

T.C.
GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SİVİL HAVA ARAÇLARI UYGULAMALARI İÇİN Mg-Zn-Y-Ca
ALAŞIMI LEVHALARIN GELİŞTİRİLMESİ

HALİL DEMİRTAŞ
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

GEBZE
2021

T.C.
GEBZE TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

SİVİL HAVA ARAÇLARI
UYGULAMALARI İÇİN Mg-Zn-Y-Ca
ALAŞIMI LEVHALARIN GELİŞTİRİLMESİ

HALİL DEMİRTAŞ
YÜKSEK LİSANS TEZİ
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

DANIŞMANI
PROF. DR. METİN USTA
II. DANIŞMANI
DR. ÖZGÜR DUYGULU

GEBZE
2021

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

DEVELOPMENT OF Mg-Zn-Y-Ca
ALLOY SHEETS FOR CIVIL AIRCRAFT
APPLICATIONS

HALİL DEMİRTAŞ
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. ÖZGÜR DUYGULU

GEBZE
2021

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

GTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun/...../..... tarih ve/..... sayılı kararıyla oluşturulan jüri tarafından/...../..... tarihinde tez savunma sınavı yapılan'ın tez çalışması 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 yanmaya dayanıklı levha magnezyum (Mg-Zn-Y-Ca) alaşım sistemi incelenmiştir. Zn (çinko) ve Y (itriyum) elementlerinin element oranları değiştirilerek ve farklı oranlarda Ca (kalsiyum) elementi ilave edilerek, yerçekimi kokil döküm ile 7 farklı magnezyum alaşımı geliştirilmiştir. Zn, Y ve özellikle Ca'nın mikroyapı, tekstür, mekanik özellikler, şekillenebilme kabiliyeti ve tutuşma sıcaklığı üzerindeki etkileri incelenmiştir. Magnezyum alaşımlarına ılık haddeleme uygulanmış ve 1 mm kalınlığında levhalar elde edilmiştir. Döküm sonrası homojenizasyon, ılık hadde sırasında ve sonrasında tavlama gibi ısı işlemleri gerçekleştirilmiştir. Tutuşma testleri, diferansiyel termal analiz (DTA) ve fırın içerisindeki kuvars tüp kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Tüm işlemlerden sonra x-ışını kırınımı (XRD), optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve geçirimli elektron mikroskobu (TEM) incelemeleri gibi detaylı karakterizasyon çalışmaları yapılmıştır. Numunelerin mekanik özellikleri mikro sertlik ve çekme testleri ile belirlenmiştir. Oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda şekillendirme testleri yaparak alaşımın, mikroyapının, tekstürün, sıcaklığın ve Ca ilavesinin şekillendirme kabiliyetine etkisi incelenmiştir. Çalışmanın sonucu olarak bazı alaşımlar uygun ısı işlem prosesleri uygulandığında oda sıcaklığında 6.5 mm üzerinde Erichsen indeks değerine, 275 MPa çekme mukavemeti, %20' lerin üzerinde uzama değeri ve 900°C' yi aşan tutuşma sıcaklığına ulaştığı belirlenmiştir. Bu çalışmanın sonuçları, Mg-Zn-Y-Ca alaşımı levhaların bir sivil hava aracı parçası olarak uygulanması için büyük bir 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 Dayanıklı Mg Alaşımları, Hadde, Sivil Hava Araçları.

SUMMARY

In this work, ignition resistant plate magnesium (Mg-Zn-Y-Ca) alloy system was investigated. 7 different magnesium alloys were developed in different Zn (zinc) and Y (yttrium) element ratios and Ca (calcium) compositions by gravity permanent mold casting. The effects of Zn, Y and especially Ca on the microstructure, texture, mechanical properties, formability and ignition temperature were investigated. Warm rolling was applied to magnesium alloys and 1 mm thick sheets were obtained. Homogenization and annealing heat treatments were carried out after casting and during/after warm rolling, respectively. Ignition tests were performed by using differential thermal analysis (DTA) and a quartz box furnace. Detailed characterization studies such as x-ray diffraction (XRD), optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM) and transmission electron microscope (TEM) examinations were carried out on the samples. The mechanical properties of the samples were determined by microhardness and tensile tests. Forming tests were conducted in order to investigate the effects of alloy composition, microstructure, texture, temperature and Ca addition at room temperature and at elevated temperatures. In this study, it was determined that some alloys reached Erichsen index value of over 6.5 mm at room temperature, 275 MPa tensile strength, elongation value over 20% and ignition temperature exceeding 900 °C when appropriate heat treatment processes were applied. The results of this thesis show that Mg-Zn-Y-Ca alloy sheets have great potential for application as a civil aircraft part. 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

Keywords: Magnesium Alloys, Ignition Resistant Mg Alloys, Rolling, 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. Özgür DUYGULU ve Dr. Deniz Sultan AYDIN'a,

Çalışmamda 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 Önder TUNA'ya,

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	xx
1. GİRİŞ	1
1.1. Magnezyum Ve Alaşımlarının Yapısal Uygulama Alanları	5
1.2. Magnezyum Alaşımları Askeri Uygulama Alanlar	7
1.3. Magnezyum Alaşımları Sivil Havacılık Uygulamaları	8
2. ALAŞIM ELEMENTLERİ	13
2.1. Alüminyum	13
2.2. Çinko	14
2.3. Mangan	14
2.4. İtiryum	14
2.5. Zirkonyum	14
2.6. Neodimyum	15
2.7. Kalsiyum	15
2.8. Mg-Zn-Y Faz Sistemi	16
3. MAGNEZYUM LEVHA ALAŞIMLARI	20
3.1. Magnezyum Levha Alaşımlarının Mekanik Özellikleri	21
3.2. Magnezyum Levhaların Şekillendirilebilirliği	23
3.3. Magnezyum Levha Üretimi	28
4. MAGNEZYUM ALAŞIMLARINDA OKSİDASYON VE TUTUŞMA MEKANİZMASI	30
4.1. Anten Modelleme	30
4.2. Metal-Oksijen Reaksiyonlarının Kinetik Yaklaşımları	31
4.2.1. Metal-Oksijen Etkileşimi	31

4.2.2. Oksidasyon Kinetiği	33
4.2.3. Oksidasyon Kütle Transferi	35
4.3. Alaşım Oksidasyonu	35
4.4. Metallerde Tutuşma Mekanizması	38
4.5. Magnezyum ve Alaşımlarının Oksidasyon ve Tutuşma Davranışı	39
4.5.1. Yöntemin Uygulanması	40
5. TEZİN LİTERATÜRE KATKISI	45
6. DENEYSEL YÖNTEM	46
6.1. Alaşım Tasarımı	46
6.2. Döküm Yöntemi	46
6.3. X-Işınları Difraktometre (Xrd) Analiz Yöntemi	47
6.4. Metalografik İnceleme Yöntemi	48
6.5. SEM-EDS incelemeleri	49
6.6. HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri	49
6.7. Karşılaştırma Testleri Numuneleri	50
6.8. Ilık Hadde Yöntemi	51
6.9. Isıl İşlem	53
6.10. Mekanik Testler	53
6.11. Mikro Sertlik Testleri	55
6.12. Tutuşma Testi	55
6.13. Şekillendirme Testi	56
6.14. X-ışını ile Tekstür İncelemeleri	57
7. SONUÇLAR ve YORUMLAR	58
7.2. Döküm Numunelerinin Sonuçları	62
7.2.1. X-ışını İncelemeleri Sonuçları	62
7.2.2. Döküm Numunelerinin Mikroyapıları	64
7.2.3. Döküm Alaşımlarının Sertlik Sonuçları	69
7.2.4. Döküm Alaşımlarının Mikroyapısal OM Ve SEM-EDS İncelemeleri	70
7.2.5. Döküm Alaşımlarının HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri	75
7.2.6. Tutuşma Testleri	81
7.3. Hadde Sonuçları	87
7.3.1. KITECH Kore’de Yapılan Hadde Sonuçları	87
7.3.2. TÜBİTAK MAM’ da Yapılan Hadde Sonuçları	91

7.3.3. Levhaların Metalografik İncelemeleri	92
7.3.4. Levhaların TEM İncelemeleri	100
7.3.5. Levhaların Sertlik Sonuçları	105
7.3.6. Levhaların Çekme Testi Sonuçları	109
7.3.7. Levhaların Şekillendirme Sonuçları	123
7.3.8. Levhaların Tekstür Sonuçları	132
8. GENEL SONUÇLAR ve YORUMLAR	136
 KAYNAKLAR	 138
ÖZGEÇMİŞ	150
EKLER	151

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

<u>Simgeler ve</u>	<u> Açıklamalar</u>
<u>Kısaltmalar</u>	
Al	: Alüminyum
Ca	: Kalsiyum
HSP	: Hegzagonal sıkı paket
YMK	: Yüzey merkezli kübik
HV	: Vickers sertlik
Mg	: Magnezyum
Nd	: Neodimyum
Y	: İttriyum
Zn	: Çinko
Zr	: Zirkonyum

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil No:</u>	<u>Sayfa</u>
1.1: Magnezyum kafes yapısı.	2
1.2: Yıllara göre magnezyum üretimi.	2
1.3: Magnezyum alaşımı ile ilgili son yıllardaki yayın ve atıf sayıları.	3
1.4: Magnezyum alaşım levhalar ile ilgili son yıllardaki yayın ve atıf sayıları.	3
1.5: Motor bloğu ve Valvetronic sisteminde magnezyum alaşımları bulunmaktadır.	4
1.6: Magnezyum alaşımı içeren şanzıman, motor kapakları, yağ odası, enstrüman paneli ve direksiyon kolonu.	5
1.7: Magnezyum alaşımından üretilen stent ve kemik vidaları.	6
1.8: Magnezyum alaşımları kullanılan S56 Westland Helikopteri, B-36 ve TU-95MS uçakları resimleri.	7
1.9: Magnezyum alaşımları kullanılan helikopter dişli kutuları.	8
1.10: Magnezyum alaşımından yapılan DC-3 gaz kelebeği ve emme sübabı manifoldu.	9
1.11: Magnezyum alaşımlarının çekme dayanımı, akma dayanımı, süneklik değerinin alüminyum alaşımları ile kıyaslanma grafiği.	10
1.12: Magnezyum Elektron® 43 (Mg-4Y-3RE) alaşımının koltuk uygulaması.	10
1.13: Elektron 43 alaşımının magnezyum AZ31 alaşımına göre yanma testi testi karşılaştırması.	11
1.14: Magnezyum alaşımı levhaların ve profillerin sivil uçakta potansiyel uygulamaları.	11
1.15: Eurocopter helikopteri için tasarlanmış anten destek parçası ve Mg ZEK100 alaşımı Rubber pad parçasının fotoğrafı.	12
2.1: Mg-Zn-Y üçlü faz diyagramı.	16
3.1: Magnezyum alaşımının haddelenebilirliği ve levha formu.	20
3.2: Magnezyum alaşımı levhaların farklı sıcaklıkta haddeleme sonucu ortalama tane boyutu grafiği.	21

3.3:	Magnezyum levhalar üzerindeki tekstür ölçümlerinden yeniden hesaplanan kutup rakamları. Kontur seviyeleri = 0,5, 1, 1,5, 2, 3, 5, 7, (a) AZ31(b) ZE10. (c) ZEK100. (d) ZEK410.	26
3.4:	RD: Hadde yönü TD: Hadde yönüne paralel, (0002) düzleminde tavllanmış levha a-) Mg-1.5Zn b-) Mg-1.5Zn-0.1Ca c-) Mg-3Zn ve d-) Mg-3Zn-0.1Ca alaşımlarının tekstür sonuçları.	26
3.5:	IE: Erichsen indeks, a-) Z4 b-)ZX40 c-) ZAX400 d-) ZWX400 e-) ZCX400 ve f-) ZSX400 alaşımlarıdır.	27
3.6:	Magnezyum alaşımlarının erichsen ve akma mukavemeti değerleri.	28
4.1:	Metalden oksijene yük transferi.	32
4.2:	İlk metal-gaz etkileşimi.	32
4.3:	Temel reaksiyon hızları.	33
4.4:	İki fazlı alaşımlar üzerinde oksit tabaka oluşumunun şematik gösterimi: (a) iki farklı fazın bağımsız oksit oluşturması, (b) tek tip oksit oluşumu, (c) ikincil fazların oksit oluşumu ve büyümesi için rezervuar görevi görmesi ile oluşan yapı.	37
4.5:	Tutuşma mekanizmasının şematik gösterimi.	40
4.6:	Mg-X ikili faz sistemli alaşımların tutuşma sıcaklıkları.	41
4.7:	Mg-Al alaşımlarının yüksek sıcaklık davranışlarının şematik gösterimi.	41
4.8:	WE43 yüzeyinde oluşan oksit tabakası.	42
4.9:	Yüksek sıcaklık oksidasyon (500 °C) test sonrası yüzey oksit morfolojileri; sırasıyla Saf Mg ve Mg-Ca alaşımı.	43
4.10:	Magnezyum alaşım gruplarına göre alma ve tutuşma sıcaklıkları.	44
6.1:	Çinko/İtiryum oranına göre faz oluşumu grafiği.	46
6.2:	Döküm yöntemi.	47
6.3:	Rigaku 9 kW SmartLab x-ışını difraktometre cihazı.	48
6.4:	Olympus BX53M optik mikroskobu.	48
6.5:	TÜBİTAK MAM'da kullanılan hadde cihazı.	52
6.6:	Tel ereyoz yöntemi ile kesilmiş numune.	52
6.7:	Levhaların ısıtılma işlem proseslerinde kullanılan fırın.	53
6.8:	Oda sıcaklığı çekme testi numunesi.	54
6.9:	Zwick 250 kN Üniversal Mekanik Test cihazı.	54

6.10:	Qness Q10 A+ Vickers mikrosertlik cihazı.	55
6.11:	TÜBİTAK MAM' da bulunan kuartz tüp fırını.	56
6.12:	TÜBİTAK MAM'da bulunan şekillendirme cihazı.	57
7.1:	A kodlu numunelerde ekstrüzyon sonrasında görülen MgO vb. inklüzyon ve kirliliklerin sem görüntüleri.	58
7.2:	C kodlu 1 ve 2 numaralı alaşımların x-ışını difraksiyon paternleri.	62
7.3:	C kodlu 3-4-5 ve 6 numaralı alaşımların x-ışını difraksiyon paternleri.	63
7.4:	A kodlu alaşımların parlatma sonrası mikroyapıları.	65
7.5:	A kodlu alaşımların asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapıları.	65
7.6:	H kodlu alaşımların parlatma sonrası mikroyapıları.	66
7.7:	H kodlu alaşımların asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapıları.	66
7.8:	C kodlu 1-2-3 numaralı alaşımların parlatma sonrası mikroyapıları.	67
7.9:	C kodlu 1-2-3 numaralı alaşımların asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapıları.	67
7.10:	C2.1 kodlu alaşımın 400°C 24 saat ısıtıl işlem sonrası asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapısı.	68
7.11:	C kodlu 4-5-6 numaralı alaşımların parlatma sonrası mikroyapıları.	68
7.12:	C kodlu 4-5-6 numaralı alaşımların asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapıları.	69
7.13:	Döküm numunelerinin döküm ve ısıtıl işlem sonrası sertlik sonuçları.	70
7.14:	C1 kodlu numunenin sem görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları.	71
7.15:	C2 kodlu numunenin sem görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları.	72
7.16:	C3 kodlu numunenin optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları.	72
7.17:	C3 kodlu numunenin SEM-EDS elementel haritaları.	73
7.18:	C4 kodlu numunenin sem görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları.	73
7.19:	C5 kodlu numunenin sem görüntüleri, sem-eds sonuçları ve SEM-EDS elementel haritaları.	74
7.20:	C6 kodlu numunenin sem görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ve SEM-EDS elementel haritaları.	75
7.21:	H01 kodlu numunenin düşük büyütme TEM görüntüleri.	76
7.22:	A02 kodlu numunenin düşük büyütme TEM görüntüleri.	76
7.23:	Nano I fazının tem görüntüleri ve tem-eds sonuçları (A01).	78

7.24:	Mikron-altı boyutlu W-fazlarının TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonucu (H01).	78
7.25:	Büyük boyutlu CA2MG6ZN3 fazının TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonuçları (C3).	79
7.26:	Büyük boyutlu CA2MG6ZN3 fazının TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonuçları (C6).	79
7.27:	C3 kodlu numunedeki mikron boyutlu ikincil fazın TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonuçları.	80
7.30:	C1 alaşımının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.	82
7.31:	C2.1 alaşımının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.	83
7.32:	C2 alaşımının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.	83
7.33:	C3 alaşımının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.	84
7.34:	C4 alaşımının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.	84
7.35:	C5 alaşımının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.	85
7.36:	C6 alaşımının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.	85
7.37:	C kodlu numunelerin ortalama tutuşma sıcaklıkları.	87
7.38:	Ticari magnezyum alaşımlarının fırında ısıtma yöntemi ile elde edilen tutuşma sıcaklıklarının geliştirilen magnezyum alaşımlarının tutuşma sıcaklıkları ile karşılaştırmalı grafiği.	87
7.39:	Kalsiyum içermeyen 1 ve 4 kodlu alaşımların ılık fotoğrafları.	88
7.40:	2, 3, 5 ve 6 kodlu alaşımların ılık hadde ile %15 deformasyon sonrası fotoğrafları.	88
7.41:	Kalsiyum içeren 2, 3, 5 ve 6 kodlu alaşımların ılık hadde ile %5 deformasyon sonrası fotoğrafları.	89
7.42:	2.1 (Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca) numunesinin başarılı ılık hadde sonrası fotoğrafı.	89
7.43:	5.1 (Mg-3Zn-0.7Y-0.2Ca) numunesin ılık hadde ile 3 paso ve 17 paso sonrası fotoğrafları.	90
7.44:	3 kodlu numunenin başarılı ılık hadde sonrası fotoğrafı.	90
7.45:	TÜBİTAK MAM' da yapılan ılık hadde sonrası 1 mm kalınlığındaki levhaların fotoğrafları.	92
7.46:	Haddelenmiş a) Mg-2Zn-0.44Y (C1), b) Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca (C2.1), c) Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (C3), d) Mg-3Zn-0.7Y (C4) ve e) Mg-3Zn-	94

0.7Y-0.7Ca (C6) kodlu levhaların asetik pikral ile dağlanarak elde edilen yüzey mikroyapıları.	
7.47: Haddelenmiş a) Mg-2Zn-0.44Y (C1), b) Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca (C2.1), c) Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (C3), d) Mg-3Zn-0.7Y (C4) ve e) Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca(C6) kodlu levhaların kesitten asetik pikral ile dağlanarak elde edilen mikroyapıları.	94
7.48: 1 kodlu levhaların a) haddelenmiş hali, b) hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve c) hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası yüzey mikroyapıları.	95
7.49: 2 kodlu levhaların a) haddelenmiş hali, b) hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve c) hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası yüzey mikroyapıları.	96
7.50: 3 kodlu levhaların a) haddelenmiş hali, b) hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve c) hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası yüzey mikroyapıları.	97
7.51: 4 kodlu levhaların a) haddelenmiş hali, b) hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve c) hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası yüzey mikroyapıları.	98
7.52: 5 ve 6 kodlu levhaların a) haddelenmiş hali, b) hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve c) hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası yüzey mikroyapıları.	99
7.53: C1 kodlu 1mm’lik levhanın 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.	101
7.54: C2.1 kodlu 1mm’lik levhanın 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası aydınlık alan ve karanlık alan TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.	102
7.55: C2 kodlu 1mm’lik levhanın 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası TEM görüntüleri ve W-fazlarını gösteren TEM-EDS sonuçları.	103
7.56: C3 kodlu 1mm’lik levhanın 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası TEM görüntüleri ve ikincil fazların TEM-EDS sonuçları.	104
7.57: C4 kodlu 1mm’lik levhanın 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası TEM görüntüleri ve ikincil fazların TEM-EDS sonucu.	104
7.58: C6 kodlu 1mm’lik levhanın 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası TEM	104

	görüntüleri ve ikincil fazların TEM-EDS sonuçları.	
7.59:	1 mm kalınlığına haddelenmiş C kodlu levha numunelerini sertlik sonuçlarının karşılaştırmalı grafikleri.	105
7.60:	1 mm kalınlığına haddelenmiş levha numunelerini sertlik sonuçlarının karşılaştırmalı grafikleri.	106
7.61:	C2.1-T, A5, H5 ve A6 kodlu levha numunelerinin 1.5 ve 1 mm kalınlıklarındaki hadde hallerinin sertlik sonuçlarının karşılaştırmalı grafikleri.	107
7.62:	Mg-2Zn-0.44Y (C1), Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca (C2.1), Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (C3), Mg-3Zn-0.7Y (C4) ve Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca (C6) kodlu levhaların hadde halinin mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.	108
7.63:	Örnek n değeri hesaplama çekme testi grafikleri.	110
7.64:	C kodlu levhalara 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.	113
7.65:	Levhalara 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.	113
7.66:	Levhalara 350°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.	114
7.67:	C kodlu levhalara 400°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.	116
7.68:	Levhalara 400°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.	118
7.69:	C kodlu levhalara 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.	119
7.70:	1 kodlu levhalara 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek	120

gerilim-gerçek gerinim grafikleri.	
7.71: 2 ve 3 kodlu levhalara 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.	121
7.72: 4, 5 ve 6 kodlu levhalara 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.	122
7.73: 1 mm’lik AZ31 levhanın 150-250 °C’de şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları.	123
7.74: 1 mm kalınlığında 45 mm çapında altlık kullanılarak yapılan oda sıcaklığındaki şekillendirme testi sonrası ZEK100-500C-30 dk kodlu levhanın yandan fotoğrafları.	125
7.75: 1 mm kalınlığında 45 mm çapında altlık kullanılarak yapılan oda sıcaklığındaki şekillendirme testi sonrası ZEK100 500C 30 dk kodlu levhanın üstten ve yandan açılı fotoğrafları.	125
7.76: 1 mm’lik AZ31 alaşımı levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) AZ31-Hadde hali-25C, b) AZ31-DC Hadde hali-25C c) AZ31-350C30dk.-25C, d) AZ31-350C30dk - 100C, e) AZ31-350C30dk-125C; f) AZ31-DC-350C30dk.-25C, g) AZ31-DC-350C30dk.-100C, h) AZ31-DC-350C30dk.-125C.	126
7.77: 1mm’lik 1 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) A1-350C30m-100C, b) A1-400C2hr-100C, c) H1-350C30m-RT, d) H1-400C2hr-RT, e)H1-350C30m-100C, f) H1400C2hr-100C, g) C1-350C30m-RT, h) C1-400C2hr-RT, i) C1-350C30m-100C, j) C1-400C2hr-100C, k) C1-2-350C30m-RT, l) C1-3-350C30m-RT.	126
7.78: 1 mm’lik 2 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) C2.1-350C30m-RT, b) C2.1-400C2hr-RT, c) C2.1-350C30m-100C, d) C2.1-400C2hr-100C, e) C2.1-T-350C30m-RT, f) C2.1-T-400C2hr-RT, g) C2.1-T-350C30m-100C, h) C2.1-T-400C2hr-100C, i) A2-400C2hr-RT, j) A2-400C2hr-100C, k) H2-350C30m-RT, l) H2-400C2hr-RT, m) H2-350C30m-100C, n) H2-400C2hr-100C.	127
7.79: 1 mm’lik 3 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı	127

	fotoğrafları: a) A3-350C30m-RT, b) A3-400C2hr-RT, c) A3-400C2hr-100C, d) H3-350C30m-RT, e) H3-400C2hr-RT, f) H3-350C30m-100C, g) C3-350C30m-RT.	
7.80:	1 mm'lik 4 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) A4-350C30m-RT, b) H4-350C30m-100C, c) H4-400C2hr-100C, d) C4-350C30m-RT, e) C4-400C2hr-RT, f) C4-350C30m-100C, g) C4-AsRoll-RT, h) C4-3-350C30m-RT.	128
7.81:	1 mm'lik 5 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) A5-350C30m-RT, b) A5-350C30m-100C, c) A5-400C2hr-100C, d) H5-400C2hr-RT, e) H5-350C30m-100C, f) H5-400C2hr-100C.	128
7.82:	1 mm'lik 6 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) A6-350C30m-RT, b) A6-400C2hr-RT, c) A6-350C30m-100C, d) A6-400C2hr-100C, e) H6-350C30m-RT, f) H6-400C2hr-RT, g) H6-400C2hr-100C, h) C6-350C30m-RT i) C6-400C2hr-RT, j) C6-350C30m-100C, k) C6-400C2hr-100C.	129
7.83:	1 mm'lik ZEK100 alaşımı levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: ZEK100 a) 350C30m-RT, b) 500C30m-RT c) 500C30m-100C.	129
7.84:	Farklı ısı işlemleri sonrası 1 mm kalınlığında 28 mm çapında altlık kullanılarak yapılan oda sıcaklığındaki şekillendirme testleri sonrası levhaların üstten fotoğrafları (RD:Rolling Direction-Hadde Yönü).	130
7.85:	a) C1, b) C2, c) C3, d) C4 ve e) C6 kodlu levhaların hadde hallerinin tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri.	132
7.86:	a) C1, b) C2, c) C3, d) C4 ve e) C6 kodlu levhaların 350°C'de 30 dk. ısı işlemleri sonrası tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri.	133
7.87:	a) AZ31, b) AZ31-DC ve c) ZEK100 kodlu levhaların hadde hallerinin tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri.	134
7.88:	a) AZ31, b) AZ31-DC kodlu levhaların 350°C'de 30 dk. ve c) ZEK100 kodlu levhanın 500°C'de 30 dk. ısı işlemleri sonrası tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri.	134

TABLÖLER DİZİNİ

<u>Tablo No:</u>	<u>Sayfa</u>
1.1: Ülkelere göre magnezyum üretim.	3
2.1: Magnezyum alaşımlarının adlandırılma sistemi.	13
2.2: Mg-Zn-Y-Ca alaşımında görülebilecek fazlar, kristal yapıları.	19
3.1: Maksimum homojen gerinimdeki değer %5. TYS: Çekme akma gerilimi UTS: Nihai çekme gerilimi.	22
3.2: Maksimum homojen gerinimdeki değer %5. TYS: Çekme akma	23
4.1: Elementlerin oluşturdıkları oksitler, RPB oranları.	36
4.2: Alaşımların tutuşmaya karşı direnci.	43
4.3: Magnezyum ticari alaşımlarının tutuşma sıcaklıkları.	44
6.1: Karşılaştırma testlerinde kullanılan metal alaşımlarının kimyasal kompozisyonları.	51
7.1: Alaşımların hesaplanan ve planlanan nominal kimyasal analiz sonuçları.	58
7.2: Numunelerin adlandırılma sistemi.	59
7.3: C kodlu alaşımların spektrometre kimyasal kompozisyon sonuçları.	59
7.4: C kodlu alaşımların hesaplanan ve planlanan nominal faz oranı sonuçları.	61
7.5: Geliştirilen alaşımların tutuşma sıcaklıkları.	82
7.6: Geliştirilen alaşımların DTA ve fırın ile ısıtma yöntemi ile elde edilen ortalama tutuşma sıcaklıkları karşılaştırması.	86
7.7: Levhaların mikrosertlik sonuçları (HV0.2).	106
7.8: C2.1-T, A2 ve A6 kodlu levhaların ısıtma işlem sonrası mikrosertlik sonuçları.	108
7.9: Mg-2Zn-0.44Y (C1), Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca (C2.1), Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (C3), Mg-3Zn-0.7Y (C4) ve Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca (C6) kodlu levhaların hadde halinin oda sıcaklığı(25°C) çekme testi sonuçları.	110
7.10: 350°C'de 30 dk. ısıtma işlem sonrası levhaların çekme testi sonuçları.	112
7.11: 350°C'de 120 dk. ısıtma işlem sonrası levhaların çekme testi sonuçları.	115
7.12: 400°C'de 30 dk. ısıtma işlem sonrası levhaların çekme testi sonuçları.	117
7.13: 400°C'de 120 dk. ısıtma işlem sonrası levhaların çekme testi sonuçları.	119

7.14: Levhaların 25, 100 ve 125°C’de gerçekleştirilen şekillendirme kabiliyeti testi ile ölçülen sınır kubbe yükseklik değerleri (mm).

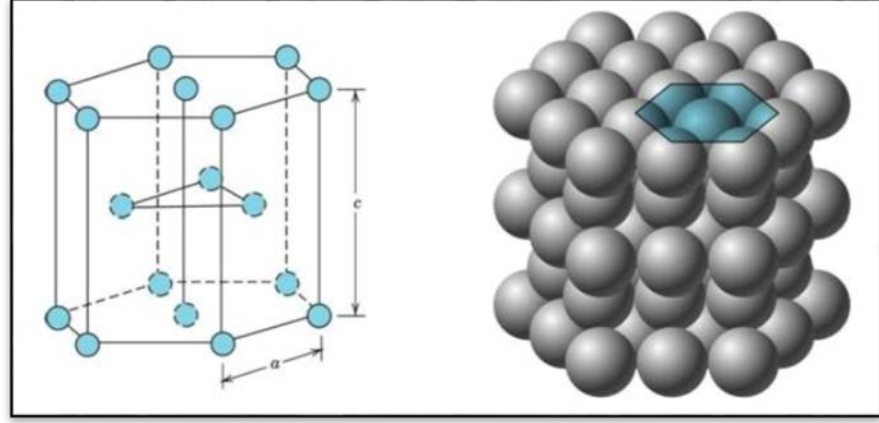
124

1. GİRİŞ

Magnezyum adı, Magnetes kabilesiyle ilgili olarak Yunanca sözcükten gelir ve Tesalya'da Magnesia (Antik Yunan şehri) adı verilen bir bölgeden geldiği düşünülmektedir. 1774 yılında Joseph Black tarafından keşfedilen magnezyum ilk kez 1808 yılında İngiliz bilim adamı Humphrey Davy tarafından izole edilmiştir [1-2].

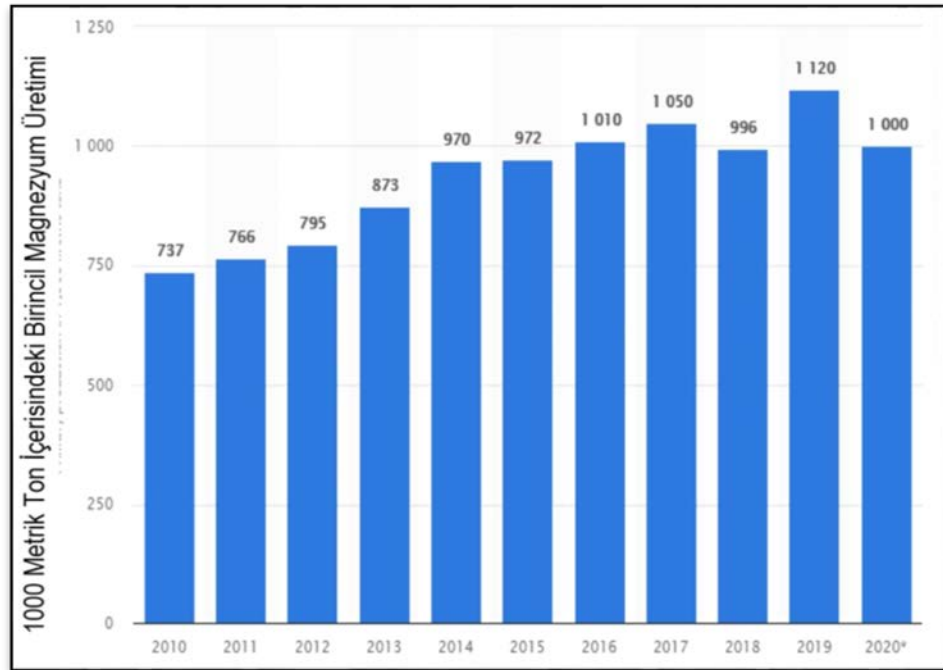
1.738 g / cm³ yoğunluğu ile magnezyum tüm yapısal metaller arasında en hafif (alüminyumun yaklaşık 2 / 3'ü, titanyumun 1 / 3'ü ve demirin 1 / 4'ü kadar) metaldir. Yüksek özgül mukavemete ve sertliğe, iyi sönümleme kapasitesine sahip olan magnezyum, dünya üzerinde en çok bulunan altıncı element olmakla birlikte kolaylıkla geri dönüştürülebilir bilinir [3].

Magnezyumun atomik yapısı kadmiyum, titanyum, zirkonyum ve çinko gibi altıgen (Hegzagonal) sıkı pakettir (HSP, Hexagonal close pack (HCP)) (Şekil 1.1) [7]. Bir HSP metalinin yapısını tanımlamak için iki önemli parametre, Paketleme faktörü ve eksenel oranıdır (c/a). İdeal bir HSP yapısının maksimum paketleme faktörü 0,74 ve eksenel oranı 1,633'tür. Bu değerler diğer HSP metallerinde farklılık gösterebilir. Bazal düzlemde kayma sistemleri, eksenel oranı ideal orandan büyük olduğu durumlarda baskın deformasyon modu olmaktadır. Öte yandan, eksenel oranı ideal orandan düşük olduğunda prizmatik kayma sistemleri daha aktif hale gelir. Zirkonyum ve titanyum alaşımları, daha düşük eksenel oranları nedeniyle prizmatik kaymalı metallere iki örnektir. Ancak magnezyum bir istisnadır. Eksenel oranı 1.624 olup ideal eksenel orandan daha düşüktür, buna rağmen bazal kayma sistemleri hala baskın kayma sistemleridir. Bu, magnezyumun kırılğan bir metal olmasının nedenlerinden biridir ve magnezyumun beklenen mukavemet değerinden önce hasara uğramasına (prematured failure) neden olur [1,4]. Fakat magnezyum ve alaşımlarının tane yapısını inceltmek, malzemenin mukavemetini artıran cazip yöntemlerden biridir [5]. Ayrıca, ince taneli magnezyum alaşımları daha iyi sünekliğe sahiptir. Bu sayede oda sıcaklığında şekillendirilebilirliği iyileştirilebilir [6]. Tane inceltme yöntemlerinden birisi hadde işlemidir. Magnezyum alaşımlarına uygulanabilmektedir. Fakat yukarıda belirtilen sebeplerden dolayı magnezyumun şekillendirilmesi zordur. Bu sebeple haddeleme yeteneği de düşüktür. Bu konu hakkında detaylı anlatım ileriki bölümlerde açıklanacaktır.



Şekil 1.1: Magnezyum kafes yapısı.

Yıllara göre magnezyum üretimi Şekil 1.2’ de verilmiştir. Tablo 1.1’ e bakıldığında magnezyum üretiminin her geçen yıl artış gösterdiği görülmektedir. Buna rağmen magnezyum metalinin tüm dünyada yıllık üretimi 1 milyon ton civarındadır ve bu rakam geleneksel metaller ile karşılaştırıldığında çok azdır. Ülkemiz ise magnezyum üretiminde ilk 10’da yer almaktadır (Tablo 1.1) [8,9].

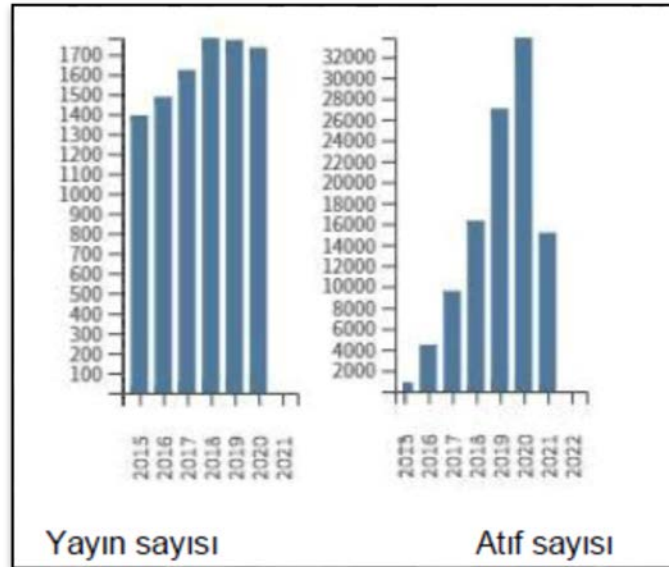


Şekil 1.2: Yıllara göre magnezyum üretimi.

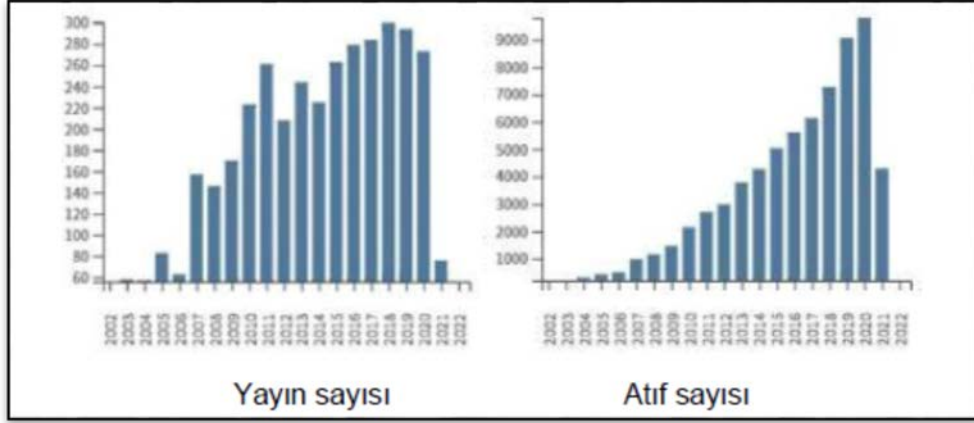
Tablo 1.1: Ülkelere göre magnezyum üretimi (2020).

Sıralama	Ülke	Magnezyum Üretimi (bin ton)
1	 Çin	900
2	 Rusya	60
3	 Amerika	Yaklaşık 50
4	 İsrail	20
5	 Kazakistan	20
6	 Brezilya	20
7	 Türkiye	11
8	 Ukrayna	5
Dünya toplamı yaklaşık		1000

Şekil 1.3 ve Şekil 1.4’ te yıllara göre magnezyum alaşımları ve magnezyum alaşımı levhalar hakkında yapılmış yayın ve atıf sayıları verilmektedir. Magnezyum alaşımları üzerine yapılan çalışmalar üretim miktarında olduğu gibi artmaktadır [10].



Şekil 1.3: Magnezyum alaşımı ile ilgili son yıllardaki yayın ve atıf sayıları.



Şekil 1.4: Magnezyum alaşım levhalar ile ilgili son yıllardaki yayın ve atıf sayıları.

Magnezyum alaşımları, elektronik, spor aletleri, tüketici ürünleri, implantlar, otomotiv, havacılık ve uzay gibi geniş bir alanda kullanılmaktadır (Şekil 1.5) [14]. Ağırlık azaltma, özellikle havacılık ve otomotiv endüstrisi için, yakıt tasarrufu ve düşük emisyon sağlamaktadır. Bu nedenle, hafif metallerin (alüminyum, magnezyum) geliştirilmesi ve kullanımı 2000’lerde çekici bir araştırma alanı haline gelmiştir [11-12].



Şekil 1.5: Magnezyum alaşımlarının kullanım alanları.

Magnezyum alaşımlarının tarihsel olarak ulaşım endüstrisinde kullanımı 1920’li yıllara uzanmaktadır. 1924 yılında Büssing otobüslerde magnezyum alaşımı döküm, 1927 yılında Adlerwerke toplam 73.8-86.8 kg Mg döküm ve 1930 yılında Masareti Mg alaşımları kullanmışlardır. Magnezyum alaşımlarının ilk ve en önemli seri üretim uygulaması ise VW firmasının Beetle arabası ile ve toplam 17 kg’lık

magnezyum alaşımı kullanımıdır. Magnezyum alaşımı levha uygulamasının ilk önemli uygulamalarından biri de Bugatti markasının 57C Atlantic modelidir [13].

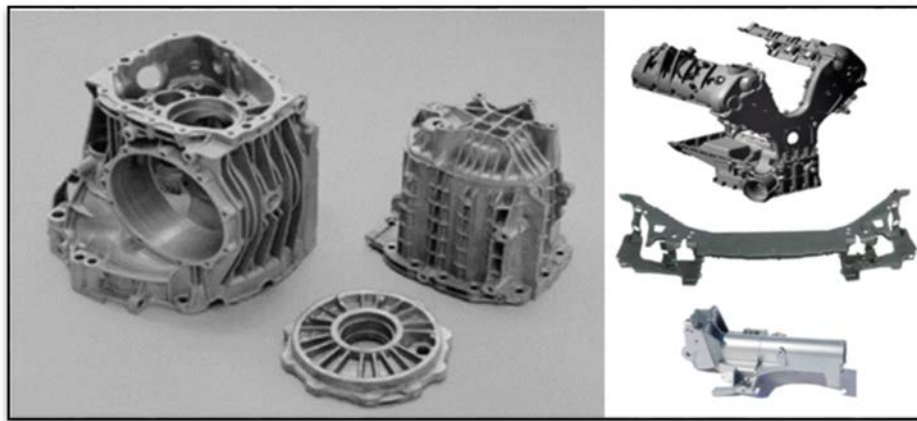
1.1 Magnezyum Alaşımlarının Yapısal Uygulama Alanları

1990'ların başında, sosyal tartışmalarda atmosferin korunması ve CO₂ trafik emisyonlarının azaltılmasının önemi arttı. Otomobil endüstrisinin uluslararası taahhüdü (“ACEA anlaşması”), 2008 yılına kadar CO₂ emisyonlarını 1990 yılına kıyasla %25 oranında azaltması hedefini belirledi. Bu anlaşma ile motorlu taşıtlar için yakıt tüketiminde ve CO₂ emisyonunda önemli azaltmalara gidildi [15].

Seri üretilen bir araçta yakıt tüketimi hedefi ilk olarak VW Lupo'da elde edildi. VW Lupo'nun direksiyon simidi, bagaj kapağı vb. bazı parçaları magnezyum alaşımlarından üretildi [15].

BMW firması bir dönem AJ62 (Mg-6Al-2Sr) magnezyum alaşımını alüminyum metali ile hibrit şekilde motor bloklarında da kullanmıştır. BMW N52 model otomobilin motor bloğu ve Valvetronic sisteminde magnezyum alaşımları kullanılmıştır [16-17].

şekil 1.6' da gösterilen VW Passat ve AUDI A6'da manuel versiyonunda kullanılan B80 şanzıman muhafazasının üç ayrı bileşeni de magnezyum alaşımı ile yapıldı [19-21].



şekil 1.6: Magnezyum alaşımı içeren şanzıman, motor kapakları, yağ odası, enstrüman paneli ve direksiyon kolunu.

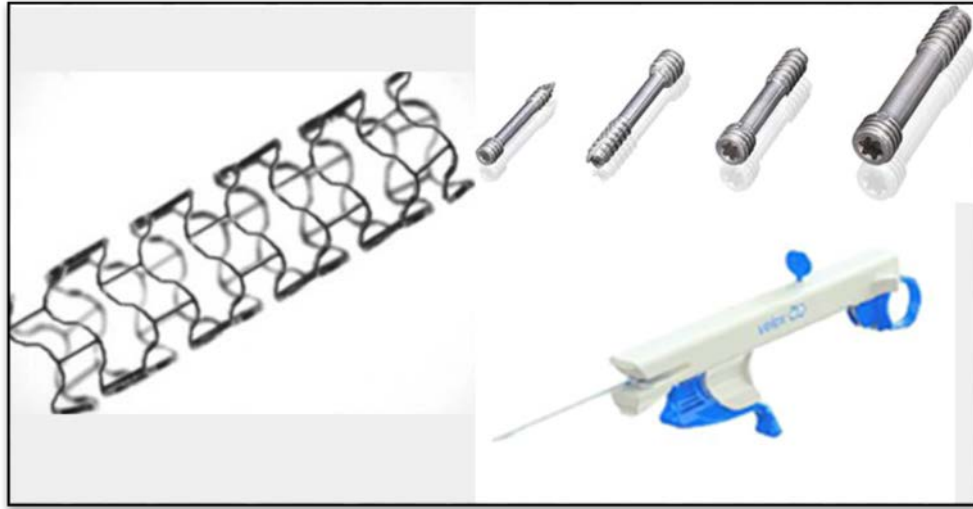
Toplam ağırlığı 12,7 kg olan bu şanzıman, alüminyum şanzımana kıyasla %25'lik bir hafiflik sağladı [18-19]. Magnezyum alaşımları Porsche motor kapakları

ve yağ odasında, Volvo enstrüman panelinde ve Toyota direksiyon kolunun da kullanılmıştır [20-21].

Magnezyum alaşımları hali hazırda, koltuk çerçevesi, koltuk yükselticisi, konsol braket, direksiyon simidi, direksiyon kolunu parçaları olarak; güç aktarma sisteminde valf kapağı, şanzıman kutuları; gövdede kapı ve tavan çerçevesi, açılır tavan paneli, ayna braket, bagaj kapağı olarak; şaside ise tekerlek, fren pedalı braketleri olarak kullanılmaktadır [22-24].

Hafifliği, sağlamlığı ve dayanıklılığı nedeniyle plastik yerine magnezyum alaşımları elektronik paketleme, sabit sürücü kolları, cep telefonu ve taşınabilir medya cihazlarının muhafazasında kullanılmaktadır. Ayrıca ısı dağılımı ve elektromanyetik ve radyo frekansı parazitlerine karşı koruma açısından nispeten daha iyidirler [25].

Portatif tıbbi ekipman ve tekerlekli sandalyelerde magnezyum alaşımları kullanılmaktadır. Ayrıca, magnezyumun biyoyumluluğu ve biyoabsorbe edilebilirliği nedeniyle kardiyovasküler stentler, kemik vida ve çivileri, bazı magnezyum alaşımlarının potansiyel uygulamalarıdır [26-28].



Şekil 1.7: Magnezyum alaşımından üretilen stent ve kemik vidaları

1.2 Magnezyum Alaşımları Savunma Sanayi Uygulama Alanları

Hafif malzeme kullanımı yakıt tüketimi, hız ve güç gibi hava araçlarının özelliklerini olumlu yönde etkilemektedir. Geçmişte havacılık ve uzay endüstrisinde,

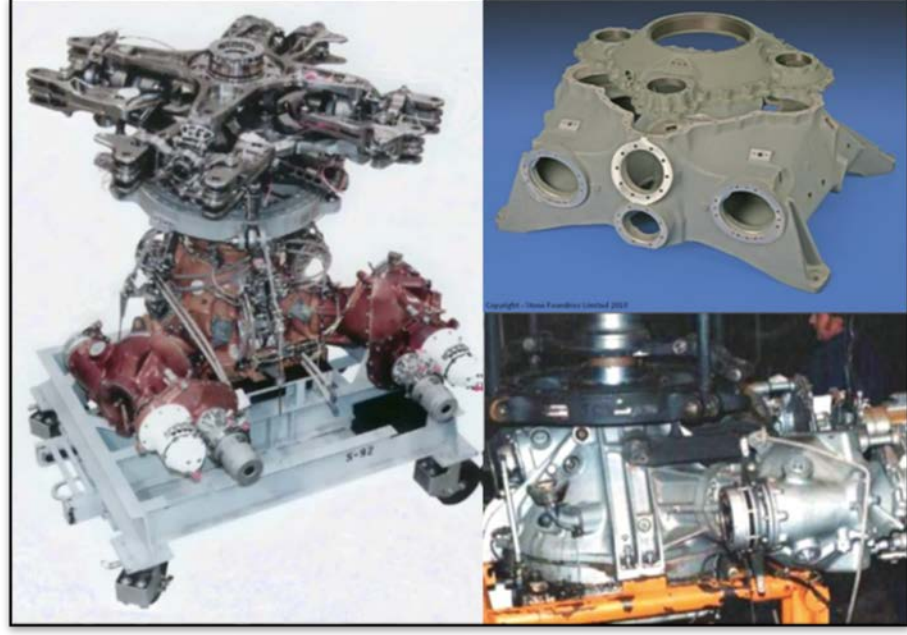
uydu ve roket teknolojisinde ve bir önceki bölümde bahsedildiği üzere kara taşıtlarında magnezyum levhaların bazı iddialı yapısal uygulamaları olmuştur [29].

Magnezyum alaşımlarının askeri uygulamalarda kullanımı 2. Dünya Savaşına dayanmaktadır. 2. Dünya savaşı sırasında Alman Arado 196 ve Amerikan US XP56 ve F-80 uçakları tamamen magnezyum alaşımlarından (“all magnesium”) üretilmişti. O zamanlarda döküm, ekstrüzyon ve levha uygulamaları uçaklarda binlerce ton idi. 707,727,737 ve 747, Sikorsky, Bell/Augusta, B36 ve B29’da Mg levhalar 70’lere kadar sıklıkla kullanıldı. 8,6 ton ağırlığındaki B-36 bombardıman uçağının yaklaşık 3,4 tonu Mg alaşımlarından oluşmaktaydı. Eğer Mg yerine Al kullanılmış olsa idi 4,5 ton luk bir ağırlık oluşturacaktı [29-31]. Ayrıca S56 Westland Helikopterinde dış cephede yaklaşık 115 kg’lık magnezyum levha; TU-95MS uçağında 1550 kg; TU-134 uçağında ise 1966 yılında 1325 parça ve toplam 760 kg magnezyum alaşımı kullanılmıştır [30-31].



Şekil 1.8: Magnezyum alaşımları kullanılan S56 Westland Helikopteri, B-36 ve TU-95MS uçakları resimleri.

Magnezyum alaşımları askeri hava araçlarında günümüzde de kullanılmaktadır. MD500, Eurocopter EC120, NH90 ve Sikorsky S92 gibi birçok helikopterin dişli kutularında ZE41 alaşımı, uydu parçaları için de AZ31, AZM ve AZ61 dövme alaşımları yaygın olarak kullanılmaktadır [29-33].



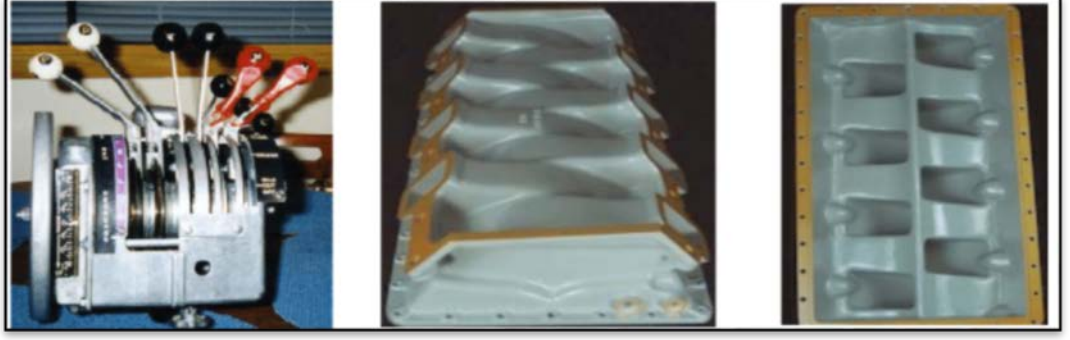
Şekil 1.9: Magnezyum alaşımları kullanılan helikopter dişli kutuları.

S55 helikopterlerinde ZW3 alaşımı 115 kg civarında kullanılmıştır. Tamamen deneysel amaçla imal edilmiş olan F80C model Amerikan jet uçağında tümüyle Mg ile konstrükte edilmiştir. Gürültü ve titreşimi azaltmasının yanı sıra yeni geliştirilen magnezyum alaşımları sayesinde günümüzde hava araçlarında kullanılabilir magnezyum alaşımlarının sayısı artmaktadır [29].

Uydu parçaları için kullanılan magnezyum alaşımları dövme şekilli olup geniş olarak kullanılanları, AZ31, AZM ve AZ61' dir [29].

1.3. Magnezyum Alaşımlarının Sivil Havacılık Uygulamaları

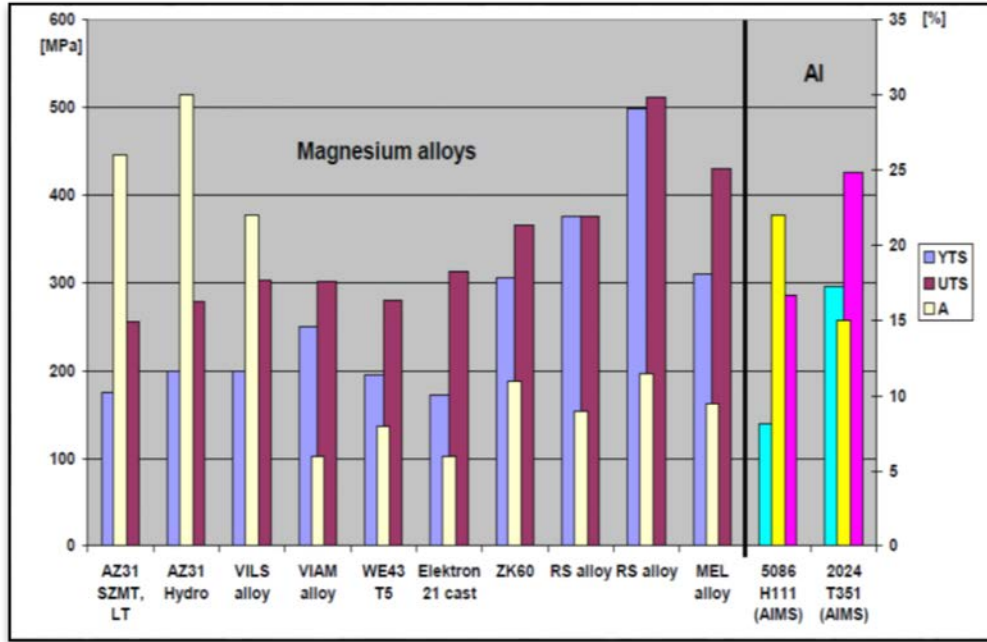
Hava araçlarında magnezyum alaşımları henüz yapısal uygulama alanlarında aktif olarak kullanılmamaktadır. Geçmişte daha çok üzerine kuvvet uygulanmayan hidrolik depolar, yakıt depoları, emme sübabı manifoldu ve gaz kelebeğinde kullanılmaktadır [29].



Şekil 1.10: Douglas DC-3 uçağının magnezyum alaşımından yapılan gaz keleşbeği ve emme sübabı manifoldu.

Magnezyum havacılık endüstrisinde konsept yapısal uygulamalar olarak, koltuklar, koltuk rayları, baş üstü bölmeleri ve kapılar gibi bileşenlerde kullanılmaktadır. Havacılık endüstrisi, zayıf oksidasyon ve düşük tutuşma sıcaklığı nedeniyle magnezyum alaşımlarının kullanımından büyük ölçüde kaçınmaktaydı. Son zamanlarda Boeing ve Magnesium Elektron gibi magnezyum üreticileri ve uçak şirketlerinin desteğiyle Federal Havacılık İdaresi (FAA), uçakların koltuk uygulamalarında magnezyum kullanımını yeniden değerlendirmek için ve Uluslararası Uçak Malzemeleri Yangın Testi Çalışma Grubu (IAMFTWG) ile magnezyum alaşımlarının tutuşa bilirliliğini araştırdı. Grup tarafından ilk değerlendirme, tutuşma sıcaklığının, belirli bileşime bağlı nadir toprak elementleri içeren alaşımlarla daha yüksek tutuşma direnci sergilediklerini belirtmişlerdir [35-37]. Bu sebeple sivil havacılık uygulamaları için nadir toprak elementi içeren magnezyum alaşımlarının tutuşma davranışını inceleyen daha çok çalışma yapılmalıdır.

Havacılıkta kullanılabilecek magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri yeni alaşımların tasarımı ile alüminyum alaşımları seviyelerine gelmiştir [38]. Şekil 1.11’de bazı magnezyum alaşımlarının çekme dayanımı, akma dayanımı, uzama değerinin; alüminyum alaşımları ile kıyaslanma grafikleri verilmiştir. Grafiğe bakıldığında geliştirilen magnezyum alaşımlarının mukavemet değerleri alüminyum alaşımlarına yakın olduğu görölmektedir. Özellikle AZ serisi alaşımların uzama değerleri çok yüksektir. Nadir toprak ilaveli yeni geliştirilen alaşımların ise çekme mukavemetleri daha yüksek seviyelerde olduğu görölmektedir.



Şekil 1.11: Magnezyum alaşımlarının çekme dayanımı, akma dayanımı, süneklik değerinin alüminyum alaşımları ile kıyaslanma grafiği.

Aşağıdaki görselde (Şekil 1.12) magnezyum Elektron 43 alaşımının sivil uçak koltuğu olarak dövme işlemi sonrası uygulamasının fotoğrafları verilmektedir [39,40].



Şekil 1.12: Magnezyum Elektron® 43 (Mg-4Y-3RE) alaşımının koltuk uygulaması.

Yakın zamanda bu koltukların sivil uçaklarda yer bulması olasıdır. Bu anlamda yüksek sıcaklık oksidasyon ve yanma dayanımı yüksek magnezyum alaşımlarının geliştirilmesi kritik rol oynamaktadır. Geliştirilen alaşımlar FAA tutuşma kriterlerini

sağlamalıdır. Bu kriterleri sağlayan magnezyum alaşımlarının sayısı artıkça daha fazla kullanım alanı ve üretim miktarının artması olasıdır.

Aşağıda (Şekil 2.13) Elektron 43 alaşımının magnezyum AZ31 alaşımına göre yanma testi karşılaştırması verilmektedir. Görüleceği üzere parça erise de yanma sırasında istenmeyen duman Elektron 43'te gözlemlenmemektedir ve alev kaynağı çekildiğinde kendiliğinden sönebilmektedir [41]. Şekil 2.14'te magnezyum alaşımı levhaların ve profillerin sivil uçakta potansiyel uygulamaları fotoğrafları verilmektedir [42].



Şekil 1.13: Elektron 43 alaşımının magnezyum AZ31 alaşımına göre yanma testi karşılaştırması.



Şekil 1.14: Magnezyum alaşımı levhaların ve profillerin sivil uçakta potansiyel uygulamaları.

Magnezyum levha ve profiller havacılıkta ve hatta sivil havacılıkta koltuk haricinde de kabin içinde potansiyel uygulama alanlarına sahiptir [30]. Bu parçalar sırasıyla kapı içi ve kabin uçak mutfağı (galley) parçaları uygulamalarıdır. Kapı içi Mg-AZ31B veya ZEK100 levhadan şekillendirilmiştir.

Eurocopter helikopteri için tasarlanmış iki aşamalı derin çekme yöntemi uygulanmış Mg AZ31 ve Mg ZEK100 alaşımlarından anten destek parçası ve Airbus Almanya için geliştirilmiş Mg AZ31-O alaşımına alternatif daha iyi ve oda sıcaklığında şekillenmiş 1.4 mm kalınlığında Mg ZEK100 alaşımı Rubber pad parçasının fotoğrafı Şekil 2.15'te verilmektedir [43].



Şekil 1.15: Eurocopter helikopteri için tasarlanmış anten destek parçası ve Mg ZEK100 alaşımı Rubber pad parçasının fotoğrafı.

Dünyada çeşitli ülkelerde magnezyum alaşımlarının havacılıkta kullanılmasını amaçlayan projeler vardır. Özellikle Avrupa'da, ABD, Rusya ve İsrail'de magnezyum alaşımlarının havacılıkta kullanımını artırmak ile ilgili projeler son yıllarda artmıştır [30]. Bu projelere örnek olarak AB Çerçeve Projeleri aşağıda sıralanmıştır:

- Aeronautical Application of Wrought Magnesium (FP6 AEROMAG (Dövme Magnezyumun Havacılık Uygulaması)) Yürütücü: EADS CRC Germany
- Forming technologies development for introducing wrought magnesium applications in aeronautics (FP6 MagForming (Havacılıkta dövme magnezyum uygulamalarının tanıtılması için şekillendirme teknolojileri geliştirme)) Yürütücü: AMTSPalbam
- Integrated design and product development for the eco-efficient production of low-weight aeroplane equipment (FP 6 IDEA (Düşük ağırlıklı uçak ekipmanlarının eko-verimli üretimi için entegre tasarım ve ürün geliştirme)) Yürütücü: RWP GmbH.

2. ALAŞIM ELEMENTLERİ

Tablo 2.1’de görüldüğü üzere magnezyum alaşımlarının sınıflandırılmasında ASTM sistemi kullanılmaktadır [3].

Tablo 2.1: Magnezyum alaşımlarının adlandırılma 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	İtiryum
K	Zirkonyum	Y	Antimon
L	Lityum	Z	Çinko
M	Mangan	X	Kalsiyum
		O	Kalsiyum Oksit

Alaşımlarının ana elementlerini harfler ve bileşimlerini yaklaşık rakamlar ifade etmektedir. Örneğin AZ91, %9 alüminyum ve %1 çinko içermektedir. Kalsiyumun dökümde kullanım yöntemine bağlı olarak isimlendirilmesi farklıdır. Kalsiyum Oksit’ ten elde edilirse O, direk olarak kalsiyum ilavesi yapılırsa X kodunu almaktadır. Bu tezde deneysel kısımda da bahsedildiği üzere CaO’ dan kalsiyum elde edilmiştir. Bu sebeple alaşım kodlaması ZWO alaşımları olarak yapılmaktadır.

2.1. Alüminyum

Alüminyum ilavesi, magnezyumun dökülebilirlik ve mukavemet özelliklerini iyileştirdiği ayrıca ucuz maliyeti sebebiyle en yaygın kullanılan magnezyum alaşım elementidir [44-45] Yeterli miktarda alüminyum alaşımlaması β -fazı ($Mg_{17}Al_{12}$) çökeltilerinin oluşmasına sebep olur. Bu çökeltiler yüzeyde süreklilik göstererek

korozyon direncinin artmasına ve tane boyutunu inceltici etki göstermesine olanak sağlar [46-47]. Bu sebeple Mg-Al alaşımlarının mekanik özellikleri saf magnezyumun mekanik özelliklerinden daha yüksektir. Fakat yüksek sıcaklıklarda Mg-Al alaşımlarının oksidasyon direnci saf magnezyum kadar iyi değildir. Bunun sebebi magnezyumun seçici oksidasyonu ve β -fazının düşük ergime sıcaklığı sahip olmasıdır [48].

2.2. Çinko

Çinko magnezyum alaşımlarının akışkanlığı, sürünme direncini ve mukavemetini artırır [49]. Çinko ilavesi matris ile uyumlu-yarı uyumlu çubuk tipi β_1 fazı çökeltileri oluşturduğundan yüksek sertleşebilirlik göstermektedir [50]. Çinko safsızlıkları gidererek korozyon direncini artırmaktadır [47]. Mg-Zn intermetalikleri seçici oksidasyon ve düşük ergime sıcaklıkları nedeniyle yüksek sıcaklık oksidasyon direnci düşüktür [51-52].

2.3. Mangan

Mangan ticari magnezyum alaşımlarında korozyon direncini artırmak için kullanılan alaşım elementi olmuştur [47]. Manganın magnezyum içerisindeki kısıtlı çözünürlüğü sebebiyle oksidasyon direncine bir etkisi yoktur [50].

2.4. İtiryum

İtiryum gevrekleştirme problemi yüzünden magnezyum ile ikili alaşımları olarak kullanılsa da %8 den az itiryum ilavesi mukavemeti artırmasının yanında oksidasyon ve sürünme direncini önemli ölçüde artırmaktadır [31,42]

2.5. Zirkonyum

Zirkonyum, Mg alaşımlarının mekanik özelliklerini ve korozyon davranışını iyileştiren güçlü bir tane inceltici etkiye sahiptir [53]. Ayrıca, Mg-Zr alaşımları in

vitro in vivo testlerinde düşük iyonik sitotoksosite ve mükemmel biyouyumluluk göstermiştir [54].

2.6. Neodimyum

Neodimyum magnezyum alaşımlarının oksidasyon direncini artırmak için kullanılmaktadır. Ağırlıkça %0.5 Nd ilavesi yanma sıcaklığını 100 °C artırdığı ve ağırlıkça %6'lık Nd ilavesine kadar 770°C sabit yanma sıcaklığına sahip olduğu belirtilmiştir [55].

2.7. Kalsiyum

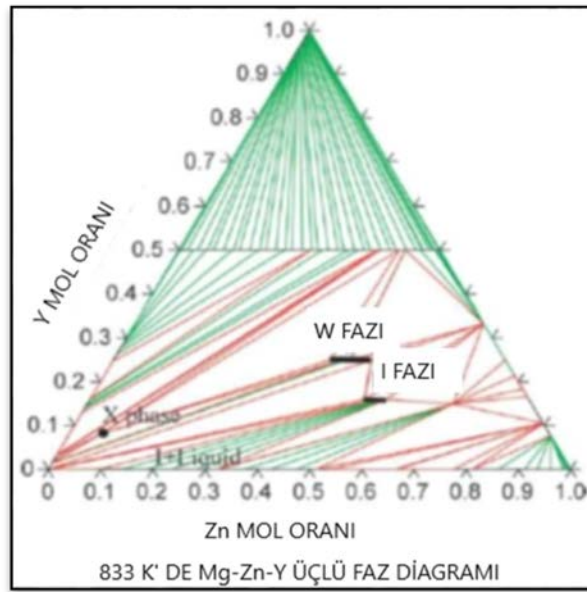
Kalsiyum, doğada çok miktarda bulunması, kolay bulunabilirliği ve düşük maliyeti nedeniyle birçok magnezyum alaşımına seçilmiş bir alaşım ilavesi olmuştur [56].

Kalsiyumun tane boyutunu azalttığı ve çökelti oluşturduğu için magnezyum alaşımlarının mekanik özelliğini geliştirmektedir. AZ91D alaşımına %1 kalsiyum ilavesi çekme mukavemetini %20 artırdığı saptanmıştır [47,57]. %1 den fazla kalsiyum ilavesi Mg-Al alaşımlarında kırılganlığa sebep olmaktadır [58]. Magnezyum alaşımlarına Ca eklenmesi, magnezyum alaşımının yanma sıcaklığını yükseltirken, tane boyunu düşürerek mikro yapıyı, oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıkta mekanik özelliğini iyileştirir [59]. Kalsiyum ilavesi oksidasyon direncini artırmaktadır [60].

Bununla birlikte, kalsiyum kimyasal olarak reaktif olmasından dolayı mikroyapıda termal olarak kararlı ve sürünme direnci yüksek intermetalik çökelti oluşturur. Kalsiyum ilavesi, nadir toprak elementlerinde olduğu gibi bazal tekstür (texture) şiddetini düşürür ve bu sayede sıcak işlenebilirliği azaltmaz. Magnezyum alaşımlarına kalsiyum ilavesinin yukarıda bahsedilen yararlı etkileri göz önüne alındığında, mikroyapı, yüksek sıcaklık mukavemeti, işleme ve ısıtılma açısından birçok kalsiyumlu alaşım serisi geliştirilmeye ve araştırılmaya devam edilmektedir [61-62].

2.8. Mg-Zn-Y Faz Sistemi

Son yıllarda, Mg-Zn-Y serisi alaşımlar, üstün mekanik özellikleri ve özgün mikroyapıları nedeniyle araştırmacılar tarafından önemli bir ilgi görmektedir. Şekil 2.1'deki üçlü faz sisteminde bilinen fazlar ise alfa magnezyum, Mg_7Zn_3 fazı, kuasikristal yapıya sahip olan I-fazı (Mg_3YZn_6), yüzey merkez kübik (YMK) yapıya sahip W-fazı ($Mg_3Y_2Zn_3$), ve uzun periyotlu istif düzenli (Long Period Stacking Order (LPSO))- ($Mg_{12}ZnY$) fazlarıdır [64,64].



Şekil 2.1: Mg-Zn-Y üçlü faz diyagramı.

Şekil 2.1' de Mg-Zn-Y üçlü faz diyagramı verilmiştir. Üçlü sistemde Zn/Y oranı azaldıkça W ve I fazları kaybolup, ötektik benzeri $Mg_{24}Y_5$ ve uzun mesafeli sıkı paket (LPSO) fazları meydana gelmektedir [63]. Kararlı I fazı ikosahedral kuasikristal yapıya sahip bir faz olarak bilinmektedir [65]. I fazı yüksek mukavemet, yüksek termal iletkenlik, düşük sürtünme katsayısı ve düşük ara yüzey enerjisi gibi birçok güçlü mekanik ve fiziksel özelliklere sahiptir. W fazı ise genellikle çok etkili bir mukavemet artırıcı faz olarak kabul edilmez. Yüzey merkezli kübik kristal yapıya sahip W fazının Mg matrisi ile zayıf bir bağ yaptığı bilinmektedir. Bununla birlikte, W-fazı partiküllerinin boyutunu ve dağılımlarını kontrol ederek, Mg-Zn-Y alaşımlarının mukavemeti ve uzaması önemli ölçüde artırılabilir [66-67].

Üçlü faz diyagramına göre, W fazı 550°C’de ötektik reaksiyonla doğrudan eriyikten oluşabilir [68]:



W fazı, ikosahedral faz ile yarışan bir fazdır. Faz diyagramları, bu fazların her ikisinin de matris ile dengede bulunabileceğini göstermektedir. W fazı daha sonra 448°C’de peritektik reaksiyon yoluyla I fazına dönüşür [68-69].



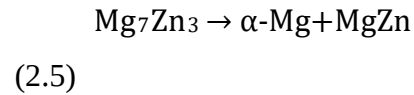
Eriyik içindeki Y içeriği düşük olduğunda, 400°C’de ötektik reaksiyon I fazı oluşabilir [68]:



Eriyik sıcaklığının daha da düşmesiyle, 340°C’de ötektik reaksiyonla Mg_7Zn_3 fazı meydana gelir [68]:



330°C’de MgZn fazı ötektoid reaksiyonla oluşur [68]:

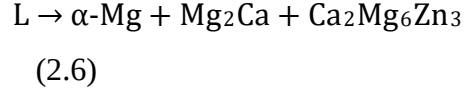


$\alpha\text{-Mg}$ ve Mg_7Zn_3 arasındaki ikili ötektik nokta Mg_7Zn_3 faz bölgesine ve ötektoid noktasına çok yakın olduğundan, Y içeriği daha düşük olduğunda, birincil fazın çökmesinden sonra katılaşılan matris fazı hemen hemen tek Mg_7Zn_3 fazıdır. Mg_7Zn_3 fazı 325 °C’nin üzerinde kararlı olmasına rağmen, bu alışımda soğutma sırasında denge fazı alaşımına ($\alpha\text{-Mg} + \text{MgZn}$) ayrıışmaz. Bununla birlikte, Y içeriği daha yüksek olduğunda Denklem 2.5 normal olarak gerçekleşir [68].

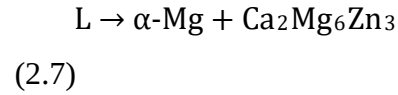
Magnezyuma itriyum ve çinko ilavesi ile oluşan fazlar ısııl işlem ile birbirlerine dönüşebilmektedir. Kuasikristal I fazı, 415°C’de H fazına, H fazı ise 350°C’de W

fazına dönüşmeye başlamaktadır [70]. Yaklaşık 300-350°C sıcaklıklarında H fazının sınırlarında I fazının çekirdeklenerek büyüdüğü belirtilmiştir [71].

Mg–Ca–Zn'nin üçlü faz diyagramına göre Zn/Ca atom oranı 1.2'den küçük olduğunda yaklaşık 400 °C'de ötektik reaksiyon meydana gelir [72]:



Fakat Zn/Ca atom oranları 1.2'den fazla olduğunda ötektik reaksiyon şu şekilde oluşur [72]:



Bu sebeple Zn/Ca oranı Mg₂Ca fazının oluşumu için kritik öneme sahiptir [72]. Bu oran kullanılarak mikroyapıda istenen faz dağılımı kontrol edilebilir.

Literatürdeki çalışmalarda %2–4.3 Zn ve %0.2–0.7 Y içeren ve 400 °C'de sıcak haddeleme prosesi kullanılarak elde edilen Mg-Zn-Y alaşımları içerisindeki ince kuasikristal I-fazı partiküllerinin homojen dağılımı sayesinde oda sıcaklığında 220 MPa'lık bir akma mukavemeti ve % 17.2'lik bir uzama ile 370 MPa'lık bir nihai gerilme mukavemeti (UTS) elde edilmiştir [73].

W-fazı miktarının artmasıyla akma ve çekme dayanımları sırasıyla 127 ve 189 MPa'dan 168 ve 215 MPa'ya yükselmiştir. Fakat W fazının yaklaşık miktarı %1.5-3 aralığındayken alaşımların sünekliği oldukça düşüktür ve artan W fazı miktarı ile daha da azalmıştır [74].

İlk olarak 2001 yılında, Kawamura ve arkadaşları, hızla çözülen toz metalurji yöntemiyle üretilen bir Mg₉₇Zn₁Y₂ alaşımının, 600 MPa' nın üzerinde bir akma mukavemeti ve ortam sıcaklığında %5'lik bir uzama sergilediğini bildirdi. Daha sonra, üstün mekanik özelliklere sahip LPSO içeren magnezyum alaşımlarının, ekstrüzyon, haddeleme gibi geleneksel termo-mekanik işlemlerle elde edilebileceği bildirilmiştir [75].

Mg-Zn-Y-Ca alaşımında görülebilecek fazlar, kristal yapıları, uzay grupları ve a, b, c değerleri Tablo 2.1'de verilmektedir. İkincil fazlar kuasikristal, hegzagonal ve

monoklinik gibi kristal yapıda olduklarından x-ışını kartlarında çok fazla d mesafesine sahiptirler.

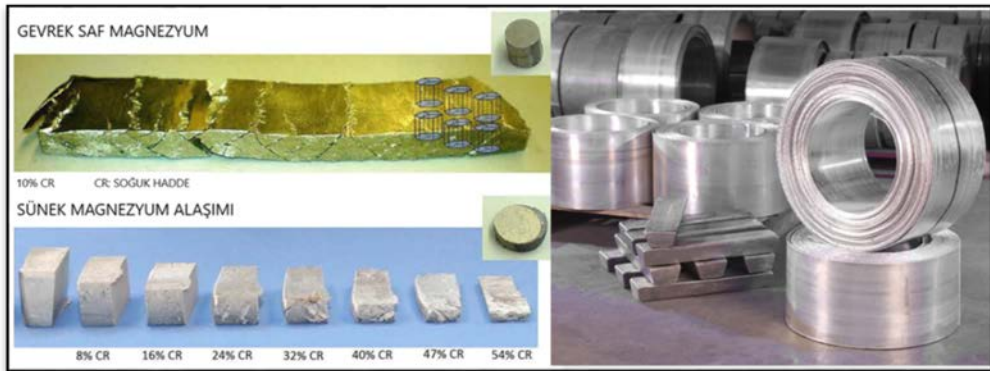
Tablo 2.2: Mg-Zn-Y-Ca alaşımında görülebilecek fazlar, kristal yapıları, uzay grupları ve a, b, c değerleri.

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

Bu çalışmalar ışığında Mg-Zn-Y üçlü sisteminde yüksek mukavemet ve süneklik için LPSO ve ikosahedral I fazı içeren alaşımlar seçilerek, termo-mekanik işlemlerle optimal verim alınabilir.

3. MAGNEZYUM LEVHA ALAŞIMLARI

Levha, çok sayıda endüstriyel uygulamada kullanılan temel bir malzeme şeklidir. Hemen hemen her metal, bu iyi standartlaştırılmış yarı mamul levhaların izin verdiği tasarıma bağlı olarak parçaların üretimini yapmaktadır. Levhalar, geleneksel döküm ürünlerini büyük bir deformasyon programını içeren haddeleme işlemi vasıtasıyla üretilir. Homojen bir kalınlıkta ve geniş bir alanda sac üretmek amacıyla malzemeler rulolar arasında deforme edilir. Elde edilen levha daha sonra çok çeşitli uygulamalar için uygun olan sac metal şekillendirme prosedürlerinde transfer ya da daha fazla işlem için kullanılabilir. Bu nedenle, bir malzeme sınıfının tüm potansiyeli gerçekleştirilmesinde levhalar önemli ürünlerdir. Ne yazık ki, magnezyum ve alaşımları, en azından kübik metallere kıyasla, aktif deformasyon mekanizmalarının sayısını sınırlayan, hegzagonal sıkı paketlenmiş kafes yapısına sahip malzemelerdir. Bu nedenle levha üretim sürecinin temel gereksinimleri olan süneklik ve şekillendirilebilirlik özellikleri sınırlı olduğundan şekillendirme prosedürleri ve uygulamadaki parçaların özellikleri de sınırlıdır [76]. Şekil 3.1’de magnezyum alaşımının haddelenebilirliği ve levha formu verilmektedir [2].



Şekil 3.1: Magnezyum alaşımının haddelenebilirliği ve levha formu.

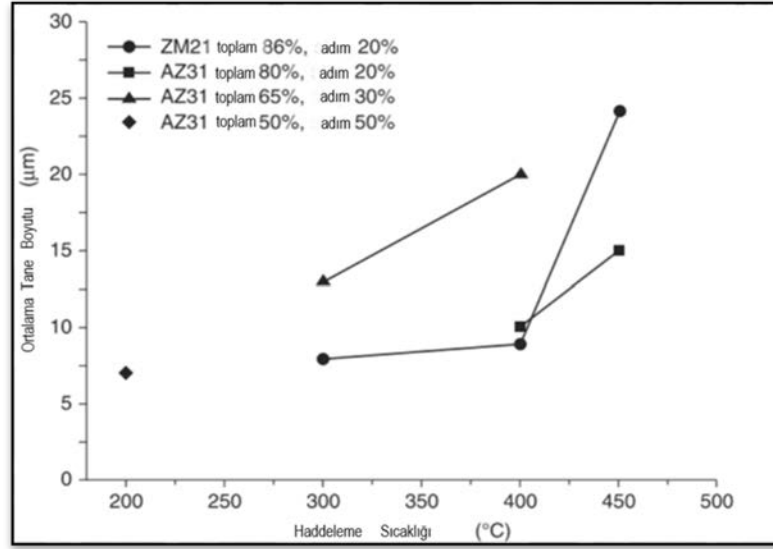
Termomekanik işlemlerde kullanılan koşullar, üretilen levhaların mikro yapısının ve mekanik özelliklerinin önemli ölçüde iyileştirilebileceğini göstermektedir [77]. Son zamanlarda belirli nadir toprak elementleri içeren alaşımların, haddeleme sırasında farklı mikroyapısal ve özellikle tekstür (texture)

gelişim gösterme eğiliminde olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, kristalografik tekstür kontrolü, endüstriyel uygulamaların sayısının artması için çok önemli olan geliştirilmiş tabaka şekillendirilebilirliği elde etmenin anahtarı olarak vurgulanmıştır. Sac metal şekillendirilmiş parçalar, basınçlı döküm bileşenlere kıyasla avantajlı mekanik özellikler ve gözeneksiz iyi yüzey kalitesi sunar. Yine de magnezyum levhaların yaygın olarak kullanılmasının önündeki en büyük engel, diğer hafif yapı malzemeleriyle karşılaştırıldığında, düşük ekonomik verimlilik gibi görünmektedir. Haddeme prosedürleri karmaşık kalır ve çok çeşitli magnezyum alaşımları için hala iyi anlaşılmamıştır. İkiz merdane döküm gibi teknolojiler, bu yarı mamul ürünlerin maliyetleri üzerinde olumlu bir etki ile levhaların daha verimli üretilmesine katkıda bulunabilir [76].

3.1. Magnezyum Levha Alaşımlarının Mekanik Özellikleri

Günümüze kadar magnezyum levha alaşımları üzerine çok çeşitli çalışmalar yapılmıştır. Bunlardan bir tanesi olan Jeong ve Ha'nın yapmış olduğu çalışmada, AZ31 levhasının 200°C 'de başarılı bir şekilde haddelenebileceğini gösterse de çatlamayı önlemek için 300°C 'den yüksek bir haddeme sıcaklığı seçilmesi gerektiğini belirtmiştir [78].

İki farklı çalışma göstermektedir ki toplam deformasyonun artmasının nihai mikroyapı ve tekstür üzerindeki etkisi, geçiş başına deformasyona benzer şekilde yorumlanabilir. İki çalışmanın sonuçları karşılaştırılarak Şekil 3.2'te gösterildiği gibi toplam deformasyonun artmasıyla tane boyutu ve tekstür keskinliği genel olarak azalmakla birlikte, haddeme işlemi sonundaki mikro yapılar daha çok haddeme sıcaklığına, ara tavlamanın süresine ve geçiş başına deformasyona bağlıdır [79-82].



Şekil 3.2: Magnezyum alaşımı levhaların farklı sıcaklıkta haddeleme sonucu ortalama tane boyutu grafiği (ZM21; AZ31 toplam 80%, adım 20%; AZ31 toplam 65%, adım 30%; AZ31 toplam 50%, adım 50%;

Levhalar ara tavlama sırasında statik yeniden kristalleşmeye maruz kaldığından ve birikmiş deformasyon esas olarak son haddeleme geçişi sırasındaki deformasyon derecesi ile belirlendiğinden, toplam indirgeme son mikroyapıda küçük bir rol oynar. Toplam deformasyonun artmasıyla, sac kalınlığı azalır, bu da haddeleme sırasında sacın hızlı soğumasıyla sonuçlanır ve özellikle ısıtılmamış hadde merdanelerindeki işlem sıcaklığını düşürür [76]. Ticari magnezyum alaşımlarının mekanik özellikleri Tablo 3.1’ de verilmiştir [84]:

Tablo 3.1: TYS: Çekme akma gerilimi. UTS: Nihai çekme gerilimi.

Levha Alaşımı	TYS(MPa)	UTS(MPa)	Uzama Miktarı (%)
AZ31 (O-Temper)	145-150	250-255	17.0-21.0
AZ31(H24)	145-220	255-290	14.0-19.0
AZ31(H26)	170-205	260-275	10.0-16.0
AZ80	154-216	278-340	8.0-14.0
ZK10	178	263	6
ZK30	185	270	8
ZK60	201-216	293-309	8.0-10.0
ZM21(O-Temper)	131	232	13
ZM21(H24)	180	275	8

Essadiqi ve arkadaşları tarafından belirtildiği gibi haddeleme hızının artırılması, magnezyum levhaların ortalama tane boyutunda bir azalmaya yol açar

[83]. Huang ve arkadaşları iki güçlü tekstür bileşeni içeren ekstrüde edilmiş bir plakanın haddelenmesi sırasında mikroyapısal değişimin incelendiği bir çalışmada, bir bileşen, levha hadde yönündeki (RD) bazal kutbuna, diğeri ise levhanın enine doğrultusundaki (TD) bazal kutbuna karşılık gelir. Bir döküm külçenin haddelenmesi tipik olarak RD'ye paralel bazal kutba karşılık gelen bir tekstür bileşeninin geliştirilmesine yol açarken, sonraki dtekstür bileşeni, 550 °C'de %70'e varan kalınlık azalmasına kadar haddeleme sırasında korunur. Bu (TD) tekstür bileşeninin haddelemeden sonra yapıda varlığını kaybetmemesi, tabakanın mukavemet ve şekillendirilebilirliğinde önemli bir gelişme sağlar [85].

Bohlen ve arkadaşları, yaptıkları çalışmada nadir toprak elementi ile alaşımlandırılmış magnezyum alaşımlarının oryantasyona bağlı mekanik özellikleri incelemiştir [86]. Bu çalışma sonuçları Tablo 3.2' de verilmiştir.

Tablo 3.2: Maksimum homojen gerinimdeki değer %5. TYS: Çekme akma gerilimi. UTS: Nihai çekme gerilimi. r_8 : %8 gerinimdeki r değeri.

Alaşım	Oryantasyon	TYS(MPa)	UTS(MPa)	Homojen Uzama (%)	Uzama (%)	r_8
ZM21	RD	127	236	18.4	24.3	0.9
	TD	144	235	14.6	18.1	2.1
ZK10	RD	194	254	10.0	15.6	0.9
	TD	226	272	11.2	22.5	1.3
ZE10	RD	191	216	7.7	19.8	0.9
	TD	138	226	18.9	29.7	0.9
ZEK100	RD	203	234	7.1	23.7	0.9
	TD	154	241	15.7	31.9	1.2
ZEK410	RD	258	291	4.9	8.8	1.3
	TD	182	280	17.5	23.7	0.9
ZW41	RD	209	258	10.8	17.4	0.9
	TD	130	248	22.1	30.1	0.7

3.2. Magnezyum Levhaların Şekillendirilebilirliği

Birçok avantajına rağmen magnezyum alaşımları zayıf şekillendirme davranışı ve oda sıcaklığında sınırlı sünekliği nedeniyle yaygın ticari kullanıma sahip değildir [87]. Magnezyum alaşımlarındaki zayıf şekillendirme davranışının birincil nedenlerinden biri, deformasyon işlemi sırasında güçlü bir kristalografik tekstürün oluşmasıdır. Haddelenmiş levha malzemedde, tek tek tanelerin kristalografik c

eksenleri levhanın normal yönü ile hizalı olarak bir bazal tekstür oluşturmaya başlar. Bu tekstür, şekillendirilebilirlik açısından zararlıdır çünkü yüksek düzeyde anizotropik davranışa neden olur ve içerdiği yönelimler, şekillendirme işlemlerini barındıracak mevcut deformasyon mekanizmalarından yoksundur [88-89]. Sonuç olarak güçlü bazal tekstür, kırılmaya yol açan kesme bantları oluşturma eğilimi gösterir [90].

Magnezyum alaşımlı levhada şekillendirme davranışının deneysel araştırması genellikle plastik anizotropinin (r-değerleri) şekillendirilebilirlik için basit bir niceliksel ölçü olarak kullanmıştır. Bir malzemenin r-değeri,

$$r = \varepsilon_w / \varepsilon_t \quad (3.1)$$

Burada ε_w ve ε_t , önceden tanımlanmış bir gerinim eşiğine kadar gerçekleştirilen tek eksenli bir gerilme testinden sonra sırasıyla genişlik ve kalınlık yönlerindeki gerilmelerdir. Mg alaşımları için genellikle bu oran % 10' dur [90]. Bu oranlar, tipik olarak sac haddeleme yönünden 0°, 45° ve 90° yükleme eksenini ile sac düzlemi içindeki çoklu oryantasyon numuneleri için hesaplanmıştır. Bu üç ölçüm, tabakanın düzlem içi r-değerini verir. Magnezyum alaşımları dâhil olmak üzere HSP metallerde, düşük r değerleri iyi şekillendirilebilirliği gösterir [91]. Ticari magnezyum levhada, üçten büyük r-değerleri genellikle rapor edilir [89]. Çoğu metalik malzemelerde plastik şekil verme sırasında gerekli kuvvetlerin hesaplanması sırasında genelde Holloman Denklemi kullanılır:

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (3.2)$$

Holloman denkleminde n değeri sabittir ve deformasyon sertleşmesi üssü olarak adlandırılır. Denkleminde K mukavemet sabitidir [92]. Çoğu iyi şekillenebilen levha metal alaşımları yüksek n-değerine sahiptir. n-değerleri 0.2-0.5 arasındadır [93].

Termomekanik işlem sırasında kristalografik tekstür gelişimi, tane boyutu, intermetalik çökeltilerin varlığı ve alaşım bileşimi dâhil olmak üzere birçok başka faktöre bağlıdır. Bu etkilerin her birinin, tekstürü olduğu kadar şekillendirme davranışını da bağımsız olarak etkilediği gösterilmiştir [88,94-95].

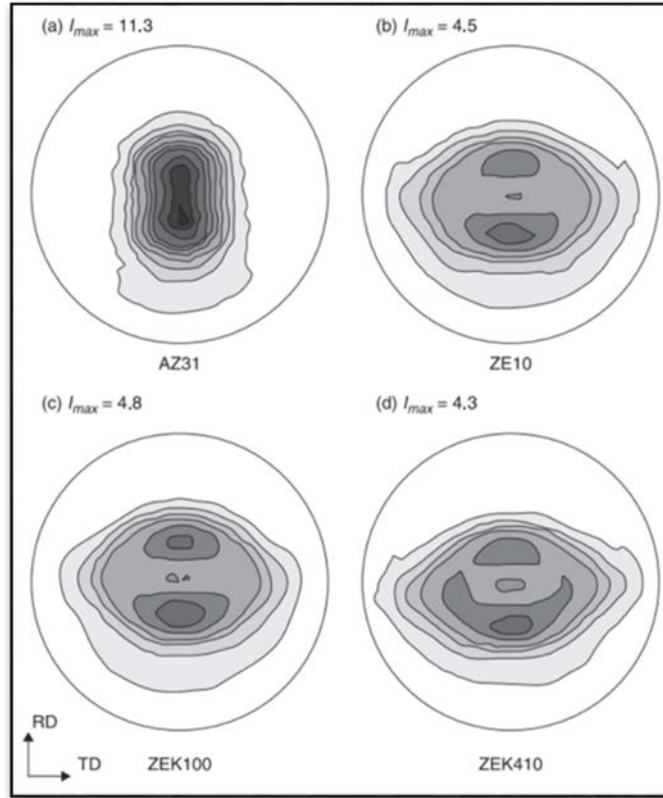
Chino ve arkadaşları, haddeleme sıcaklığının AZ31 levhaların şekillendirilebilirliği üzerindeki etkisini incelemiştir. 450 °C'de haddelenmiş levhada, 390 °C'de haddelenenden daha yüksek bir esneme şekillendirilebilirliği ve daha düşük plastik anizotropi (r değeri) elde etmiştir. Tabakanın geliştirilmiş şekillendirilebilirliği, daha zayıf tekstüre dayandığı belirtilmiştir [79].

Şekillendirme yeteneğini ölçeklendirmek için şekillendirme limit eğrileri (FLC) ve şekillendirme limit diyagramı (FLD) kullanılmaktadır. FLC ile ilgili bilgileri ortaya çıkarmak için farklı test kurulumları kullanılır. Bununla birlikte, şekillendirilebilirliğin belirli özellikleri hakkında bilgi elde etmek için literatürde gererek şekillendirme, Erichsen değeri ve derin çekme (sınırlayıcı çekme oranı (limiting drawing ratio)) sıklıkla kullanılmaktadır [96].

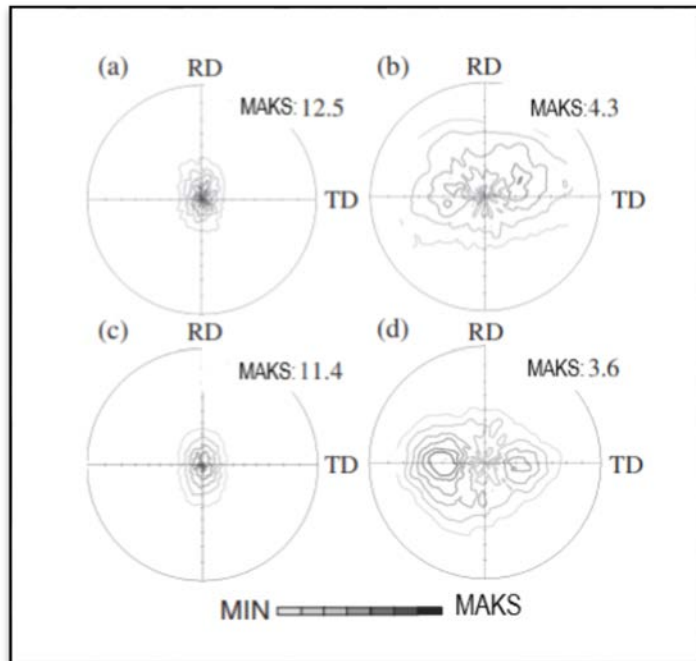
Chino ve arkadaşları Mg-Zn-RE alaşımlarının gererek şekillendirilebilirliğini incelerken, daha zayıf tekstüre sahip yapıların, oda sıcaklığında 5000 veya 6000 Al serisi alaşımlar ile benzer gererek şekillendirilebilirlik değerlerine varmışlardır. Mg-Zn-Y tabakalarında artan Y içeriği ile birlikte çökeltilerin oranındaki bir artış, gererek şekillendirilebilirlikte bir miktar azalmaya yol açar [79,97].

Bohlen ve arkadaşları, yaptıkları çalışmada nadir toprak elementi ile alaşımlandırılmış magnezyum alaşımlarının tekstür ölçümlerinden yeniden kutup şekilleri hesaplamıştır. (Şekil 3.3).

Chino ve arkadaşlarının yaptığı çalışmada Ca ve Zn atomlarının etkileşiminin, bazal kutupların hadde yönüne dik şekilde yönelmesinde önemli bir rol oynadığı ileri sürülmektedir [98]. Şekil 3.4 'te görüldüğü üzere çinko ve kalsiyum ilavesiyle tekstür şiddeti düşerek daha rastgele düzene geçmiştir.

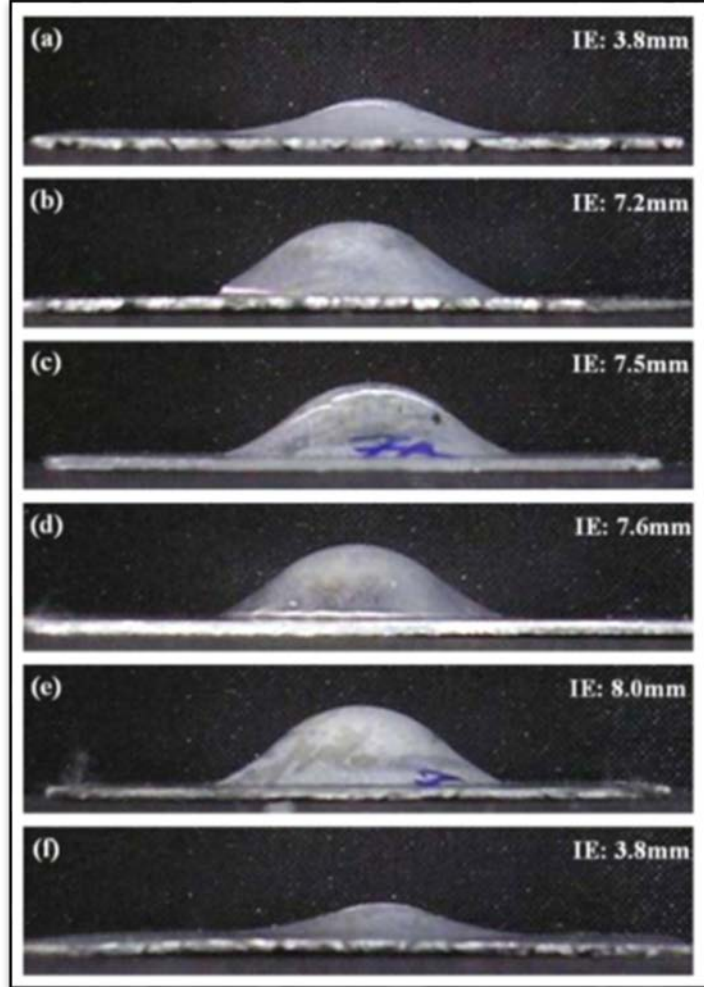


Şekil 3.3: Magnezyum levhalar üzerindeki tekstür ölçümlerinden yeniden hesaplanan bazal kutup şekilleri. Kontur seviyeleri = 0,5, 1, 1,5, 2, 3, 5, 7. (a) AZ31 (b) ZE10 (c) ZEK100 (d) ZEK410.

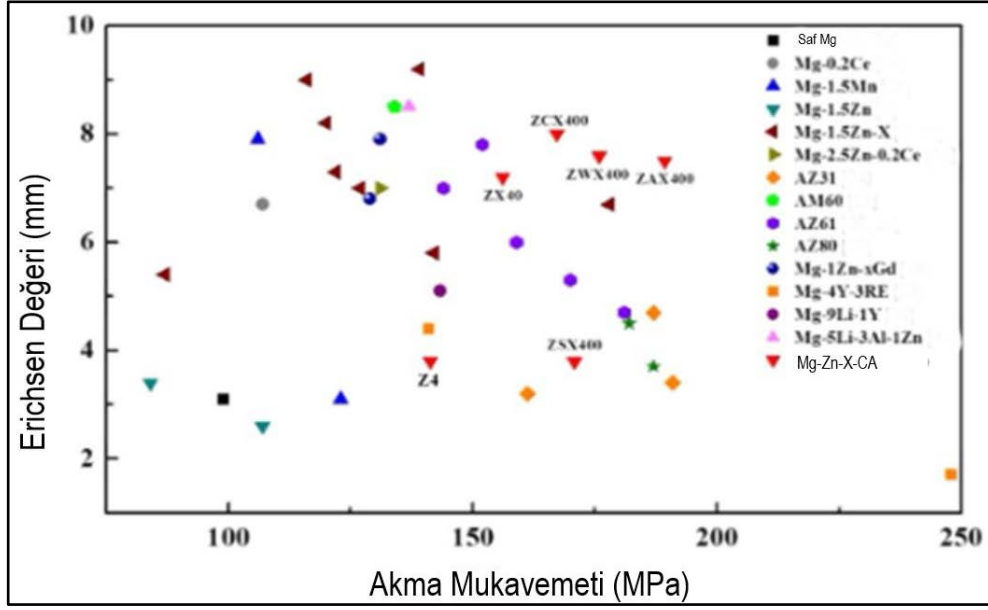


Şekil 3.4: RD: Rolling Direction (Hadde yönü), TD: Transverse Direction (Hadde yönüne dik), (0002) düzleminde tavlanmış levha a-) Mg-1.5Zn b-) Mg-1.5Zn-0.1Ca c-) Mg-3Zn ve d-) Mg-3Zn-0.1Ca alaşımlarının tekstür kutup şekilleri ve tekstür şiddetleri.

Park ve arkadaşları, yaptıkları çalışmada Mg-4Zn-X-Ca alaşımının anizotropideki değişim sebebiyle yüksek şekillendirilebilirlik elde edildiğini belirtmişlerdir [99] (Şekil 3.5). Şekil 3.6'da görüldüğü gibi literatürde magnezyum alaşımları için yapılan erichsen indeksi (EI) ve akma mukavemeti, itriyum ve kalsiyum ilavesi ile ciddi artış göstermiştir. Geleneksel AZ31 alaşımı ise iyi dayancına rağmen düşük şekillendirme yeteneğine sahiptir.



Şekil 3.5: IE: Erichsen indeksi, a-) Z4 b-) ZX40 c-) ZAX400 d-) ZWX400 e-) ZCX400 ve f-) ZSX400 alaşımlarıdır.



Şekil 3.6: Magnezyum alaşımlarının erichsen ve akma mukavemeti değerleri.

3.3. Magnezyum Levha Üretimi

Haddeleme işlemi, bir malzemenin eksenleri birbirine paralel ve zıt yönlü dönen merdaneler arasından geçirilerek yapılan plastik şekil verme işlemidir. Haddeleme sırasında merdaneler aynı hızda ve birbirine zıt yönde dönerlerken, merdaneler arasından geçen malzeme istenilen şekli alır. İşlem sıcaklığına göre, haddelemeyi sıcak ve soğuk haddeleme olarak iki sınıfa ayırmak mümkündür [110].

Sıcak haddeleme yönteminde, döküm yöntemiyle elde edilen magnezyum levhalara homojenizasyon tavı uygulanır. Magnezyum haddeleme işleminde magnezyumun düşük ısı kapasitesi sebebiyle harcanan enerji fazladır ve bu verimi düşürmektedir. İlk olarak 5mm kalınlığındaki numuneler her pasoda %10-20 oranında kesit incilmesi olacak şekilde 3mm kalınlığa ulaşacak şekilde haddelenir. Ardından her pasoda, yaklaşık olarak %10'luk bir kalınlık incilmesi elde edilecek şekilde kalınlık 1mm'ye inene kadar haddelenir. Levhaların sıcaklığının 380°C 'nin üzerinde olması için, her pasodan sonra yeniden ısıtma işlemi yapılır. Haddeleme işleminin 190° C' nin altında yapılması ise soğuk deformasyon olarak adlandırılır. Nihai mekanik özellikleri düzenlemek için magnezyum alaşımlı levhalara farklı ısıtma işlemi yapılabilir. O temper yapmak için 345-370°C 'de bir saat ısıtma ve H24 temperi için 260°C 'de bir saat ısıtılması gerekir [111].

Doğrudan döküm yönteminde (DC, (Direct chill casting)) döküme başlamak için kalıba bir başlangıç kafası yerleştirilir. Ergiyik metal daha sonra kalıba iletilir.

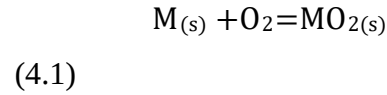
Başlangıç kafası (dummy block) ile ergiyik metalin katılaşılan kısmı da beraberinde alınarak geri çekilir. Yükseltilmiş bir platformdan şahmerdan yardımıyla katılaşılan metal indirilir. İndirme oranı, döküm hızını ayarlar. Optimum döküm hızı, alaşımın termal özelliklerine ve külçe boyutuna bağlıdır ve 50–1000 mm/dak arasında değişir. Bu, yarı-sürekli dikey DC sürecidir; merdanelerin maksimum hareketine ulaşıldığında döküm durdurulur. DC döküm, tamamen sürekli bir modda yatay olarak da gerçekleştirilebilir [112].

İkiz rulo dökümü (TRC: Twin Roll Casting) yönteminde ise, iki farklı TRC tipi vardır; dikey ve yatay. Dikey TRC’de, eriyik bir ağızlıktan birbirlerine doğru dönen merdaneler arasındaki boşluğa akar. Kenar yavaşlatıcıları, ergitme havuzunu hadde boşluğunun tepesinde oluşturmak için kullanılır. Eriyik, döner merdanelere temas ettiği sırada katılaşılan bu levha, silindirlerin ucundaki silindir ayırma kuvvetinden kaynaklanır. Katılaşılan için silindir ayırma kuvveti gereklidir; aksi halde eriyik boşluktan akar. Çok yüksek bir ayırma kuvveti ise, eriyiği hadde sırasında dışarıya zorlayarak aşırı deforme eder [113-114]. Yatay TRC, tandiş, nozul ve merdanelerden oluşur. Erimiş metal, yatay bir nozülde sabit sıcaklıktaki tandişe aktarılır. Ardından merdanelerin arasına çekilir.

4. MAGNEZYUM ALAŞIMLARINDA OKSİDASYON ve TUTUŞMA MEKANİZMASI

4.1 Metal-Oksijen Reaksiyonlarının Termodinamik Yaklaşımları

Genel olarak metaller, farklı gaz atmosferlerinde termodinamik olarak kararsızdır. Bu nedenle, bileşime ve reaksiyon koşullarına bağlı olarak yüzeyde bileşikler (oksitler, sülfidler, karbürler, nitrürler vb.) oluşturmak için reaksiyona girerler. Metal oksitlerin oluşumuyla ilişkili serbest enerji değişimi (ΔG , Gibbs free energy), oksidasyon işleminin itici gücüdür [115]. Oksit (MO_2) oluşturmak için metal (M) ve oksijen (O_2) arasındaki genel kimyasal reaksiyon şu şekilde tanımlanabilir [115-117]:



Oksidasyon reaksiyonunun itici gücü şu şekilde yazılır:

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

Burada $\Delta^\circ G$: 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: sıcaklık.

Reaksiyon $\Delta^\circ G < 0$ ise kendiliğinden meydana gelir, denge durumunda ise $\Delta^\circ G = 0$ 'dır, reaksiyon $\Delta^\circ G > 0$ ise termodinamik olarak kendiliğinden gerçekleşmez. Denge durumunda (ΔG) reaksiyon şu şekildedir:

$$\Delta^\circ G = -RT \ln \frac{a_{(MO_2)}}{a_{(M)} p_{(O_2)}} \quad (4.3)$$

Saf metaller için metal ve oksit aktivitelerinin bire eşit olduğu kabul edilerek hesaplamalar yapılır. Bu durumda denklem şu şekilde yazılır [116-117]:

$$\Delta^{\circ}G = RT \ln p_{O_2}$$
$$p_{O_2} = \exp(\Delta^{\circ}G/RT)$$
(4.4)

Termodinamik olarak oksit oluşumu, ortamdaki oksijen basıncı, metal ile dengede olan oksidin ayrışma basıncından daha yüksekse meydana gelir. Bu nedenle termodinamik olarak oksidasyon oluşumu aşağıdaki denklem ile ifade edilir [115]:

$$p_{O_2} \geq \exp(\Delta^{\circ}G/RT)$$
(4.5)

Termodinamik bilgi, verilen sıcaklık ve oksijen kısmi basıncı altında olası metal-oksijen reaksiyonlarını verir. Öte yandan, oksit tabaka oluşumu termodinamik ve kinetik yaklaşımlar ile açıklanabilir.

4.2. Metal-Oksijen Reaksiyonlarının Kinetik Yaklaşımları

4.2.1. Metal-Oksijen Etkileşimi

İlk metal-oksijen reaksiyon aşaması aşağıdaki adımları içerir [115-116]:

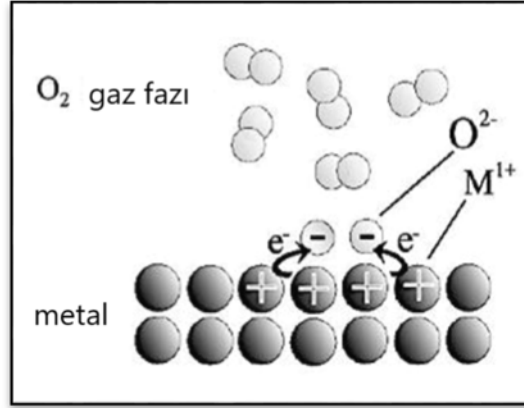
- Yüzeyde oksijen adsorpsiyonu;
- Oksit çekirdeklenmesi;
- Yanal büyüme;

Metal oksit oluşumu, metal yüzeyindeki atomik oksijenin adsorpsiyonu ile başlar. Bu adımı sırasıyla:

- Van der Waals etkileşimi yoluyla yüzeyde O₂ moleküllerinin fiziksel adsorpsiyonu;

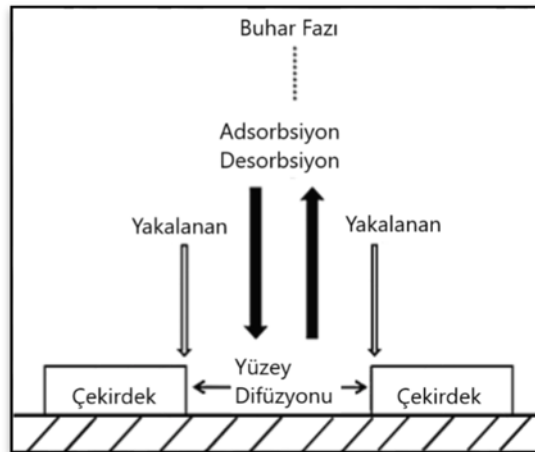
- Adsorbe edilen türlerin ve yüzey atomlarının kimyasal bir bağ ile kimyasal adsorpsiyonu;

olmak üzere iki aşamaya ayrılabilir. Yüzeyde absorbe edilen oksijen molekülleri, Şekil 4.1'de gösterildiği gibi, yüksek elektro-negatifliği sayesinde metalden oksijene yük transferi ile atomik oksijene ayrışır [108,110].



Şekil 4.1: Metalden oksijene yük transferi.

Adsorplanan oksijen kritik konsantrasyona ulaştığında, ilk oksit adacıkları çekirdeklenmeye başlar. Daha sonra bu oksit adacıkları, yanıl büyüyerek ilk oksit tabakasını oluşturur ve metal-gaz temasını engeller [115]. İlk metal-gaz etkileşiminin şematik gösterimi Şekil 4.2'de verilmiştir.

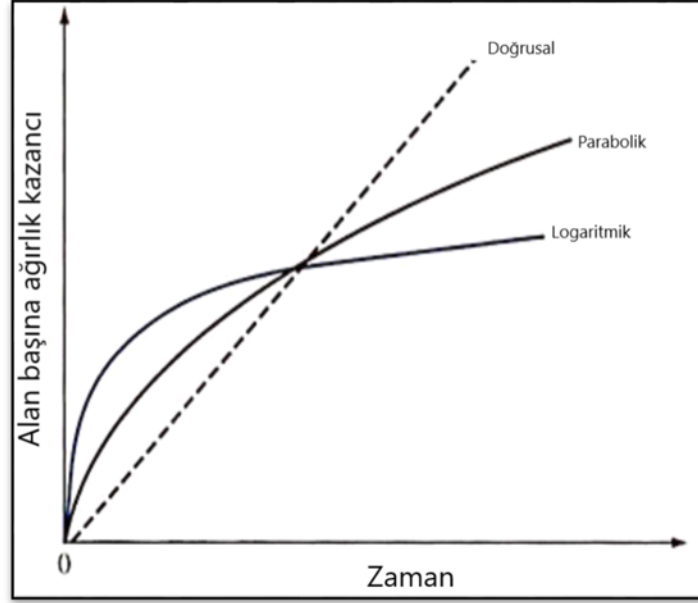


Şekil 4.2: İlk metal-gaz etkileşimi.

Tabakanın kalınlığı arttıkça oksit, reaktantları birbirinden ayırır. Bu koşul altında reaksiyon, oksit tabakası boyunca kütle aktarımı yoluyla ilerler. Bu, oksit tabakasında mikro çatlaklar veya gözenekler gibi herhangi bir fiziksel süreksizlik yoksa ve alt tabaka ile iyi tutunma varsa geçerlidir. Genel olarak, oksit tabakası boyunca kütle aktarımı, oksijenin içeri doğru difüzyonunu ve metalin dışarı doğru difüzyonunu içerir. Kafes kusurları (boşluk, Schottky vb.) olmadan mükemmel bir kristalde kütle aktarımı mümkün olmadığından, oksit tabakası boyunca difüzyon süreci yapıdaki kusurlara bağlıdır [115,118].

4.2.2. Oksidasyon Kinetiği

Oksidasyon kinetiği, oksidasyon mekanizması hakkında bilgi elde etmek için termodinamik hesaplamalarla birlikte kullanılır. Oksidasyon işlemi, oksitlerin metal yüzeyine yapışması, metallerin / oksitlerin buharlaşması nedeniyle ağırlık artışına veya ağırlık kaybına neden olur. İşlem sırasında malzemenin ağırlık değişiminin ölçülmesi oksidasyon kinetiği hakkında bilgi verir. Termogravimetrik yöntem, malzemenin oksidasyonu sırasında kinetik verileri elde etmenin yollarından biridir. Bu yöntemde malzeme sabit bir sıcaklıkta tutulur ve ağırlık kazancı veya kaybı zamanın bir fonksiyonu olarak ölçülür [115]. Reaksiyon hızları, sıcaklık, oksijen basıncı, yüzey durumu ve geçen reaksiyon süresi gibi birçok parametreye bağlıdır [115]. Temel reaksiyon (rxn) hızları, Şekil 4.3'te gösterildiği gibi logaritmik, parabolik ve doğrusal olarak sınıflandırılır [115-117]:



Şekil 4.3: Temel reaksiyon hızları.

Logaritmik reaksiyon, düşük sıcaklıklarda etkilidir. Yüzeyde çok ince bir oksit tabakasının oluşmasına neden olur. Hız başlangıçta çok hızlıdır ancak zamanla yavaşlar. Reaksiyon hızı logaritmik veya ters logaritmik olabilir. Logaritmik denklem şu şekilde verilir:

$$x = k \log t + A \quad (4.6)$$

Burada x oksidasyona veya oksit kalınlığına bağlı ağırlık değişimidir, t zamandır ve k logaritmik hız sabitidir.

Koruyucu oksit tabakası metal yüzeyinde yavaş büyür ve yüzeyde difüzyona karşı bariyer görevi görür. Bu sebeple oksidasyon hızı oksidasyon kalınlığı ile ters orantılıdır. Parabolik rxn denklemi şu şekilde verilir:

$$\frac{dx}{dt} = \frac{k_p}{x} \quad (4.7)$$

İntegral yöntemiyle denklem şu şekle çevrilir:

$$x^2 = k_p t + C \quad (4.8)$$

Burada k_p parabolik hız sabitidir ve C sabittir.

Lineer reaksiyon hız, metal yüzeyin koruyucu bir tabaka ile kaplanmaması durumunda geçerlidir. Oksidasyon hızı sabittir. Doğrusal rxn oranı şu şekilde verilir:

$$\frac{dx}{dt} = k_l t \quad (4.9)$$

İntegral yöntemiyle denklem şu şekle çevrilir:

$$x = k_l t + C \quad (4.10)$$

Burada k_l doğrusal hız sabitidir ve C sabittir.

4.2.3. Oksidasyon Kütle Transferi

İnce film oluşumu oksidasyonun ilk adımıdır. Bunu oksit film büyümesi takip eder. Bu süreç, metal iyonlarının oksit-gaz ara yüzeyine ulaşmak için oksit film boyunca dışarıya doğru difüzyonunu veya oksijenin oksit-metal ara yüzeyine içeriye doğru difüzyonunu içerir. Oksit tabaka kalınlığı arttıkça, difüzyon yolunun uzunluğu da artar, bu oksit tabakada herhangi bir bozulma olmaması koşuluyla zamanla reaksiyon hızında bir azalmaya yol açar. Genel olarak bu süreç, katıdaki veya oksit tabakadaki kusurlara bağlı olarak katı hal difüzyonu ile gerçekleşir [116-117]. Bu durumda, difüzyon, kafes boyunca nokta kusurlarının varlığı ile gerçekleşir. Öte yandan, difüzyon, tane sınırları ve kolay difüzyon yolları (boşluk, çatlaklar, mikro kanallar) boyunca da ilerleyebilir [115,119]. Bu nedenle, nokta kusurları, tane sınırları ve oksit büyümesi ile ortaya çıkan diğer kusurlar, iyonların taşınımı için önemli faktörlerdir.

4.3 Alaşım Oksidasyonu

Alaşımlandırma yöntemi ile saf bir metal üzerinde oluşan oksit yapısının değiştirebildiği bildirilmiştir. Bu değişim, yüzeyde daha kararlı veya yoğun bir katman oluşturarak sağlanır. Bu koruyucu yetenek farklı çalışmalarla açıklanmaya çalışılmıştır. 1923'teki bir çalışmada Pilling ve Bedworth, bir metal üzerinde oluşan oksidin koruyucu yeteneğinin Pilling-Bedworth oranı (PB oranı) ile gösterilebileceğini belirtmişlerdir [120]. P-B oranı, R_{PB} olarak gösterilir ve Denklem 4.11 gibi formüle edilir:

$$R_{PB} = \frac{M_{oxide} \rho_{metal}}{n M_{metal} \rho_{oxide}} \quad (4.1)$$

M atomik veya moleküler kütleyi, n oksidin bir molekülündeki metal atomlarının sayısını, ρ yoğunluğu belirtir. R_{PB} değeri 1.0'dan küçükse oksit tabakasının koruyucu değildir. 1.0 ve 2.0 arasındaki R_{PB} değerleriyle koruyucu bir katman olması beklenmektedir. R_{PB} değeri 2.0'dan büyükse, oksit tabakasının kalın olması, çatlama eğiliminde olması ve az koruma sağlaması beklenir. MgO'nin R_{PB} değeri 0.81'dir. Bu nedenle, oksit tabakası yoğun değildir ve özellikle yüksek sıcaklık oksidasyonuna koruma sağlayamamaktadır [120]. Elementlere ait P_{BR} oranları Tablo 4.1 gibidir [121] :

Tablo 4.1: Elementlerin oluşturdukları oksitler, (R_{PB}).

Element	Oksit	P_{BR}
Al	Al_2O_3	1.29
Zn	ZnO	1.59
Ca	CaO	0.65
Y	Y_2O_3	1.13
Mg	MgO	0.81

Çok bileşenli alaşımlar birden fazla oksitleyici bileşene sahiptirler. Bu sebeple ek faktörlerin dikkate alınması gerekir [122]. Oksidasyon süreçlerini etkileyen faktörlerden bazıları şunlardır [121-124]:

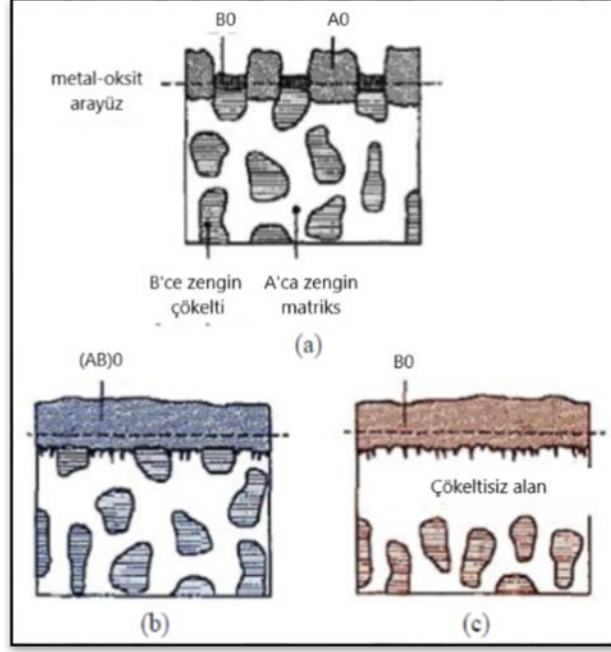
- Alaşım elementlerinin farklı oksijen afiniteleri;
- Metal iyonlarının alaşım fazları ve oksitlerdeki farklı yayılma hızları;
- Elementlerin ana metal içindeki çözünürlüğü;
- Oksijenin alaşım içinde çözünmesi ve difüzyonu ile metalde oksit oluşumu (iç oksidasyon).

Bu faktörler çeşitli oksit tabakalarının oluşumuna yol açar [115,117]:

- Bir oksit karışımı (karışmayan veya katı çözelti);
- Belirli bir alaşım elementinin tek bir oksidi (seçici oksidasyon);
- Tek veya karışık bir dış oksit tabakası ile belirli alaşım elementlerinin iç oksidi.

Çok fazlı alaşımlar için ortak bir oksidasyon mekanizması tanımlanmamasına rağmen, oksidasyon mekanizmasını tanımlayan ana özellikler aşağıdaki gibi özetlenebilir [125]:

- Şekil 4.4 (a)'da gösterildiğı gibi, alaşımdaki her bir fazın bağımsız oksidasyonu nedeniyle yüzeyde farklı oksitlerin oluşumu;
- Şekil 4.4 (b)'de gösterildiğı gibi, her fazın birlikte oksitlendiğı tek tip oksit oluşumu;
- Şekil 4.4 (c)'de gösterildiğı üzere ikincil faz, yüzeydeki oksit büyümesi için bir rezervuar görevi görür. Bu durum, oksidasyon işlemi metalde tükenme bölgesi oluşumuna neden olur. Tükenme bölgesi; çözünen alaşım konsantrasyonu, oksit tabaka büyüme hızı ve alaşım inter-difüzyon katsayısına bağılıdır [116].



Şekil 4.4: İki fazlı alaşımlar üzerinde oksit tabaka oluşumunun şematik gösterimi: (a) iki farklı fazın bağımsız oksit oluşturmaları, (b) tek tip oksit oluşumu, (c) ikincil fazların oksit oluşumu ve büyümesi için rezervuar görevi görmesi ile oluşan yapı.

Metaller üzerinde oluşan oksit tabakasının yapısı, metallerin kullanım ömürlerinin devamını belirlediği için çok önemlidir. Sürekli ve yoğun oksit tabakası, yüzeyde daha fazla oksidasyona karşı koruyucu bir bariyer sağlar. Bununla birlikte, farklı etkilere kaynaklanan fiziksel süreksizlikler, metalin oksitleyici ortama karşı koruyucu olmamasına neden olur. Bu durum daha yüksek oksidasyon oranlarına neden olur. Ayrıca oksidasyon işlemi ekzotermik bir reaksiyon olduğundan, yüksek oksidasyon hızı yüzey sıcaklığında hızlı bir artışa neden olur ve bu da reaksiyon hızlarında daha fazla artışa yol açar.

4.4. Metallerde Tutuşma Mekanizması

Metallerin tutuşması, sistemdeki enerji dengesi açısından açıklanabilir. Metal oksitleyici bir ortamda ısıtıldığında sistemde iki tür ısı girişi olur [126]:

- Oksidasyon reaksiyonu (iç kaynak);
- Elektrikli fırın, indüksiyon ocağı vb. gibi harici kaynak.

Öte yandan, sistemde aşağıdakilerden kaynaklanan ısı kayıpları da vardır:

- Radyasyon;
- İletim;
- Konveksiyon.

Dahili ısı girdisi, ısı kaybına eşit hale geldiğinde, oksidasyon reaksiyonu, harici ısıtma kaynağı kaldırılrsa bile kendi kendini sürdürecektir [126]. Yüzey sıcaklığındaki artış, daha yüksek oksidasyon oranlarına ve nihayetinde numunenin tutuşmasına neden olur.

Metalik bir malzemenin tutuşma sıcaklığı iki yöntemle ölçülür. Birincisi numunenin bir fırında sürekli ısıtılması. İkincisi ise numunenin belirli bir sıcaklıkta izotermal olarak tutulması. Test yöntemine dayalı olarak, tutuşma sıcaklığının (T_i) iki tanımını önerilmiştir [127,128]:

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

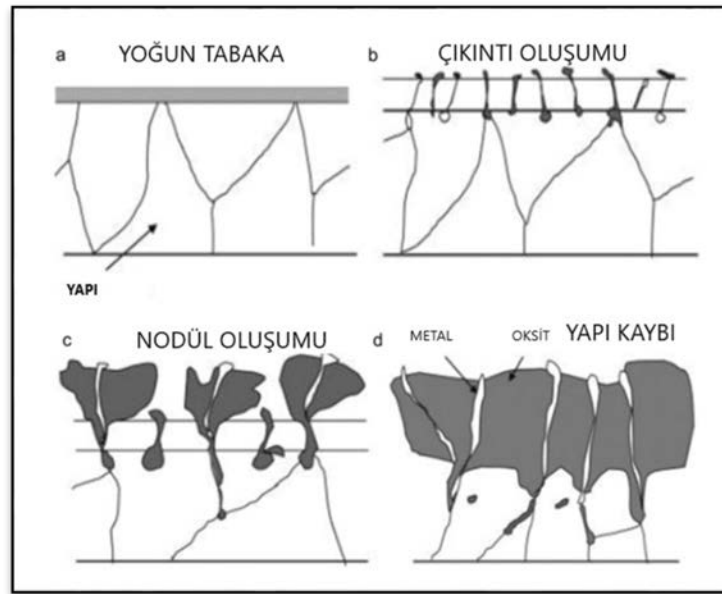
Tutuşma sıcaklığı, ısı kaybı, ısıtma koşulları, alaşım yapısı (döküm yapısı olarak homojen olmayan) ve numune hazırlama adımlarından kaynaklanan yüzey kusurları gibi çeşitli parametrelere bağlıdır. Bu nedenle, bir malzemenin tutuşma sıcaklığı, ölçümlerde bazı farklılıklar gösterir [128].

Bir metalin tutuşma direnci, tutuşmadan önce yüzeyde oluşan oksit kararlılığına bağlıdır. Bu nedenle, araştırmalar, bu malzemelerin yüksek sıcaklıkta oksidasyon mekanizmalarının anlaşılmasına ve geliştirilmesine vurgu yapmıştır.

4.5. Magnezyum ve Alaşımlarının Oksidasyon ve Tutuşma Davranışı

Magnezyum oksidasyonu, iyonların difüzyon kontrollü olarak yüzeye taşınmasıyla açıklanabilir [129]. Wagner oksidasyon teorisine göre, MgO oluşumu Mg^{2+} katyonlarının metal yüzeyinden metal-oksit ara yüzeyine difüzyonu ile gerçekleşmektedir ve ilk aşamada (Şekil 4.5a) yüzeyde ince ve kusur içermeyen MgO film oluştuğu kabul edilmektedir. Bu aşamada oksit büyümesi parabolik kinetiği takip eder. Şekil 4.5b boşlukların ve çatlakların oluştuğunu göstermektedir.

Mg metal yüzeyindeki kusurlar (Schottky, porozite vb.), oksijenin nüfuz etmesine ve magnezyumun buharının metal-oksit ara yüzeyine doğru difüzyonuna izin verir. Ayrıca oksijenin metalle reaksiyonu, çıkıntılarının dışa doğru büyümesine yol açar. Bu çıkıntılarının birikmesi sonucunda oksit filmde nodül yapıları oluşur (Şekil 4.5c). Bu aşamada koruyucu olmayan bir oksit tabakası vardır ve oksidasyon doğrusal kinetiği takip eder. Oksidasyonun ileriki safhasında (Şekil 4.5d), nodüller birleşerek gözenekli sünger yapıyı oluşturur. Bu ekzotermik reaksiyonun sonucunda yüzey sıcaklığı yüksek değerlere ulaşır. Devam eden oksidasyon ve/veya artan sıcaklıklar şiddetli bir reaksiyona ve yanmaya neden olur [48, 115-116,130,131].

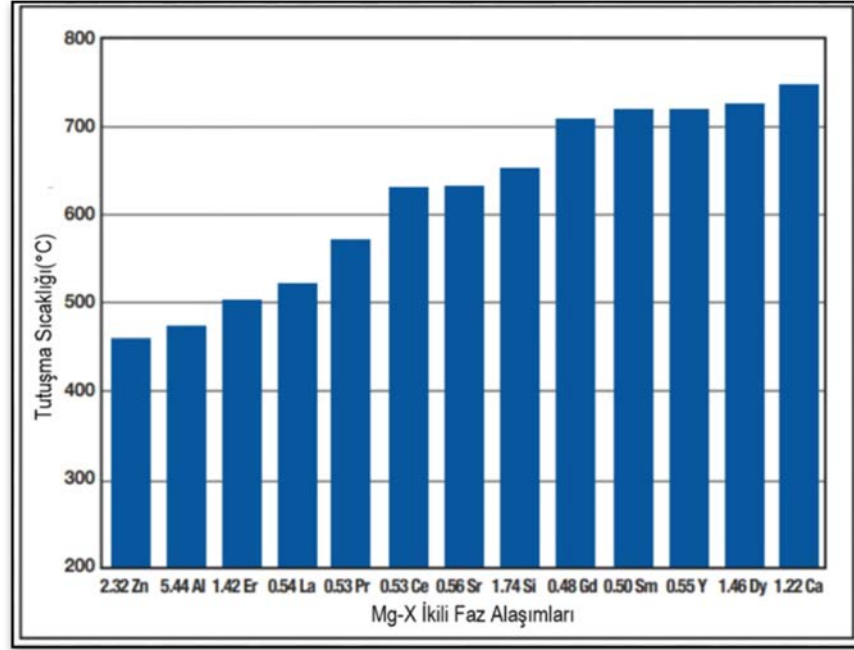


Şekil 4.5: Tutuşma mekanizmasının şematik gösterimi.

4.5.1. Magnezyum ve Alaşımlarında Yapılan Tutuşma Çalışmaları

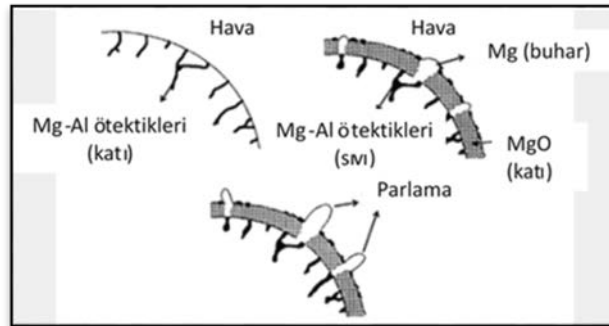
Yapılan çalışmalar saf Mg 'un yüksek sıcaklık ve oksidasyon direncinin belirli alaşım elementleri ile arttığı gözlenmiştir. Alaşım elementine bağlı olarak malzemedeki ikincil fazla dağılımı ve çözünübilirlik değeri oksit yapısı üzerinde kritiktir. Elde edilen sonuçlar magnezyum içinde çözünürlüğü yüksek alaşım elementlerinin (Y, Gb, vb.) yüzeyde homojen bir oksit yapısı oluşturduğunu, öte yandan sınırlı çözünürlüğü olan elementlerin (Nd, Sr, Ce, vb.) ikincil faz oluşumuna bağlı olarak yüzeyde heterojen bir oksit yapısı oluşturduğunu göstermiştir.

Mg-X ikili alaşım sistemlerinde yapılan çalışmalarda benzer şekilde alaşım elementlerinin tutuşma sıcaklığı üzerinde farklı etkileri olduğu gözlenmiştir. Mn, Zr, Cd, Si and Cu elementlerinin tutuşma sıcaklığı üzerinde bir etkisin olmadığı belirtilmiştir [132]. Magnezyum ikili faz alaşımlarının tutuşma sıcaklıkları şekil 4.6' da verilmiştir.



şekil 4.6: Mg-X ikili faz sistemli alaşımların tutuşma sıcaklıkları.

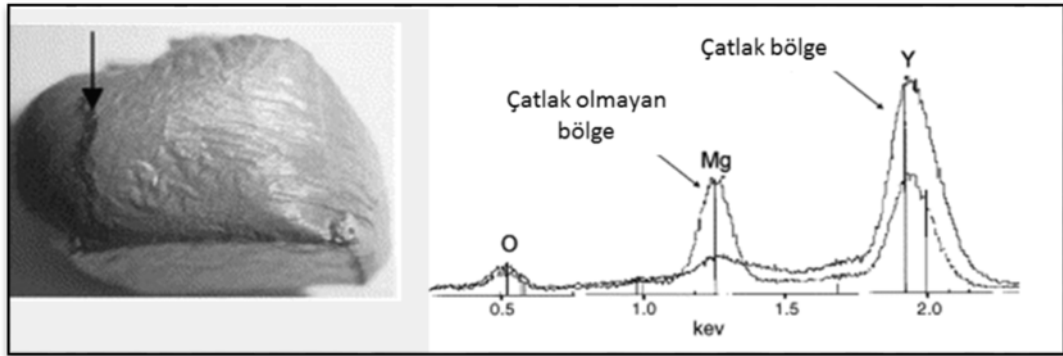
Al, Zn elementlerinin tutuşma sıcaklığını düşürdüğü bildirilmiştir. Düşük ergime sıcaklığına sahip β -Mg₁₇Al₁₂ fazları ve erken ergimeyi ve dolayısıyla Mg buharlaşmasına neden olarak tutuşma sıcaklığını düşürmektedir [134-136]



şekil 4.7: Mg-Al alaşımlarının yüksek sıcaklık davranışlarının şematik gösterimi.

Andrej Athens ve arkadaşları yaptıkları çalışmalarda saf magnezyumun tutuşma sıcaklığını 592°C olarak belirlemişlerdir. Aynı çalışmada AZ61 ve AZ91 alaşımlarının yanma sıcaklığını sırasıyla, 558°C ve 550°C olarak belirlemişlerdir [137].

Nadir toprak elementler yüzeyde oluşturdıkları kararlı ve koruyucu oksit tabakası ile tutuşma direncini artırmaktadırlar. Ek olarak kendini yenileyebilme özelliği ile tutuşmayı ertelerek daha yüksek sıcaklıklarda tutuşma dayanımı sağlar [127,137,138]. Ravi Kumar ve arkadaşları saf magnezyumun yanma sıcaklığını 630 °C ve WE43 alaşımını ise test için maksimum sıcaklık olarak belirlenen 750°C 'ye kadar ısıtılmasına rağmen tutuşmadığını belirtmişlerdir [127]. Şekil 4.3'te gösterildiği üzere devamlı ısıtma sırasında sıcaklık 650 °C'nin üstüne çıktığında WE43 alaşımı yüzeyinde çatlaklar oluşmaktadır. Fakat çatlak oluşumu sırasında yeni bir oksit film oluşarak kendini yenileyebildiği ve böylece tutuşma sıcaklığının 750 °C'ye ertelendiği bildirilmiştir. Yüzey üzerinde alınan EDS analizleri, çatlak olmayan bölgede Mg, Y ve O bileşenlerinin olduğu, çatlak bölgede ise Mg oranının düştüğü görülmüştür. Bu durum yüzeyde itriyum oksit oluşumunu göstermektedir [127].



Şekil 4.8: WE43 yüzeyinde oluşan oksit tabakası.

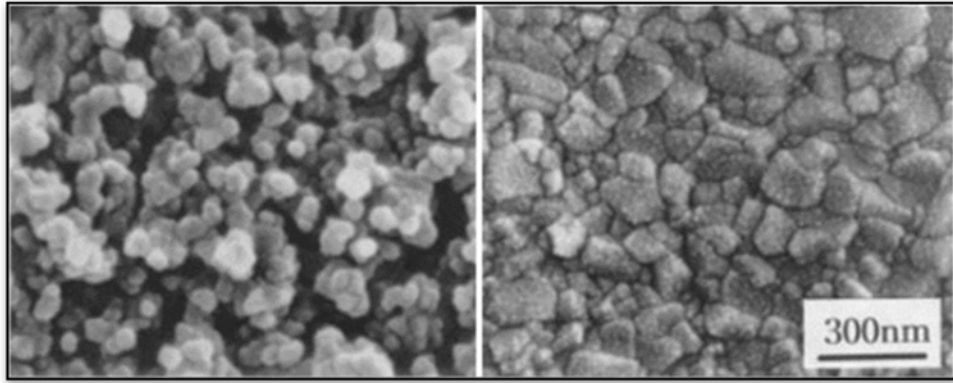
J-F. Fan ve arkadaşları saf magnezyumun yanma sıcaklığını 615°C olarak belirlemişler ve itriyum ilavesinin yanma sıcaklığını artırdığını gözlemlemişlerdir. Mg-5.79Y alaşımının yanma sıcaklığını 665°C'e olduğunu belirlemişlerdir [139]. Sravya Tekumualla ve arkadaşları Mg-1.8Y alaşımının tutuşma sıcaklığını 653°C olarak belirlemişlerdir. Ayrıca saf magnezyumun sertlik değerini 66 Hv olarak belirlemişlerdir. İtريum ilavesi ile sertliğin arttığını ve Mg-1.8Y alaşımının sertliğinin 85 Hv olduğunu belirlemişlerdir [140]. Tablo 4.2'de verildiği üzere farklı

alaşımlar ile yapılan tutuşma testleri sonucu WE43 alaşımının en yüksek tutuşma direnci gösterdiği görülmüştür [35,141].

Tablo 4.2: Alaşımların tutuşmaya karşı direnci.

Alaşım	WE43	AZ80	Electron21	ZE41	ZE10	AZ31
Tutuşma başlama zamanı (dk.)	4-11	3-5	3-5	4-5	4	4
Kendini Söndürme Zamanı (dk.)	~2	5-9	6	5-7	8	Yanmaya devam etti

Toprak alkali elementlerinin (Ca, Sr, Be, vb) magnezyum yüksek sıcaklık oksidasyon direncini ve tutuşma sıcaklığını artırdığı bildirilmiştir. Şekil 4.4’ te gösterildiği üzere, saf Mg yüzeyinde oluşan gözenekli oksit tabakası Ca ilavesi ile daha sıkı bir yapıya dönüşmekte ve bu sayede koruyucu özellik kazanmaktadır [60,142-146].



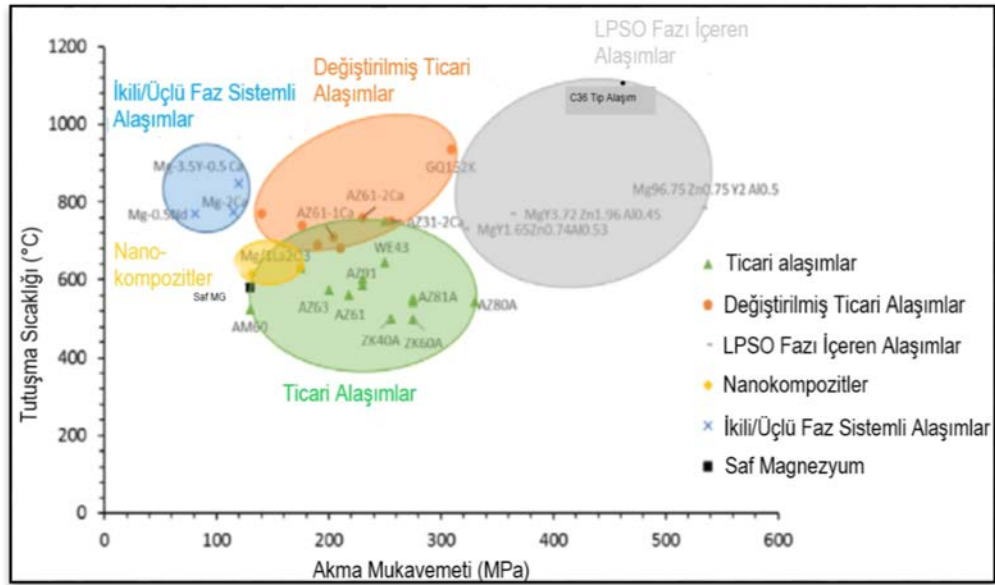
Şekil 4.9: Yüksek sıcaklık oksidasyon (500 °C) test sonrası yüzey oksit morfolojileri; sırasıyla Saf Mg ve Mg-Ca alaşımı.

Mihriban Pekgülyüz ve arkadaşları saf magnezyuma ağırlıkça %3 kalsiyum ilavesiyle yanma sıcaklığını 861°C’ ye kadar çıkarmayı başarmışlardır [147]. Sravya Tekumualla ve arkadaşları saf magnezyuma itriyum ve kalsiyum ilavesi ile (Mg-3.5Y-0.8Ca) tutuşma sıcaklığını 847°C ’ye kadar çıkarmayı başarmışlardır [148]. Tablo 4.3 ve Şekil 4.10’ te ticari ve özel olarak geliştirilen alaşımların tutuşma

sıcaklıkları verilmiştir. Grafik ve tabloya bakıldığında alüminyum-çinko ilaveli alaşımların tutuşma sıcaklıklarının düşük olduğu görülmektedir. Fakat nadir toprak elementi ilaveli alaşımların tutuşma sıcaklıkları yüksektir. Firmaların geliştirdiği özel alaşımların içerisinde de nadir toprak elementleri bulunduğu bilinmektedir. Bu sebeple tutuşma sıcaklıklarının artırılması için nadir toprak elementleri önemli yere sahiptir.

Tablo 4.3: Magnezyum ticari alaşımlarının tutuşma sıcaklıkları.

Alaşımlar	Tutuşma Sıcaklıkları (°C)	Ref.
AZ31	628	[136]
AZ61	559	[148]
AZ91	600	[136]
AZ91	590	[127]
AM60	525	[148]
ZK40A	500	[148]
WE43	>750	[127]
Elektron 21	>750	[148]
Elektron 675	>750	[148]



Şekil 4.10: Magnezyum alaşım gruplarına göre akma mukavemeti ve tutuşma sıcaklıkları grafiği.

5. TEZİN LİTERATÜRE KATKISI

Magnezyum ve alaşımlarının önceki bölümlerde belirtildiği üzere çeşitli avantaj ve dezavantajları vardır ve magnezyum alaşımlarını inceleyen yayınların her geçen yıl arttığı görülmektedir. Magnezyumun, sınırlı enerji kaynakları tükenmesi, küresel ısınma ve hava kirliliğinin artması sonucu daha da önem kazanan bir malzeme olacağı ön görülmektedir.

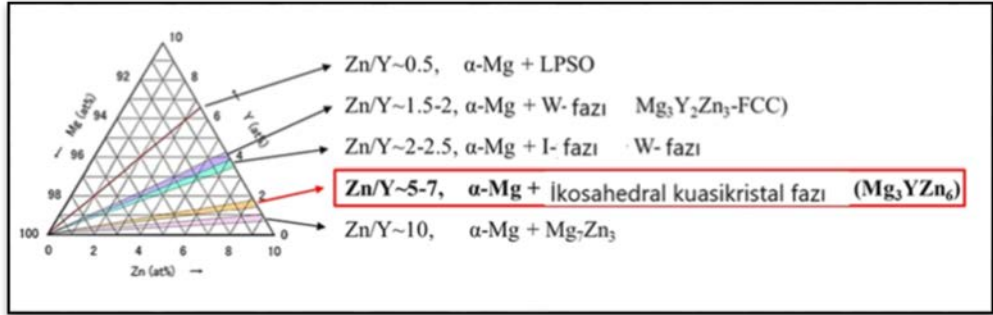
Bu çalışma I-fazı oluşturacak şekilde alaşım tasarımı yapılarak dünyada yeni Mg-Zn-Y-Ca levha alaşımları geliştiren ve tutuşma sıcaklığı, mekanik özellikler, detaylı karakterizasyon ve şekillenebilme yeteneklerini tek bir çalışmada inceleyen ender bir çalışma olmuştur. Ayrıca bu çalışma ile Türkiye’de ilk defa Mg-Zn-Y-Ca alaşımları ve tutuşma davranışları incelenmiş oldu. Ek olarak Mg-Zn-Y-Ca alaşımı levhaların gelecekte sivil havacılık endüstrisinde kullanılabilirliği, alaşımlama ve termomekanik işlemlerin etkileri incelendi.

Bu çalışmada termomekanik işlem olarak ılık hadde yöntemi yapılmıştır. Ayrıca tutuşma sıcaklığını belirlemek için DTA ve fırında ısıtma yöntemi; mekanik özellikleri belirlemek için sertlik ve çekme testi; detaylı mikroyapısal karakterizasyon için SEM, TEM, metalografi ve X-ışınları yöntemleri; şekillenebilme yeteneği için sınır kubbe yüksekliği şekillendirme testi ve x-ışını tekstür incelemesi yapılmıştır.

6. DENEYSEL YÖNTEM

6.1. Alaşım Tasarımı

Magnezyum alaşımlarında I-fazının önemi “Mg-Zn-Y Faz Sistemi” bölümünde bahsedilmişti. Genel olarak yüksek sıcaklıkta şekillendirme kabiliyetini ve ılık haddelenme özelliklerini geliştirdiği için hedeflenen faz I-fazıdır. Şekil 6.1’deki Üçlü faz diyagramına bakıldığında I-fazı beklenen Zn/Y oranı şekildeki gibidir.



Şekil 6.1: Çinko/İttriyum oranına göre Faz oluşumu grafiği.

Zn/Y oranı ~5-7 aralığında tutulduğunda α -Mg + ikosahedral kuasikristal (Icosahedral quasicrystal) faz (Mg_3YZn_6) fazlarının oluştuğu bilinmektedir. Bu nedenle çalışmalarda Zn/Y oranının atomik % cinsinden 5-7 aralığında tutulması hedeflenmiştir. Bu hedef doğrultusunda önceden tasarlanan 6 farklı magnezyum alaşımı döküm yöntemi ile üretilmiştir.

6.2. Döküm Yöntemi

Döküm işlemleri Kore, KITECH’de yerçekimi döküm metoduyla gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.2). Döküm çalışmalarında çelik pota ve çelik kalıplar kullanılmıştır. Pota ve kalıplar bor nitrür (BN) ile kaplanmıştır. Döküm elektrik rezistanslı ertitme ocağı ile koruyucu $\text{CO}_2 + \%0.5 \text{ SF}_6$ gaz atmosferinde gerçekleşmiştir. Alaşım elementleri saf şekilde ve master alaşım şekilde ilave edilmiştir. Kullanılan elementler: Saf-Mg, Saf-Zn, $\text{Mg}_{25}\text{-Y}$ ve Mg-5.3Zn-3.6Ca^* (Ca^* : Ca miktarı CaO ’den gelmektedir). KITECH’in özgün yanlarından bir tanesi de geleneksel Ca yerine daha iyi özellikler gösteren CaO ’ nun başlangıç malzemesi olarak kullanılmasıdır. Döküm işlemi 720°C ’ de gerçekleşmiştir. Döküm sonrası dikdörtgenler prizması şeklinde plakalar elde edilmiştir



Şekil 6.2: Döküm yöntemi.

6.3. X-Işınları Difraktometre (XRD) Analiz Yöntemi

X-ışınları difraktometre analizi için numuneler en az 15mm X 15mm olacak şekilde kalıplanmıştır. Kalıplanan numuneler Şekil 6.3’te gösterilen Rigaku SmartLab x-ışını difraktometre cihazı ile bakır anot kullanılarak PDXL yazılımı yardımıyla 40 kV – 30 mA, $5^\circ/\text{dakika}$ çekim hızı, 0.01° basamak parametrelerinde th-2th paternleri alınarak incelenmiştir. XRD analizindeki pikler standart kartlar ve literatürdeki benzer çalışmalarda elde edilen XRD analizleri ile karşılaştırılarak numunelerde bulunan fazlar belirlenmiştir.



Şekil 6.3: Rigaku SmartLab x-ışını difraktometre cihazı.

6.4. Metalografik İnceleme Yöntemi

Döküm, ısıtılmış işlem görmüş numuneler ve haddelenmiş numuneler bakalit kalıba alınmıştır. Numuneler sırasıyla 400, 600, 800, 1200, 2400 ve 4000 numaralı zımpara kağıtları ile zımparalanmıştır. Daha sonra parlatma keçesi ve 0,04 μ 'luk Struers OP-S alümina süspansiyon kullanılarak parlatma işlemi yapılmıştır. Numuneler etanol ile temizlenmiştir.



Şekil 6.4: Olympus BX53M optik mikroskobu.

Numuneler asetik pikral (4.2 g pikrik asit, 10 ml asetik asit, 70 ml etanol, 10 ml su) çözeltisi ile dağlanmıştır. Dağlama süresi 2 sn olarak belirlenmiştir. Mikro yapı görüntüleri Şekil 6.4'te verilen Olympus BX53M optik mikroskobu ile görüntülenmiştir. Ayrıca numuneler SEM-EDS ile incelenmiştir.

Mikroyapılardaki tane boyutunu hesaplamak için ImageJ programından yararlanılarak ASTM E112-13 tane boyutu belirleme standartlarından Heyn doğrusal kesişme yöntemiyle tane boyutu hesaplama metodu kullanılmıştır. Bu metot için aynı numuneden 3' er adet görüntü seçilmiştir ve görüntülerden 60' ar adet çizgi kullanılmıştır.

6.5. SEM-EDS İncelemeleri

Metalografik olarak hazırlanan numuneler hem parlatma hem de dağlama sonrası 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 Dedector: Silisyum Sürüklenme Detektörü) EDS (Energy Dispersive Spectrometer: Enerji Saçılım Spektrometresi) (AZtec yazılımı) ve JEOL JSM 6510LV SEM Oxford Instruments Model 7260 EDS (INCA yazılımı) sistemleriyle 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.

6.6. 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 bağı Oxford Instruments X Max 80-T EDS sistemi ile INCA yazılımı kullanarak gerçekleştirilmiştir.

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

Haddelenmiş levha magnezyum alaşımı numuneler ikiz jetli elektrolitik parlatma sonrası PIPS ile hazırlanmıştır. İkiz jetli elektrolitik parlatma için Struers Tenupol 5 ikiz jetli elektrolitik parlatma cihazı ve Lauda marka soğutma cihazı kullanılmıştır. İkiz jetli elektrolitik parlatma için yaklaşık 100µm kalınlığındaki numuneler kullanılmıştır. 10.6g (lithium chloride: lityum klorür) LiCl, 22.32g (magnesium perchlorate: magnezyum perklorat) Mg(ClO₄)₂, 1000 ml metanol ve 200ml 2-butoksi etanol (2-butoxy-ethanol) çözeltisi -45°C ve 95V parametrelerinde kullanılmıştır.

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.

6.7. Karşılaştırma Testleri Numuneleri

Hadde prosesini, tutuşma ve çekme testlerini doğrulamak ve geleneksel malzemelerle karşılaştırmak amacıyla bazı alaşımlar da kullanılmıştır. Kullanılan alaşımlar ve alaşımların kimyasal kompozisyonları Tablo 6.1' de yer almaktadır.

Tablo 6.1: Karşılaştırma testlerinde kullanılan metal alaşımlarının kimyasal kompozisyonları (%ağ.).

Alaşım	Mg	Zn	Zr	Nd	Y	Gd	Mn	Al	Si	Fe	Not
Saf Mg	99.9										İngot
AM60		0.1					0.27	6.2			İngot
AZ31		0.87					0.22	3.1			İngot
AZ31		1.0					0.27	3.0			Ekstrüde Biyet
AZ31		1.0					0.27	3.0			1 mm levha
AZ31		1.2					0.46	3.0			6 mm levha
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%
Al 1050								99.56	0.10	0.27	H14 1mm levha

6.8. Ilık Hadde Yöntemi

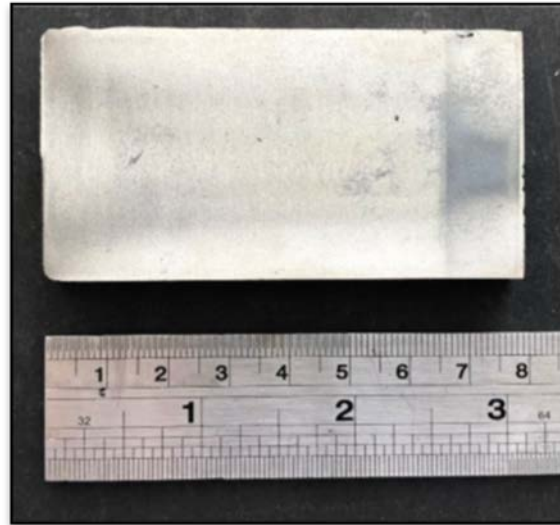
TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü'nde farklı magnezyum alaşımı plakalar üstünde yapılan ılık hadde denemeleri sonucunda elde edilen parametreler ve tecrübe sonucunda ılık hadde çalışmaları hem TÜBİTAK MAM tarafında hem de Kore KITECH'de yapılmıştır.

TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü'nde yer alan 300 mm çaplı, her bir kademesi 100 mm genişlikte toplam 3 kademeli (toplam 300 mm genişlik) laboratuvar ölçekli hadde sistemi üzerinde ılık hadde çalışmalarında kullanılmak üzere gerekli revizyon işlemleri yapılmıştır (Şekil 6.5). Merdanelerin içerisine rezistans çubuklar takılarak merdanelerin kısa sürede, sabit ve ayarlanabilen sıcaklığa ulaşması sağlanmıştır. Sıcaklığı koruyabilmek için yalıtım elyaf malzemesi merdaneler üzerine örtülmüştür. Şekil 6.6'da gösterildiği üzere 25-50x75 mm

boyutlarındaki plakalar tel erezyon ile yaklaşık 7 mm kalınlığında kesilmiştir. İlk denemeler şekilde görüleceği üzere ısıtma ısılcıfta ile ölçülmüştür ve hangi sıcaklığa ne kadar sürede ulaşılacağı kayıt altına alınmıştır. Hadde hızı sabit olup 15,80 m/dakika olarak hesaplanmıştır. Ilık hadde C kodlu alaşımlarda KITECH tarafından da gerçekleştirilmiştir.



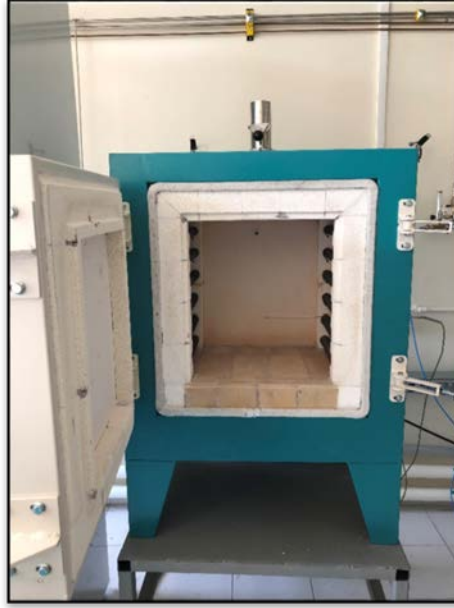
Şekil 6.5: TÜBİTAK MAM' da kullanılan hadde cihazı.



Şekil 6.6: Tel erezyon yöntemi ile kesilmiş numune.

6.9. Isıl İşlem

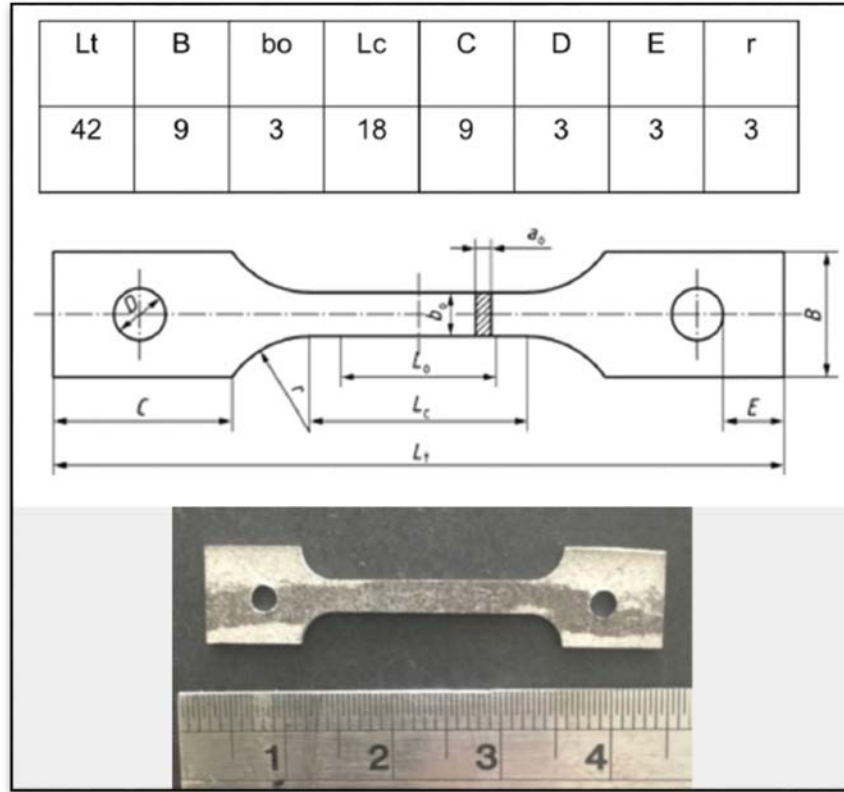
Haddelenmiş levhalarda çeşitli ısıtım işlem denemeleri Şekil 6.7’de verilen fırın içerisinde gerçekleştirilmiştir. Levhalar 350 ve 400 °C sıcaklıklarda 30-60 ve 120 dakikalık ısıtım işleme maruz bırakılmıştır. Ayrıca, ZEK100 alaşımı levhalarda 500 °C sıcaklıkta 15 ve 30 dakika ısıtım işlem de uygulanması gerekmektedir.



Şekil 6.7: Levhaların ısıtım işlem proseslerinde kullanılan fırın.

6.10. Mekanik Testler

Çekme testi numuneleri tel erozyon yöntemiyle hazırlanmıştır. Çekme numunelerinin ebatları Şekil 6.8’ deki gibi hazırlanmıştır. Test sayısını artırmak amacıyla minyatür boyutta numune tasarlanmıştır. Oda sıcaklığındaki çekme testleri 1×10^{-3} s⁻¹ gerinim hızında Şekil 6.9’da gösterilen ZWICK 250kN cihaz ile ekstensometre kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Haddelenmiş levhaların mühendislik gerilim-gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri çizdirilmiş ve mekanik özellikler değerleri hesaplanmıştır.



Şekil 6.8: Çekme testi numunesi.



Şekil 6.9: Zwick 250 kN Üniversal Mekanik Test Cihazı.

6.11. Mikrosertlik Testleri

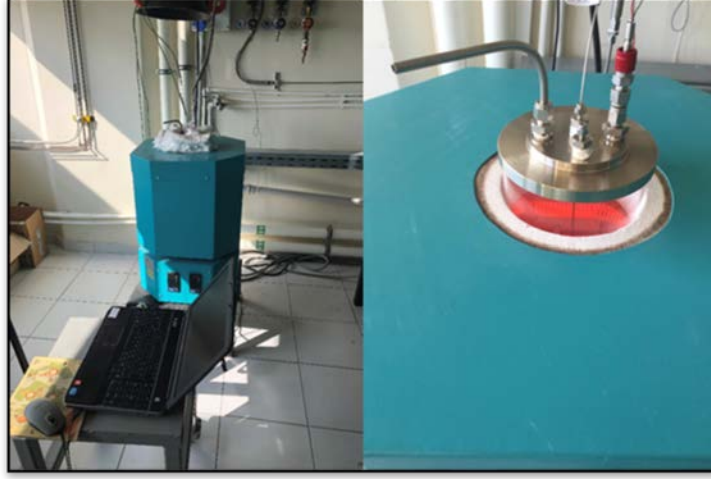
Geliştirilen alaşımların döküm, hadde ve sonrasında ısıtma işlemi sonrası numunelere uygulanmıştır. Numuneler “Metalografik işlemler” bölümünde tarif edilen şekilde zımpara ve parlatma işlemlerinin ardından Şekil 6.10’da gösterilen Qness Q10 A+ Vickers mikrosertlik cihazı ile 200 g yük altında en az 5’ er adet sertlik alınarak yapılmıştır.



Şekil 6.10: Qness Q10 A+ Vickers mikrosertlik cihazı.

6.12. Tutuşma Testi

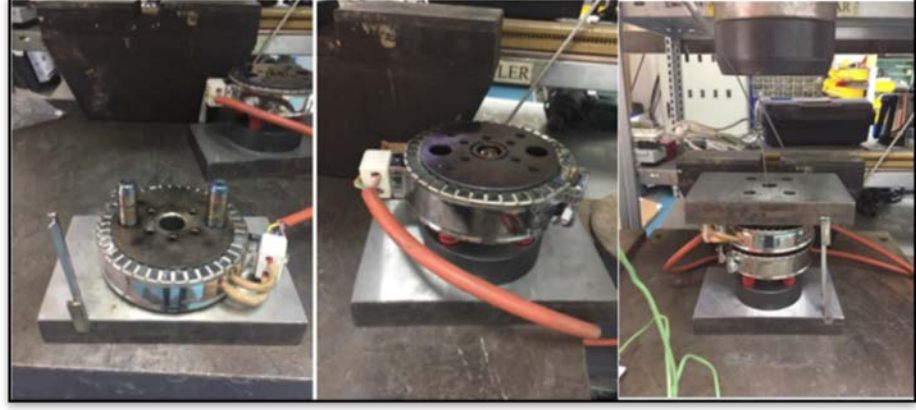
Diferansiyel Termal Analiz (DTA) yöntemi ile STD Q 600 cihazı kullanılarak kuru hava 100 ml/dk. debide gönderilerek, 10 °C/dk. ısıtma hızı ile 100-1300 °C sıcaklık aralığında tutuşma testleri gerçekleştirilmiştir. Numuneler test öncesi zımpara kâğıdı ile kenarları yuvarlatılarak küresel hale getirilmiştir. Ayrıca farklı yöntem olarak TÜBİTAK MAM’ da bulunan ve Şekil 6.11’de gösterilen kuartz tüp fırının içerisinde tutuşma testleri gerçekleştirilmiştir. Yaklaşık olarak 18°C/dk ısıtma hızı ve kuru hava altında numunelerin tutuşma noktaları tespit edilmiştir. Isılçiftlerden bir tanesi numune yüzeyine ve diğer iki tanesi fırın içerisine yerleştirilerek data logger sayesinde veriler bilgisayar destekli kayıt altına alınmıştır. Sıcaklık-zaman grafiğinde meydana gelen ani sıcaklık değişimi yanma sıcaklığı olarak tespit edilmiştir.



Şekil 6.11: TÜBİTAK MAM’ da bulunan kuartz tüp fırını.

6.13. Şekillendirme Testi

Haddelenmiş levhaların yüksek sıcaklıkta şekillendirme kabiliyeti Şekil 6.12’de gösterilen kubbe zımba kullanılarak laboratuvar tipi 100 tonluk hidrolik pres altında Erichsen testi Nakajima benzeri yöntem ile test edilmiştir. 1 mm kalınlığında levha numunelerin sınırlayıcı kubbe yükseklik (LDH: Limiting Dome Height) değerleri levhalar çatladığı anda test durdurularak sonrasında kumpas yardımı ile ölçülmüştür. Bu amaçla kalıp tasarımı yapılmıştır. Alt ve üst kalıba seramik rezistans kelepçe takılmıştır ve sıcaklık ısıl çift ile doğrudan numune üzerinden ölçülmüştür ve ısıtma süreleri ölçülmüştür. Pres hızını yavaşlatmak için hidrolik sistemde revizyon gerçekleştirilmiştir. Bu sayede dakikada 10 mm ve altı hızlarda test gerçekleştirilebilmiştir. Magnezyum levhaların şekillendirme kabiliyeti şekillendirme hızı ve sıcaklığına çok bağlı olduğundan hız ve sıcaklık dikkatli şekilde ölçülmüş ve kayıt altına alınmıştır.



Şekil 6.12: TÜBİTAK MAM’da bulunan şekillendirme cihazı.

6.14. X-ışını ile Tekstür İncelemeleri

Numuneler PANalytical X’Pert Pro x-ışını cihazı kullanılarak bakır anot ile 45 kV 40 mA değerlerinde incelenmiştir. Hem levha hem de ekstrüde biyetler üzerinde tekstür incelemeleri yapılmıştır. Öncelikle geleneksel metotlar ile 2° /dakika çekim hızı, 0.01° basamak parametrelerinde, $30-40^\circ$ 2th aralığında paternler alınarak her bir numunenin 0001 düzlemindeki 2th açısı değerleri belirlenmiştir. Daha sonra tekstür goniometresi yardımı ile tekstür incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Numunelerin (0001) kutup şekilleri (pole figüre) 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

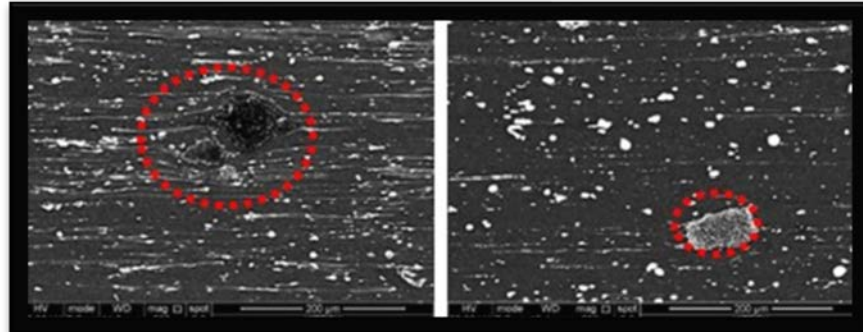
7.1. Döküm sonuçları

Alaşımların JMatPro ile hesaplanan ve planlanan nominal kimyasal analiz sonuçları; spektrometre kimyasal kompozisyon sonuçları ve JMatPro ile hesaplanan faz oranı sonuçları Tablo 7.1’de verilmektedir. Analiz sonuçları planlanan değerlere yakın değerlerde döküm elde edilebildiğini göstermektedir.

Tablo 7.1: Alaşımların hesaplanan ve planlanan nominal kimyasal analiz sonuçları.

Numune Kodu	Alaşım	Kimyasal Kompozisyon (wt.%)				Faz Oranı (wt.%)				
			Zn	Y	Ca	I-fazı	W-fazı	Mg ₂ Ca	Ca ₂ Mg ₆ Zn ₃	Toplam
A01	Mg-2Zn-0.44Y	Nominal	2.00	0.44	-	2.47	-	0.00	-	2.47
		Analiz	1.98	0.45	0.00	2.66	0.04	0.00	-	2.70
A02	Mg-2Zn-0.44Y-0.3Ca	Nominal	2.00	0.44	0.30	2.47	-	0.62	-	3.09
		Analiz	1.94	0.49	0.24	2.22	0.45	0.48	-	3.15
A03	Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca	Nominal	2.00	0.44	0.70	2.47	-	1.50	-	3.97
		Analiz	2.03	0.63	0.70	1.62	1.25	1.51	-	4.38
A04	Mg-3Zn-0.7Y	Nominal	3.00	0.70	-	4.04	0.14	0.00	-	4.18
		Analiz	2.66	0.65	0.00	3.34	0.36	0.00	-	3.70
A05	Mg-3Zn-0.7Y-0.3Ca	Nominal	3.00	0.70	0.30	4.05	0.13	0.62	-	4.80
		Analiz	3.14	0.78	0.27	3.97	0.44	0.56	-	4.97
A06	Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca	Nominal	3.00	0.70	0.70	4.05	0.13	1.50	-	5.68
		Analiz	3.07	0.80	0.72	4.13	0.16	1.73	-	6.02

Şekil 7.1’deki SEM görüntülerinde görüldüğü üzere A kodlu numunelerde haddeleme sonrasında dahi MgO vb. inklüzyon ve kirlilik görülmesi nedeniyle ergitme sonrasında bu defa 2 saat beklenmiştir.



Şekil 7.1: A kodlu numunelerde görülen MgO vb. inklüzyon ve kirliliklerin SEM görüntüleri.

Bu sayede inklüzyonların dibe çökmesi sağlanmıştır. Yeniden ergitme (re-melting) yöntemi ile alaşım dökümü tekrar gerçekleştirilmiştir. Yeni yapılan dökümlere C kodu verilmiştir (-1 kodu döküm halini; -2 kodu 400°C 24 saat homojen tav halini; -3 kodu 400°C’de hadde alaşımı için 100 saat homojen tav halini simgelemektedir). Numunelerin nasıl kodlandığı Tablo 7.2’de verilmektedir.

Tablo 7.2: Numunelerin adlandırılma sistemi.

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 100 sa.; ısıtılmış hali

A kodlu numunelerden edinilen tecrübeye bağlı olarak C kodlu numunelerde kompozisyonel olarak bazı küçük doğrulamalara ve değişimlere de gidilmiştir (Tablo 7.3). Test sayısının ve tekrarlanabilirliğin artırılması hedeflenerek A ve H kodlu numunelere de C kodlu numunelere uygulanan ılık hadde, ısıtılmış işlem gibi termomekanik prosesler uygulanmış. Ardından A ve H kodlu numunelere uygulandığı gibi OM, SEM ve TEM ile mikroyapısal incelemeler; mikrosertlik, çekme testi, şekillendirme testleri de uygulanmıştır. Bazı durumlarda A ve H kodlu numunelerin C kodlu numunelerden daha iyi özellikler gösterebildiği tespit edilmiştir.

Tablo 7.3: C kodlu alaşımların spektrometre kimyasal kompozisyon sonuçları.

Alaşım Kodu	Alaşım	Kimyasal Kompozisyon (%ağ.)		
		Zn	Y	Ca
1	Mg-2Zn-0.44Y	2.21	0.443	0.00
2.1	Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca	2.19	0.404	0.172
2	Mg-2Zn-0.44Y-0.3Ca	2.20	0.492	0.274
3	Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca	2.21	0.458	0.759
4	Mg-3Zn-0.7Y	3.25	0.686	0.00
5	Mg-3Zn-0.7Y-0.3Ca	3.26	0.668	0.285
6	Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca	3.23	0.84	0.693

İleride bahsedileceği üzere 2 kodlu Mg-2Zn-0.44Y-0.3Ca alaşımının ılık hadde işlemleri başarılı olamadığından yeni dökümler yapılarak kalsiyum oranı ağırlıkça % 0.3'den % 0.2'ye düşürülmüştür. Tablo7.3'te görüldüğü üzere yeni alaşım 2.1 olarak adlandırılmıştır.

Tablo 7.4'te 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 verilmektedir. JMatPro yazılımına göre I-fazı ve kalsiyum ilaveli alaşımlarda Mg_2Ca fazının oluşumu öncelikli olarak öngörülmüştür. Optik mikroskop ile ölçülen ikincil fazların oranı %1 ila %3.4 arasında çıkabilmiştir.

Tablo 7.4: C kodlu alaşımların hesaplanan ve planlanan nominal faz oranı sonuçları.

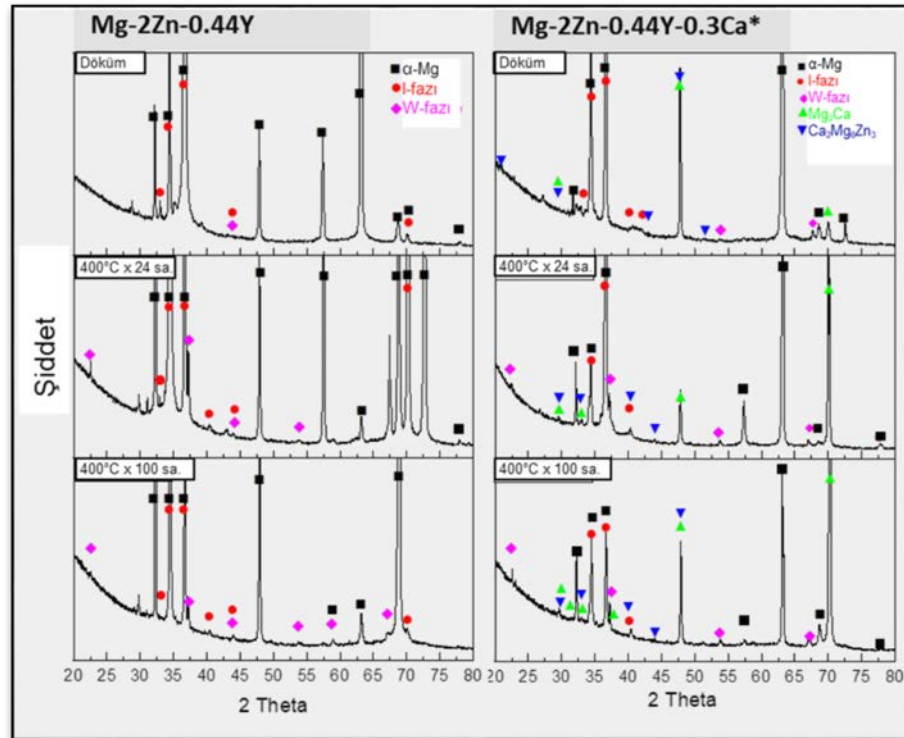
Numune Kodu	Alaşım	Kimyasal Kompozisyon (%ağ.)				İkincil Faz Oranı (%ağ.)					OM ile Ölçülen İkincil Faz Oranı (%)
			Zn	Y	Ca	I-fazı	W-fazı	Mg ₂ Ca	Ca ₂ Mg ₆ Zn ₃	Toplam	Toplam
C01	Mg-2Zn-0.44Y	Nominal	2.00	0.44	-	2.72	-	0.00	-	2.72	1.01
		Analiz	2.21	0.443	0.00	2.75	-	-	-	2.75	1.03
C02	Mg-2Zn-0.44Y-0.3Ca*	Nominal	2.00	0.44	0.30	2.72	-	0.65	-	3.37	1.71
		Analiz	2.20	0.492	0.274	3.04	-	0.59	-	3.63	1.77
C02.1	Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca*	Nominal	2.00	0.44	0.20	2.72		0.42		3.12	1.47
		Analiz	2.19	0.404	0.172	2.51		0.15	0.5	3.16	1.44
C03	Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca*	Nominal	2.00	0.44	0.70	2.72	-	1.53	-	4.25	2.66
		Analiz	2.21	0.458	0.759	2.85	-	1.65	0.042	4.542	2.86
C04	Mg-3Zn-0.7Y	Nominal	3.00	0.70	-	4.17	0.0758	-	-	4.2458	1.60
		Analiz	3.25	0.686	0.00	4.26	-	-	-	4.26	1.61
C05	Mg-3Zn-0.7Y-0.3Ca*	Nominal	3.00	0.70	0.30	4.17	0.0753	0.65		4.8953	2.31
		Analiz	3.26	0.668	0.285	4.15	-	0.48	0.32	4.95	2.31
C06	Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca*	Nominal	3.00	0.70	0.70	4.17	0.0745	1.53	-	5.7745	3.26
		Analiz	3.23	0.84	0.693	3.94	0.69	1.52	-	6.15	3.44

7.2. Döküm Numunelerinin Sonuçları

7.2.1. X-Işını İncelemeleri Sonuçları

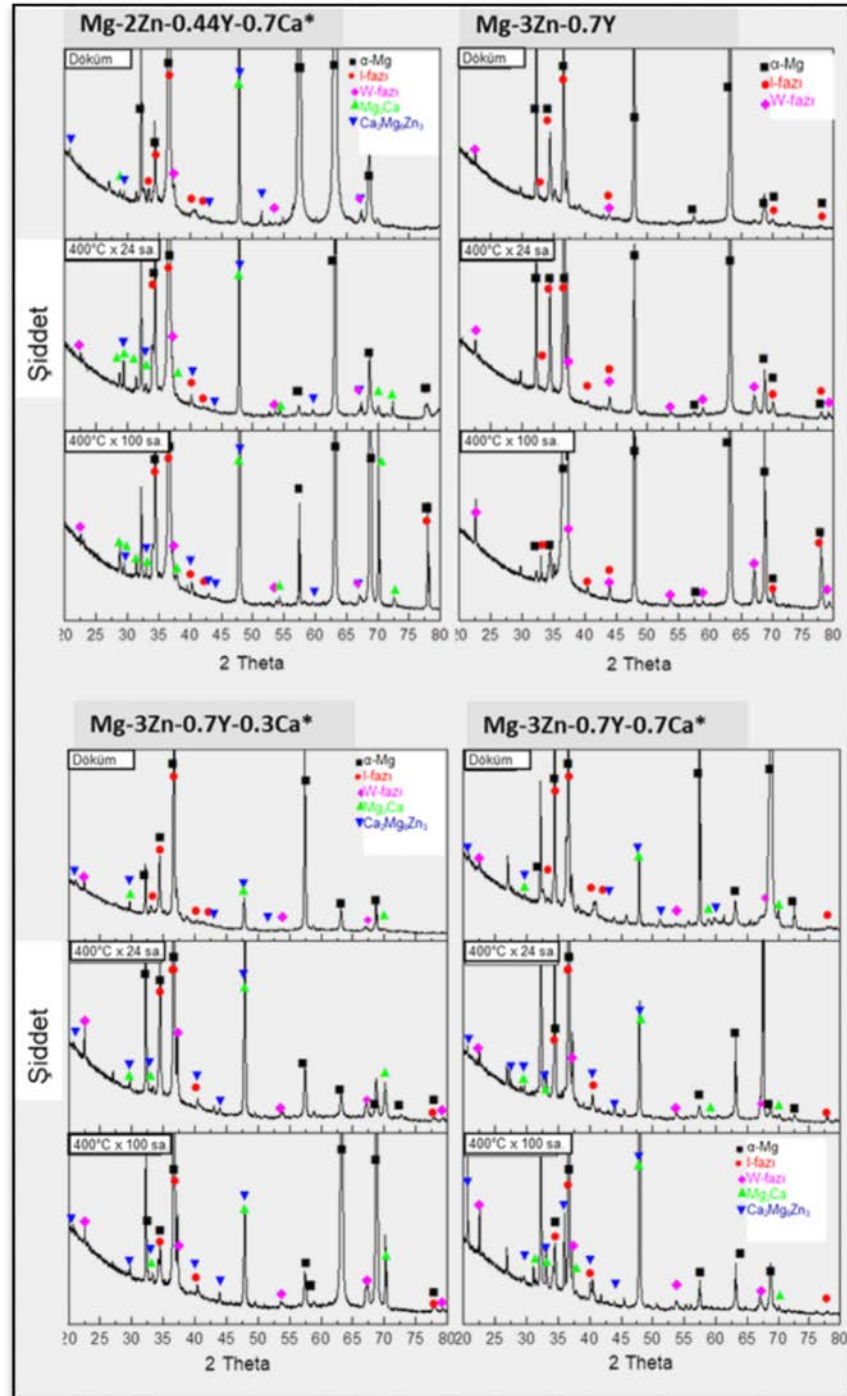
C kodlu (C1-C6) numunelerinin x-ışını difraksiyon paternleri ve fazların patern üstündeki eşleştirmeleri aşağıda sırasıyla verilmektedir. X-ışını difraksiyon patern sonuçları kalsiyum ilavesiz numunelerde matrisdeki alfa-magnezyum fazına ilaveten ikincil faz olarak I fazı ve W fazının olduğunu göstermektedir. Kalsiyum ilaveli numunelerde ise bu fazlara ek olarak $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ ve Mg_2Ca fazlarının varlığını göstermektedir.

Şekil 7.2’de C kodlu 1 ve 2 numaralı alaşımların x-ışını difraksiyon paternleri bulunmaktadır. C1 kodlu Mg-2Zn-0.44Y alaşımında alfa-magnezyum fazına ilaveten ikincil faz olarak I fazı ve W fazları gözlemlenmiştir. C2 kodlu $\text{Mg-2Zn-0.44Y-0.3Ca}^*$ alaşımında ise alfa-magnezyum fazına ilaveten ikincil faz olarak I-fazı, W-fazı, $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ ve Mg_2Ca fazları gözlemlenmiştir.



Şekil 7.2: C kodlu 1 ve 2 numaralı alaşımların x-ışını difraksiyon paternleri.

Şekil 7.3'te C kodlu 3-4-5 ve 6 numaralı alaşımların x-ışını difraksiyon paternleri yer almaktadır. C4 kodlu Mg-3Zn-0.7Y alaşımında alfa-magnezyum fazına ilaveten ikincil faz olarak I fazı ve W fazları tespit edilmiştir. C kodlu 3, 5 ve 6 numaralı alaşımlarda ise alfa-magnezyum fazına ilaveten ikincil faz olarak I-fazı, W-fazı, $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ ve Mg_2Ca fazları gözlemlenmiştir.



Şekil 7.3: C kodlu 3-4-5 ve 6 numaralı alaşımların x-ışını difraksiyon paternleri.

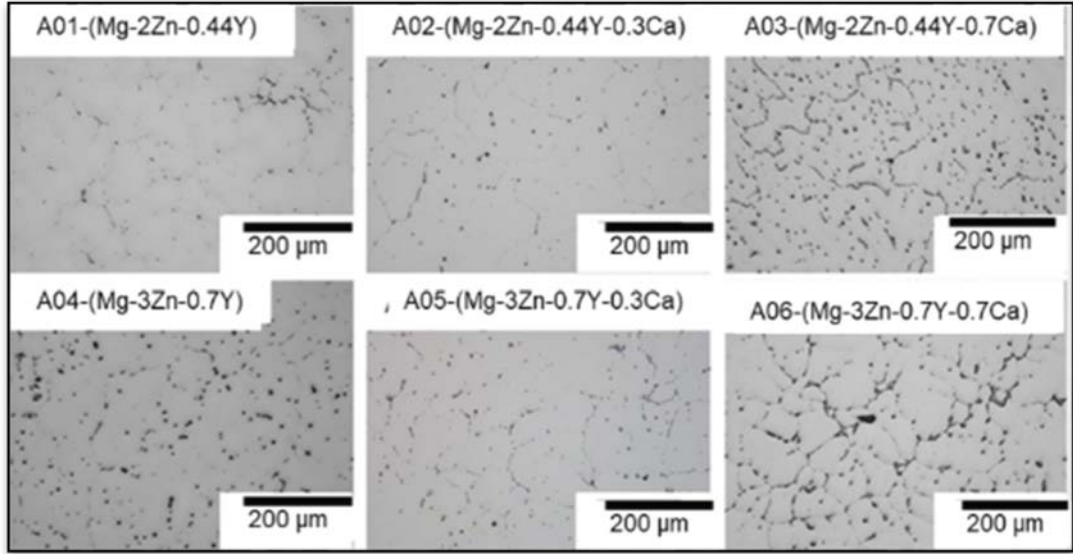
Kısmi tekstür sebebiyle aynı kodlu numunelerin farklı durumlarında ve farklı kodlu numuneler arasında X-ışını paternlerinin pik şiddetleri değişmektedir. Bu nedenle aynı kodlu numunelerin döküm ve farklı ısıtım işlem koşulları arasında veya farklı kodlu numuneler ile pik şiddeti karşılaştırmaları dolayısı ile faz oranı değişimleri net olarak mümkün olamamıştır.

Isıtım işlem ile aynı kodlu numunelerin ikincil fazlarında belirgin bir değişiklik bulunmadığı gözlemlenmiştir. Bununla beraber ısıtım işlem ile ikincil fazların pik şiddetlerinin arttığı görülmüştür. En yüksek pik değerlerine 24 saat homojen tav sonrasında ulaşıldığı gözlemlenmiştir.

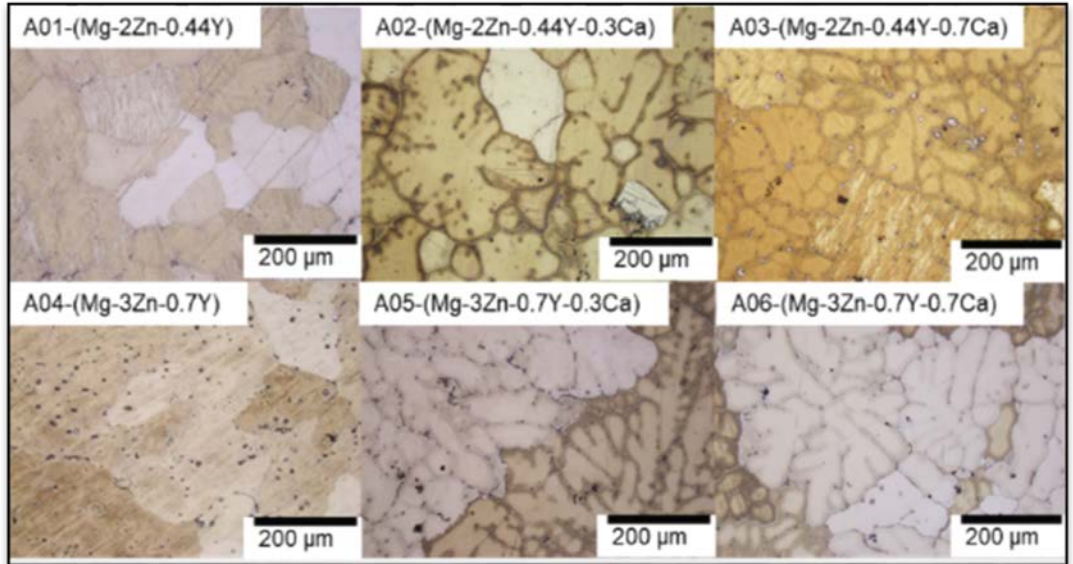
Ayrıca, ikincil fazların pik şiddetleri göre olarak azdır; magnezyum alfa fazı ile birçok pikleri çakışmaktadır ve ikincil fazlar kuasikristal, hegzagonal ve monoklinik gibi kristal yapıda olduklarından x-ışını kartlarında çok fazla d mesafesine sahiptirler. Bu sebeple fazların ve faz oranlarının sadece x-ışını ile tespiti mümkün olmamıştır. İlerideki kısımlarda verileceği üzere SEM yardımı ile detaylı TEM çalışmaları sonrasında fazlar daha doğru tespit edilmiştir.

7.2.2. Döküm Numunelerinin Mikroyapıları

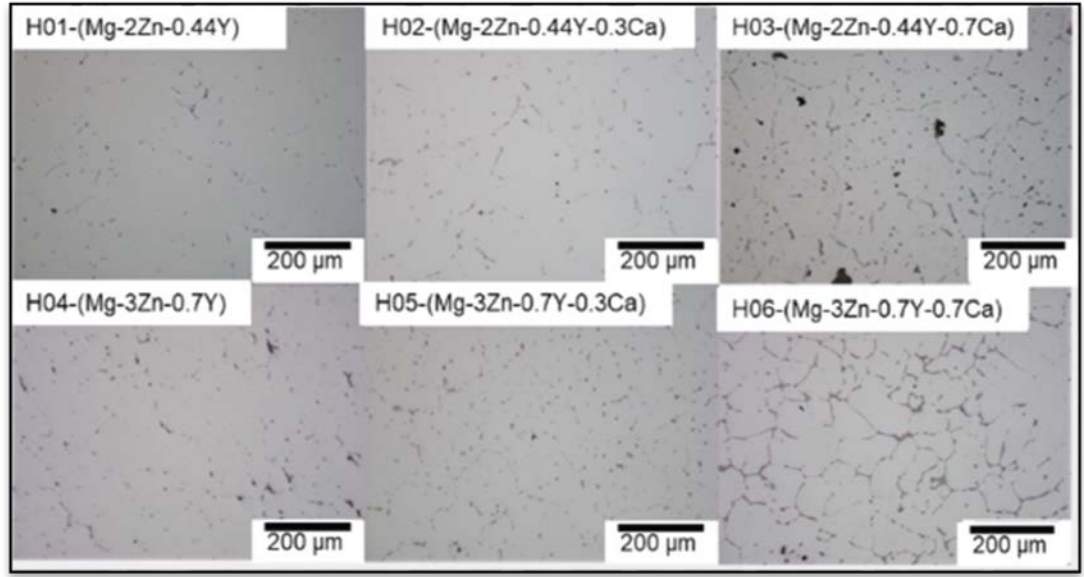
A kodlu alaşımların parlatma sonrası mikroyapıları Ca elementi ilavesi arttıkça ikincil fazların sayısının arttığını göstermektedir. Ayrıca fazların tane sınırlarında çökeldiği görülmektedir. Dağlama sonrası görüntülerde sınırların tanelerden değil daha çok alt tane de denilebilecek unsurlardan oluştuğu görülmektedir. Dağlama sonrası mikroyapılarda Ca elementi ilavesi ile kalsiyumlu tane boyutunun da azaldığı gözlemlenmiştir. Ayrıca alt tanelerin sayısının arttığı ve kalsiyumlu fazların daha çok bu tane sınırlarında mevcut olduğu görülmektedir. Homojen tav ile alaşımlarda döküm mikroyapısına kıyasla tane ve alt tane sınırlarında bulunan ikincil fazların kalınlık ve sayılarının azaldığı görülmektedir. Ayrıca İkincil fazların tane içine çökeldikleri görülmektedir. Kalsiyum ilaveli alaşımlarda sınırlardaki incelme daha belirgindir. Fakat Ca oranı arttıkça sınırlarda sürekliye yakın bir faz dağılımı devam etmektedir. Homojen tav süresi 24 saatten 100 saate çıktığında tane boyutunda kısmen büyüme olduğu görülmektedir. Kalsiyumlu adacık boyutları 100 µm'den azken tane boyutları homojen tav sonrası 500 µm değerlerini bulabilmektedir.



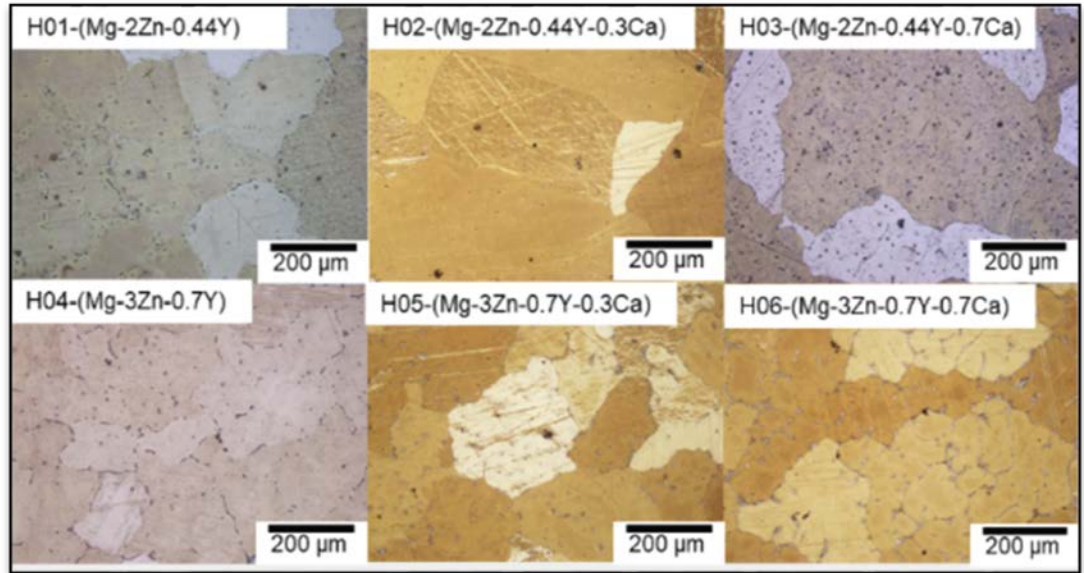
Şekil 7.4: A kodlu alaşımların parlatma sonrası mikroyapıları.



Şekil 7.5: A kodlu alaşımların asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapıları.

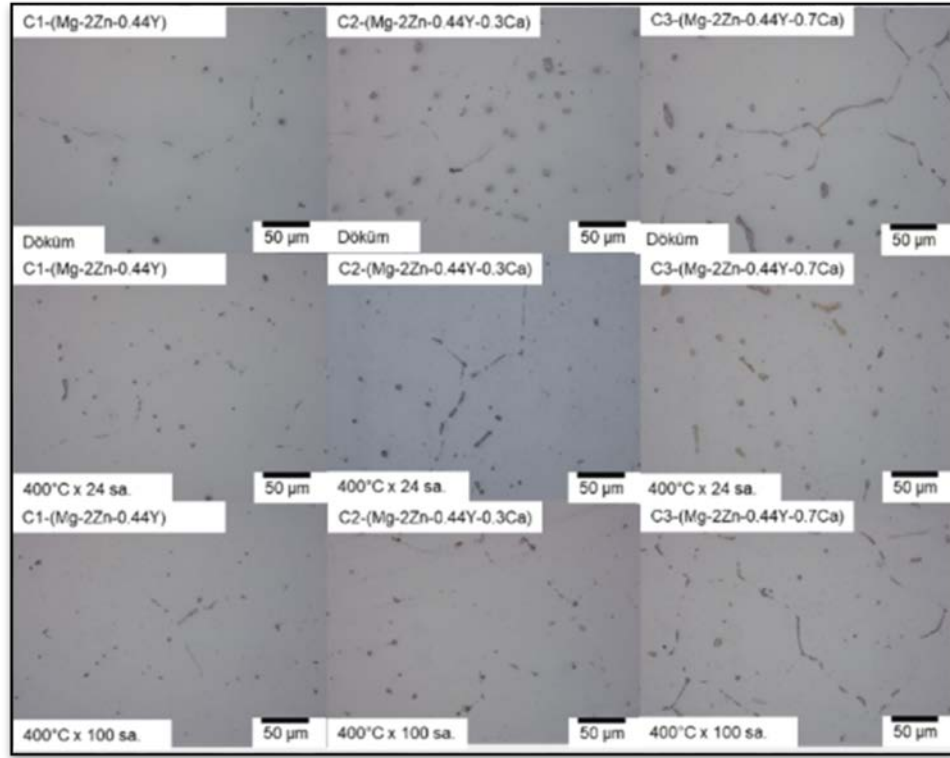


Şekil 7.6: H kodlu alaşımların parlatma sonrası mikroyapıları.

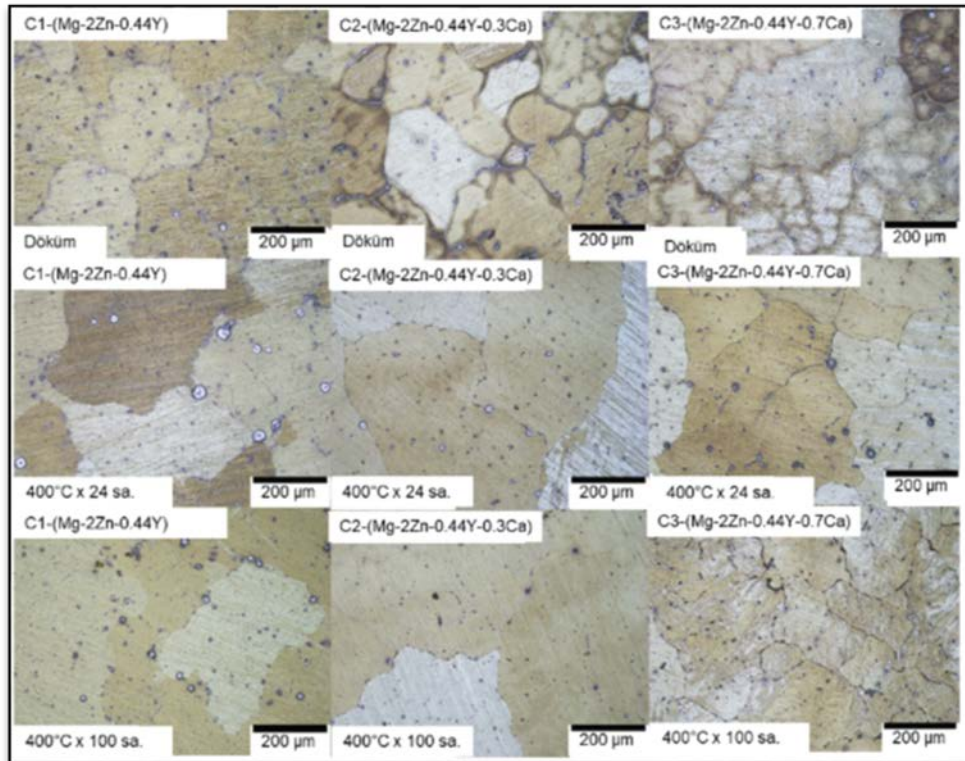


Şekil 7.7: H kodlu alaşımların asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapıları.

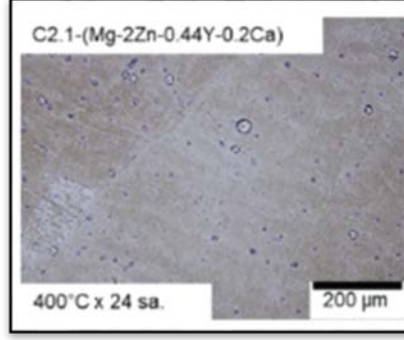
C kodlu alaşımların mikroyapıları Şekil 7.8-Şekil 7.12'de yer almaktadır. Mikroyapıların A ve H kodlu alaşımlara benzer nitelikte olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 7.8: C kodlu 1-2-3 numaralı alaşımların parlatma sonrası mikroyapıları.



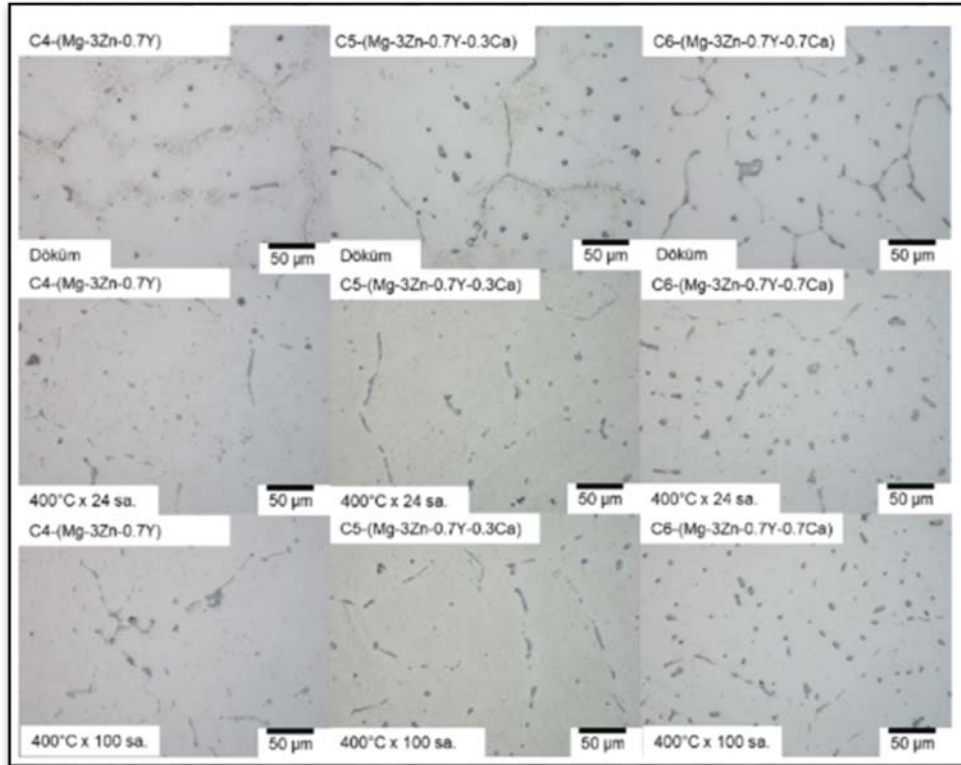
Şekil 7.9: C kodlu 1-2-3 numaralı alaşımların asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapıları.



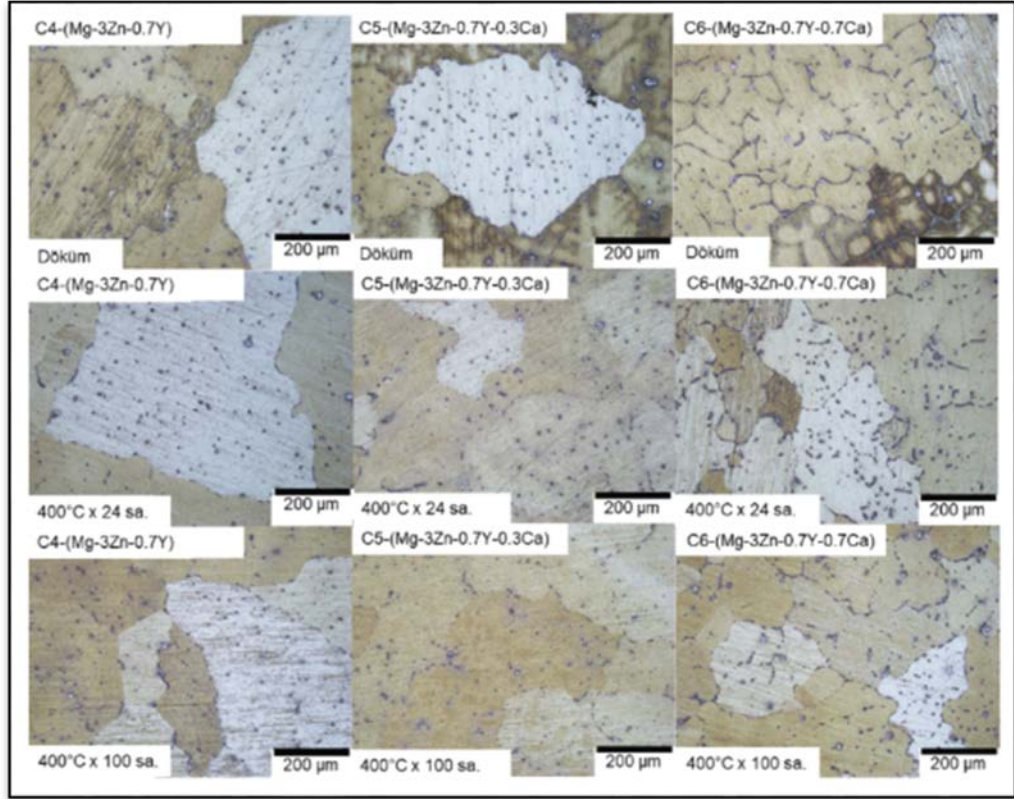
Şekil 7.10: C2.1 kodlu alaşımların 400°C 24 saat ısıtım sonrası asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapısı.

A ve H kodlu alaşımlara benzer şekilde C kodlu alaşımların mikroyapılarında da element ilavesinin artması ile ikincil fazlarda da artış tespit edilmiştir. Mikroyapı görüntülerinde, alaşım elementi ilavesi ile mikroyapıda daha fazla ağsı yapıda faz bulunmaktadır. Homojen tav ile bu yapının küreselleştiği görülmektedir.

Şekil 7.11 ve Şekil 7.12’te sırasıyla C kodlu 4-5-6 numaralı hadde alaşımlarının parlatma sonrası ve dağlama sonrası mikroyapıları verilmektedir.



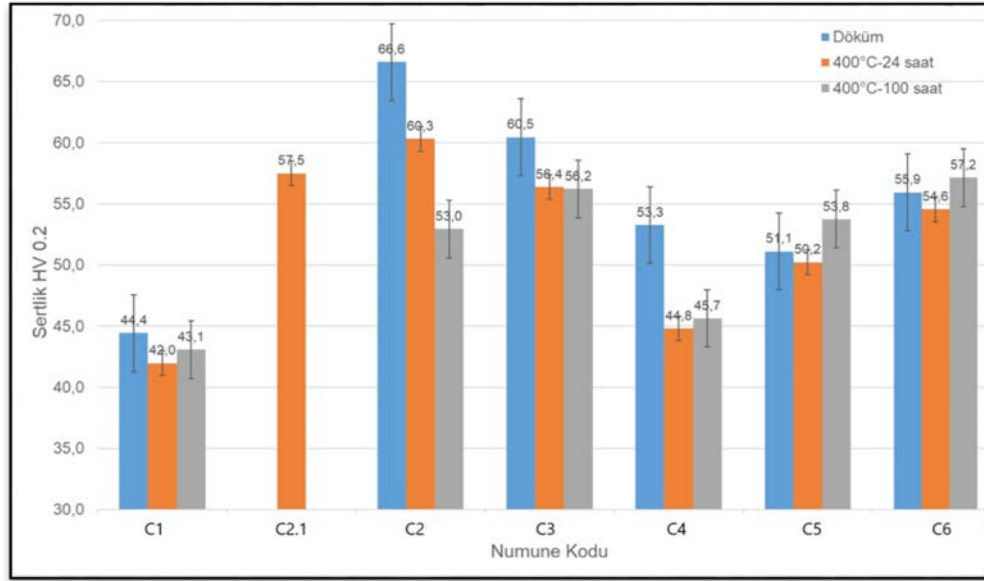
Şekil 7.11: C kodlu 4-5-6 numaralı alaşımların parlatma sonrası mikroyapıları.



Şekil 7.12: C kodlu 4-5-6 numaralı alaşımların asetik pikral ile dağlama sonrası mikroyapıları.

7.2.3. Döküm Alaşımlarının Sertlik Sonuçları

Döküm numunelerinin döküm ve ısıtıl işlem sonrası sertlik sonuçları sırasıyla Şekil 7.13’da gösterilmektedir. Zn ve Y oranları artıkça sertlik değerlerinin de arttığı görülmektedir. Ayrıca kalsiyum oranı ile sertlik değerinin doğru oranda artış gösterdiği görülmektedir. Isıl işlem sonrası 1,3 ve 4 no’lu numunelerde sertlik düşerken diğer hadde alaşımı numunelerde sertlik ısıtıl işlem ile genelde artmıştır. 2 ve 3 kodlu alaşımlar haricindeki alaşımlarda ısıtıl işlem süresi artıkça sertlik değeri artmıştır. İkincil fazların büyük ve matrise göre sert olması nedeniyle ortalama sertlik değerlerinde ve standart sapmalarda bazı farklılıklar da gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri 60.5 HV_{0.2} ile C3 döküm numunesi olurken, en düşük sertlik değeri 42 HV_{0.2} ile 400°C 24 saat homojen tav işlem görmüş C1 numunesi olmuştur.



Şekil 7.13: Döküm numunelerinin döküm ve ısıtım işlem sonrası sertlik sonuçları.

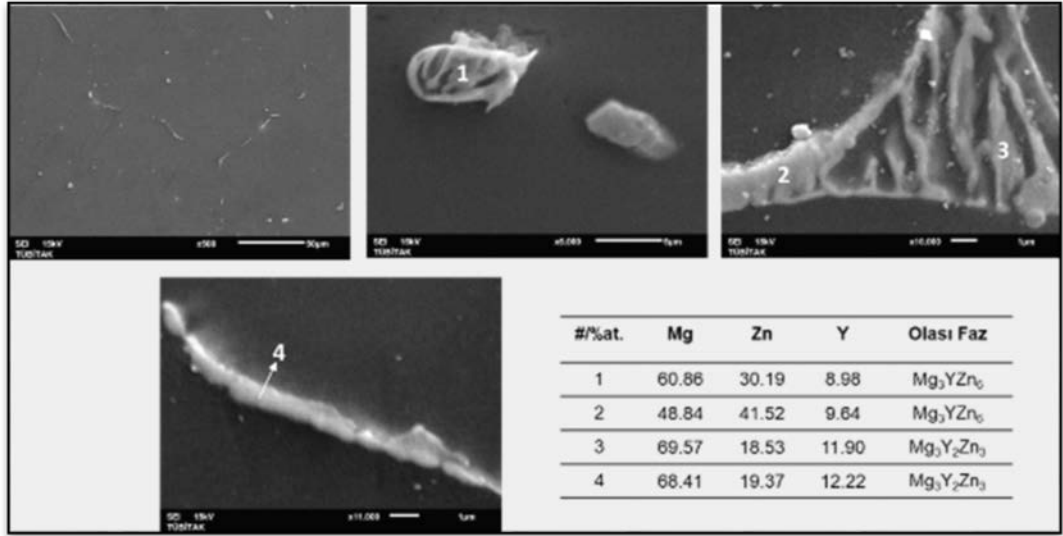
7.2.4. Döküm Alaşımlarının Mikroyapısal OM ve SEM-EDS İncelemeleri

Metalografik olarak hazırlanan numuneler hem parlatma hem de dağlama sonrası SEM-EDS ile incelenmiştir. Optik mikroskop ile alınan görüntülerde farklı renk ve kontrastta gözlemlenen fazlar SEM’de tespit edilmeye çalışılmıştır. Şekil 7.14 ile Şekil 7.20 arasında sırasıyla C kodlu numunelerin karşılaştırmalı OM, SEM görüntüleri, EDS sonuçları ve EDS elementel haritaları verilmektedir. C kodlu numunelere benzer sonuçlar içermesi nedeni ile A ve H kodlu döküm alaşımı numunelerinin mikroyapısal OM ve SEM-EDS incelemeleri sonuçlarına yer verilmemiştir.

OM ve SEM görüntüleri ikincil faz dağılımlarının homojen olduğunu göstermektedir. Kalsiyum ilavesiz numunelerde BSE SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve SEM-EDS elementel harita sonuçlarına göre x-ışını sonuçları ile tutarlı olarak ikincil faz olarak I-fazı ve W-fazının olduğu görülmektedir. Kalsiyum ilaveli numunelerde ise bu fazlara ek olarak $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ ve Mg_2Ca fazları gözlemlenmiştir. 5 μm ve üzeri ikincil fazlarda SEM-EDS doğruya yakın sonuçlar verebilmiştir. Fakat 5 μm ’den küçük fazlarda, mikronaltı partiküllerde ve özellikle matris içindeki nano boyutlu partiküllerde detaylı TEM incelemesinin gerekliliği anlaşılmıştır.

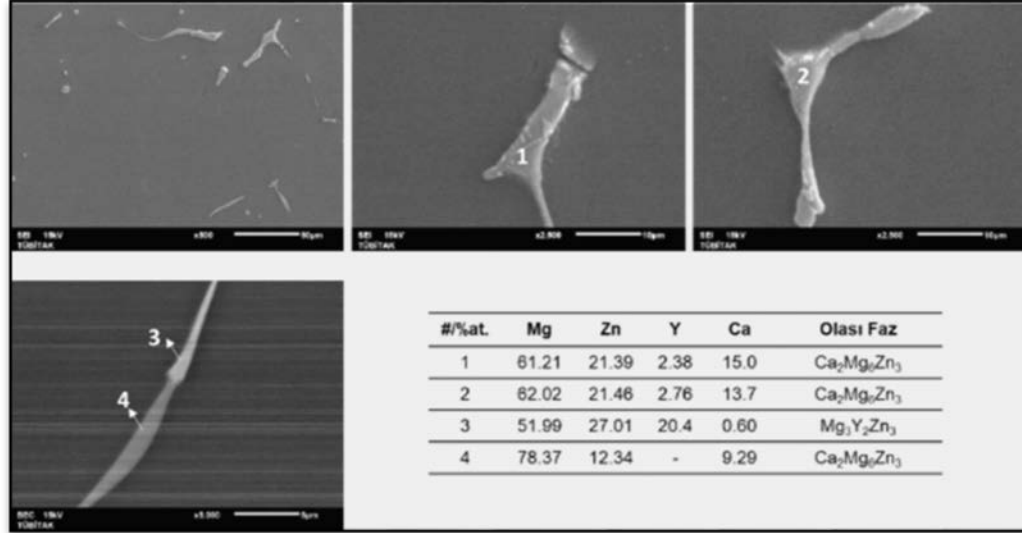
I-fazı olan Mg_3YZn_6 fazında stokiometrik olarak kompozisyonca Zn:Y oranı 6’dır. Benzer şekilde W-fazı yani $\text{Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3$ fazında ise Zn/Y oranı $3/2=1.5$ ’tir. Bu

sayede I-fazı ile W-fazını ayırt edebilmek görece olarak kolay olmaktadır. Örnek olarak Şekil 7.19’da C1 kodlu numunenin 1 ile adlandırılan bölgesinden alınan SEM-EDS sonucu atomca % 30.19 Zn ve % 8.98 Y elementlerini vermiştir. 1 nolu SEM-EDS sonucunda $30.19 / 8.98 = 3.4$ ’tür ve 6 değerine çok yakın değildir. Fakat, W-fazı için olması gereken 1.5 değerinden ise çok yüksektir. SEM-EDS sonuçları değerlendirilirken literatürdekine benzer şekilde Zn/Y oranı 3-8 arasındaki değerler I-fazı olarak olası faz kabul edilmiştir. Daha altındaki değerler ise W-fazı olarak kabul edilmiştir. Şekil 7.14’te 2 nolu SEM-EDS sonucunda Zn/Y oranı $41.52 / 9.64 = 4.3$ olduğundan oradaki olası faz I-fazı olarak değerlendirilmiş; 3 nolu SEM-EDS sonucunda Zn/Y oranı ise $18.53 / 11.90 = 1.6$ olduğundan olası faz bu sefer W-fazı olarak değerlendirilmiştir. Benzer şekilde tek tek her SEM-EDS sonucu hesaplanıp olası fazlar tablolarda belirtilmiştir.



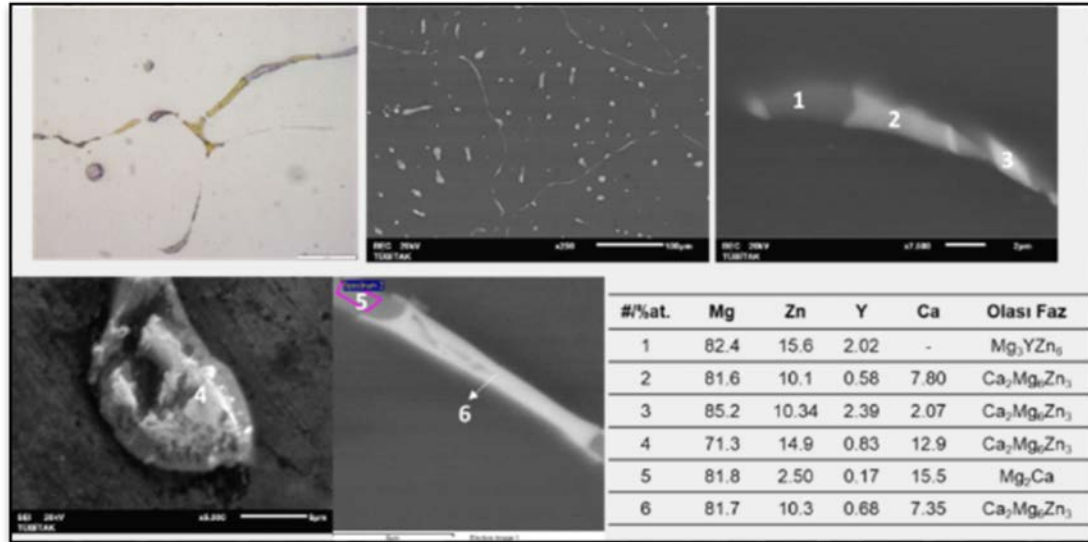
Şekil 7.14: C1 kodlu numunenin SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları.

Şekil 7.15’te C2 kodlu numunenin optik mikroskop görüntüleri, SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçlarına yer verilmektedir. C2 kodlu numune kalsiyum içerdiğinden bu numunede gözlemlenebilen W-fazına ilaveten SEM-EDS incelemeleri ile $Ca_2Mg_6Zn_3$ fazı da tespit edilmiştir.



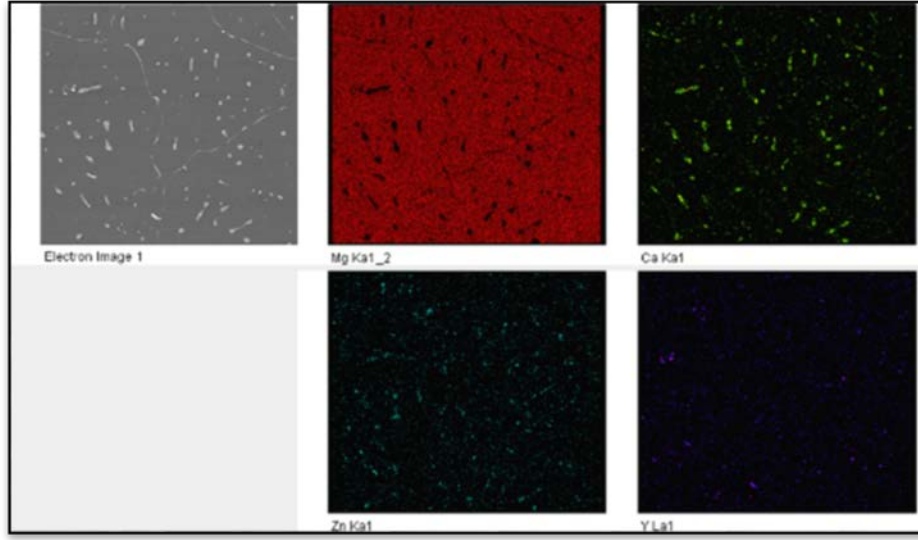
Şekil 7.15: C2 kodlu numunenin SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları.

C3 kodlu numunenin optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve SEM-EDS elementel haritaları Şekil 7.16 ve Şekil 7.17’de gösterilmiştir. C3 kodlu numunede I fazı, $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ fazı ve ek olarak x-ışını incelemelerinde de tespit edilen Mg_2Ca fazı gözlemlenmiştir.



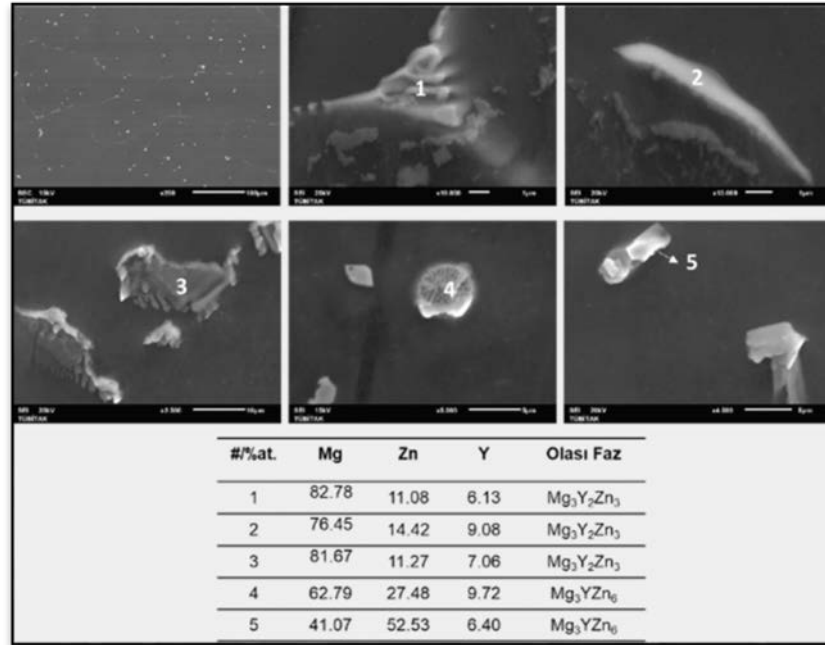
Şekil 7.16: C3 kodlu numunenin optik mikroskop görüntüsü, SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları

SEM-EDS elementel haritaları noktasal SEM-EDS analizine genel görsel yapı hakkında ekstra bilgi vermektedir. Elementel haritalar, incelenen bölgedeki fazların her yerinde Zn elementi varken bölgesel nokta analizlerinden kısmen farklı olarak bazı yerlerinde Ca, Ca olmayan yerlerinde ise Y elementi olduğunu göstermektedir.



Şekil 7.17: C3 kodlu numunenin SEM-EDS elementel haritaları.

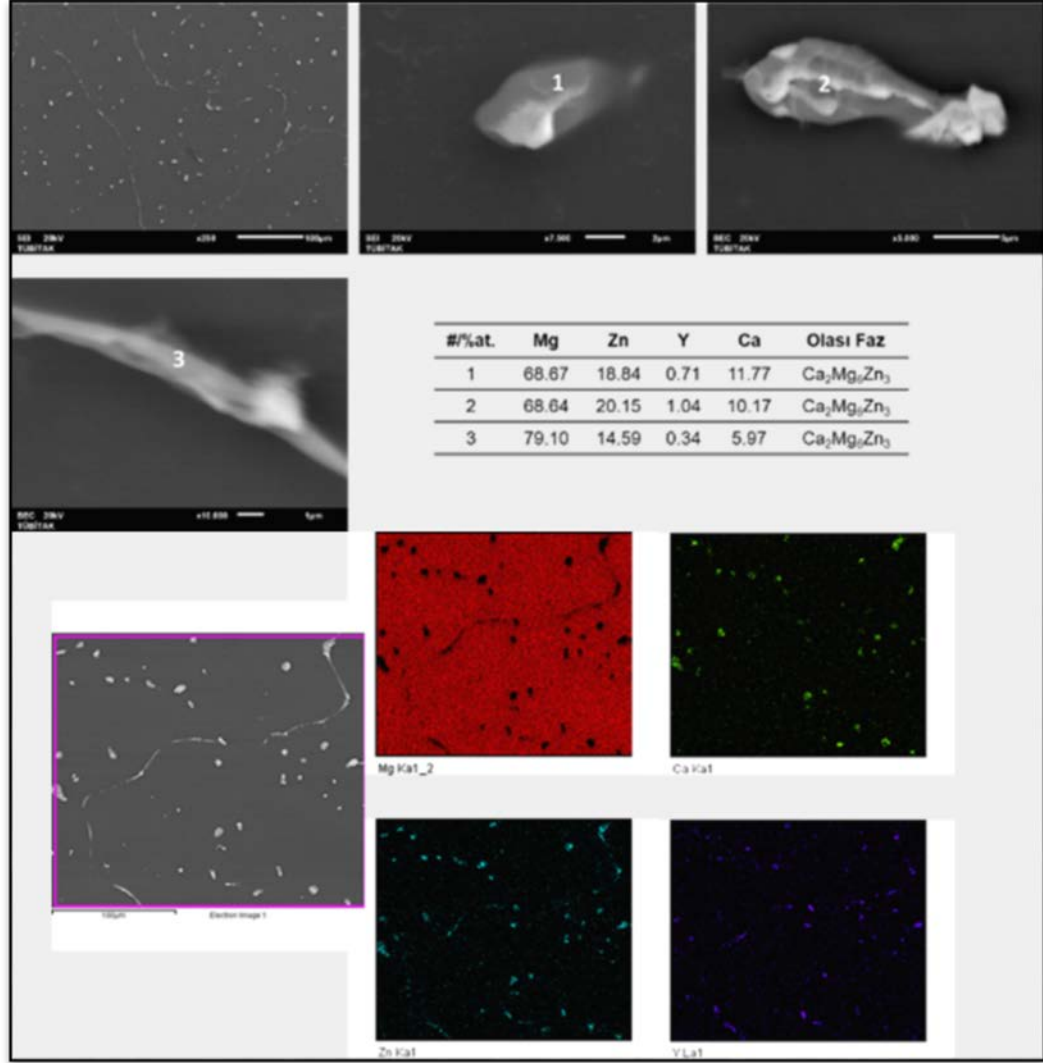
C4 kodlu numune kalsiyum içermediğinden SEM-EDS incelemeleri ile C2 ve C3 kodlu alaşımlardan farklı olarak sadece I ve W fazları tespit edilmiştir (Şekil 7.18).



Şekil 7.18: C4 kodlu numunenin SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları.

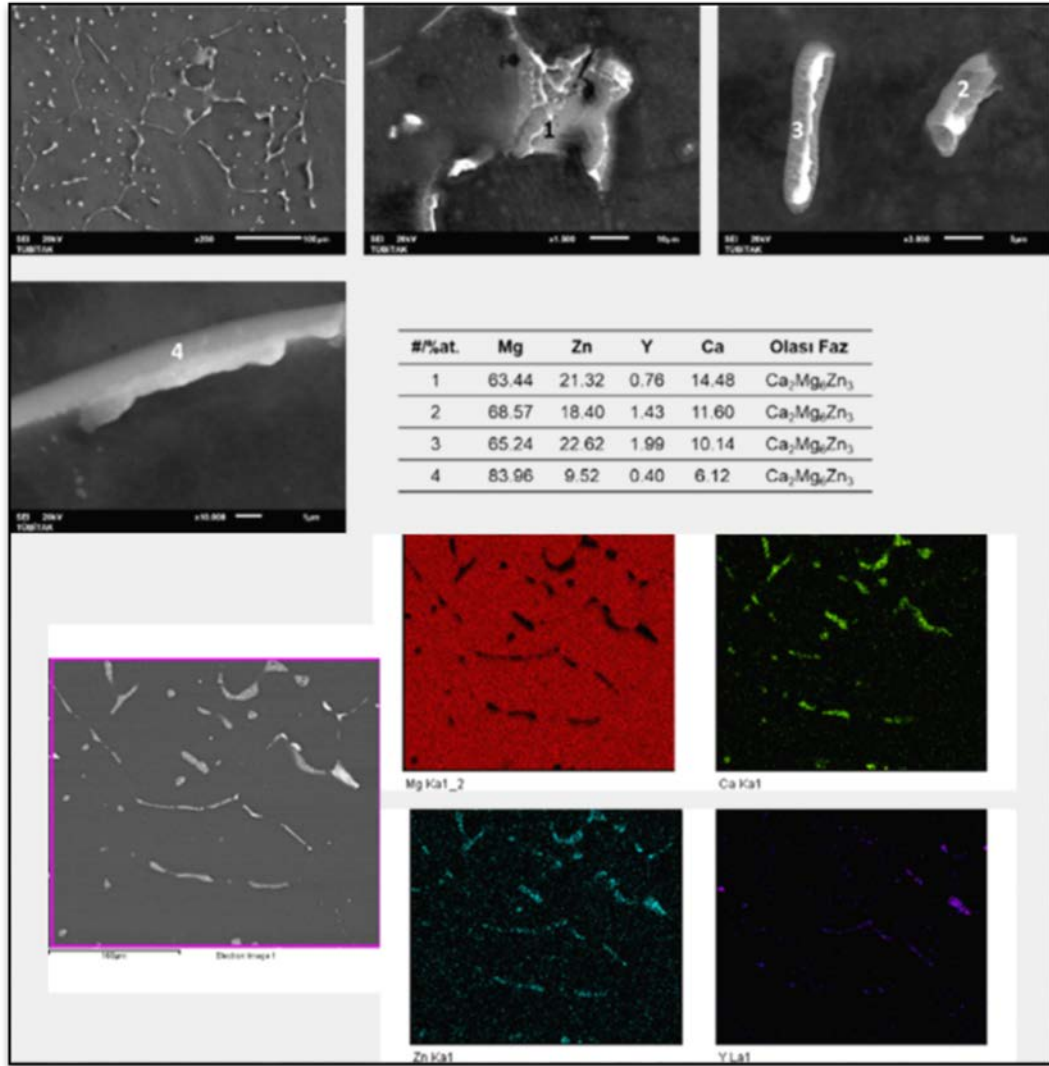
C5 kodlu kalsiyum içeren hadde alaşımının SEM-EDS sonuçları Şekil 7.19’da yer verilmektedir. Bu numunede incelenen bölgelerde diğer numunelerden farklı olarak sadece $Ca_2Mg_6Zn_3$ fazları tespit edilmiştir. Bu sonuçlar diğer fazların

olmadığı anlamına gelmemektedir. Çünkü SEM ile mikron boyutlarda küçük bölgelerden analiz sonuçları alınmaktadır. SEM-EDS elementel haritalarındaki Y haritaları kalsiyumsuz W veya I fazlarının bu numunelerde de bulunduğunu ispatlamaktadır.



Şekil 7.19: C5 kodlu numunenin SEM görüntüleri, SEM-EDS sonuçları ve SEM-EDS elementel haritaları.

C6 kodlu alaşımın SEM-EDS sonuçları Şekil 7.20’te verilmektedir. C5 kodlu numunede olduğu gibi bu alaşımda da sadece $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ fazları tespit edilmiştir. Aynı şekilde SEM-EDS elementel haritalarındaki Y haritaları zaten kalsiyumsuz W veya I fazlarının da bu numunelerde de bulunduğunu göstermektedir.



Şekil 7.20: C6 kodlu numunenin SEM görüntüleri ve SEM-EDS sonuçları ve SEM-EDS elementel haritaları.

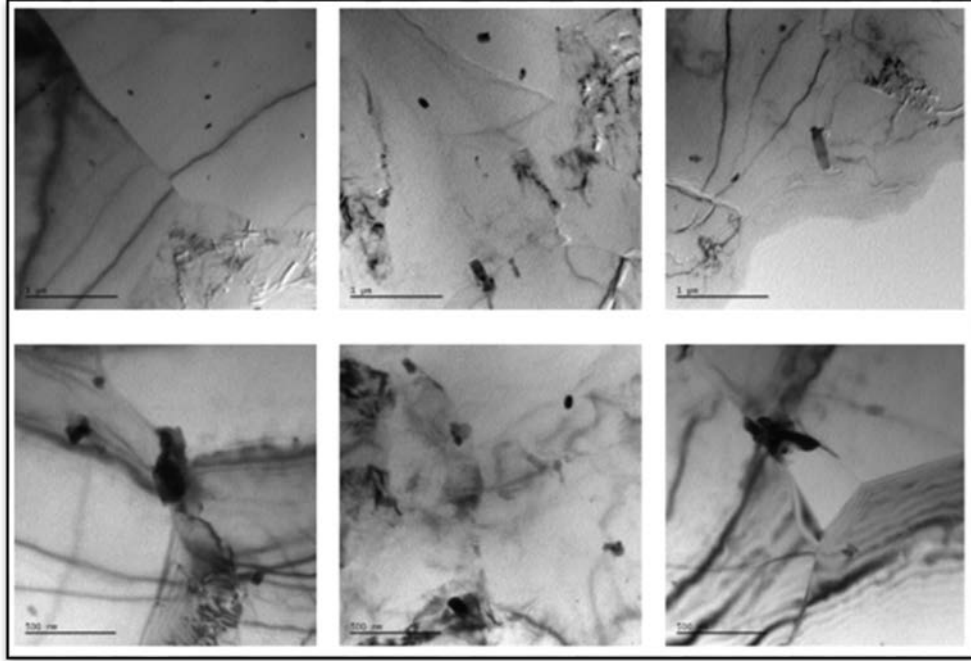
7.2.5. Döküm Alaşımlarının HRTEM-EDS-SAED İncelemeleri

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) incelemelerinde geleneksel aydınlık alan (BF-Bright Field), karanlık alan (DF-Dark Field) ve Seçili Alan Elektron Difraksiyonu (SAED-Selected Area Electron Diffraction) teknikleri kullanılmıştır.

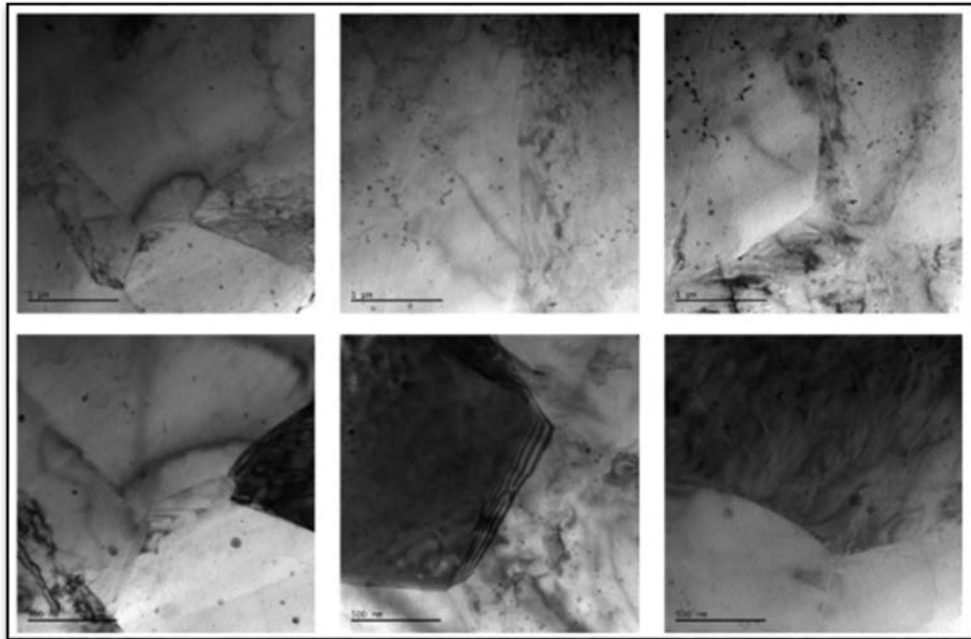
TEM görüntüleri ikincil fazların homojen dağıldığını göstermektedir. TEM-EDS ile ikincil fazların kimyasal kompozisyonları belirlenmeye çalışılmıştır. Seçili

Alan Elektron Difraksiyonu paternleri ve atomik latis görüntüleri ile d mesafeleri belirlenmeye çalışılmış; EDS sonuçlarını destekleyerek fazların ne olduğu tespit edilmeye çalışılmıştır.

H01 ve A02 kodlu numunenin genel temsili TEM görüntüleri Şekil 7.21 ve Şekil 7.22’de gösterilmektedir.



Şekil 7.21: H01 kodlu numunenin düşük büyütme TEM görüntüleri.



Şekil 7.22: A02 kodlu numunenin düşük büyütme TEM görüntüleri.

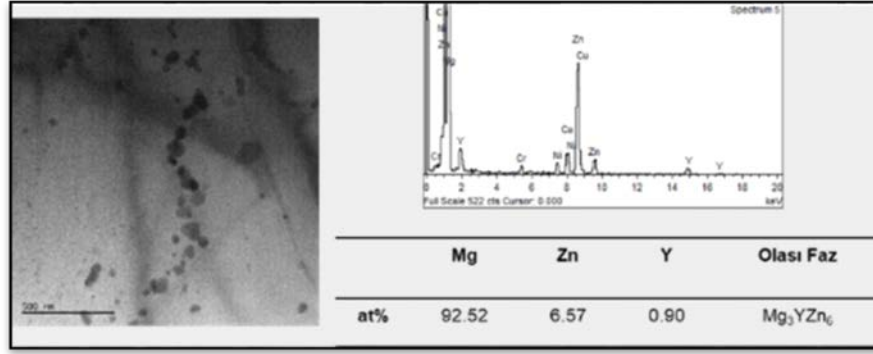
Aşağıdaki kısımlarda ikincil fazların TEM-EDS-SAED ile tespit edildiği bazı temsili TEM sonuçları yer alacaktır. Öncelikle optik mikroskop ile gözlemlenip SEM-EDS ile detaylandırılan mikroyapısal incelemelerde tespit edilen fazlar TEM’de daha doğru şekilde analiz edilebilmiştir. Bunun sebepleri TEM ile SEM’ dekinden çok daha yüksek büyütmeyle çıkılabilmesi ve TEM numune hazırlama tekniklerinin doğası gereği optik mikroskop veya SEM’ deki gibi numune hazırlama aşamalarından bağımsız olarak ikincil fazlar TEM’de daha iyi görülebilmesidir. Son olarak SEM-EDS mikroanaliz olup mikron mertebede iki boyutta ve 3 boyutta sinyal almaktadır. Bu nedenle küçük ikincil fazlar incelenirken fazdan çok alttan veya yandan sinyal gelmektedir. TEM’de ise numunenin incelenen kısmı 100 nm’ den az olduğundan EDS alındığında nano partiküller hariç gelen sinyalin büyük kısmı 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 yakın değerlerin gözlemlendiğine işaret etmektedir.

Döküm alaşımlarında gözlemlenen fazların TEM-EDS sonuçları verilirken o faza ait varsa büyük fazlar, mikron, mikron-altı ve nano boyutlu olarak adlandırılan fazların TEM-EDS-SAED sonuçlarına yer vermeye çalışılmıştır. TEM-EDS-SAED faz sonuçları verilirken şekil yazılarında parantez içinde hangi numuneden olduğu da belirtilmiştir.

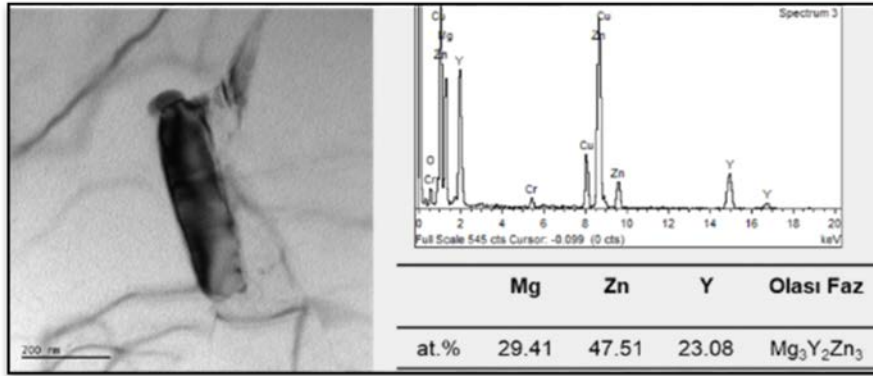
Döküm alaşımlarında gözlemlenen fazlardan ilki geleneksel magnezyum alaşımlarında bulunmayan kuasikristal I-fazıdır. Aşağıdaki kısımlarda I-fazının farklı boyut ve geometrilerde alınabilmiş TEM incelemeleri sonuçları sırayla gösterilecektir.

I-fazının kompozisyonu Mg_3YZn_6 ’dir. SEM-EDS ile hesaplanmaya çalışılan $Zn/Y = 6$ olan stokiometrik oran TEM-EDS ile de hesaplanmıştır. Örnek olarak Nano I fazının TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları Şekil 7.23’te yer verilmiştir.



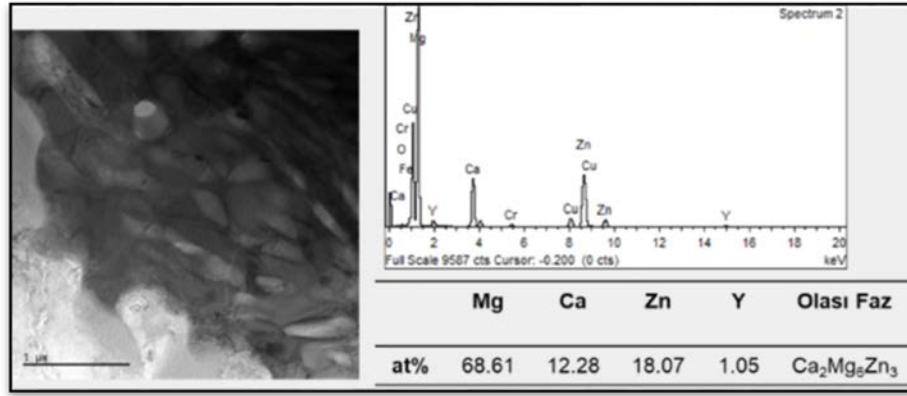
Şekil 7.23: Nano I fazının TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları (A01).

Döküm alaşımlarında gözlemlenen W ($Mg_3Y_2Zn_3$) fazının TEM incelemeleri sonuçlarında H01 kodlu numunede görüntülenen uzun morfolojili mikron-altı boyutlu yapının görüntüsü şekil 7.24'te verilmiştir.

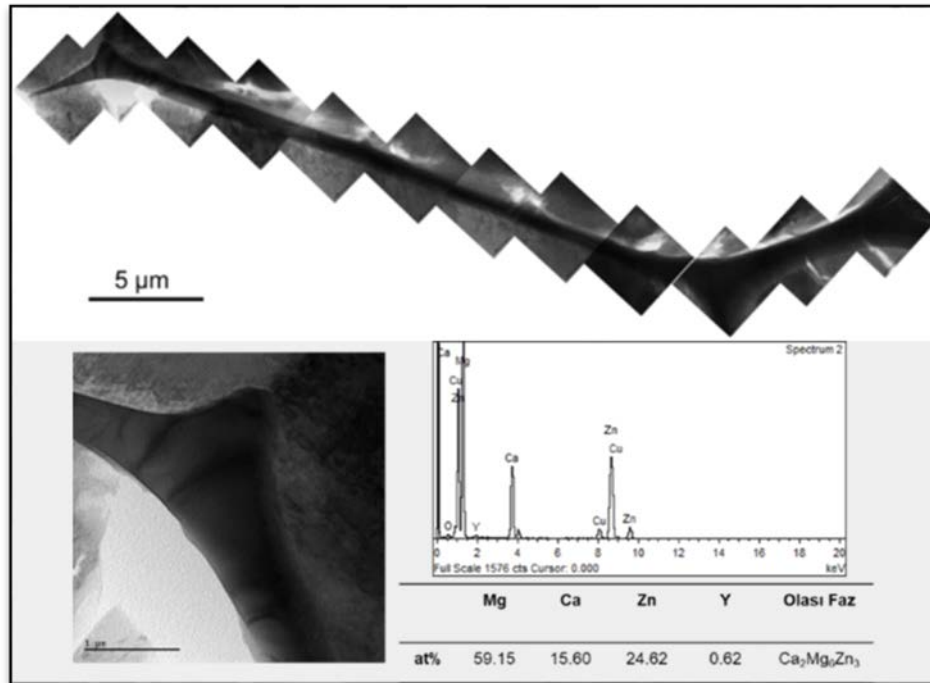


Şekil 7.24: Mikron-altı boyutlu W-fazının TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonucu (H01).

Kalsiyum ilaveli döküm alaşımlarında gözlemlenen $Ca_2Mg_6Zn_3$ fazının TEM sonuçları aşağıda bulunmaktadır. Bu fazlar SEM-EDS' deki gibi eser miktarda Y içerebilmektedir. C3 kodlu numunedeki büyük boyutlu $Ca_2Mg_6Zn_3$ fazının TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonuçları Şekil 7.25'te yer almaktadır. C6 kodlu numunedeki büyük boyutlu $Ca_2Mg_6Zn_3$ fazının TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonucu Şekil 7.26'dadır.

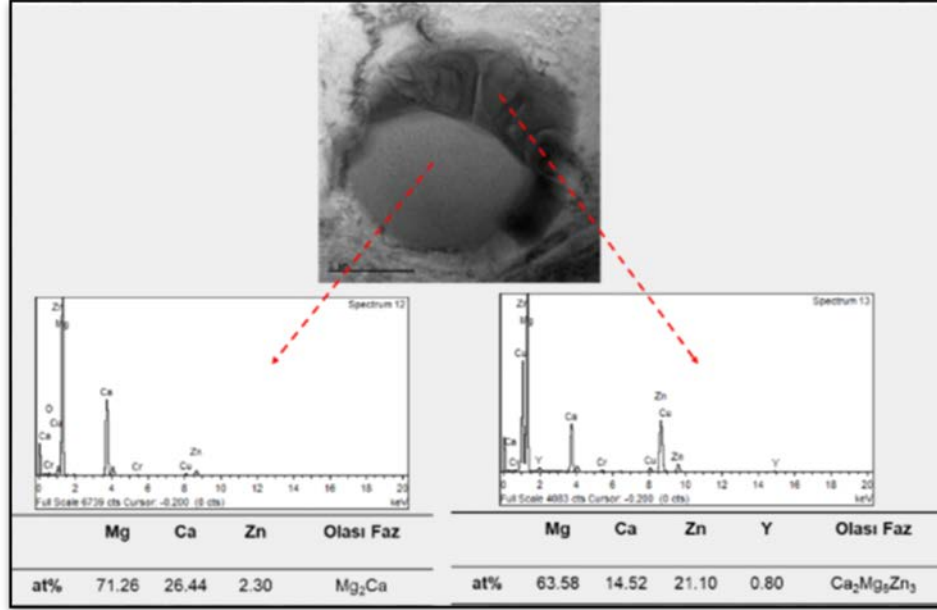


Şekil 7.25: Büyük boyutlu $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ fazının TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonuçları (C3).



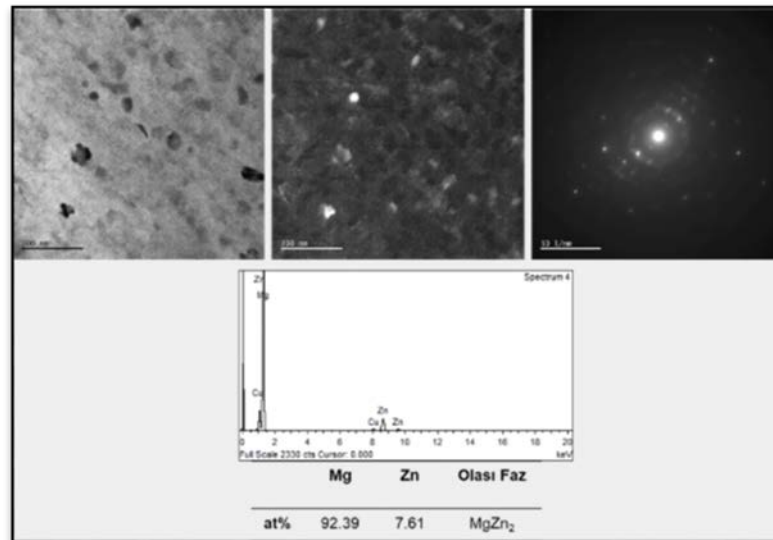
Şekil 7.26: Büyük boyutlu $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ fazının TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonuçları (C6).

Mg_2Ca fazı çok sık olmamakla birlikte TEM incelemeleri ile de tespit edilebilmiştir. Aşağıda temsili olarak C3 kodlu döküm alaşımında $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ fazının bitişiğinde gözlemlenen Mg_2Ca fazının TEM-EDS sonuçları bulunmaktadır (Şekil 7.27).



Şekil 7.27: C3 kodlu numunedeki mikron boyutlu ikincil fazın TEM görüntüsü ve TEM-EDS sonuçları.

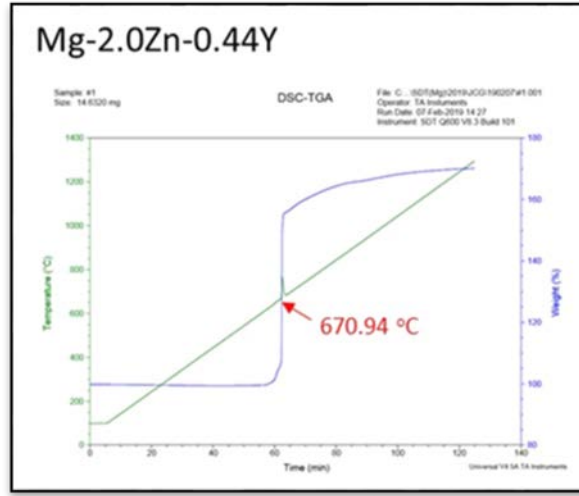
Döküm alaşımlarında SEM-EDS ile tespit edilememiş nano boyutlu $MgZn_2$ fazlarına rastlanmıştır. C6 kodlu alaşımda Nano boyutlu $MgZn_2$ fazının aydınlık alan, karanlık alan TEM görüntüleri, SAED paterni ve TEM-EDS sonuçlarında tespit edilebilmiştir (Şekil 7.28).



Şekil 7.28: Nano boyutlu $MgZn_2$ fazının aydınlık alan, karanlık alan TEM görüntüleri, SAED paterni ve TEM-EDS sonuçları (C6).

7.2.6. Tutuşma Testleri

Tutuşma testleri, Kore KITECH tarafından Diferansiyel Termal Analiz (DTA) ve TÜBİTAK MAM tarafından fırında ısıtma yöntemi ile yapılmıştır. Diferansiyel Termal Analiz (DTA) yöntemi ile döküm sonrası C kodlu numunelerden elde edilen örnek tutuşma test grafiği aşağıda bulunmaktadır (Şekil 7.29). Sıcaklığın ani olarak yükseldiği değer tutuşma sıcaklığını göstermektedir.



Şekil 7.29: Tasarlanan alaşımların örnek DTA ile tutuşma testi grafiği.

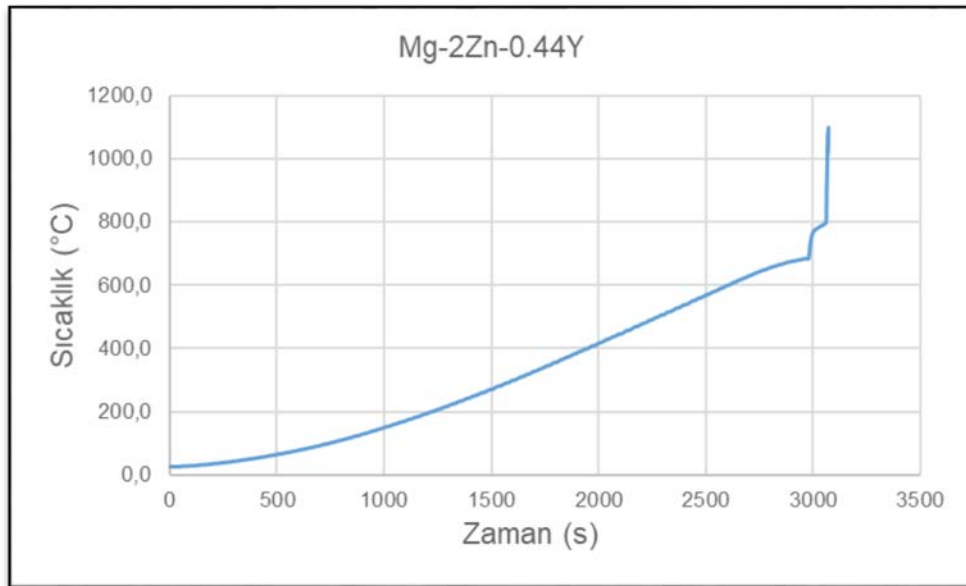
2 kodlu hadde alaşımının kalsiyum oranı % 0.3'den 0.2'ye düşürüldüğünden tutuşma testleri yeni alaşımla da yapılmıştır. Alaşımların DTA ile tespit edilen tutuşma sıcaklıkları tablo halinde aşağıda toplu halde yer almaktadır (Tablo 7.5).

Tablo 7.5: Geliştirilen alaşımların DTA ile tespit edilen tutuşma sıcaklıkları.

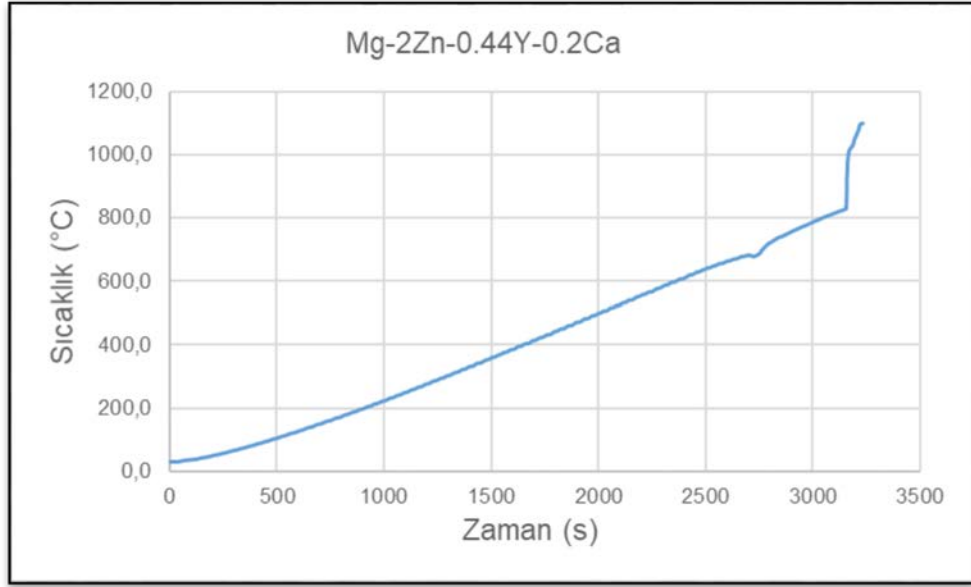
Alaşım Kodu	Alaşım	Tutuşma Sıcaklığı (°C)
1	Mg-2.0Zn-0.44Y	670.94
2.1	Mg-2.0Zn-0.44Y-0.2Ca	798.54
2	Mg-2.0Zn-0.44Y-0.3Ca	804.94
3	Mg-2.0Zn-0.44Y-0.7Ca	866.49
4	Mg-3.0Zn-0.7Y	785.23
5	Mg-3.0Zn-0.7Y-0.3Ca	863.65
6	Mg-3.0Zn-0.7Y-0.7Ca	915.80

İtriyum oranı daha yüksek alaşımlarda tutuşma sıcaklıkları daha yüksektir. Benzer şekilde kalsiyum oranı arttıkça tutuşma sıcaklıkları artmıştır. 6 kodlu numunede maksimum olan 915.80 °C'ye ulaşılmıştır.

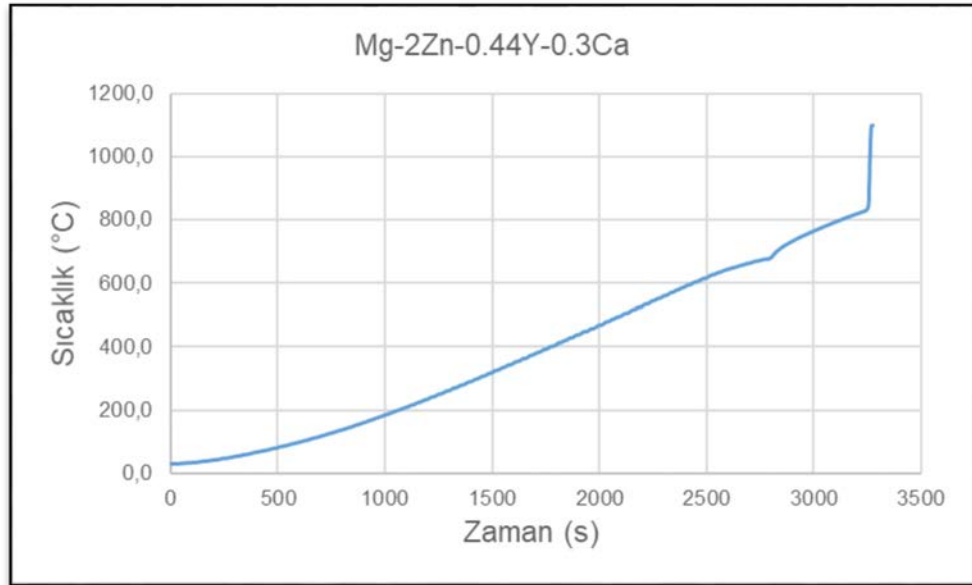
Geliştirilen alaşımları saf magnezyum, geleneksel magnezyum levha ve ekstrüzyon alaşımları ile karşılaştırabilmek amacıyla tutuşma testleri fırında ısıtma yöntemi ile de yapılmıştır. Sırasıyla Şekil 7.30 ve Şekil 7.36 arasında C kodlu numunelerin fırın ile tutuşma testi örnek grafikleri verilmektedir.



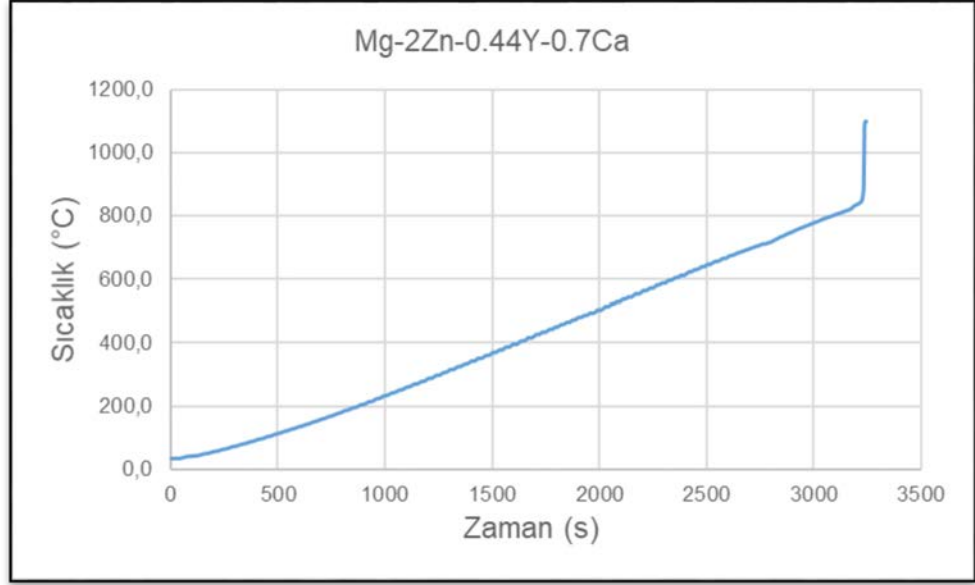
Şekil 7.30: C1 alaşımının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.



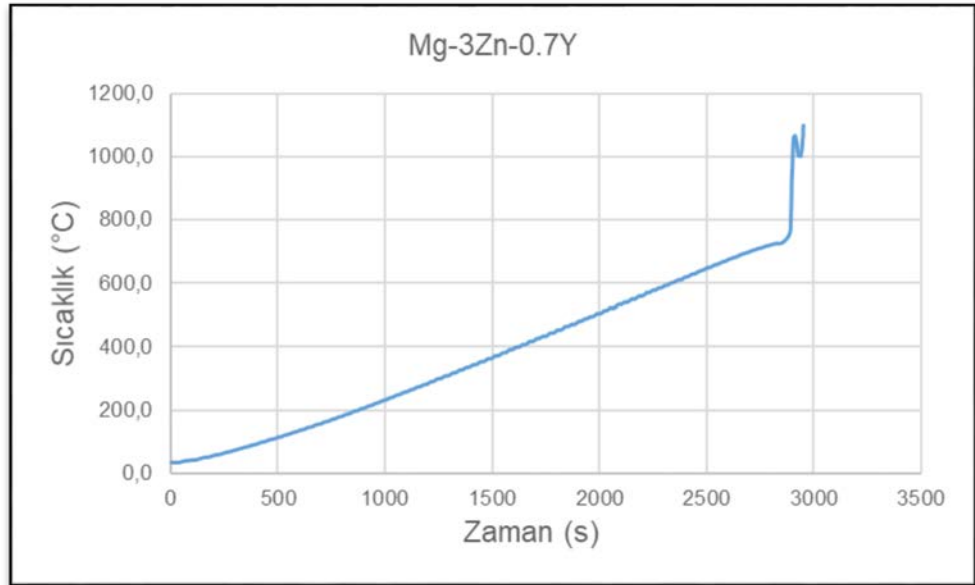
Şekil 7.31: C2.1 alaşımlarının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.



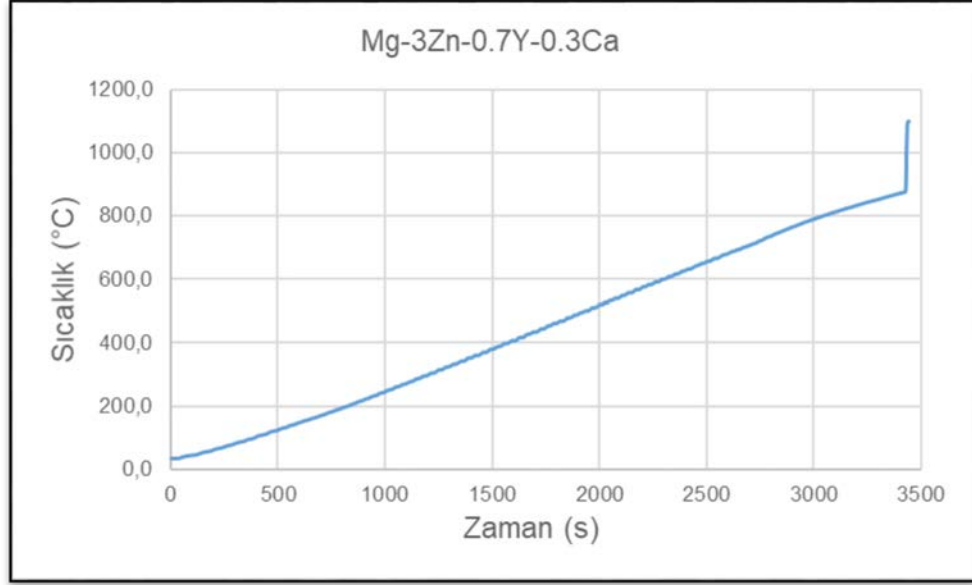
Şekil 7.32: C2 alaşımlarının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.



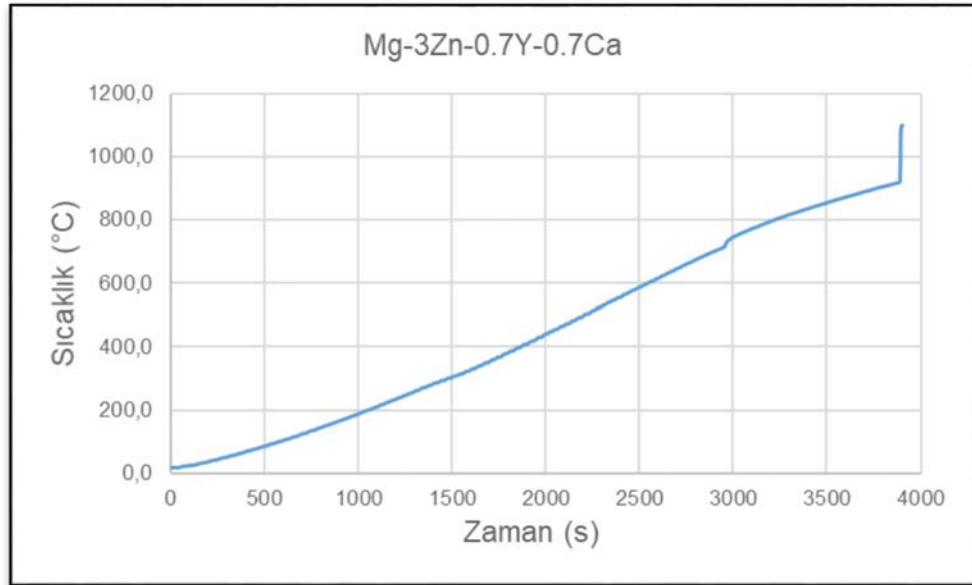
Şekil 7.33: C3 alaşımlarının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.



Şekil 7.34: C4 alaşımlarının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.



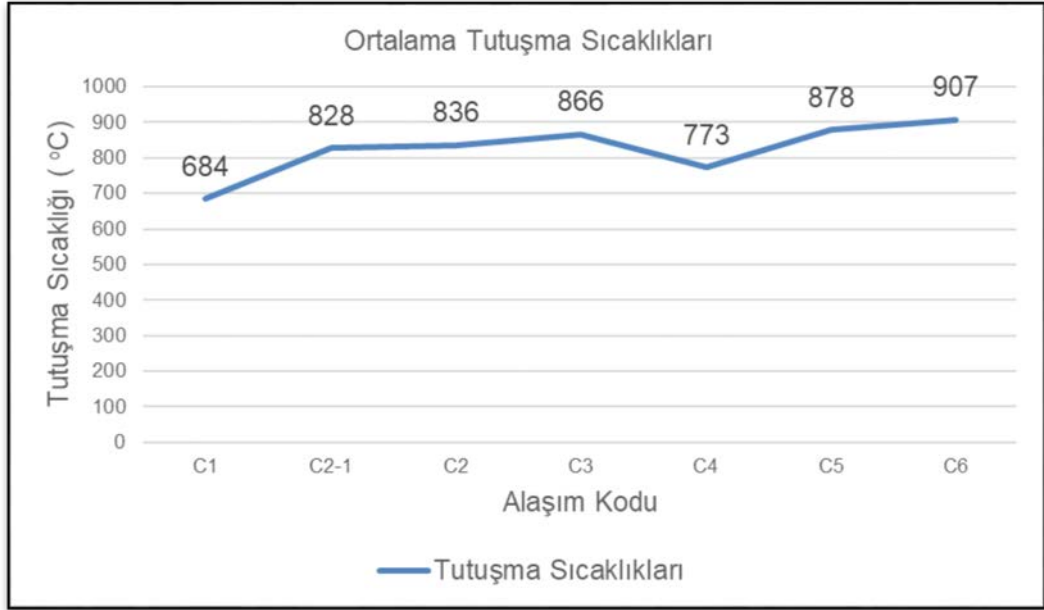
Şekil 7.35: C5 alaşımının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.



Şekil 7.36: C6 alaşımının fırın ile tutuşma testi örnek grafiği.

Şekil 7.37’de C kodlu numunelerin fırın ile tutuşma testi ile elde edilen ortalama tutuşma sıcaklıkları bulunmaktadır. DTA’dan elde edilen sonuçlar ile uyumlu şekilde 1-2.1-2-3 ve 4 kodlu alaşımlarda kalsiyum oranı arttıkça tutuşma sıcaklığı da artmaktadır. Ayrıca, 4-5 ve 6 kodlu alaşımlarda tutuşma sıcaklıkları 1-2.1-2-3 ve 4 kodlu alaşımlara göre daha yüksektir. Bu durum kalsiyum oranı arttıkça tutuşma sıcaklıklarının arttığını göstermektedir. 6 kodlu numunede maksimum tutuşma sıcaklığı olan 907°C’ye ulaşılmıştır. Fırında ısıtma ile elde edilen tutuşma sıcaklıkları DTA ile elde edilen sıcaklıklara yakındır. DTA ’ya benzer şekilde

kalsiyum ilavesi ile veya itriyum oranı değişimi ile aynı davranış yakalanabilmiştir (Tablo 7.6).

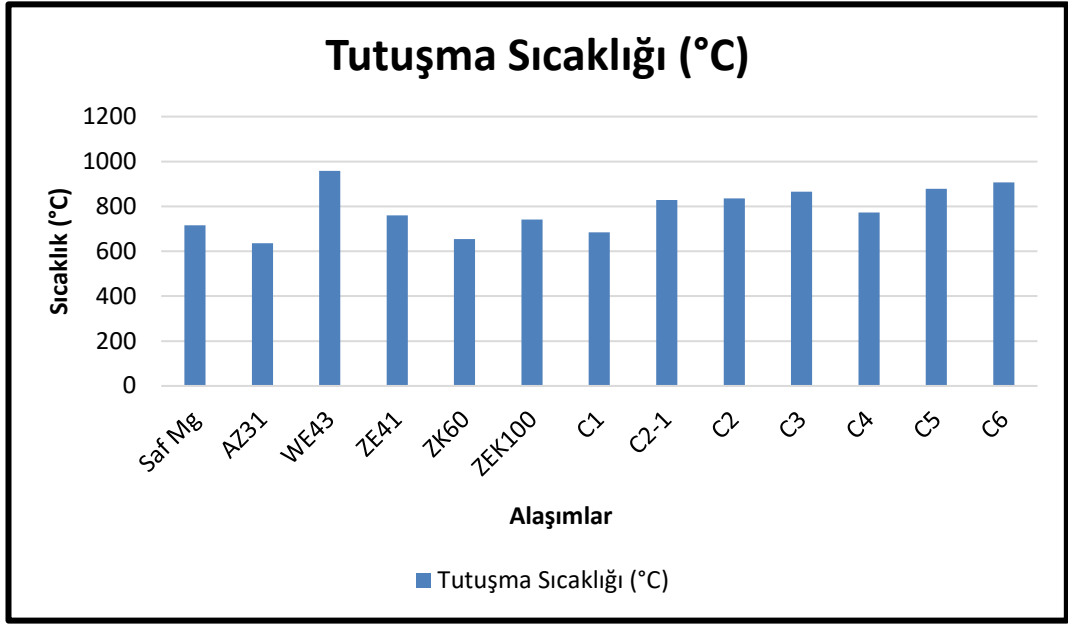


Şekil 7.37: C kodlu numunelerin ortalama tutuşma sıcaklıkları.

Tablo 7.6 Geliştirilen alaşımların DTA ve fırın ile ısıtma yöntemi ile elde edilen ortalama tutuşma sıcaklıkları karşılaştırması.

Alaşım Kodu	Alaşım	DTA Tutuşma Sıcaklığı (°C)	Fırın Tutuşma Sıcaklığı (°C)
1	Mg-2.0Zn-0.44Y	670.94	684
2.1	Mg-2.0Zn-0.44Y-0.2Ca	798.54	828
2	Mg-2.0Zn-0.44Y-0.3Ca	804.94	836
3	Mg-2.0Zn-0.44Y-0.7Ca	866.49	866
4	Mg-3.0Zn-0.7Y	785.23	773
5	Mg-3.0Zn-0.7Y-0.3Ca	863.65	878
6	Mg-3.0Zn-0.7Y-0.7Ca	915.80	907

Geleneksel ve tez kapsamında geliştirilen magnezyum alaşımlarının fırında ısıtma yöntemi ile tespit edilen tutuşma sıcaklıklarının karşılaştırmalı grafiği de Şekil 7.38’de verilmektedir.



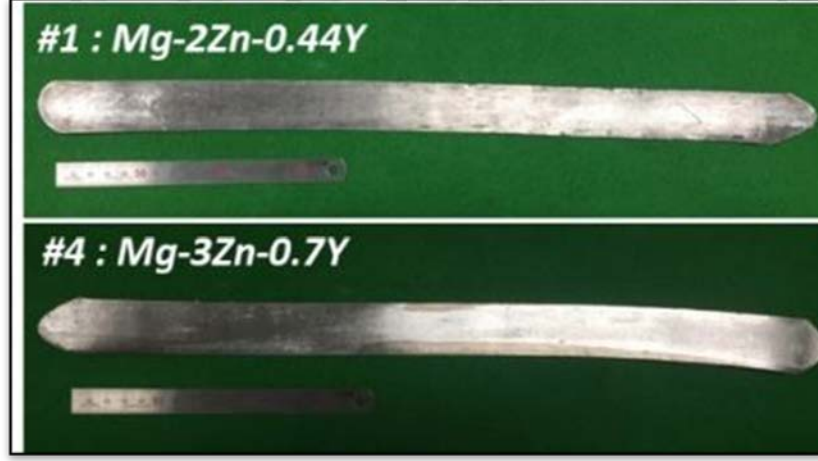
Şekil 7.38: Ticari ve geliştirilen magnezyum alaşımlarının tutuşma sıcaklıkları karşılaştırmalı grafiği.

7.3. Hadde Sonuçları

TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü'nde farklı magnezyum alaşımı plakalar üstünde yapılan ılık hadde denemeleri sonucunda elde edilen parametreler ve tecrübe sonucunda ılık hadde çalışmaları hem TÜBİTAK MAM tarafında hem de Kore KITECH'de yapılmıştır.

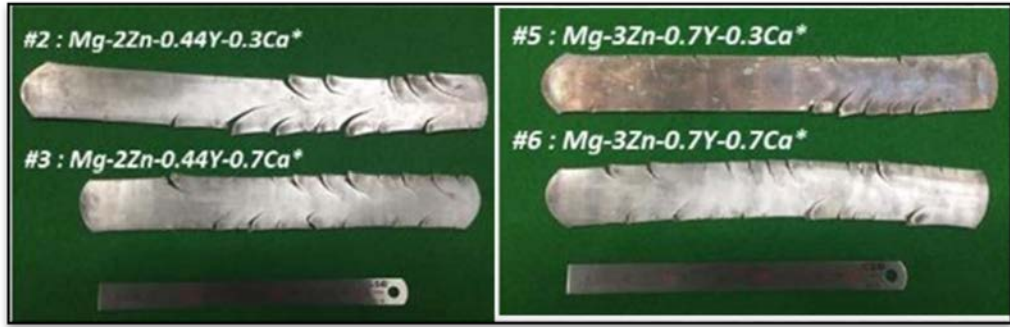
7.3.1. KITECH Kore'de Yapılan Hadde Sonuçları

Kalsiyum ilavesi olmayan 1 ve 4 kodlu alaşım plakaların ılık hadde işlemi sorunla karşılaşmadan başarılı bir şekilde yapılabilmiştir. Ortalama %15 deformasyon oranı yeterli olmuştur. Aşağıda (Şekil 7.39) bu numunelerin ılık hadde sonrası fotoğrafları verilmektedir.

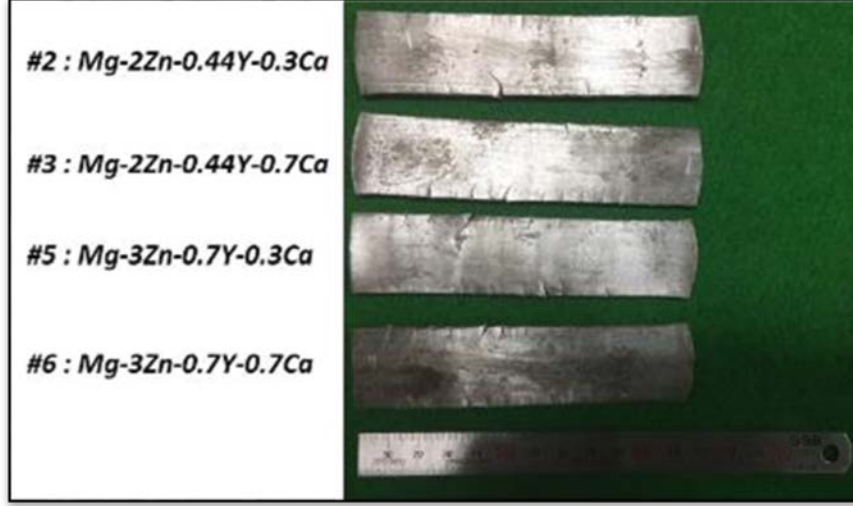


Şekil 7.39: Kalsiyum içermeyen 1 ve 4 kodlu alaşımların ılık hadde sonrası fotoğrafları.

Kalsiyum içeren Mg-2Zn-0.44Y-0.3Ca (#2), Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (#3), Mg-3Zn-0.7Y-0.3Ca (#5), Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca (#6) alaşımı plakalarda ılık hadde işlemi %15 deformasyon oranında paso verince başarılı olamamıştır (Şekil 7.51). Bu nedenle %5'lik paso verilmiştir. %5 pasoda dahi 10. pasodan sonra plakalar yaklaşık 4 mm kalınlığa düşüncü plakaların kenarlarındaki çatlamlar artmıştır. 2, 3, 5 ve 6 kodlu alaşımların ılık hadde sonrası fotoğrafları Şekil 7.40' da verilmektedir.



Şekil 7.40: 2, 3, 5 ve 6 kodlu alaşımların ılık hadde ile %15 deformasyon sonrası fotoğrafları.



Şekil 7.41: Kalsiyum içeren 2, 3, 5 ve 6 kodlu alaşımların ılık hadde ile %5 deformasyon sonrası fotoğrafları.

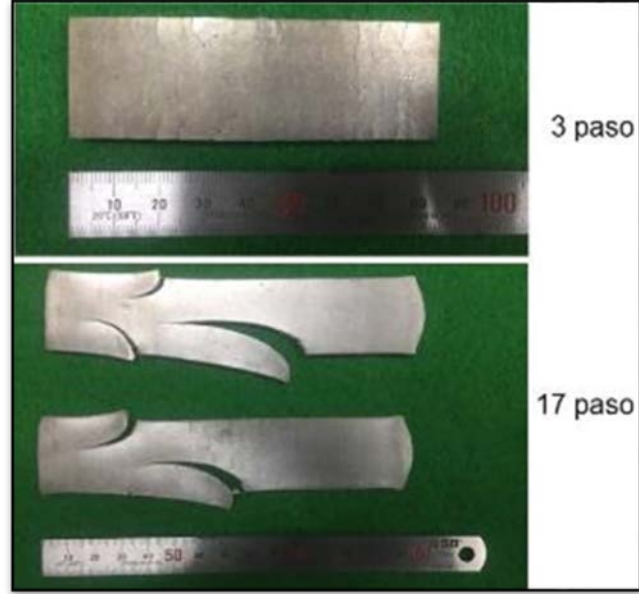
Kalsiyum içeren alaşımların ılık haddesinin başarılı olamamasından dolayı yukarıda da belirtildiği üzere yeni dökümler yapılarak 2 kodlu Mg-2Zn-0.44Y-0.3Ca alaşımının ve 5 kodlu Mg-3Zn-0.7Y-0.3Ca alaşımının kalsiyum oranları ağırlık % 0.3'den 0.2'ye düşürülmüştür. Yeni alaşımlar 2.1 (Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca) ve 5.1 (Mg-3Zn-0.7Y-0.2Ca) olarak adlandırılmıştır.

Yeni geliştirilen 2.1 (Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca) alaşımında deformasyon oranı oldukça düşürülerek (%5-10 deformasyon oranları) 1 mm kalınlığında levha toplam 27 pasoda başarılı şekilde elde edilebilmiştir (Şekil 7.42).



Şekil 7.42: 2.1 (Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca) numunesinin başarılı ılık hadde sonrası fotoğrafı.

Yeniden geliştirilip plaka şeklinde dökülen 5.1 (Mg-3Zn-0.7Y-0.2Ca) alaşımında ise deformasyon oranı %3'lere düşürülse dahi 17 paso sonrası 3 mm kalınlığına inen levha tamamen yırtılmıştır (Şekil 7.43).



Şekil 7.43: 5.1 (Mg-3Zn-0.7Y-0.2Ca) numunesin ılık hadde ile 3 paso ve 17 paso sonrası fotoğrafları.

Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (#3) ve Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca (#6) alaşımların başarılı şekilde haddeleyebilmek için ise özel bir kalıp ile numuneler hadde öncesi ekstrüzyon işleminden geçirilmiştir. Plakalara dikdörtgen bir kalıp ile 280 °C’de 1:16 oranı ile ekstrüzyon uygulanmıştır. Ekstrüzyon ile 7 mm kalınlığına indirilen plakalar ılık hadde ile 20-23 pasoda yaklaşık %5-10 deformasyon oranları ile 1 mm kalınlığa başarılı bir şekilde indirilebilmiştir (Şekil 7.44).



Şekil 7.44: 3 kodlu numunenin başarılı ılık hadde sonrası fotoğrafı.

7.3.2. T B TAK MAM' da Yapılan Hadde Sonuçları

T B TAK MAM' da gerçekleştirilen hadde  alı maları ‘‘6.5 Hadde Yöntemi’’ ba lı ı altında anlatıldığı gibi yapılmış ve yine aynı başlıkta belirtilen ısıl işlem prosesleri uygulanmıştır Karşılaştırma numuneleri olarak ticari AZ31 ve Mg-Zn-Y alaşımlarına yakın mekanik özelliklerde olduğu bilinen 10 mm kalınlığında ZEK100 plakalar da hadde çalışmalarında kullanılmıştır. T B TAK MAM'daki hadde çalışmaları öncelikle A kodlu döküm halindeki ve H kodlu 400  C'de 24 saat homojen tav ısıl işlemi uygulanmış plakalarda uygulanmıştır. Bu sayede ısıl işlemin etkisi incelenmi tır. Ayrıca, homojen tav ısıl işlemi uygulanmış C1, C2.1 ve C4 alaşımlarına da ılık hadde uygulanmıştır. Diğer C kodlu alaşımlar T B TAK MAM'da tekrarlanmamı tır. Haddelenen C2.1 kodlu levhalara T B TAK MAM'da haddelendi ini göstermek ve ayırt etmek için –T kodu verilmi tır (C2.1-T). C1 ve C4 kodlu numunelere de C1-2, C4-2 (-2: 400  C'de 24 saat homojen tav sonrası) ve de C1-3, C4-3 (-3: 400  C'de 100 saat homojen tav sonrası) adı verilmi tır. Bu  alı malar sonucunda elde edilen levhaların örnek fotoğrafı  ekil 7.45' de verilmi tır.



Şekil 7.45: TÜBİTAK MAM’ da yapılan ılık hadde sonrası 1 mm kalınlığındaki levhaların fotoğrafları.

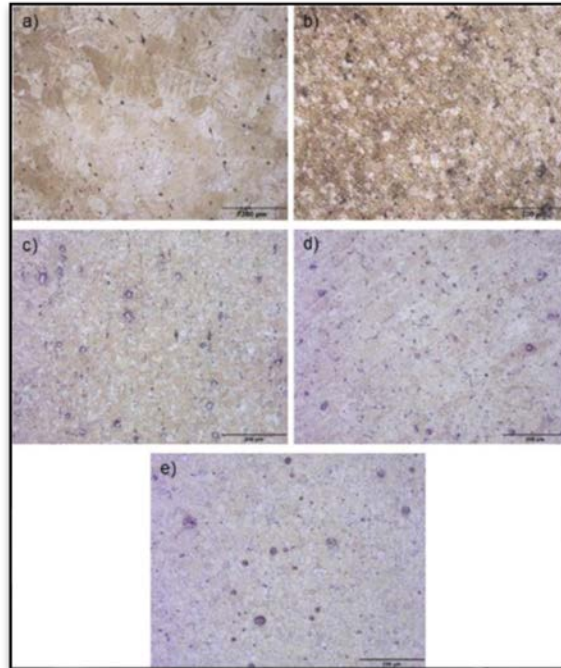
7.3.3. Levhaların Metalografik İncelemeleri

Aşağıdaki kısımlarda asetik asit ile dağlanmış metalografik olarak incelenmiş optik mikroskop mikroyapıları verilmektedir. Haddelenmiş Mg-2Zn-0.44Y (C1), Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca (C2.1), Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (C3), Mg-3Zn-0.7Y (C4) ve

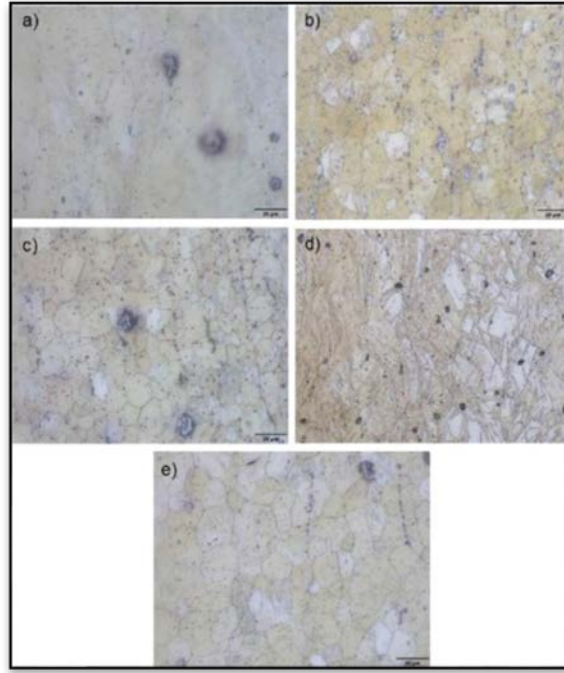
Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca (C6) kodlu levhaların yüzey mikroyapıları Şekil 7.46'te; kesit mikroyapıları ise Şekil 7.47'te verilmiştir.

Yüzey ile kesit mikroyapılarında belirgin bir fark yoktur. Taneler iki yönde de çok uzamamıştır. Kalsiyum içeren ikincil fazların hadde yönünde yönlendiği gözlemlenmiştir. Hadde sonrası numunelerin döküm yapılarının eş eksenli levha tane yapısına dönüşebildiği görülmüştür. Mg-2Zn-0.44Y (C1) ve Mg-3Zn-0.7Y (C4) kodlu numunelerin tane boyutunun diğer alaşımlara göre oldukça büyük olduğu gözlemlenmiştir. Bu durumun sebebi kalsiyumun tane inceltici etkisinin olduğu olarak yorumlanmıştır. Taneler hadde yönü boyunca kısmen uzadığı görülmektedir. 1 ve 4 kodlu numuneler kıyaslandığında Zn ve Y ilavesinin tane boyutu üzerinde ciddi bir etkisinin olmadığı görülmektedir. Fakat faz boyutu ve sayısındaki artışın mekanik özelliklere olan etkisi diğer bölümlerde verilecektir. Kısmen numune hazırlamadan da kaynaklı olabileceğini düşündüğümüz ve ilerideki kısımlarda TEM incelemeleri ile doğrulanacak ikiz yapıları bulunmaktadır. İkizlere en çok 1 ve 4 kodlu numunelerde rastlanmıştır.

Isıl işlem denemelerinde ise 300°C'deki ısıtılmanın fazla etkisinin olmadığı görülmüştür. 350 ve 400°C'de ise hem sürenin hem de sıcaklığın etkili olduğu gözlemlenmiştir. Mekanik özelliklerin tespiti için de ısıtılma önem kazanmaktadır.

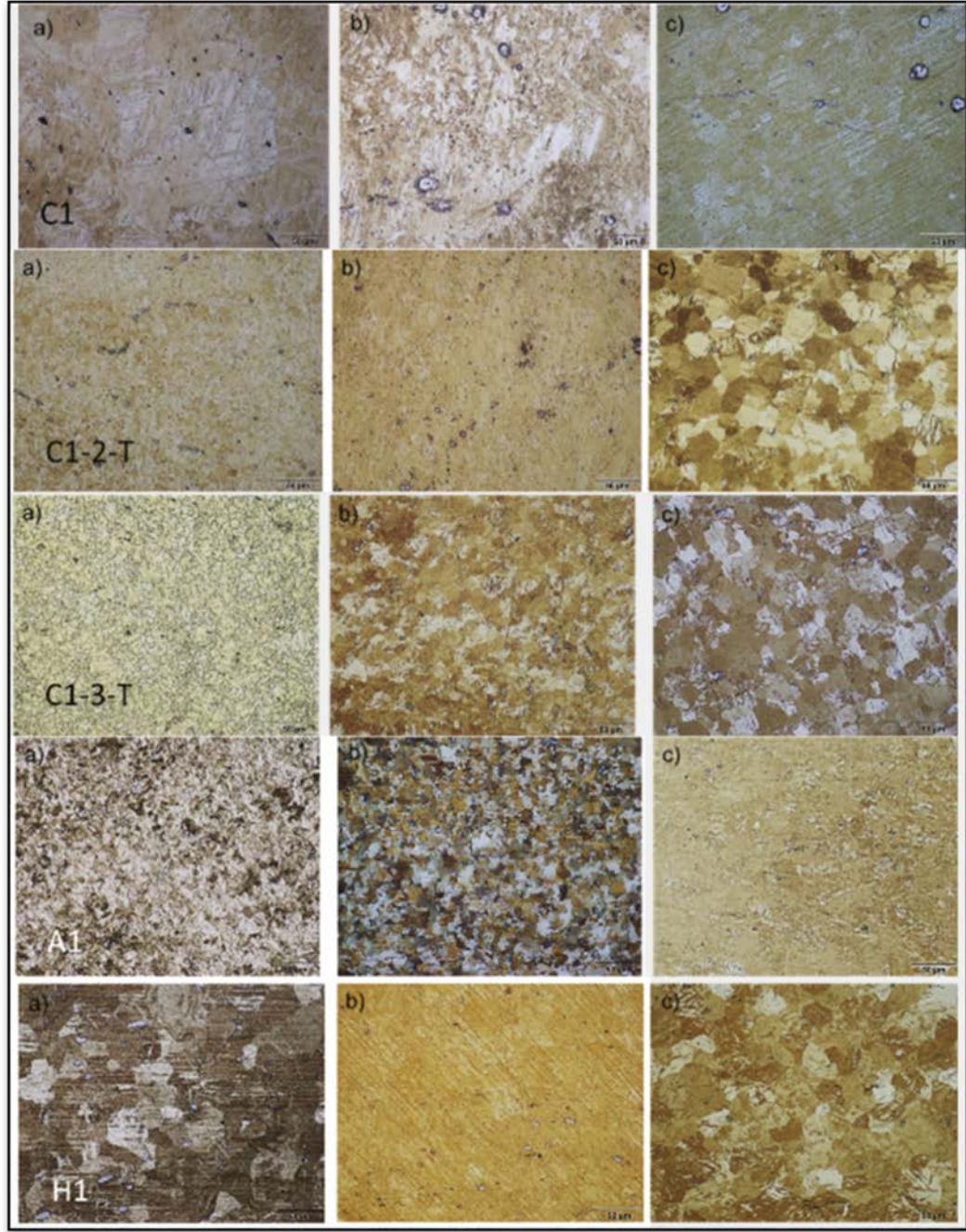


Şekil 7.46: Haddelenmiş a) Mg-2Zn-0.44Y (C1), b) Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca (C2.1), c) Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (C3), d) Mg-3Zn-0.7Y (C4) ve e) Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca (C6) kodlu levhaların asetik pikral ile dağlanarak elde edilen yüzey mikroyapıları.



Şekil 7.47: Haddelenmiş a) Mg-2Zn-0.44Y (C1), b) Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca (C2.1), c) Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (C3), d) Mg-3Zn-0.7Y (C4) ve e) Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca (C6) kodlu levhaların kesitten asetik pikral ile dağlanarak elde edilen mikroyapıları.

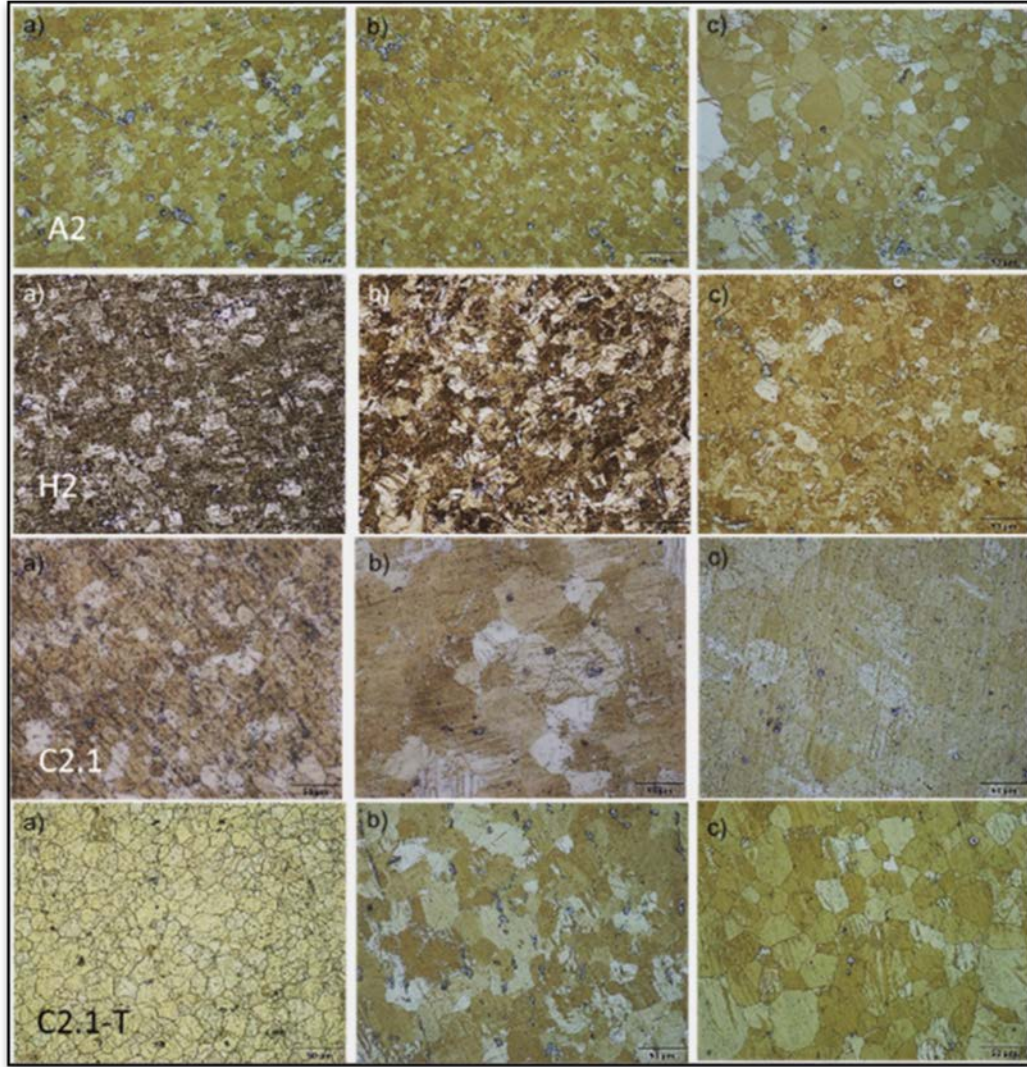
Aşağıda sırasıyla 1mm'ye haddelenmiş levhaların haddelenmiş hali, hadde sonrası 350°C'de 30 dk. ve hadde sonrası 400°C'de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası yüzey mikroyapıları gruplar halinde yer alacaktır. 1 kodlu levhaların haddelenmiş hali, hadde sonrası 350°C'de 30 dk. ve hadde sonrası 400°C'de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası yüzey mikroyapıları Şekil 7.48'tedir.



Şekil 7.48: 1 kodlu levhaların a) haddelenmiş hali, b) hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve c) hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası yüzey mikroyapıları.

C1 ve A1 kodlu alaşımların döküm halleri fazla miktarda ikiz içermektedir. C1-2 kodlu alaşımın 400°C’de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası ortalama tane boyutu 18.5µm olarak ölçülmüştür. C1-3 kodlu alaşımda ise 350°C’de 30 dk. sonrası ortalama tane boyutu 18.4µm iken bu değer hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası 21.5 µm’ye çıkmıştır. Bu durum ısıtım işlemi ile tane boyutunun büyüdüğünü ispatlamaktadır.

2 kodlu levhaların haddelenmiş hali, hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası yüzey mikroyapılarına Şekil 7.49’te yer verilmiştir.

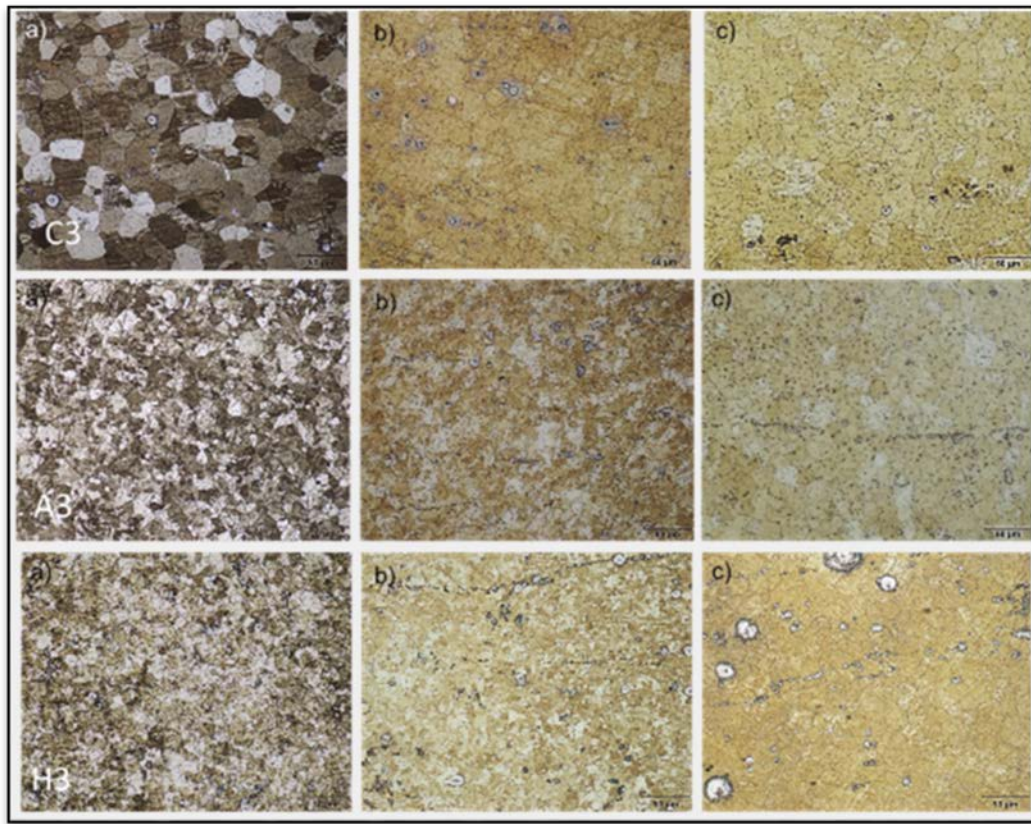


Şekil 7.49: 2 kodlu levhaların a) haddelenmiş hali, b) hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve c) hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası yüzey mikroyapıları.

C2.1 kodlu levhada hadde sonrası 14.4µm ortalama tane boyutu ölçülmüştür. 350°C’de 30 dk. sonrası ortalama tane boyutu 30.4µm iken bu değer 400°C’de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası 35.3 µm’ye çıkmıştır. C2.1-T kodlu levhada ise ortalama tane boyutları hadde sonrası 10.4µm, 350°C’de 30 dk. sonrası 24.0µm, 400°C’de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası 24.0 µm olarak hesaplanmıştır. Görüleceği üzere TÜBİTAK MAM’da haddelenen C2.1-T kodlu levhanın ortalama tane boyutları C2.1 kodlu Kore’de haddelenen levhaninkine göre daha küçüktür. A2 ve H2 kodlu levhalarda

ortalama tane boyutu hadde sonrası sırasıyla 11.1 ve 10.5 μm , 350°C’de 30 dk. sonrası 11.4 ve 10.4 μm ve 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası sırasıyla 16.2 ve 10.6 μm olarak ölçülmüştür. Isıtım işlem sıcaklıkları arttıkça taneler irileşmekte ve daha homojen hale gelmektedir. 2 kodlu levhalar arasında en ince tane H2 kodlu numunededir.

3 kodlu levhaların haddelenmiş hali, hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası yüzey mikroyapıları Şekil 7.50’te gösterilmektedir.

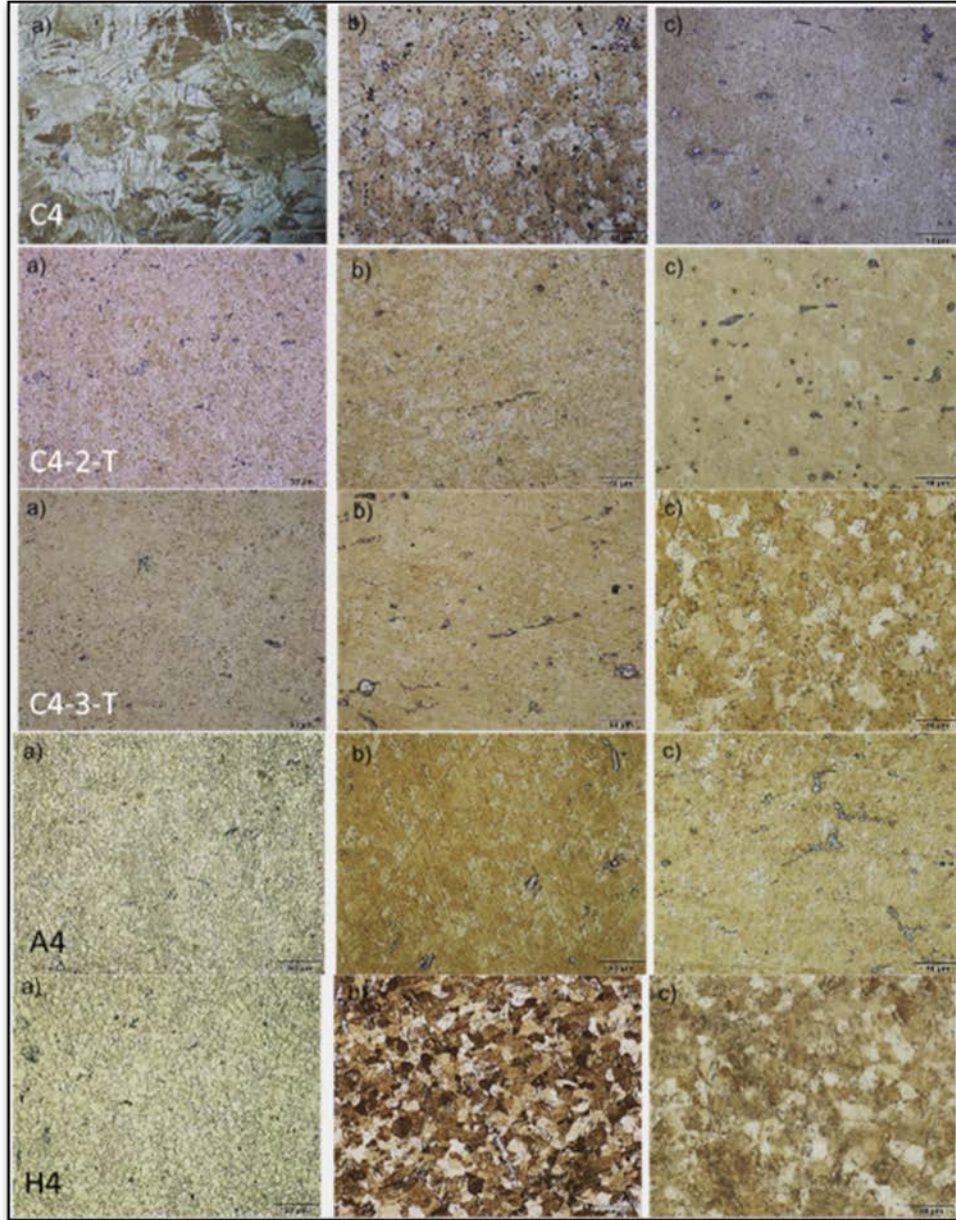


Şekil 7.50: 3 kodlu levhaların a) haddelenmiş hali, b) hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve c) hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası yüzey mikroyapıları.

C3 kodlu levhada ortalama tane boyutları hadde sonrası 15.7 μm , 350°C’de 30 dk. sonrası 16.0 μm , 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası 18.1 μm olarak hesaplanmıştır. A3 kodlu levhada ise ortalama tane boyutu 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası 15.0 μm olarak ölçülebilmektedir. A3 kodlu numune C3’e göre daha ince tane yapısına sahiptir. H3 kodlu levhada özellikle ısıtım işlem sıcaklığı arttıkça ikincil fazların varlığının ve aglomerasyonunun arttığı görülmektedir. C3 ve A3 kodlu

numunelerde ısıtıl işlem süresi artıka fazların daha homojen ve çubuk formuna yakın bir şekilde dağıldığı görölmektedir.

Şekil 7.51’de 4 kodlu levhaların haddelenmiş hali, hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtıl işlem sonrası yüzey mikroyapıları sıralanmaktadır.

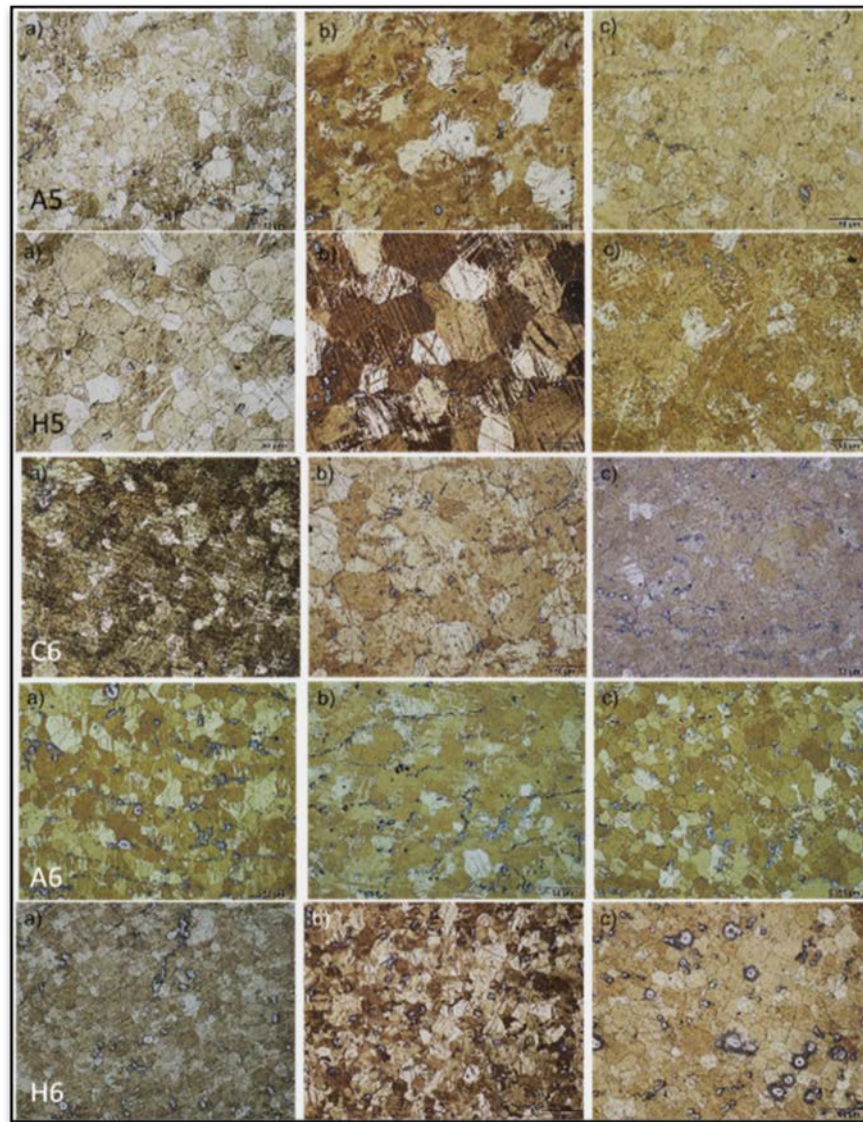


Şekil 7.51: 4 kodlu levhaların a) haddelenmiş hali, b) hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve c) hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtıl işlem sonrası yüzey mikroyapıları.

C1 kodlu levhada olduğu gibi C4 kodlu levhada da ikizler bulunmaktadır. C4 kodlu levhanın hadde sonrası tane boyutu ikizler yokmuş gibi düşünülerek ortalama

7.8 μ m olarak ölçülmüştür. C4-2-T ve C4-3-T kodlu levhaların 400°C’de 120 dk. ısıtıl işlem sonrası ortalama tane boyutları ise sırasıyla 15.9 ve 15.8 μ m’dır. A4 ve H4 kodlu levhalarda hadde sonrası sırasıyla 4.0 ve 4.8 μ m ortalama tane boyutu ölçülmüştür. Bu değerler oldukça küçüktür. Ca içermeyen alaşımların bu haddeleme yönteminde daha fazla ikiz oluştuğu görülmektedir.

5 ve 6 kodlu levhaların haddelenmiş hali, hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtıl işlem sonrası yüzey mikroyapıları Şekil 7.52’de gösterilmektedir.



Şekil 7.52: 5 ve 6 kodlu levhaların a) haddelenmiş hali, b) hadde sonrası 350°C’de 30 dk. ve c) hadde sonrası 400°C’de 120 dk. ısıtıl işlem sonrası yüzey mikroyapıları.

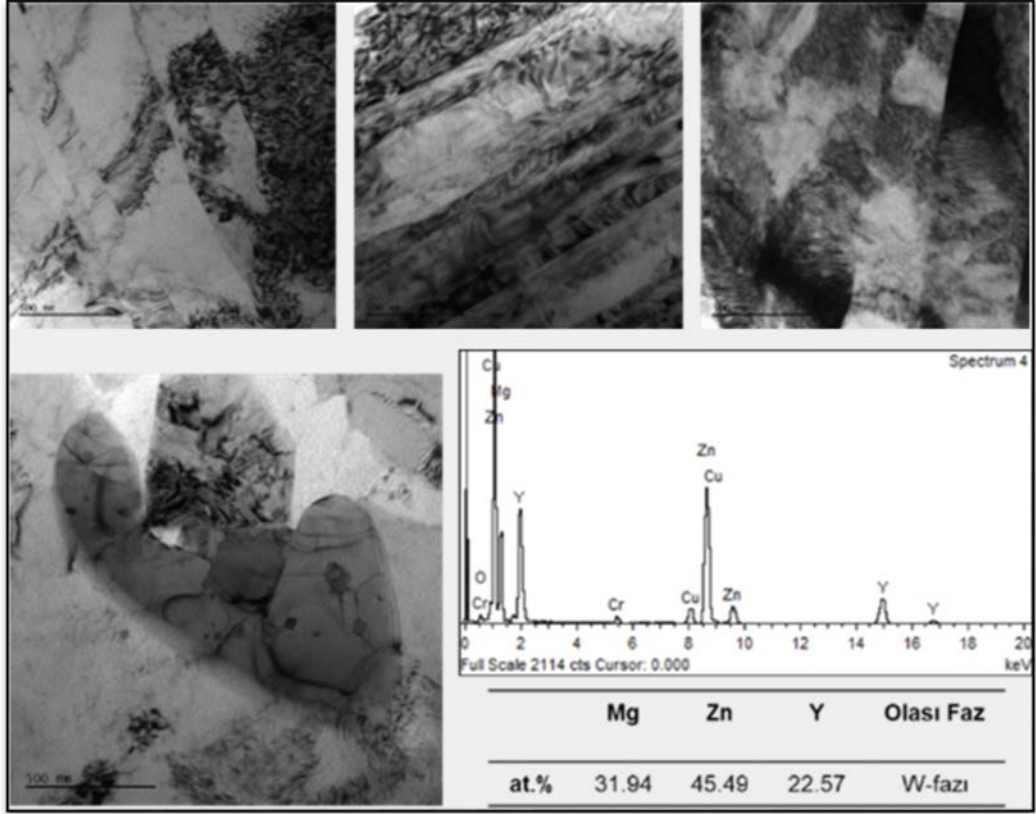
Ortalama tane boyutları A5 kodlu levhada hadde sonrası 16.9 μ m, 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası 18.7 μ m; H5 kodlu levhada hadde sonrası 21.7 μ m, 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası 29.1 μ m olarak ölçülmüştür.

C6, A6 ve H6 kodlu levhalarda ortalama tane boyutu hadde sonrası sırasıyla 17.0, 14.2 ve 14.4 μ m, 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası 25.4, 21.2 ve 15.3 μ m ve 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası sırasıyla 16.1, 15.5 ve 16.1 μ m olarak ölçülmüştür. 6 kodlu levhalar arasında A6 ve H6 C6’ya göre daha ince tanelidir. Fakat A6 kodlu levhanın 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası ve H6 kodlu levhanın 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası mikroyapılarında aglomere olmuş ve büyük boyutlu ikincil fazlara rastlanmıştır.

Genel olarak mikroyapılara bakıldığında ısıtım işlem ile tane boyutu artmıştır. Döküm numunelerinde kalsiyum ilavesi ile tane boyutu küçülürken, levha alaşımlarında böyle bir sonuç çıkarılamamıştır. Ayrıca en düşük taneli yapı 4 kodlu numunelerde elde edilmiştir. Kalsiyum içermeyen numunelerde ikiz miktarı çok fazladır. H kodlu numunelerin mikroyapılarında aglomerasyonun bulunduğu görülmektedir.

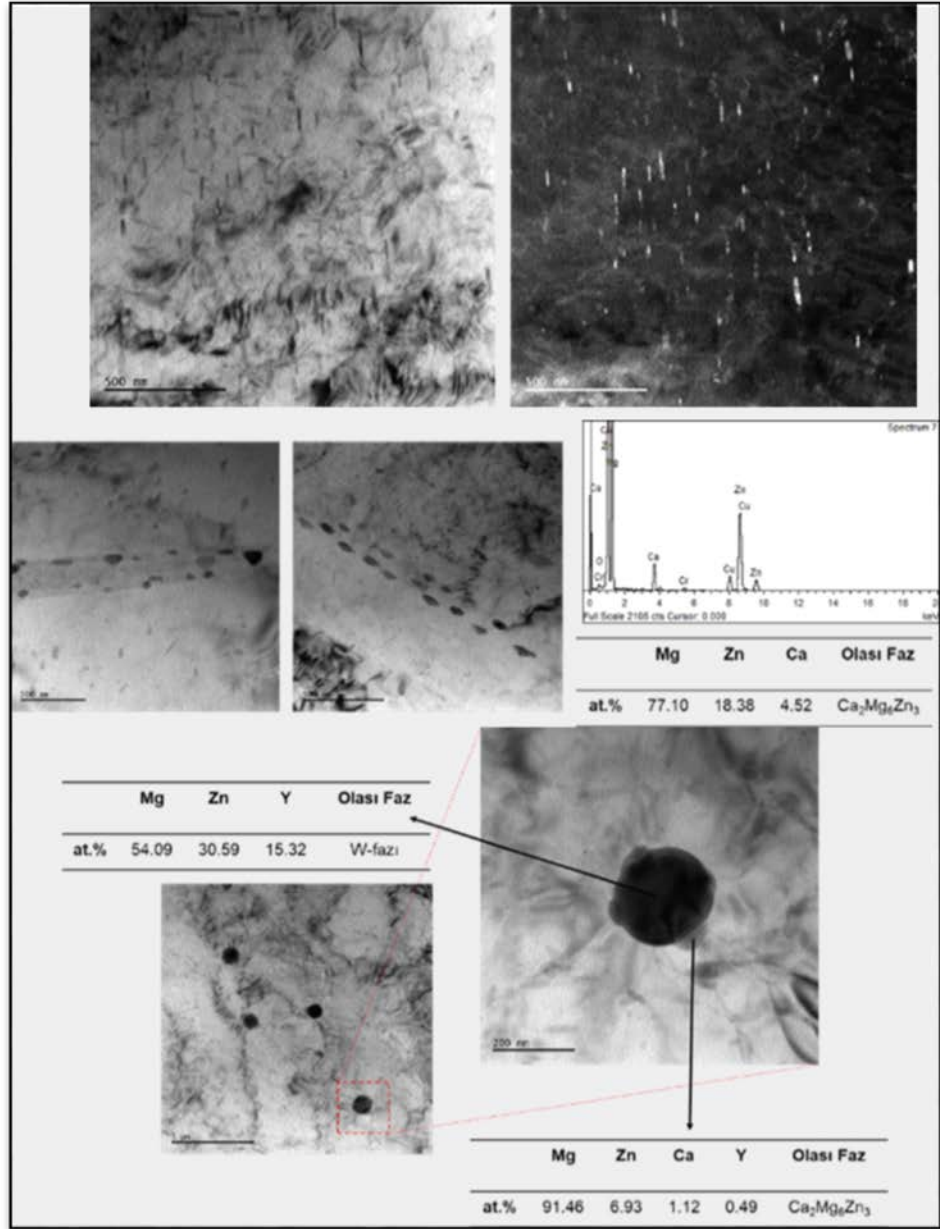
7.3.4. Levhaların TEM İncelemeleri

Haddelenmiş levhaların TEM ile incelemeleri detaylı şekilde yapılmış olup aşağıdaki kısımlarda sonuçlar verilmektedir. C1 kodlu 1mm’lik levhanın 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları Şekil 7.53’tedir. Düşük büyütme TEM görüntüleri optik mikroskop ile elde edilen mikroyapılardaki ikizlerin varlığını ısıtım işlem sonrasında dahi ortaya net olarak koymaktadır. İncelenen numune için temsili TEM-EDS sonucu W-fazını göstermektedir. C1 kodlu levhada büyük boyutlu fazlara rastlanmamıştır. Görece olarak ikincil faz oranı azdır.



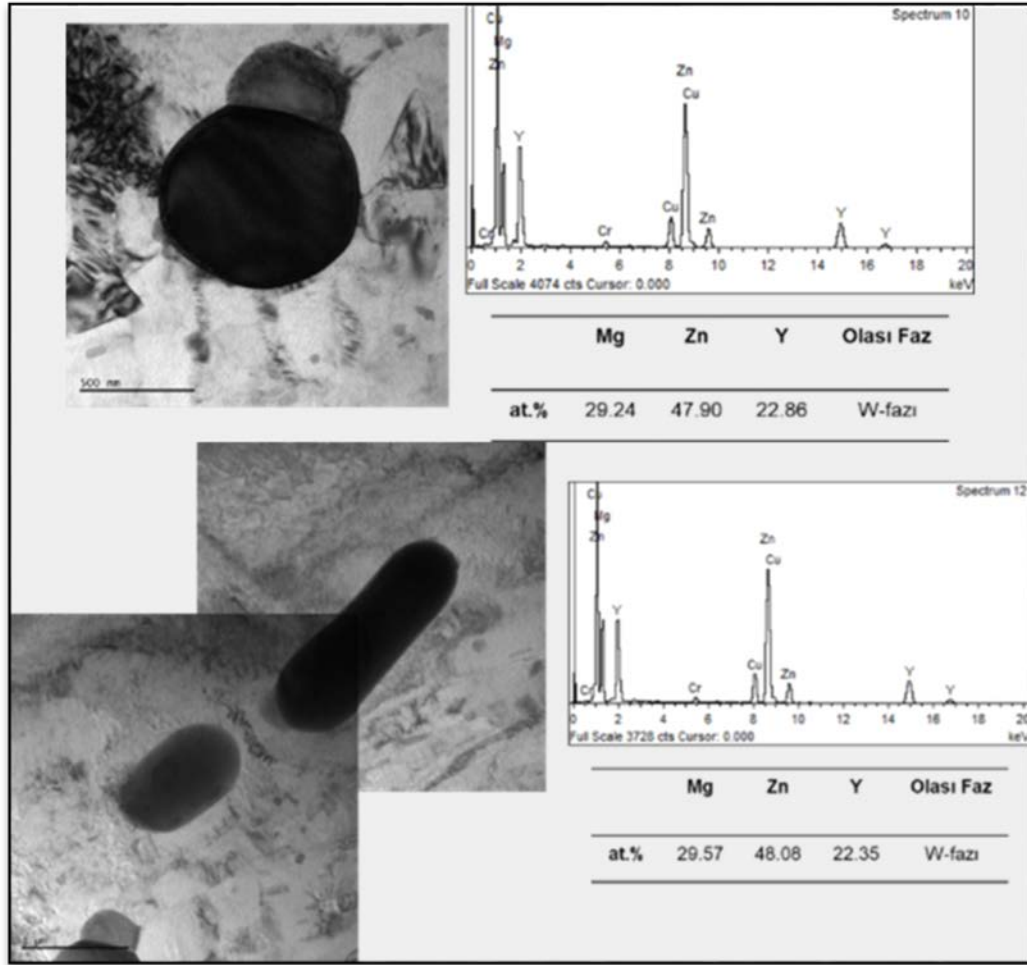
Şekil 7.53: C1 kodlu 1mm'lik levhanın 350°C'de 30 dk. ısıtım işlem sonrası TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.

C2.1 kodlu 1mm'lik levhanın 350°C'de 30 dk. ısıtım işlem sonrası aydınlık alan ve karanlık alan TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları Şekil 7.54'te yer almaktadır. Özellikle karanlık alan TEM görüntüsü belli yönde sıralanmış ikincil fazları net olarak göstermektedir. TEM-EDS sonuçları ile yan yana sıralanan benzer fazların $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ olduğu bulunmuştur. Altındaki resimdeki fazların yan yana yer alan W ve nano boyutlu $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ oldukları tespit edilmiştir.



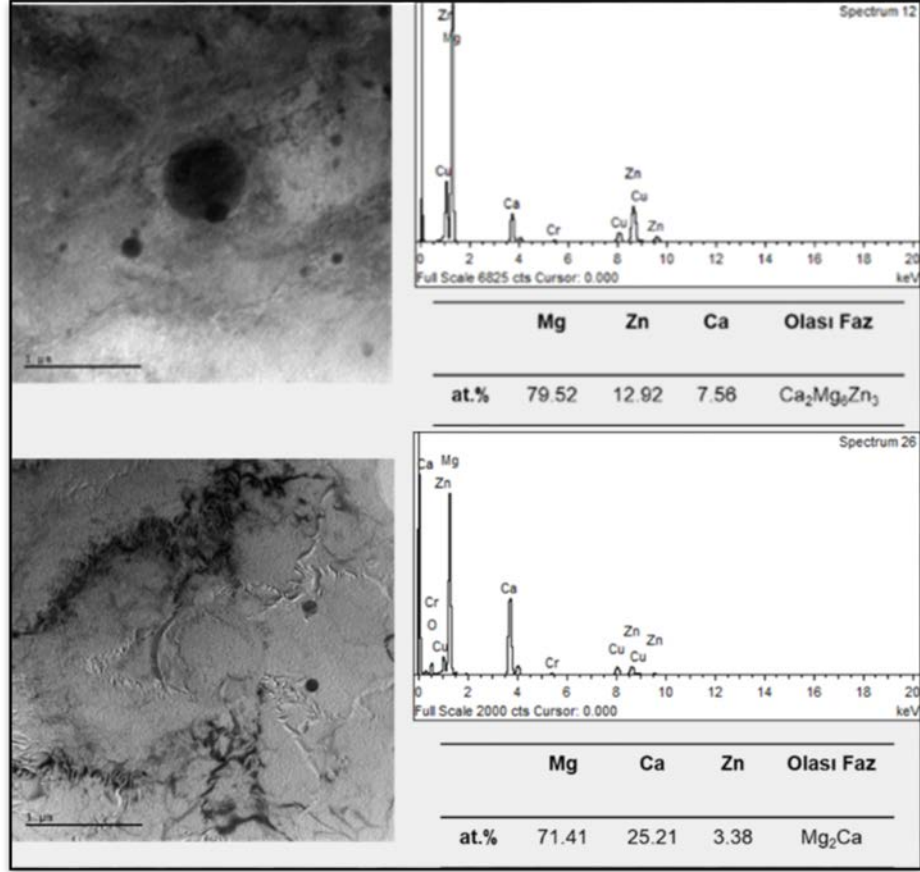
Şekil 7.54: C2.1 kodlu 1mm'lik levhanın 350°C'de 30 dk. ısıtılma sonrası aydınlık alan ve karanlık alan TEM görüntüleri ve TEM-EDS sonuçları.

C2.1 kodlu 1mm'lik levhanın 350°C'de 30 dk. ısıtılma sonrası TEM görüntüleri ve W-fazlarını gösteren TEM-EDS sonuçları Şekil 7.55'dedir. W-fazları yuvarlak ve kısmen uzamış eliptik morfolojidedir ve mikron-altı boyutludur.



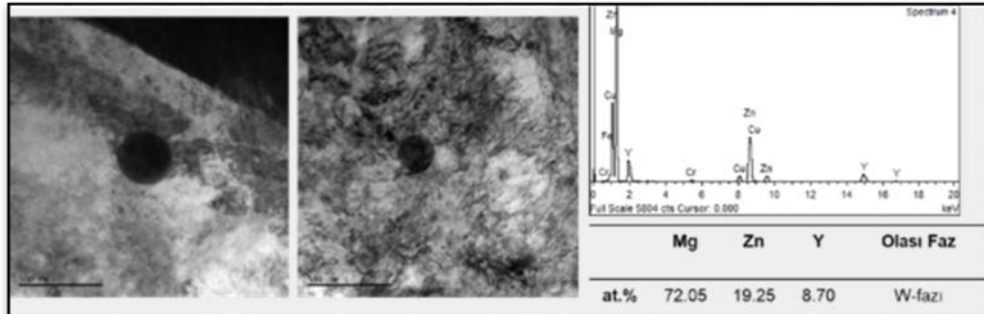
Şekil 7.55: C2.1 kodlu 1mm'lik levhanın 350°C'de 30 dk. ısıtılma işlemi sonrası TEM görüntüleri ve W-fazlarını gösteren TEM-EDS sonuçları.

Şekil 7.56'de görüleceği üzere C3 kodlu levhada mikron-altı boyutta ve yuvarlak $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ ve Mg_2Ca fazları gözlemlenmiştir. Mg_2Ca fazı döküm alaşımlarının TEM incelemelerinde gözlemlendiği gibi tipik açık gri kontrastlıdır.



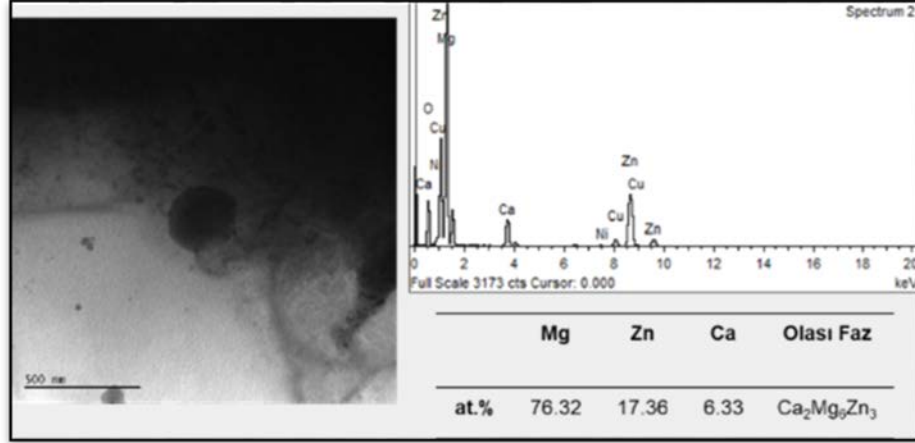
Şekil 7.56: C3 kodlu 1mm'lik levhanın 350°C'de 30 dk. ısıtıl işlem sonrası TEM görüntüleri ve ikincil fazların TEM-EDS sonuçları.

Şekil 7.57'de gösterildiği üzere C4 kodlu 1mm'lik levhanın 350°C'de 30 dk. ısıtıl işlem sonrası TEM görüntüleri ve ikincil fazların TEM-EDS sonuçları mikron-altı boyutta bazı W-fazlarını işaret etmektedir. Bu W-fazları eşkenar dörtgene yakın ve ayrıca yuvarlak morfolojidedir.



Şekil 7.57: C4 kodlu 1mm'lik levhanın 350°C'de 30 dk. ısıtıl işlem sonrası TEM görüntüleri ve ikincil fazların TEM-EDS sonucu.

C6 kodlu 1mm'lik levhanın 350°C'de 30 dk. ısıtım işlem sonrası TEM görüntüleri ve ikincil fazların TEM-EDS sonuçları aşağıdadır (Şekil 7.58). Genel TEM görüntülerinde tane sınırları ve tane içinde yer alan nano boyutlu ikincil fazlar görülmektedir. TEM-EDS ile ikincil fazların $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$ olduğu tespit edilmiştir. Nano boyutlu görüntülenen ikincil fazların genelde yuvarlak veya yuvarlağa yakın morfolojilerde olduğu gözlenmektedir.



Şekil 7.58: C6 kodlu 1mm'lik levhanın 350°C'de 30 dk. ısıtım işlem sonrası TEM görüntüleri ve ikincil fazların TEM-EDS sonuçları.

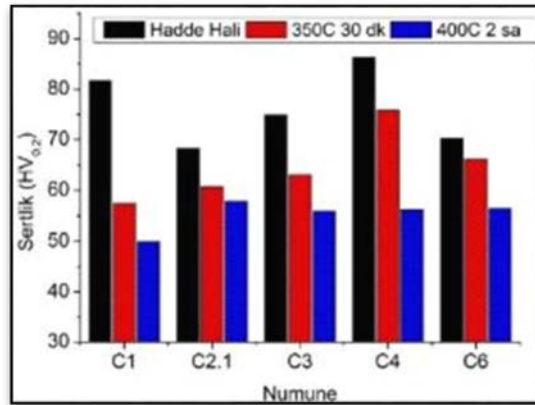
7.3.5. Levhaların Sertlik Sonuçları

Levhaların mikrosertlik sonuçları hadde hali, 350°C'de 30 dk. ve 400°C'de 2 sa. ısıtım işlem sonrası için $\text{HV}_{0.2}$ sertlik değerlerinde aşağıda tablolananmaktadır (Tablo 7.7). Bu sonuçlar ayrıca Şekil 7.59 ve 7.60'ta karşılaştırmanın kolay yapılabilmesi için bar grafikleri halinde verilmektedir. Sertlik sonuçları incelendiğinde ısıtım işlem sıcaklığı ve süresi arttıkça sertliğin düştüğü görülmektedir. Tüm levhaların 400°C'de 2 sa. ısıtım işlem sonrası sertlik değerleri birbirine yakındır. C kodlu levhalar kendi için incelendiğinde en yüksek sertlik değeri hadde sonrası kalsiyumsuz alaşımlar olan C4 ve sonra C1'de ölçülmüştür. 400°C'de 2 sa. ısıtım işlem sonrasında ise C2.1 en yüksek sertlik değerine sahiptir. 1 kodlu levhalar kendi içinde incelendiğinde C1'den H1'e doğru gidildiğinde sertliğin düştüğü, ısıtım işlem sonrası sertliklerin birbirine yaklaştığı tespit edilmiştir. 2,3 ve 5 kodlu levhalarda numuneler arasında sertlik farkı daha azdır. 4 kodlu levhalar arasında C4 numunesi ısıtım işlem sonrasında en yüksek sertliktedir. Haddelediğimiz AZ31 levhanın sertlik değerinin ticari levhanınkinden

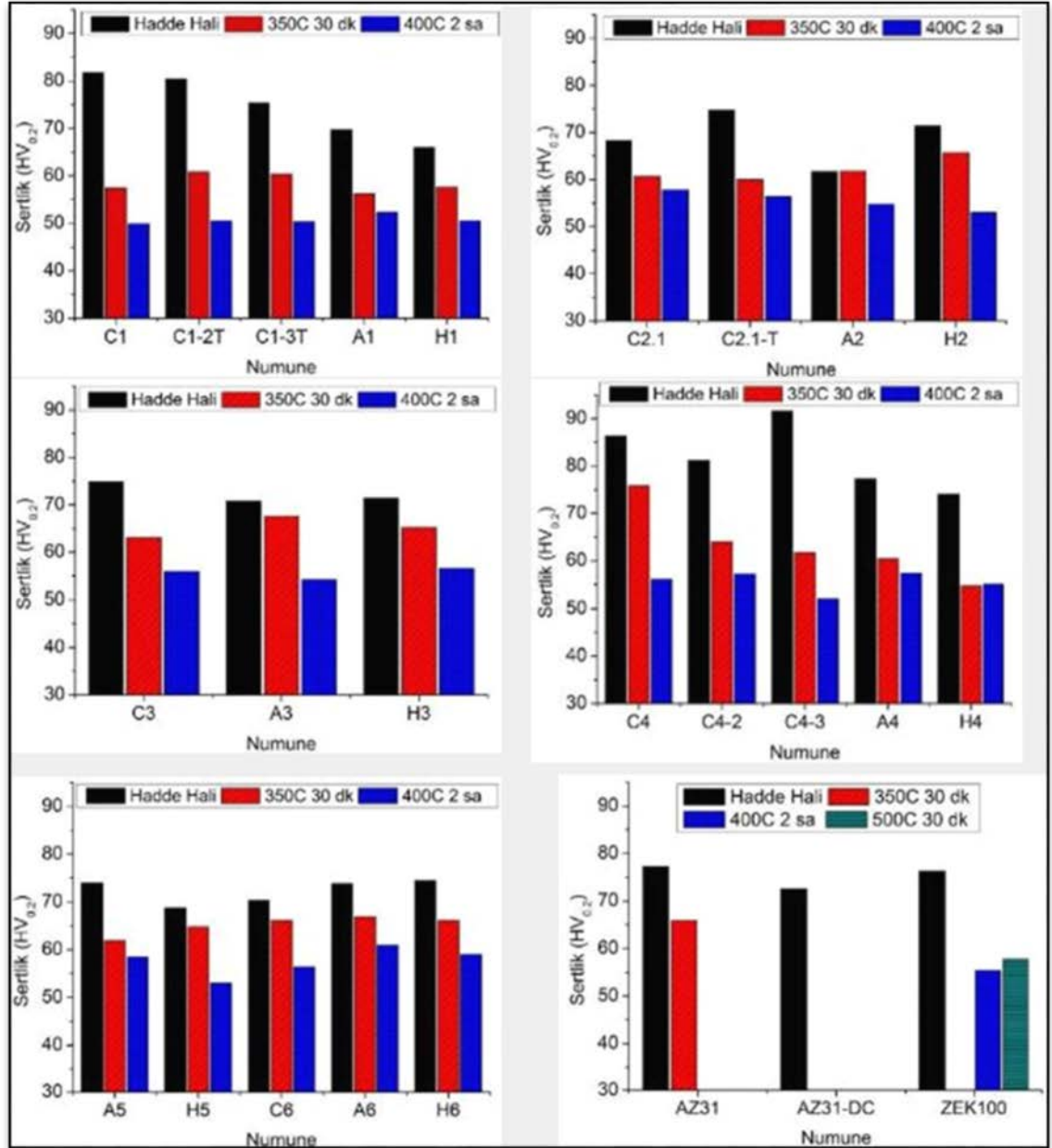
daha yüksek olduğu ve ZEK100'ün sertlik değerinin ısıtıl işlem ile 76.3'ten 55.4'e düştüğü ayrıca gözlemlenmiştir.

Tablo 7.7: Levhaların mikrosertlik sonuçları (HV_{0.2}).

Numune	Hadde Hali	350°C 30 dk.	400°C 2 sa.	500°C 30 dk.
A1	69.7	56.2	52.3	
H1	65.9	57.6	50.5	
C1-2	80.4	60.8	50.5	
C1-3	75.4	60.4	50.3	
C1	81.7	57.4	49.9	
C2.1	68.3	60.7	57.8	
C2.1-T	74.7	60.0	56.4	
A2	61.7	61.8	54.8	
H2	71.4	65.7	53.0	
A3	70.8	67.6	54.2	
H3	71.4	65.2	56.6	
C3	74.9	63.1	55.9	
A4	77.3	60.4	57.4	
H4	74.0	54.8	55.0	
C4-2	81.2	64.0	57.2	
C4-3	91.6	61.7	52.1	
C4	86.3	75.8	56.1	
A5	74.0	61.9	58.5	
H5	68.8	64.8	53.0	
A6	73.8	66.9	60.9	
H6	74.5	66.2	59.0	
C6	70.3	66.2	56.4	
AZ31-DC	72.6			
ZEK100	76.3		55.4	57.7

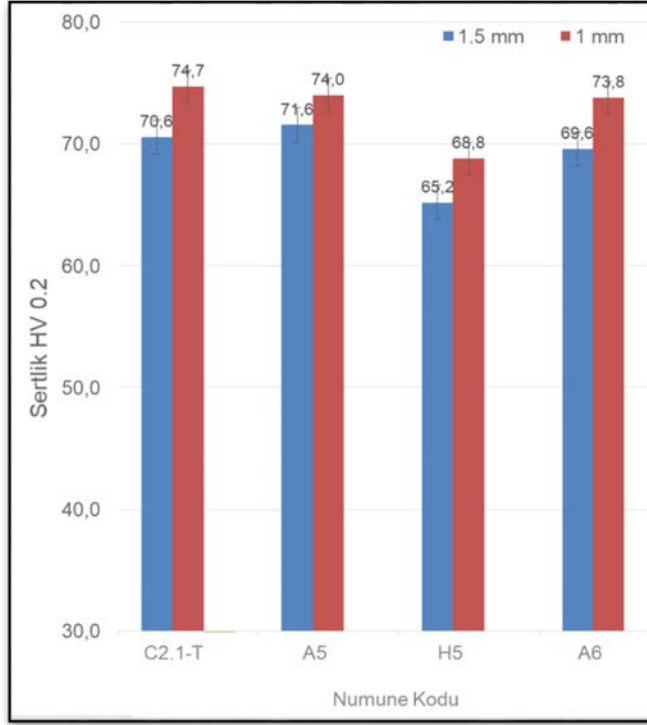


Şekil 7.59: 1 mm kalınlığına haddelenmiş C kodlu levha numunelerini sertlik sonuçlarının karşılaştırmalı grafikleri.



Şekil 7.60: 1 mm kalınlığına haddelenmiş levha numunelerini sertlik sonuçlarının karşılaştırmalı grafikleri.

Hadde sonrası levha kalınlığının mekanik özelliklere etkisini görebilmek adına farklı kalınlıktaki levhalarda sertlik testi gerçekleştirilmiştir. Şekil 7.61’de gösterilen C2.1-T, A5, H5 ve A6 kodlu levha numunelerinin 1.5 ve 1 mm kalınlıklarındaki hadde hallerinin sertlik sonuçlarıdır. Temsili karşılaştırmalı grafiklerde görüldüğü üzere kalınlık azaldıkça sertliğin arttığını ispatlamaktadır.



Şekil 7.61: C2.1-T, A5, H5 ve A6 kodlu levha numunelerinin 1.5 ve 1 mm kalınlıklarındaki hadde hallerinin sertlik sonuçlarının karşılaştırmalı grafikleri.

Bunlara ilaveten ısıtılma süresinin de etkisini daha fazla inceleyebilmek amacıyla C2.1-T, A2 ve A6 kodlu levhalarda 350 ve 400°C’de 30, 60 ve 120 dk. ısıtılma işlemi gerçekleştirilmiş olup karşılaştırmalı mikrosertlik sonuçları Tablo 7.8’de yer almaktadır. Sertlik değerlerinin sıcaklık ve süre arttıkça düştüğü görülmüştür. Bunun sebebi mikroyapı görüntülerinde görüldüğü gibi fazların daha homojen yayılması ve tanelerin büyümesidir.

Tablo 7.8: C2.1-T, A2 ve A6 kodlu levhaların ısıtılma sonrası mikrosertlik sonuçları (HV_{0.2}).

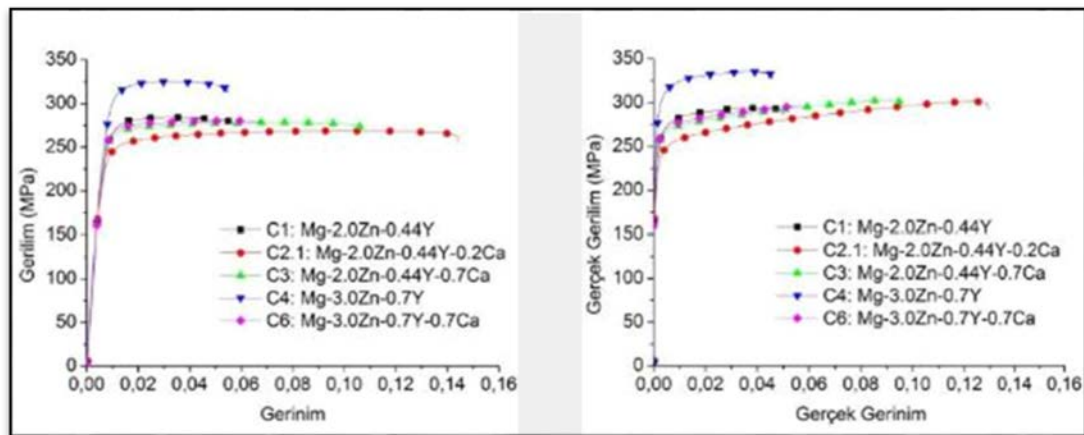
Numune	C2.1-T	A2	A6
Hadde Hali	74.7	61.7	73.8
350°C 30dk.	60.0	61.8	66.9
350°C 60dk.	61.6	56.4	64.3
350°C 120dk.	58.4	52.4	54.7
400°C 30dk.	57.9	57.6	57.1
400°C 60dk.	58.3	55.2	58.4
400°C 120dk.	56.4	54.8	60.9

7.3.6. Levhaların Çekme Testi Sonuçları

Çekme testleri oda sıcaklığında (25°C) gerçekleştirilmiştir. Haddelenmiş Mg-2Zn-0.44Y (C1), Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca (C2.1), Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (C3), Mg-3Zn-0.7Y (C4) ve Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca (C6) kodlu levhaların hadde hallerinin (as-rolled) mühendislik gerilim-gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri Şekil 7.62’de ve sonuçları Tablo 7.9’da sırası ile verilmiştir. Tabloda verilen mekanik özellikler sırası ile akma dayanımı (Tensile Yield Strength: TYS), maksimum çekme dayanımı (Ultimate Tensile Strength: UTS), kopmadaki uzama (Ef (%)), üniform uzama (Eu(%)) ve gerinim sertleşmesi üssü (strain hardening exponent) yani n-değeridir.

Yüksek Zn ve Y elementleri içeren kalsiyumsuz C4 levha numunesi 323 MPa çekme dayanımı (Ultimate Tensile Strength: UTS) ve 292 MPa akma dayanımı (Tensile Yield Strength: TYS) ile en yüksek dayanıma sahip iken %5.3 kopma uzaması ile en düşük uzama değerine sahiptir. C4 numunesini dayanımda C1 ve karşılaştırma için test edilen AZ31-DC ticari levha izlemektedir. Sonra birbirine yakın UTS değerleri olan C6, C3 ve C2.1 numuneleri gelmektedir. C3 ve C2.1 numuneleri aynı oranda Zn ve Y oranlarına sahiptirler. Fakat C3 numunesi % 0.7 Ca içerirken, C2.1’de % 0.2 Ca içermektedir.

Genel olarak tüm numunelerin uzama değerinin çok küçük olduğu görülmektedir. Bu durum tasarlanan alaşımların levha formunda yüksek dayanımlı olmalarına rağmen uygulama alanı bulmalarını sınırlandıracaktır.



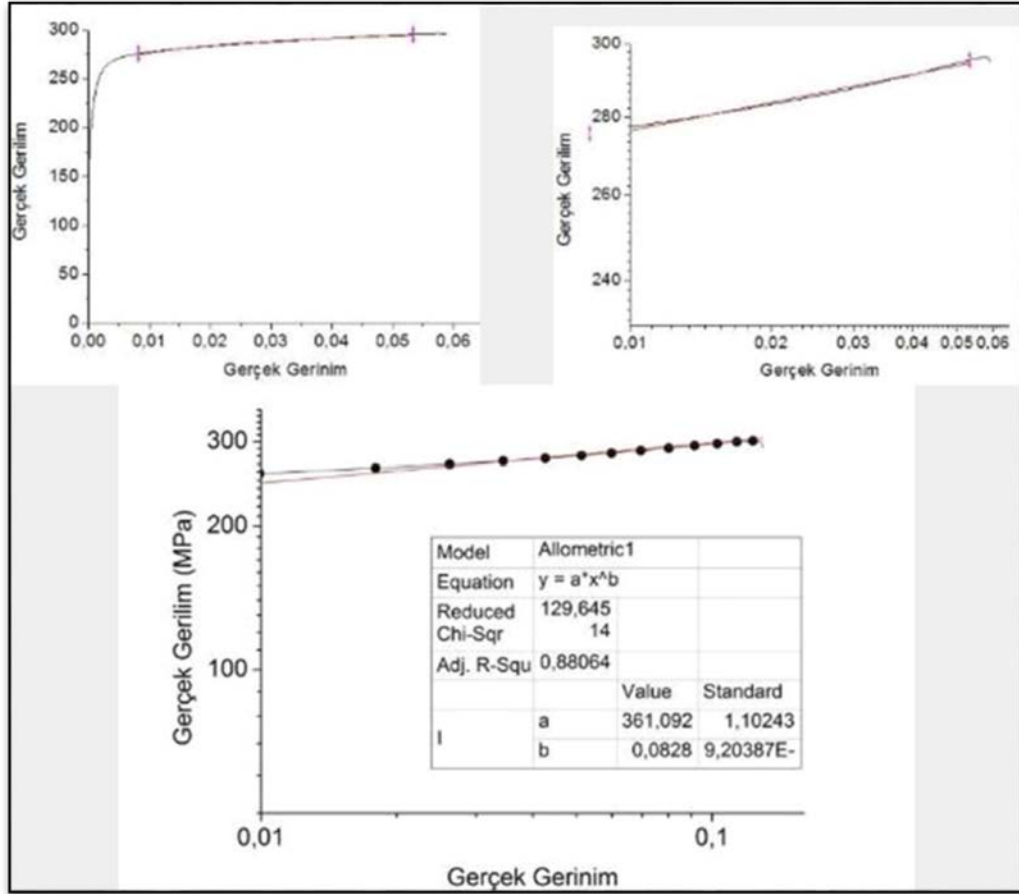
Şekil 7.62: Mg-2Zn-0.44Y (C1), Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca (C2.1), Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (C3), Mg-3Zn-0.7Y (C4) ve Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca (C6) kodlu levhaların hadde halinin mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.

Tablo 7.9: Mg-2Zn-0.44Y (C1), Mg-2Zn-0.44Y-0.2Ca (C2.1), Mg-2Zn-0.44Y-0.7Ca (C3), Mg-3Zn-0.7Y (C4) ve Mg-3Zn-0.7Y-0.7Ca (C6) kodlu levhaların hadde halinin oda sıcaklığı (25°C) çekme testi sonuçları.

Hadde Hali					
Alaşım	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Ef (%)	Eu(%)	n
C1	250	285	5.2	3.5	0.030
C2.1	233	268	13.8	10.0	0.083
C3	253	277	9.4	8.0	0.051
C4	292	323	5.3	3.0	0.026
C6	257	279	6.0	4.0	0.038
AZ31-DC	218	285	24.0	15.5	0.167

Magnezyum alaşımı levhaların haddelenmiş halleriyle (as-rolled) çok kısıtlı kullanım alanlarının olması ve hadde sonrası çekme testinde numunelerin çekme dayanımına yani tepe noktasına ulaşmadan çok erken kopmaları nedeni ile çekme testlerine ısıtıl işlem uygulanmış numuneler ile devam edilmiştir.

Tablo 7.9’de görüleceği üzere oda sıcaklığında gerçekleştirilen ve ekstensometre kullanılabilen çekme testlerinin grafikleri analiz edilerek n-değerleri de hesaplanmıştır. n-değeri literatür kısmında açıklandığı üzere metallerin mekanik özelliklerinden ve şekillendirmeyi etkileyen önemli faktörlerden biridir. Yine literatür kısmında verilen Holloman denklemine göre Şekil 7.63’teki denklemdeki b değeridir. n-değeri gerçek gerilim-gerçek gerinim grafiğindeki eğimdir. Bu eğim hesaplanırken grafiklerde akma noktası ile çekme noktası arası işaretlenerek hesaplamalar Şekil 7.63’te gösterildiği üzere Origin yazılımı kullanılarak yapılmıştır ve n-değerleri kayıt altına alınmıştır.



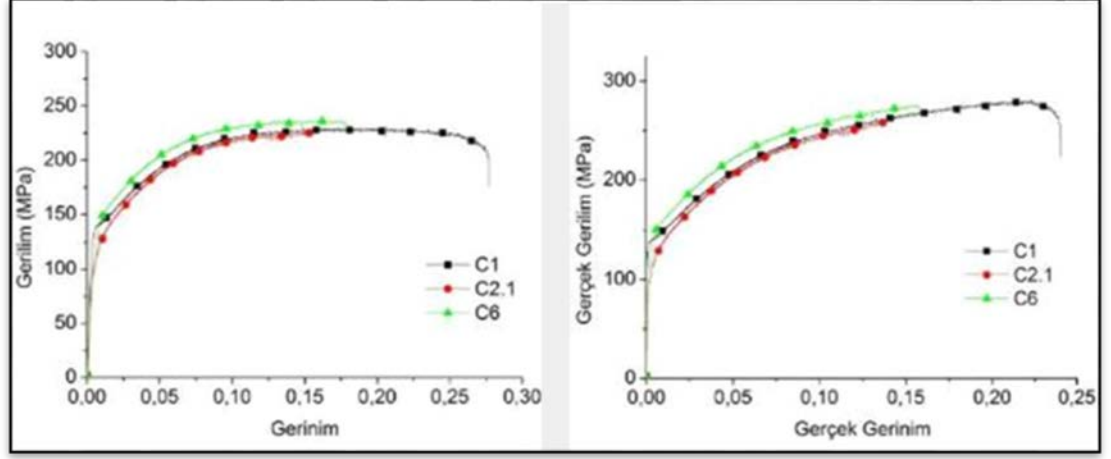
Şekil 7.63: Örnek n değeri hesaplama çekme testi grafikleri.

Çekme testleri en az 3 kez tekrarlanmıştır. Sonuçlar arasından uzama değerleri en yüksek olan sonuçlar seçilerek verilmektedir. Ayrıca A ve H kodlu numuneler ile KITECH’de yapıp –T kodu ile TÜBİTAK’da tekrarlanan hadde sonuçları ile her bir numaralı kodlu numunenin birçok mekanik özelliği de elde edilebilmiştir ve bu da tekrarlanabilirliği artırmıştır. 350°C’de 30 dk. ısıtım işlemi sonrası levhaların çekme testi sonuçları Tablo 7.10’da yer almaktadır. En yüksek çekme dayanımı 287 MPa ile H6’dadır. En yüksek akma dayanımı 251 MPa değerine sahip H2 numunesinde ölçülmüştür onu yine H6 takip etmektedir. Fakat bu iki numune de düşük uzama değerlerine sahiptir. En yüksek uzama %27.3 kopma uzaması ve %19.0 üniform uzama değerleri ile C1 numunesinde ölçülmüştür. İkinci en sünek numune C4-3-T’dir. Karşılaştırma için kullanılan AZ31-DC ve AZ31 numuneleri C1 ve C4-3T’den sonra gelebilmektedir. n değerlerine bakıldığında en yüksek değer 0.241 ile ticari AZ31-DC karşılaştırma numunesine aittir. C2.1 numunesi 0.240 değeri ile neredeyse AZ31-DC’yi yakalamaktadır. Uzama ve n-değerleri görece olarak bu ısıtım işlemi genelde düşüktür.

Tablo 7.10: 350°C’de 30 dk. ısıtım sonrası levhaların çekme testi sonuçları.

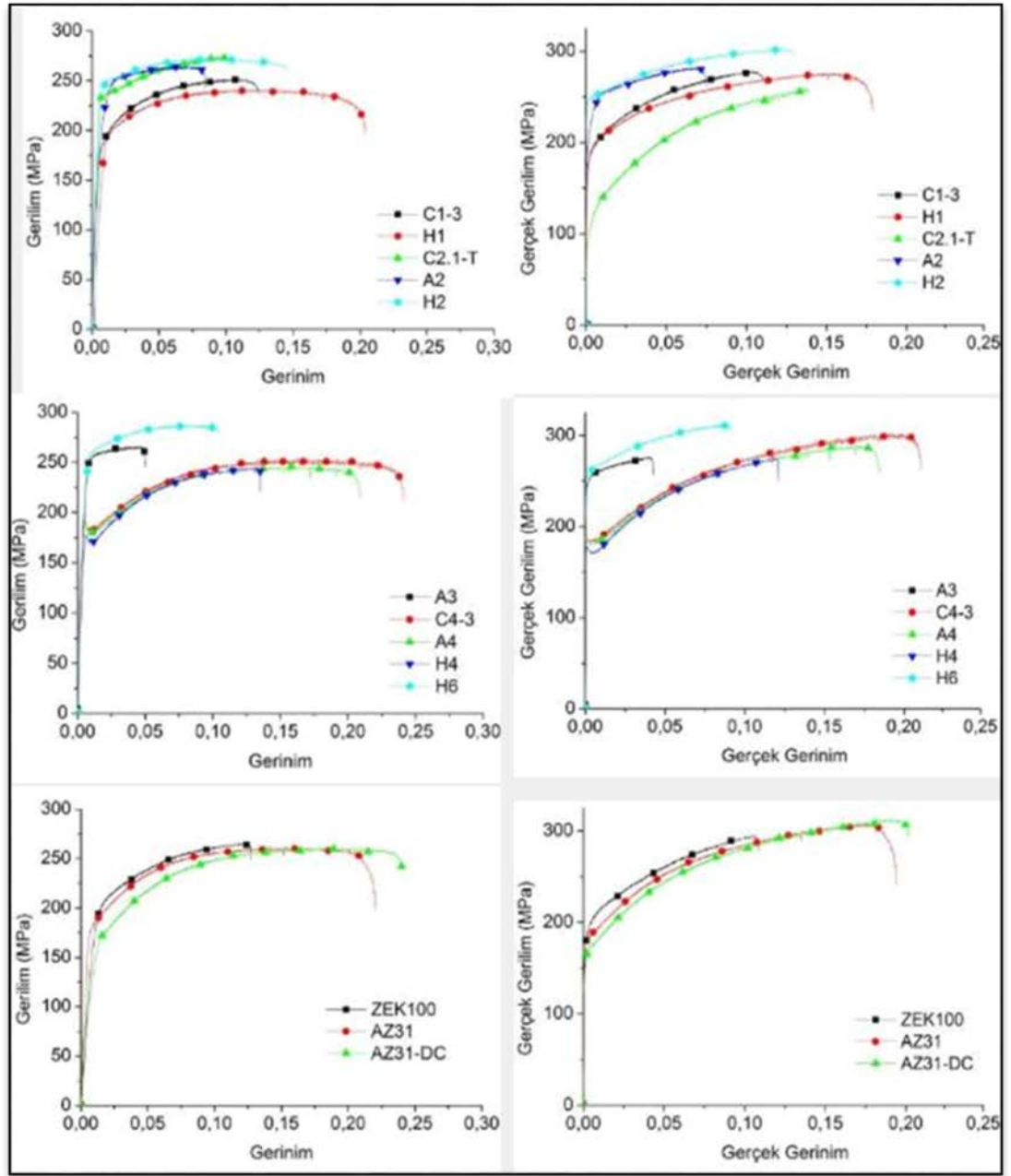
350°C 30 dk. 25°C					
Alaşım	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Ef (%)	Eu (%)	n
C1	138	230	27.3	19.0	0.195
C1-3-T	170	251	12.2	11.0	0.133
H1	163	241	19.9	13.0	0.122
C2.1	98	226	15.1	15.1	0.240
C2.1-T	238	275	9.5	9.5	0.101
A2	229	263	8.8	7.0	0.059
H2	251	273	13.8	9.0	0.075
A3	240	266	4.6	4.6	0.037
C4-3-T	191	255	23.7	16.0	0.163
A4	187	247	20.5	16.0	0.180
H4	175	245	13.1	13.0	0.202
A5	137	237	4.2	4.2	-
C6	126	237	17.2	16	0.216
A6	103	258	4.2	4.2	-
H6	248	287	9.9	9.9	0.080
AZ31-DC	133	261	22.9	17.0	0.241
AZ31	178	262	21.4	14.0	0.170
ZEK100-Düz	182	265	11.6	11.6	0.165

Aşağıda çekme testi grafikleri karşılaştırmalı olarak verilecektir. C kodlu levhalara 350°C’de 30 dk. ısıtım sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri Şekil 7.64’tedir.



Şekil 7.64: C kodlu levhalara 350°C’de 30 dk. ısıtıl işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.

Levhalara 350°C’de 30 dk. ısıtıl işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilebilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri karşılaştırmalı olarak aşağıdadır (Şekil 7.65). Aynı numaralı kodlu numunelerin çekme testi grafikleri eğilimi genelde benzerdir. Uzama değerleri farklı olsa da grafiklerin eğrileri ve eğimleri benzerdir. Fakat farklı numara kodlu numuneler arasında grafiklerin oldukça farklı olduğu görülmektedir. Örneğin H2 ve H1 numuneleri özellikle gerçek gerilim-gerçek gerinim grafiklerindeki davranış çok farklıdır. Bu durum kompozisyonel farklılardan dolayı, numunelerin davranışlarını da farklılaştırmıştır.



Şekil 7.65: Levhalar 350°C’de 30 dk. ısıtılma sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.

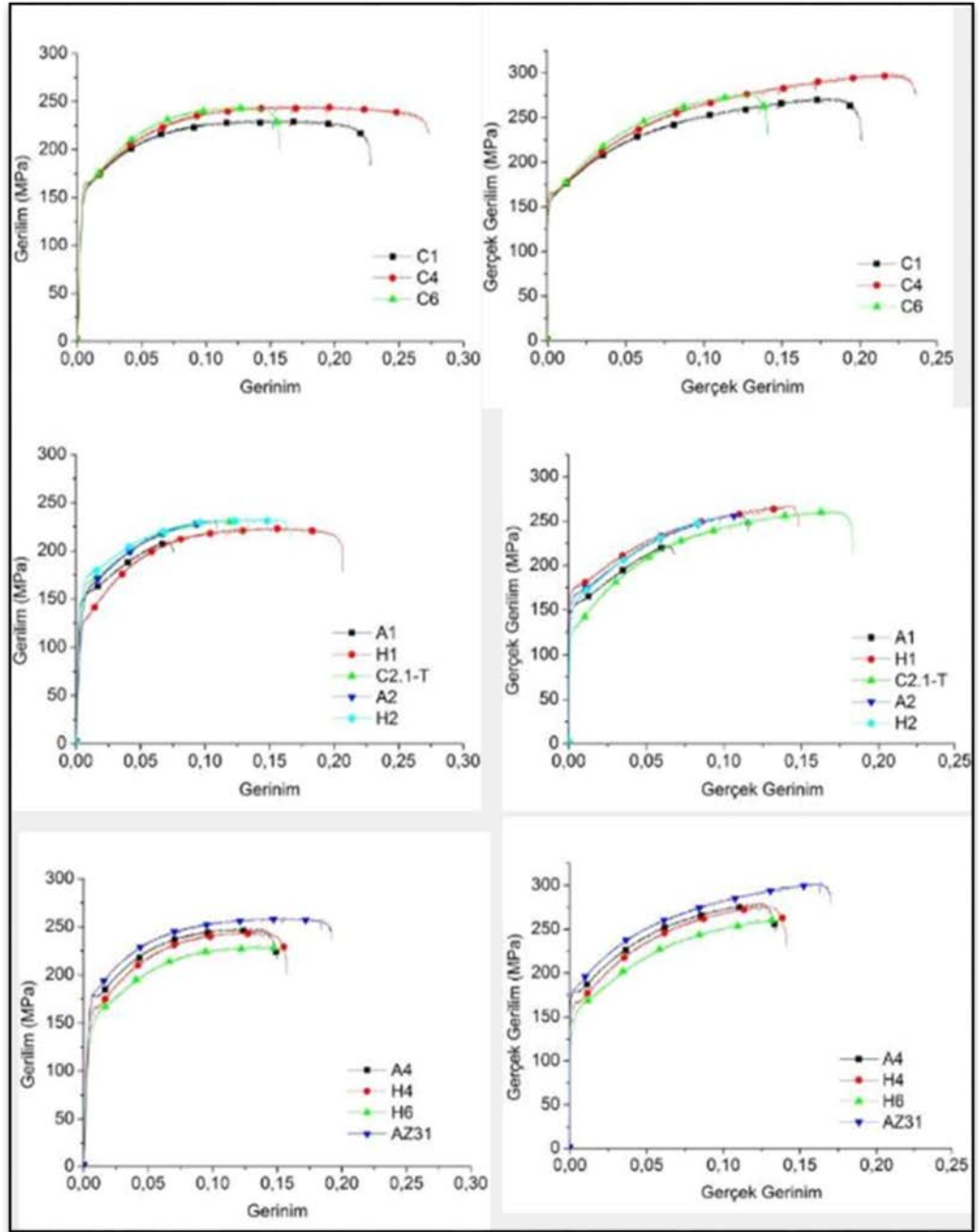
Tablo 7.11’de yine 350°C’de ama bu sefer 120 dk. ısıtılma sonrası uygulanan levhaların bazı çekme testi sonuçları bulunmaktadır. Isıl işlemdeki süre artışı ile numunelerin çoğunun uzama ve özellikle n-değerleri artmıştır. Beklendiği üzere dayanç değerlerinde de düşüş bulunmaktadır. Fakat C1 numunesindeki gibi istisnalar da bulunmaktadır. Bu tür tersine davranışın test ve numune kusurlarından (yüzeysel ve heterojenlik) kaynaklandığı düşünülmektedir. En yüksek akma ve çekme

dayanımı sırasıyla 180 ve 260 MPa ile AZ31’de ölçülmüştür. AZ31’in ardından 248 ve 247 MPa UTS ile A4, C4 ve H4 gelmektedir. En yüksek uzama %26.9 kopma uzaması ve %17.0 üniform uzama değerleri ile yüksek dayanca da sahip C4’te ölçülmüştür. İkinci en sünek numune %22.5 kopma uzaması ile C1’dir. En yüksek n-değeri 0.227 ile H1’de hesaplanmıştır.

Tablo 7.11: 350°C’de 120 dk. ısıtım sonrası levhaların çekme testi sonuçları.

350°C 120 dk. 25°C					
Alaşım	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Ef (%)	Eu (%)	n
C1	155	231	22.5	16.0	0.168
A1	148	209	8.5	7.0	0.178
H1	127	224	20.0	15.5	0.227
C2.1-T	153	232	12.5	11.0	0.196
A2	144	232	10.4	10.4	0.208
H2	167	234	16.2	13.0	0.176
C4	163	247	26.9	17.0	0.193
A4	174	248	14.6	12.0	0.184
H4	146	247	15.3	13.5	0.204
C6	144	236	17.2	16.0	0.203
H6	133	232	15.0	14.0	0.207
AZ31	180	260	18.7	15.0	0.169

Levhaların 350°C’de 120 dk. ısıtım sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri Şekil 7.66’de gösterilmiştir. C4 en yüksek dayanç ve süneklığe sahiptir. Genel olarak numunelerin eğri davranışları yakındır. 1 ve 2 numaralı kodlu alaşımların çekme grafikleri benzerlik gösterirken A4 ve H4 kodlu numunelerin H6’ya göre daha farklı çekme grafikleri olduğu gözlemlenmiştir. Yine de AZ31, A4, H4 ve H6’nın eğri eğimleri yakın gözükmektedir.



Şekil 7.66: Levhalara 350°C’de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.

Tablo 7.12’te verildiği üzere 400°C’de 30 dk. ısıtım işlemi sonrası levhaların çekme testi sonuçları ısıtım işlem sıcaklığının artışı ile çoğu numunenin sünekliğinin arttığını gözlemlenmiştir. Fakat dayancın azaldığı görülmektedir. En yüksek uzama 350°C’de 30 dk. ısıtım işlemi sonrasında olduğu gibi C1 numunesindedir. Ef değeri %24.9’ken n-değeri 0.218’e ulaşabilmiştir. C1’i süneklikte C2.1-T, H1 ve H6 kodlu numuneler takip etmektedir. C2.1-T numunesinin C2.1 numunesini hem uzama hem

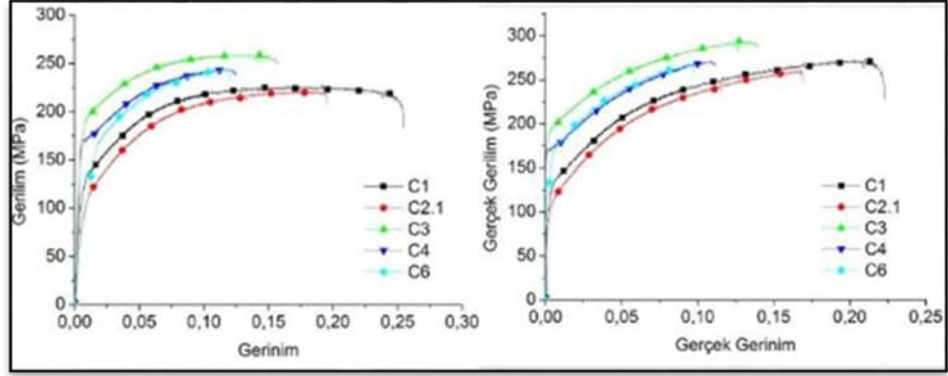
de dayanç değerlerinde geçebilmesinin sebebi daha ince tane boyutu ile ilişkili olabilir. C2.1 numunesi 0.280 n-değeri ile hem C2.1-T'nin 0.210'luk değerini geçmiştir hem de en yüksek n-değerine sahiptir. C2.1'i AZ31 0.236 ile izlemektedir.

Tablo 7.12: 400°C'de 30 dk. ısıtım sonrası levhaların çekme testi sonuçları.

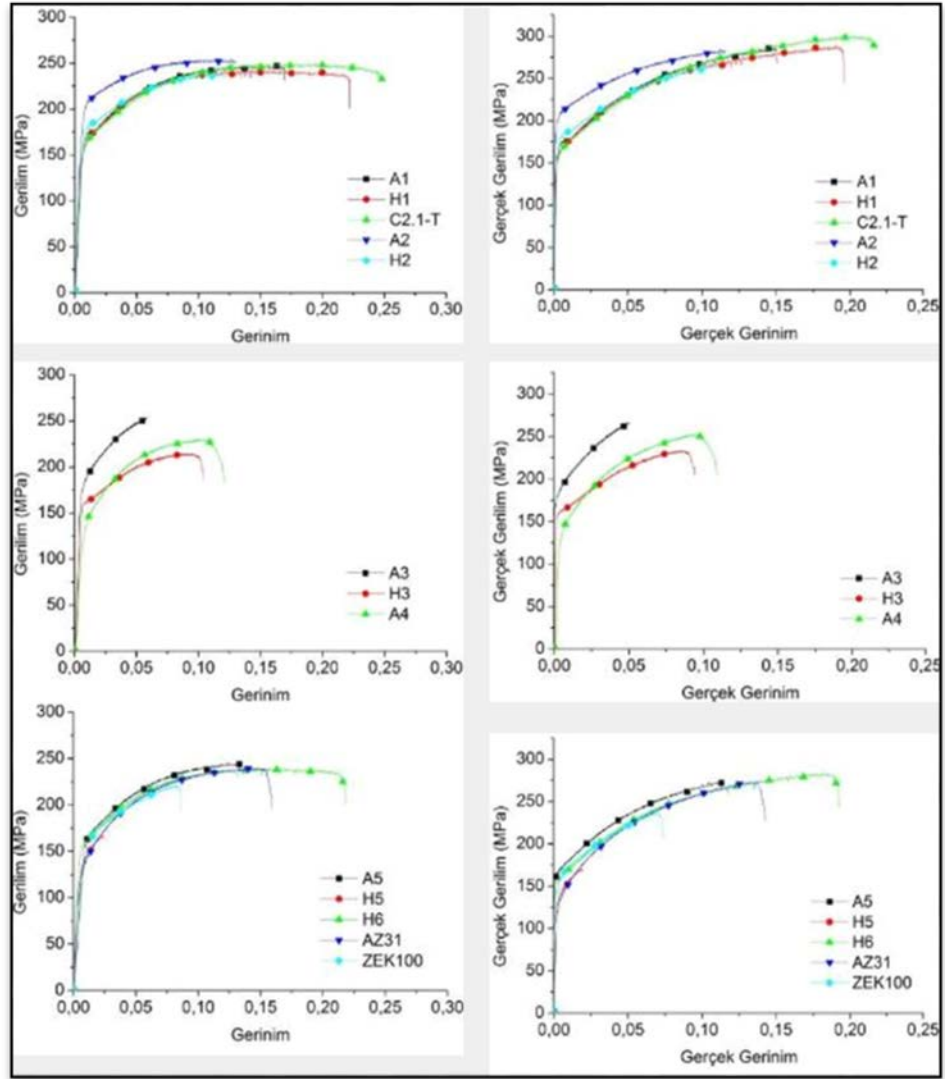
400°C 30 dk. 25°C					
Alaşım	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Ef (%)	Eu (%)	n
C1	109	228	24.9	17.0	0.218
A1	165	247	16.2	14.5	0.206
H1	150	242	21.5	15.0	0.183
C2.1	98	221	18.4	17.0	0.280
C2.1-T	145	250	24.3	17.0	0.210
A2	192	254	12.4	10.0	0.124
H2	170	238	12.0	12.0	0.169
C3	174	259	15.2	13.0	0.157
A3	180	254	5.2	5.2	0.153
H3	160	214	9.8	9.0	0.180
C4	170	244	12.0	11.0	0.200
A4	126	230	11.5	9.5	0.227
H4	163	252	14.0	13.0	-
A5	165	245	12.1	12.1	0.188
H5	119	167	2.3	2.3	0.138
C6	102	246	10.8	10.8	0.196
H6	153	239	21.2	16.0	0.198
AZ31	131	239	15.1	14.5	0.236
ZEK100	108	222	7.9	7.5	0.175

C kodlu levhalara uygulanmış 400°C'de 30 dk. ısıtım sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafiklerine Şekil 7.67'de yer verilmiştir. Diğer levhaların mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri ise Şekil 7.68'dedir. Grafikler incelendiği A2 kodlu levhanın çekme eğrisinin aynı grafikteki diğer numunelere göre farklı olduğunu göstermiştir. A3 ve H3'ün aynı numara kodlu alaşım olmalarına rağmen çekme eğrileri oldukça farklıdır. Bu da başlangıç ısıtım işleminin önemini ortaya koymaktadır. A5, H5, H6, AZ31 ve ZEK100 kodlu

levhaların çekme eğrileri ise alaşımlar çok farklı olmasına rağmen oldukça benzerdir. Bu beş levha arasında en yüksek uzamayı H6 kodlu levha göstermiştir.



Şekil 7.67: C kodlu levhalara 400°C’de 30 dk. ısıtıl işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.



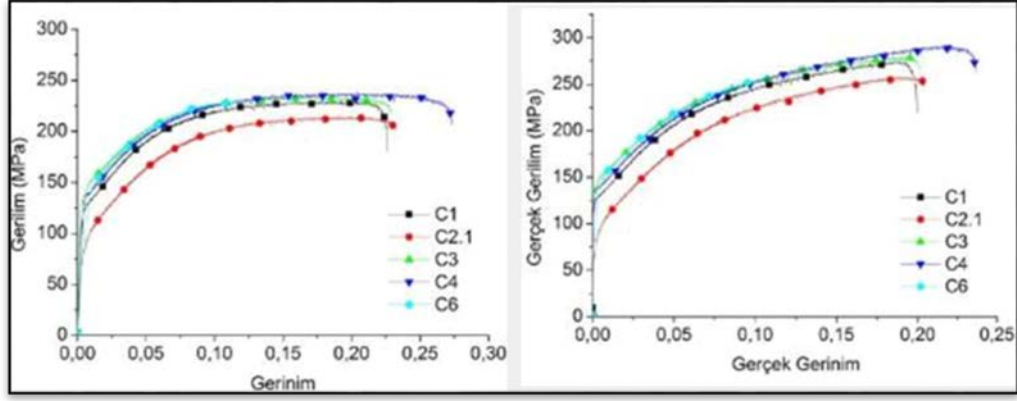
Şekil 7.68: Levhalara 400°C’de 30 dk. ısıtıl işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.

400°C’de 120 dk. ısıtıl işlem sonrası levhaların çekme testi sonuçları Tablo 7.13’tedir. Görüleceği üzere hem sıcaklık hem sürenin uzama değerlerine olumlu etkisi olmuştur. Tüm numunelerden farklı olarak sadece C6 kodlu numunelerin uzama değerleri düşmüştür.

Tablo 7.13: 400°C’de 120 dk. ısıtıl işlem sonrası levhaların çekme testi sonuçları.

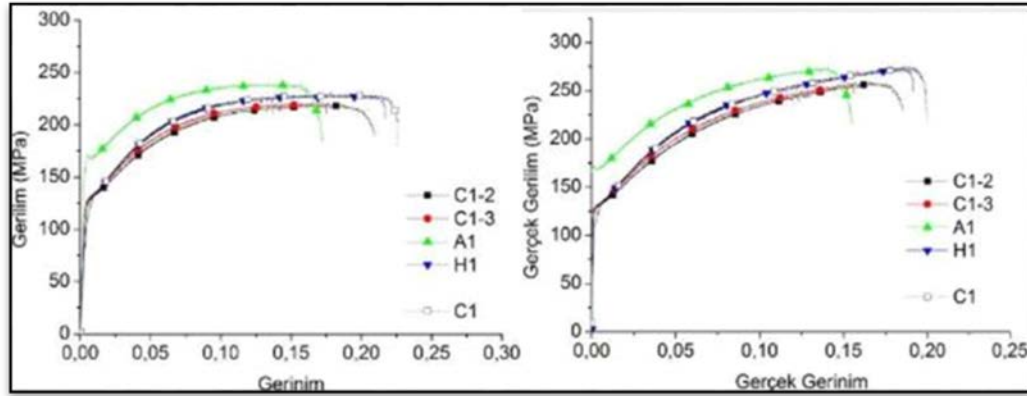
400°C 120 dk. 25°C					
Alaşım	TYS (MPa)	UTS (MPa)	Ef (%)	Eu (%)	n
C1	121	230	22.3	17.0	0.247
C1-2-T	128	221	20.3	18.0	0.253
C1-3-T	129	221	16.9	16.0	0.217
A1	168	239	16.8	14.5	0.189
H1	119	230	21.0	19.0	0.227
C2.1	86	215	22.6	17.0	0.307
C2.1-T	121	235	20.9	15.0	0.228
A2	128	229	21.3	19.0	0.193
H2	148	231	16.7	16.0	0.193
C3	137	235	22.5	16.0	0.210
A3	121	213	12.2	12.0	0.193
H3	98	202	15.5	14.5	0.262
C4	135	238	26.8	19.0	0.233
C4-2-T	135	234	13.1	12.0	0.213
C4-3-T	119	225	24.0	23.0	0.221
A4	126	222	10.1	10.0	0.219
H4	150	241	14.7	14.0	0.224
A5	101	226	15.2	15.2	0.249
H5	93	207	8.9	8.0	0.254
C6	101	233	11.3	11.3	0.237
H6	122	231	22.6	15.0	0.226
AZ31 ($l_0 = 50$)	159	251	12.8	11.0	0.184
AZ31-DC	149	253	19.5	18.5	0.202
ZEK100	101	224	18	18.0	0.280

C kodlu levhalara 400°C’de 120 dk. ısıtıl işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri Şekil 7.69’da verilmiştir. C2.1 hariç diğer C kodlu numunelerin grafikleri neredeyse aynı numuneymiş gibi üst üste hale gelmiştir.

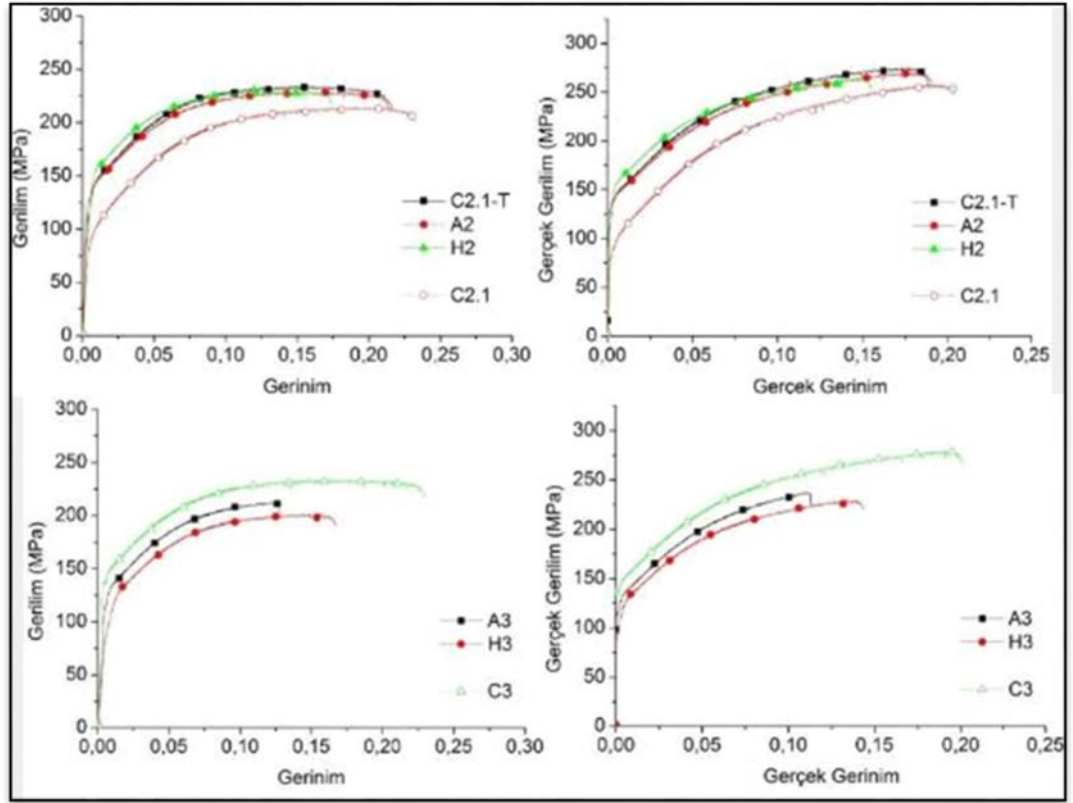


Şekil 7.69: C kodlu levhalara 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.

Levhalarla uygulanmış 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş C kodlu levhalar da dahil tüm numunelerin mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri aşağıdadır (Şekil 7.70 ve Şekil 7.71). Isıtım işlem görmüş aynı kodlu alaşımların grafikleri benzerlik göstermektedir. Örneğin 1 kodlu numunelerin grafikleri birbirine oldukça yakındır. Benzer şekilde benzer hadde prosesi geçmişine sahip A2, H2 ve C2.1-T kodlu numunelerin başlangıç ısıtım işlemleri ve kalsiyum oranları farklılıklar içerse de çekme grafikleri oldukça yakındır.

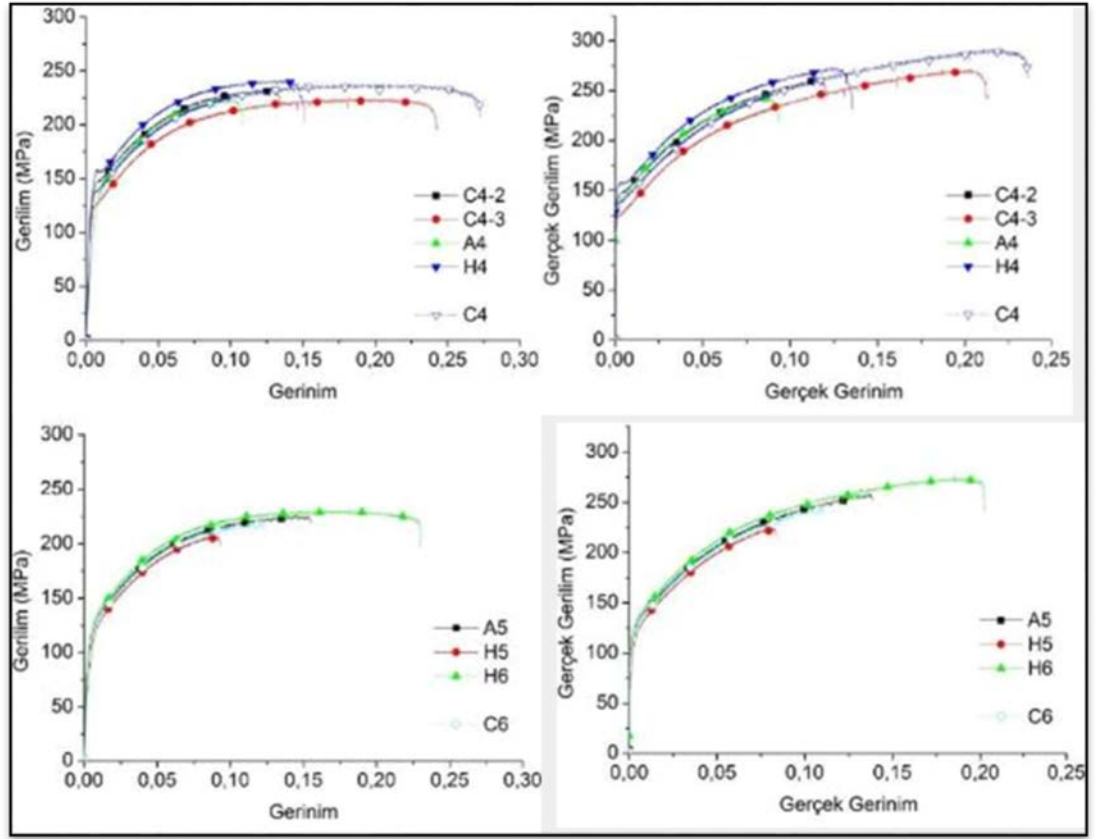


Şekil 7.70: 1kodlu levhalara 400°C’de 120 dk. ısıtım işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.



Şekil 7.71: 2 ve 3 kodlu levhalara 400°C’de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.

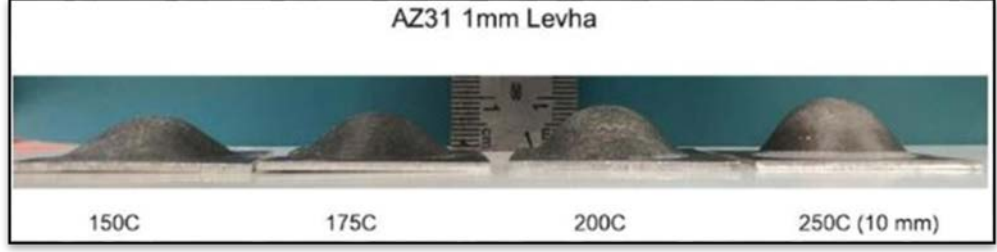
Şekil 7.72’deki 4, 5, 6, AZ31, AZ31-DC ve ZEK100 kodlu levhalara 400°C’de 120 dk. ısıtım işlemi sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafiklerinde de görüldüğü üzere aynı numara kodlu numunelerin grafikleri birbirine yaklaşımıştır. Hatta farklı kod numaralı A5, H5 ve H6, C6 kodlu numunelerin çekme grafikleri de çok benzerdir. Ticari AZ31-DC ile hadde prosesimiz ile haddelenmiş AZ31 levhaların çekme grafikleri de yakındır. Genel olarak ZEK100 alaşımı levhaların çekme grafiklerinin daha farklı davranış gösterdiği söylenebilir.



Şekil 7.72: 4, 5 ve 6 kodlu levhalara 400°C’de 120 dk. ısıtıl işlem sonrası oda sıcaklığında çekme testi ile elde edilmiş mühendislik gerilim gerinim ve gerçek gerilim-gerçek gerinim grafikleri.

7.3.7. Levhaların Şekillendirme Sonuçları

Şekillendirme test sisteminde parametreler çelik ve alüminyum ile belirlendikten sonra 1 mm kalınlığında magnezyum AZ31 levhalar üzerinde denemeler yapılmıştır. Oda sıcaklığı ile 300°C arasında testler gerçekleştirilmiştir. Aşağıdaki şekilde 150-175-200 ve 250 °C’de gerçekleşen test sonrası fotoğraflar verilmektedir. Sıcaklık ile doğru orantılı olarak şekillenebilmenin arttığı; kubbe yüksekliğinin 250 °C’de 10 mm’e çıkabildiği görülmüştür (Şekil 7.73).



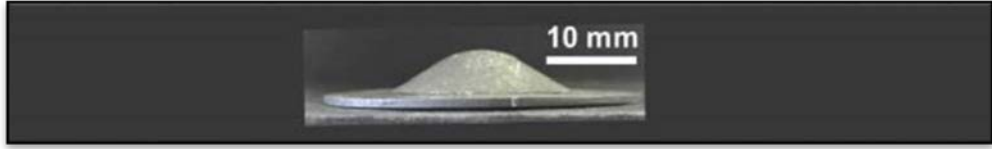
Şekil 7.73: 1 mm'lik AZ31 levhanın 150-250°C'de şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları.

Magnezyum AZ31 alaşımı levhalarda yapılan denemeler sonrasında tasarlanan alaşımlardan oluşan levhalar test edilmeye başlanmıştır. Levhaların 25, 100 ve 125°C'de gerçekleştirilen şekillendirme kabiliyeti testi ile ölçülen sınır kubbe yükseklik (LDH: Limiting Dome Height) değerleri (mm) Tablo 7.14'te yer almaktadır.

Tablo 7.14: Levhaların 25, 100 ve 125°C’de gerçekleştirilen şekillendirme kabiliyeti testi ile ölçülen sınır kubbe yükseklik değerleri (mm).

Alaşım	25°C	100°C	125°C	Alaşım	25°C	100°C	125°C
AZ31-350C30dk	3.6	4.6	6.2	AZ31-Hadde	2.0	4.2	
AZ31-DC-350C30dk	3.9	5.8	7.2	AZ31-DC-Hadde	3.2		
A1-350C30dk	3.7	4.0		A1-400C2sa	4.9	5.9	8.0
H1-350C30dk	6.3	8.2		H1-400C2sa	6.8	9.0	
C1-350C30dk	6.5	8.5		C1-Hadde	4.6		
				C1-400C2sa	7.0	10.5	
C1-2-350C30dk	6.9			C1-2-400C2sa	5.9		
C1-3-350C30dk	6.8			C1-3-400C2sa	5.8	6.0	
C2.1-350C30dk	7.1	8.9		C2.1K-400C2sa	7.4	10.6	
C2.1T-350C30dk	6.4	9.6		C2.1T-400C2sa	5.9	7.7	
A2-350C30dk	4.7	6.1		A2-400C2sa	6.0	7.3	
H2-350C30dk	2.6	3.9	6.9	H2-400C2sa	5.6	8.5	
A3-350C30dk	4.0	5.3		A3-400C2sa	3.7	8.3	
H3-350C30dk	3.9	4.3		H3-400C2sa	4.0	7.0	
C3-350C30dk	6.9	8.5	9.2	C3-400C2sa	6.1	10.3	
A4-350C30dk	4.0	6.0		A4-400C2sa	4.7	7.1	
H4-350C30dk	5.3	9.3		H4-400C2sa	4.9	7.0	
				C4-Hadde	8.3		
C4-350C30dk	6.7	10.3		C4-400C2sa	7.3	9.5	
C4-2-350C30dk	6.0			C4-2T-400C2sa	5.4	7.6	
C4-3-350C30dk	6.2						
A5-350C30dk	4.2	5.3		A5-Hadde	3.9		
H5-350C30dk	4.1	5.2		A5-400C2sa	4.2	6.2	7.3
				H5-400C2sa	5.1	6.2	
A6-350C30dk	3.3	6.8		A6-400C2sa	4.5	7.3	
H6-350C30dk	3.5	5.3		H6-400C30min	3.7	6.1	
				H6-400C2sa	5.5	6.3	
				C6-Hadde		5.2	
C6-350C30dk	5.5	7.5		C6-400C2sa	4.7	6.7	
ZEK100-	1.7						
ZEK100-	6.7	7.3		ZEK100-500C15dk	6.6		
ZEK100-500C30dk (45 mm)	6.0						

Tasarlanan şekillendirme test sistemi ile 28 mm altlık ve 14 mm zımba ile 10.1 mm; 45 mm altlık ve 20 mm zımba ile 9.1 mm'lik LDH değerleri ölçülmüştür. Erichsen testinin 20 mm zımbayı tavsiye etmesi nedeni ile mümkün olan bazı levhalarda 45 mm altlık ve 20 mm zımba ile de testler tekrarlanmıştır. Örnek olarak Şekil 7.74 ve 7.75'te 1 mm kalınlığında 45 mm çapında altlık kullanılarak yapılan oda sıcaklığındaki şekillendirme testi sonrası ZEK100-500C-30 dk kodlu levhanın yandan ve üstten fotoğrafı vardır. Tasarlanan şekillendirme test sisteminden elde edilen değerler Erichsen indeksi (EI) olarak da kabul edilebilir. ZEK100'ün 14 mm'lik zımba ile test sonuçları Erichsen test standartında belirtilen 20 mm'lik zımba ile yapılan test sonuçlarından yaklaşık %10 fazladır. Şekillendirme testleri numuneleri kendi içinde karşılaştırmak için yapılmış olsa da literatürdeki Erichsen değerleri ile de %10 azaltılarak rahatlıkla karşılaştırılabilecekleri düşünülmektedir.

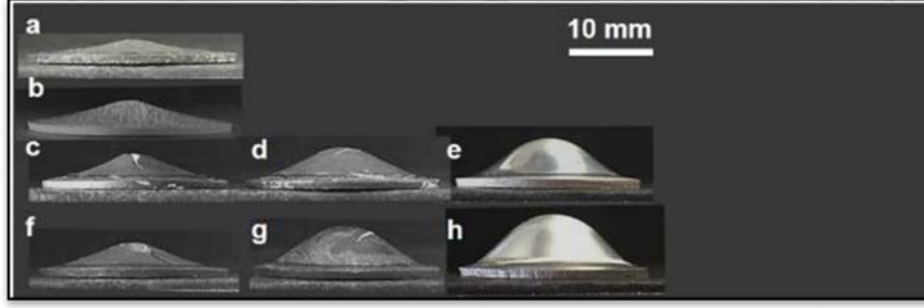


Şekil 7.74: 1 mm kalınlığında 45 mm çapında altlık kullanılarak yapılan oda sıcaklığındaki şekillendirme testi sonrası ZEK100-500C-30 dk kodlu levhanın yandan fotoğrafı.



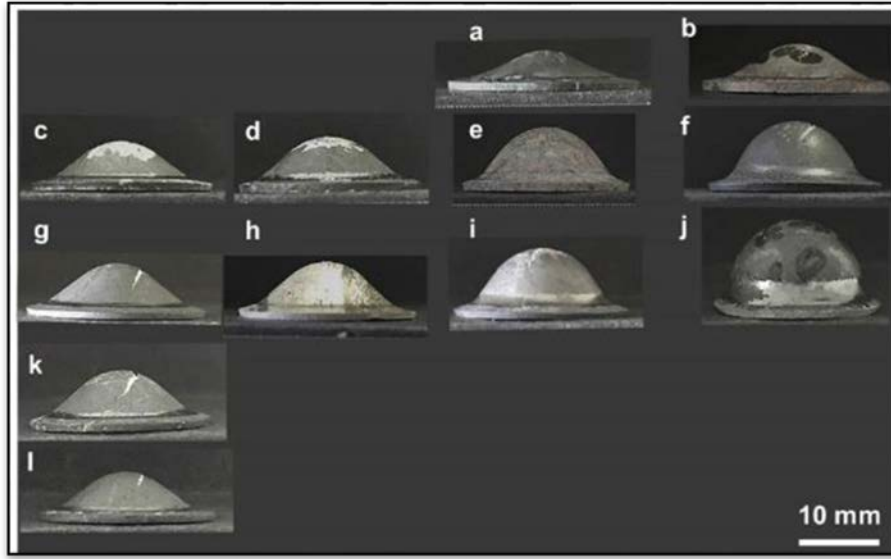
Şekil 7.75: 1 mm kalınlığında 45 mm çapında altlık kullanılarak yapılan oda sıcaklığındaki şekillendirme testi sonrası ZEK100 500C 30 dk kodlu levhanın üstten ve yandan açılı fotoğrafları.

Öncelikle Şekil 7.76'da 1 mm'lik AZ31 alaşımı levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları bulunmaktadır.

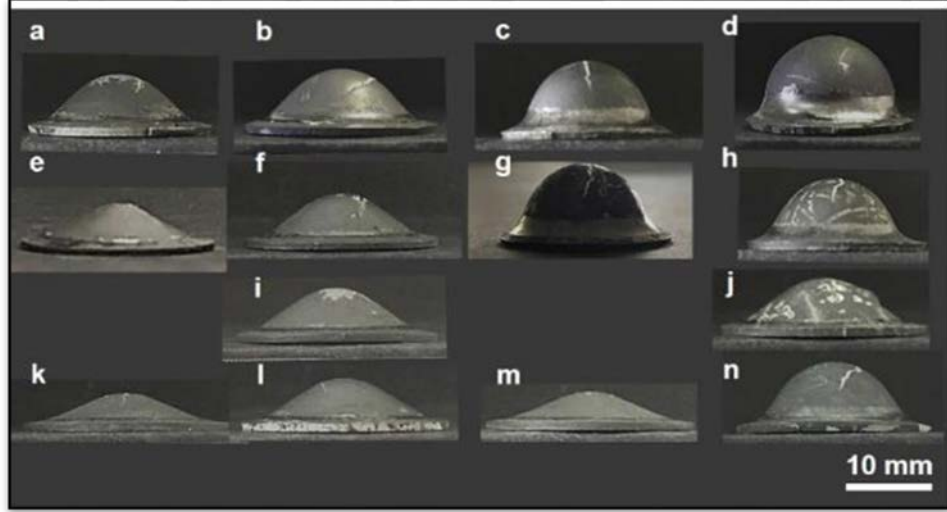


Şekil 7.76: 1 mm'lik AZ31 alaşımı levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) AZ31-Hadde hali-25C, b) AZ31-DC Hadde hali-25C, c) AZ31-350C30dk.-25C, d) AZ31-350C30dk -100C, e) AZ31-350C30dk-125C; f) AZ31-DC-350C30dk.-25C, g) AZ31-DC-350C30dk.-100C, h) AZ31-DC-350C30dk.-125C.

Şekillendirme testi sonuçlarına örnek olarak 1 mm'lik 1 ve 2 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası görüntüleri Şekil 7.77 ve Şekil 78'te verilmiştir.

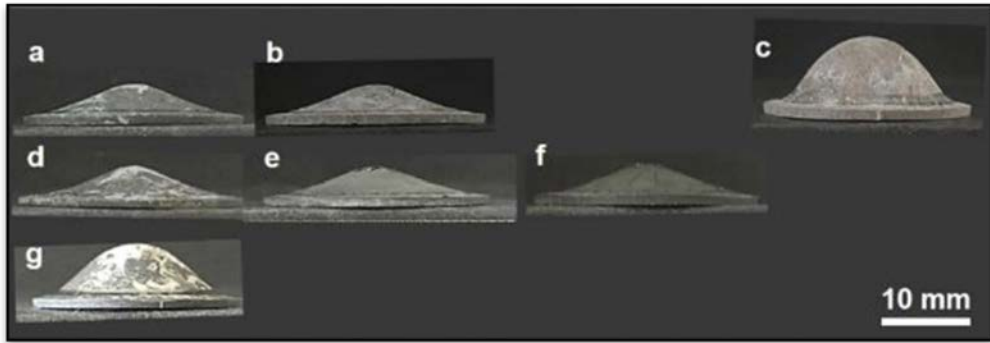


Şekil 7.77: 1 mm'lik 1 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) A1-350C30m-100C, b) A1-400C2hr-100C, c) H1-350C30m-RT, d) H1-400C2hr-RT, e) H1-350C30m-100C, f) H1400C2hr-100C, g) C1-350C30m-RT, h) C1-400C2hr-RT, i) C1-350C30m-100C, j) C1-400C2hr-100C, k) C1-2-350C30m-RT, l) C1-3-350C30m-RT.

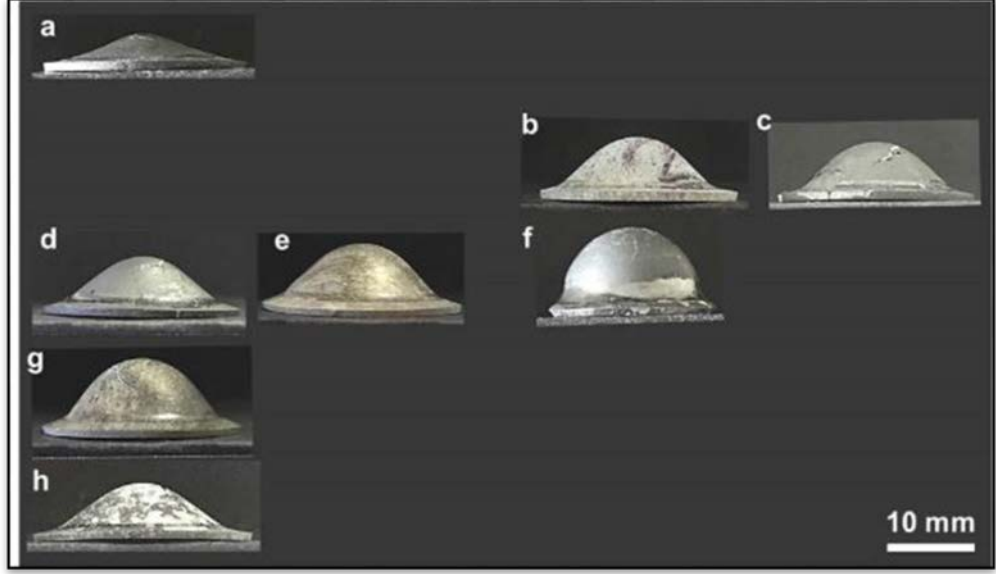


Şekil 7.78: 1 mm'lik 2 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) C2.1-350C30m-RT, b) C2.1-400C2hr-RT, c) C2.1-350C30m-100C, d) C2.1-400C2hr-100C, e) C2.1-T-350C30m-RT, f) C2.1-T-400C2hr-RT, g) C2.1-T-350C30m-100C, h) C2.1-T-400C2hr-100C, i) A2-400C2hr-RT, j) A2-400C2hr-100C, k) H2-350C30m-RT, l) H2-400C2hr-RT, m) H2-350C30m-100C, n) H2-400C2hr-100C.

1 mm'lik 3 serisi ve 4 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları aşağıdadır (Şekil 7.79 ve Şekil 7.80).

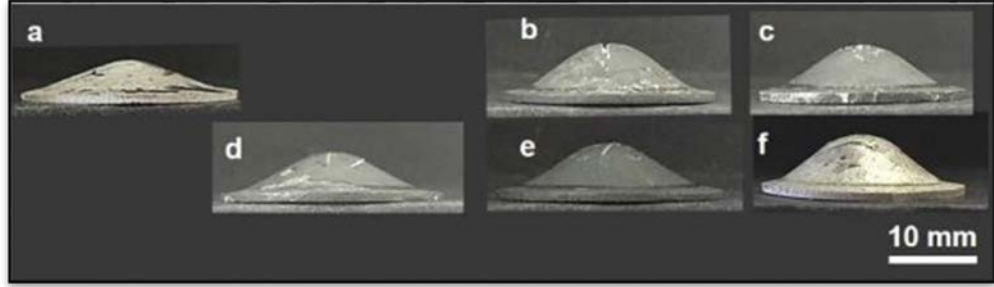


Şekil 7.79: 1 mm'lik 3 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) A3-350C30m-RT, b) A3-400C2hr-RT, c) A3-400C2hr-100C, d) H3-350C30m-RT, e) H3-400C2hr-RT, f) H3-350C30m-100C, g) C3-350C30m-RT.

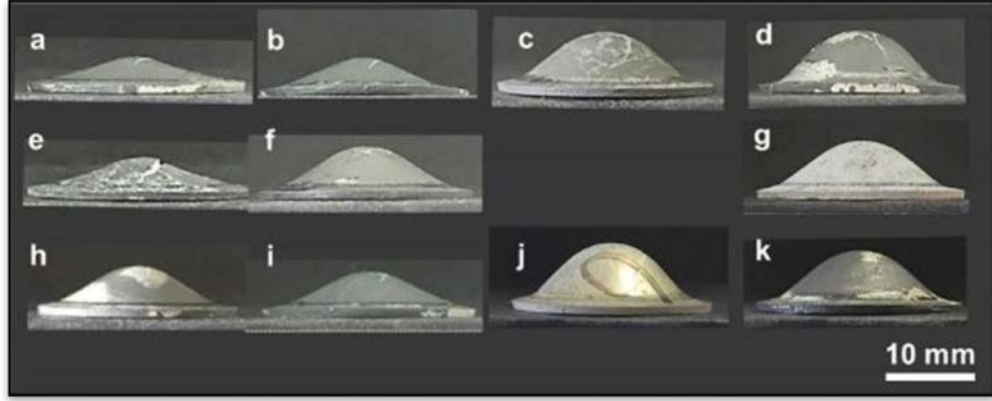


Şekil 7.80: 1 mm'lik 4 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) A4-350C30m-RT, b) H4-350C30m-100C, c) H4-400C2hr-100C, d) C4-350C30m-RT, e) C4-400C2hr-RT, f) C4-350C30m-100C, g) C4-AsRoll-RT h) C4-3-350C30m-RT.

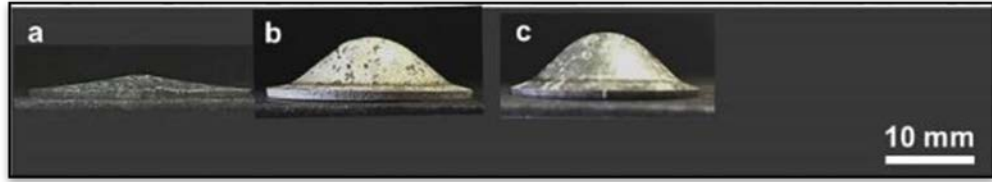
1 mm'lik 5 serisi, 6 serisi magnezyum alaşımı levhalar ile ZEK100 alaşımı levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları Şekil 7.81, Şekil 7.82 ve Şekil 7.83'te verilmektedir.



Şekil 7.81: 1 mm'lik 5 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) A5-350C30m-RT, b) A5-350C30m-100C, c) A5-400C2hr-100C, d) H5-400C2hr-RT, e) H5-350C30m-100C, f) H5-400C2hr-100C.

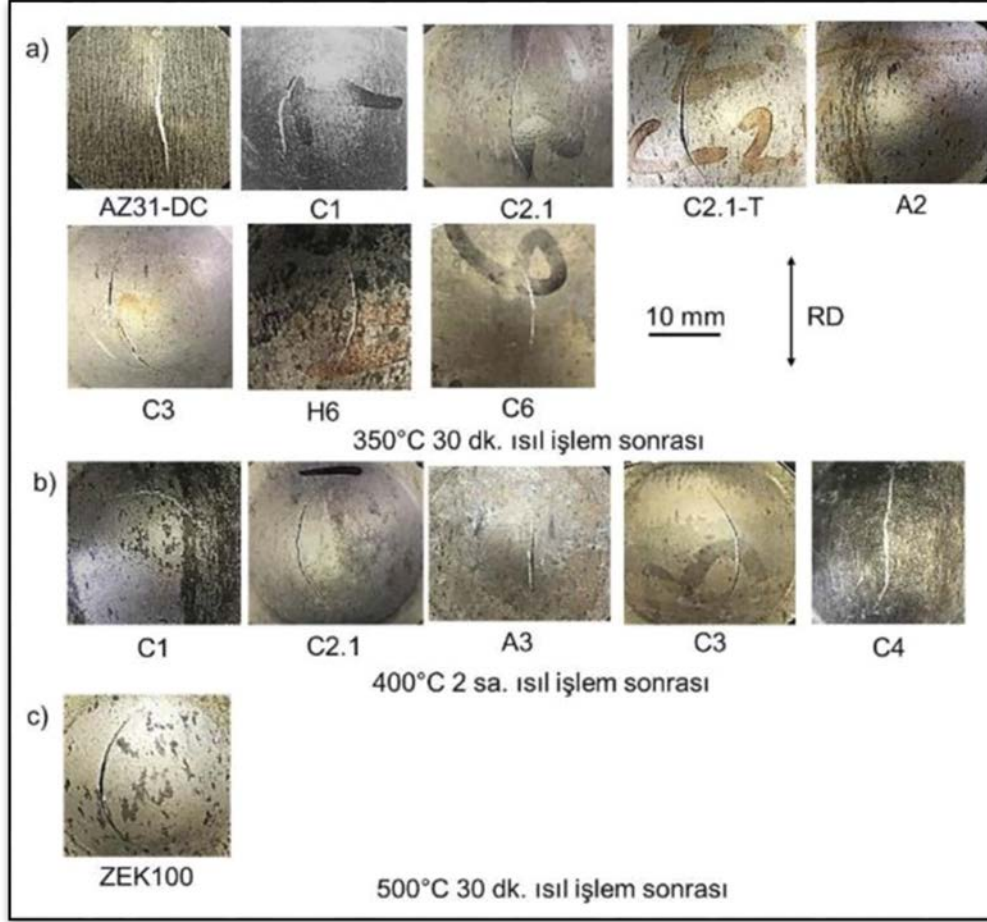


Şekil 7.82: 1 mm'lik 6 serisi levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: a) A6-350C30m-RT, b) A6-400C2hr-RT, c) A6-350C30m-100C, d) A6-400C2hr-100C, e) H6-350C30m-RT, f) H6-400C2hr-RT, g) H6-400C2hr-100C, h) C6-350C30m-RT i) C6-400C2hr-RT, j) C6-350C30m-100C, k) C6-400C2hr-100C.



Şekil 7.83: 1 mm'lik ZEK100 alaşımı levhaların şekillendirme testi sonrası karşılaştırmalı fotoğrafları: ZEK100 a) 350C30m-RT, b) 500C30m-RT c) 500C30m-100C.

Farklı ısı işlemleri sonrası 1 mm kalınlığında 28 mm çapında altlık kullanılarak yapılan oda sıcaklığındaki şekillendirme testleri sonrası levhaların üstten fotoğrafları aşağıdadır (Şekil 7.84). Oda sıcaklığında yapılan görüntüdeki testlerde çatlak davranışlarını inceleyebilmek amacıyla grafit yağlayıcı kullanmadan tekrarlanmıştır. Çatlakların çoğu hadde yönüne (RD:Rolling Direction) paraleldir. Sadece C1-400C-2sa. numunesi hadde yönüne dik hasara uğramıştır. Bu numune 7.0 mm'lik yüksek bir sınır kubbe yüksekliğine sahiptir. Ayrıca düşük sınır kubbe yükseklik değerleri veren AZ31-DC-350C-30dk ve A3-400C-2sa. numunelerinin çatlağı daha düzdür. Diğer numuneler gibi yay şeklinde değildir. Bu nedenle test edilen numunelerin şekillendirme kabiliyetleri arttıkça çatlağın yay şeklini alabildiği ve hadde yönünden uzaklaşabildiği varsayılmaktadır.



Şekil 7.84: Farklı ısıt işlemler sonrası 1 mm kalınlığında 28 mm çapında altlık kullanılarak yapılan oda sıcaklığındaki şekillendirme testleri sonrası levhaların üstten fotoğrafları (RD:Rolling Direction-Hadde Yönü).

Levhaların 25, 100 ve 125°C’de gerçekleştirilen şekillendirme kabiliyeti testi ile ölçülen sınır kubbe yükseklik (LDH: Limiting Dome Height) değerlerine göre Mg AZ31 alaşımlarının oda sıcaklığında şekillendirme kabiliyetleri 3.9 mm LDH değeri ile çok zayıf olduğu görülmektedir. Tez kapsamında geliştirilen magnezyum alaşımı levhalar uygun ısıt ısıt koşulları sonrası oda sıcaklığında 1 kodlu levhalar için 7.0 mm; 2 kodlu levhalar için 7.4 mm; 3 kodlu levhalar için 6.9 mm; 4 kodlu levhalar için 7.3 mm (hadde hali ise 8.3 mm); 5 kodlu levhalar için 5.1 mm; 6 kodlu levhalar için 5.5 mm LDH değerlerine sahiptir. Ticari geleneksel levhalar arasında iyi şekillendirme kabiliyeti olduğu bilinen ZEK100 alaşımı levhanın LDH değeri ise oda sıcaklığında 6.7 mm’ye ulaşabilmifştir. Görüleceği üzere tez kapsamında geliştirilen birçok magnezyum alaşımı levhanın oda sıcaklığında şekillendirme kabiliyeti ZEK100’dan fazladır. Levhaların Erichsen indeks değerlerinin de 6-6.7 arasında

olduğu görülmektedir. Bu da bu levhaların oda sıcaklığında şekillendirilebilme kabiliyetleri olduğunu göstermektedir.

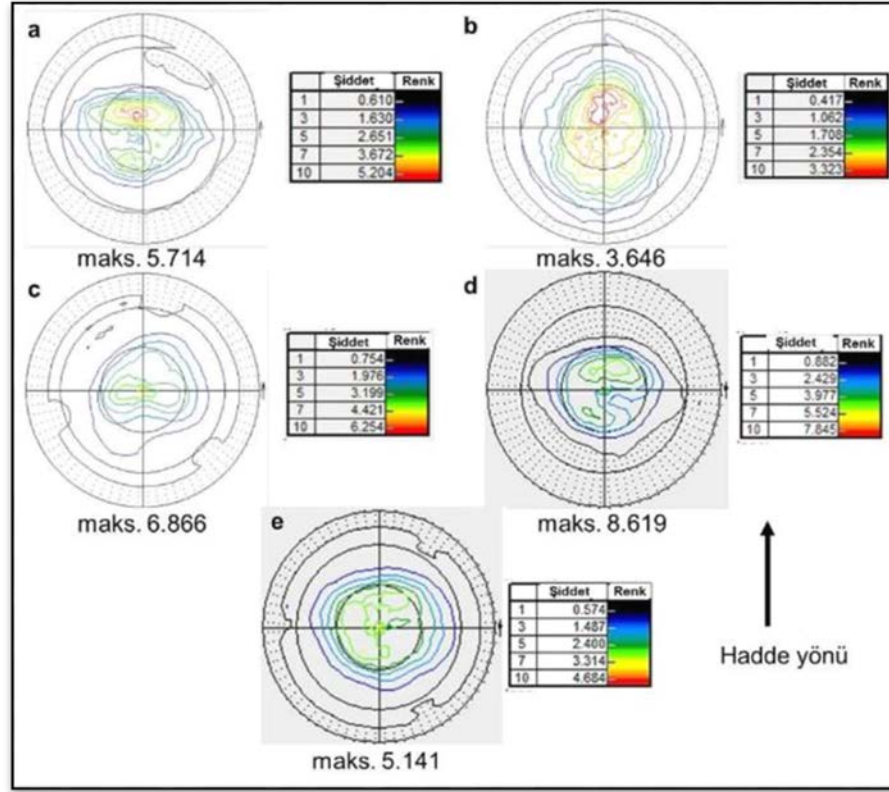
Aynı numara kodlu levhaların oda sıcaklığında sınır kubbe yükseklik değerleri incelendiğinde C kodlu levhaların A ve H kodlu levhalara göre daha yüksek LDH değerlerine sahip olduğu görülmüştür. C4 kodlu levhanın sınır kubbe değeri 8.3 mm ile en yüksek seviyededir. Isıl işlem görmüş levhalar arasında C2.1-400C-2sa kodlu levhanın tüm levhalar arasında en yüksek (7.4 mm) değere sahiptir. C2.1-400C-2sa kodlu levhayı C4-400C-2sa (7.3 mm) ve C1-400C-2sa (7.0 mm) kodlu levhalar takip etmektedir.

Levhalar şekillendirme testleri 100°C’de yapıldığında C1-400C-2sa, C2.1-400C2sa, C3-400C-2sa numuneleri sistemimizle erişebilecek maksimum sınır kubbe yüksekliklerine ulaşabilmişlerdir. Birçok numunenin de şekillendirme kabiliyeti belirgin şekilde artmıştır. Aynı numara kodlu levhaların 100°C’de sınır kubbe yükseklik değerleri incelendiğinde C kodlu levhaların yine A ve H kodlu levhalara göre daha yüksek LDH değerlerine sahip olduğu görülmüştür. Fakat A ve H kodlu numunelerdeki oda sıcaklığı değerlerine göre artış C kodludakilere göre genelde daha fazladır. Bu sonuçlar sıcaklık ile şekillendirebilme yeteneğinin artırabildiğini ispatlamaktadır.

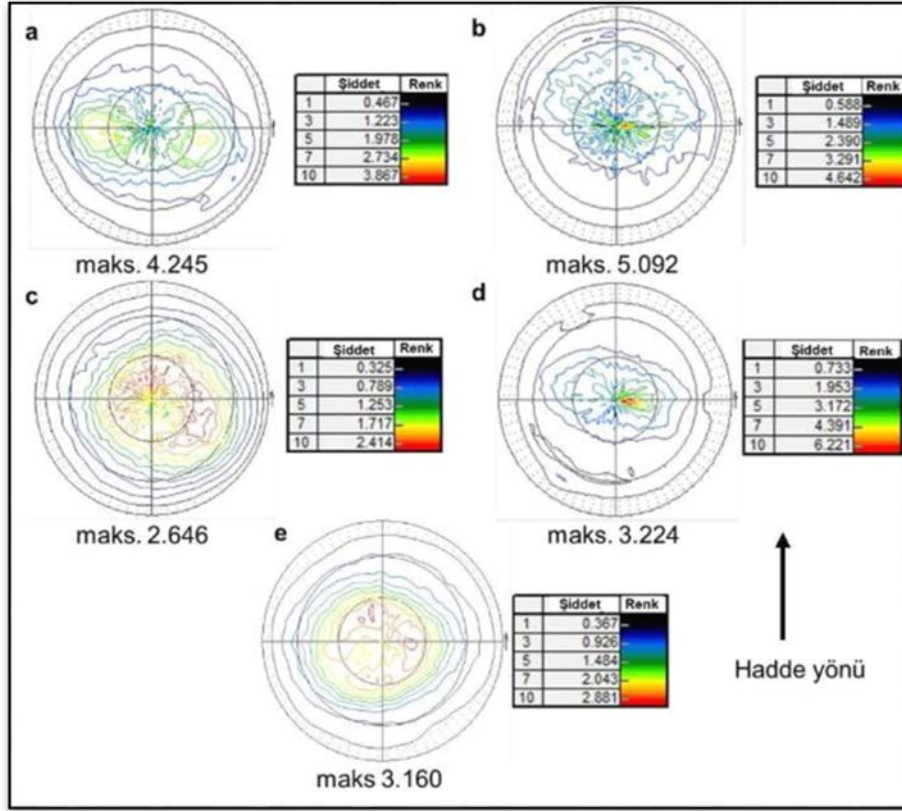
7.3.8. Levhaların Tekstür Sonuçları

X-ışını ile elde edilen levhaların tekstür incelemeleri sonucu aşağıdaki şekillerde levhaların farklı ısıl işlem koşulları sonrası 0001 tekstür kutup şekilleri, maksimum tekstür şiddetleri ve tekstür şiddet renk skalaları hadde yönü belirtilerek gösterilmektedir. Şekil 7.85 ve Şekil 7.86’da a) C1, b) C2, c) C3, d) C4 ve e) C6 kodlu levhaların sırasıyla hadde hallerinin (as-rolled) ve 350°C’de 30 dk. ısıl işlem sonrası tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri belirtilmektedir. C kodlu levhalarda ısıl işlem ile 0001 bazal tekstür şiddetleri azalmaktadır. Ayrıca renk çizgileri merkezden dışarıya doğru yayılmaktadır. Bu da tekstürün bazal tekstürden rastgele (random) tekstüre doğru değiştiğini işaret etmektedir. Bir tek C2.1 kodlu levhada ısıl işlem ile tekstür şiddeti artmış gibi gözükmemektedir. Fakat ısıl işlem sonrası bazal kutup şeklinde çizgilerin merkezden dışarı yayıldığı görülmektedir. Bu durum sadece

merkezde oluşan bir tesktür şiddetinin yüksek olması nedeni ile maksimum tekstür şiddetinin de yüksek çıkmış olması ile ilgilidir.

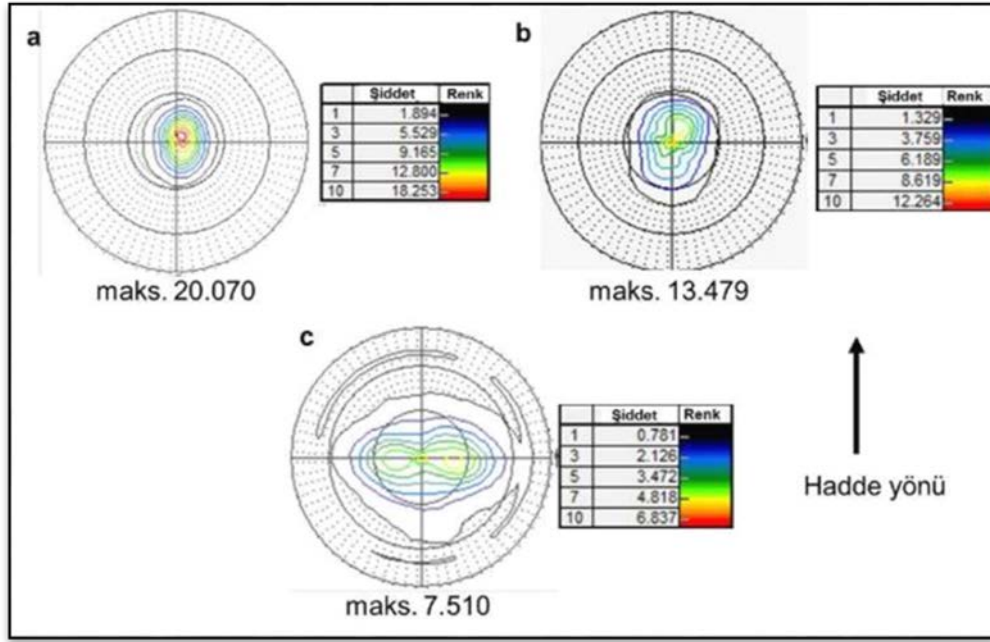


Şekil 7.85: a) C1, b) C2, c) C3, d) C4 ve e) C6 kodlu levhaların hadde hallerinin tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri.

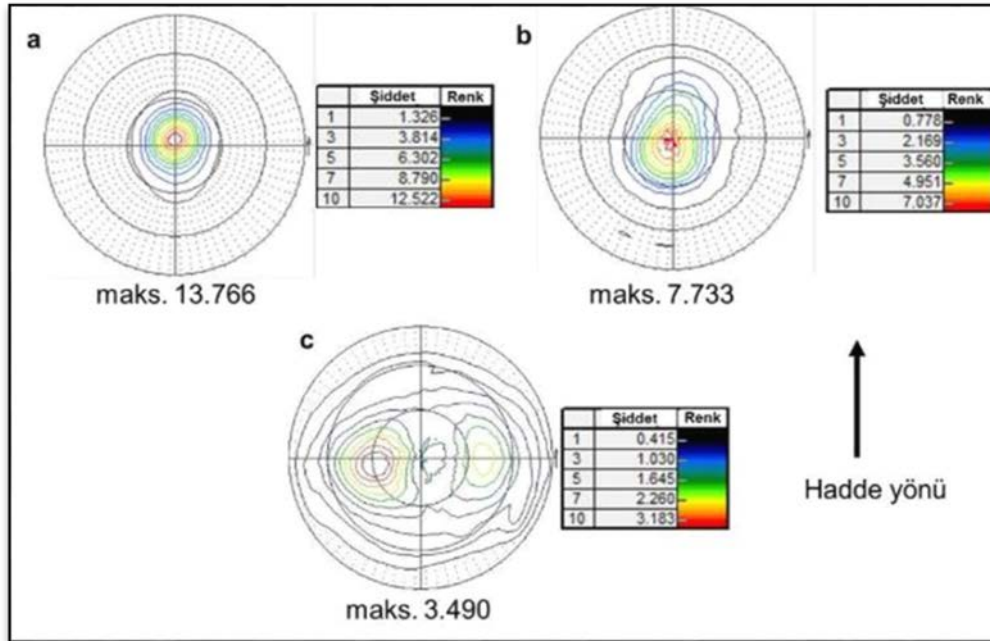


Şekil 7.86: a) C1, b) C2, c) C3, d) C4 ve e) C6 kodlu levhaların 350°C’de 30 dk. ısıtım işlem sonrası tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri.

Aynı koşullarda haddelenmiş AZ31 ve ZEK100 alaşımı levhalar ile karşılaştırma numunesi olan AZ31-DC levhanın tekstür sonuçları incelendiğinde C kodlu levhalara göre çok daha yüksek tekstür şiddetlerine sahip oldukları gözlemlenmiştir (Şekil 7.87 ve Şekil 7.88). En yüksek tekstür şiddeti 20.070 değeri ile AZ31 levhanın hadde halindedir. AZ31, AZ31-DC kodlu levhaların 350°C’de 30 dk. ve ZEK100 kodlu levhanın 500°C’de 30 dk. ısıtım işlemleri sonrası tekstür sonuçları hadde hallerine göre tekstür şiddetlerinin azalmakta ve daha rastgele hale geldiklerini işaret etmektedir. Isıtım işlem ile bu alaşımların ve C kodlu levhaların daha iyi şekillenebilmesinin bir sebebinin de bu olduğu düşünülmektedir.



Şekil 7.87: a) AZ31, b) AZ31-DC ve c) ZEK100 kodlu levhaların hadde hallerinin tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri.



Şekil 7.88: a) AZ31, b) AZ31-DC kodlu levhaların 350°C’de 30 dk. ve c) ZEK100 kodlu levhanın 500°C’de 30 dk. ısıt işlemleri sonrası tekstür sonuçları ve 0001 kutup şekilleri.

8. GENEL SONUÇLAR ve YORUMLAR

Bu tez çalışmasında sivil havacılık uygulamaları için yanma direnci yüksek iyi şekillenebilir levha formunda magnezyum alaşımı geliştirilmesi hedeflenmiştir. Alaşım tasarımı olarak farklı oranlarda Zn (çinko) ve Y (itriyum) elementleri kullanılmıştır. Ca (kalsiyum) elementinin Mg-Zn-Y alaşımının mekanik özelliklerine ve yanma direncine etkisini incelemek amacıyla farklı oranlarda CaO'dan başlayarak kalsiyum elementi de ilave edilmiştir. Hadde alaşımlarında (1-6) 2 farklı Zn-Y (%ağ. 2 Zn, 0.44 Y ve 3 Zn, 0.7 Y) oranları için 4 farklı kalsiyum oranı (0, 0.2, 0.3 ve 0.7) kullanılmıştır.

Mikroyapısal incelemeler Ca elementi ilavesi arttıkça ikincil fazların tane sınırlarında boyut ve sayısının arttığını göstermektedir. Dağlama sonrası mikroyapılar Ca elementi ilavesi ile kalsiyumlu fazlarla sınırlandırılmış alt tanelerin sayısının arttığı ve tane boyutunun da azaldığı görülmüştür. Homojen tav ile hadde alaşımlarında döküm mikroyapısına göre tane ve alt tane sınırlarında bulunan ikincil fazların kalınlık ve sayılarının azaldığı ve tane içine çökeldikleri gözlemlenmiştir.

Alaşımlarında 4-5-6 kodlu numunelerin sertlik değerleri 1-2-3 kodlu olanlarından büyüktür. Zn ve Y oranları arttıkça ve ayrıca Ca oranı arttıkça sertlik artmaktadır.

Hadde sonrası özellikle ısıtıl işlem ile numunelerin döküm yapılarının eş eksenli levha tane yapısına dönüşebildiği görülmüştür. Kalsiyumsuz 1 ve 4 kodlu levhalarda ikiz yapısı gözlemlenmiştir. Ortalama tane boyutları 4-25 μm aralığında, genelde 20 μm civarında yer almaktadır. Ayrıca oda sıcaklığında yapılan çekme testleri geliştirilen magnezyum alaşımı levhaların ısıtıl işlem sonrası 215-250 MPa UTS ve %20-27 uzama değerlerine sahip olduklarını göstermektedir.

Magnezyum alaşımı levhanın oda sıcaklığında şekillendirme kabiliyeti ticari AZ31 ve ZEK100'den fazladır. Levhaların Erichsen indeks değerlerinin de 6-6.7 arasında olduğu görülmektedir. Bu da bu levhaların oda sıcaklığında şekillendirilebilme kabiliyetleri olduğunu göstermektedir.

Bu tez kapsamında gerçekleştirilen hadde prosesini, tutuşma ve çekme testlerini doğrulamak ve geleneksel malzemelerle karşılaştırmak amacıyla bazı alaşımlar da kullanılmıştır. Tutuşma testleri ile geliştirilen magnezyum alaşımlarının tutuşma sıcaklıkları elde edilmiştir. Ayrıca aynı yöntem ile saf magnezyum ile

geleneksel ticari magnezyum alaşımlarının (AZ31, WE43, ZE41, ZK60, ZEK100) tutuşma sıcaklıkları karşılaştırma amacıyla ölçülmüştür (Şekil 7.38). En az alaşım oranına sahip ve kalsiyumsuz C1 alaşımı haricindeki tez kapsamında geliştirilen magnezyum alaşımları ticari levha alaşımlarından daha yüksek tutuşma sıcaklıklarına sahiptir. Sadece 958°C tutuşma sıcaklığına ulaşmış WE43 alaşımını geçememişlerdir. WE43 alaşımı bilinen en yüksek tutuşma dayanımına sahip ticari magnezyum alaşımıdır.

Bu sonuçlar geliştirilen magnezyum levha alaşımlarının ılık hadde ile levha haline getirilebildiklerini, iyi şekillenebildiklerini, uygun mekanik özelliklerde olduklarını ve sonuç olarak sivil havacılık uygulamalarında yer bulabilmeleri için büyük potansiyele sahip olduklarını göstermektedir. 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] Web1, (2021) <https://en.wikipedia.org/wiki/Magnesium#History> (Erişim tarihi:06/09/2021).
- [3] Avedesian M. M., Baker H. (1999), "Magnesium and Magnesium Alloys", ASM Specialty Handbook.
- [4] DeGarmo E. P., Black J. T., Kohser, R. A. (2017), "Degarmo's Materials and Processes in Manufacturing", 13th edition, Wiley.
- [5] Neite G., Kubota K., Higashi K., Hemann F. (1996), "Materials Science Technology", Cilt 8, VCH.
- [6] Chapman J. A., Wilson D. V. (1962), "Journal of Materials Letters", Cilt 91, 35.
- [7] Callister J. W., Rethwisch D. (2013), "Fundamentals Of Materials Science And Engineering: An Integrated Approach", 4th edition, Wiley.
- [8] Web2, (2021), <https://www.statista.com/statistics/569515/primary-magnesium-production-worldwide/> (Erişim tarihi: 24/06/2021).
- [9] Web3, (2021) <https://www.usgs.gov/centers/nmic/magnesium-statistics-and-information>. (Erişim Tarihi:25/06/2021).
- [10] Web4, (2021), <https://apps.webofknowledge.com>. (Erişim tarihi:23/06/2021).
- [11] Kiani M., Gandikota I., Rais-Rohani M., Motoyama K. (2014), "Design Of Lightweight Magnesium Car Body Structure Under Crash And Vibration Constraints", Journal Of Magnesium And Alloys, 99-108
- [12] Monteiro W. A., Buso S. J., Da Silva L. V. (2012), "Application Of Magnesium Alloys In Transport", Ed: Monteiro W. A., "New Features On Magnesium Alloys", 511-516, Intechopen.
- [13] Duygulu Ö., Oktav G., Üçüncüoğlu S., (2010), "En Hafif Arabaya Doğru...Magnezyum", Bilim ve Teknik, 54-57.
- [14] Duygulu Ö., (2009), "Production And Development Of Wrought Magnesium Alloys", Doktora tezi , İstanbul Teknik Üniversitesi.

- [15] Schuman S., Friedrich H., (2006), "Engineering Requirements, Strategies and Examples", Ed: Schuman S., Friedrich H., "Magnesium Technology Metallurgy, Design Data, Application", Germany, Springer.
- [16] Web5,(2021), https://en.wikipedia.org/wiki/BMW_N52 (Erişim tarihi:23/06/2021).
- [17] Web6,(2021), <https://en.wikipedia.org/wiki/Valvetronic> (Erişim tarihi:23/06/2021).
- [18] Schumann S., Friedrich H. (2000), "The Second Age Of Magnesium", 2nd Israel Magnesium Conference, Beer-Sheva.
- [19] Schumann S., Friedrich H. (2003), "The Route From The Potential Of Magnesium To Increased Applications in Cars", 60th Annual World Magnesium Conference, Stuttgart.
- [20] Abbott T. B., (2015), "Magnesium: Industrial and Research Developments Over The Last 15 Years. Corrosion and Protection Of Magnesium and Magnesium Alloys", 120-127.
- [21] Web7, (2021) <http://magontec.com/>. (Erişim tarihi:24/06/2021)
- [22] Luo A. A., (2002), "Magnesium: Current And Potential Automotive Application", Journal Of The Minerals, Springer.
- [23] Kamado S., Koike J., Kondoh K., Kawamura Y. (2003), "Magnesium Research Trend In Japan", Materials Science Forum, 67-74, Switzerland.
- [24] Kaneko T., Suzuki M. (2003), "Automotive Applications Of Magnesium Alloys", Materials Science Forum, 67-74, Switzerland.
- [25] Web8,(2021), https://www.intlmag.org/page/mg_applications_ima. (Erişim tarihi:03/06/2021).
- [26] Mallick P. K., (2010), "Materials, Design And Manufacturing for Lightweight Vehicles", Woodhead Publishing.
- [27] Erbel R. D., Di Mario C. D., Bartunel J., Bonnier J., Bruyne B., Eberli F., Erne P., Haude M., Haublein B., Horrigan M., Ilsley C., Böse D., Koolen J., Lüscher T. F., Weismann N., Waksman R. (2007), "Temporary Scaffolding Of Coronary Arteries With Bioabsorbable Magnesium Stents: A Prospective", Non-Randomised Multicentre Trial. The Lancet, Cilt 369, 1869-1875.
- [28] Seitz J. M., Lucas A., Kirchner M. (2016), "Magnesium-Based Compression Screws: A Novelty in the Clinical Use of Implants", The Journal of The

- [29] Öztürk F., Kaçar İ., (2012), "Magnezyum Alaşımları ve Kullanım Alanlarının İncelenmesi", Niğde Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, 12-20.
- [30] Ostrovsky I., Henn Y. (2007), "Present State And Future Of Magnesium Application In Aerospace Industry", International conference New challenges In Aeronautics ASTEC'07, Moscow.
- [31] Henry D., Kemp M., (2016), "Development of a Lightweight Forged Magnesium Aircraft Seat Component", Eighth Triennial International Aircraft Fire and Cabin Safety Research Conference, Atlantic City.
- [32] Moscovitch, N. (2005), "Magnesium Castings For the Aviation Industry", IMA Conference, Berlin.
- [33] 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.
- [34] Öztürk F., Zile M., Kaçar İ. (2006), "Havacılık Sanayinde Magnezyum Alaşımları", I. Ulusal Havacılık ve Uzay Konferansı. Ankara, Orta Doğu Teknik Üniversitesi.
- [35] Tim M. (2010), "FAA Overview On Testing Of Magnesium Alloys For Use In An Aircraft Cabin", FAA 6th Triennial Cabin And Fire Safety Conference, Atlantic City.
- [36] Alfons S. (2010), "Potential for Magnesium in Aircraft Seats", FAA 6th Triennial Cabin And Fire Safety Conference, Atlantic City.
- [37] Mathaudul S., Nyberg A. E. (2010), "Magnesium Alloys In U.S. Military Applications: Past, Current And Future Solutions", Ed: Agnew S. R., Neelameggham N. R., Nyberg E. A., Sillekens W. H., "Magnesium Technology 2010", Springer.
- [38] Friedrich H., Schumann S., (2001), "Research for A 'New Age Of Magnesium' In The Automotive Industry", Journal of Materials Processing Technology, Cilt 117, 276-281.
- [39] Web9,(2021), <https://www.aircraftinteriorsinternational.com/>;
(Erişim tarihi:25/06/2021).
- [40] Web10,(2020),<https://www.magnesiumelektron.com/markets/aerospace/aircraft-interiors/> (Erişim tarihi:25/06/2021).
- [41] Mouritz A. P., (2012), "Introduction to Aerospace Materials", Sawston Woodhead Publishing.

- [42] Web11,(2021) <http://AeroMagnesium.com>. (Erişim tarihi:25/06/2021).
- [43] S Gialanella., (2019), "Alloys for Aircraft Structures",Aerospace Alloys, Switzerland, Springer.
- [44] Polmear I. J., (1995), "Light Alloys", 3th Edition, Arnold.
- [45] Luo A., Pekgülyüz M. O. (1994), "Cast Magnesium Alloys For Elevated Temperature Applications", Journal of Materials Science, 5259-5271.
- [46] StJohn D. H., Qian M., Easton M. A., (2005), "Grain Refinement Of Magnesium Alloys", Metallurgical And Materials Transaction A, 1669-1679.
- [47] Song G. L., Atrens A., (1999), "Corrosion Mechanisms Of Magnesium Alloys", Wiley-VCH.
- [48] Tan Q., Atrens A., Mo N., Zhang M. X. (2016), "Oxidation Of Magnesium Alloys At Elevated Temperatures In Air: A Review", Corrosion Science, 734-759.
- [49] Gao X., Nie J., (2007), "Characterization Of Strengthening Precipitate Phases In A Mg-Zn Alloy", Scripta Materialia, 645-648.
- [50] Mendis C. L., Hono K. (2013), "Understanding Precipitation Processes In Magnesium Alloys", Ed: Pekgülyüz M. O., Kainer K. U., Kaya A. A., "Fundamentals Of Magnesium Alloy Metallurgy", Woodhead Publishing.
- [51] Leontis T., Rhines F. (1946), "Rates Of High Temperature Oxidation Of Magnesium and Magnesium Alloys", Transactions Of The American Institute Of Mining And Metallurgical Engineers, 265-295.
- [52] 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", Material Science And Engineering A, 241-246.
- [53] Aydın D. S., Bayındır Z., Hoseini M., Pekgülyüz M. O. (2013), "The High Temperature Oxidation And Ignition Behavior Of Mg–Nd Alloys Part I: The Oxidation Of Dilute Alloys", Journal Of Alloys and Compounds, 35-44.
- [54] He S. M., Zeng X. Q., Peng L. M., Gao X., Nie J. F., Ding W. J., (2007), "Microstructure And Strengthening Mechanism Of High Strength Mg-10Gd-2Y-0.5Zr Alloy", Journal Of Alloys And Compounds, 316-323.
- [55] Wang X. M., Zeng X. Q., Wu, G. S., Yao S. S., Lai Y. J. (2008), "The Effects Of Cerium Implantation On The Oxidation Behavior Of AZ31 Magnesium Alloys", Journal Of Alloys And Compounds, 384-389.

- [56] Rao P. K., Prasad Y. R., Dharmendra C., Suresh K., Hort N., Dieringa H. (2018), "Review On Hot Working Behavior And Strength Of Calcium-Containing Magnesium Alloys", *Engineering Materials*, 1701102.
- [57] Rokhlin L. L., Dobatkina T. V., Nikitina N. I., Tarytina I. E. (2009), "Calcium Alloyed Magnesium Alloys", *Metal Science And Heat Treatment*, 164-169.
- [58] Li P., Tang B., Kandalova E. G., (2005), "Microstructure And Properties Of AZ91D Alloy With Ca Additions", *Material Letters*, 671-675.
- [59] Ninomiyar R., Ojiro T., Kubota K., (1995), "Improved Heat Resistance Of Mg-Al Alloys By The Ca Addition", *Acta Metallurgica*, 669-674.
- [60] You B. S., Park W. W., Chung I. S., (2000), "The Effect Of Calcium Additions On The Oxidation Behavior In Magnesium Alloys", *Scripta Materialia*, 1089-1094.
- [61] Cao J., Weber T., Schaublin R., Löffler J. (2016), "Equilibrium Ternary Intermetallic Phase In The Mg–Zn–Ca System", *Journal of Materials Research*, 2147-2155.
- [62] Rao K. P., Suresh K., Dieringa H., Hort, N. (2017), "A Comparative Study On The Microstructure, Mechanical Properties And Hot Deformation Of Magnesium Alloys Containing Zinc, Calcium And Yttrium" Ed: Solanki K., Orlov D., Singh A., Neelameggham N. R., "Magnesium Technology 2017" Springer.
- [63] Tahreen N., Zhang D. F., Pan F. S., Jiang X. Q., Chen D. L., (2015), "Microstructure And Texture Evolution In A Yttrium-Containing ZM31 Alloy: Effect Of Pre- and Post-Deformation Annealing", *Journal Of Materials Science & Technology*, 1161.
- [64] Satoshi M., Sukeharu N., Atsushi H., Tushiaki H., Seiji M. (2010), "Microstructure Simulation For Solidification Of Magnesium–Zinc–Yttrium Alloy By Multi-Phase-Field Method Coupled With CALPHAD Database", *The Iron And Steel Institute Of Japan*, 1914-1919.
- [65] Singh M., Watanabe M., Kato A., Tsai A. P., (2005), "Twinning And The Orientation Relationships Of Icosahedral Phase With The Magnesium Matrix", *Acta Materialia*, 4733.
- [66] 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*, 129.
- [67] Yang W. P., Guo X. F., Song P. W., (2011), "Effects Of Si On Recrystallized

Microstructure And Mechanical Properties Of Mg-Al-Si Alloys Processed By Reciprocating Extrusion", Transactions Of Materials And Heat Treatment, 54-59.

- [68] 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, Cilt 354, 1564-1568.
- [69] Singh A., Watanabe M., Kato A., Tsai, A. P., (2005), "Crystallographic Orientations And Interfaces Of Icosahedralquasicrystalline Phase Growing on Cubic W Phase In Mg-Zn-Y Alloys", Materials Science and Engineering A, Cilt 397, 22-34.
- [70] Singh A., Somekawa H., Mukai T., (2010), "High Temperature Processing Of Mg-Zn-Y Alloys Containing Quasicrystal Phase For High Strength", Science And Engineering: A, 6647.
- [71] 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.
- [72] 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.
- [73] Bae D. H., Kim S. H., Kim D. H., Kim W. T., (2002), "Deformation Behavior Of Mg-Zn-Y Alloys Reinforced By Icosahedral Quasicrystalline Particles", Acta Materialia, 2343.
- [74] 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, 129.
- [75] Kawamura Y., Hayashi K., Inonue A., Masumoto T., (2010), "Microstructure And Mechanical Properties Of Mg-Zn-Y Rolled Sheet with a Mg₁₂ZnY Phase Mater" Materials Transactions, 1536.
- [76] Bohlen J., Kurz G., Yi S., Letzig D., (2012), "Rolling Of Magnesium Alloys", Ed: Bettles C., Barnett M., "Advances In Wrought Magnesium Alloys", Woodhead Publishing
- [77] Duygulu Ö., Üçüncüoğlu S., Oktay G., Temur D. S., Yucel O., Kaya A. A., (2009), "Development Of 1500MM Wide Wrought Magnesium Alloys By Twin Roll Casting Technique In Turkey", Ed:E. A. Nyberg, S. R. Agnew, N. R. Neelameggham, & M. O. Pekgülyüz, "Mahnesium Technology 2009", The Minerals, Metals & Materials Society.
- [78] Jeong H. T., Ha T. K. (2007), "Texture Development In a Warm Rolled

AZ31 Magnesium Alloy", Journal Of Materials Processing Technology, 229-561.

- [79] Chino T., Sassa K., Mabuchi M., (2009), "Texture and Stretch Formability Of a Rolled Mg-Zn Alloy Containing Dilute Content of Y", Materials Science And Engineering A, 394-400.
- [80] Jin L., Dong J., Wang R., Peng L. M., (2010), "Effects Of Hot Rolling Processing On Microstructures And Mechanical Properties Of Mg-3%Al-1%Zn Alloy Sheet", Materials Science And Engineering A, 1970-1974.
- [81] Hantzsche K., Kurz G., Bohlen J., Kainer K. U., Letzig D., (2007), "Magnesium Sheet Alloys For Structural Applications", Third International Conference on Light Metals Technology, Ottawa.
- [82] Kim, W. J., Yoo, S. J., Chen, Z. H., Jeong, H. T. (2009), "Grain Size And Texture Control Of Mg-3Al-1Zn Alloy Sheet Using A Combination Of Equal Channel Angular Rolling And High Speed Ratio Differential Speed Rolling Processes", Scripta Materialia, 897-900.
- [83] Essadiqi E., Galvani C., Amiad, J., Shen G., Spencer K., (2006), "Hot Rolling Of AZ31 Magnesium Alloy To Sheet Gauge", SAE Technical Paper, 2006-01-0295.
- [84] Bettles C., Barnett M., (2012), "Advances In Wrought Magnesium Alloys", Woodhead Publishing.
- [85] Huang X., Suzuki K., Chino Y., (2010), "Influences Of Initial Texture On Microstructure And Stretch Formability Of Mg-3Al-1Zn Alloy Sheet Obtained By A Combination Of High Temperature And Subsequent Warm Rolling", Scripta Materialia, 395-398.
- [86] Hantzsche K., Bohlen J., Wendt J., Kainer K. U., Yi S., Letzig D., (2010), "Effect Of Rare Earth Additions On Microstructure And Texture Development Of Magnesium Alloy Sheets", Scripta Materialia, 725-730.
- [87] Polmear I., (2006), "Light Alloys: From Traditional Alloys To Nanocrystals", Butterworth-Heinemann.
- [88] Stanford N., Barnett M. (2008), "The Origin Of Rare Earth Texture Development In Extruded Mg-Based Alloys And Its Effect On Tensile Ductility", Materials Science and Engineering: A, 399-408.
- [89] Agnew S., Horton J., Lillo T., Brown D., (2004), "Enhanced Ductility In Strongly Textured Magnesium Produced by Equal Channel Angular Processing", Scripta Materialia, 377-381.
- [90] Miller V. M., Berman T. D., Beyerlein I. J., Pollock T. M., (2016),

"Prediction of Magnesium Alloy Formability: The Role of Texture", Ed: Singh A., Solanki K., Michele V. M., Neelameggham R. N., "Magnesium Technology 2016", Springer.

- [91] Bohlen J., Nürnberg M. R., Senn J. W., Letzig D., (2007), "The Texture And Anisotropy Of Magnesium–Zinc–Rare Earth Alloy Sheets", *Acta Materialia*, 2101-2112.
- [92] Hollomon J. H., (1947), "The Mechanical Equation of State", *Transactions Of The Metallurgical Society Of AIME*, 535-545.
- [93] Hosford W. F., Caddell, R. M., (1983), "Metal Forming-Mechanics and Metallurgy", Englewood Cliffs.
- [94] Berman T. D., Donlon W., Decker R., Pollock T. M., Jones J. W., (2014), "Effect Of Microstructure On Deformation And Fracture Of Thixomolded And Thermomechanically Processed AZ61", Ed: Alderman M., Manuel M. V., Hort N., Neelameggham N. R., "Magnesium Technology 2014", Springer.
- [95] Li X., Jiao F., Al-Samman T., Chowdhury S. G., (2012), "Influence Of Second-Phase Precipitates On The Texture Evolution Of Mg–Al–Zn Alloys During Hot Deformation", *Scripta Materiala*, 159-162.
- [96] Hsu E., Carsley J. E., Verma R., (2008), "Development Of Forming Limit Diagrams Of Aluminium And Magnesium Sheet Alloys At Elevated Temperatures", *Journal Of Materials Engineering And Performance*, 288-296.
- [97] Chino Y., Huang X., Suzuki K., Saassa K., Mabuchi M. (2010), "Influence Of Zn Concentration On Stretch Formability At Room Temperature Of Mg-Zn-Ce Alloy", *Material Science And Engineering A*, 566-572.
- [98] Chino Y., Ueda T., Otomatsu Y., Sassa K., Huang X., Suzuki K., Mabuchi M., (2011), "Effects Of Ca On Tensile Properties And Stretch Formability At Room Temperature In Mg-Zn And Mg-Al Alloys", *Materials Transactions*, 1477-1482.
- [99] Park S. J., Jung C. H., Shin K. S., (2017), "Deformation Behaviors Of Twin Roll Cast Mg-Zn-X-Ca Alloys For Enhanced Room-Temperature Formability", *Material Science And Engineering A*, 329-339.
- [100] Chino Y., Kado M., Mabuchi M., (2008), "Enhancement Of Tensile Ductility And Stretch Formability Of Magnesium By Addition Of 0.2 Wt%(0.035 At%)Ce", *Material Science And Engineering A*, 343-349.
- [101] Suzuki K., Chino Y., Huang X., Yuasa M., Mabuchi M., (2013), "Enhancement Of Room Temperature Stretch Formability Of Mg-1.5 Mass%Mn Alloy By Texture Control", *Material Transactions*, 392-398.

- [102] 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*, 441-447.
- [103] Chino Y., Mabuchi M. (2009), "Enhanced Stretch Formability Of Mg–Al–Zn Alloy Sheets Rolled At High Temperature (723 K)", *Scripta Materialia*, 447-450
- [104] Huang X., Suzuki K., Chino Y., Mabuchi M., (2015), "Texture And Stretch Formability Of AZ61 And AM60 Magnesium Alloy Sheets Processed By High-Temperature Rolling", *Journal Of Alloys And Compounds*, 94-102.
- [105] Huang X., Suzuki K., Saito N. (2009), "Textures And Stretch Formability Of Mg–6Al–1Zn Magnesium Alloy Sheets Rolled At High Temperatures Up To 793 K", *Scripta Materialia*, 651-654.
- [106] Huang X., Suzuki K., Saito N., (2009), "Microstructure And Mechanical Properties Of AZ80 Magnesium Alloy Sheet Processed By Differential Speed Rolling", *Materials Science And Engineering A*, 226-233.
- [107] Huang X., Suzuki K., Chino Y., (2012), "Static Recrystallization And Mechanical Properties Of Mg–4Y–3RE Magnesium Alloy Sheet Processed By Differential Speed Rolling At 823 K", *Materials Science And Engineering A*, 281-287.
- [108] Wu D., Chen R. S., Han E. H., (2011), "Excellent Room-Temperature Ductility And Formability Of Rolled Mg–Gd–Zn Alloy Sheets", *Journal Of Alloys And Compounds*, 2856-2863.
- [109] Bian M., Huang X., Chino Y., (2020), "A Room Temperature Formable Magnesium–Silver–Calcium Sheet Alloy With High Ductility", *Materials Science And Engineering A*, 138923.
- [110] İnceayan T., Wusatowski Z., (1989), "Grundlagen Des Walzens", *Haddeleme Tekniğinin Esasları-I Türkiye Demir ve Çelik İşletmeleri Eğitim Yayınları*, 1-6.
- [111] Borbige W., Liang D. D., (2006), "Magnesium Alloy Sheet and Its Production" USA Patent No. US2006231173.
- [112] Grandfield J. F., (2012), "Direct Chill Casting Of Magnesium Extrusion Billet And Rolling Slab", Ed: Bettles C., Barnett M., "Advances In Wrought Magnesium Alloys", Woodhead Publishing.
- [113] Engl B., (2005), "A New Technology for Magnesium Sheet Production", *Light Metal Age*.

- [114] Schwerdtfeger K., (1998), "Benefits, Challenges And Limits In New Routes For Hot Strip Production", ISIJ International, 852-861.
- [115] Kofstad P., (1988), "High Temperature Corrosion", Elsevier Applied Science.
- [116] Birks N., Meier G. H., Pettit F. S., (2006), "Introduction To The High-Temperature Oxidation Of Metals", Cambridge University Press.
- [117] Khanna A. S., (2002), "High Temperature Oxidation and Corrosion", ASM International.
- [118] ASM International, (1990), "ASM Handbook, Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection", ASM International.
- [119] Jean P., (1999), "Grain Boundary Diffusion And Oxidation Processes", Solid State Ionics, Cilt 117, 7-11.
- [120] Pilling N. B., Bedworth R. E., (1923), "The Oxidation Of Metals At High Temperatures", Journal of The Institute Of Metals, 529-591.
- [121] Kim Y. M., Yim C. D., Kim S. H., You B. S. (2011), "Key Factor Influencing The Ignition Resistance Of Magnesium Alloys At Elevated Temperatures", Scripta Materiala, 958-961.
- [122] Czerwinski F., (2004), "The Early Stage Oxidation And Evaporation Of Mg–9%Al–1%Zn Alloy", Corrosion Science, 377-386.
- [123] Gulbransen E. A., (1946), "The Oxidation And Evaporation Of Magnesium At Temperatures From 400° to 500° C", Transactions of The Electrochemical Society, 589.
- [124] Czerwinski F., (2002), "The Oxidation Behaviour Of An AZ91D Magnesium Alloy At High Temperatures", Acta Materialia, 2639-2654.
- [125] Gesmundo F., Gleeson B., (1995), "Oxidation Of Multicomponent Two-Phase Alloys", Oxidation Of Metals, 44, 211-237.
- [126] White E. L., Ward J. J., (1966), "Ignition of Metals in Oxygen", Ohio: Defense Metals Information Center (DMIC) Report.
- [127] 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.
- [128] Czerwinski F., (2008), "Magnesium Injection Molding", Springer.
- [129] Czerwinski F., (2015), "The Reactive Element Effect On High-Temperature

Oxidation Of Magnesium", International Materials Reviews, 264-296.

- [130] Czerwinski F., (2012), "Oxidation Characteristics Of Magnesium Alloys", The Journal Of The Minerals, 1477-1483.
- [131] Czerwinski F., (2004), "Factors Affecting The Oxidation Nature Of Magnesium Alloys", The Journal Of The Minerals, 30-33.
- [132] Bobryshev B. L., Aleksandrova Y. P., (1988), "Ignition Of Magnesium And Its Alloys", Nonferrous Metals and Alloys, 219-222.
- [133] Czerwinski F., (2014), "Overcoming Barriers Of Magnesium Ignition And Flammability", Advanced Materials And Processes, 28-31.
- [134] Peide Z., Stott F. H., Procter R. P., Grant W. A., (1981), "The Early Stages Of Oxidation Of Ion-Implanted Nickel At High Temperature", Oxidation Of Metals, 409-426.
- [135] Shih T. S., Wang J. H., Chong K. Z., (2004), "Combustion Of Magnesium Alloys In Air", Materials Chemistry And Physics, 302-309.
- [136] Liu M., Shih D. S., Parish C., Atrens A., (2012), "The Ignition Temperature Of Mg Alloys WE43, AZ31 And AZ91", Corrosion Science, 139-142.
- [137] Prasad A., Shi Z., Atrens A., (2012), "Influence Of Al And Y On The Ignition And Flammability Of Mg Alloys", Corrosion Science, 153-163.
- [138] Prasad A., Shi Z., Atrens A., (2012), "Flammability Of Mg–X Binary Alloys", Advance Engineering Materials, 772-784.
- [139] Fan J. F., Cheng S. L., Xie H., Hao W. X., Wang M., Yang G. C., Zhou Y. H., (2005), "Surface Oxidation Behavior Of Mg-Y-Ce Alloys At High Temperature", Metalurgical And Materials Transactions A, 235-239.
- [140] Tekumualla S., Yang C., Seetharaman S., Wong W. L., Goh C. S., Shabadi R., Gupta M., (2016), "Enhancing Overall Static/Dynamic/Damping/Ignition Response Of Magnesium Through The Addition Of Lower Amounts (<2%) Of Yttrium", Journal Of Alloys And Compounds, 350-358.
- [141] Bruce G., (2010), "Magnesium Alloys In Aerospace Applications - Flammability Testing And Results", Ed: Agnew S. R., Neelameggham N. R., Nyberg E. A., Sillekens W. H., "Magnesium Technology 2010", Springer.
- [142] Choi B. H., You B. S., Park W. W., Huang Y. B., Park I. M., (2003), "Effect Of Ca Addition On The Oxidation Resistance Of AZ91 Magnesium Alloys At Elevated Temperatures", Metals And Materials International, 395-398.

- [143] Huang Y. B., Chung I. S., You B. S., Park W. W., Choi B. H., (2004), "Effect Of Be Addition On The Oxidation Behavior Of Mg–Ca Alloys at Elevated Temperature", *Metals And Materials International*, 7-11.
- [144] Foerster G., (1998), "A New Approach To Magnesium Die Casting", *Advanced Materials & Processes*, 79.
- [145] Zeng X., Wang Q. D., Lu Y. Z., Zhu Y. P., Ding W. J., Zhao Y. H., (2001), "Influence Of Beryllium And Rare Earth Additions On Ignition-Proof Magnesium Alloys", *Journal Of Materials Processing Technology*, 17-23.
- [146] Zeng X., Wang Q. D., Lu Y. Z., Dong W. J., Zhu Y. P., Zhai C. Q., Lu C., Xu X. P. (2001), "Behavior Of Surface Oxidation On Molten Mg–9Al–0.5Zn–0.3Be Alloy", *Materials Science And Engineering: A*, 154-161.
- [147] Pekgülyüz M. O., Villegas-Armenta L. A., Drew R. L., (2020), "XPS And Electron Microscopy Study Of Oxide-Scale Evolution On Ignition Resistant Mg-3Ca Alloy At Low And High Heating Rates", *Experimental Results*, 1-9.
- [148] Tekumualla S., Gupta M., (2017), "An Insight Into Ignition Factors And Mechanisms Of Magnesium Based Materials: A Review", *Material & Design*, 84-98.
- [149] Czerwinski F. (2014), "Controlling The Ignition And Flammability of Magnesium For Aerospace Applications", *Corrosion Science*, 1-16.
- [150] Atrens A., Song G. L., Liu M., Shi Z., Cao F., Dargusch M. S., (2015), "Review Of Recent Developments In The Field Of Magnesium Corrosion", *Advance Engineering Materials*, 400-453.

ÖZGEÇMİŞ

Halil DEMİRTAŞ 1996 yılında İstanbul’da doğdu. 2014 yılında başladığı Gebze Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü’nü 2019 yılında başarıyla tamamlayarak aynı yıl yüksek lisans eğitimine Gebze Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı’nda 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.

Demirtaş H., Tuna Ö., Aydın D. S., Duygulu Ö., Usta M., Jung Y., Yang W., Lim H. K., (2021), “Sivil Hava Araçları Uygulamaları için Mg-Zn-Y-Ca Levha Alaşımı Geliştirilmesi”, GTÜ 5. Lisansüstü Araştırmalar Sempozyumu, Kocaeli.