal olarak tane sınırları boyunca mevcut olan büyük boyutlu ötektik fazların parçalanmasına sebep olur. Bu ince ikincil fazların yapı boyunca homojen şekilde dağılmasını sağlar [50]. Mikroyapıdaki bu önemli değişiklikler ve ikincil fazların dağılımı, magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerini etkiler [43].

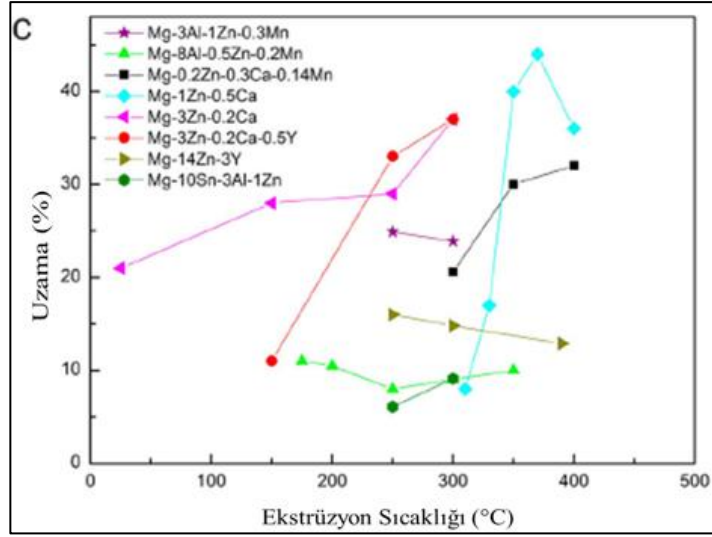
2.1.1. Ekstrüzyon Sıcaklığının ve Hızının Mekanik Özelliklere Etkisi

Ekstrüzyon sıcaklığı ve hızı, ekstrüzyon alaşımlarının mekanik özelliklerini etkiler. Etkili olan diğer faktörler ise ekstrüzyon oranı, ekstrüzyon öncesi yaşlandırma, ekstrüzyon öncesi soğuk deformasyondur [43].

Magnezyum ekstrüzyon alaşımlarında ekstrüzyon sıcaklığına bağlı olarak akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve uzama miktarlarında gerçekleşen değişimler Şekil 2.5'te gösterilmektedir [43].



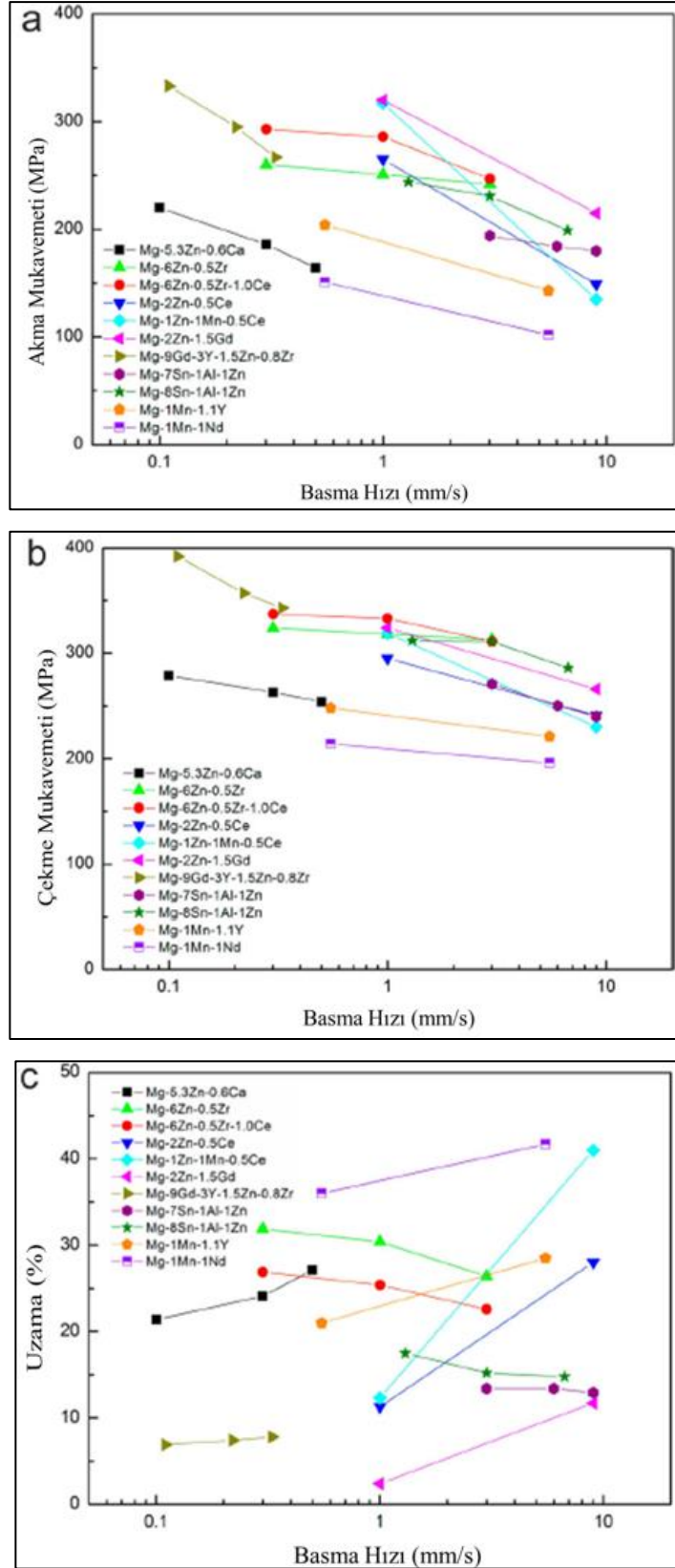
Şekil 2.5: Ekstrüzyon sıcaklığının mekanik özelliklere etkisi. a) akma mukavemeti, b) çekme mukavemeti, c) uzama.



Şekil 2.5: Devam.

Magnezyum alaşımlarının çoğu, Şekil 2.5a'da gösterildiği gibi düşük ekstrüzyon sıcaklıklarında daha yüksek akma mukavemeti gösterir. Ekstrüzyon sıcaklığının artması ile birlikte Şekil 2.5b'de gösterildiği gibi ekstrüde magnezyum alaşımlarının çekme değerlerinde de bir düşme gözlemlenir. Şekil 2.5c'de gösterildiği gibi ekstrüzyon sıcaklığının artması ile birlikte ekstrüzyon alaşımlarının uzama miktarları gelişmektedir [43].

Magnezyum ekstrüzyon alaşımlarında ekstrüzyon hızına bağlı olarak akma mukavemeti, çekme mukavemeti ve uzama miktarlarında gerçekleşen değişimler Şekil 2.6'da gösterilmektedir [43].

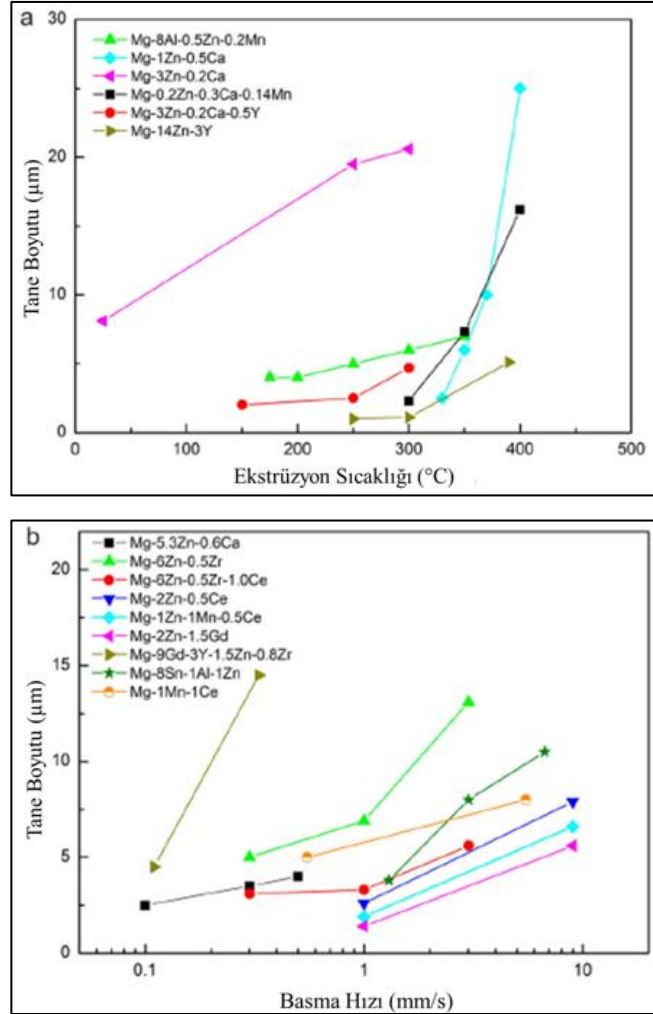


Şekil 2.6: Basma hızının mekanik özelliklere etkisi. a) akma mukavemeti, b) çekme mukavemeti, c) uzama.

Ekstrüzyon hızında meydana gelen artış sonucu Şekil 2.6a’da görüldüğü gibi alaşımların akma değerinde bir azalma meydana gelir. Yüksek mukavemetli ekstrüzyon alaşımlarının düşük hızlarda üretilmesi daha olasıdır. Ekstrüzyon hızının artması ile birlikte Şekil 2.6b’de görüldüğü gibi alaşımların çekme değerlerinde bir azalma meydana gelir. Uzama oranları ise Şekil 2.6c’de görüldüğü gibi alaşımdan alaşıma farklılık göstermektedir [43].

2.1.2. Tane Boyutunun Etkisi

Magnezyum ekstrüzyon alaşımlarında ekstrüzyon sıcaklığına ve hızına bağlı olarak tane boyutunda gerçekleşen değişimler Şekil 2.7’de gösterilmektedir [43].

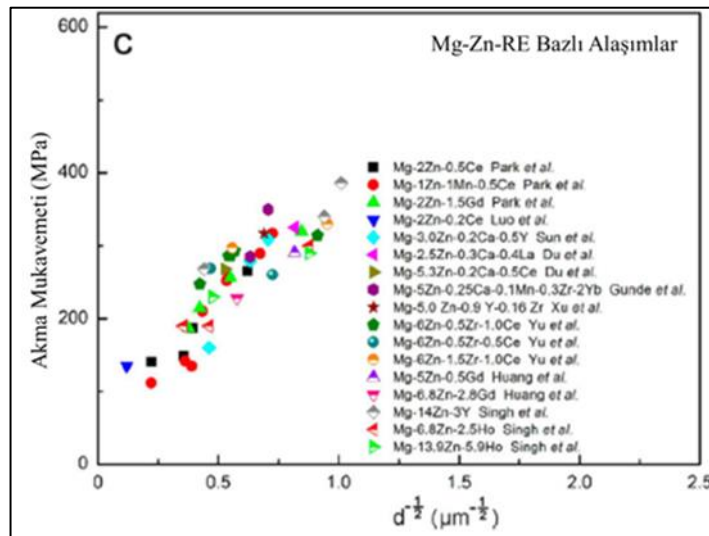


Şekil 2.7: a) ekstrüzyon sıcaklığının tane boyutuna etkisi, b) basma hızının tane boyutuna etkisi.

Ekstrüzyon sıcaklığının ve ekstrüzyon hızının artması sonucu ekstrüzyon alaşımlarının tane boyutu artmaktadır [51]. Dahası, daha yüksek ekstrüzyon sıcaklığı ya da hızları yapıda yeniden kristalleşmiş tanelerin daha büyük oranda dağılımına ve daha zayıf bazal tekstüre yol açar. Tamamlanmış yeniden kristalleşme ve tane büyümesi akma mukavemeti değerinde bir azalmaya neden olurken sünekliği geliştirir [43].

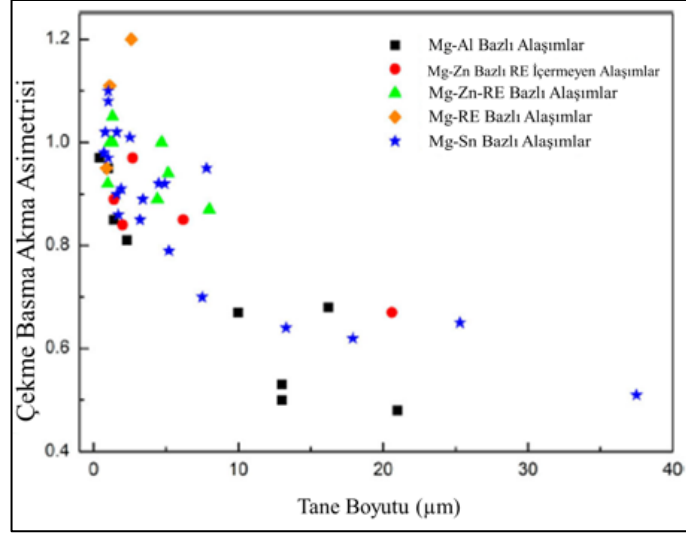
Kalıp duvarlarındaki adyabatik ısıtma ve sürtünme, kalıptaki biletin sıcaklığını yükseltir. Artan ekstrüzyon hızı, efektif ekstrüzyon sıcaklığını arttırır [45]. Ekstrüzyon hızındaki bir artış, mikroyapı ve tekstür üzerinde ekstrüzyon sıcaklığındaki artıştan kaynaklanan benzer etkilere sahip olacaktır. Bu tür etkiler arasında, yeniden kristalize edilmiş tanelerin oranının artması ve daha yüksek ekstrüzyon hızlarına sahip alaşımlarda yeniden kristalleşmiş tanelerin hızlandırılmış büyümesi yer alır. Ekstrüzyon hızındaki artış sonucu mikroyapı ve tekstürdeki değişiklikler, ekstrüde edilmiş alaşımların akma değerlerinde bir azalmaya neden olur [43].

Tane büyümesini engelleyebilmek için, alaşım elementlerinin ilavesine ihtiyaç duyulur. Alaşımlama işlemi, ince ve yoğun çökeltilere katkı sağlamak ve sıcak ekstrüzyon sırasında tane sınırlarını etkili bir şekilde sabitlemek için gereklidir. Düşük ekstrüzyon sıcaklıkları ve düşük ekstrüzyon hızları tane büyümesini sınırlandırabilir ve tane inceltmesine neden olabilir [43]. Şekil 2.8 Mg-Zn-RE alaşımları için tane boyutunun akma mukavemetine etkisini göstermektedir [43].



Şekil 2.8: Mg-Zn-RE alaşımlarının tane boyutunun akma mukavemetine etkisi.

Magnezyum alaşımları için tane küçülmesi mukavemet arttırıcı bir mekanizma olduğu gibi aynı zamanda Şekil 2.9'da görülen çekme-basma akma asimetrisini de arttırıp 1 seviyelerine getirir [43].



Şekil 2.9: Magnezyum alaşımlarında tane boyutunun çekme-basma akma mukavemetine etkisi.

Akma asimetrisi çoğu magnezyum alaşımının tipik bir özelliğidir [52]. Çekme-basma akma asimetrisinin olması, basma sırasında ikizlenme yoluyla oluşan plastik deformasyonun, kaymanın baskın olduğu çekme sırasında oluşandan daha kolay olmasını sağlar. Kayma ve ikizlenmenin tane boyutundaki değişimlere tepkisi aynı değildir. İkizlenme kaymadan daha fazla tane boyutuna duyarlıdır. Sonuç olarak tane boyutunu küçültme ile ikizlenme etkili bir şekilde bastırabilir. Böylece ekstrüde alaşımların çekme-basma akma asimetrisi en aza indirilebilir [53].

2.2. Tekstür Etkisi

Çekme-basma akma asimetrisi, ekstrüde malzeme için bir sorun yaratabilir. Çünkü ekstrüzyon sonucunda güçlü bir tekstür üretilir. Güçlü tekstür, daha yüksek çekme-basma akma asimetrisine yol açar [52]. Bu tür kaçınılmaz olarak gelişen tekstürler, ekstrüzyon yönüne paralel olarak çoğu tanelerin bazal (0001) düzlemine karşılık gelir [54].

Güçlü bazal tekstür ile bazal kayma ve genişleme ikizlemesi için Schmid faktörü düşüktür. Ekstrüde bir alaşım ekstrüzyon yönü boyunca çekme testine tabi tutulursa,

sonuç daha yüksek bir mukavemet, düşük bir iş sertleşmesi ve sünekliktir [54]. Ekstrüde alaşım, ekstrüzyon yönüne dik olarak çekme testine tabi tutulursa genişleme ikizlemesini çalıştırmak daha kolay olur. Bunun sonucunda daha düşük akma mukavemeti elde edilir. İş sertleşmesi ve süneklik artar [43].

Güçlü bazal tekstüre sahip bir ekstrüde alaşım ekstrüzyon yönünde bir basma testine maruz kaldığında, bazal düzlem boyunca basma, deformasyon ikizlemesinin çalışmasına izin verir. Bunun sonucunda mukavemet düşer. Önemli bir çekme-basma akma asimetrisi saf magnezyum ve güçlü bazal tekstüre sahip alaşımlarının ekstrüzyonunda görülür [55].

Tekstür zayıflaması akma asimetrisini düşürebilir. Zayıf bazal tekstür çekme sırasında daha kolay plastik deformasyona yol açar [56]. Zayıf bazal tekstür sahibi ekstrüde alaşımlardaki, bazal dislokasyon kayması ve genişleme ikizlemesi daha etkili olması beklenir. Daha büyük bir plastik gerilim barındırır [57]. Tekstür zayıflamasına ek olarak, nadir toprak elementi veya kalsiyum eklenmesi plastik deformasyon sırasında bazal olmayan kaymaları arttırır. Tane sınırı uyumunu geliştirerek süneklik ve şekillendirilebilirliğe katkı sağlar [58].

Magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının tekstürünü etkileyen en önemli iki faktör ekstrüzyon şartları ve alaşım kompozisyonudur [43]. Magnezyum alaşımının sıcak deformasyonunda, plastik deformasyon ve yeniden kristalleşme genellikle aynı anda gerçekleşir. Plastik deformasyon sırasında güçlü bir bazal tekstür gelişir. Bu güçlü bazal tekstür ile deformasyon ikizlerinin tercihli büyümesi hâkimdir [59]. Yeniden kristalleşme sırasında yeniden kristalleşen taneler, ana tanelerin yerlerini alır. Bu ana taneler yeniden kristalleşmiş tanelerin yönelimi ile deforme olmuştur. Daha yüksek bir ekstrüzyon sıcaklığı ve hızı, yeniden kristalleşme kinetiğini hızlandırır. Bazal tekstürü zayıflar. Ekstrüzyon hızı ve sıcaklığıyla karşılaştırıldığında ekstrüzyon oranı ekstrüde edilmiş magnezyum alaşımlarının süneklik ve tekstürü üzerine önemsiz bir etki yapar [61]. Yüksek süneklik ve şekillendirilebilirliğe sahip magnezyum ekstrüzyon alaşımları geliştirebilmek ve tamamen yeniden kristalleşmiş bir mikroyapı elde edebilmek için yüksek bir ekstrüzyon sıcaklığı ve yüksek ekstrüzyon hızı gereklidir [43].

Yüksek ekstrüzyon sıcaklıkları ve hızları yeniden kristalleşme kinetiğini hızlandırarak bazal tekstürü zayıflatır. Nadir toprak elementi, çinko ve kalsiyum eklenmesi tekstür dağılımını değiştirir. Tekstür yoğunluğunu önemli derecede

zayıflatır. Tesktür zayıflaması iki gruba kategorize edilebilir. Bunlar rastgele çekirdekleşme ve rastgele tane büyümesidir [43].

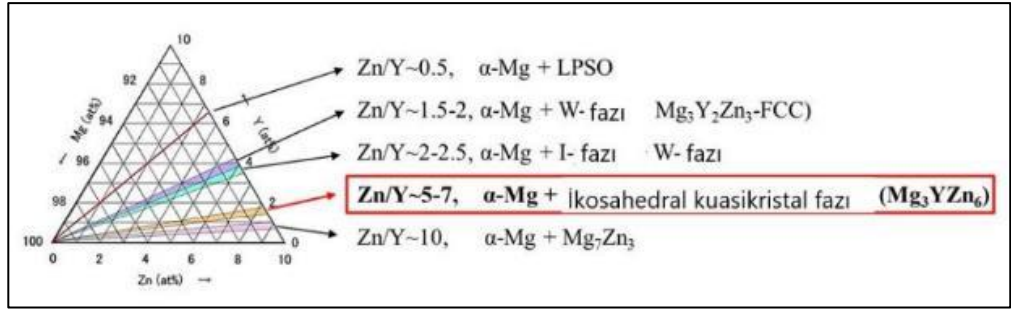
Rastgele çekirdekleşme teorisine göre, nadir toprak elementi ve çinko kalsiyum ilaveleri yeniden kristalleşmiş tanelerin çekirdek yönünü rastgele hale getirebilmek için konumlanır. Böylece yeniden kristalleşmede zayıflatılmış tekstürün oluşmasına olanak sağlar. Özellikle çekirdeklerin rastgele yönelimlerine particle-stimulated nucleation (PSN), shear band induced nucleation (SBIN) ve deformation twin induced nucleation (DTIN) neden olabilir [43]. Partiküller, kayma bantları ve deformasyon ikizleri magnezyum alaşımlarında rastgele oryantasyonlara sahip yeniden kristalleşmiş taneler için önemli heterojen çekirdeklenme alanları sağlar. Nadir toprak elementi eklenmesi parçacık, kesme bandı ve ikincil ikizlerin oluşumunu destekler. Nadir toprak elementi içerikli alaşımlarda PSN, SBIN VE DTIN zayıflatılmış yeniden kristalleşme tekstürlerinin gelişiminde dominant faktörler olarak düşünülür [61].

Rastgele tane büyümesi teorisine göre tekstür zayıflaması, benzer büyüme oranına sahip olan rastgele yönelenli yeniden kristalleşen tanelerinin büyümesi ile ilişkilidir [62]. Geleneksel magnezyum alaşımları Mg-Zn ve Mg-Ca alaşımlarındaki taneler, yeniden kristalleşmenin ilk aşamalarında benzer bazal tekstüre sahiptir. Saf magnezyum, Mg-1Zn ve AZ31 düzleminde sonraki yeniden kristalleşme boyunca, c eksenini normal yöne neredeyse paralel olacak şekilde yeniden kristalleşen tanelerin tercihli büyümesi baskındır [43]. Bu durum güçlü yeniden kristalleşme tekstürlerinin oluşumuna yol açar. Mg-RE ya da Mg-Zn-Ca alaşımlarında ise tercihli tane büyümesi bastırılır. Rastgele yönelimlere sahip yeniden kristalleştirilmiş taneler eşit şekilde büyür ve zayıflamış bazal tekstür oluşumuna yol açar [63].

Şekillendirilebilirlik tekstür zayıflaması ile artsa bile hala kısıtlıdır. Çünkü alaşım elementi eklenmesi tekstürü zayıflatırsa bile temel deformasyon modları (bazal kayma ve genişleme ikizlemesi) değişmemiştir [42]. Oda sıcaklığında doğası gereği kırılğan olan saf magnezyum ekstrüzyonları güçlü bir bazal tekstüre sahip olmasına rağmen, uzama değerleri %100'den daha yükseğe ulaşabilir. Soğuk haddeleme sonrası %96 kalınlık azalması değerleri elde edilebilir. Oda sıcaklığındaki saf magnezyum ekstrüzyonlarının süper plastisite ve süper şekillendirilebilirlik özelliği, düşük sıcaklık ile birlikte ekstrüzyonla tane boyutunun bir mikron veya mikron altı düzeye düşürülmesinden kaynaklanır. Bu ultra ince tane boyutu tane sınırı kayması ve dinamik yeniden kristalleştirme gibi taneler arası mekanizmaların baskın deformasyon modları olmasına izin verir [49].

3. Mg-Y-Zn FAZ SİSTEMİ

Federal Havacılık İdaresi'nin 2015 yılında yayınladığı rapor sonrasında yanma dayanımı yüksek magnezyum alaşımlarının geliştirilmesine yönelik çalışmalar artmıştır. Bu alanda çalışılan alaşımlardan biri de Mg-Zn-Y alaşımlarıdır [16]. Mg-Zn-Y alaşımları yüksek mukavemetli yeni nesil alaşımlardır. Mg-Zn-Y alaşım serisinde, üçlü faz dengesinde üç ana faz tespit edilmiştir. Bunlar; I fazı (Mg_3YZn_6), W fazı ($\text{Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3$) ve uzun periyotlu istif düzenli (Long Period Stacking Order (LPSO)) fazı (Mg_{12}ZnY) olarak adlandırılır [16]. Şekil 3.1'de Mg-Zn-Y alaşımlarına ait faz diyagramı gösterilmektedir.



Şekil 3.1: Mg-Zn-Y alaşımlarında farklı Zn/Y oranlarına göre fazlar ve üçlü faz diyagramı.

Stabil I fazı ilk olarak ikosahedral kuasikristal yapıya sahip Mg-Zn-Y alaşımlarında Luo ve arkadaşları tarafından keşfedilmiştir [17]. Kuasikristal yapı, uzun menzilli kuasiperiyodik öteleme düzeni ve oryantasyon düzenine sahip olan ancak üç boyutlu öteleme periyodikliği olmayan katı malzemenin iyi tanımlanmış sıralı bir fazı olarak kabul edilir [18].

Kuasikristal faz yüksek mukavemet, yüksek termal iletkenlik, düşük sürtünme katsayısı ve düşük ara yüzey enerjisi gibi önemli özelliklere sahiptir [19]. Kırılgan bir faz olması nedeni ile doğrudan yapısal malzeme olarak kullanılamazlar ve diğer malzemelerde gömülü bir şekilde mukavemet sağlayıcı faz olarak kullanılabilirler [16].

W fazı yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir ve magnezyum matrisi ile zayıf bir bağ yapısı paylaştığı bilinmektedir. Ancak W fazı parçacıklarının ve çökeltilerinin boyutları kontrol edilerek Mg-Zn-Y alaşımlarının mukavemet ve süneklik değerleri geliştirilebilir [16].

3.1. Zn/Y Oranının Etkisi

Mg-Zn-Y alaşım sistemlerinde eğer Zn/Y oranı yaklaşık 10 ise döküm mikro yapısında Mg_7Zn_3 fazı oluşur. Oran 5 ile 7 arasında ise yapıda α -Mg fazı ve I fazı oluşur. Oran 1.5-2 arasında ise W fazı meydana gelir [21].

Eğer Zn/Y oranı 4.38'den daha büyük ise yapı tamamen I fazı halindedir. Her ne kadar bu oranlar sağlansa bile W fazının tamamen I fazına dönüşemediği de raporlanmıştır [33]. Zn/Y oranında bir azalma geręekleřtięinde Zn oranı I fazını oluşturmak için artık yeterli olmaz. Yapıdaki W fazı oluşumu artar [20].

3.1.1. I Fazı

Kuasikristal faz izotropiktir. Kuasiperiyodik yapı denilen özel olarak sıralı bir kafes yapısına sahiptir [22]. I fazı, ikosahedral simetri nedeniyle beşli (five-fold) simetriye sahiptir ve kuasiperiyodik özellik nedeniyle karşılıklı noktalar arasındaki mesafe irrasyonel bir sayı ile ölçeklendirilir: $Tao = (1+\sqrt{5})/2 = 2\sin 36^\circ = 1.618034$ [19]. I fazı, hegzagonal matris ile çeşitli yönelim ilişkileri sergilemektedir. En yaygın olanı, paylaşılan iki olası simetrik varyant ve diğer iki nadir varyant ile hegzagonal matrisin ($2f \parallel [0001]$), c eksenine paralel ikosahedral ikili (two-fold) simetri eksenidir [19]. Bu tarz bir konfigürasyonda I fazı bazal düzlemde plaka benzeri bir şekil gösterir. Diğer bir konfigürasyonda ise ikosahedral beşli (five-fold) simetri düzlemi, matrisin hegzagonal düzlemi ile eşleşir. Bu durumda I fazı parçacığının şekli neredeyse daireseldir [16].

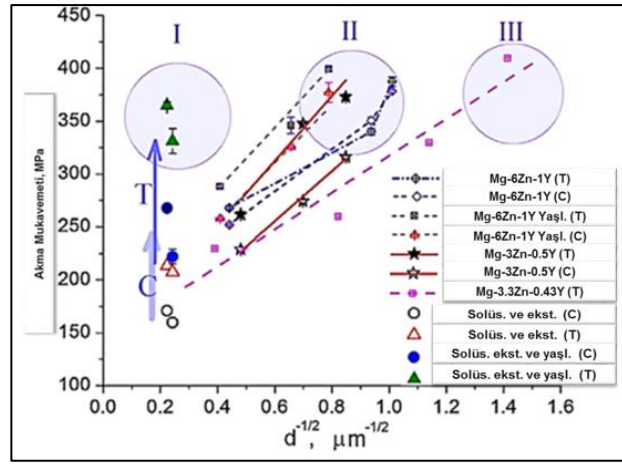
I fazı mukavemet arttırıcı faz olarak kullanılır. Mg-Zn-Y alaşımlarındaki I fazı tavlama sırasında W fazı ve H fazına ($MgYZn_3$) dönüşebilir [23]. 400°C'nin üzerindeki sıcaklıklara ıkıldığında, ince lamelar kuasicrystal yapı çözünür ve kalın bantlı bir yapıya dönüşür. Sıcaklık 400°C'de tutulmaya devam ederse bantlı W fazı, büyümeye devam eder [24]. Üst düzey mekanik özelliklere ulaşabilmek için, ısııl işlem veya diğer termomekanik işlemler sırasında işlem sıcaklığı 450°C'nin altında olması önerilmektedir [16].

Geng ve arkadaşlarının çalışmasına göre I fazı yaklaşık 423°C'de ökeler ve I fazının ergime sıcaklığı 419°C'dir [25]. Bae ve arkadaşları daha önceden yaptıkları çalışmalarda I fazı parçacıklarının Mg-Zn-Y alaşımlarında mukavemetlendirici ajan

olduklarını raporlamıştır. I fazı kuasikristal parçaların hacim oranı arttıkça akma mukavemeti de artmaktadır [26].

I fazı önce tane sınırlarında çekirdeklenir, katılaşma sırasında veya sonrasında çözünen madde difüze olarak matrise doğru büyümeye başlar [22].

Daha büyük tane boyutlarına sahip stabil bir mikro yapıya I-fazının çökmesi eşlik edebilir. Bu büyük taneli alaşım, çok ince β' çökeltilerinin oluşmasıyla daha da mukavemet sağlayabilir. Şekil 3.2'de Mg-Zn-Y alaşımları için tane boyutunun mukavemete etkisi gösterilmiştir [16].



Şekil 3.2: Üç farklı bölgede belirtilen Mg-Zn-Y alaşımlarının tane boyutu-akma mukavemeti grafiği.

Aşağıda Hall-Petch eşitliği verilmektedir [91].

$$\sigma_y = \sigma_i + K_y \cdot d^{1/2} \quad (3.1)$$

Burada σ_y akma gerilmesini, σ_i malzeme sabitini, K_y sertleşme üstelini ve d ise ortalama tane boyutunu temsil eder.

Hall-Petch grafiğinde I, II ve III olmak üzere üç bölge belirtilmiştir. Birinci bölgede, daha yüksek sıcaklıklarda işlem görülmüştür. Bunun sonucunda çok ince ve yoğun β' çökmesi gerçekleşip, yüksek mukavemet elde edilmiştir. İkinci bölgede, çok küçük tane boyutları ve nano boyutlu çökeltilerin katkısıyla mukavemet daha da artırılmıştır. Üçüncü bölgede ise bir toz metalürjisi yöntemi kullanılarak üstün mukavemet elde edilmiştir. Ultra ince tane boyutu, üçüncü bölgedeki alaşımların üstün mukavemetinden başlıca sorumludur [16].

I-fazı partikülleri, dinamik yeniden kristalleştirmeye neden olur. Böylece alaşımlarda ultra-ince bir tane boyutu elde edilir. Dahası, dinamik çökeltme ile aşırı doymuş matristen oluşan nano boyutlu çökelti, tane sınırlarını sabitleyici ve çok ince taneli mikro yapıyı korur [27].

I fazı ile α -Mg arasında bir uyum söz konusudur. Bu uyum ara yüzey boyunca periyodik olarak basamaklar veya çıkıntılar eklenerek korunabilir. I fazı ile hegzagonal yapı arasındaki atomik ölçekteki bağların şiddetli plastik deformasyon sırasında korunabilecek kadar sert olduğu gözlemlenmiştir [28]. Eşsiz yapısı sayesinde kuasikristal yapı yüksek sıcaklıklarda kabalaşmaya karşı stabildir. Bunun nedeni ise düşük ara yüzey enerjileri sayesinde I fazı ile matris ara yüzeyi arasında mükemmel bir bağlanma özelliğinin olmasıdır [29].

Yapıda dağılmış I fazı, sabitleme etkisi sonucu gerinim sertleşme oranını artırır [16]. Yüksek gerilme oranlarında I fazının parçalanması ve dağılması, dinamik yeniden kristalleşme taneciklerinin oluşması için çok sayıda çekirdeklenme alanı sağlayarak dinamik yeniden kristalleşmeye neden olur ve endüstriyel uygulamalar için önemlidir [30].

3.1.2. W Fazı

W fazı, Padezhnova'nın belirttiği gibi kısmi olarak düzenli yüzey merkezli kübik yapısına sahiptir. W fazının latis sabiti değeri $a = 0.6848 \text{ nm}$ 'dir [16]. W fazı ile matris arasında sadece birkaç ara yüzey vardır. W fazı ile matris arasındaki atomik bağ, W fazının kristal latis yapısının sınırlı simetrisi ve aralarındaki ara yüzey uyumsuzluğu nedeniyle çok zayıftır [31].

W fazı ile I fazı arasındaki kristalografik yönelim ilişkisi, $[111]_w // 2f \{-110\}_w // 2f$ şeklinde gösterilebilir [32]. W fazı, matris ile reaksiyona girerek ara yüzeyde I fazına dönüşebilir [33]. I fazı, W fazında matrisin hegzagonal eksenine paralel olan $\langle 110 \rangle_w$ eksenini boyunca ikili simetri eksenine veya beşli simetri eksenine dönüşebilir. Yapılarındaki bir dereceye kadar olan benzerlik nedeniyle bu iki faz arasındaki ara yüzey enerjisi oldukça düşüktür [16].

Geng ve arkadaşlarının çalışmasına göre W fazı ilk olarak, yaklaşık 530°C 'de aşırı soğutulmuş sıvıdan çökeltir. W fazının ergime sıcaklığı ise 540°C 'dir [25]. Tane

sınırlarındaki ince yapılı W fazları güçlü sabitleme merkezleri gibi davranarak dislokasyon hareketini kısıtlar [34].

Yüksek mukavemet W fazı parçacıkları, nano boyutlu çökelti ve güçlü bazal tekstür ile zenginleştirilmiş ince taneli matris yapısına bağlıdır. Alaşımın kırılma yüzeyindeki fraktografik analiz sonucunda mukavemet sağlayan parçacıkların etrafındaki dislokasyonların yığılmasının intermetalik parçacıklar ve matris arasındaki ara yüzeyde mikro boşluklara neden olduğu gözlemlenmiştir. Mikro boşluklar başlangıçta partikül aglomerasyonu içeren bölgelerden kaynaklanır. Bu bölgeler büyür ve büyük boşluklar halinde birleşir. Bunun sonucunda kırılma meydana geldi [16].

Yang ve arkadaşlarına göre, bir mikrometreden daha küçük boyuta sahip homojen faz dağılımı, parçacıklarda boşluk ihtimalini azaltır ve süperplastik uzamaya katkı sağlar [16]. Wang ve arkadaşlarına göre ise, sıcak ekstrüzyon W fazını kırabilir ve homojen dağılımını sağlar. Bu da dispersiyon güçlendirmesi yoluyla mekanik özelliklere katkı sağlar. Ayrıca birincil W fazı partikülleri, dinamik yeniden kristalleşme için çekirdeklenme alanları olarak davranabilirler [29].

Zn ve Y içeriği artarsa tane sınırlarındaki W fazı kabalaşır. Eğer W fazının hacim oranı artarsa mukavemet olumsuz etkilenir [35].

3.2. Faz Dönüşümleri

Magnezyuma itriyum ve çinko ilavesi ile oluşan fazlar ısıtılma işlemi ile birbirlerine dönüşebilmektedir. Mg-Zn-Y üçlü faz diyagramına göre, 550°C’de gerçekleşen ötektik reaksiyon ile birlikte W fazı eriyikten oluşturulabilir [36].



W fazı, 448°C’de gerçekleşen peritektik reaksiyon sonucu I fazına dönüşür [36].



Eğer eriyik içerisinde itriyum içeriği düşük olursa, 400°C’de gerçekleşen ötektik reaksiyon sonucunda I fazı oluşabilir [36].



Eriyik sıcaklığının daha da düşmesi durumunda, 340°C’de gerçekleşen ötektik reaksiyon sonucu Mg_7Zn_3 fazı meydana gelir [36].



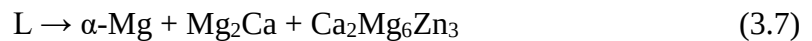
330°C’de gerçekleşen ötektoid reaksiyon sonucu MgZn fazı oluşur [36].



$\alpha\text{-Mg}$ ve Mg_7Zn_3 arasındaki ikili ötektik nokta Mg_7Zn_3 faz zonuna ve ötektoid noktasına çok yakındır. İtiryum içeriği daha düşük olduğunda, birincil fazın çökmesi sonrasında katılaştan matris fazı neredeyse sadece Mg_7Zn_3 fazıdır. Mg_7Zn_3 fazı 325 °C'nin üzerinde kararlıdır. Buna rağmen, bu alaşımda soğutma sırasında denge fazı alaşımına ($\alpha\text{-Mg} + \text{MgZn}$) ayrılmaz. Bununla birlikte eğer itiryum içeriği daha yüksek ise Denklem 3.6 normal olarak gerçekleşir [36].

Kuasikristal I fazı, 415°C'de H fazına, H fazı ise 350°C'de W fazına dönüşmeye başlamaktadır [23]. H fazı sınırlarında, yaklaşık 300-350°C sıcaklıklarda I fazı çekirdeklenerek büyür [37].

Mg-Zn-Ca üçlü faz sisteminde Zn/Ca oranı 1.2’den daha düşük olduğu 400°C’de ötektik reaksiyon gerçekleşir [38].



Eğer Zn/Ca oranı 1.2’den daha fazla ise ötektik reaksiyon şu şekilde gerçekleşir [38].



Bu denklemlerden göreceğimiz üzere Zn/Ca oranı Mg_2Ca fazının oluşumu için kritik öneme sahiptir [38].

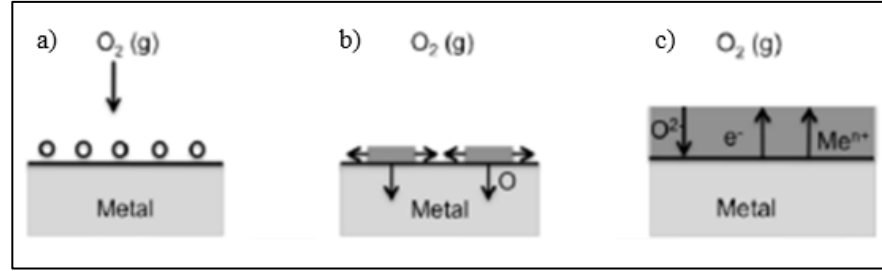
Mg-Zn-Y-Ca alaşımlarında görülebilecek fazlar, kristal yapıları, uzay grupları ve a, b, c değerleri Tablo 3.1’de gösterilmektedir.

Tablo 3.1: Mg-Zn-Y-Ca alaşımlarında görülebilecek fazlar, kristal yapıları, uzay grupları ve a, b, c değerleri.

Faz	Kristal Yapısı	Uzay Grubu	a (nm)	b (nm)	c (nm)
Mg	Hegzagonal	P6 ₃ /mmc	0.321	0.321	0.521
I-fazı (Mg ₃ YZn ₆)	Kuasikristal		0.502		
W-fazı (Mg ₃ Y ₂ Zn ₃)	YMK	Fm3m	0.685	0.685	0.685
Mg ₂ Ca	Hegzagonal	P6 ₃ /mmc	0.624	0.624	1.015
Ca ₂ Mg ₆ Zn ₃	Hegzagonal	P6 ₃ /mmc	0.973	0.973	1.015
Ca ₂ Mg ₅ Zn ₅	Hegzagonal	P6 ₃ /mmc	0.960	0.960	1.003
Mg ₄ Zn ₇	Monoklinik	C2/m	2.596	0.524	1.428
MgZn ₂	Hegzagonal	P6 ₃ /mmc	0.515	0.515	0.848

4. MAGNEZYUM ALAŞIMLARINDA GÖRÜLEN OKSİDASYON VE TUTUŞMA MEKANİZMASI

Metaller, servis koşulları altında farklı gaz atmosferlerinde termodinamik olarak kararsızdırlar. Atmosfer gazları ile reaksiyona girerek yüzeyde bileşikler (oksitler, sülfidler, karbürler, nitrürler vb.) oluştururlar [64]. Şekil 4.1’de oksidasyon reaksiyonunun ilk aşamaları gösterilmektedir.



Şekil 4.1: Oksidasyon reaksiyonunun ilk aşamaları; a) oksijenin yüzeye tutunması, b) oksit çekirdeklenmesi ve oksijenin ayrışması ve c) oksit tabakasının oluşumu.

Metal oksit tabakası, oksijen moleküllerinin sırasıyla fiziksel ve kimyasal bağla yüzeye tutunması, oksit adacıklarının çekirdeklenmesi ve yanal büyüme ile ilk oksit filminin oluşumu ve bu filmin kalınlaşması ile meydana gelmektedir. Oksidasyonun ilerlemesi katı hal difüzyonu ile gerçekleşir. Malzeme yüzeyinde oluşacak olan koruyucu tabaka bir bariyer görevi görerek metal-gaz temasını engeller ve malzemenin oksidasyona karşı direnç göstermesini sağlar [60].

Oksidasyon için itici güç, Gibbs serbest enerjisidir (ΔG). Oksidi oluşturabilmek için gereken temel kimyasal reaksiyon aşağıda gösterilmektedir [64].



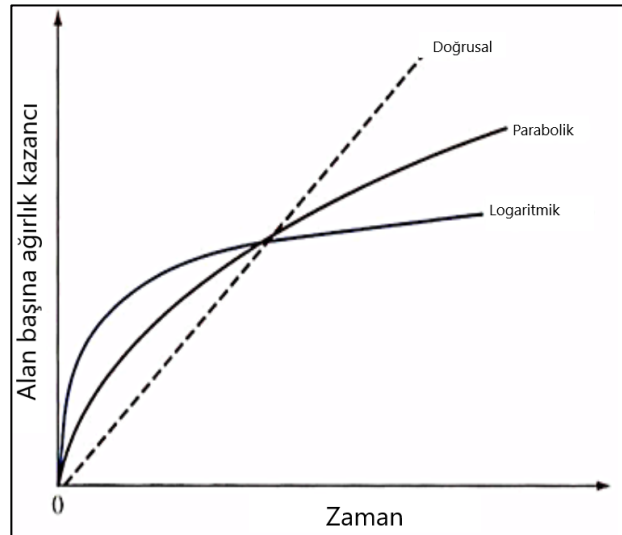
Burada M: metali, O: oksijeni ve MO₂: oksidi temsil eder. Gibbs serbest enerji reaksiyonu ise şu şekilde gösterilmektedir.

$$\Delta G = \Delta^\circ G + RT \ln \frac{a_{(MO_2)}}{a_{(M)} p_{(O_2)}} \quad (4.2)$$

Burada ise $\Delta^\circ G$: reaksiyonun standart serbest enerji değişimi, $a_{(MO_2)}$: oksidin aktivitesi, $a_{(M)}$: metalin aktivitesi, $p_{(O_2)}$: oksijen gazının kısmi basıncı, R : gaz sabit ve T : sıcaklığı temsil eder. Reaksiyon $\Delta^\circ G < 0$ ise kendiliğinden gerçekleşir. $\Delta^\circ G = 0$ ise reaksiyon dengededir. $\Delta^\circ G > 0$ ise reaksiyon kendiliğinden gerçekleşmez [64].

4.1. Oksidasyon Kinetiği

Oksidasyon kinetiği, termodinamik hesaplamalar ile birlikte kullanılır ve zaman içerisinde malzemede meydana gelen ağırlık değişimi olarak tanımlanabilir. Malzemenin ağırlığında meydana gelen değişimlerin ve oksit tabaka kalınlığının ölçülmesi, oksidasyon kinetiği hakkında bilgi verir. Malzemenin oksidasyonu sırasında kinetik verilerin ölçülmesinde kullanılan yöntemlerden bir tanesi termogravimetrik yöntemdir. Bu yöntemde, malzeme sabit bir sıcaklıkta tutularak malzemenin ağırlık kaybı veya kazancı zamanın bir fonksiyonu olarak ölçülür. Reaksiyon hızları; sıcaklık, oksijen basıncı, reaksiyon süresi ve yüzey durumu gibi birçok parametreye bağlıdır [64]. Temel reaksiyon hızları, şekil 4.2'de gösterildiği gibi logaritmik, parabolik ve doğrusal olarak sınıflandırılır [67].



şekil 4.2: Temel reaksiyon hızlarının zamana bağlı grafiği.

Logaritmik reaksiyon, düşük sıcaklıklarda etkilidir. Çok ince bir oksit tabakasının yüzeyde oluşumunu sağlar. Hız başlangıçta yüksektir ama zamanla

yavaşlar. Koruyucu oksit tabakası metal yüzeyinde yavaş büyür ve yüzeyde difüzyona karşı bariyer görevi görür. Oksidasyon hızı oksidasyon kalınlığı ile ters orantılıdır [64].

Logaritmik reaksiyon için denklem şu şekildedir.

$$x = k \log t + A \quad (4.3)$$

Burada x: oksidasyona veya oksit kalınlığına bağlı ağırlık değişimini, t: zamanı ve k: logaritmik hız sabitini temsil eder.

Parabolik reaksiyonda yüzeyde koruyucu bir oksit tabakası oluşur ve bariyer görevi görür. Denklem 4.4'te verildiği üzere reaksiyon hızı oksit kalınlığı ile ters orantılıdır.

$$\frac{dx}{dt} = \frac{k_p}{x} \quad (4.4)$$

İntegral yöntemi kullanılarak denklem aşağıdaki halini alır.

$$x^2 = k_p t + C \quad (4.5)$$

k_p : parabolik hız sabitini temsil eder ve C sabittir.

Metal yüzey koruyucu bir tabaka ile kaplanmamış ise doğrusal reaksiyon hızı geçerlidir. Oksidasyon hızı sabittir. Doğrusal reaksiyon hızı aşağıdaki şekilde ifade edilir.

$$dx/dt = k_l \quad (4.6)$$

İntegral yöntemi kullanılarak denklem aşağıdaki hale getirilir. k_l doğrusal hız sabitini temsil eder ve C sabittir.

$$x = k_l t + C \quad (4.7)$$

4.2. Metallerde Tutuşma Mekanizmaları

Metallerin tutuşması, sistemdeki enerji dengesi ile açıklanabilir. Metal, oksitleyici bir ortamda ısıtılması durumunda sistemde iki tür ısı girişi olur [68]:

- Bir iç kaynak olarak oksidasyon reaksiyonu;
- Elektrikli fırın, indüksiyon ocağı vb. gibi harici kaynak.

Öte yandan ise; radyasyon, iletim ve koveksiyondan kaynaklanan ısı kayıpları meydana gelir.

Dahili ısı girdisi ısı kaybına eşit duruma geldiğinde, harici ısıtma kaynağı kaldırılrsa bile oksidasyon reaksiyonu kendi kendini sürdürecektir [68]. Yüzey sıcaklığındaki artış, daha yüksek oksidasyon oranlarına neden olur. Bunun sonucunda tutuşma meydana gelir.

Metalik bir malzemenin tutuşma sıcaklığını ölçmenin iki yöntemi vardır. İlk yöntem numunenin bir fırında sürekli ısıtılmasıdır. İkinci yöntem ise, numunenin belirli bir sıcaklıkta izotermal olarak tutulmasıdır. Test yöntemine bağlı olarak tutuşma sıcaklığı (T_i) iki şekilde tanımlanabilir [69].

- Isıtma hızındaki keskin artışın tespit edildiği sıcaklık;
- Alevlerin gözlemlenmesiyle ilişkilenen en düşük sıcaklık.

Tutuşma sıcaklığı ısı kaybı, ısıtma şartları, alaşım yapısı ve numune hazırlama koşullarından kaynaklanan yüzey kusurları gibi parametrelere bağlıdır. Bir malzemenin tutuşma sıcaklığı, ölçümlerde bazı farklılar gösterebilir [70].

4.2.1. P-B Oranı

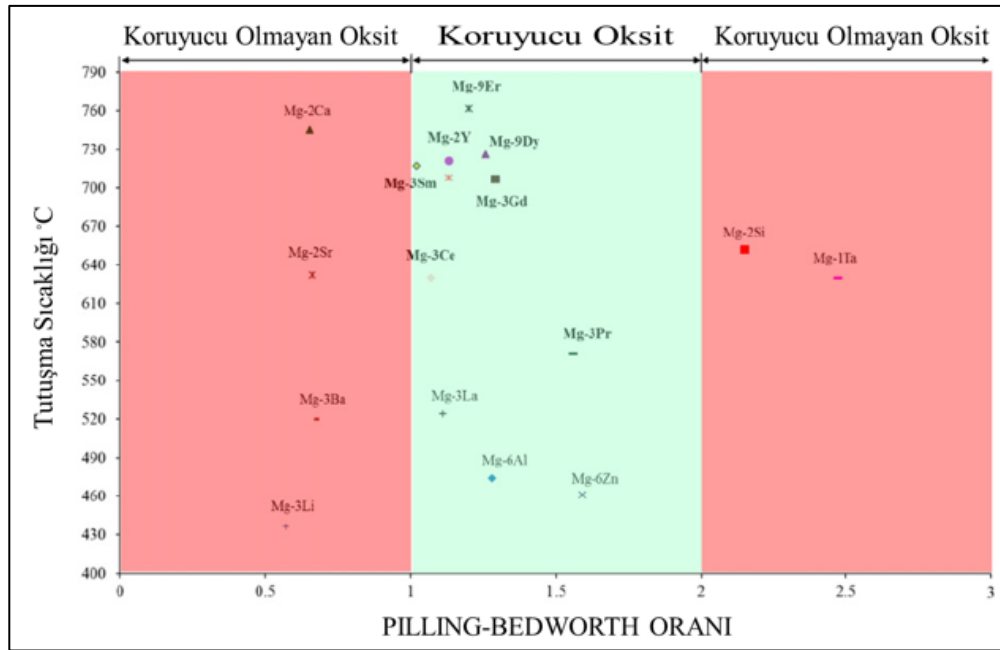
1923'teki çalışmalarında Pilling ve Bedworth, bir metal üzerinde oluşacak oksidin koruyucu olabileceğini söylediler. Bu koruyucu oksidi P-B oranı ile açıkladılar. Bu oran, metal-oksit ara yüzünde bir oksit oluştuğu zaman, oksit oluşumundan kaynaklı olan hacim değişimini temsil etmektedir. Oksidasyon anında oluşan stresi açıklamak için kullanılmıştır [71].

$$R_{PB} = \frac{M_{oxide}\rho_{metal}}{nM_{metal}\rho_{oxide}} \quad (4.8)$$

M atomik veya moleküler kütleyi, n oksidin bir molekülündeki metal atomlarının sayısını, ρ yoğunluğu belirtir. Eğer R_{PB} değeri 1 den küçükse oksit katmanı gözenekli bir yüzeye sahiptir ve koruyucu özelliğe sahip değildir. Oksijen-metal etkileşimi engellenemez. Eğer R_{PB} değeri 2 den büyükse yüzeyde oluşan kalın oksit

tabakası çatlak oluşumuna eğilimlidir. Eğer R_{PB} değeri 1 ile 2 arasında ise, yüzeyde oluşan koruyucu oksit tabakası oksit-metal ara yüzeyine oksijen difüzyonunu engelleyerek bir bariyer görevi görür [72].

MgO için R_{PB} değeri 0.81'dir. Dolayısıyla oksit tabakası sıkı bir yapıya sahip değildir ve özellikle yüksek sıcaklıklarda oksidasyona karşı bir koruma sağlayamaz [66]. Şekil 4.3'te bazı magnezyum alaşımlarına ait P-B oranının tutuşma sıcaklığına etkisi gösterilmektedir [90].



Şekil 4.3: Magnezyum alaşımları için P-B oranı – tutuşma sıcaklığı grafiği.

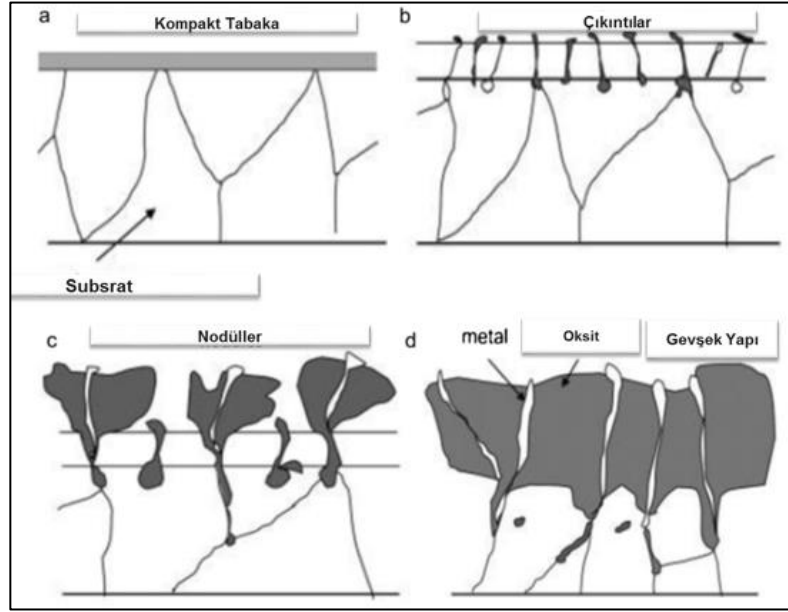
4.2.2. Magnezyum ve Alaşımlarının Oksidasyon Davranışı

Magnezyum ve alaşımları, oksijen ile reaksiyona girdiğinde yüzeyde MgO oluşumu gerçekleşir [65].



Wagner'in oksidasyon teorisine göre magnezyum oksidasyonu, magnezyum katyonlarının MgO yüzey tabakası boyunca metal-oksit ara yüzeyinden oksit-hava ara yüzeyine doğru difüzyonunu içermektedir. Bu sebeple, MgO tabakasındaki büyüme, öncelikli olarak magnezyum iyonlarının dışarı doğru difüzyonu ile mümkündür [65].

Şekil 4.4’de oksidasyon mekanizması şematik olarak anlatılmaktadır [65].



Şekil 4.4: Magnezyum oksidasyon mekanizması.

Oksidasyonun başlangıcında MgO film incedir ve çatlak yoktur. Oksit büyümesi parabolik oksidasyon kinetiği ile birlikte yavaş bir şekilde gerçekleşir. Magnezyum iyonlarının dışarı doğru difüzyonu ile oksit katmanı kalınlaşır. Bu içe doğru bir boşluk akışına neden olur ve bunun sonucunda metal-oksit ara yüzeyinde boşluklar oluşabilir [74]. Kusurların birikmesi oksit tabakada iç gerilim meydana getirir. Lineer oksidasyon kinetiği ile hızlı oksit büyümesi gerçekleşir. Bu durumda oksit tabakası koruyucu özelliğini yitirir [66]. Kritik kalınlığa ulaşıldığında iç gerilimler çatlaklara neden olabilecek kadar yükselir. Reaksiyon hızına bağlı olarak yüzeyde meydana gelen sıcaklık artışı ve oksit tabakasındaki kusurlar, yüksek buhar basıncına sahip magnezyumun buharlaşmasına neden olmaktadır. Bazı çatlaklar magnezyum buharı için taşıyıcı kanallar gibi davranabilir. Yüzey sıcaklık artışı ile buharlaşma hızı ve oksidasyon oranı artarak yanma meydana gelir [65].

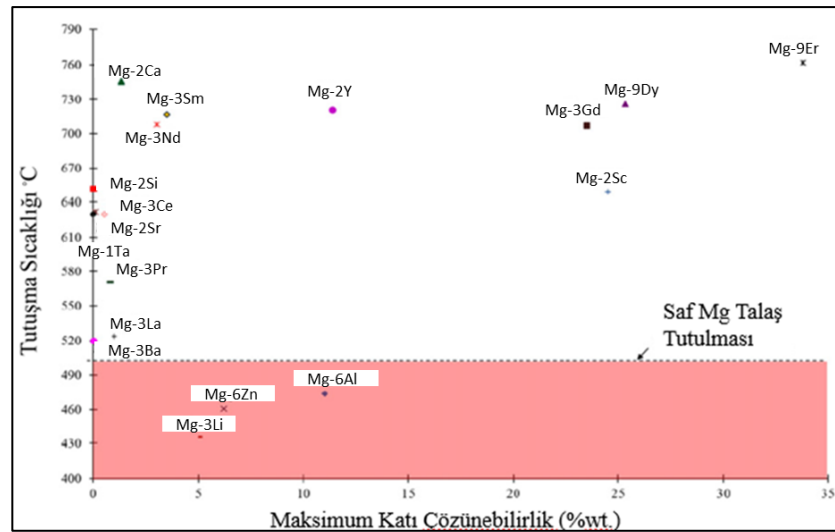
4.2.3. Alaşım Elementlerinin Etkisi

Çok bileşenli alaşımlarda oksidasyon sürecini etkileyen farklı faktörlerin göz önünde bulundurulması gerekmektedir [73]:

- Alaşım elementlerinin farklı oksijen afiniteleri;
- Metal iyonlarının alaşım fazları ve oksitlerdeki farklı yayılma hızları;
- Elementlerin ana metal içindeki çözünürlüğü;
- Oksijenin alaşım içinde çözünmesi ve difüzyonu ile metalde oksit oluşumu (iç oksidasyon).

Alaşım elementlerinin ilavesi, bir malzemenin mikroyapısını değiştirerek oksidasyon davranışını belirleyen çok önemli bir etkidir [65]. Çoğu alaşım elementi solidüs sıcaklığını düşürür. Bölgesel ergime eğilimi nedeniyle oksidasyon direnci ve tutuşma sıcaklığı düşer [83]. Ancak bazı alaşım elementleri oksidasyon direncini artırır [65]. Matrisin homojenliği, tutuşma sıcaklığını artırır. Bir malzemede tek fazlı katı çözeltinin varlığı, düşük sıcaklıkta ergime fazlarının olmadığını gösterir. Tutuşma direncini artırır [90].

Çözünebilirlik limiti olarak alaşım elementleri üçe ayrılır; i) silisyum, stronsiyum, lantan gibi oldukça düşük çözünebilirlik limitine (<0.2 at.%) sahip olan elementler, ii) kalsiyum, samaryum gibi orta derecede çözünebilirlik limitine (0.5-1.0 at.%) sahip olan elementler, iii) itriyum, gadolinyum, erbiyum gibi yüksek çözünebilirlik limitine (>2 at.%) sahip olan elementler [72]. Y, Gd, Er ve Dy gibi yüksek sıcaklıklarda çok yüksek çözünürlük limitine sahip çözünen atomlar mükemmel tutuşma direnci sergiler [90]. Şekil 4.5'te magnezyum alaşımları için katı çözünebilirlik oranının tutuşma sıcaklığına etkisi gösterilmektedir [65].



Şekil 4.5: Magnezyum alaşımları için maksimum çözünebilirlik limiti-tutuşma sıcaklığı grafiği.

Magnezyum alaşımlarında tutuşma direncini etkileyen önemli alaşım elementlerinden aşağıda bahsedilmektedir.

4.2.3.1. Çinko

Çinko ile alaşımlama, magnezyum alaşımlarının akışkanlık, sürünme direnci ve mukavemet değerlerini geliştirir [65]. Çinko içerikli magnezyum alaşımları matris ile uyumlu veya yarı uyumlu bir ara yüze sahiptir. Çubuk benzeri formasyondaki β_1 fazının oluşumundan dolayı yüksek yaşlandırma sertleşmesi gösterirler [79]. Çinko, impürityelerin etkisini azaltarak magnezyum alaşımlarının korozyon direncini artırır [80].

Çinko yüksek sıcaklıklar oksijen direncini azaltır. Magnezyum çinko alaşımları 341 °C gibi düşük bir ergime noktasına sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda magnezyumun buharlaşmasına ve oksidasyonuna neden olur [81]. Çinko hem matris hem de oksitte gözenekli yapı oluşumuna neden olur ve çatlamayı hızlandırır. Bu sebeple genellikle üçüncü element olarak kullanılır [75].

4.2.3.2. İttriyum

İttriyum alaşımlı numunelerin yüzeylerinde yoğun, çatlaksız bir oksit yapısının oluştuğu gözlenmiştir [65]. P-B oranı 1.39 olan $MgO-Y_2O_3$ tabakası, yüksek yoğunluğa sahip yapısı sayesinde oksidasyon direncine katkı sağlar [87]. İttriyum, tane sınırları boyunca dışarı doğru difüze olur ve bu sayede magnezyum katyonlarının dışarı doğru difüzyonu engellenir [65].

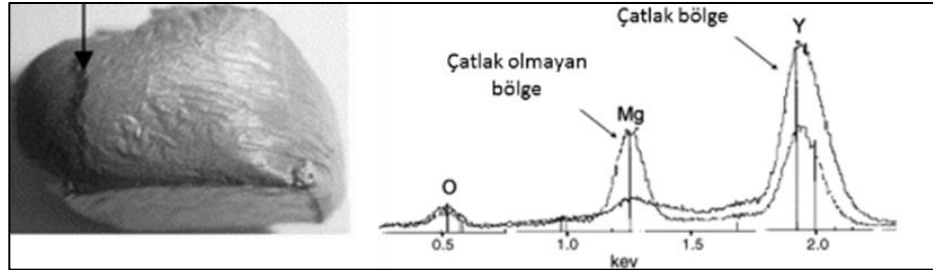
Fan ve arkadaşları çalışmalarında ağırlıkça %8'den daha yüksek ittriyum ilavesi ile magnezyum alaşımının oksidasyon direncinin arttığını bildirmiştir. Mg-10Y ikili alaşımı 900°C üzerindeki sıcaklıklara ısıtılmasına rağmen tutuşma gözlemlenmemiştir [88]. Tablo 4.1 magnezyum ittriyum alaşımlarında, ittriyum oranına bağlı olarak tutuşma sıcaklık değerlerini göstermektedir. Aynı şartlarda ittriyum içeriğinin artmasıyla birlikte tutuşma sıcaklığı da artmıştır [90]. Ağırlıkça %4 ittriyum içeren WE43 alaşımı (Mg-4Y-3RE), 750°C'ye kadar tutuşmaya karşı direnci yüksektir. 650°C'de WE43 alaşımının yüzeyinde çatlak oluşumu gözlenmesine rağmen yüzeyde hızlıca yeni bir oksit film oluştuğu ve kendini yenilediği belirlenmiştir. Yüzey

üzerinden alınan EDS analizlerinde, çatlak olmayan bölgede Mg, Y ve O bileşenlerinin olduğu, çatlak bölgede ise Mg oranının düştüğü görülmüştür. Bu durum yüzeyde Y_2O_3 oluşumunu göstermektedir (Şekil 4.6) [69]. Y_2O_3 tabakasının kendini yenileyebilme özelliği sayesinde tutuşma sıcaklığı $750^{\circ}C$ 'ye kadar artar [69].

Tablo 4.1: Mg-Y alaşımlarının, Y içeriğine göre tutuşma sıcaklığı değerleri.

Malzeme	Tutuşma Sıcaklığı $^{\circ}C$
Mg ¹	615
Mg ²	590
Mg-0.4Y ²	612
Mg-1Y ²	630
Mg-1.1Y ¹	643
Mg-1.8Y ²	653
Mg-2.2Y ¹	641
Mg-3.8Y ¹	660
Mg-5.8Y ¹	665
Mg-10.6Y ¹	No ignition

TGA, ısıtma hızı: 1) $4^{\circ}C/dk$; 2) $10^{\circ}C/dk$

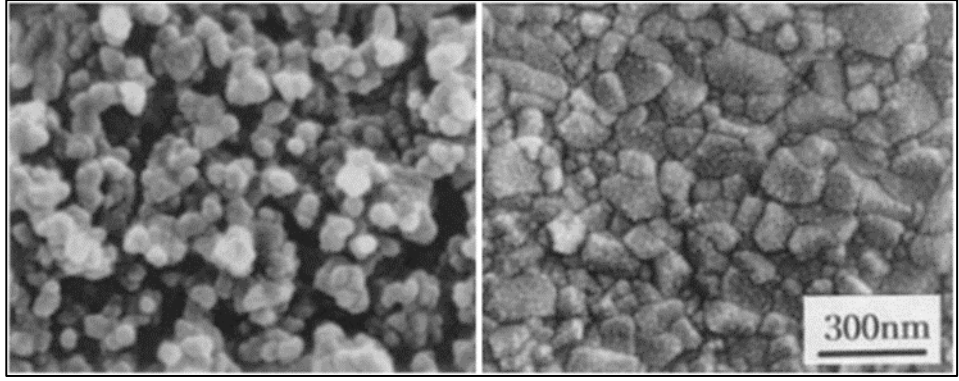


Şekil 4.6: WE43 yüzeyinde oluşan oksit tabakası.

İtriyum, alüminyum ile reaksiyona girdiğinde, Al_2Y intermetalik bileşeni meydana gelir. İtriyumun tükenmesi ile birlikte yapıda Y_2O_3 oluşumu kısıtlanır ve oksit tabakası koruyuculuk özelliği gösteremez. Mg-Ca-Y alaşımlarının, Mg-Ca alaşımlarına göre daha yüksek tutuşma direncine sahip olduğu belirlenmiştir. Bu durum, kalsiyumun Mg-Y alaşımlarında itriyumun yüzey aktivitesini artırarak Y_2O_3 oluşumunu teşvik ettiği üçüncü element etkisiyle açıklanabilir [65].

4.2.3.3. Kalsiyum

Toprak alkali elementlerinden biri olan kalsiyum, magnezyum ve alaşımlarının yüksek sıcaklık oksidasyon direncini ve tutuşma sıcaklığını artırdığı bildirilmiştir. Şekil 4.7’de gösterildiği üzere, saf Mg yüzeyinde oluşan gözenekli oksit tabakası Ca ilavesi ile daha sıkı bir yapıya dönüşmekte ve bu sayede koruyucu özellik kazanmaktadır [85].



Şekil 4.7: (a) Saf Mg ve (b) Mg-Ca alaşımı yüksek sıcaklık oksidasyon (500 °C) test sonrası yüzey görüntüleri.

Öte yandan, CaO’in P-B oranı 0.65’tir. Bu P-B oranı 0.81 olan MgO’ten bile düşüktür [71]. Dolayısıyla CaO film koruma sağlayacak kadar yeterli olmaması beklenmektedir. Oksidasyon direncini geliştiren üç ihtimal şöyledir [65]:

- Oksidasyon sırasında oluşan ve yüksek yoğunluğa sahip, CaO ve MgO’ten oluşan kompozit oksit katman.
- MgO içerisinde Ca kısmen Mg ile yer değiştirir. MgO yoğunluğunun artmasına sebep olur.
- Termal kararlı intermetalik bileşenlerin oluşumu.

Sakamoto ve arkadaşları, saf magnezyuma ağırlıkça %5 Ca ekleyerek, tutuşma sıcaklığını 250°C artırdığını raporlamıştır [86]. Li ve arkadaşları ise ekstrüzyon işlemi ile geliştirdiği AZ91 alaşımına ağırlıkça %6 kalsiyum ekleyerek tutuşma sıcaklığını 545°C’den 870°C’ye çıkarttığını raporlamıştır [82].

Kalsiyum, Mg-Ca alaşımlarında çökeltilerin ve tane boyutlarının küçültülmesine katkı sağlamaktadır [84]. Ca içerikli magnezyum alaşımlarının hem katı halde hem yarı katı halde yüksek sıcaklıklarda daha düşük oksidasyon oranına sahip olduğu tespit edilmiştir [85].

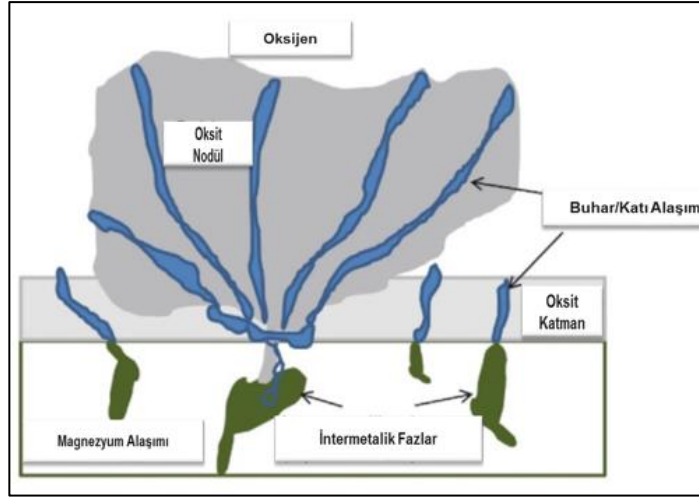
Kalsiyumun oksijen ile yüksek afiniteye sahip olması nedeniyle CaO filminin tercihlili şekilde oluştuğu düşünülmektedir [87]. Kalsiyum ilaveli Mg-Al alaşımlarında oksidasyon direnci yüksektir [65].

4.2.3.4. Alüminyum

İyi dökülebilirlikleri, kabul edilebilir mukavemet değerleri ve düşük fiyatıyla Mg-Al alaşımları en yaygın magnezyum alaşımlarıdır [78]. Yeterli miktarda alüminyum ile alaşımlandırma yapıldığında [65];

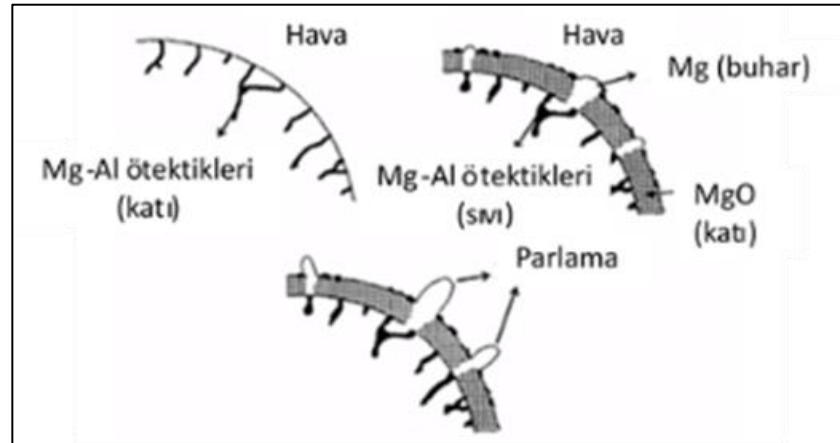
- İzole edilmiş β fazı ($Mg_{17}Al_{12}$) partikülleri, ötektik mikro bileşenler veya çökeltiiler şeklinde oluşur;
- Döküm halindeki tanelerin küçülmelerine yol açar.

Al elementinin magnezyum tutuşma sıcaklığını düşürdüğü bildirilmiştir. Eğer oksitte bir çatlak var ise magnezyum buharı çatlaktan difüze olur ve yüzeyde oksidasyon meydana gelerek nodül yapısının oluşumunu ve büyümesini sağlar. Bu nodül yapıları birleşerek gözenekli sünger bir yapı oluşturur. Şekil 4.8’de bir oksit nodülün oluşum mekanizmasının ve iç yapısının şematik gösterimi verilmektedir [65].



Şekil 4.8: Bir oksit nodülünün oluşum mekanizmasının ve iç yapısının şematik gösterimi.

Mg-Al sistemlerinin ötektik sıcaklığı 437°C 'dir. Bu sıcaklıkların üstünde, ötektik mikro bileşenler küreselleşir ve ergir [76]. Alaşımlarda yüksek sıcaklıklardaki bölgesel ergimelerden dolayı sıvı adalar oluşur ve magnezyumun bölgesel buhar basıncını arttırarak tutuşmaya neden olur (Şekil 4.9) [77]. Yapılan çalışmalarda ağırlıkça %3 Al ilavesi ile magnezyum alaşımının tutuşma sıcaklığının 504°C 'den 474°C 'ye düştüğü görülmüştür [72]. Alüminyum içeriği ağırlıkça %8-9'lara çıkartıldığında tutuşma sıcaklığı $520\text{-}530^{\circ}\text{C}$ civarı olduğu raporlanmıştır [70].



Şekil 4.9: Mg-Al alaşımlarının yüksek sıcaklık davranışlarının şematik gösterimi.

5. TEZİN LİTERATÜRE KATKISI

Magnezyum alaşımlarının yüksek sıcaklık oksidasyonunun düşük olması ve magnezyumun aktif bir metal olması nedeniyle sivil havacılık uygulamalarında kullanımları günümüzde yoktur. 2015 tarihine kadar sivil havacılık uygulaması yasak olan magnezyum alaşımlarının, Federal Havacılık İdaresi (FAA)'nin yayınladığı raporda belirlenen test yöntemi ile gerekli performansı karşılayabilmesi koşuluyla sivil havacılıkta da koltuklarda kullanılabileceğini bildirilmiştir. Bu anlamda yüksek sıcaklık oksidasyon ve tutuşma dayanımı yüksek magnezyum alaşımlarının geliştirilmesi kritik rol oynamaktadır.

Bu çalışmada yüksek mukavemet, yüksek termal iletkenlik gibi spesifik özelliklere sahip kuasikristal I fazı oluşturulmaya çalışılarak yeni Mg-Zn-Y-Ca ekstrüzyon alaşımları geliştirilmiştir. Bu alaşımların hem döküm hem de ekstrüzyon sonrası hallerinin mikroyapısal özellikleri, mekanik özellikleri ve yanma karakteristiklerinin detaylı bir şekilde incelendiği literatürdeki ender çalışmadır. Ayrıca bu çalışma Mg-Zn-Y-Ca ekstrüzyon alaşımları için Türkiye'de yapılan ilk çalışmadır. Gelecekte sivil havacılık uygulamalarında kullanılabilecek magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının geliştirilmesi hedeflenmiştir.

Bu çalışmada endirekt ekstrüzyon yöntemi kullanılmıştır. Tutuşma sıcaklığı DTA ve fırında ısıtma yöntemi olmak üzere iki farklı yöntemle ölçülmüştür. Geliştirilen magnezyum ekstrüzyon alaşımları sivil havacılık uygulamaları için büyük potansiyele sahiptir.

6. DENEYSEL YÖNTEM

6.1. Alaşım Geliştirme

Tez kapsamında sivil hava araçları uygulamaları için yanma direnci yüksek magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının geliştirilmesi amacıyla Mg-Zn-Y alaşım sistemi çalışılmıştır.

Farklı oranlarda çinko ve itriyum kullanılmıştır. Kalsiyum elementinin Mg-Zn-Y alaşımlarının mekanik özelliklerine ve yanma direncine etkisi incelenmek amacıyla farklı oranlarda Ca da ilave edilmiştir.

JMatPro 7.0 simülasyon yazılımı kullanarak alaşımlar tasarlanmıştır. Alaşımlar tasarlanırken Zn/Y oranı ayarlanarak W fazı yerine I fazı oluşturulmaya çalışılmıştır. Bu nedenle çalışmalarda Zn/Y oranının atomik % cinsinden 5-7 aralığında tutulması hedeflenmiştir. Ekstrüzyon kolaylığını sağlamak ve dayancı artırmak amacıyla ekstrüzyon alaşımlarında %ağ. 6-10 Zn tercih edilmiştir. Bu hedefler doğrultusunda 4 farklı magnezyum alaşımı döküm yöntemi ile elde edilmiştir. Alaşım geliştirme işlemleri Kore, KITECH tarafından gerçekleştirilmiştir.

6.2. Döküm Yöntemi

Döküm prosesi, KITECH Kore’de yer çekimi döküm yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Döküm çalışması için, çelik pota ve çelik kalıplar kullanılmıştır. Pota ve kalıplar bor nitrür (BN) ile kaplanmıştır. Döküm yöntemi, elektrik rezistanslı ergitme ocağı ile koruyucu CO₂ + %0.5 SF₆ gaz atmosferinde gerçekleşmiştir. Hem saf halde, hem master alaşım şeklinde alaşım elementleri ilave edilmiştir. Kullanılan elementler: Saf-Mg, Saf-Zn, Mg-25Y ve Mg-5.3Zn-3.6Ca*’dır. Burada kalsiyum elementinin * sembolü ile kullanılmasının sebebi Ca miktarının CaO’dan gelmesidir. Döküm işlemi 720 °C’ de gerçekleşmiştir. Şekil 6.1’de görüldüğü gibi döküm sonrası silindir şeklinde numuneler elde edilmiştir.



Şekil 6.1: Döküm yöntemi ve silindir numune.

6.3. Ekstrüzyon İşlemleri

Silindir şeklinde dökülen 60 mm uzunluğundaki numuneler torna yardımı ile 40 mm çapa düşürülmüştür. Döküm sonrası homojen tav işlemleri yapıp sıcak pres yardımı ile endirekt ekstrüzyon çalışmaları yapılmıştır (Şekil 6.2). Ekstrüzyon öncesi presin fırını içinde ön ısıtma yapılmıştır. Isıtma ısı çifti ile kontrol edilmiştir. 275°C'ye ulaştıktan sonra endirekt ekstrüzyon işlemi gerçekleşmiştir. Ekstrüzyon ile 1:25 ekstrüzyon oranında 8 mm çapında yaklaşık 800 mm uzunluğunda çubuk şeklinde numuneler elde edilmiştir. Elde edilen numunelerin mikroyapısal ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Ekstrüzyon prosesi Kore, KITECH tarafından gerçekleştirilmiştir.



Şekil 6.2: Ekstrüzyon işlemi sırasında çekilen fotoğraflar.

6.3.1. Ekstrüzyon Sonrasında Yapılan Yaşlandırma İşlemi

Ekstrüde edilen numunelerin mekanik özelliklerini geliştirebilmek amacıyla alaşımlara ekstrüzyon sonrası ısıtıl işlem yapılmıştır. T5 ısıtıl işlemi baz alınmıştır. 190 °C’de 2-4-8-24 ve 200 saat yaşlandırma ısıtıl işlemi yapılmıştır.

6.4. X-Işınları Difraktometre (XRD) Analizi

X-ışınları difraktometre analizi için numuneler 15mm x 15mm olacak şekilde kesilmiş ve kalıplanmışlardır. Numuneler Rigaku SmartLab HR-XRD (High Resolution X-ray Diffraction: Yüksek Çözünürlüklü X-Işını Difraktometre) x-ışını difraktometre cihazı ile bakır anot kullanılarak PDXL yazılımı yardımıyla 40 kV – 30 mA, 2°/dakika çekim hızı, 0.01° basamak parametrelerinde, 20-80° 2th aralığında paternler alınarak incelenmiştir. Şekil 6.3’te Rigaku marka x-ışını difraktometre cihazı gösterilmektedir.



Şekil 6.3: Rigaku SmartLab HR-XRD x-ışını difraktometre.

6.5. Metalografik İnceleme

Döküm, ekstrüzyon ve ısıtıl işlem görmüş numuneler bakalit kalıplara alınmıştır. Numuneler sırasıyla 400, 600, 800, 1200, 2400 ve 4000 numaralı zımpara kağıtları ile zımparalanmıştır. Parlatma keçesi ve 0,04 µ’luk Struers OP-S alümina süspansiyon kullanılarak numuneler parlatılmıştır. Numuneler %2 Nital (% 2 nitrik asit + etanol) ve/veya asetik pikral (4.2 g pikrik asit, 10 ml asetik asit, 70 ml etanol, 10 ml su) çözeltisi ile dağlanmıştır. Dağlama süresi 2-3 saniye seçilmiştir. Mikro yapı

görüntüleri Olympus BX53M optik mikroskobu yardımı ile incelenmiştir. Şekil 6.4'te Olympus marka optik mikroskop cihazı gösterilmektedir.



Şekil 6.4: Olympus BX53M optik mikroskobu.

6.6. SEM-EDS İncelemeleri

Metalografik olarak hazırlanan numuneler hem parlatma hem de dağlama sonrasında JEOL JSM 6335F FEG-SEM (Field Emission Electron Gun-Scanning Electron Microscope: Alan Emisyon Elektron Tabancası-Taramalı Elektron Mikroskobu) Oxford Instruments X-Max80 SDD (Silicon Drift Detector: Silisyum Sürüklenme Detektörü) EDS (Energy Dispersive Spectrometer: Enerji Saçılım Spektrometresi) (AZtec yazılımı) ve JEOL JSM 6510LV SEM Oxford Instruments Model 7260 EDS (INCA yazılımı) sistemleri ile 15 kV'da incelenmiştir. Optik mikroskop ile alınan görüntülerde farklı renk ve kontrastta gözlemlenen fazlar SEM'de tespit edilmeye çalışılmıştır. SEM'de fazları ayırt edebilmek için SEI (Secondary Electron Image: İkincil Elektron Görüntüleri) moduna ilaveten numuneler BSE (Back Scattered Electron: Geri Saçılan Elektronlar) modunda da incelenmiştir. Ayrıca, EDS elementel haritalama tekniği de kullanılmıştır.

6.7. HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri

Numunelerin TEM-EDS-SAED (HRTEM: Yüksek Çözünürlüklü Geçirimli Elektron Mikroskobu-High Resolution Transmission Electron Microscope; EDS:

Enerji Dağılım Spektrometresi-Energy Dispersive Spectrometry; SAED: Seçili Alan Elektron Difraksiyonu-Selected Area Electron Diffraction) incelemeleri JEOL JEM 2100 HRTEM cihazı ve TEM'e bağlı Oxford Instruments X Max 80-T EDS sistemi ile INCA yazılımı yardımı ile gerçekleştirilmiştir.

TEM incelemesi için numuneler Struers Minitom hassas kesme cihazı ile 0.3 mm'lik hassas kesme diski kullanılarak yaklaşık 300 µm kalınlıkta kesilmiştir. Disk zımbası (Materials Science Ltd.) yardımı ile 3 mm çapında diskler elde edilmiştir. Diskler daha sonra zımpara aparatı (Agar Disc grinding Jig) ile 70 µm kalınlığa indirilmiştir. Gatan oyuklandırma cihazı ile numune merkezi yaklaşık 20 µm kalınlığa indirilmiştir. Gatan PIPS (Precision Ion Polishing System) Argon ile iyon parlatma cihazı ile numune merkezinde delik oluşturulmuştur.

Hazırlanan numuneler JEOL JEM 2100 (LaB6 fileman) HRTEM cihazıyla 200 kV'da incelenmiştir. Görüntüler Gatan Model 794 Slow Scan CCD kamera ve Gatan Model 833 Orius SC200D CCD kamera ve Gatan Digital Micrograph yazılımı ile alınmıştır. Geleneksel aydınlık alan (BF-Bright Field), karanlık alan (DF-Dark Field) ve Seçili Alan Elektron Difraksiyonu (SAED-Selected Area Electron Diffraction) teknikleri kullanılmıştır.

6.8. Mekanik Testler

Geliştirilen alaşımların mekanik özelliklerinin belirlenebilmesi için mikrosertlik testi ve çekme testi uygulanmıştır.

6.8.1. Mikrosertlik Testleri

Bakalite alınmış ve parlatılmış numunelere Qness Q10 A+ cihazı kullanılarak 200 g yük altında en az 5'er adet sertlik alınarak Vickers mikrosertlik testleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.5'te Qness marka sertlik cihazı gösterilmektedir.



Şekil 6.5: Qness Q10 A+ Vickers mikrosertlik cihazı.

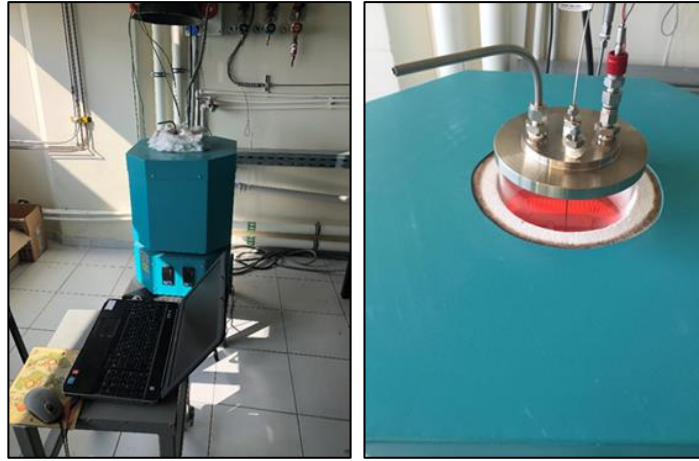
6.8.2. Çekme Testleri

Çekme testleri oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Çekme testi numuneleri tel erozyon yöntemiyle hazırlanmıştır. Oda sıcaklığındaki çekme testleri $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ gerinim hızında ZWICK 250kN cihaz ile ekstensometre kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

6.9. Tutuşma Testleri

Diferansiyel Termal Analiz (DTA) yöntemi ile TA Instruments STD Q 600 cihazı kullanılarak kuru hava 100 ml/dk. debide gönderilerek, $10 \text{ }^{\circ}\text{C/dk}$. ısıtma hızı ile $100\text{-}1300^{\circ}\text{C}$ sıcaklık aralığında tutuşma direnci testleri gerçekleştirilmiştir. Numuneler test öncesi zımpara kâğıdı ile kenarları yuvarlatılarak küresel hale getirilmiştir.

Ayrıca farklı yöntem olarak kuartz tüp fırının içerisinde tutuşma testleri TÜBİTAK MAM'da gerçekleştirilmiştir. Yaklaşık olarak 18°C/dk ısıtma hızı ve kuru hava altında numunelerin tutuşma noktaları tespit edilmiştir. Isılçiftler kullanılmıştır. Bu ısılçiftlerden bir tanesi numune yüzeyine, diğeri fırın içerisine yerleştirilerek data logger yardımı ile veriler bilgisayar destekli olarak toplanmıştır. Sıcaklık-zaman grafiğinde meydana gelen ani sıcaklık değişimi tutuşma sıcaklığı olarak tespit edilmiştir. Şekil 6.6'da kuru hava yardımı ile fırın içinde gerçekleştirilen tutuşma testi sistemi gösterilmektedir.



Şekil 6.6: Kuru hava ile fırın içinde gerçekleştirilen tutuşma testi sistemi.

Tutuşma testlerini doğrulamak ve geleneksel malzemelerle karşılaştırabilmek için bazı geleneksel magnezyum ticari alaşımlarına da yanma testleri uygulanmıştır. Test uygulanan alaşımlar Tablo 6.1’de gösterilmektedir.

Tablo 6.1: Karşılaştırma testlerinde kullanılan alaşımların kimyasal kompozisyonları.

Alaşım	Mg	Zn	Zr	Nd	Y	Gd	Mn	Al	Si	Fe	Not
Saf Mg	99.9										İngot
AZ31		0.87					0.22	3.1			İngot
AZ31		1.0					0.27	3.0			Ekstrüde Biyet
ZEK100		1.22	0.28	0.20							10 mm plaka
WE43			0.48	1.70	3.95	0.98					Ekstrüde Biyet
ZK60		5.52	0.48								Ekstrüde Biyet
ZE41		3.5-5.0	0.4-1.0								İngot RE: 0.8-1.7%

6.10. X-Işını ile Tekstür İncelemeleri

Numuneler, PANalytical X’Pert Pro x-ışını cihazı kullanılarak bakır anot ile 45 kV 40 mA değerlerinde incelenmiştir. Geleneksel metotlar ile 2°/dakika çekim hızı, 0.01° basamak parametrelerinde, 30-40° 2th aralığında paternler alınarak her bir

numunenin 0001 düzlemindeki 2th açı değeri belirlenmiştir. Tekstür goniometresi yardımı ile tekstür incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerin (0001) kutup şekilleri (pole figure) elde edilmiştir. X'Pert Texture Version 1.1a yazılımı yardımı ile tekstür şiddetleri normalize edilerek kutup şekilleri çizdirilmiştir. Tekstür şiddetleri minimum ve maksimum değerler olacak şekilde kayıt altına alınmıştır.

7. SONUÇLAR VE YORUMLAR

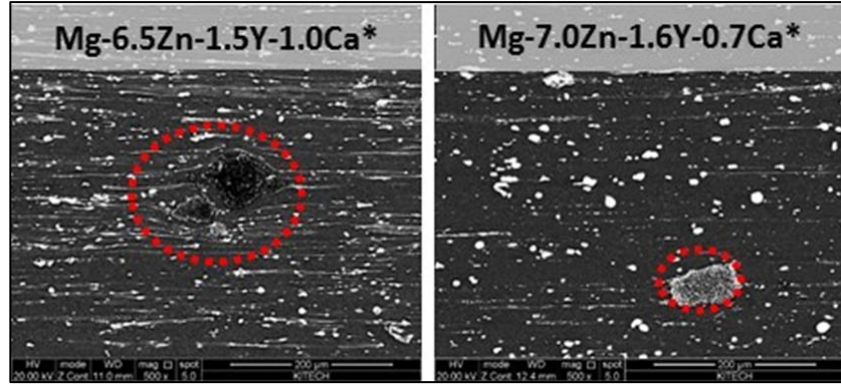
7.1. Döküm Sonuçları

Tasarlanan 4 farklı magnezyum alaşımı döküm yöntemi ile silindir halinde üretilmiştir. Bu alaşımlar JMatPro ile hesaplanmıştır. Planlanan nominal kimyasal analiz sonuçları; spektrometre kimyasal kompozisyon sonuçları ve JMatPro ile hesaplanan faz oranı sonuçları Tablo 7.1’de gösterilmektedir.

Tablo 7.1: Alaşımlara ait nominal kimyasal analiz sonuçları; spektrometre kimyasal kompozisyon sonuçları ve JMatPro ile hesaplanan faz oranı sonuçları.

Numune Kodu	Alaşım	Kimyasal Kompozisyon (wt.%)				Faz Oranı (wt.%)				
			Zn	Y	Ca	I-fazı	W-fazı	Mg ₂ Ca	Ca ₂ Mg ₂ Zn ₃	Toplam
A07	Mg-6.5Zn-1.5Y-1Ca	Nominal	6.50	1.50	1.00	9.20	-	2.17	-	11.37
		Analiz	6.58	1.31	1.14	7.06	-	1.68	2.80	11.54
A08	Mg-7Zn-1.6Y-0.7Ca	Nominal	7.00	1.60	0.70	9.84	-	1.51	-	11.35
		Analiz	7.00	1.83	0.79	8.63	1.46	1.71	-	11.80
A09	Mg-7.5Zn-1.7Y-0.4Ca*	Nominal	7.50	1.70	0.40	10.48	-	0.84	-	11.32
		Analiz	7.15	1.46	0.42	9.04	-	0.46	1.02	10.52
A10	Mg-8Zn-1.8Y	Nominal	8.00	1.80	-	11.12	-	-	-	11.12
		Analiz	8.01	1.65	0.00	10.26	-	-	-	10.26

A kodlu numunelerde MgO vb. inklüzyon ve kirlilik gözlemlenmiştir (Şekil 7.1). Bu nedenle numuneler ergitme sonrası 2 saat bekletilmiştir. Bunun sonucunda inklüzyonların dibe çökmesi sağlanmıştır. Yeniden ergitme (re-melting) yöntemi ile alaşım dökümü tekrar gerçekleştirilmiştir. Bu işlem sonucunda elde edilen dökümlere C kodu verilmiştir. Bu numuneler için -1 kodu döküm halini, -2 kodu 400°C 24 saat homojen tav halini, -3 kodu 400°C’de 50 saat homojen tav halini simgelemektedir. Numunelerin kodlanmalarına ait bilgiler Tablo 7.2’de verilmektedir.



Şekil 7.1: A kodlu numunelerde görülen MgO vb. inklüzyon ve kirliliklere ait SEM görüntüler.

Tablo 7.2: Numune kodlanması.

Alaşım Kodu	Açıklama
A#	İlk dökülen numunelerin döküm hali
H#	A kodlu numunelerin 400°C 24 sa. ısıtılmış hali
C#-1	Tekrarlanan alaşımların döküm hali
C#-2	Tekrarlanan alaşımların 400°C 24 sa. ısıtılmış hali
C#-3	Tekrarlanan alaşımların 400°C’de 50 sa.; ısıtılmış hali

A kodlu döküm numuneleri sonucunda elde edilen tecrübeler yardımı ile C kodlu numune kompozisyonlarında bazı doğrulamalar ve değişimler gerçekleştirilmiştir. Test sayısı ve tekrarlanabilirliğin artırılması hedeflenmiştir. A ve H kodlu numunelere de C kodlu numunelere uygulandığı gibi termomekanik prosesler uygulanmıştır. OM, SEM ve TEM ile mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik ve çekme testi gibi mekanik testler uygulanmıştır. Tablo 7.3’te ekstrüzyon alaşımlarına ait spektrometre kimyasal kompozisyon sonuçları yer almaktadır.

Tablo 7.3: C kodlu ekstrüzyon alaşımlarının spektrometre kimyasal kompozisyon sonuçları.

Alaşım Kodu	Alaşım	Kimyasal Kompozisyon (%ağ.)		
		Zn	Y	Ca
7	Mg-6.5Zn-1.5Y-1Ca	6,64	1,63	1,11
8	Mg-7Zn-1.6Y-0.7Ca	6,94	1,68	0,834
9	Mg-7.5Zn-1.7Y-0.4Ca	7,27	1,83	0,441
10	Mg-8Zn-1.8Y	8,12	1,83	0.00

C kodlu alaşımların JMatPro ile hesaplanan ve planlanan nominal faz oranı sonuçları; kimyasal analiz sonuçlarına göre hesaplanan faz oranları ile optik mikroskop ile ölçülen toplam ikincil faz oranları Tablo 7.4'te gösterilmektedir. JMatPro yazılımına göre I-fazı ve kalsiyum ilaveli alaşımlarda Mg_2Ca fazının oluşumu öncelikli olarak öngörülmüştür. Optik mikroskop ile ölçülen ikincil fazların oranı ekstrüzyon alaşımlarında % 4.5 ile % 6.5 arasındadır.

Tablo 7.4: C kodlu alaşımlara ait nominal faz oranı sonuçları; kimyasal analiz sonuçlarına göre hesaplanan faz oranları ile optik mikroskop ile ölçülen ikincil faz oranları.

Numune Kodu	Alaşım	Kimyasal Kompozisyon (%ağ.)				İkincil Faz Oranı (%ağ.)					OM ile Ölçülen İkincil Faz Oranı (%)
			Zn	Y	Ca	I-fazı	W-fazı	Mg_2Ca	$Ca_2Mg_6Zn_3$	Toplam	Toplam
C07	Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca*	Nominal	6,5	1,5	1	9,24	-	2,22	-	11,44	6,06
		Analiz	6,64	1,63	1,11	8,89	0,64	2,44	-	11,97	6,49
C08	Mg-7.0Zn-1.6Y-0.7Ca*	Nominal	7	1,6	0,7	9,89	-	1,53	-	11,42	5,59
		Analiz	6,94	1,68	0,834	9,46	0,5	1,83	-	11,79	5,98
C09	Mg-7.5Zn-1.7Y-0.4Ca*	Nominal	7,5	1,7	0,4	10,53	-	0,87	-	11,4	5,12
		Analiz	7,27	1,83	0,441	9,51	0,95	0,96	-	11,42	5,25
C10	Mg-8Zn-1.8Y	Nominal	8	1,8	-	11,17	-	-	-	11,17	4,41
		Analiz	8,12	1,83	0	11,35	-	-	-	11,35	4,48

7.2. Ekstrüzyon Sonuçları

Ekstrüzyon işlemi sonucu elde edilen 7-8-9 ve 10 kodlu ekstrüzyon çubuklarına ait fotoğraflar Şekil 7.2’de gösterilmektedir. Ekstrüde edilen çubukların yüzeylerinin parlak ve pürüzsüz olduğu gözlemlenmiştir.

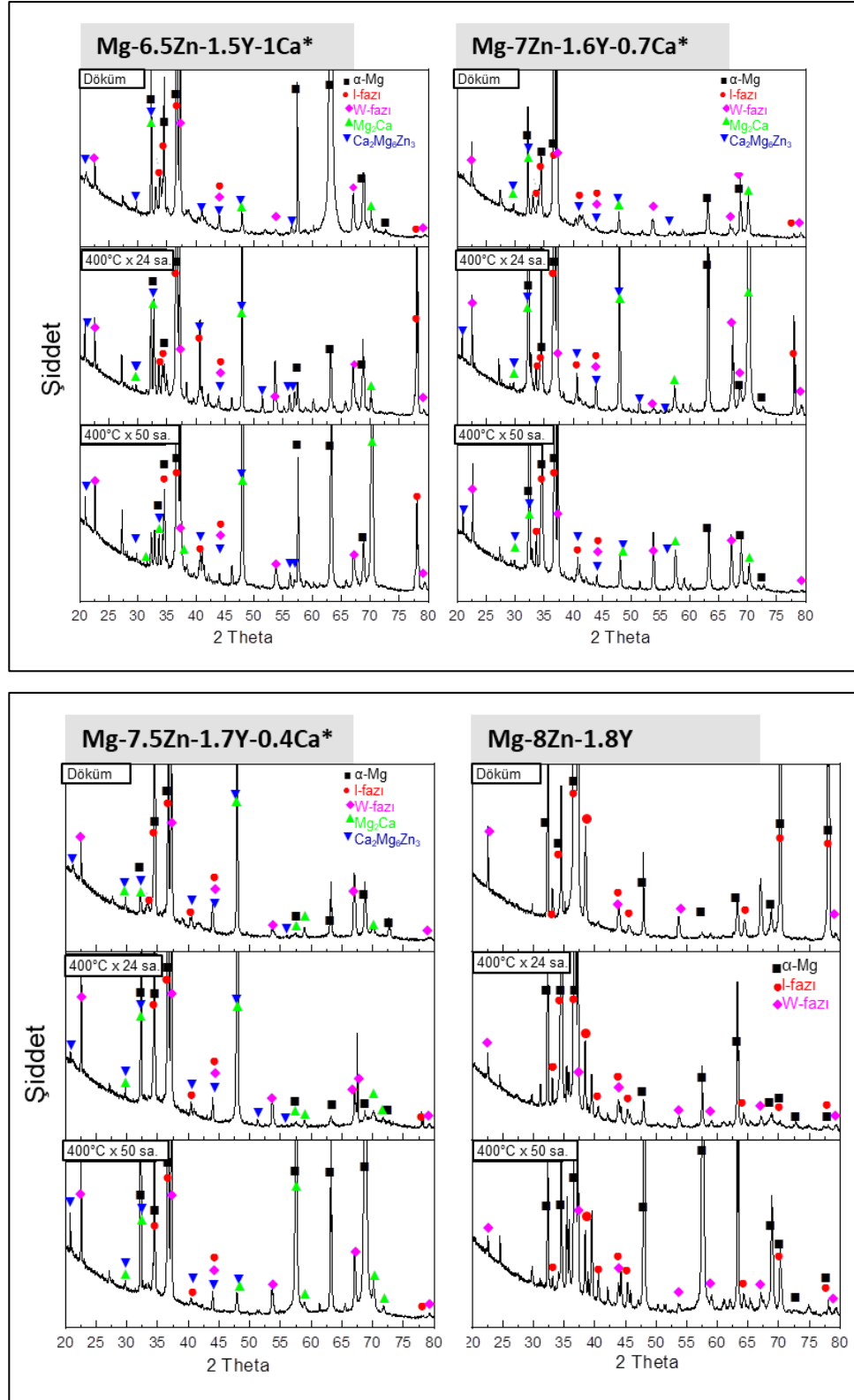


Şekil 7.2: 7-8-9 ve 10 kodlu ekstrüzyon çubuklarına ait fotoğraflar.

7.3. Karakterizasyon Sonuçları

7.3.1. X-Işını Kırınımı (XRD) Sonuçları

Şekil 7.3’te C kodlu (C7-10) numunelerine ait x-ışını difraksiyon paternleri ve fazların patern üzerindeki eşleşmeleri gösterilmiştir. X-ışını difraksiyon paternleri kalsiyum içermeye numuneler için alfa-magnezyum fazına ek olarak I fazı ve W fazının ikincil fazlar olarak yapıda bulunduğunu göstermektedir. Kalsiyum içeren numunelerde ise bu fazlara ek olarak $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ ve Mg_2Ca fazlarının yapıda bulunduğunu göstermektedir.



Şekil 7.3: C kodlu 7-8-9 ve 10 numaralı alaşımların x-ışını difraksiyon paternleri.

I-fazı, en çok C10 kodlu Mg-8Zn-1.8Y alaşımında ve özellikle homojen tav sonrasında gözlemlenmiştir. C10 kodlu Mg-8Zn-1.8Y alaşımı, çalışılan tüm alaşımlar arasında en yüksek itriyum içeriğine sahiptir.

Aynı kodlu numunelerin farklı durumlarında ve farklı kodlu numuneler arasında pik şiddetleri değişmektedir. Kısmi tekstür olduğu düşünülmektedir. Aynı kodlu numunelerin ikincil fazlarında ısıtılma işlemi sonucunda belirgin bir değişiklik gözlemlenmemiştir. Isıtılma işlemi sonucu ikincil fazların pik şiddetlerinin arttığı görülmüştür. En yüksek pik değerlerine 24 saatlik homojen tavlama sonucunda ulaşıldığı gözlemlenmiştir.

Magnezyum alfa fazı ile birçok pikin çakıştığı gözlemlenmiştir. İkincil fazlar kuasikristal, hegzagonal ve monoklinik gibi kristal yapıda olduklarından x-ışını kartlarında çok fazla d mesafesine sahiptirler. Bu nedenle fazların ve faz oranlarının sadece x-ışını ile tespiti mümkün değildir. Bu nedenle detaylı SEM ve TEM çalışmaları yardımı ile fazlar doğru olarak tespit edilmiştir.

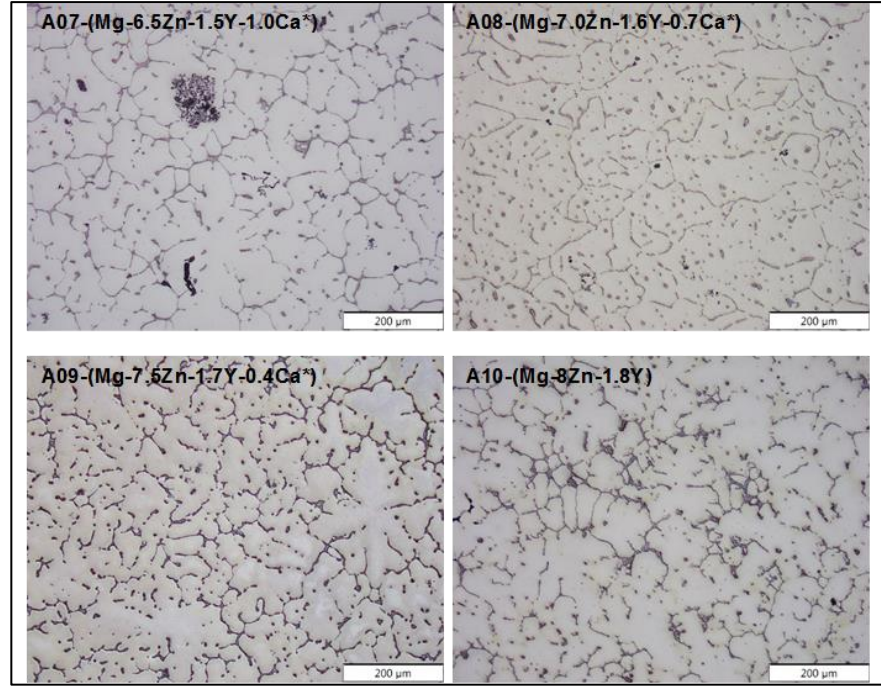
7.3.2. Optik Mikroskop İncelemeleri

7.3.2.1. Döküm Numunelerinin Mikroyapı İncelemeleri

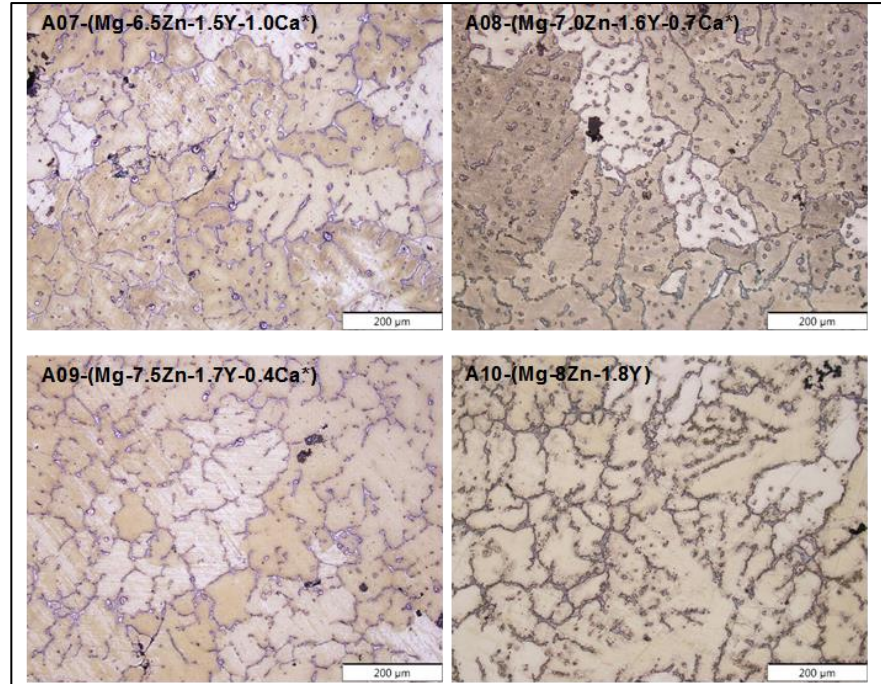
Ekstrüzyon alaşımlarının döküm sonrası ışık mikroskobu ile elde edilen mikroyapı görüntüleri aşağıda gösterilmektedir. Ekstrüzyon alaşımlarında Zn ve Y element oranları yüksek olduğu için parlatma sonrası mikroyapılarda yoğun bir ikincil faz dağılımı gözlemlenmiştir.

Ekstrüzyon alaşımlarında döküm sonrası, homojen tavlama ile birlikte ikincil fazların sınırlarındaki süreklilik, kalınlık ve hacim olarak oranlarının azaldığı gözlemlenmiştir. Homojen tavlama süresi 24 saatten 50 saate çıktığında ikincil fazlarda büyüme ve sayı artışı gözlemlenmiştir.

A kodlu 7-8-9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarının sırasıyla parlatma sonrası ve dağlama sonrası mikroyapıları Şekil 7.4 ve Şekil 7.5'te gösterilmektedir.

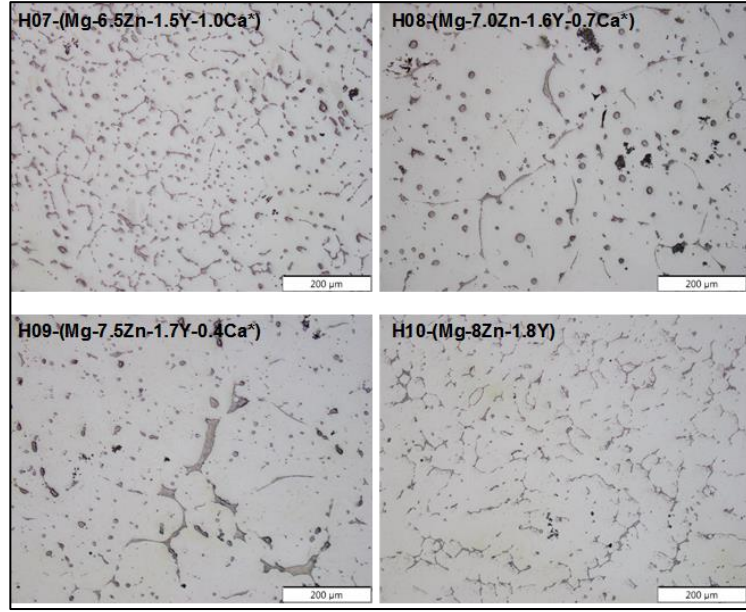


Şekil 7.4: A kodlu 7-8-9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait parlatma sonrası mikroyapı görüntüleri.

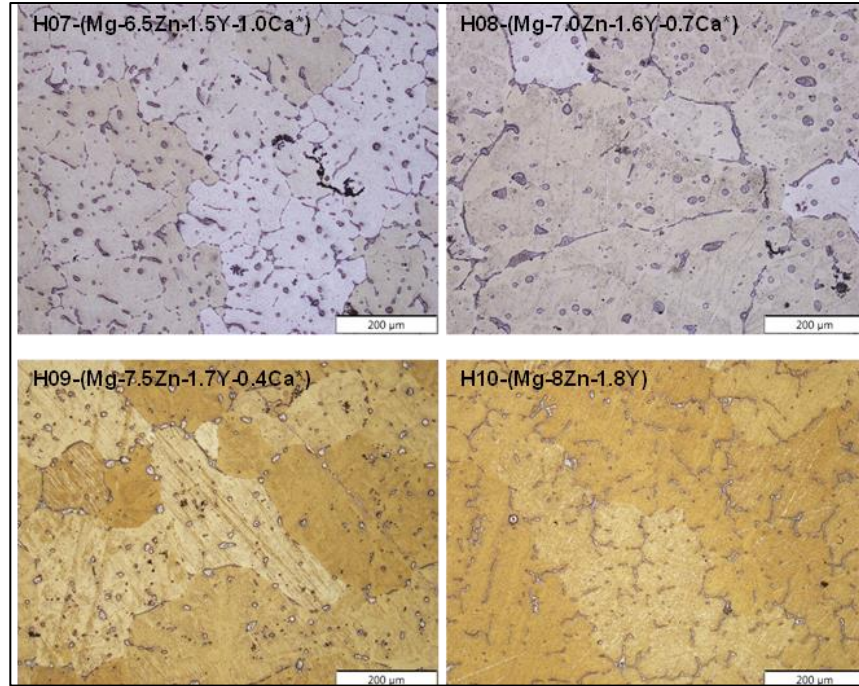


Şekil 7.5: A kodlu 7-8-9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.

Mikroyapılarda bazı inklüzyonların bulunduğu da gözlemlenmiştir. H kodlu 7-8-9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarının sırasıyla parlatma sonrası ve dağlama sonrası mikroyapıları Şekil 7.6 ve Şekil 7.7’de gösterilmektedir.

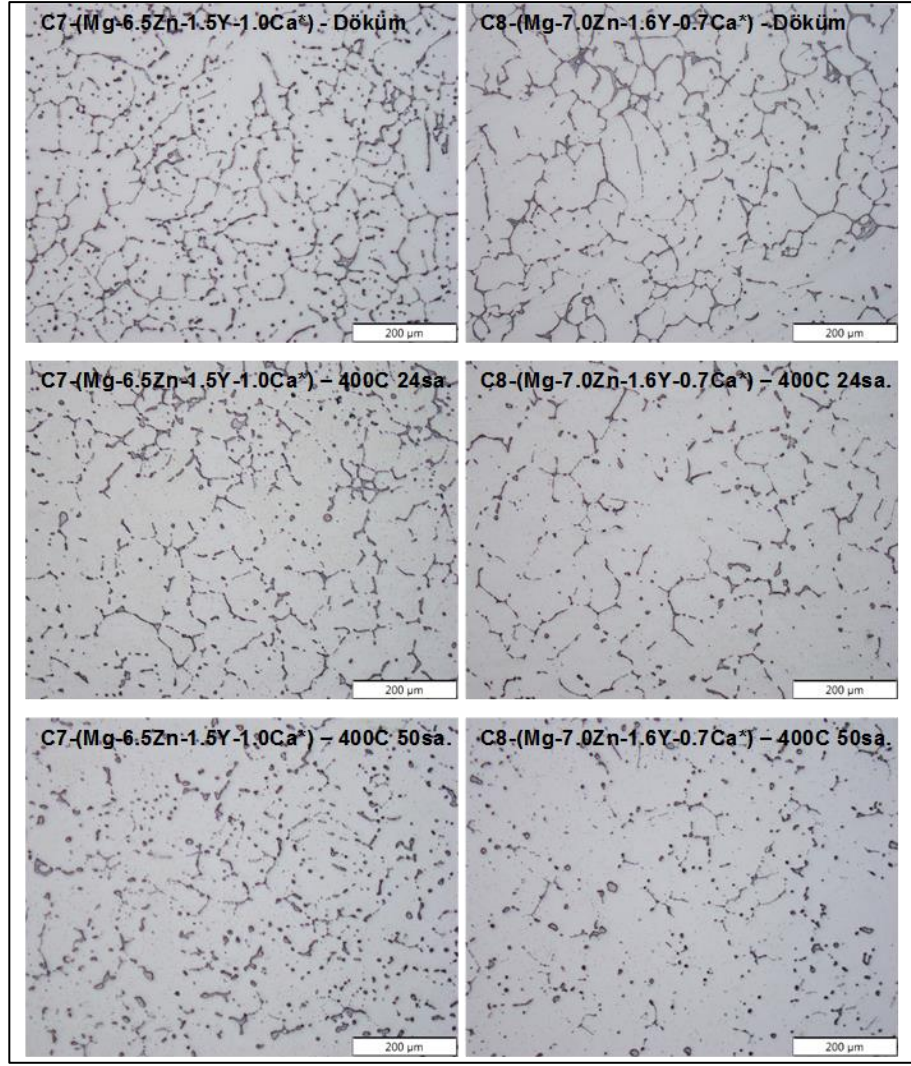


Şekil 7.6: H kodlu 7-8-9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait parlatma sonrası mikroyapı görüntüleri.

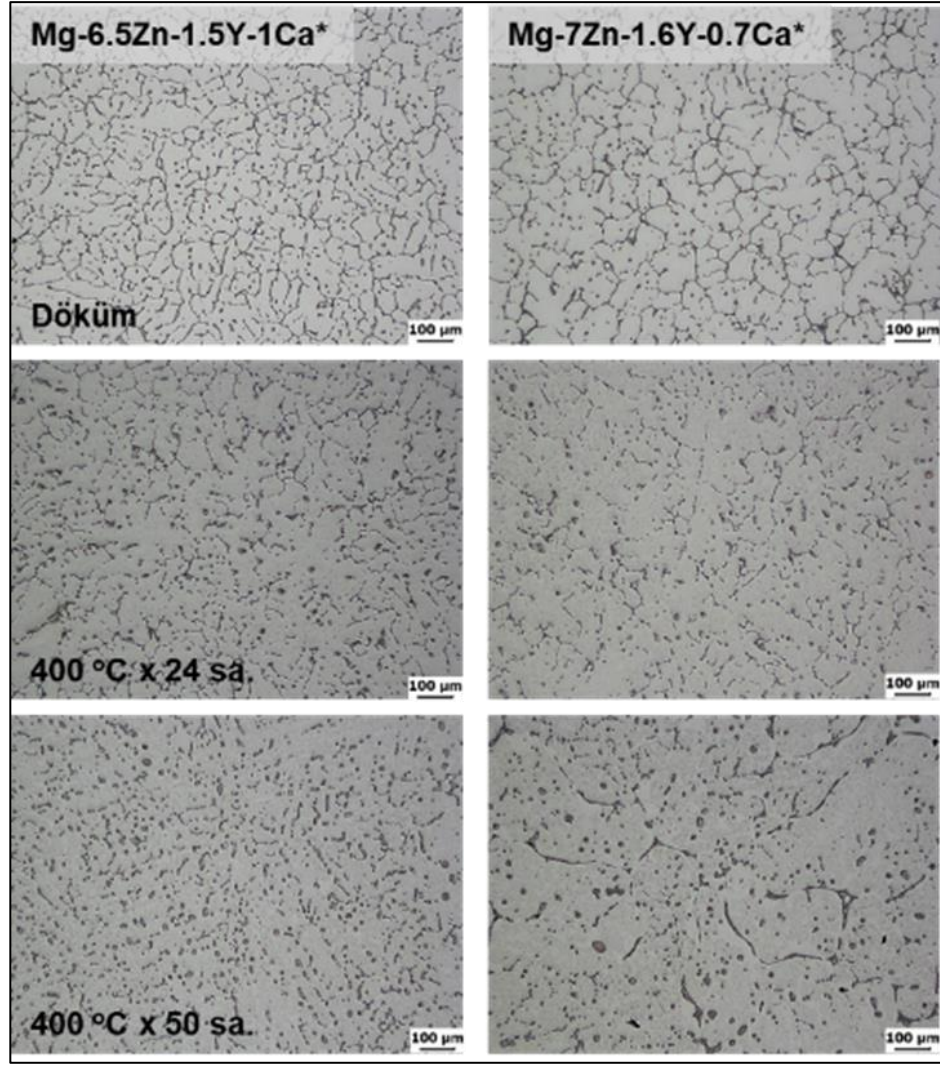


Şekil 7.7: H kodlu 7-8-9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.

Mikroyapılar, A kodlu numunelere benzemektedir. İkincil fazların kalınlıklarında azalma gözlemlenmiştir. C kodlu 7-8 numaralı ekstrüzyon alaşımlarının sırasıyla parlatma sonrası ve dağlama sonrası mikroyapıları Şekil 7.8 ve Şekil 7.9’da gösterilmektedir.

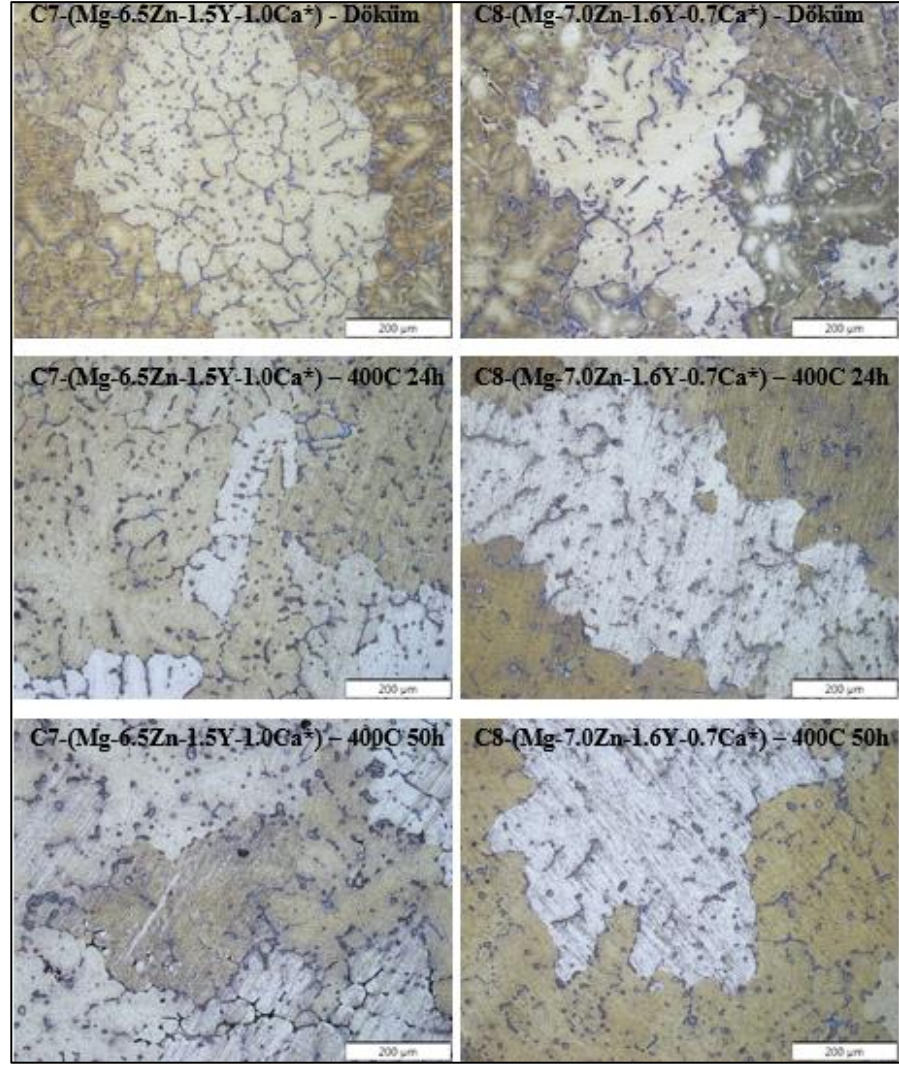


Şekil 7.8: C kodlu 7-8 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait parlatma sonrası mikroyapı görüntüleri.



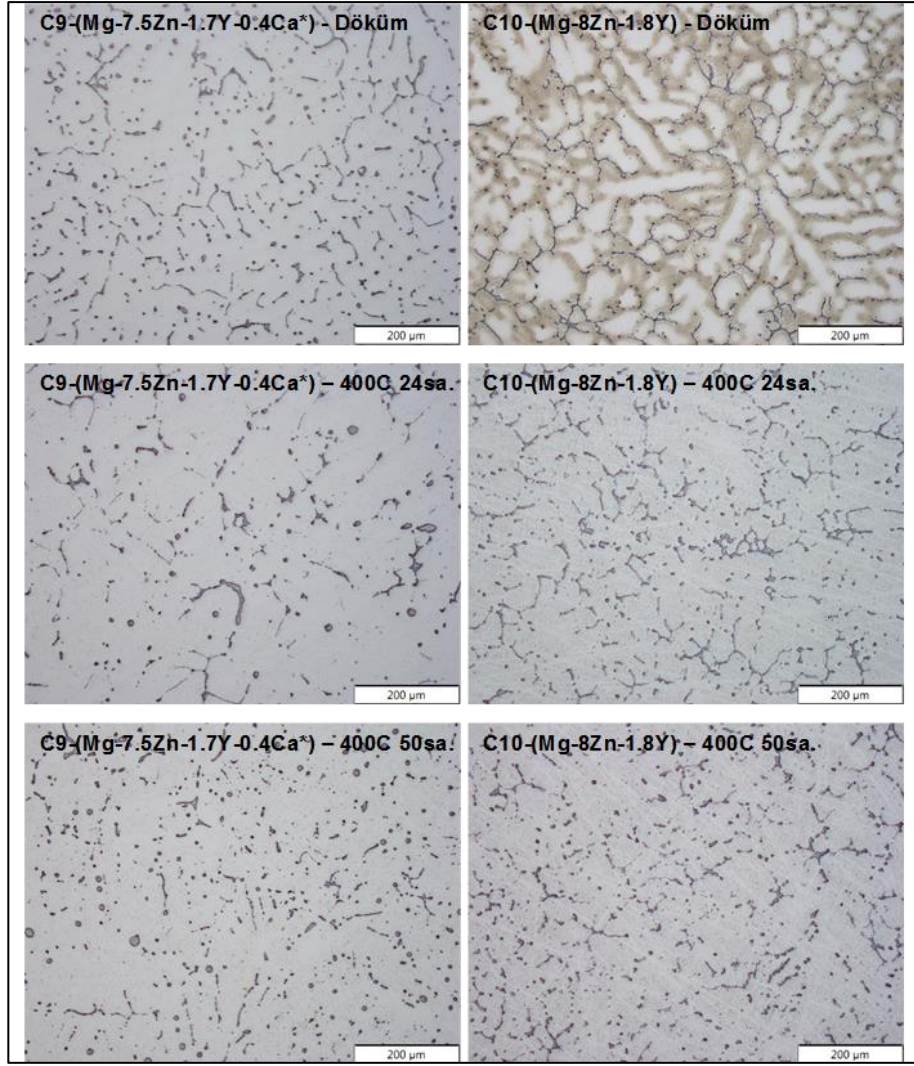
Şekil 7.9: C kodlu 7-8 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait nital ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.

Dağlama işlemi nital ile gerçekleştirilmiştir. Buna rağmen, mikroyapı görüntüsü parlatma sonrasına benzemektedir. Şekil 7.10’da C kodlu 7-8 numaralı ekstrüzyon alaşımlarının asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapıları gösterilmektedir.

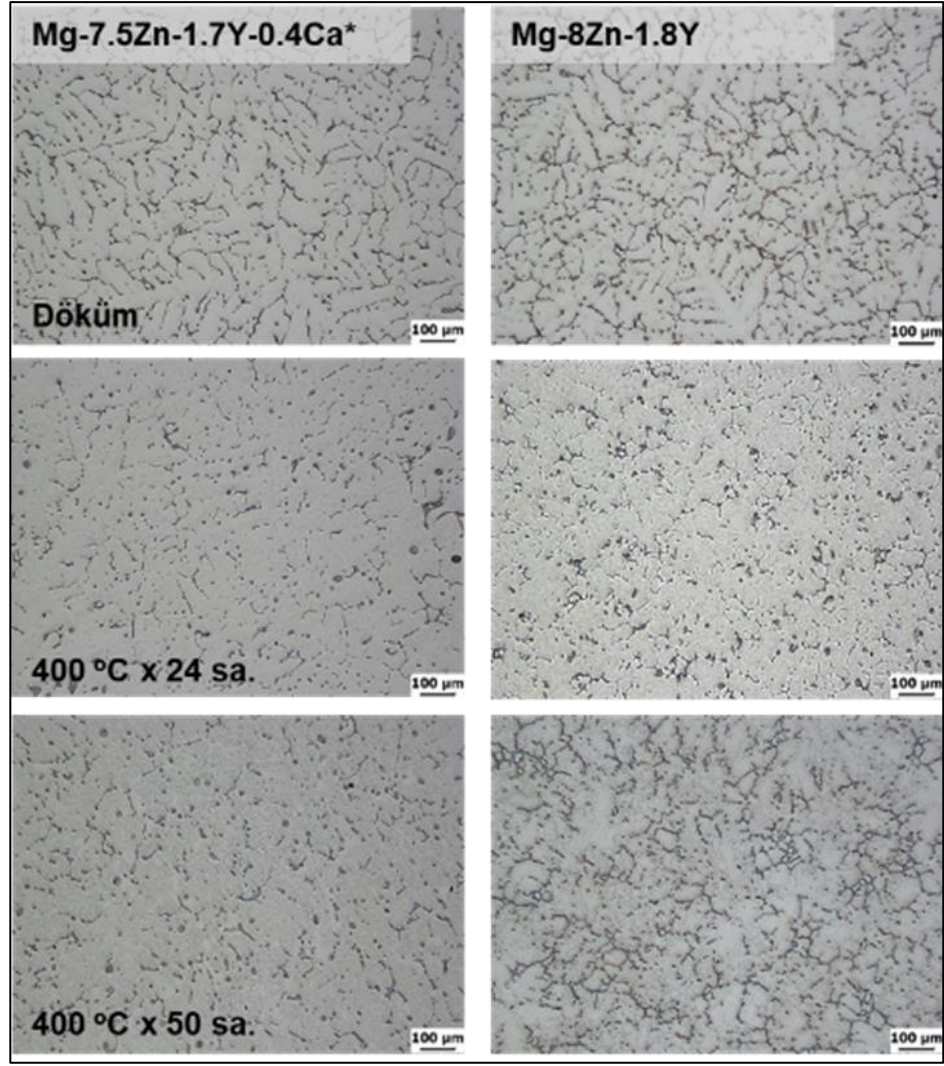


Şekil 7.10: C kodlu 7-8 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.

Dağlama sonrası sınırların tanelerden değil daha çok alt tanelerden oluştuğu gözlemlenmiştir. C kodlu 9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarının sırasıyla parlatma sonrası ve dağlama sonrası mikroyapıları Şekil 7.11 ve Şekil 7.12’de gösterilmektedir.

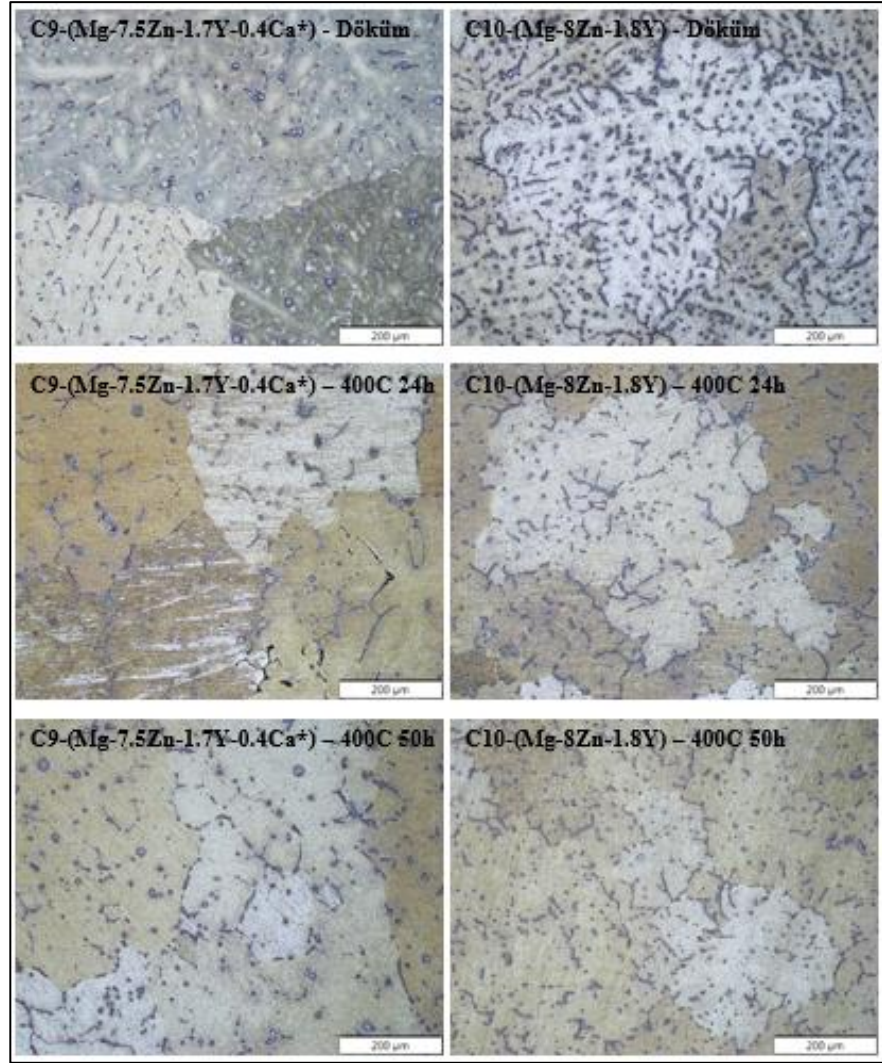


Şekil 7.11: C kodlu 9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait parlatma sonrası mikroyapı görüntüleri.



Şekil 7.12: C kodlu 9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait nital ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.

İkincil faz dağılımlarının C7 ve C8 kodlu ekstrüzyon alaşımlarına benzer olduğu gözlemlenmiştir. Şekil 7.13’de C kodlu 9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarının asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapıları gösterilmektedir.

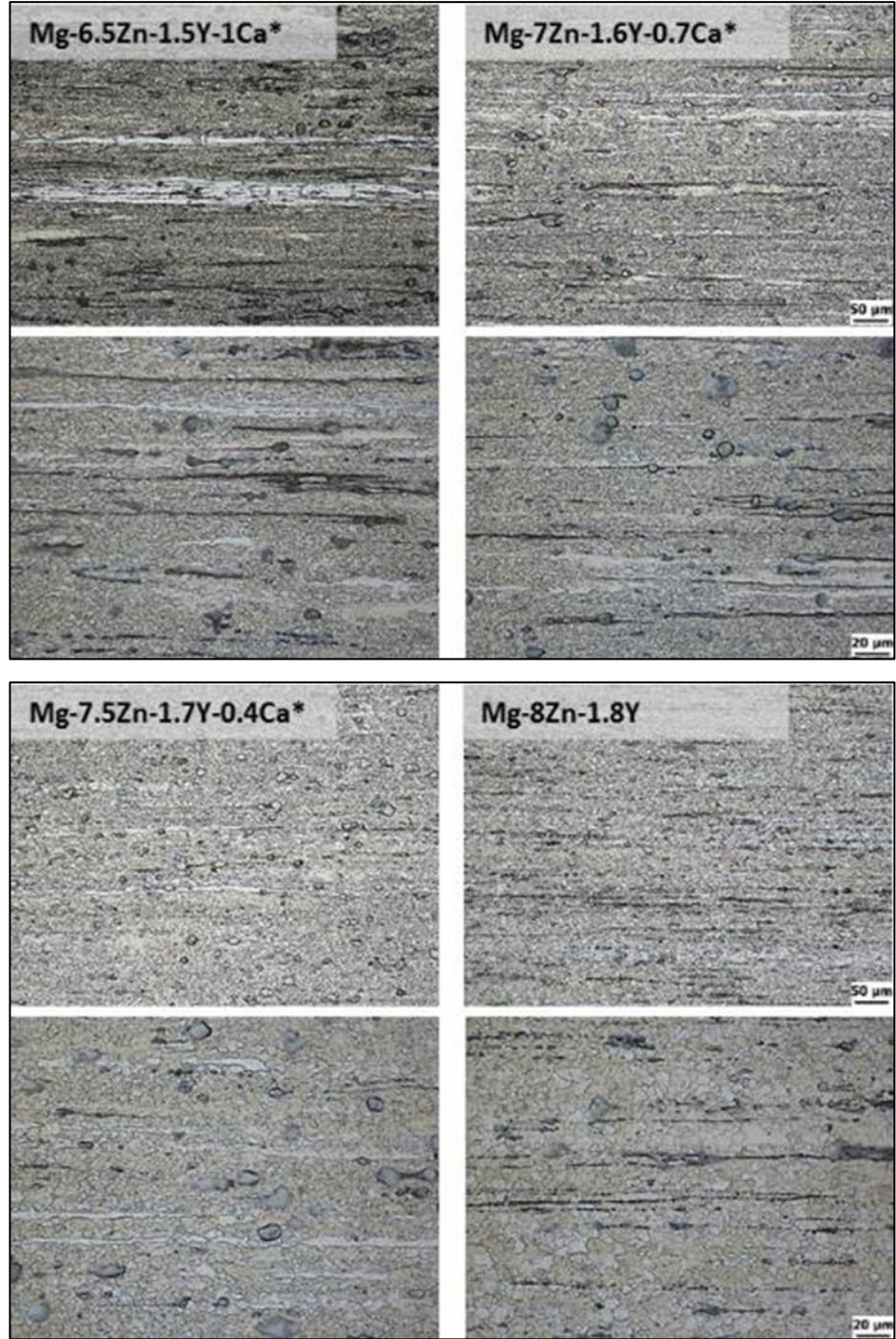


Şekil 7.13: C kodlu 9-10 numaralı ekstrüzyon alaşımlarına ait asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapı görüntüleri.

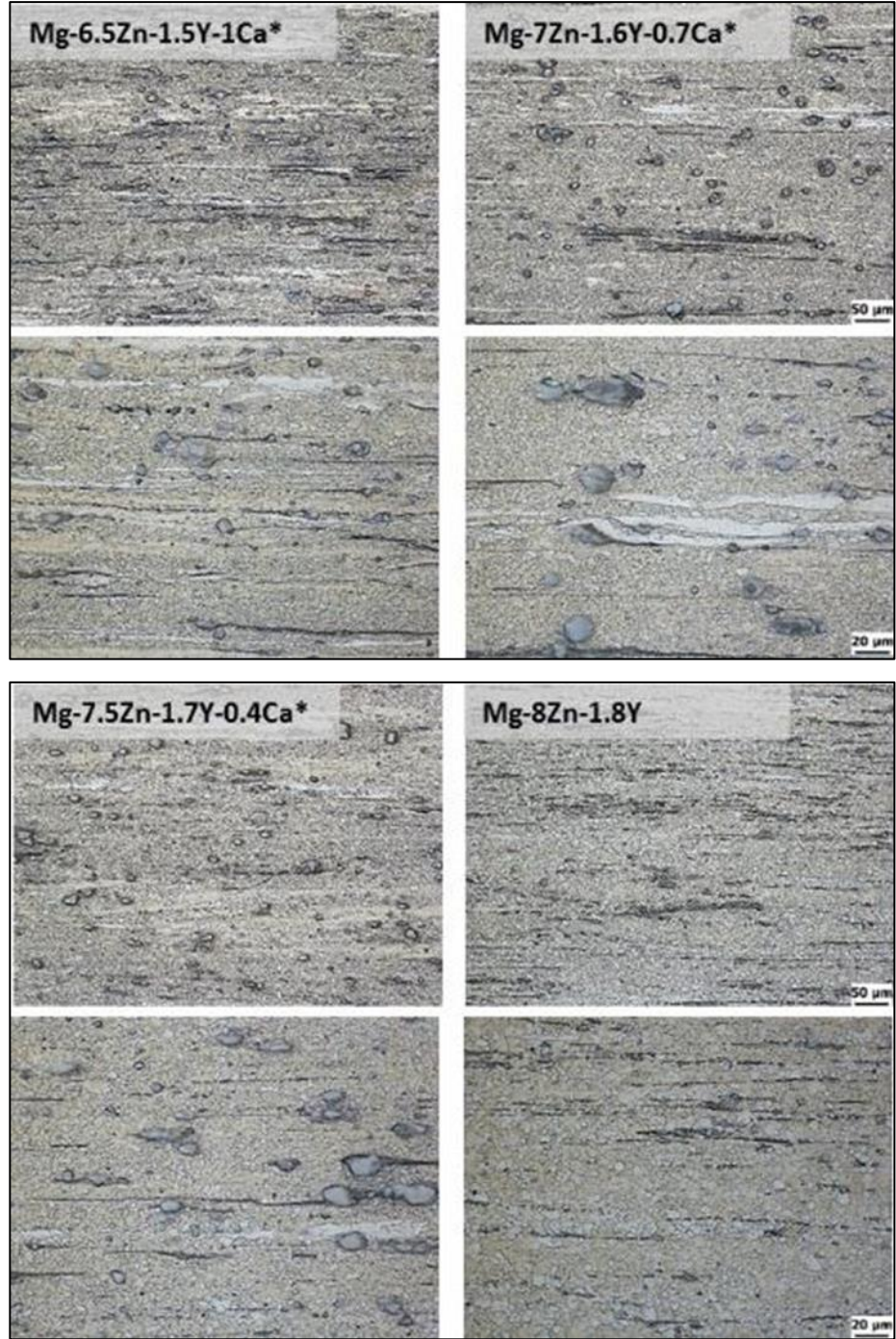
Mikroyapıların C7 ve C8 kodlu ekstrüzyon alaşımlarına benzediği gözlemlenmiştir.

7.3.2.2. Ekstrüzyon Numunelerinin Mikroyapı İncelemeleri

Ekstrüzyon numunelerine ait mikroyapı sonuçları aşağıda verilmektedir. 400°C’de sırasıyla 24 ve 50 saat homojen tavlama sonrası ekstrüde edilen çubukların kesitten mikroyapı görüntüleri Şekil 7.14 ve Şekil 7.15’te gösterilmektedir.



Şekil 7.14: 400°C-24 saat homojen tav sonrası ekstrüde edilen çubukların kesitten alınan mikroyapı görüntüleri.



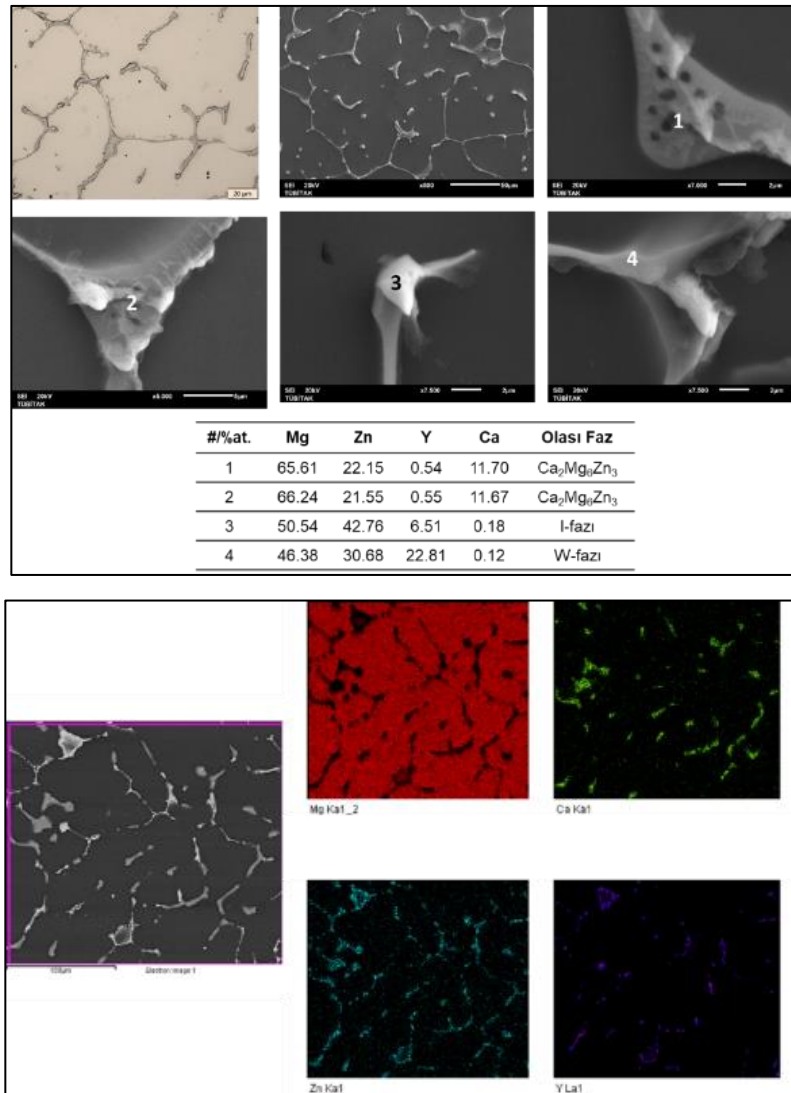
Şekil 7.15: 400°C-50 saat homojen tav sonrası ekstrüde edilen çubukların kesitten alınan mikroyapı görüntüleri.

Tane sınırlarında bulunan ikincil fazların, ekstrüzyon sırasında kırılarak ekstrüzyon yönünde uzadıkları gözlemlenmiştir. Tane boyutları küçülmüştür.

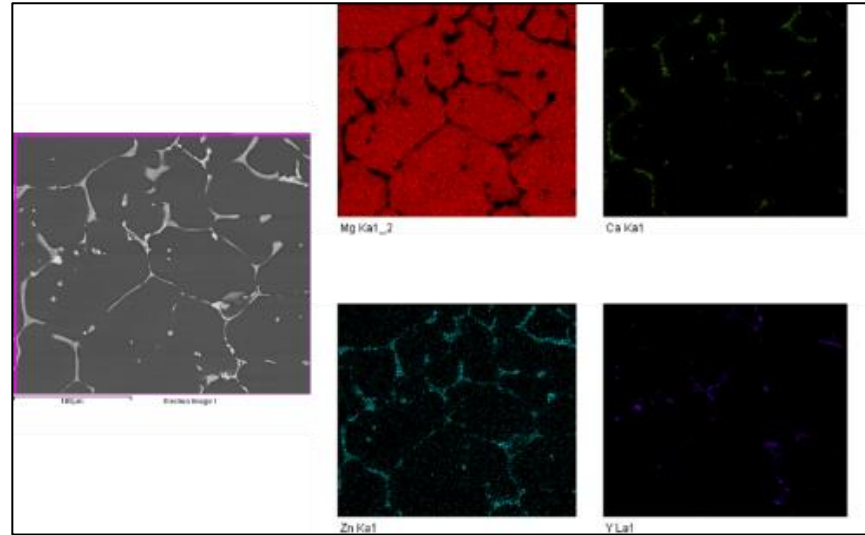
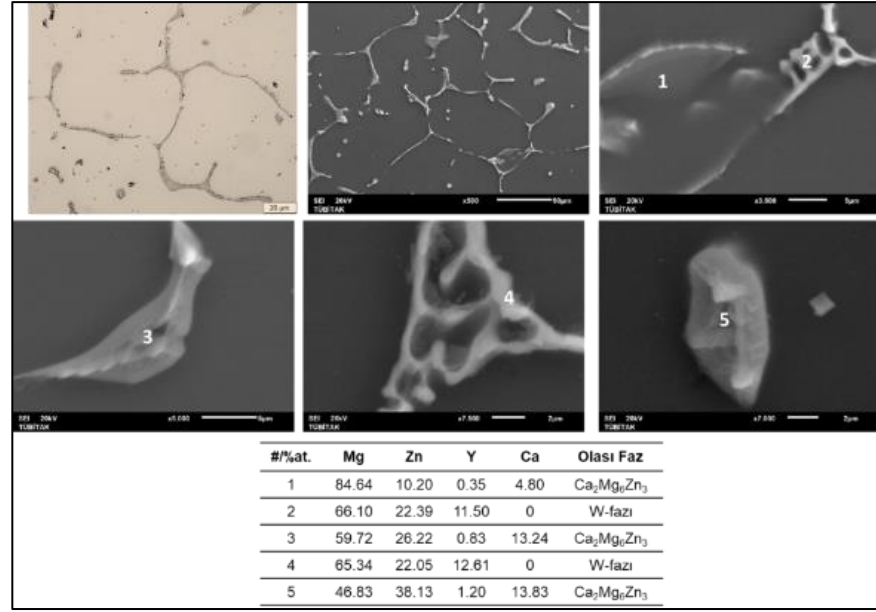
7.3.3. Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemeleri

7.3.3.1. Döküm Alaşımlarının SEM-EDS İncelemeleri

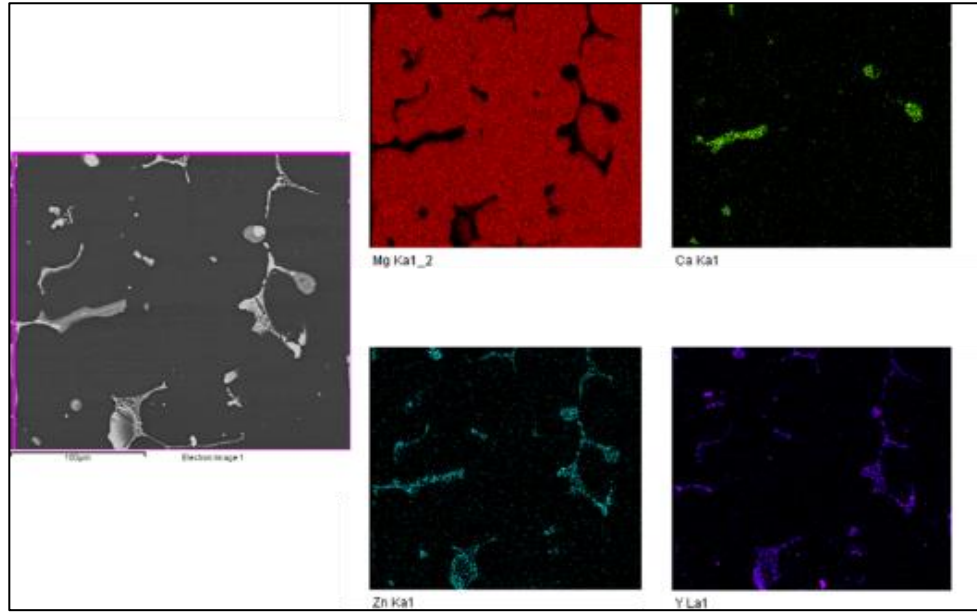
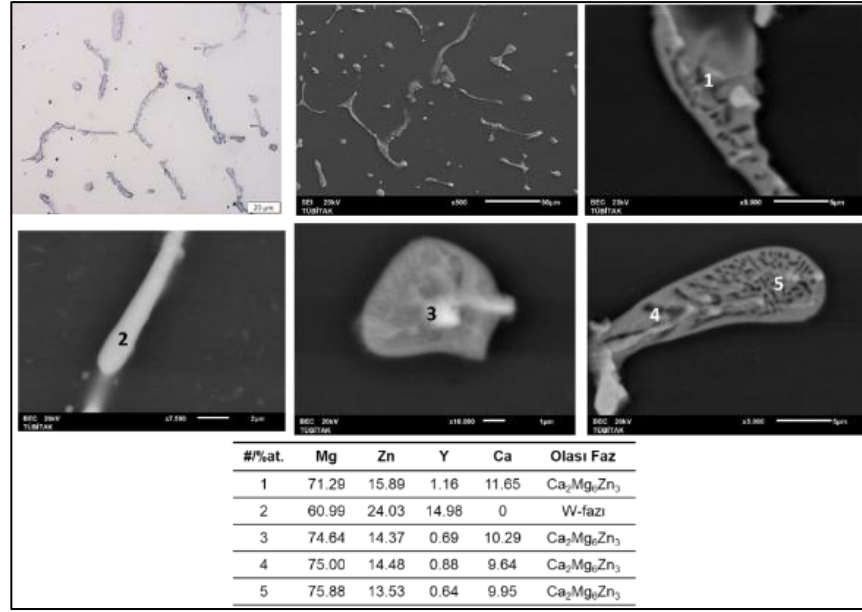
Metalografik olarak hazırlanan magnezyum alaşımı numuneler döküm ve ısıt işlemler sonrasında, hem parlatma hem de dağlama sonrası SEM-EDS ile incelenmiştir. Optik mikroskop ile elde edilen görüntülerde farklı renk ve kontrasta sahip fazlar, SEM ile tespit edilmeye çalışılmıştır. C kodlu magnezyum alaşımı numunelerine ait optik mikroskop, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları Şekil 7.16 ile Şekil 7.19 arasında gösterilmektedir.



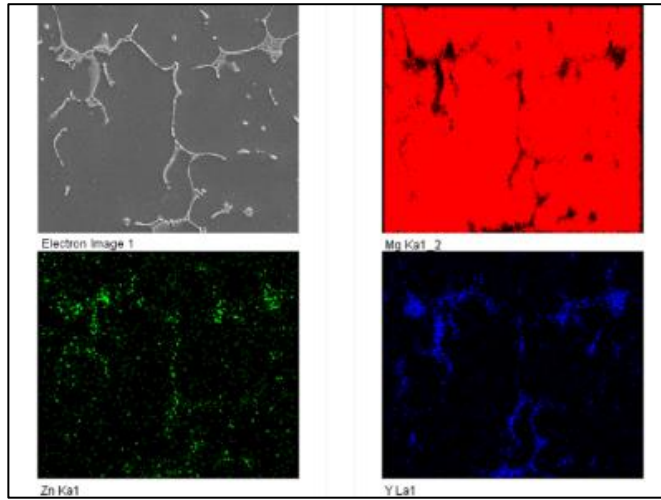
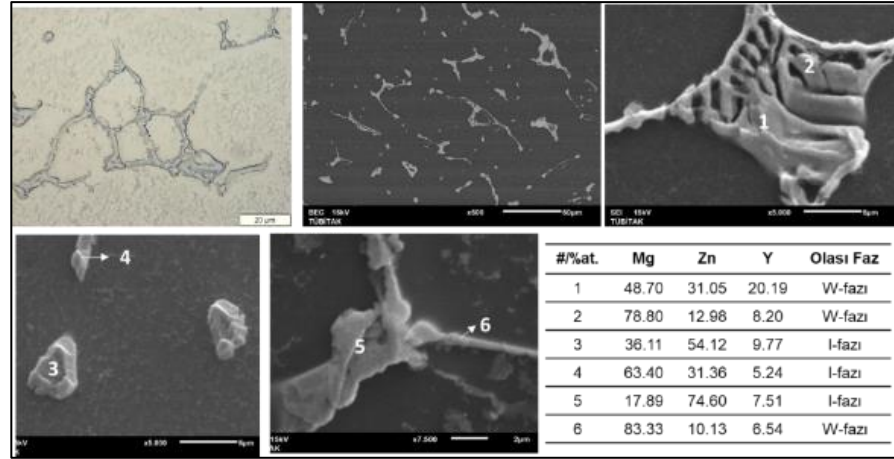
Şekil 7.16: C7 kodlu döküm alaşımı numuneye ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.



Şekil 7.17: C8 kodlu döküm alaşımı numuneye ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.



Şekil 7.18: C9 kodlu döküm alaşımı numuneye ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.



Şekil 7.19: C10 kodlu döküm alaşımı numuneye ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.

Elementel haritalar, incelenen bölgedeki fazların her yerinde çinko elementi göstermektedir. Bölgesel nokta analizlerinde kısmen farklı olarak bazı yerlerde kalsiyum göstermektedir. Kalsiyum olmayan yerlerde ise itriyum elementi olduğu göstermektedir.

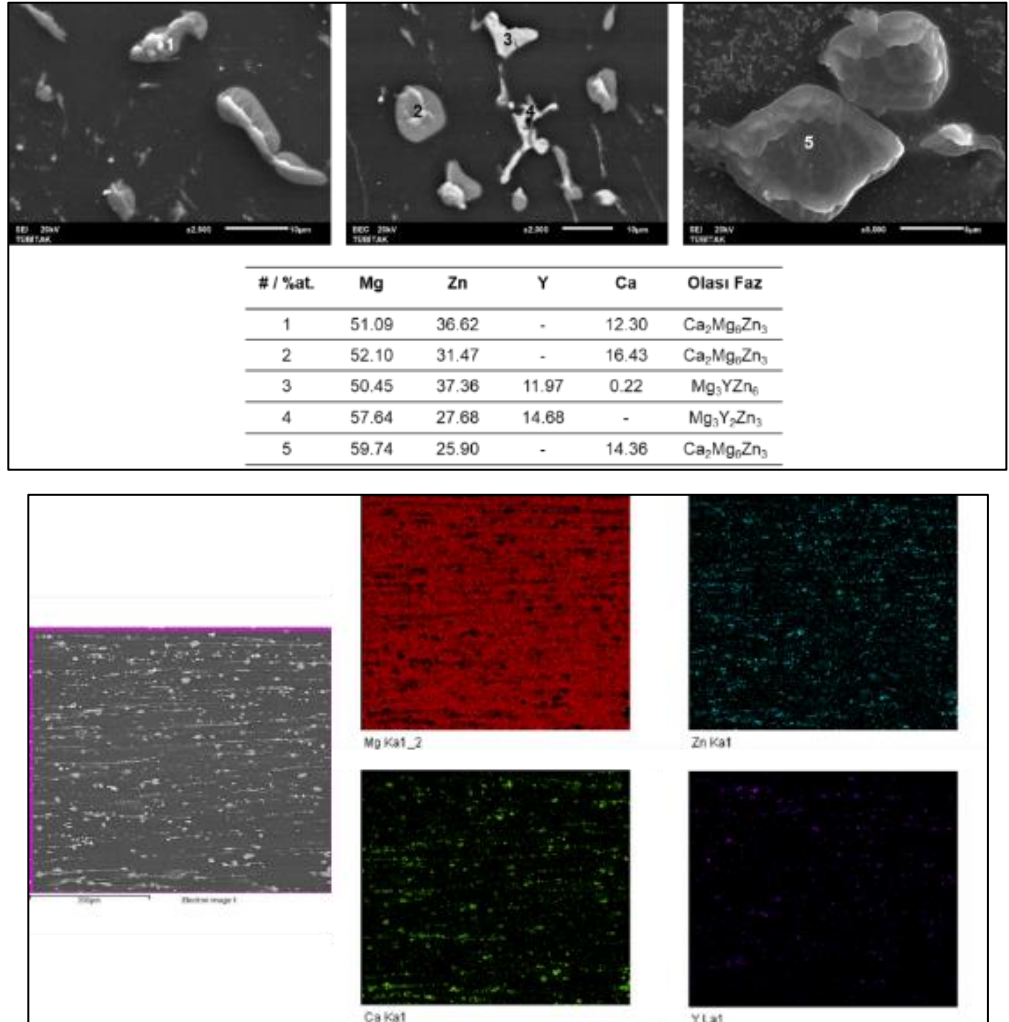
OM ve SEM görüntüleri numunelerdeki ikincil faz dağılımlarının homojen olduğu göstermektedir. BSE SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve SEM-EDS elementel harita sonuçlarına göre kalsiyum ilavesiz numunelerde ikincil faz olarak I-fazı ve W-fazı gözlemlenmiştir. Kalsiyum ilaveli numunelerde ise bu fazlara ek olarak $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ ve Mg_2Ca fazları gözlemlenmiştir. Bu sonuçlar, x-ışını sonuçları ile tutarlılık göstermektedir.

SEM-EDS sonuçları değerlendirilirken literatüre benzer şekilde Zn/Y oranı 3 ile 8 arasında olduğunda, ikincil faz I fazı olarak değerlendirilmiştir. 5 μm ve üzerindeki

ikincil fazlarda SEM-EDS doğruya yakın sonuçlar vermiştir. Fakat 5 µm altındaki, mikronaltı partiküllerde ve nano boyuttaki partiküllerde ikincil fazların detaylı olarak belirlenebilmesi için TEM incelemesi gerekmektedir.

7.3.3.2. Ekstrüzyon Numunelerinin SEM-EDS İncelemeleri

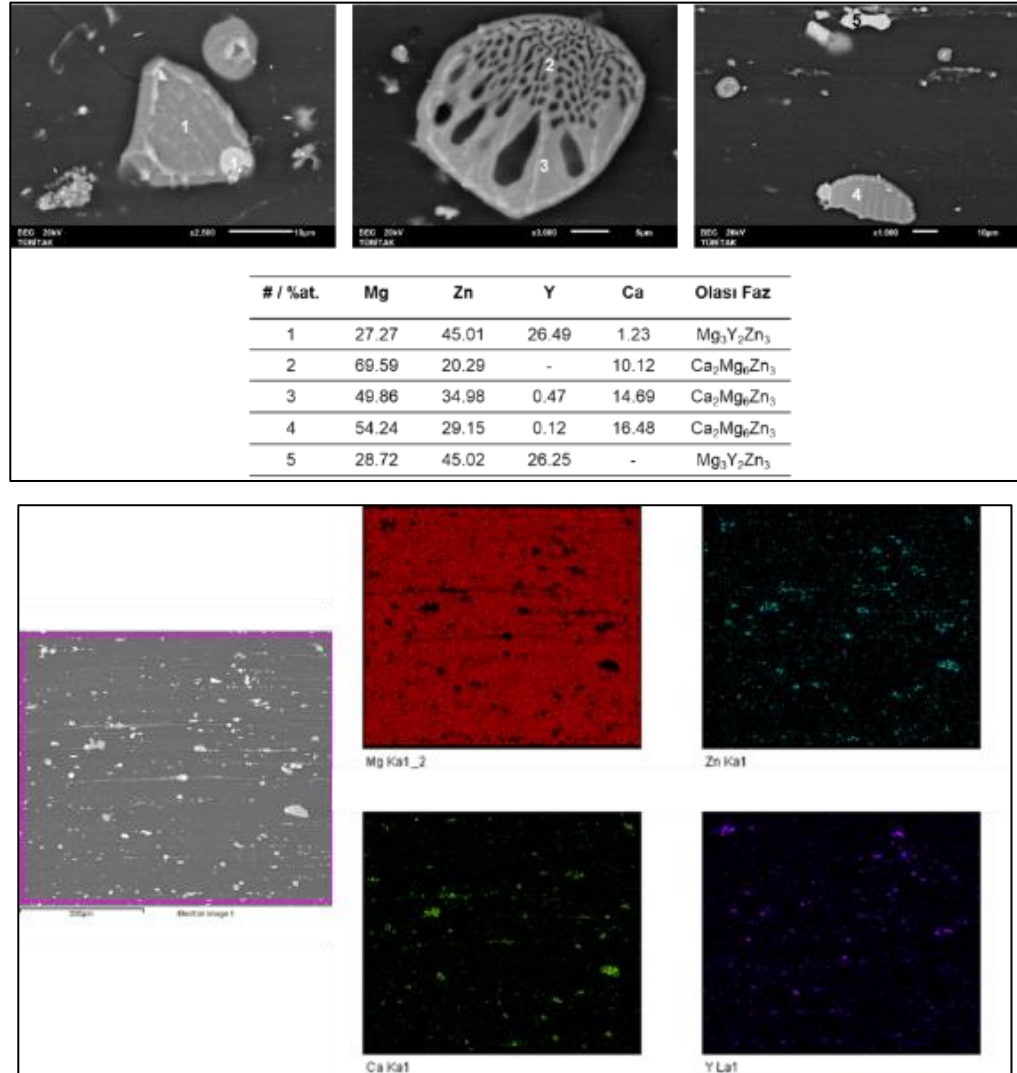
C kodlu magnezyum ekstrüzyon numunelerine ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten alınan SEM-EDS elementel harita görüntüleri aşağıda sırasıyla verilmektedir. C7 kodlu magnezyum ekstrüzyon numunesine ait SEM-EDS görüntüleri Şekil 7.20’de gösterilmektedir.



Şekil 7.20: C7 kodlu ekstrüzyon numunesine ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.

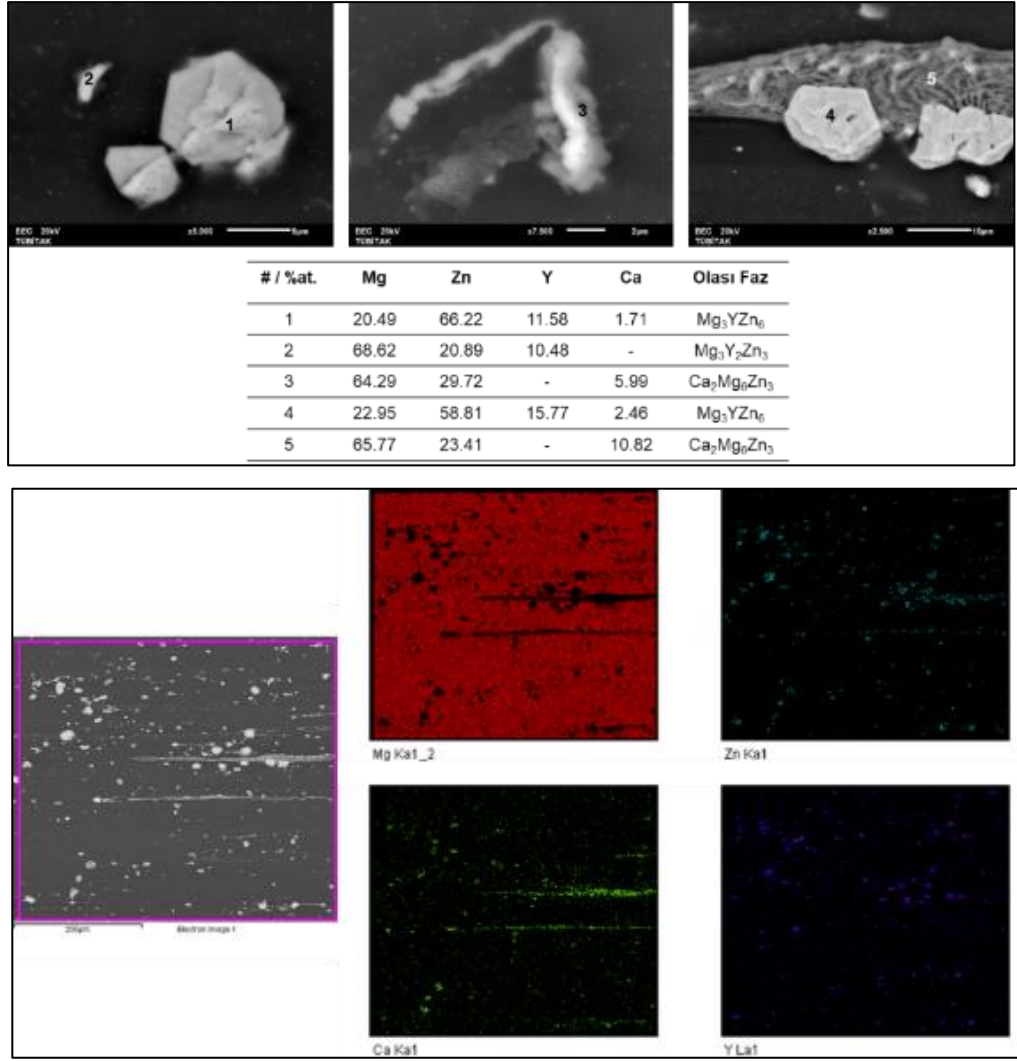
Literatüre uygun olarak Zn/Y oranı 3'ün üzerinde olan ikincil fazlar, I fazı olarak tanımlanmıştır. Yüksek kalsiyum içeriği nedeniyle bu numunelerde en çok $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ fazı gözlemlenmiştir. İncelenen bölgelerdeki fazların ekstrüzyon işlemi sırasında kırılıp küçülerek, ekstrüzyon yönü boyunca uzadığı gözlemlenmiştir.

C8 kodlu magnezyum ekstrüzyon numunesine ait SEM-EDS görüntüleri Şekil 7.21'de gösterilmektedir.



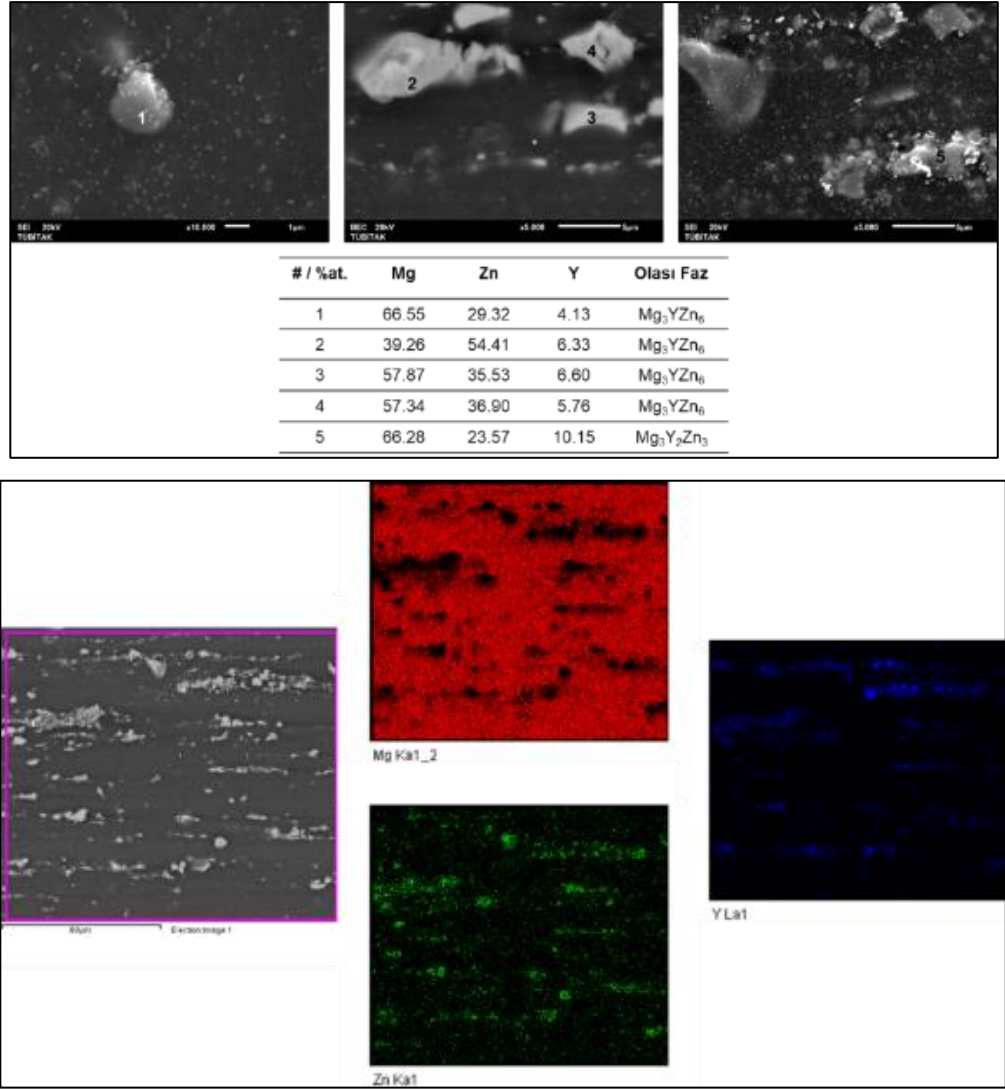
Şekil 7.21: C8 kodlu ekstrüzyon numunesine ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.

C7 kodlu ekstrüzyon numunelerinde farklı olarak, daha büyük ikincil fazlar gözlemlenmiştir. Şekil 7.22'de C9 kodlu magnezyum ekstrüzyon numunesine ait SEM-EDS görüntüleri aşağıda gösterilmektedir.



Şekil 7.22: C9 kodlu ekstrüzyon numunesine ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.

C9 kodlu magnezyum ekstrüzyon alaşımlarında, kalsiyum içeriğinden dolayı $Ca_2Mg_6Zn_3$ fazı gözlemlenmiştir. Elementel haritalar incelendiğinde kalsiyumca zengin fazların, ekstrüzyon yönünde uzadığı gözlemlenmiştir. C10 kodlu magnezyum ekstrüzyon numunesine ait SEM-EDS görüntüleri Şekil 7.23’de verilmektedir.

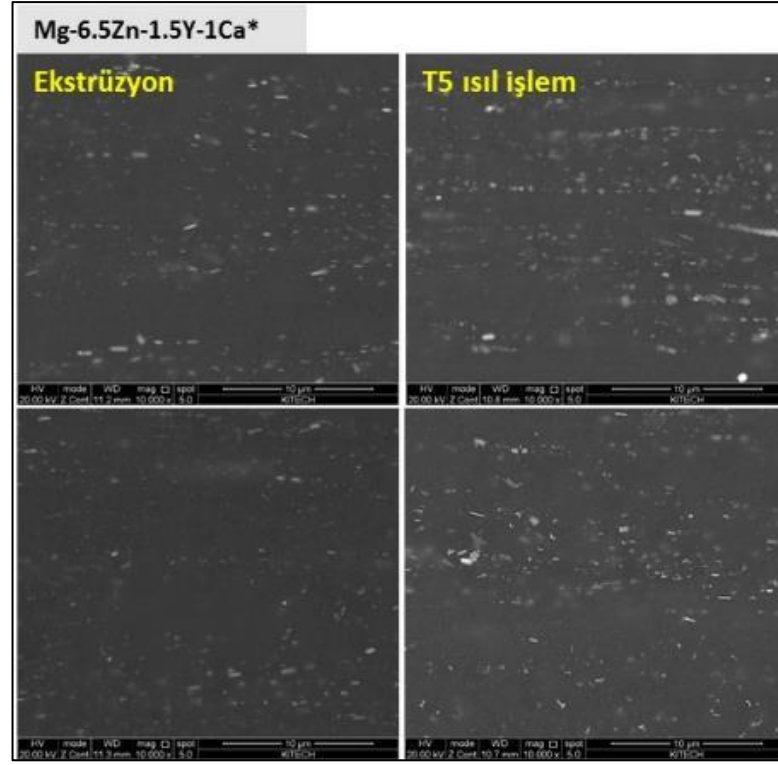


Şekil 7.23: C10 kodlu ekstrüzyon numunesine ait optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ile SEM-EDS elementel haritaları.

Kesitten elde edilen SEM-EDS elementel haritaları incelenen bölgelerdeki ikincil fazların her yerinde çinko elementi ve bazı yerlerde itriyum elementi olduğunu göstermektedir.

7.3.3.3. Yaşlandırma İşlemi Gerçekleştirilen Ekstrüzyon Numuneleri SEM-EDS İncelemeleri

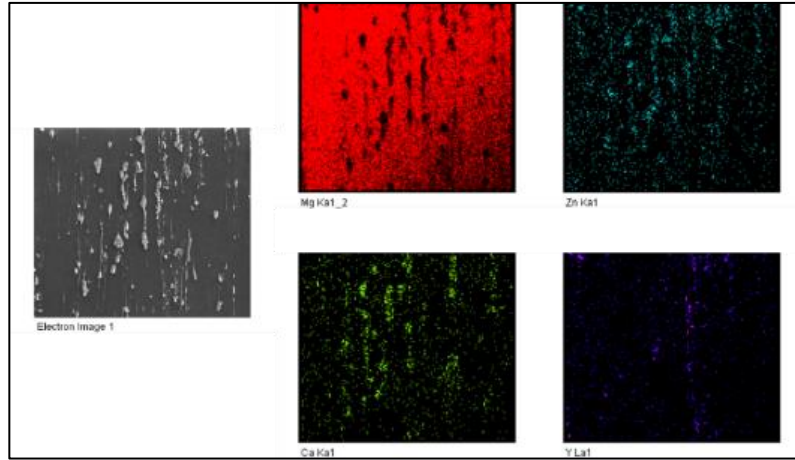
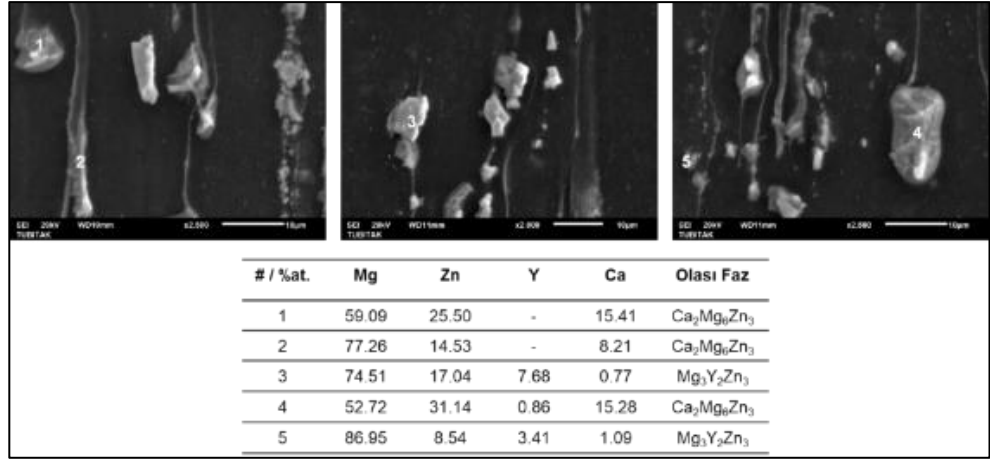
7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca alaşımının ekstrüzyon halinin ve ekstrüzyon sonrası 190°C-2 saat yaşlandırma ısı işleme halinin SEM görüntüleri Şekil 7.24'te verilmektedir.



Şekil 7.24: 7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca alaşımasının ekstrüzyon halinin ve ekstrüzyon sonrası 190°C-2 saat yaşlandırma ısıt işlemi halinin SEM görüntüleri.

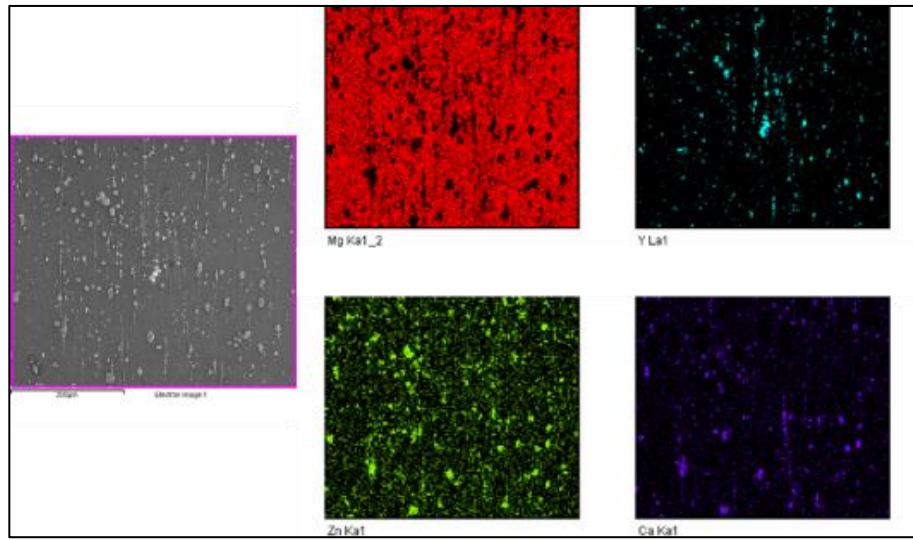
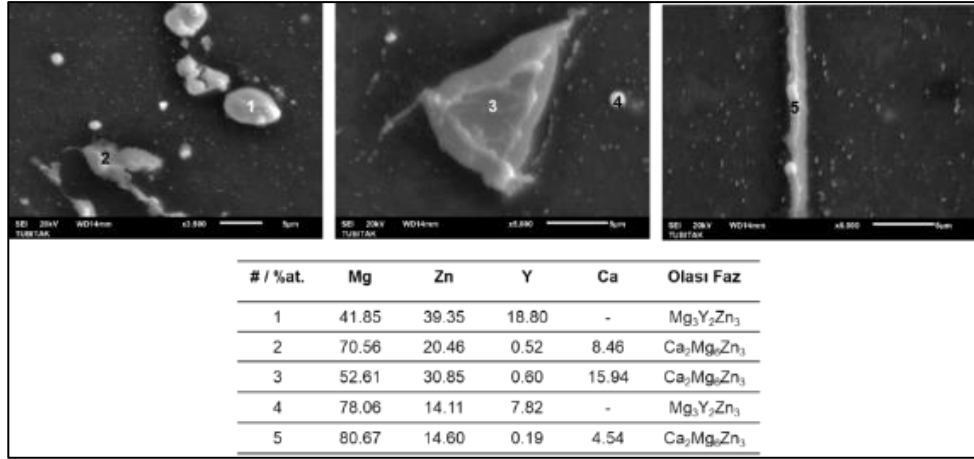
Her iki numunede de nano boyutlu fazlar gözlemlenmiştir. T5 ısıt işlemi ile birlikte bu fazların sayısı artmıştır. SEM ile çözünürlük yeterli olmadığı için yaşlandırma sonrası ekstrüzyon numunelerinin SEM resimlerinin ekstrüzyon sonrası numunelerin SEM resimlerine benzer olduğu gözlemlenmiştir.

Şekil 7.25'te C7 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C'de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları gösterilmektedir.



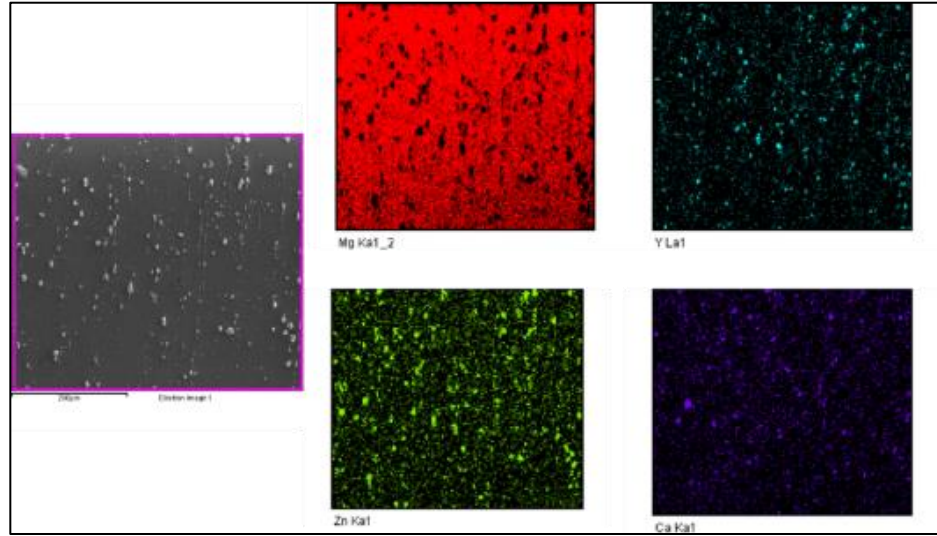
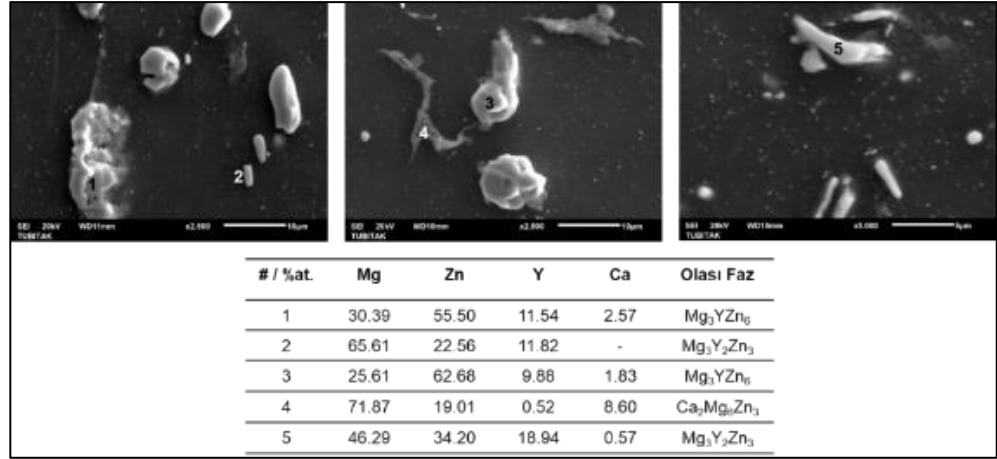
Şekil 7.25: C7 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları.

C8 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları Şekil 7.26’da gösterilmektedir.



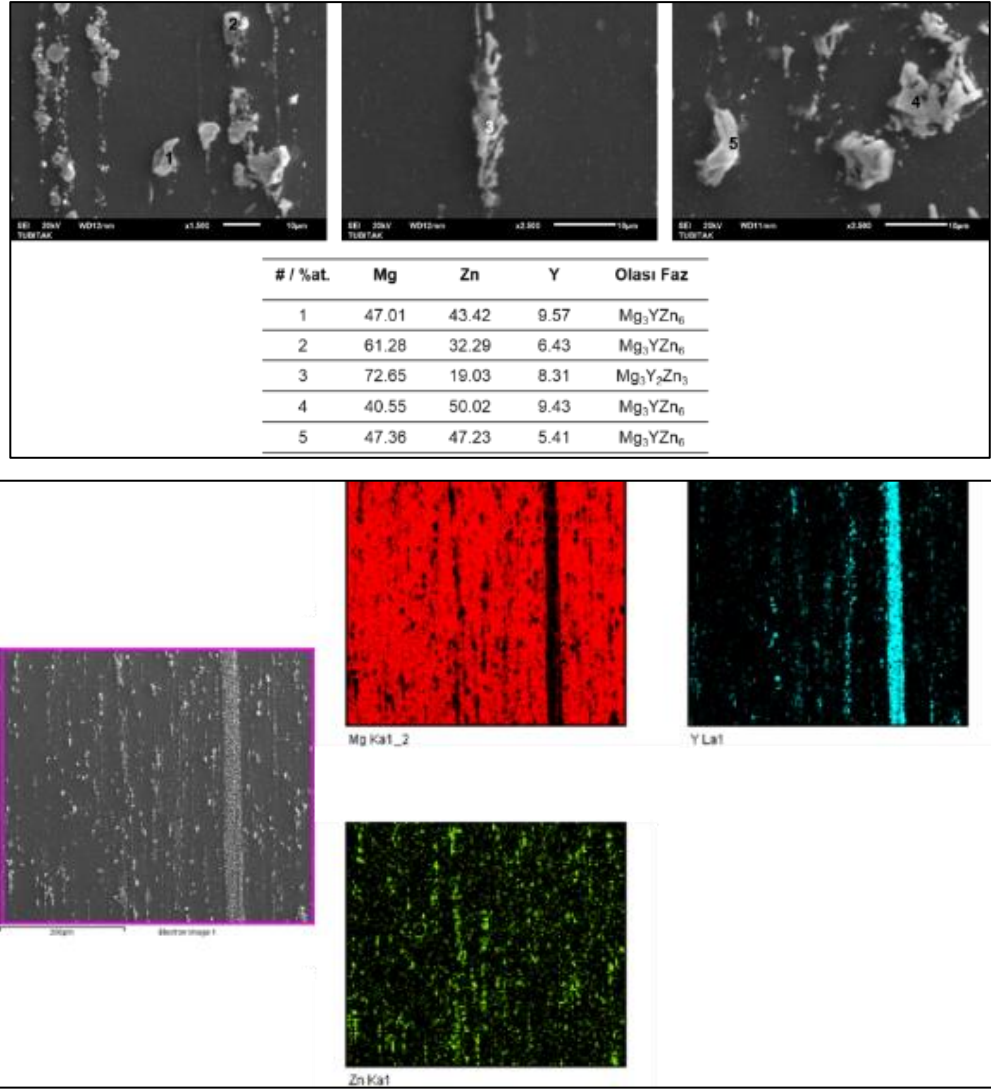
Şekil 7.26: C8 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları.

Şekil 7.27’te C9 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları verilmektedir.



Şekil 7.27: C9 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları.

C10 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları Şekil 7.28’te gösterilmektedir. Elementel haritalara göre, itriyum elementince zengin uzun ve mikron kalınlıklarda ikincil fazlara rastlanılmıştır.



Şekil 7.28: C10 kodlu ekstrüzyon numunesinin 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrasına ait SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve kesitten SEM-EDS elementel haritaları.

7.3.4. Geçirimli Elektron Mikroskobu Sonuçları

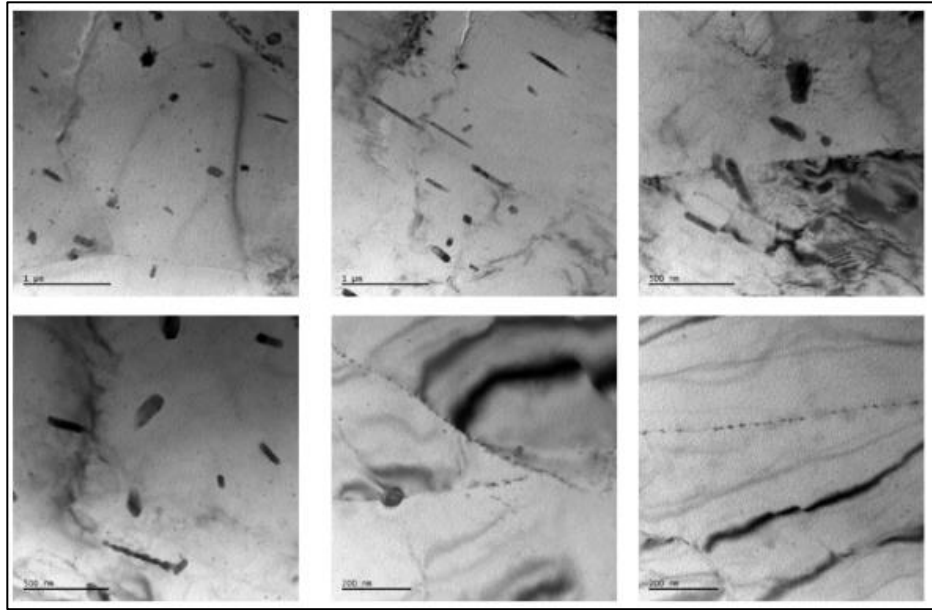
7.3.4.1. Döküm Alaşımlarının HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri

Magnezyum alaşım numuneler, TEM-EDS-SAED (HRTEM: Yüksek Çözünürlüklü Geçirimli Elektron Mikroskobu-High Resolution Transmission Electron Microscope; EDS: Enerji Dağılım Spektrometresi-Energy Dispersive Spectrometry; SAED: Seçili Alan Elektron Difraksiyonu-Selected Area Electron Diffraction) incelemelerinde geleneksel aydınlık alan (BF-Bright Field), karanlık alan (DF-Dark

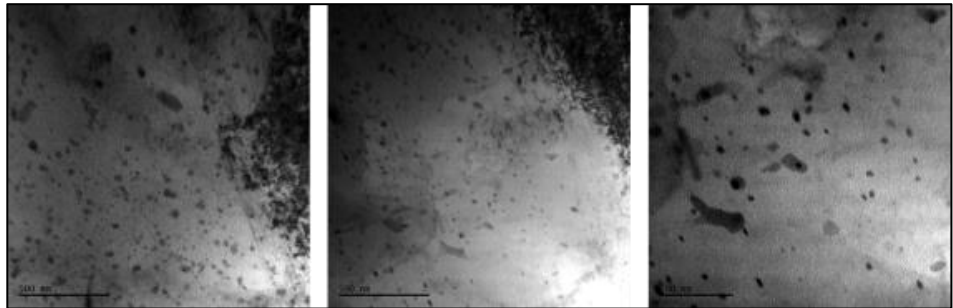
Field) ve Seçili Alan Elektron Difraksiyonu (SAED-Selected Area Electron Diffraction) teknikleri kullanılmıştır.

TEM görüntüleri ikincil fazların homojen dağıldıklarını göstermektedir. TEM-EDS yardımı ile ikincil fazların kimyasal kompozisyonları ve hangi faz oldukları belirlenmeye çalışılmıştır. Seçili Alan Elektron Difraksiyonu paternleri ve atomik latis görüntüleri ile d mesafeleri belirlenmeye çalışılmıştır. EDS sonuçlarını destekleyerek fazların ne olduğu belirlenmeye çalışılmıştır.

Şekil 7.29 ve Şekil 7.30'de sırasıyla H07 ve A08 kodlu magnezyum numunelerine ait düşük büyütmedeki TEM görüntüleri gösterilmektedir.



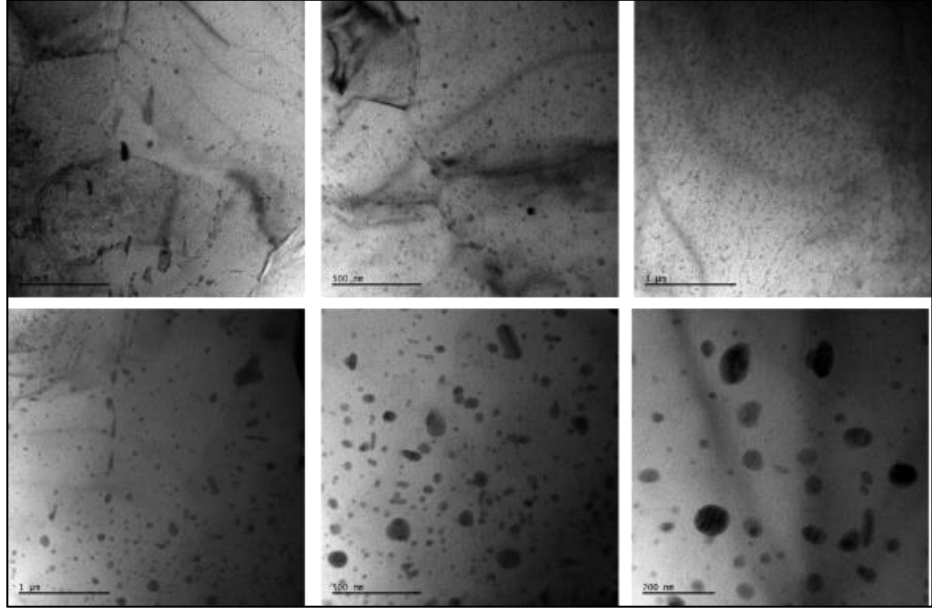
Şekil 7.29: H07 kodlu magnezyum numunesine ait düşük büyütmedeki TEM görüntüleri.



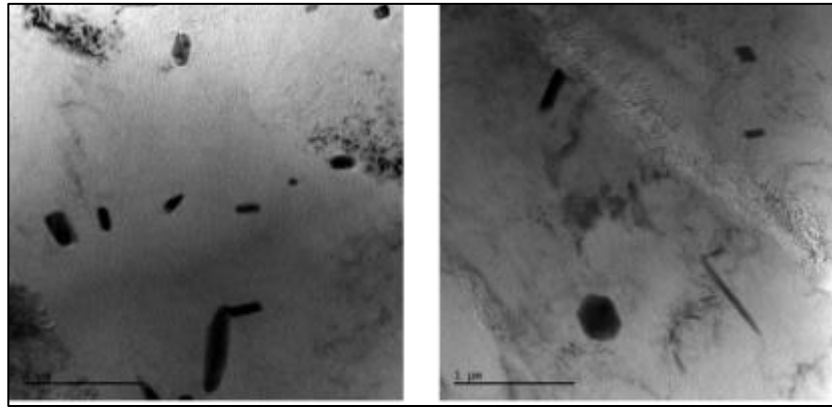
Şekil 7.30: A08 kodlu magnezyum numunesine ait düşük büyütmedeki TEM görüntüleri.

A08 kodlu numunede daha yoğun bir ikincil faz dağılımı gözlemlenmiştir.

Şekil 7.31 ve Şekil 7.32’de sırasıyla kalsiyum içermeyen C10-1 ve C10-3 kodlu magnezyum numunelerine ait TEM görüntüleri gösterilmektedir.



Şekil 7.31: C10-1 kodlu magnezyum numunesine ait TEM görüntüsü.



Şekil 7.32: C10-3 kodlu magnezyum numunesine ait TEM görüntüsü.

Döküm halini temsil eden C10-1 kodlu magnezyum numunesinde, 400°C’de 2 saat homojen tavlama işlemi görmüş C10-3 kodlu magnezyum numunesine göre çok daha yoğun bir ikincil faz dağılımı görülmektedir.

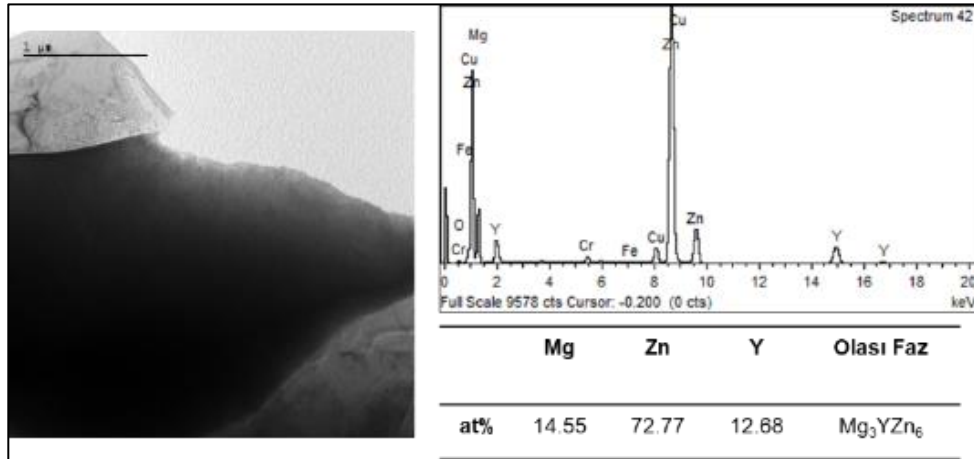
Optik mikroskop ile gözlemlenen ve SEM-EDS yöntemi ile detaylandırılan fazlar, TEM yöntemi yardımı ile doğru şekilde analiz edilmiştir. TEM yardımı ile SEM yöntemine oranla daha yüksek büyütmeleme çıkılabilmektedir. Bu sayede fazlar daha doğru gözlemlenebilmektedir. SEM-EDS analizi mikron mertebede iki boyutta ve üç boyutta sinyal alabilmektedir. Bu sebeple, küçük ikincil fazlar doğru sinyal

alamamaktadır. TEM’de numunenin incelenen kısmı 100 nanometreden azdır. EDS alındığı durumda nano partiküller hariç gelen sinyal fazın kendisinden gelmektedir.

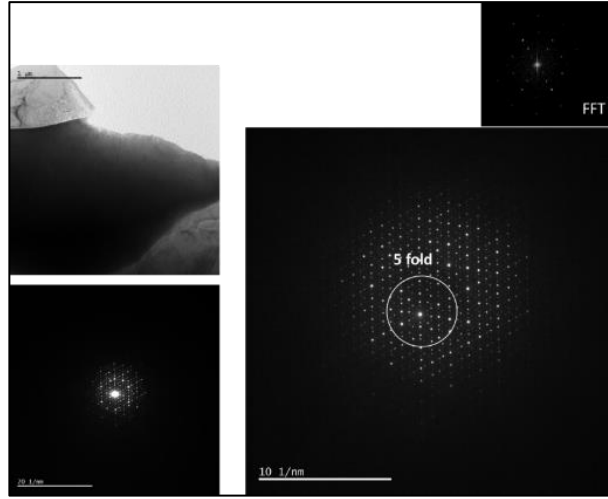
SEM-EDS ile hesaplanmaya çalışılan stokiometrik oran TEM-EDS ile de hesaplanmıştır. TEM-EDS sonuçları stokiometrik olarak fazlardaki teorik değerlere çok daha yakındır.

Döküm magnezyum alaşımlarında büyük fazlar, mikron, mikron-altı ve nano boyutlu olarak gözlemlenen ikincil fazların TEM-EDS-SAED sonuçlarına yer verilmiştir.

Magnezyum döküm alaşımlarında TEM yardımı ile gözlemlenen fazlardan biri I (Mg_3YZn_6) fazıdır. Şekil 7.33’te C10-2 kodlu magnezyum numunesinin TEM görüntüsü gösterilmektedir. SAED difraksiyon paterni kuasikristal fazına özel 5-fold simetri göstermektedir. Bu faz incelenirken difraksiyon paterni ve HRTEM resminin FFT (Fast Fourier Transmorfation) difraktogramının da alınması mümkün olmuştur (Şekil 7.34).

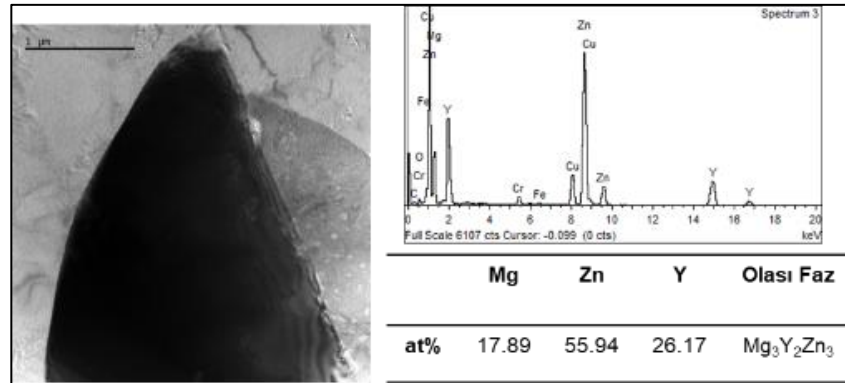


Şekil 7.33: C10-2 kodlu magnezyum numunesine ait TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonucu.



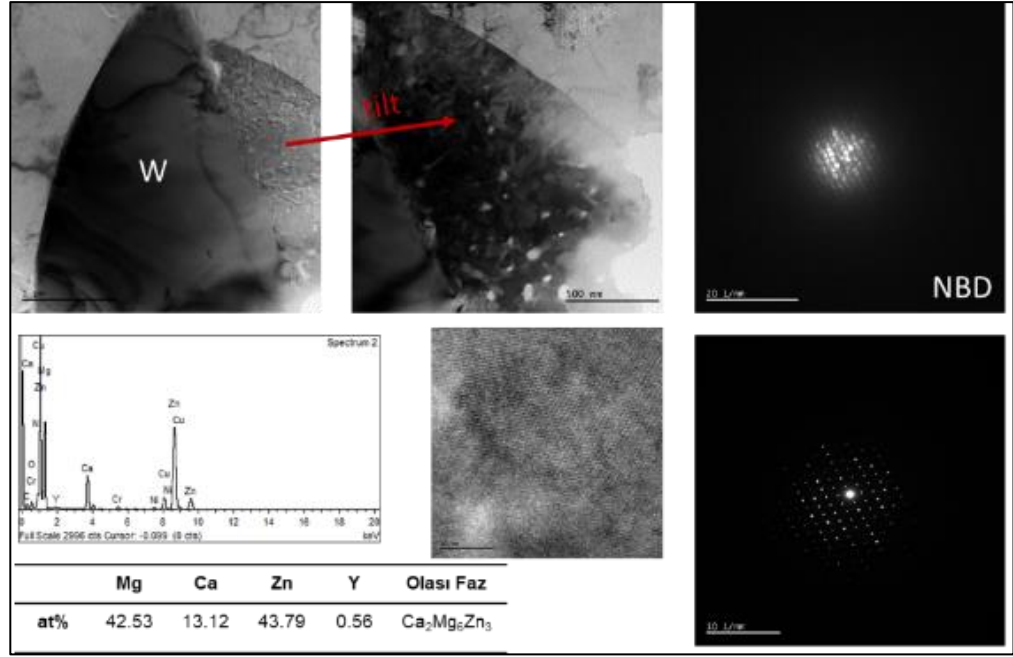
Şekil 7.34: C10-2 kodlu magnezyum numunesine ait TEM ve difraksiyon paterni görüntüleri.

Magnezyum döküm alaşımlarında TEM yardımı ile gözlemlenen fazlardan bir diğeri W ($\text{Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3$) fazıdır. Şekil 7.35'te H07 kodlu magnezyum numunesinin TEM görüntüsü gösterilmektedir.



Şekil 7.35: H07 kodlu magnezyum numunesine ait TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonucu.

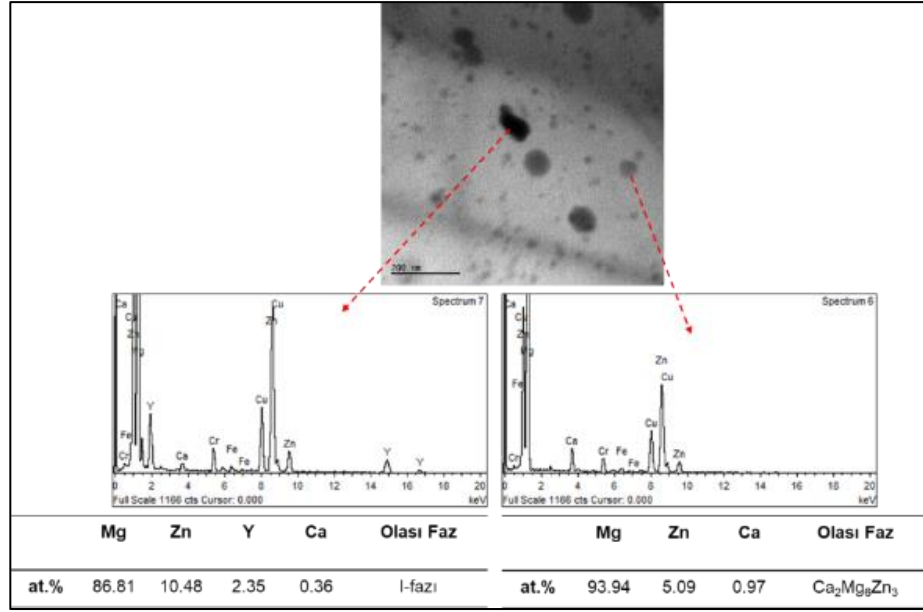
Kalsiyum ilavesi ile birlikte magnezyum döküm alaşımlarında ikincil faz olarak $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ fazıda gözlemlenmektedir. Şekil 7.36'da H07 kodlu magnezyum numunesinin TEM görüntüsü gösterilmektedir.



Şekil 7. 36: H07 kodlu magnezyum numunesine ait TEM görüntüsü,TEM-EDS sonucu ve difraksiyon paternleri.

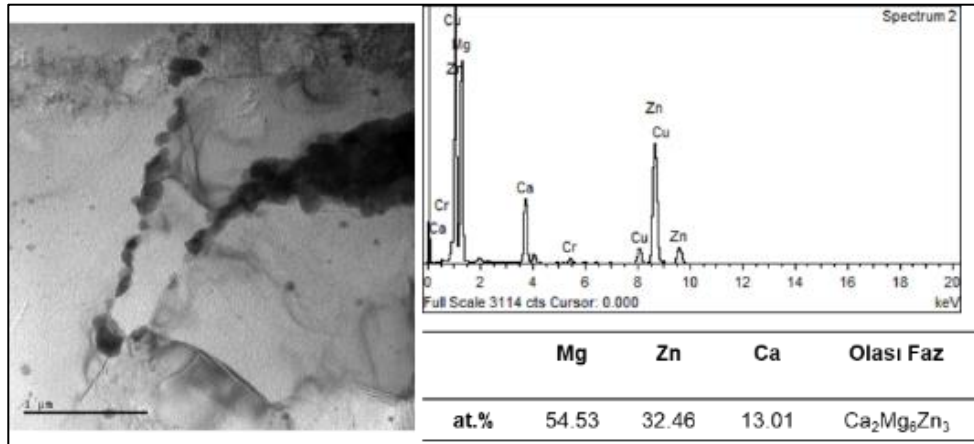
7.3.4.2. Ekstrüzyon Numuneleri HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri

Ekstrüzyon sonrası magnezyum alaşımlarının mikroyapıları oldukça ince taneler içermekte olduğu gözlemlenmiştir. TEM yöntemi sayesinde ince taneler ve tane sınırları incelenebilmiştir. C7 kodlu magnezyum ekstrüzyon alaşımına ait TEM görüntüleri Şekil 7.37’de gösterilmektedir. TEM-EDS sonuçlarına göre nano boyutlu fazlar I fazı ve $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ fazlarıdır.



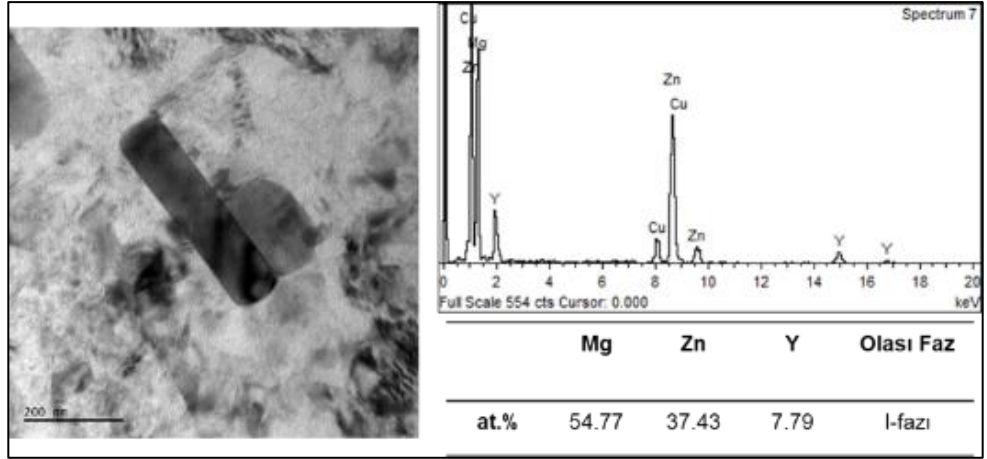
Şekil 7.37: C7 kodlu ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.

Şekil 7.38’de C8 kodlu magnezyum ekstrüzyon alaşımına ait TEM görüntüleri gösterilmektedir. İkincil fazlar daha çok tanelerin içinde görülmektedir.



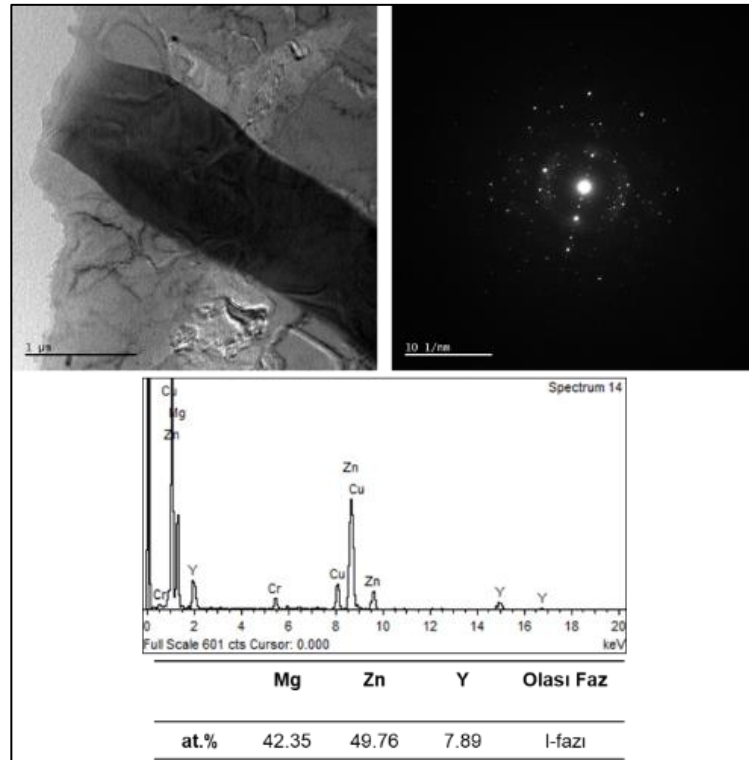
Şekil 7.38: C8 kodlu ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.

C9 kodlu magnezyum ekstrüzyon alaşımına ait TEM görüntüleri Şekil 7.39’da verilmektedir.



Şekil 7.39: C9 kodlu ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.

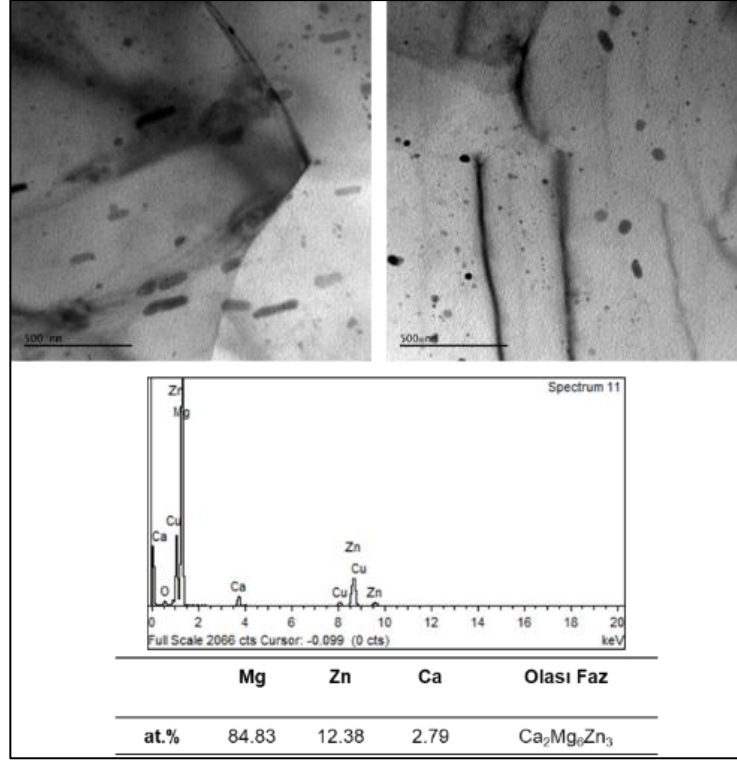
Şekil 7.40'ta C10 kodlu magnezyum ekstrüzyon alaşımına ait TEM görüntüleri verilmektedir. TEM ile C10 kodlu ekstrüzyon numunesine ait mikron boyutlu yuvarlağa yakın morfolojide ve büyük boyda I-fazları tespit edilmiştir.



Şekil 7.40: C10 kodlu ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri, SAED paterni ve TEM-EDS sonuçları.

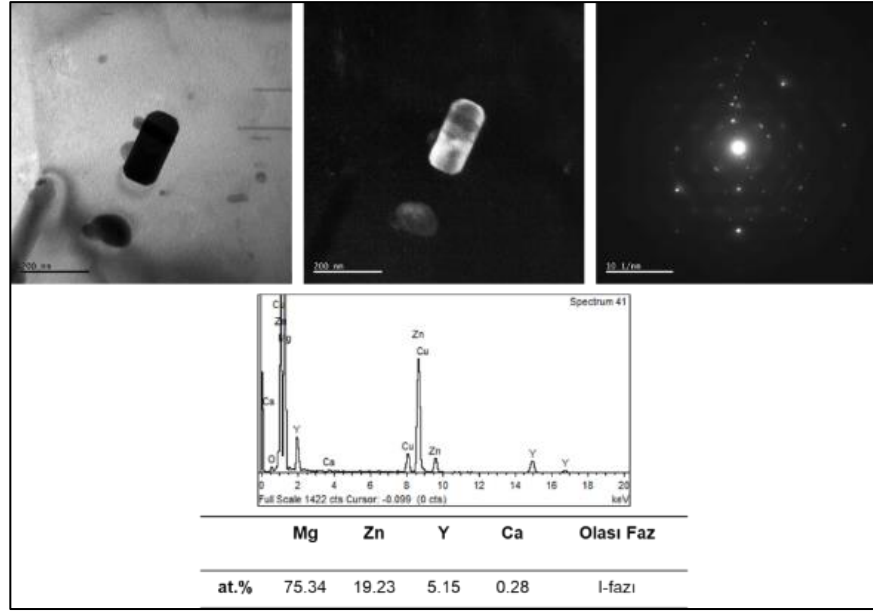
7.3.4.3. Yaşlandırma İşlemi Gerçekleştirilen Ekstrüzyon Numuneleri HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri

Yaşlandırma sonrası ekstrüzyon numunelerine ait TEM incelemeleri aşağıda gösterilmektedir. C7 kodlu yaşlandırma sonrası ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri Şekil 7.41’de gösterilmektedir.



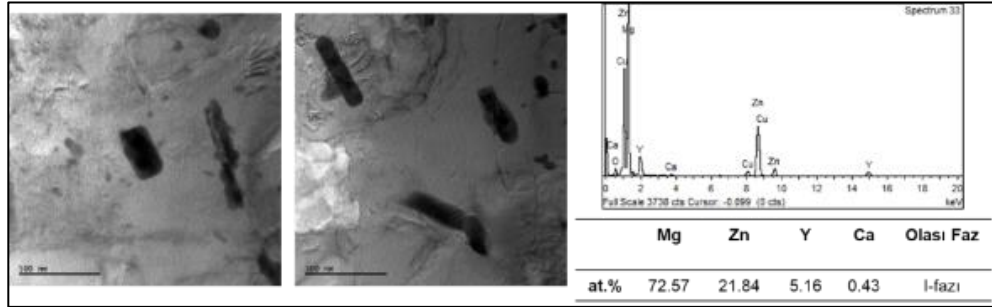
Şekil 7.41: 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrası C7 kodlu ekstrüzyon numunesine ait $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ fazının TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.

Şekil 7.42’de C8 kodlu yaşlandırma sonrası ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri gösterilmektedir.



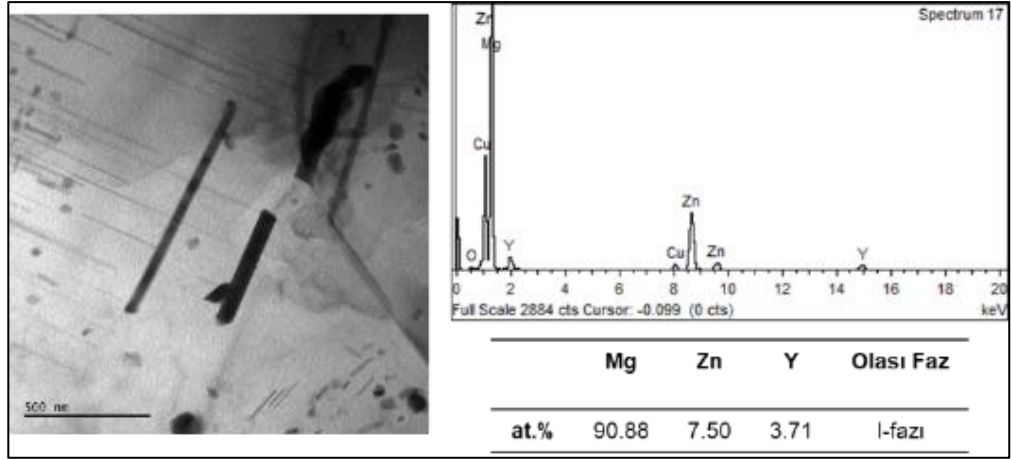
Şekil 7.42: 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrası C8 kodlu ekstrüzyon numunesine ait I-fazının aydınlık alan, karanlık alan TEM görüntüleri, SAED paterni ve TEM-EDS sonuçları.

C9 kodlu yaşlandırma sonrası ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri Şekil 7.43’te verilmektedir.



Şekil 7.43: 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrası C9 kodlu ekstrüzyon numunesine ait I fazının TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.

C10 kodlu yaşlandırma sonrası ekstrüzyon numunesine ait TEM görüntüleri Şekil 7.44’te gösterilmektedir.



Şekil 7.44: 190°C’de 24 saat yaşlandırma sonrası C10 kodlu ekstrüzyon numunesine ait I fazının TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.

Yaşlandırma işlemi sonucunda nano boyutlu taneler elde edildiği gözlemlenmiştir. Bu fazlar mukavemetin geliştirilmesinde çok önemli bir etmendir.

7.4. Mekanik Test Sonuçları

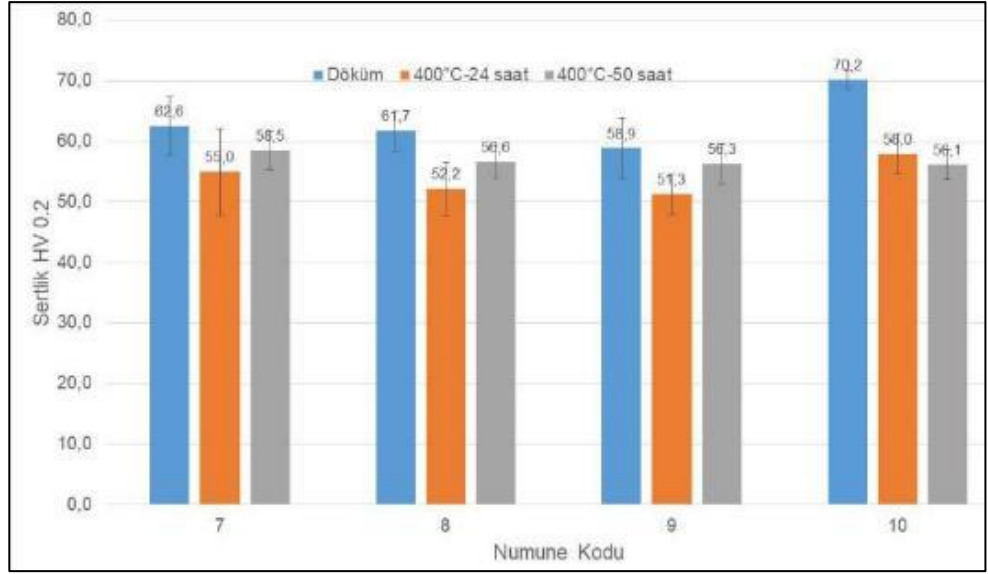
Üretilen magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerini belirleyebilmek için alaşımlara mikrosertlik testi ve çekme testi uygulanmıştır.

7.4.1. Sertlik Sonuçları

Elde edilen magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerini tespit edebilmek için, alaşımlara mikrosertlik testleri uygulanmıştır.

7.4.1.1. Döküm Numunelerinin Sertlik Sonuçları

Döküm numunelerinin, döküm ve ısıtma işlem sonrasında ait sertlik sonuçları Şekil 7.45’te gösterilmektedir.

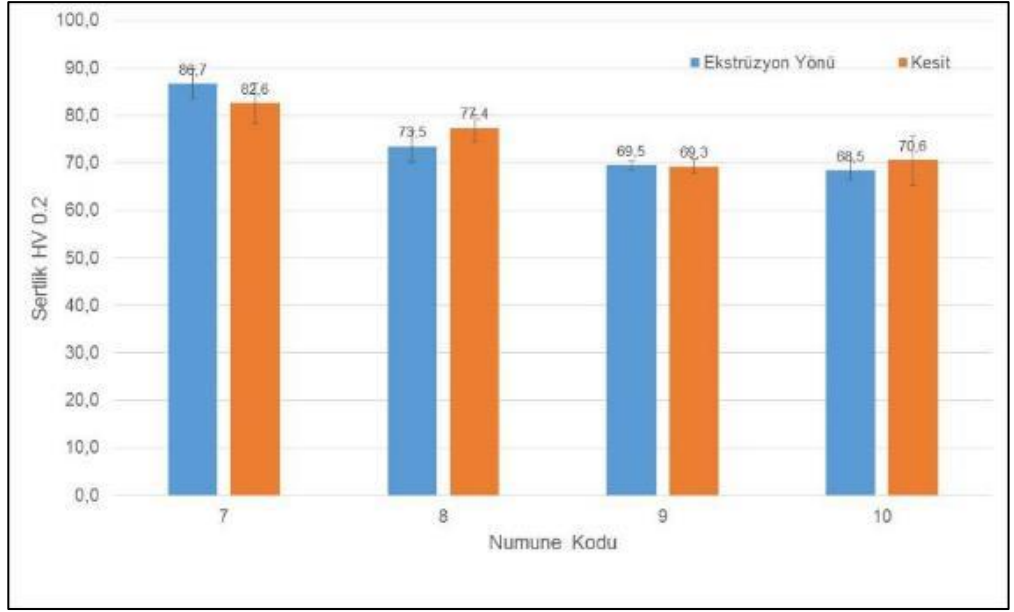


Şekil 7.45: Ekstrüzyon alaşımı numunelerinin döküm ve ısıtma işlem sonrası sertlik sonuçları.

Ekstrüzyon alaşımlarının çinko ve itriyum oranlarının fazla olması, alaşımların sertlik değerlerini yükseltmektedir. Kalsiyum oranı arttıkça sertlik değerinin arttığı görülmektedir. Isıl işlem sonrası 24 saat sürede sertlik değeri düşerken 50 saat sonrası sertlik değerleri artsa da döküm hallerine göre azdır. 10 kodlu numunede 50 saatlik ısıtma işlem sonrası en az sertlik değeri ölçülmüştür. 10 kodlu numuneler kalsiyum elementi içermemektedir. Bu sebeple, en az sertlik değerine sahip olduğu düşünülmektedir.

7.4.1.2. Ekstrüzyon Numunelerinin Sertlik Sonuçları

Ekstrüde edilmiş çubuk numuneler üzerinde ekstrüzyon yönünde ve kesitten yapılan mikrosertlik testleri Şekil 7.46'da gösterilmiştir.

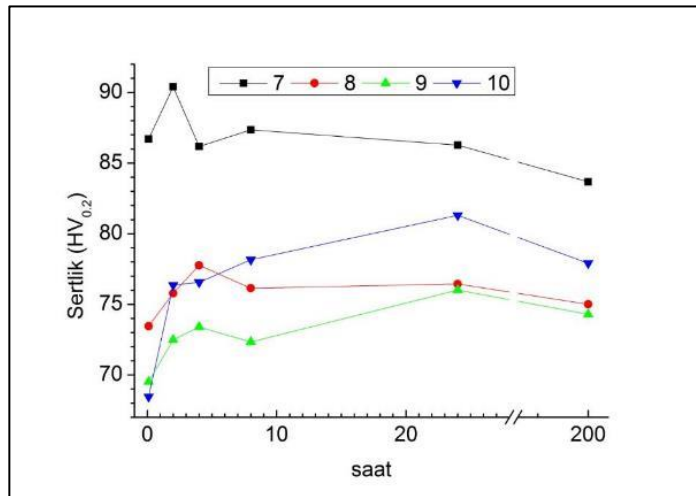


Şekil 7.46: Ekstrüzyon alaşımı numunelerinin ekstrüzyon sonrası ekstrüzyon yönünde ve kesitten alınan sertlik sonuçları.

7 kodlu numunede en yüksek sertlik değeri elde edilmiştir. Sırasıyla 8-9-10 kodlu numunelerde dayanç düştüğü şekilde sertlik de düşmektedir.

7.4.1.3. Yaşlandırma İşlemi Gerçekleştirilen Ekstrüzyon Numuneleri Sertlik Sonuçları

Şekil 7.47’da yaşlandırma sonrası magnezyum ekstrüzyon alaşımlarına ait mikrosertlik grafiği gösterilmiştir.



Şekil 7.47: Ekstrüde edilmiş çubukların 190°C’de 2-200 saat yaşlandırma ısıl işlemleri sonrası mikrosertlik testi grafikleri.

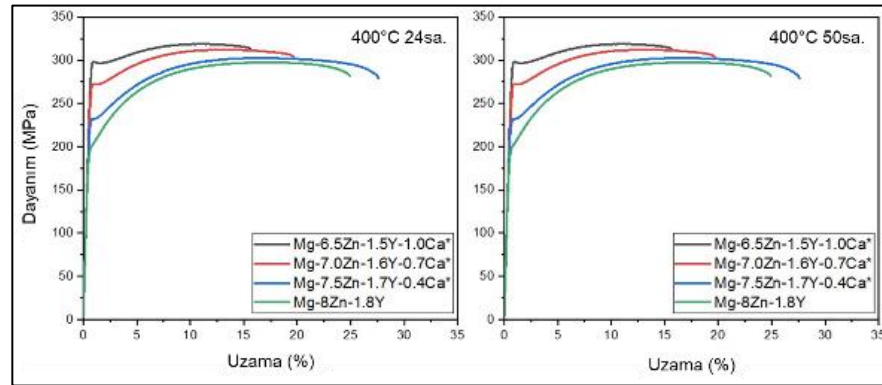
7 kodlu numunede en yüksek sertlik değerine 2 saatte ulaşılırken, 4 kodlu numunede 8 saatte, 9 ve 10 kodlu numunelerde ise 24 saatte ulaşılmıştır.

7.4.2. Çekme Testi Sonuçları

Ekstrüzyon numunelerinin mukavemet ve süneklik gibi mekanik özelliklerini tespit edebilmek için, alaşımlara çekme testi uygulanmıştır.

7.4.2.1. Ekstrüzyon Numunelerinin Çekme Testi Sonuçları

400°C’de sırasıyla 24 ve 50 saat homojen tavlama sonrası ekstrüde edilen çubukların çekme testi grafikleri Şekil 7.48’de verilmiştir. Bu alaşımların çekme mukavemeti, akma mukavemeti ve uzama kabiliyetleri Tablo 7.5’te gösterilmektedir.



Şekil 7.48: 400°C 24 saat ve 50 saat homojen tavlama sonrası ekstrüde edilen çubukların çekme testi grafikleri.

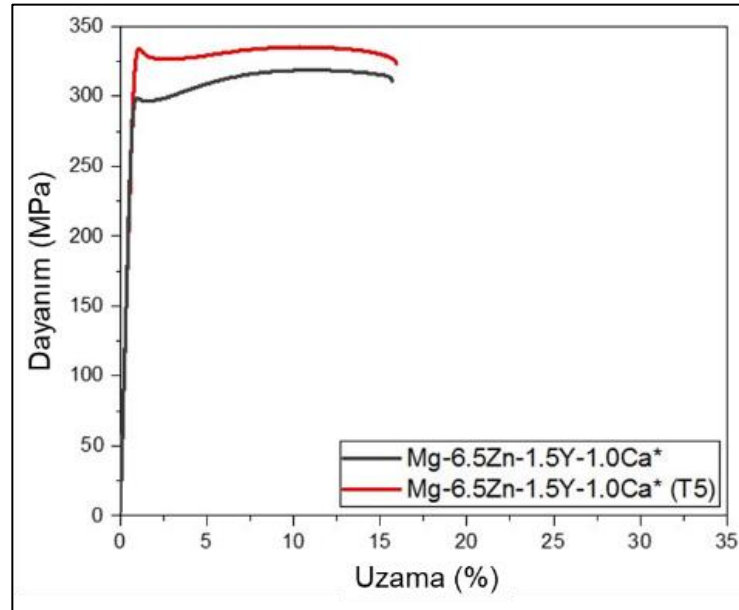
Tablo 7.5: 400°C 24 saat ve 50 saat homojen tavlama sonrası ekstrüde edilen çubukların çekme testi grafikleri sonuçları.

	400°C-24 sa.			400°C-50 sa.		
Alaşım	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)
Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca*	308	323	16.7	303	322	18.2
Mg-7.0Zn-1.6Y-0.7Ca*	273	313	20.6	266	310	23.4
Mg-7.5Zn-1.7Y-0.4Ca*	232	303	25.9	238	307	27.0
Mg-8.0Zn-1.8Y	199	298	20.3	203	301	24.7

300 MPa üzeri UTS değerlerine ve %15-20 uzama değerlerine ulaşılmıştır. 7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca numunesinde 323 MPa ile en yüksek UTS değerine ve %16.7 uzama değerine ulaşılmıştır. 9 kodlu Mg-7.5Zn-1.7Y-0.4Ca numunesinde ise %27 ile en yüksek uzama değerine ulaşılmıştır.

7.4.2.2. Yaşlandırma İşlemi Gerçekleştirilen Ekstrüzyon Numuneleri Çekme Testi Sonuçları

Numunelerin mekanik özelliklerini, özellikle dayançlarını daha da geliştirebilmek amacıyla ekstrüzyon sonrası ısıtıl işlem yapılmıştır. 7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca alaşımı ekstrüde edilmiş çubuğa 190 °C-2 saat yaşlandırma ısıtıl işlemi uygulandıktan sonra çekme testi yapıldı. Bunun sonucunda çekme değerinin 323 MPa'dan 331 MPa'a yükseldiği gözlemlenmiştir (Şekil 7.49).



Şekil 7.49: 7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca alaşımının ekstrüzyon halinin ve ekstrüzyon sonrası 190 °C-2 saat yaşlandırma ısıtıl işlemi halinin çekme testi grafikleri.

Tablo 7.6'da ise ısıtıl işlem sonrasında alaşımların mekanik özelliklerinde meydana gelen değişim gösterilmektedir.

Tablo 7.6: 7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca alaşımının ekstrüzyon halinin ve ekstrüzyon sonrası 190 °C-2 saat yaşlandırma ısıt ışlemi halinin çekme testi sonucu.

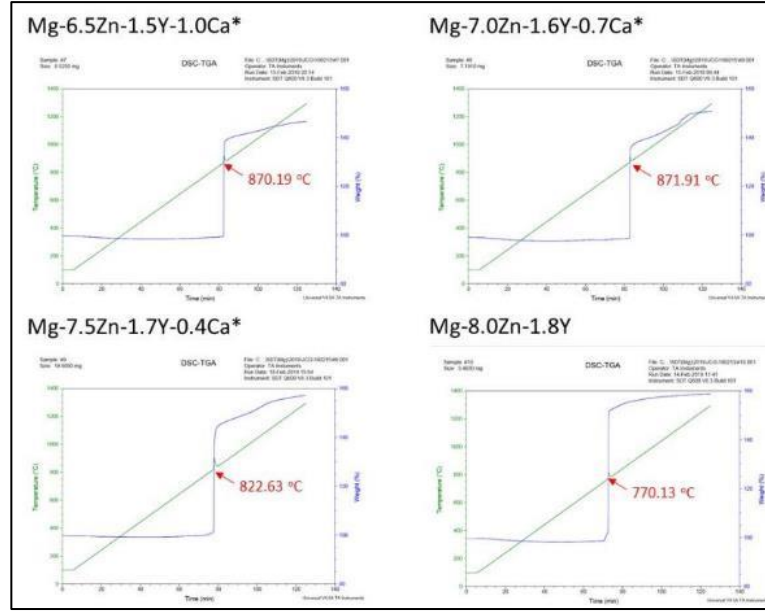
Alaşım	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)	Durum
Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca*	308	323	16.7	Ekstrüzyon
	325	331	15.4	T5 ısıt ışlem (190 °C x 2 sa.)

7.5. Tutuşma Sonuçları

Magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının tutuşma sıcaklıklarının belirlenebilmesi için hem diferansiyel termal analiz yöntemi hem de fırında ısıtma yöntemi kullanılmıştır.

7.5.1. Diferansiyel Termal Analiz Yöntemi ile Tutuşma Testi

şekil 7.50’de görüldüğü gibi Diferansiyel Termal Analiz (DTA) yöntemi kullanılarak döküm sonrası C kodlu numunelerden tutuşma test grafikleri elde edilmiştir. Sıcaklığın ani olarak yükseldiği değer tutuşma sıcaklığını göstermektedir. Numunelerin tutuşma sıcaklıkları Tablo 7.7’de verilmektedir. DTA testleri Kore, KITECH tarafından gerçekleştirilmiştir.



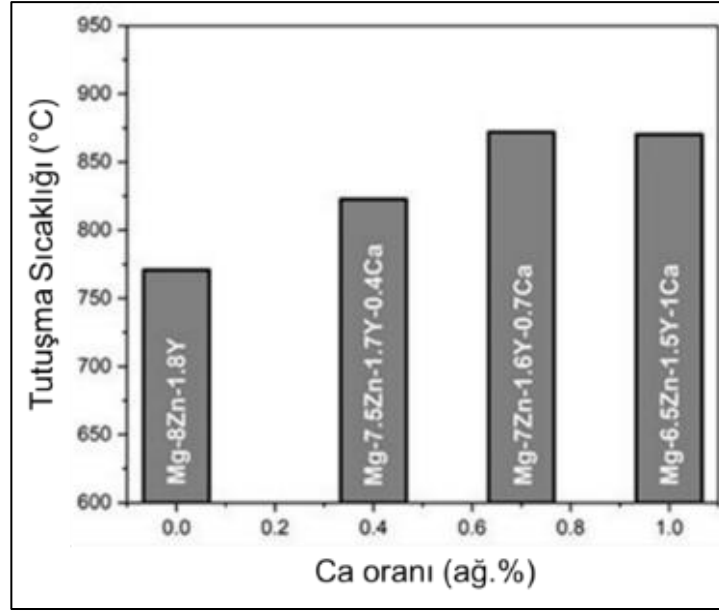
şekil 7.50: 7-8-9-10 no'lu ekstrüzyon alaşımı numunelerinin DTA ile tutuşma testi grafikleri.

Tablo 7.7: 7-8-9-10 no'lu ekstrüzyon alaşımı numunelerinin DTA ile tutuşma testi sonuçları.

Numune Kodu	Alaşım	Tutuşma Sıcaklığı (°C)
7	Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca*	870.19
8	Mg-7.0Zn-1.6Y-0.7Ca*	871.91
9	Mg-7.5Zn-1.7Y-0.4Ca*	822.63
10	Mg-8.0Zn-1.8Y	770.13

Elde edilen sonuçlara göre kalsiyum ilavesinin ekstrüzyon alaşımlarının tutuşma sıcaklıklarına olumlu yönde bir katkı sağladığı ve tutuşma sıcaklıklarını 871 °C'nin üzerine çıkarttığı gözlemlenmiştir.

Magnezyum ekstrüzyon alaşımı numunelerinin tutuşma sıcaklıklarının kalsiyum oranı ile değişim grafiği şekil 7.51'te gösterilmiştir.



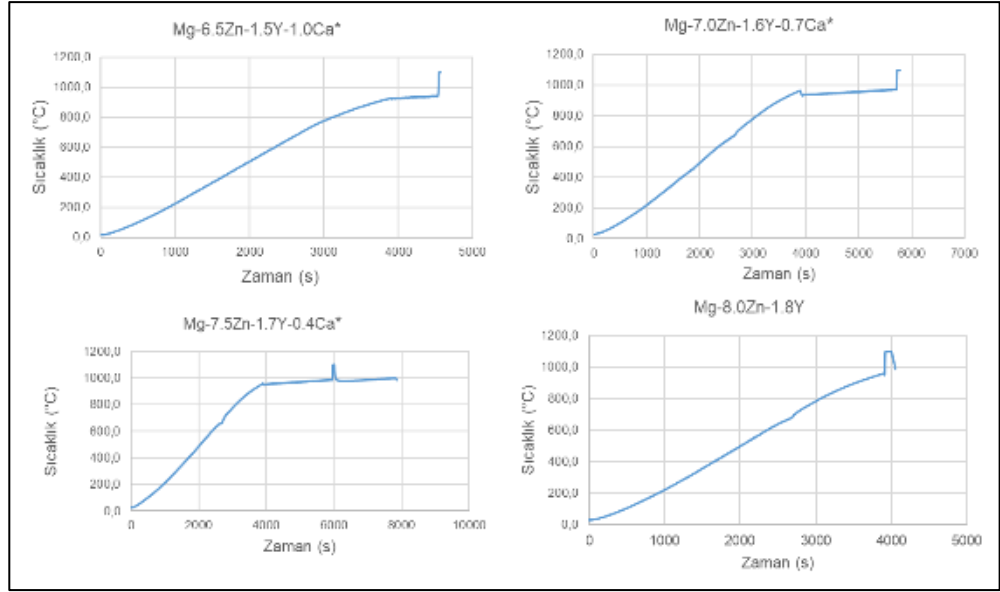
Şekil 7.51: Magnezyum ekstrüzyon alaşımı numunelerin tutuşma sıcaklıklarının kalsiyum oranı ile değişimi.

Ekstrüzyon alaşımlarında kalsiyum ilavesi olmayan 10 kodlu alaşım ekstrüzyon alaşımları içinde en düşük tutuşma sıcaklığına sahiptir. Hem itriyum hem kalsiyum oranları en yüksek alaşımlar olan 7 ve 8 kodlu alaşımlar en yüksek tutuşma sıcaklığına sahiptir.

7.5.2. Fırında Isıtma Yöntemi ile Tutuşma Testi

Geliştirilen alaşımları saf magnezyum ve geleneksel magnezyum ekstrüzyon alaşımları ile karşılaştırmak amacıyla tutuşma testleri kuartz tüp fırın kullanılarak fırında ısıtma yöntemi ile de yapılmıştır. Farklı tekniklerin, geometrinin ve ısıtma hızının tutuşma sıcaklıkları üzerine etkileri de incelenmiştir.

Şekil 7.52’de C kodlu ekstrüzyon alaşımı numunelerinin fırın ile tutuşma testi örnek grafikleri verilmektedir. DTA’dan elde edilen sonuçlara benzer şekilde C10 kodlu alaşım, ekstrüzyon alaşımları arasında en düşük tutuşma sıcaklığına sahiptir. En yüksek tutuşma sıcaklığına ise C8 kodlu alaşımda ulaşılmıştır. Fırında ısıtma yöntemi TÜBİTAK MAM bünyesinde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 7.52: 7-8-9-10 no'lu ekstrüzyon alaşımı numunelerinin fırın ile tutuşma testi örnek grafikleri.

Geliştirilen alaşımların fırın ile ısıtma yöntemi ile elde edilen ortalama tutuşma sıcaklıkları tablo halinde verilmektedir (Tablo 7.8). Yöntem, numune geometrisi ve boyutu ile ısıtma hızı farklı olmasına rağmen tutuşma sıcaklıkları, DTA sonuçları ile birbirine yakın değerlerdedir.

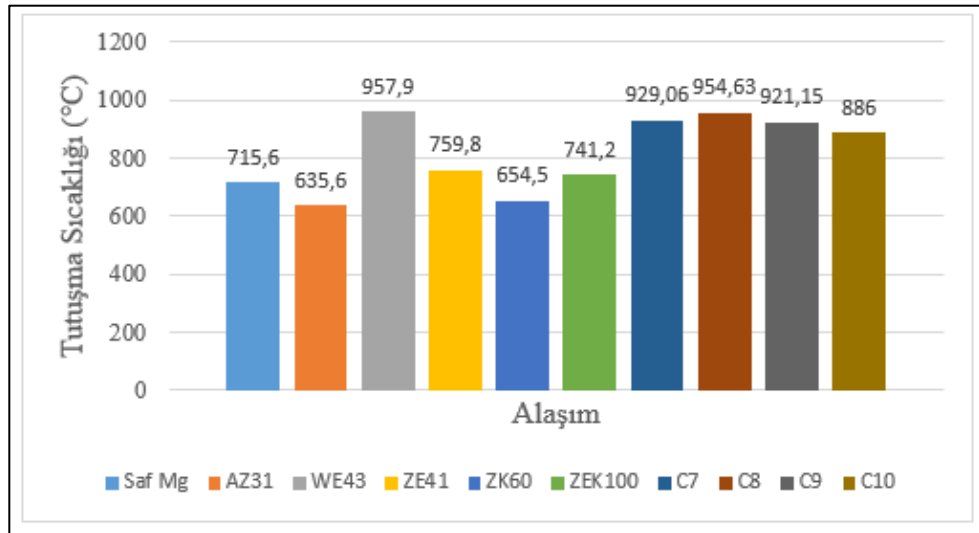
Tablo 7.8: 7-8-9-10 no'lu ekstrüzyon alaşımı numunelerin fırında ısıtma metodu ile tutuşma sıcaklıkları.

Numune Kodu	Alaşım	Tutuşma Sıcaklığı (°C)
7	Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca*	929
8	Mg-7.0Zn-1.6Y-0.7Ca*	954
9	Mg-7.5Zn-1.7Y-0.4Ca*	921
10	Mg-8.0Zn-1.8Y	886

Elde edilen sonuçlar ile fırında ısıtma yönteminin doğruluğu test edilmiş ve kanıtlanmıştır. Aynı test metoduyla gerçekleştirilen deneyler sonucunda saf magnezyum ve geleneksel magnezyum alaşımlarının da tutuşma sıcaklıkları tespit edilmiştir. Saf magnezyum ve geleneksel magnezyum alaşımlarının fırında ısıtma yöntemi ile ölçülen tutuşma sıcaklıklarına ait Tablo 7.9 aşağıda verilmiştir. Test edilen geleneksel magnezyum alaşımlarının ekstrüzyon magnezyum alaşımları ile karşılaştırmalı grafiği Şekil 7.53'te gösterilmiştir.

Tablo 7.9: Saf magnezyum ve geleneksel magnezyum alaşımlarının fırında ısıtma yöntemi ile ölçülen tutuşma sıcaklıkları.

Alaşım	Tutuşma Sıcaklığı T_i (°C)
Saf Mg	716
AZ31	636
WE43	958
ZE41	760
ZK60	655
ZEK60	655
ZEK100	741

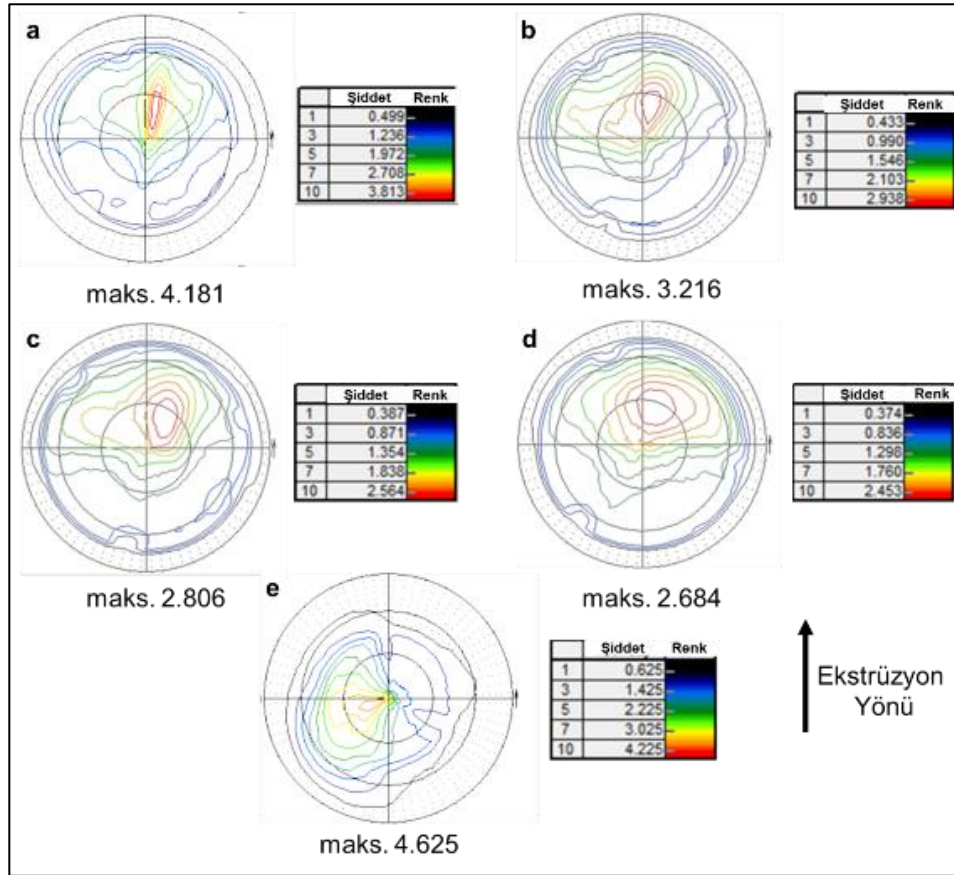


Şekil 7.53: Karşılaştırmalı tutuşma sıcaklığı grafiği.

WE43 alaşımı bilinen en yüksek tutuşma dayanımına sahip ticari magnezyum alaşımıdır. Çok yüksek oranda nadir toprak elementi ve zirkonyum içermektedir. Bu sebeple çok pahalıdır. Nadir toprak elementlerinin tükenme riski olduğundan sürdürülebilir ticari bir alaşım olarak görülmemektedir. Proses zorlukları bulunmaktadır. Üzerinde çalışılan magnezyum alaşımları ise çok az nadir toprak elementi içerir ve zirkonyum içermez. Bu sebeple görece olarak daha ucuzdur.

7.6. Tekstür Sonuçları

C7, C8, C9, C10 ve ticari AZ31 kodlu ekstrüzyon çubuklarının ekstrüzyon sonrası tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri Şekil 7.54’de gösterilmiştir. C kodlu ekstrüzyon alaşımlarının bazal tekstür şiddetleri görece olarak küçüktür ve karşılaştırma numunesi olan AZ31 ekstrüzyon çubuk numunesinin değerinden de azdır.



Şekil 7.54: a) C7, b) C8, c) C9, d) C10 ve e) ticari AZ31 kodlu ekstrüzyon çubuklarının ekstrüzyon sonrası tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri.

8. GENEL SONUÇLAR VE YORUMLAR

Bu tez çalışması kapsamında, sivil havacılık uygulamalarında kullanabilmek için tutuşma direnci yüksek, uygun mekanik özelliklere sahip magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının geliştirilmesi hedeflenmiştir. Magnezyum elementi, yapısal metaller arasında en düşük yoğunluğa sahip olduğundan dolayı yakıt verimliliğini arttırmak ve CO₂ gaz salınımını düşürmek amacıyla bu tez çalışması için seçilmiştir.

Alaşımların tasarımı farklı oranlarda çinko ve itriyum elementleri kullanılmıştır. Farklı oranlarda CaO kaynağı kullanılarak, kalsiyum elementi Mg-Zn-Y alaşımının ilave edilmiştir. 4 farklı ekstrüzyon alaşımı elde edilmiştir.

Ekstrüzyon kolaylığını ve dayancını artırmak amacıyla ekstrüzyon alaşımlarında %ağ. 6-10 Zn tercih edilmiştir. 7-8-9 ve 10 nolu ekstrüzyon alaşımlarında toplam faz oranı %11 civarında tutulmaya çalışılmıştır ve bunun başarıldığı görülmüştür. 7-8 ve 9 kodlu ekstrüzyon alaşımlarında kalsiyum yer alırken 10 kodlu ekstrüzyon alaşımı kalsiyumsuz olarak tasarlanmıştır.

X-ışını kırınımı yöntemi ile ikincil fazlar belirlenmeye çalışılmıştır. Kalsiyum içermeyen alaşımlarda ikincil faz olarak I (Mg_3YZn_6) fazı ve W ($Mg_3Y_2Zn_3$) fazı gözlemlenmiştir. Kalsiyum ilaveli alaşımlarda ise bu fazlara ek olarak $Ca_2Mg_6Zn_3$ ve Mg_2Ca fazları gözlemlenmiştir. Düşük pik yoğunluğunda birçok ikincil faz gözlemlenmiştir. I fazı gibi bazı fazlar kristalografik olarak komplekstir. Bu sebepler ile fazları ve faz oranlarını sadece XRD ile tespit etmek mümkün olmamıştır. Detaylı SEM ve TEM çalışmaları gerçekleştirilmiştir.

Mikroyapısal incelemeler sonucu, kalsiyum elementi ilavesi arttıkça ikincil fazların tane sınırlarında boyutları ve sayılarının arttığı gözlemlenmiştir. Dağlama sonrasındaki mikroyapılarda ise alt tanelerin sayısının arttığı, tane boyutunda ise bir azalma meydana geldiği görülmüştür. Ekstrüzyon işlemi sonucunda tane sınırlarında bulunan ikincil fazlar kırılarak küçülmüştür. İkincil fazlar ekstrüzyon yönüne uzamıştır.

SEM incelemeleri sonucunda ikincil fazların homojen bir şekilde dağıldığı gözlemlenmiştir. SEM sonuçları, XRD sonuçlarını destekleyerek ikincil fazları onaylamıştır. Ancak 5 µm altı parçacıklarda SEM yetersiz kalmıştır. Mikron altı ve nano boyuttaki parçacıkların belirlenebilmesi için detaylı TEM çalışması gerçekleştirilmiştir.

Düşük büyütme TEM incelemelerine göre ikincil fazların yapıda homojen dağıldığı gözlemlenmiştir. SAED paternleri ve atomik latis görüntüleri ile d mesafeleri belirlenmeye çalışılmış ve EDS sonuçlarını destekleyerek fazların ne olduğu tespit edilmeye çalışılmıştır. Yaşlandırma sonrası ise daha önce belirgin olmayan belli yönlerde uzamış morfolojik olarak farklı bazı nano boyutlu fazlara rastlanmıştır ve bu fazların $MgZn_2$ olduğu düşünülmektedir. $MgZn_2$ ve diğer nano boyutlu fazların dislokasyonlar ile etkileşime girerek onları durdukları da TEM ile tespit edilmiştir.

Mikrosertlik testleri sonucunda 7 kodlu magnezyum ekstrüzyon alaşımının en yüksek sertlik değerine ulaştığı gözlemlenmiştir. 8-9-10 kodlu numunelerde 7 kodlu numuneye göre dayancın ve sertlik değerlerinin daha az olduğu gözlemlenmiştir. Mekanik özellikleri arttırmak amacıyla ekstrüzyon sonrası ısıtıl işlem yapılmıştır. Bu ısıtıl işlemde T5 işlemi baz alınmıştır. Bu işlemde 190°C’de farklı sürelerde (2-4-8-24 ve 200 saat) yaşlandırma ısıtıl işlemi gerçekleştirilir. 7 kodlu numunede en yüksek sertlik değerine 2 saatte ulaşılırken, 4 kodlu numunede 8 saatte, 9 ve 10 kodlu numunelerde ise 24 saatte ulaşılmıştır.

400°C’de sırasıyla 24 ve 50 saat homojen tav sonrası ekstrüde edilen çubukların çekme testi sonucunda 300 MPa üzeri çekme dayanımı ve %15-20 arasında uzama gözlemlenmiştir. 7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca numunesinde 323 MPa ile en yüksek UTS değerine ve %16.7 uzama değerine ulaşılmıştır. 9 kodlu Mg-7.5Zn-1.7Y-0.4Ca numunesinde ise %27 ile en yüksek uzama değerine ulaşılmıştır. 7 kodlu Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca alaşımı ekstrüde edilmiş çubuğa 190 °C-2 saat yaşlandırma ısıtıl işlemi uygulandıktan sonra çekme dayanımı artarak 331 MPa değerine ulaşılmıştır. Bu işlem sonucunda çok sayıda nano fazlar gözlemlenmiştir. Bu fazların mukavemetin artmasına yardımcı olduğu gözlemlenmiştir. Uzama değeri çok az düşse de %15.4 değeri ile halen %15 değerinden yüksektir ve bu değer birçok ticari magnezyum alaşımının uzama değerinden daha yüksektir. Tablo 8.1’de bu tez kapsamında geliştirilen magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının mekanik özelliklerinin, ticari magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri ile karşılaştırılması gösterilmektedir.

Tablo 8.1: Tezde geliştirilen magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının mekanik özelliklerinin ticari alaşımlar ile karşılaştırılması.

Alaşım	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)
AZ10A	145	240	10
AZ31B	200	262	15
AZ61A	228	310	16
AZ80A	248	338	11
AZ80A - T5	276	379	7
HM31A	230	290	10
ZC71	340	360	5
ZM21	150	230	8
ZK21A	195	260	4
ZK40A - T5	255	276	4
ZK60A	255	338	14
ZK60A - T5	296	359	12
WE54A	180	280	6
WE43C	195	303	6
ZWK30	200	280	8
Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca*	303	322	18.2
Mg-7.0Zn-1.6Y-0.7Ca*	266	310	23.4
Mg-7.5Zn-1.7Y-0.4Ca*	238	307	27.0
Mg-8.0Zn-1.8Y	203	301	24.7
Mg-6.5Zn-1.5Y-1.0Ca*-T5	325	331	15.4

Bu sonuçlar bu ekstrüzyon alaşımlarının ekstrüzyon ile şekillenebildiğini, yeterli mekanik özelliklerde olduklarını ve sivil havacılık uygulamaları için büyük potansiyele sahip olduğunu göstermektedir.

Magnezyum ekstrüzyon alaşımları içerisinde tek kalsiyum içermeyen alaşım olan 10 kodlu alaşım, en düşük tutuşma direncine sahiptir. İçerisinde yüksek oranda kalsiyum ve itriyum elementleri bulunduran 7 ve 8 kodlu magnezyum ekstrüzyon alaşımları en yüksek oksidasyon direncine sahiptir. Bunun temel nedeni olarak literatürde onaylanan Y_2O_3 ve MgO karışık oksit tabakasının yüzeyde oluşması olduğu düşünülmektedir. En yüksek tutuşma sıcaklığına $871^{\circ}C$ ile 8 kodlu magnezyum ekstrüzyon alaşımı numunede ulaşılmıştır. Fazla kalsiyum içeriğine rağmen 7 numaralı alaşımın tutuşma sıcaklığı, içerisindeki çinko miktarının fazla olması nedeniyle 8 kodlu alaşımdan daha düşüktür. Çünkü çinko elementi tutuşma sıcaklığını olumsuz etkilemektedir. Fırın içinde ısıtma yöntemi, çalışılan magnezyum ekstrüzyon

alaşımlarının tutuşma sıcaklıklarını diğer ticari magnezyum alaşımlar ile karşılaştırabilmek için kullanılmıştır. Çalışılan magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının WE43 hariç diğer ticari magnezyum alaşımlarından daha iyi tutuşma direnci gösterdiği gözlemlenmiştir. WE43 yüksek oranda nadir toprak elementi ve zirkonyum içermektedir. Bu sebeple oldukça pahalıdır. Çalışılan magnezyum ekstrüzyon alaşımları ise az miktarda nadir toprak elementi içermektedir ve içerisinde zirkonyum bulunmamaktadır. Bu sebeple daha ucuzdur.

C7, C8, C9, C10 ve ticari AZ31 kodlu ekstrüzyon çubuklarının ekstrüzyon sonrası tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekillerine göre C kodlu ekstrüzyon alaşımlarının bazal tekstür şiddetleri görece olarak küçüktür ve karşılaştırma numunesi olan AZ31 ekstrüzyon çubuk numunesinin değerinden de azdır.

Ekstrüzyon çubukların oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri, içerdikleri mikroyapı ve ikincil fazlar ve tutuşma sıcaklıkları incelendiğinde C7 kodlu ekstrüzyon çubuğunun diğer çubuklara göre potansiyel kullanımda bir adım önde olduğu sonucuna varılmıştır.

Bu sonuçlar neticesinde geliştirilen magnezyum ekstrüzyon alaşımlarının geleneksel magnezyum ekstrüzyon alaşımlarına benzer mekanik özelliklere ve yüksek tutuşma direncine sahip olduğu gözlemlenmiştir. Bu alaşımlar sivil havacılık uygulamaları için çok büyük bir potansiyele sahiptir. Bu tez çalışması TÜBİTAK destekli 218M560 kodlu, TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü ve Korea Institute of Industrial Technology-KITECH tarafından yürütülen projenin parçasıdır.

KAYNAKLAR

- [1] Mordlike L., Horst E., (2006), "Magnesium Technology Metallurgy, Design, Data, Application", Springer.
- [2] Aghion E., (2001), "The role of the magnesium industry in protecting the environment", Journal of Mechanical Working Technology, 117, 381-385.
- [3] Kainer K.U., (2003), "Magnesium Alloys and Technology", WILEY-VHC.
- [4] Kim S.K., Lee J.K., Yoon Y.O., Jo H.H., (2007), "Development of AZ31 Mg alloy wrought process route without protective gas", Journal of Materials Processing Technology, 187-188, 757-760.
- [5] Üçüncüoğlu S., Ekerim A., Oktay Secgin G., Duygulu Ö., (2014), "Effect of asymmetric rolling process on the microstructure, mechanical properties and texture of AZ31 magnesium alloys sheets produced by twin roll casting technique", Journal of Magnesium and Alloys, 2, 92-98.
- [6] Chino Y., Sassaa K., Mabuchi M., (2009), "Texture and stretch formability of a rolled Mg–Zn alloy containing dilute content of Y", Materials Science and Engineering A, 513-514, 394-400.
- [7] Tekumalla S., Seetharaman S., Almajid A., Gupta, M., (2015), "Mechanical Properties of Magnesium-Rare Earth Alloy Systems: A Review", Metals, 5, 1-39.
- [8] Cai Z.X., Jiang H.T., Tang D., Ma Z., Kang Q., (2013), "Texture and stretch formability of rolled Mg–Zn–RE (Y, Ce, and Gd) alloys at room temperature", Rare Metals, 32, 441-447.
- [9] Kyeong J.S., Kim J.K., Lee M.J., Park Y.B., Kim W.T., Kim D.H., (2012), "Texture Modification by Addition of Ca in MgZnY Alloy", Materials Transactions, 53, 991-994.
- [10] Dreizin E.L., Berman C.H., Vicenzi E.P., (2000), "Condensed-phase modifications in magnesium particle combustion in air", Combustion and Flame, 122, 30-42.
- [11] Bobryshev B.L., Aleksandrova Y.P., (1988), "Ignition of Magnesium and its alloys", Metal Science and Heat Treatment, 30, 219-222.
- [12] Kaese V., Greve L., Jüttner S., Goede M., Schumann S., Friedrich H., Holl W., Ritter W., (2003), "Approaches to Use Magnesium as Structural Material in Car Body", Magnesium, Proceedings of 6th International Conference Magnesium Alloys and their Applications, 936-942, Ed. Kainer, K.U., DGM, Germany

- [13] Monteiro W. A., Buso S. J., Da Silva L. V., (2012), "New Features On Magnesium Alloys", Application Of Magnesium Alloys In Transport, Ed:W. A. Monteiro, 511-516, Intechopen.
- [14] Ostrovsky I., Henn Y., (2007), "Present State and Future of Magnesium Application in Aerospace Industry", International Conference "New Challenges in Aeronautics" ASTEC'07, Moscow.
- [15] Inoue S.I., Yamasaki M., Kawamura Y., (2019), "Oxidation behavior and incombustibility of molten Mg-Zn-Y alloys with Ca and Be addition", Corrosion Science, 149, 133-143.
- [16] Tahreen N., Chen D.L., (2016), "A Critical Review of Mg-Zn-Y Series Alloys Containing I, W, and LPSO Phases", Advanced Engineering Materials, 18, 1983-2002.
- [17] Luo Z.P., Sui H.X., Zhang S.Q., (1996), "On the stable Mg-Zn-Y quasicrystals", Metallurgical and Materials Transactions A, 27, 1779-1784.
- [18] Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A., (2008), "Formation and Properties of Quasicrystals", Annual Review of Materials Research, 38, 403-423.
- [19] Singh A., Watanabe M., Kato A., Tsai A.P., (2005), "Twinning and the orientation relationships of icosahedral phase with the magnesium matrix", Acta Materialia, 53, 4733-4742.
- [20] Xu D.K., Tang W.N., Liu L., Xu Y.B., Han E.H., (2007), "Effect of Y concentration on the microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Zn-Y-Zr alloys", Journal of Alloys and Compounds, 423, 129-134.
- [21] Wang T., Zhou X., Li Y., Zhang Z., Le Q., (2018), "Effect of Rolling Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of Mg-2Zn-0.4Y Alloy Subjected to Large Strain Rolling", Metals, 8, 937-945.
- [22] Xu D.K., Han E.H., (2012), "Effects of icosahedral phase formation on the microstructure and mechanical improvement of Mg alloys: A review", Progress in Natural Science: Materials International, 22, 364-385.
- [23] Singh A., Somekawa H., Mukai T., (2011), "High temperature processing of Mg-Zn-Y alloys containing quasicrystal phase for high strength", Materials Science and Engineering: A, 528, 6647-6651.
- [24] Liu J.F., Yang Z.Q., Ye H.Q., (2015), "In situ transmission electron microscopy investigation of quasicrystal-crystal transformations in Mg-Zn-Y alloys", Journal of Alloys and Compounds, 621, 179-188.
- [25] Geng J., Teng X., Zhou G., Zhao Z., (2013), "Solidification and microstructure of as-cast Mg₆₅Zn₃₂Y₃ quasicrystal alloy", Physica B: Condensed Matter, 420, 64-69.

- [26] Bae D.H., Kim S.H., Kim D.H., Kim T., (2002), “Deformation behavior of Mg–Zn–Y alloys reinforced by icosahedral quasicrystalline particles”, *Acta Materialia*, 50, 2343-2356.
- [27] Singh A., Osawa Y., Somekawa H., Mukai T., Parrish C.J., Shih D.S., (2014), “Development of Very High Strength and Ductile Dilute Magnesium Alloys by Dispersion of Quasicrystal Phase”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45, 3232-3240.
- [28] Chang H.J., Lee J.Y., Kim D.H., (2008), “Microstructural evolution and the role of interfaces in Mg–Zn–Y alloys with high strength and formability”, *Journal of Physics: Condensed Matter*, 20, 314001.
- [29] Wang Q., Liu K., Wang Z., Li S., Du W., (2014), “Microstructure, texture and mechanical properties of as-extruded Mg–Zn–Er alloys containing W-phase”, *Journal of Alloys and Compounds*, 602, 32-39.
- [30] Kwak T.Y., Lim H.K., Kim W.J., (2015), “Hot compression characteristics and processing maps of a cast Mg–9.5Zn–2.0Y alloy with icosahedral quasicrystalline phase”, *Journal of Alloys and Compounds*, 644, 645-653.
- [31] Wang J., Gao S., Song P., Huang X., Shi Z., Pan F., (2011), “Effects of phase composition on the mechanical properties and damping capacities of as-extruded Mg–Zn–Y–Zr alloys”, *Journal of Alloys and Compounds*, 509, 8567-8572.
- [32] Singh A., Tsai A.P., (2003), “On the cubic W phase and its relationship to the icosahedral phase in Mg–Zn–Y alloys”, *Scripta Materialia*, 49, 143-148.
- [33] Singh A., Watanabe M., Kato A., Tsai A.P., (2005), “Crystallographic orientations and interfaces of icosahedral quasicrystalline phase growing on cubic W phase in Mg–Zn–Y alloys”, *Materials Science and Engineering: A*, 397, 22-34.
- [34] Oh G.Y., Jung Y.G., Yang W., Kim S.K., Lim H.K., Kim Y.J., (2015), “Investigation of Thermal Conductivity and Mechanical Properties of Mg-4Zn-0.5Ca-xY Alloys”, *Materials Transactions*, 56, 1887-1892.
- [35] Xua D.K., Tang W.N., Liu L., Xu Y.B., Han E.H., (2008), “Effect of W-phase on the mechanical properties of as-cast Mg–Zn–Y–Zr alloys”, *Journal of Alloys and Compounds*, 461, 248-252.
- [36] Zhang Y., Yu Y., Zhu X., Luo Y., (2008), “Study On As-Cast Microstructures And Solidification Process Of Mg–Zn–Y Alloys” *Journal Of Non-Crystalline Solids*, 354, 1564-1568.
- [37] Liu J. F., Yang Z. Q., Ye H. Q., (2015), “Direct Observation Of Solid-State Reversed Transformation From Crystals To Quasicrystals In A Mg Alloy”, *Scientific Reports*, 9816.

- [38] Zhang E., Yang L., (2008), ‘‘Microstructure, Mechanical Properties And Bio-Corrosion Properties Of Mg-Zn-Mn-Ca’’, Materials Science And Engineering A, 497, 111-118.
- [39] Abbott T. B., (2015), ‘‘Magnesium: industrial and research developments over the last 15 years’’, Corrosion. 2015, 71(2), 120–127.
- [40] Demirkol M., (2010), ‘‘İML 313 İmal Usulleri-Iı Plastik Şekil Verme Teknolojisi’’, Ders Notları
- [41] Pan Fu-Sheng, Zhang J., Wang J.F., Yang M.B., Han E.H., Chen R.S., (2010), ‘‘Key R&D Activities for Development of New Types of Wrought Magnesium Alloys in China.’’, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, (English Edition), 20(7), 1249–58.
- [42] Bettles C, Barnett M., (2012), ‘‘Advances in wrought magnesium alloys: fundamentals of processing, properties and applications’’, Cambridge: Elsevier.
- [43] Zeng Z., Stanford N., Davies C.H.J., Nie J.F., Birbilis N., (2018), ‘‘Magnesium extrusion alloys: a review of developments and prospects’’, INTERNATIONAL MATERIALS REVIEWS, 2018.
- [44] Sillekens W., Schade van Westrum J., den Bakker A.J., (2003), ‘‘Hydrostatic extrusion of magnesium: process mechanics and performance’’, Materials Science Forum, 426-432, 629–636.
- [45] Bauser M., Siegert K., (2006), ‘‘Extrusion’’, 2nd ed. Materials Park (OH): ASM International.
- [46] Atwell L.D., Barnett R.M., (2007), ‘‘Extrusion limits of magnesium alloys’’, Metallurgical and Materials Transactions A, 38, 3032–3041.
- [47] Sillekens W., Van Hout M., Pravdic F., (2005), ‘‘Extrusion technology for magnesium: avenues for improving performance’’, 2nd International Light Metals Technology Conference, 137-142, St. Wolfgang, Austria.
- [48] Luo A.A., Zhang C., Sachdev A.K., (2012), ‘‘Effect of eutectic temperature on the extrudability of magnesium– aluminum alloys’’, Scripta Materialia, 66(7), 491–494.
- [49] Zeng Z.R., Nie J.F., Xu S.W., (2017), ‘‘Super-formable pure magnesium at room temperature’’, Nature Communications, 8(1), 986.
- [50] Zhang T., Shao Y., Meng G., (2011), ‘‘Corrosion of hot extrusion AZ91 magnesium alloy: I-relation between the microstructure and corrosion behavior’’, Corrosion Science, 53(5), 1960–1968.
- [51] Park S.H., You B.S., Mishra R.K., (2014), ‘‘Effects of extrusion parameters on the microstructure and mechanical properties of Mg–Zn–(Mn)–Ce/Gd alloys’’, Materials Science And Engineering A, 598, 396–406.

- [52] Barnett M.R., (2012), “Twinning and its role in wrought magnesium alloys”, In: Bettles C, Barnett M, editors. *Advances in wrought magnesium alloys*. Cambridge: Woodhead Publishing.
- [53] Xu S.W., Oh-ishi K., Kamado S., (2011), “High-strength extruded Mg–Al–Ca–Mn alloy”, *Scripta Materialia*, 65 (3):269–272.
- [54] Barnett M.R., (2007), “Twinning and the ductility of magnesium alloys”, *Materials Science And Engineering A*, 464(1–2),1–7.
- [55] Polmear I., StJohn D., Nie JF., (2017), “Light alloys”, 5th edition, Oxford: Elsevier.
- [56] Ball E.A., Prangnell P.B., (1994), “Tensile-compressive yield asymmetries in high strength wrought magnesium alloys”, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 31(2), 111–116.
- [57] Mishra R.K., Gupta A.K., Rao P.R., (2008), “Influence of cerium on the texture and ductility of magnesium extrusions”. *Scripta Materialia*, 59(5), 562–565.
- [58] Zeng Z.R., Bian M.Z., Xu S.W., (2016), “Effects of dilute additions of Zn and Ca on ductility of magnesium alloy sheet”, *Materials Science And Engineering A*, 674, 459–471.
- [59] Zeng Z.R., Bian M.Z, Xu S.W., (2015), “Texture evolution during cold rolling of dilute Mg alloys”, *Scripta Materialia*, 108, 6–10.
- [60] Baloglu S., (2019), “Uçak Motor Türbin Pallerinde Kullanılan Rene 41 Nikel Tabanlı Süper Alaşımın Yüksek Sıcaklık Oksidasyon Özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi.
- [61] Bohlen J, Nürnberg M.R., Senn J.W., (2007), “The texture and anisotropy of magnesium–zinc–rare earth alloy sheets”, *Acta Materialia*, 55(6), 2101–2112 .
- [62] Humphreys F.J., Hatherly M., (2004), “Recrystallisation and related annealing phenomena”, Oxford: Elsevier.
- [63] Hase T., Ohtagaki T., Yamaguchi M., (2016), “Effect of aluminum or zinc solute addition on enhancing impact fracture toughness in Mg–Ca alloys”, *Acta Materialia*, 104, 283–294.
- [64] Kofstad P., (1988), “High Temperature Corrosion”, Elsevier Applied Science.
- [65] Tan Q., Atrens A., Mo N., Zhang M.X., (2016), “Oxidation of magnesium alloys at elevated temperatures in air: A review”, *Corrosion Science*, 112, 734-759.
- [66] Gulbransen E.A., (1945), “The oxidation and evaporation of magnesium at temperatures from 400°C to 500°C”, *Journal of the Electrochemical Society*, 87, 589-599.

- [67] Birks N., Meier G. H., Pettit F. S., (2006), "Introduction To The High-Temperature Oxidation Of Metals", Cambridge University Press.
- [68] White E.L., Ward J.J., (1966), "Ignition of Metals in Oxygen", Ohio: Defense Metals Information Center (DMIC) Report.
- [69] Ravi Kumar N.V., Blandin J.J., Suery M., Grosjean, E., (2003), "Effect Of Alloying Elements On The Ignition Resistance Of Magnesium Alloys", Scripta Materialia, 225-230.
- [70] Czerwinski F., (2008), "Magnesium Injection Molding", Springer.
- [71] Pilling N.B., Bedworth R.E., (1923), "The oxidation of metals at high temperatures", The Journal of the Institute of Metals, 29, 529-582.
- [72] Kim Y.M., Yim C.D., Kim H.S., You B.S., (2011), "Key factor influencing the ignition resistance of magnesium alloys at elevated temperatures", Scripta Materialia, 65, 958-961.
- [73] Czerwinski F., (2004), "The Early Stage Oxidation And Evaporation Of Mg–9%Al–1%Zn Alloy", Corrosion Science, 377-386.
- [74] Czerwinski F., (2012), "Oxidation characteristics of magnesium alloys", The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society, 64, 1477-1483.
- [75] Czerwinski F., (2002), "The oxidation behavior of an AZ91D magnesium alloy at high temperatures", Acta Materialia, 50, 2639-2654.
- [76] Medved J., Mrvar P., Vončina M., (2009), "Oxidation resistance of cast magnesium alloys", Oxidation of Metals, 71, 257-270.
- [77] Shih T.S., Wan, JH., Chong K.Z., (2004), "Combustion Of Magnesium Alloys In Air", Materials Chemistry And Physics, 302-309.
- [78] Polmear I.J., 1995. Light Alloys. Third Edition. London: Arnold.
- [79] Gao X., Nie J.F. (2007), "Characterization of strengthening precipitate phases in a Mg–Zn alloy", Scripta Materialia, 56, 645-648.
- [80] Song G.L., Atrens, A. (1999), "Corrosion mechanisms of magnesium alloys", Advanced Engineering Materials, 1, 11-33.
- [81] Huang H., Yuan G.Y., Chu Z.H., Ding W.J., (2013), "Microstructure and mechanical properties of double continuously extruded Mg–Zn–Gd-based magnesium alloys", Materials Science and Engineering: A, 560, 241-248.
- [82] Li F., Peh, W.Y., Nagarajan V., Ho M.K., Danno A., Chua B.W., Tan M.J., (2016), "Development of non-flammable high strength AZ91+Ca alloys via liquidforging and extrusion", Materials & Design 99, 37–43.

- [83] Fassel V.M., Gulbransen L.B., Lewis J.R., Hamilton J.H., (1951), “Ignition temperatures of magnesium and magnesium alloys”, The Journal of the Minerals, Metals & Materials Society, 3, 522-528.
- [84] Luo A., Pekguleryuz M.O., (1994), “Cast magnesium alloys for elevated temperature applications”, Journal of Material Science, 29, 5259-5271
- [85] You B.S., Park W.W., Chung I.S., (2000), “The effect of calcium additions on the oxidation behavior in magnesium alloys”, Scripta Materialia, 42, 1089-1094.
- [86] Sakamoto, M., Akiyama S., Hagio T., Ogi K, (1997), “Control of oxidation surface film and suppression of ignition of molten Mg-Ca alloy by Ca addition”, J. Jpn. Foundry Eng. Soc. 69 (1997) 227–233.
- [87] Wang X.M., Zeng X.Q., Wu G.S., Yao S.S., (2006), “Yttrium ion implantation on the surface properties of magnesium”, Applied Surface Science, 253, 2437-2442.
- [88] Fan J.F., Yang G.C., S.L. Chen S.L., Xie H., Wang M., Zhou Y.H., (2004), “Effect of rare earths (Y, Ce) additions on the ignition points of magnesium alloys”, J. Mater. Sci. 39(2004) , 6375–6377.
- [89] Web 1, (2021), <https://www.shapesbyhydro.com/en/expert-thoughts/do-you-know-when-to-use-the-indirect-extrusion-process/>, (Erişim Tarihi: 25/06/2021).
- [90] Tekumalla S., Gupta, M. (2017), “An insight into ignition factors and mechanisms of magnesium based materials: A review”, Materials & Design, 113, 84-98.
- [91] Callister W.D., Rethwisch D.G., (2014), “Materials Science and Engineering”, 8th edition, WILEY.
- [92] Duygulu Ö., (2009), "Production And Development Of Wrought Magnesium Alloys", Doktora tezi , İTÜ.
- [93] Gwynne B., Lyon P., (2007), “Magnesium Alloys in Aerospace Applications, Past Concerns, Current Solutions Magnesium”, Triennial International Aircraft Fire & Cabin Safety Research Conference. Atlantic City.
- [94] Web 2, (2021) <http://AeroMagnesium.com>, (Erişim Tarihi: 25/06/2021)
- [95] Avedesian M. M., Baker H., (1999), “Magnesium and Magnesium Alloys”, ASM Specialty Handbook.

ÖZGEÇMİŞ

Önder Tuna 1994 yılında İstanbul’da doğdu. 2013 yılında başladığı Gebze Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümünü 2018 yılında başarıyla tamamlayarak aynı yıl yüksek lisans eğitimine Gebze Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalında başladı. 2019-2021 yılları arası TÜBİTAK MAM’da Yüksek Lisans Bursiyeri olarak ‘‘Sivil Hava Araçları Uygulamaları İçin Yanma Direnci Yüksek Magnezyum Levha Alaşımlarının Geliştirilmesi’’ projesinde çalıştı.

EKLER

Ek A: Tez Çalışması Kapsamında Yapılan Yayınlar

Tuna Ö., Demirtaş H., Aydın D. S., Duygulu Ö., Kazdal Zeytin H., Usta M., Jung Y., Yang W., Lim H. K., (2021), “Development of Fire-Resistant Wrought Mg-Zn-Y-Ca Alloys for Civil Aircraft Applications”, 20th International Metallurgy & Materials Congress, Turkey.

Tuna Ö., Demirtaş H., Aydın D. S., Duygulu Ö., Usta M., Jung Y., Yang W., Lim H. K., (2021), “Sivil Havacılık Uygulamaları İçin Yanma Direnci Yüksek Mg-Zn-Y-Ca Ekstrüzyon Alaşımlarının Geliştirilmesi”, GTÜ 5. Lisansüstü Araştırmalar Sempozyumu, Kocaeli.