



**ZM21 MAGNEZYUM ALAŞIMININ HADDELEME
SONRASI MİKRO YAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Ümit ÖZDEMİR

**2020
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı
Doç. Dr. Erkan KOÇ**

**ZM21 MAGNEZYUM ALAŞIMININ HADDELEME SONRASI MİKRO
YAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Ümit ÖZDEMİR

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

**Tez Danışmanı
Doç. Dr. Erkan KOÇ**

**KARABÜK
Temmuz 2020**

Ümit ÖZDEMİR tarafından hazırlanan “ZM21 MAGNEZYUM ALAŞIMININ HADDELEME SONRASI MİKRO YAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Erkan KOÇ

.....

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 20/07/2020

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI (KBÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Erkan KOÇ (KBÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Serkan ISLAK (KÜ)

.....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ

.....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Ümit ÖZDEMİR

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

ZM21 MAGNEZYUM ALAŞIMININ HADDELEME SONRASI MİKRO YAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Ümit ÖZDEMİR

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Doç. Dr. Erkan KOÇ

Temmuz 2020, 115 sayfa

Bu çalışmada, indüksiyon ocağında ZM21 magnezyum alaşımının Y şeklindeki blok kalıba dökümü gerçekleştirilmiştir. Kalıbın soğuma hızına bağlı olarak uygun yerlerinden aynı mikroyapıya sahip plakalar kesilmiştir. Daha sonra 400°C’de 16 saat homojenizasyon tavi uygulanmıştır. 275°C, 325°C ve 375°C’ de farklı hadde oranlarında (%40, %60 ve %80) ve $\phi = 0.2$ ’lik sabit deformasyon derecesinde 4,7 m/d hadde hızında haddelenerek farklı kalınlıklardan (10mm, 6mm ve 3,3mm) 2mm kalınlığa indirgenmiştir. Haddeleme işlemi sonrası 2mm’lik levhaların yüzeylerine yüzey pürüzlülüğü testi ve penetrant testi uygulanmıştır. Mikroyapısal iyileşme ve tane boyutunun daha kolay hesaplanabilmesi için haddelenmiş levhalardan alınan numuneler 260°C’de 30 dk kısa tavlama tabi tutulduktan sonra optik mikroskop ve SEM incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Mekanik testler için Vicker’s sertlik yöntemi ve oda sıcaklığında çekme testi uygulanmıştır. Çekme testi sonrası kırık yüzeylerin morfolojisi SEM ile incelenmiştir. Sonuçlar incelendiğinde, işlem görmemiş

numuneye oranla homojenizasyon ve haddeleme sonrası sertlik değerlerinde artış gözlenmiştir. Hadde oranı artmasıyla yapı daha homojen bir görünüm kazanmıştır. En ince tane boyutu 13,03 μm ile 325°C’de %80 hadde oranında gözlenmiştir. Homojenleştirme sonucu tane boyutunun azalması ve Mg-Zn ikincil fazlarının yerini α -Mg fazına bırakmasıyla akma ve çekme dayanımı %21 ve %2,1 oranlarında artarken, uzama oranında ise %2,9 oranında düşüş gözlenmiştir. Homojenizasyon işlemi görmüş numuneler ve 275°C’de haddelenmiş numuneler sünek kırılma davranışı sergilerken, 325°C ve 375°C’de haddelenmiş numuneler hem ikincil faz oluşturabilecek elementlerin belirli bölgelerde yoğunlaşması hem de yüzeydeki oyukların da azalmasıyla gevrek kırılma davranışı sergilemişlerdir.

Anahtar Sözcükler : ZM21 magnezyum alaşımı, haddeleme, mekanik özellikler, mikro yapı.

Bilim Kodu : 91518

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

AN INVESTIGATION ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HOT ROLLED ZM21 MAGNESIUM ALLOY

Ümit ÖZDEMİR

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Metallurgical & Materials Engineering

Thesis Advisor:

Assoc. Prof. Dr. Erkan KOÇ

July 2020, 115 pages

In this study, ZM21 magnesium alloy were cast to the Y-form mold in induction furnace. Depending on the cooling rate of the mold, plates having the same microstructure were cut from their appropriate locations. After that, homogenisation annealing was applied at 400°C for 16 hours. Rolled at different rates (40%, 60% and 80%) at 275°C, 325°C and 375°C with a constant deformation of $\phi = 0.2$ at a rate of 4.7 m/min. (10mm, 6mm and 3,3mm) to 2mm thickness. Surface roughness test and penetrant test were applied to the surfaces of 2 mm plates after the rolling process. For microstructural improvement and easier calculation of grain size, samples taken from rolled plates were subjected to short annealing at 260°C for 30 minutes and optical microscope and SEM examinations were performed. Vicker's hardness method and tensile test at room temperature were applied for mechanical tests. After the tensile test, the morphology of the fracture surfaces was examined with SEM. When the results were examined, an increase in the hardness values after homogenization and

rolling compared to the as-cast sample was observed. It was observed that the structure gained a more homogeneous appearance with the increase of the rolling rate. The finest grain size was observed with a ratio of 13,03 μm and a rolling rate of 325 °C at 80%. After homogenization process, with the decrease of grain size and replacement of the Mg-Zn secondary phases to the α -Mg phase, yield and tensile strength were increased by %21 and %2,1, respectively while the elongation was decreased by %2,9. Samples with homogenization treatment and samples rolled at 275°C exhibit ductile fracture surfaces, while samples rolled at 325°C and 375°C exhibit brittle fracture behavior, both by condensing the elements that can form secondary phases in certain regions and by decreasing cavities at surface.

Key Word : ZM21 magnesium alloy, hot rolling, microstructure, mechanical properties, microstructure.

Science Code : 91518

TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalıőmamı bilimsel temeller ışığında őekillendiren sayın hocam Doç. Dr. Erkan KOÇ'a sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmaların gerçekleşmesinde ve deney sonuçlarının yorumlanmasında yardımlarını esirgemeyen değerleri hocalarım Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI, Doç. Dr. Yunus TÜREN, Dr. Öğr. Üyesi Hüseyin ZENGİN, Dr. Öğr. Üyesi İsmail Hakkı KARA ve Yüksek Mühendis Yasin SUBAŐI' na katkılarından dolayı teşekkür ederim.

Çalıőmamın her aşamasında yardımlarını ve bilgilerini esirgemeyen tüm arkadaşlarıma teşekkür ederim.

Eğitim hayatım boyunca maddi ve manevi olarak bana sürekli destek olan anneme, babama ve ablalarıma tüm kalbimle teşekkür ederim.

Ayrıca, bu çalıőmayı FYL-2019-2019 proje numarası ile destekleyen Karabük Üniversitesi Bilimsel Araőtırmalar Projeleri (BAP) Koordinatörlüğü' ne teőekkürlerimi sunarım

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvi
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
1.1. MAGNEZYUM TARİHİ	3
1.2. MAGNEZYUM KULLANIM ALANLARI	3
1.3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ SINIFLANDIRILMASI	6
1.4. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ	7
BÖLÜM 2	10
LİTERATÜR ÇALIŞMASI	10
2.1. MAGNEZYUM KRİSTAL KAFES YAPISI	13
2.2. MAGNEZYUMUN DEFORMASYON YAPISI VE KIRILMA BİÇİMİ ...	13
2.2.1. Kayma	13
2.2.2. İkizlenme	16
2.2.3. Kırılma	18
2.2.4. Magnezyumun Haddelenme Dokusu	20
2.3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARINDA YENİDEN KRİSTALLEŞME	21
2.3.1. Dinamik Yeniden Kristalleşme	22
2.4. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİK ÜZERİNE ETKİSİ	27

	<u>Sayfa</u>
2.4.1. Tane Küçültme	27
2.4.2. Doku Zayıflığı	28
2.4.2.1. Magnezyum Alaşımalarında Doku Zayıflatmanın Mekanizması	28
2.4.2.2. Alaşım Elementinin Mg Levha Alaşımları Dokusu Üzerine Etkisi	29
2.5. MAGNEZYUM LEVHA ALAŞIMLARI	29
2.5.1. Mg-Zn Bazlı Alaşımlar.....	30
2.5.2. Mg-Mn Bazlı Alaşımlar.....	30
2.6. MAGNEZYUM LEVHA ÜRETİMİ	30
2.6.1. Geleneksel Magnezyum Levha Üretimi	30
2.6.2. İkiz Rulo Dökümü (TRC).....	31
2.7. MAGNEZYUM ALAŞIMI DÖKÜMÜ	32
2.8. Mg-Zn-Mn FAZ DİYAGRAMLARI	34
BÖLÜM 3	38
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	38
3.1. ZM21 MAGNEZYUM LEVHA ÜRETİMİ	38
3.1.1. ZM21 Magnezyum Alaşımı Dökümü.....	38
3.1.2. ZM21 Magnezyum Alaşımının Homojenizasyonu	40
3.1.3. Yüzey İşleme	41
3.1.4. ZM21 Magnezyum Alaşımı Haddelenmesi.....	44
3.2. HADDELENMİŞ NUMUNELERE YÜZEY PÜRÜZLÜLÜĞÜ TESTİ.....	45
3.3. PENETRANT TESTİ.....	46
3.4. NUMUNELERİN MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU	48
3.4.1. XRF Analizi.....	48
3.4.2. XRD Analizi	48
3.4.3. Haddelenme Sonrası Kısa Tavlama.....	49
3.4.4. Mikro Yapı	49
3.5. MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU	51
3.5.1. Çekme Numunesinin Hazırlanması	51
3.5.2. Çekme Testi	53
3.5.3. Vickers Mikro Sertlik Testi	53

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 4	55
DENEYSEL SONUÇLAR	55
4.1. ZM21 MAGNEZYUM ALAŞIMI DÖKÜM SONUCU	55
4.2. XRD SONUÇLARI.....	56
4.3. ZM21 MAGNEZYUM ALAŞIMI HADDELENMESİNİN İNCELENMESİ	57
4.4. YÜZEY PÜRÜZLÜLÜĞÜ TESTİ	58
4.5. PENETRANT TESTİ SONUCU	62
4.6. MİKRO YAPI SONUÇLARI	64
4.6.1. Tane Boyutu Hesabı	64
4.6.2. Optik Mikro Yapı Sonuçları	66
4.6.3. SEM Mikroyapı ve EDX Analizi Sonuçları	73
4.6.3.1. EDX Harita Analizi Sonuçları	73
4.6.3.2. SEM Mikroyapı ve EDX Nokta Analizi Sonuçları	79
4.7. MEKANİK TEST SONUÇLARI.....	89
4.7.1. Vickers Mikro Sertlik Testi Sonuçları.....	89
4.7.2. Çekme Testi Sonuçları.....	91
4.7.3. Kırık Yüzey Sonuçları	93
BÖLÜM 5	104
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	104
KAYNAKLAR	106
ÖZGEÇMİŞ	115

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 1.1.	Magnezyumun kullanım alanları	5
Şekil 1.2.	Magnezyum alaşımlarında örnek isimlendirme (kodlama).	7
Şekil 1.3.	Magnezyum bileşenlerinin performansını arttırmak için alaşım geliştirme prosesi	9
Şekil 2.1.	Saf magnezyumun kristal kafes yapısı.....	13
Şekil 2.2.	Bir Burgers vektörü ile bazal, prizmatik ve piramidal kayma sistemleri ve c + a Burgers vektörü ile dört olası piramidal kayma	14
Şekil 2.3.	Deformasyon sıcaklığının kritik kesme gerilimi bileşeni üzerindeki etkisi	15
Şekil 2.4.	{1012} ikizlenme şeması. Magnezyum birim hücrelerinde gösterilen $\langle a \rangle$ veya $\langle 1210 \rangle$ eksenine bakıldığında, kesme düzlemi sayfaya paraleldir. Burada resimlendirilmiş “kenarda” olan prizmatik ve taban düzlemlerin izleri ve ikizleme sırasında bazal düzlemin döndüğü açı ω , ikizleme kaymasını tanımlayan s , yönün yer değiştirmesidir	17
Şekil 2.5.	Kırık morfolojilerinin şematik sınıflandırılması.....	18
Şekil 2.6.	Saf magnezyum için kırılma mekanizması haritası	19
Şekil 2.7.	(0002) Laboratuvarında haddelenmiş ZM21 plakalarının kutup figürleri, eş yükselti eğrileri = 0.5, 1, 1.5, 2, 3, 5, 7. (a) 300 °C. (b) 450 °C	21
Şekil 2.8.	Ekstrüzyon sırasında mikroyapı gelişiminin şematik gösterimi ve döküm ve ekstrüzyon sonrası Mg-8Al-2Zn-6Sn alaşımının mikroyapıları	22
Şekil 2.9.	ZK60 alaşımında tane sınır çekirdeklenmesi mekanizmalarının şematik olarak gösterimi. a) 150 °C’ de, b) 200-250 °C’ de, c) 250-450 °C’ de ve d) 375 °C’ de haddelenmiş AZ31 alaşımının EBSD haritası.....	24
Şekil 2.10.	AZ31 magnezyum alaşımında ikizlenme çekirdeklenmesi. a) SEM ve b)optik mikroyapı görüntüleri.....	25
Şekil 2.11.	Partikül tesirli çekirdeklenme mekanizması.a)şematik olarak gösterimi ve b)bir Mg alaşımında partikül çevresinde oluşan çekirdeklenme.....	26
Şekil 2.12.	TRC kontrol parametreleri şematik gösterimi	32
Şekil 2.13.	Pota etrafında direnç telli pota ocağı	33
Şekil 2.14.	Fanlı hava soğutmalı kapalı devre soğutma sistemi şeması.	33
Şekil 2.15.	Mg-Zn ikili faz diyagramı.....	35
Şekil 2.16.	Mg-Mn ikili faz diyagramı	36

Şekil 2.17.	Mg-Zn-Mn tahmini üçlü faz denge diyagramı	37
Şekil 3.1.	İndüksiyon ocağı şeması.....	38
Şekil 3.2.	Döküm ocağı ve kullanılan gaz tüpleri (CO ₂ +%0.8 SF ₆ , Argon).....	39
Şekil 3.3.	Y şeklinde kalıp ve dökülmüş ZM21 magnezyum alaşımı.....	40
Şekil 3.4.	Homojenizasyon işlemi için potanın fırına konulmadan önceki son haline ait görüntü.	41
Şekil 3.5.	Y bloktan parça çıkarım şeması.....	41
Şekil 3.6.	Frezeleme işlemine ait görüntü.....	43
Şekil 3.7.	Hadde öncesi yüzey işlemesi tamamlanmış plakalar.....	43
Şekil 3.8.	Laboratuvar tipi hadde makinası.....	44
Şekil 3.9.	Mitutoyo SJ-410 model yüzey pürüzlülük ölçme cihazı ve ölçüm anına ait görüntü.	46
Şekil 3.10.	MAGNAFLUX marka SKC-S Cleaner, SKL-SP2 Penetrant ve SKD-S2 Developer.....	47
Şekil 3.11.	Ön temizlik sonrası penetrant uygulanmış parçalar.....	48
Şekil 3.12.	MAGMATHERM marka ve MT 1205-B2 model ısıtma işlem fırını.	49
Şekil 3.13.	metkon FORCIPOL 2V zımpara ve parlatma cihazı.....	50
Şekil 3.14.	Nikon Epiphot marka optik mikroskop.	51
Şekil 3.15.	Tel erozyon cihazı.....	52
Şekil 3.16.	Lama çekme testi numunesi ebatları.....	52
Şekil 3.17.	Hazırlanmış çekme testi numuneleri örneği.	53
Şekil 3.18.	Shimadzu HMV Micro Hardness Tester cihazı.....	54
Şekil 3.19.	Ölçüm sırasında elmas ucun bıraktığı iz.	54
Şekil 4.1.	İşlem görmemiş numunenin XRD sonuçları.	56
Şekil 4.2.	Faklı sıcaklık ve hadde oranında haddelenmiş numuneler.	57
Şekil 4.3.	Hadde sonrası numunelerde ki boyutsal değişime örnek resim.....	58
Şekil 4.4.	Hadde yönünde ölçülen yüzey pürüzlülüğü testi sonuçlarına ait grafik.	60
Şekil 4.5.	Hadde yönüne dik olarak ölçülen yüzey pürüzlülüğü testi sonuçlarına ait grafik.....	61
Şekil 4.6.	Tahmini ortalama tane boyutlarına ait grafik.	65
Şekil 4.7.	İşlem görmemiş numunede gözükten küresel koyu noktalar ve nokta-çubuk şeklindeki yapılar.	66
Şekil 4.8.	325°C %60 hadde oranında oluşmuş kayma bandının görünümü.....	68
Şekil 4.9.	İşlem görmemiş numune ve homoejenizasyon numunelerinin 100X, 200X ve 500X'te optik mikroskop görüntüleri.....	69

Şekil 4.10.	275°C’de haddelenmiş numunelerinin 200X ve 500X’te optik mikroskop görüntüleri.....	70
Şekil 4.11.	325°C’de haddelenmiş numunelerinin 200X ve 500X’te optik mikroskop görüntüleri.....	71
Şekil 4.12.	375°C’de haddelenmiş numunelerinin 200X ve 500X’te optik mikroskop görüntüleri.....	72
Şekil 4.13.	ZM21 magnezyum alaşımının işlem görmemiş hali EDX elementel harita analizi.....	74
Şekil 4.14.	Homojenizasyon işlemi sonrası ZM21 magnezyum alaşımının EDX elementel harita analizi.	75
Şekil 4.15.	275°C ‘de %80 haddelenmiş ZM21 magnezyum alaşımının EDX elementel harita analizi.	76
Şekil 4.16.	325°C ‘de %80 haddelenmiş ZM21 magnezyum alaşımının EDX elementel harita analizi.	77
Şekil 4.17.	375°C ‘de %80 haddelenmiş ZM21 magnezyum alaşımının EDX elementel harita analizi.	78
Şekil 4.18.	İşlem görmemiş ve homojenizasyon işlemi görmüş numunelerin SEM mikroyapı görüntüleri.	80
Şekil 4.19.	Farklı sıcaklık ve hadde oranlarında haddelenmiş numunelerin SEM mikroyapı görüntüleri.	81
Şekil 4.20.	Vickers sertlik değerleri.....	90
Şekil 4.21.	Çekme testi sonuçları grafiği.	92
Şekil 4.22.	Oluşan portakal kabuğu görünümü.	94
Şekil 4.23.	İşlem görmemiş ve homojenizasyon işlemi görmüş numunelerin SEM kırık yüzey görüntüleri.....	98
Şekil 4.24.	Farklı sıcaklık ve hadde oranlarında haddelenmiş numunelerin SEM kırık yüzey görüntüleri.....	99

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 1.1. Magnezyum ile diğer metallerin fiziksel kıyaslaması	1
Çizelge 1.2. Magnezyum alaşımları uygulamalarının karakteristik profili	2
Çizelge 1.3. Dünya magnezyum birincil üretim ve rezervleri	5
Çizelge 1.4. Magnezyum alaşımları serileri ve alaşım elementleri.	6
Çizelge 1.5. Birincil alaşım elementleri ve magnezyum üzerindeki etkileri	7
Çizelge 2.1. HCP kristal yapısındaki bağımsız deformasyon modları	14
Çizelge 2.2. {1012} ve {1011} ikizlenme modlarının ve ilgili arabirim dislokasyonunun açıklaması	17
Çizelge 2.3. Mg-Zn oluşan ikili faz özellikleri	35
Çizelge 2.4. Mg-Mn ikili faz diyagramı	36
Çizelge 3.1. Y bloktan parça hazırlanma çizelgesi.	42
Çizelge 3.2. Hadde açıklıkları çizelgesi.....	45
Çizelge 4.1. Dökülen ZM21 magnezyum alaşımı % kimyasal kompozisyonu.	55
Çizelge 4.2. Literatürde belirtilen ZM21 kimyasal bileşimi	55
Çizelge 4.3. Farklı sıcaklıklarda ve farklı hadde oranlarında haddelenmiş numunelerin yüzey pürüzlülüğü testi sonuçları.	59
Çizelge 4.4. Penetrant muayenesi sonucu tespit edilen hatalar ve görüntüleri.	62
Çizelge 4.5. Tahmini ortalama tane boyutu sonuçları.	65
Çizelge 4.6. EDX görüntüleri ve EDX nokta analizi sonuçları.	86
Çizelge 4.7. Vickers sertlik değeri sonuçları.	89
Çizelge 4.8. Çekme testi sonuçları.....	91
Çizelge 4.9. Kırık yüzeylerin EDX görüntüsü ve EDX nokta analizi sonuçları.....	95

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Mg	: Magnezyum
Zn	: Çinko
Al	: Alüminyum
Fe	: Demir
Ca	: Kalsiyum
Cu	: Bakır
Mn	: Mangan
Ni	: Nikel
Si	: Silisyum
Sn	: Kalay
Zr	: Zirkonyum
Li	: Lityum
RE	: Toprak alkali elementler
Ar	: Argon
SF ₆	:Sülfür hexaflorür
HB	: Birinell sertlik değeri
°C	: Santigrat derece
mm	: milimetre
dk	: dakika
gr	: gram
cm ³	: santimetreküp
kJ	: kilojoule
kg	: kilogram
N	: Newton
mm ²	: milimetrekare
nm	: nanometre

μm	: mikrometre
rpm	: bir dakikadaki devir sayısı
μ	: mikron
ml	: Mililitre
MPa	: Megapaskal
Ra	: Aritmetik Ortalama Pürüzlülük
Rq	: Kuadratik Ortalama Pürüzlülük
Rz	: Maksimum Pürüzlülük Derinliği

KISALTMALAR

TMP	: Thermo Mechanical Process (Termo Mekanik İşlem)
CRSS	: Critical Resolved Shear Stress (Kritik Kesme Gerilimi Bileşeni)
HSP	: Hekzagonal Sıkı Paket
BIF	: Brittle Intergranular Fracture (Gevrek Tanelerarası Kırılma)
T _m	: Melting Temperature (Ergime sıcaklığı)
DYK	: Dinamik yeniden kristalleşme
EBSD	: Electron Back Scattered Diffraction (Elektron Geri Saçınım Difraksiyonu)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
ECAE	: Equal Channel Angular Extrusion (Eşit Kanal Açısız Ekstrüzyonu)
PSN	: Particle Stimulated Nucleation (Partikül Uyarımlı Çekirdeklenme)
EDX	: Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy (Enerji Yayımlı X-Işını Analizi)
ASTM	: American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme Topluluğu)
XRD	: X-Ray Diffraction (X-Işını Difraktometresi)
XRF	: X-Ray Fluorescence (X-Işını Flüoresans)
AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
TRC	: Twin Roll Casting (İkiz Rulo Dökümü)
OM	: Optik Mikroskop

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Gelişen teknolojiyle beraber insanoğlunun gereksinimleri artmış ve cevap vermekte bir o kadar zorlaşmıştır. Bu nedenle havacılık ve uzay sanayisinden otomotiv sanayisine, savunma sanayisinden elektronik ve haberleşmeye, yapısal malzeme teknolojisinden nano malzemelere, medikal malzemelerden biyo malzemelere kadar oldukça geniş bir kapsamda ihtiyaç duyulan malzemelerin üretilmesi ve geliştirilmesi amacıyla bilim insanları ve araştırmacılar tarafından oldukça titiz çalışmalar yürütülmektedir. Bütün bu çalışmalar malzemelerin yüzey özelliklerinin geliştirilmesi, korozif ve mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi, kullanım alanı ve amacına göre mikro yapılarının düzenlenmesi temeline dayanmaktadır. Bu çerçevede malzemelere yeni alaşım elementlerinin eklenmesi ve yeni alaşımlar üretme, kompozit malzeme üretme, yüzey özelliklerini geliştirici kaplamalar yapma, ısıtma işlem ve plastik şekil vermeyle mikro yapı düzenlenmesi işlemleri uygulanmakta olup, bunlar içerisinde en yaygın ve yapımı kolay olan ısıtma işlem ve plastik şekil vermeyle mikro yapı düzenlenmesi olmuştur.

Magnezyum (Mg), çağımızın en revaçta olan metalik malzemelerindendir. Sahip olduğu 1.74 gr/cm³ yoğunlukla, Çizelge 1.1'den de anlaşılacağı gibi alüminyumdan % 36, çelikten % 78 daha hafif bir metaldir.

Çizelge 1.1. Magnezyum ile diğer metallerin fiziksel kıyaslaması [1].

Metal Adı	Yoğunluk	Erime Noktası	Kaynama Noktası	Ergime Gizil Isısı	Isıl Genleşme Katsayısı	Akma Gerilmesi	Uzama	Sertlik
	gr/cm ³	°C	°C	kJ/kg	x10 ⁻⁶	N/mm ²	%	HB
Mg	1,74	650	1110	368,640	25,5	98	5	30
Al	2,74	660	2486	398,108	23,9	88	45	23
Fe	7,86	1535	2754	272,213	11,7	265	45	67

Dayanım özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla hegzagonal sıkı paket yapısına sahip olan ve tane çapının düşük olması nedeniyle birçok elementi yapısında katı halde çözebilen magnezyuma çeşitli katkılandırmalar yapılabilmektedir. Yapısal malzeme olarak kullanıldığı durumlarda Al, Ca, Cu, Fe, Mn, Ni, Si, Sn, Zr ve Zn elementlerinden bir veya bir kaç katkılandırılarak yüksek dayanım/ağırlık oranları elde edilebilmektedir [2,3]. Mg ve alaşımları ortaya koydukları özellikler nedeniyle birçok avantaj ve dezavantaja sahip durumdadır (Çizelge 1.2).

Çizelge 1.2. Magnezyum alaşımları uygulamalarının karakteristik profili [4].

Avantajları	Dezavantajları
<ul style="list-style-type: none"> ➤ Tüm yapı metalleri içerisinde en düşük yoğunluğa sahip olması ➤ Yüksek özgül direnç ➤ İyi dökülebilirlik kabiliyeti ve basınçlı döküme uygunluğu ➤ Yüksek kesme hızlarında kolay işlenebilmesi ➤ Doğada yüksek oranda bulunması ➤ Soygazlar altında iyi kaynak edilebilirliği ➤ Son derece gelişmiş korozyon direnci ➤ Plastiklere kıyasla; <ul style="list-style-type: none"> • Daha iyi mekanik özelliklere sahip olması • Yaşlanma direnci • Daha iyi elektriksel ve termal iletkenlik • Geri dönüştürülebilirliği 	<ul style="list-style-type: none"> ➤ Geliştirilen alaşımların yetersiz olması ➤ Oda sıcaklığında düşük süneklik ve tokluğa sahip olması ➤ Yüksek sıcaklık özelliklerinin (ısıl direnç ve sürünme direnci) sınırlı olması ➤ Kimyasal reaksiyon girme yatkınlığının yüksek olması ➤ Yüksek çekme oranı ➤ Ayrıntılı geri dönüşüm konseptlerinin olmaması ➤ Tutuşma ve korozyon davranışı hakkındaki bilgi eksikliği ➤ Üretici sayısındaki sınırlılık ve fiyatlardaki kararsız durum

Bu kısım giriş kısmı olmaktadır ve genel itibariyle Mg elementi ve alaşımlarına değinilmiştir. Bu çalışma beş ana bölümden oluşmaktadır. Birinci bölümde magnezyum elementi ve alaşımlarının; tarihi, üretimi, kullanım alanları, vb. konular, ikinci bölümde; literatür çalışması, üçüncü bölümde; deneysel çalışma ve metod, dördüncü bölümde; deneysel sonuçlar ve tartışma, beşinci son bölümde ise sonuçlar kısmı yer almaktadır.

Bu çalışmada ZM21 magnezyum alaşımı dökülerek, farklı sıcaklık ve hadde yüzdelerindeki değişimin uygulanmasıyla yapısal gelişim ve mekanik özellikleri üzerinde etkisi incelenecektir.

1.1. MAGNEZYUM TARİHİ

Magnezyum adı başlangıçta Magnesia (Μαγνησία, Thessaly (Yunanistan) bir vilayetten geliyor, Efes yakınındaki Magnesia da Maeandrum'dan (Roma döneminden sonra terk edilmiş) ve ayrıca Smyrna (bugünlerde Manisa) yakınlarındaki Magnesia da Sipylum'dan) Küçük Asya'daki antik şehirlerdir [5].

Magnezyum grimsi beyaz bir metaldir ve magnezyumun tarihsel keşif süreci aşağıdaki gibidir:

- Mg, element olarak 1755 yılında İskoç kimyager Joseph Black tarafından Edinburgh'ta keşfedildi [6].
- 1789 yılında İngiliz kimyager Thomas Henry, Mg silikat bileşiği olan lületaşını keşfetti [6].
- 1792 yılında Anton Rupprecht tarafından magnezyumun kömürle ısıtılması sonucu metalik magnezyumun saf olmayan formu elde edildi [6].
- 1808 yılında Sir Humpry Davy, magnezyumu saf olarak izole etti. Davy, bu yeni keşfi için "magnezyum" adını kullandı [6].
- Magnezyumun metal formu 1833 yılında Michael Faraday tarafından erimiş susuz Mg kloridin elektrolizi yöntemi ile elde edildi [6].
- İlk ticari Mg 1852 yılında Almanya Hemelingen'deki bir alüminyum fabrikasında kullanıldı [6].
- 1896'da daha da geliştirilen ticari magnezyum üretimi, 1916 yılına kadar sadece bu fabrikada yapıldı [6].

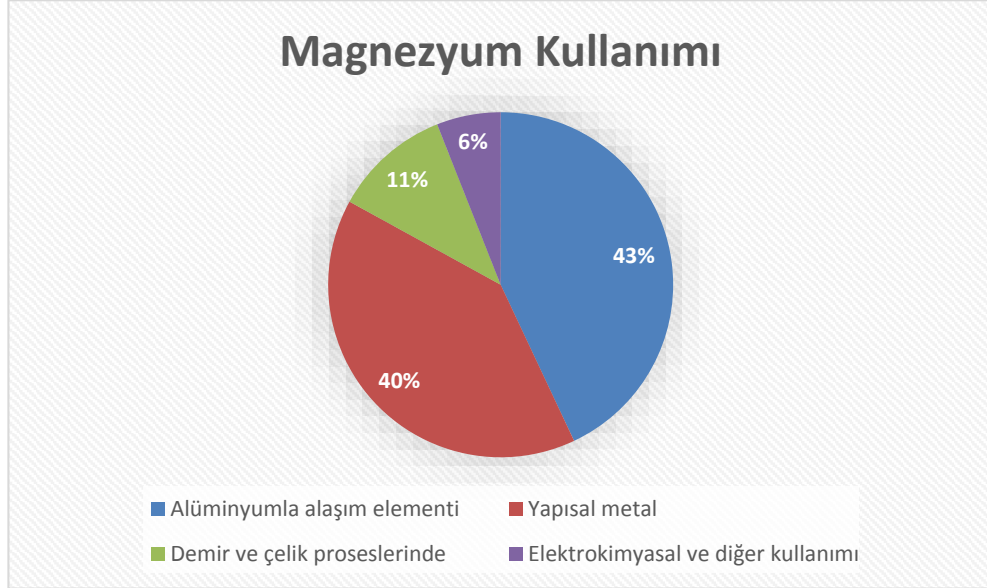
1.2. MAGNEZYUM KULLANIM ALANLARI

Atom numarası 12 olan bu element periyodik tabloda 2A grubunda yer alan toprak alkali metallere aittir. Mg, dünya yüzeyinde ki altıncı en bol metal ve sekizinci en bol element (bileşiminin yaklaşık % 2.5'i kadardır). Ayrıca geri dönüştürülebilir [7]. Ana magnezyum cevherleri manyezit $[MgCO_3]$, dolomit $[MgCO_3.CaCO_3]$, bişofit $[MgCl_2.6H_2O]$, kanalit $[MgCl_2.KCl.6H_2O]$, yılantaşı $[3MgO.2SiO_2.2H_2O]$, olivin $[(Mg,Fe)_2SiO_4]$ ve deniz suyu $[Mg^{2+}(aq)]$. Mg; deniz suyu, okyanuslar ve Mg içeren minerallerden üretilmektedir [8,10].

Magnezyum alaşımlarının başlıca kullanım alanları şunlardır:

- Alüminyumda alaşım elementi: Magnezyum alüminyumda bir alaşım elementi olarak kullanılmaktadır. Alüminyum, magnezyum için toplam talebin % 40-45'ini temsil eder. Magnezyum alüminyuma oranla az miktarda eklenmesi mukavemetini ve korozyon direncini artırır. Birçok alüminyum alaşımında biraz magnezyum bulunur [7,9].
- Yapısal metal: elektronik el aletleri; taşınabilir cihazlar, dizüstü bilgisayarlar, cep telefonları gibi, spor ekipmanları; tenis raketleri, bisiklet çerçeveleri, okçuluk yay kolları gibi, ev eşyaları; dikiş makineleri, testereler gibi ve gözlüklerde kullanılır [4,7,8,12,17-18]. Ayrıca, magnezyum alaşımları çoğunlukla otomotiv gibi taşımacılık endüstrisi için direksiyon ve direksiyon kolunu parçası, iç kapı çerçeveleri, koltuk parçaları, gösterge panelleri, fren / debriyaj pedalı mesnedleri, radyo çerçeveleri ve bazı güç aktarma uygulamaları, tekerlekler gibi iç ve dış parçalar olarak kullanılmaktadır [7,13,14-16]. Dahası, magnezyum alaşımları tarihsel olarak savunma endüstrisinde füzeler, uçaklar, barınaklar, köşebentler ve tekerlekler olarak kullanılmıştır [7].
- Demir ve çelik proseslerinde: Magnezyum demir ve çeliğin kükürtten arındırılmasında da kullanılır. Magnezyum metali, sülfür için yüksek bir afiniteye sahip olduğundan erimiş demir veya çelik içine enjekte edildiğinde sülfür içeriğini azaltacaktır. Magnezyum, aynı zamanda, nodüler dökme demir üretiminde de önemli bir unsurdur [7,9].
- Elektrokimyasal kullanım: Magnezyum anotlar, yer altı boru hatları, depolama tankları ve ev tipi su ısıtıcıları gibi koroziv ortamlarda çelik ve diğer metallerin korozyonunu en aza indirmek için kullanılır. Magnezyum berilyum, titanyum, zirkonyum, hafniyum ve uranyum üretiminde indirgeyici bir madde olarak kullanılır. Magnezyum ayrıca kuru hücre ve yedek hücre pillerinde de kullanılmaktadır [7,9].

- Diğerleri: Diğer uygulama alanları fotoğrafçılık için flaşlarda pirotekniktir, işaret ve aydınlatma mühimmatları, yüksek enerji yakıtları, yangın cihazları; ve kompleks organik ve organometalik bileşiklerin üretimi için kimyasal uygulamalar, magnezyum alkileri ve arilleri [7].



Şekil 1.1. Magnezyumun kullanım alanları [10].

Çizelge 1.3. Dünya magnezyum birincil üretim ve rezervleri [11].

Ülke	Birincil üretim (2016 - 2017)		Rezervler
	2016	2017	
Amerika Birleşik Devletleri	Bilgi yok	Bilgi yok	Magnezyum metali deniz suyu, doğal tuzlu su, dolomit, yılan taşı ve diğer minerallerden elde edilir. Bu metal için rezervler mevcut ve gelecekteki ihtiyaçların karşılanması için yeterlidir.
Brezilya	16	16	
Kanada	-	<1/2	
Çin	871	930	
İran	2	5	
İsrail	23	24	
Kazakistan	10	10	
Kore Cumhuriyeti	10	10	
Rusya	58	60	
Türkiye	5	15	
Ukrayna	5	8	
Dünya toplamı (yuvarlatılmış) (ABD üretimi hariç)	1000	1100	

Çizelge 1.3.'ten de anlaşılacağı gibi dünyada magnezyuma olan ilgi her geçen yıl artmaktadır. Ülkemizde bu pazara katkı sağlayarak 3 katı bir büyüme göstermiştir.

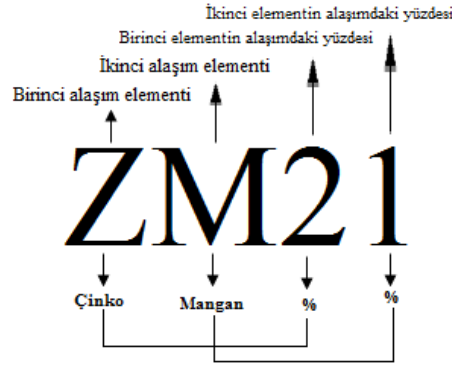
1.3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ SINIFLANDIRILMASI

Magnezyum alaşımlarının isimlendirilmesi; uluslar arası standartlarca ve ticari olarak üreten-kullanan firmalarca kabul görmüş bir biçimde yapılmaktadır. Bu isimlendirme; magnezyum alaşımları bünyesindeki en yüksek oranda sahip olduğu ilk iki elementin ilk harfleri ve kendi içeriğinde sahip oldukları yüzdelik oranlarına göre adlandırılırlar. Bu isimlendirme (kodlama) Çizelge 1.4.' te gösterilmiştir.

Çizelge 1.4. Magnezyum alaşımları serileri ve alaşım elementleri.

İsmlendirme (kodlama)	Alaşım elementleri	Örnek
AE Serisi	Magnezyum, alüminyum ve nadir toprak alaşımları	AE42
AJ Serisi	Magnezyum, alüminyum ve stronsiyum alaşımları	AJ52
AM Serisi	Magnezyum, alüminyum ve mangan alaşımları	AM100A
AS Serisi	Magnezyum, alüminyum ve silisyum alaşımları	AS31
AZ Serisi	Magnezyum, alüminyum ve çinko alaşımları	AZ31
EQ Serisi	Magnezyum, nadir toprak gümüş ve bakır alaşımları	EQ22A
EZ Serisi	Magnezyum, nadir toprak ve çinko alaşımları	EZ33A
HM Serisi	Magnezyum, toryum ve mangan alaşımları	HM21A
HK Serisi	Magnezyum, toryum ve zirkonyum alaşımları	HK31A
HZ Serisi	Magnezyum, toryum ve zirkonyum alaşımları	HZ32A
QE Serisi	Magnezyum, gümüş ve nadir toprak alaşımları	QE22A
QH Serisi	Magnezyum, gümüş ve toryum alaşımları	QH21
WE Serisi	Magnezyum, itriyum ve nadir toprak alaşımları	WE54
ZC Serisi	Magnezyum, çinko ve bakır alaşımları	ZC71
ZM Serisi	Magnezyum, çinko ve mangan alaşımları	ZM21
ZT Serisi	Magnezyum, çinko ve toryum alaşımları	ZT32
ZK Serisi	Magnezyum, çinko ve zirkonyum alaşımları	ZK11

Şekil 1.2.'de magnezyum alaşımlarının kodlaması açık bir şekilde gösterilmiştir. Bu kodlama yöntemine göre, magnezyum alaşımının nominal olarak %2 çinko ve %1 mangan içerdiği anlaşılmaktadır.



Şekil 1.2. Magnezyum alaşımlarında örnek isimlendirme (kodlama).

1.4. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİ

Magnezyum alaşımlarında kullanım yeri ve üretim şekline göre birincil alaşım elementleri eklenmektedir. Magnezyum alaşımlarına birincil alaşım elementlerinin etkileri Çizelge 1.5.'de gösterilmiştir. Bu çalışmada ZM21 magnezyum alaşımı incelenmiş olup, ilave edilen birincil alaşım elementlerinin etkisi tasdik edilmiştir.

Çizelge 1.5. Birincil alaşım elementleri ve magnezyum üzerindeki etkileri [2,19-23].

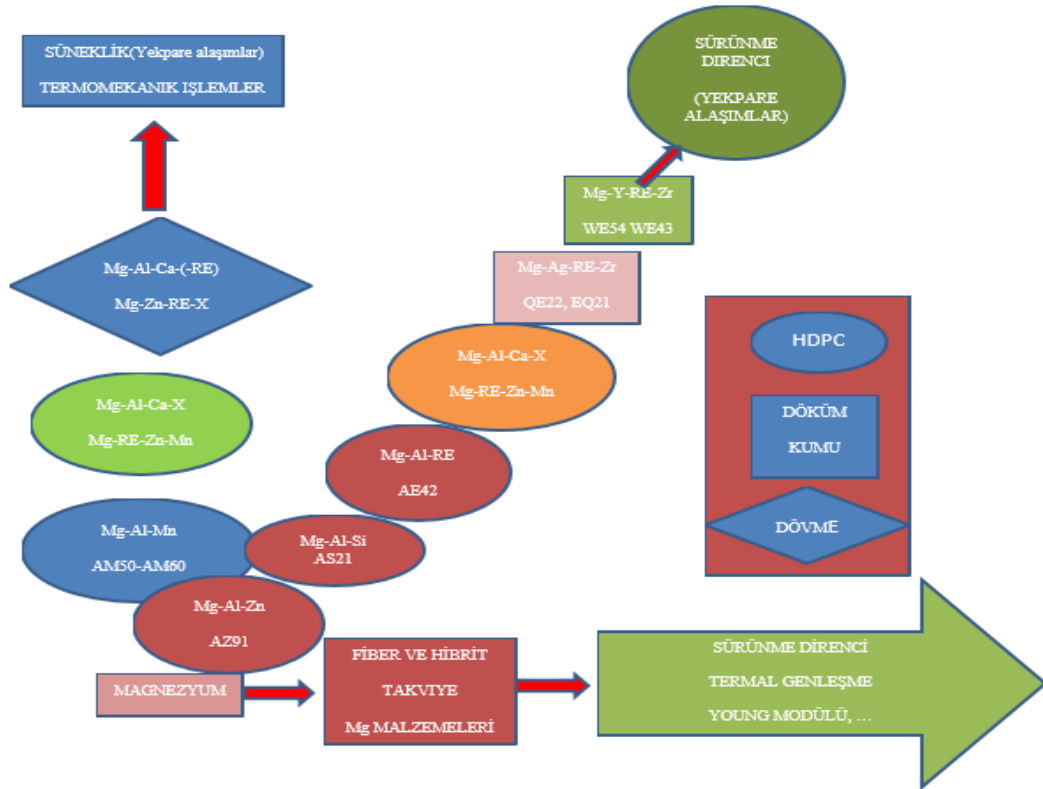
Alaşım elementi	Etkisi
Lityum	Lityum, katkı maddelerinin %10'u bataryalardaki anodu üretmek için kullanılır [20]. Katod ise mangan-dioksit ile üretilir. Bu alaşımların karışımı geniş kapsamda havacılık alanında kullanılır.
Skandiyum ve gadolinyum	% 0.3 skandiyum ve %5 gadolinyum karışımları 350 °C sıcaklıkta iyi sürünme direnci verir [19].
Alüminyum	Alüminyum mukavemeti, sertliği, donma aralığını artırır ve malzemenin dökülebilirliğini geliştirir. Ağırlık yüzdesi aşıldığında alaşım ısıtılabilir hale gelir. Al alaşımlarında ağırlığın % 6 'sı mukavemet ve süneklikte optimal değerleri verir [21-22].
Berilyum	Ağırlıkça % 0.001 oranında berilyum ilave edilmesi, ergitme, döküm ve kaynak sırasında metal oksidasyon olasılığını azaltır.
Kalsiyum	Ergitme sonrasında ve döküm sonrasındaki ısıtılma işlemlerinde oksidasyonları azaltır. Mg plakanın haddelenmesini geliştirir .

Çizelge 1.5. (devam ediyor).

Bakır	Alaşımın yüksek sıcaklık mukavemetini artırır. Eğer miktarı ağırlıkça % 0.05'i geçerse magnezyumun korozyon direncini olumsuz etkiler.
Mangan	Akma mukavemetini biraz artırır. Ayrıca Mg-Al ve Mg-Al-Zn alaşımlarının, Fe ve diğer ağır metal elementleri nispeten zararsız intermetalik bileşikler tarafından oluşan tuzlu su direncini geliştirir. Ticari alaşımlar nadiren ağırlıkça % 1.5 oranında manganez içerir ve Al'in, manganezin katı çözünürlüğü, ağırlıkça yaklaşık % 0.3'e düşürülür.
Nikel	Çok az miktarda katılsa bile korozyon direncini azaltır. Ticari dereceli alaşımların nikel içeriği ağırlıkça % 0.01-0.03 kadardır, ancak korozyona karşı maksimum direnç elde etmek için, ağırlıkça % 0,005 nikel içeriği maksimum sınır olarak belirlenmiştir.
Nadir toprak metalleri	Bunlar mischmetal veya didymium olarak eklenir. Mischmetal, ağırlık olarak yaklaşık % 50 seryumu içerirken, lanthanum ve neodymium öncelikli olarak tartılır. Alaşımlarda bulunmaları, yüksek sıcaklıklarda mukavemeti artırır. Ayrıca alaşımların donma aralıklarını daraltmalarından dolayı dökümde kaynak çatlama ve gözeneklilik olasılıklarını en aza indirir [21-22].
Kalay	Çoğunlukla Mg ve az miktarda Al ile alaşımlıdır. Sünekliği artırır ve çekiç dövme için uygun hale getirir. Sıcak işlemede çatlama eğilimini azaltması nedeniyle kullanılır.
İtriyum	Mg'de yüksek katı çözünürlüğe sahiptir (ağırlıkça % 12.4), ve genellikle diğer nadir toprak metalleriyle kullanılır. 300 °C 'ye kadar sıcaklıklarda sürünme direncini artırır. WE54 ve WE43 gibi ticari alaşımları oluşturmak için yaklaşık % 4-5 Zr eklenir, 250 °C 'ye kadar iyi yüksek sıcaklık özellikleri verir.
Çinko	Al etkilerinin yanında çinkoda önemli alaşım elementidir. Al ile kullanıldığında oda sıcaklığında mukavemeti artırır; bununla birlikte, ağırlıkça % 7-10 Al içeren magnezyum alaşımlarında, ağırlıkça % 1 'den fazla eklendiğinde sıcaklık direnci artar. Aynı zamanda, zirkonyum, nadir toprak metalleri veya toryum ile, iyi mukavemete sahip çökeltme sertleşmesi yapabilen Mg alaşımları üretmek için kullanılır. Ayrıca, Mg alaşımında bulunan Fe ve nikel katışkılarının aşındırıcı etkisini azaltmaya yardımcı olur. Çinko, alaşımın tokluğunu yükseltmekte, buna karşın sünekliği azaltmaktadır. Çökelti sertleşmesi sayesinde ortam sıcaklıklarında dayanımı ve aynı zamanda ergiyiğin akıcılığını artırmakla birlikte, tane sınırlarına çökeltmesi ile sıcak yırtılma oluşturduğu için % 2 ile sınırlanmaktadır [2].

Çizelge 1.5. (devam ediyor).

Silikon	Erimiş halde metalin akışkanlığını geliştirir. Fe mevcut ise Mg alaşımlarının korozyon direnci özelliklerini azaltır.
Gümüş	Menevişleme reaksiyonunu artırarak alaşımların mekanik özelliklerinin geliştirilmesine yardımcı olur.
Toryum	370 °C 'ye kadar sıcaklıklarda sürünme mukavemetini artırmaya yardımcı olur. En yaygın alaşımlar, çinko, zirkonyum veya manganez ile ek olarak ağırlıkça % 2-3 toryum içerir. Ayrıca toryum çinko içeren alaşımların kaynaklanabilirliğini artırır.
Zirkonyum	Mg alaşımları üzerinde olağanüstü tane küçültme etkisine sahiptir. Ancak Al veya manganez içeren alaşımlarda, bunlarla kararlı bileşikler oluşturması nedeniyle kullanımı kısıtlıdır. Aynı zamanda, eriyik içinde mevcut olan Fe, silikon, karbon, azot, oksijen ve hidrojen ile kararlı bileşikler oluşturur.



Şekil 1.3. Magnezyum bileşenlerinin performansını arttırmak için alaşım geliştirme prosesi [24].

BÖLÜM 2

LİTERATÜR ÇALIŞMASI

Hafif metalik alaşımlar, havacılık, uzay ve otomotiv sektörlerinde mukavemet/ağırlık oranı, enerji tasarrufu gibi nedenlerle en çok tercih edilen alaşımlardır. Magnezyum (Mg) sahip olduğu $1.74 \text{ gr} / \text{cm}^3$ yoğunlukla metalik alaşımlar arasında en hafif ve yaygın kullanım alanına sahip olan elementtir. Mg hafif olmasına rağmen, alaşımları zayıf mekanik özellikleri ve korozyon direnci nedeniyle sınırlı yapısal uygulamalarda kullanılmaktadır [25]. Mg alaşımlarının diğer sınırlamaları, döküm sonrası iri taneli yapı ve mikro gözenekliliktir. Ayrıca oda sıcaklığında zayıf şekillendirilebilmesi Mg alaşımlarının kullanımlarını sınırlandırmaktadır.

Tarihsel olarak magnezyum levha üretiminin zirvesi 2. Dünya savaşıdır. Bu levha üretiminin amacı uçaklarda daha hafif ve daha sağlam bir malzemeye olan ihtiyaçtan kaynaklanmaktaydı. Bunun için o yıllarda binlerce ton magnezyum alaşımı levha üretildi ve uçaklarda kullanıldı. Alman Arado 196 ve ABD XP56 ve F-80 de dahil tamamı magnezyum alaşımlarından olmak üzere farklı uçaklar yapıldı. Uçakların parçaları ekstrüzyon, levha ve döküm parçalarından oluşmaktaydı. Diğer bir çok uçaktada, büyük miktarlarda magnezyum alaşımlı levhalar kullandı [26]. Magnezyum alaşımlı levhalar, ticari uçaklarda da 70'lere kadar yaygın bir şekilde kullanıldı. Bunlar; Boeing 707, 727, 737 ve 747, Sikorsky, Bell / Augusta ve askeri B36, B52 ve B29'dur. Makinede işlemeyle, perçinlemeyle ve kaynaklamayla füze yapımında ve uydularda da kullanıldılar [7,12]. Alman otobüs römorkları ve Bugatti 57 Atlantik (1939), LeSabre, Maserati (1930), Mercedes 300- SLR (1955), Era-Bristol, Porsche 962 ve Corvette (1961) otomobillerinde dövme magnezyum alaşımları kullanılmıştır [15]. Formula-1 yarış arabası jantlarının çoğu ZM21 Mg alaşımından oluşur [27]. Elektronik dünyasında, Fijutsu üretmiş olduğu dizüstü kasalarının %30 gibi bir kısmını AZ91D alaşımlarından oluşturmaktadır [28]. Aynı zamanda, magnezyum alaşımlarını Toshiba, NEC, Mitsubishi, Panasonic, Compaq, Sony, Sharp, Epson, Gateway, Casio,

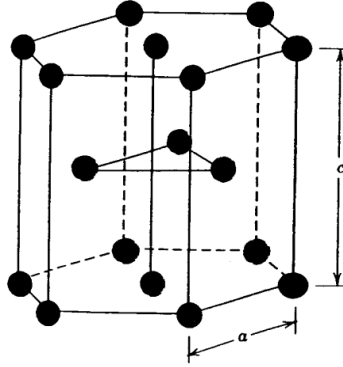
Hitachi, JVC, Dell de üretmiş olduğu dizüstü bilgisayarda kullanmışlardır. Dijital VCR cihazlarda Sony, Sharp, Canon, minidisk'lerde Sony ve Panasonic, Dijital kameralarda, Fuji Film, Nikon, Sony, Cell telefonlarda NEC, Ericsson, Panasonic, NTT, Pioneer, Casio gibi şirketler kullanmaktadırlar [29]. Magnezyum döküm yöntemleri dışında sac levhalar olarak da kullanılmaktadır. Vanguard, Jupiter, Titan 1, Polaris, Thorable Star ve Atlas Agena isimli roketlerde kullanılmıştır [19]. Ayrıca magnezyum alaşımları tıp ve sağlık alanında implant olarak kullanılmaktadır. Literatürde araştırıldığı üzere magnezyum alaşımlarının çok geniş bir yelpazede kullanım alanı vardır.

Haddeleme ve ekstrüzyon, dökümden sonra birincil işlemler olarak literatürde bahsedilmiş olup ana amaçları malzeme kalınlığını inceltmektir. Bu çalışmada ZM21 magnezyum alaşımının farklı hadde sıcaklığı ve farklı hadde oranlarında mikro yapısı, mekanik özellikleri incelenecek olup, literatürde ki benzer çalışmalar incelenmiştir. Bu çalışmalar; Tyczynski ve arkadaşları [30], haddeleme, ekstrüzyon gibi işlem basamaklarını oluşturan ortak anizotropik plastik davranışa atfedilen magnezyum alaşımlarının oda sıcaklığında sınırlı şekillendirilebilirliğini tartışmışlardır. Bu genellikle anizotropik plastik davranışlarında gözlemlenir ve haddeleme, ekstrüzyon gibi işlem basamaklarını zorlaştırır. İki ila üç sıcak haddeleme aşamasından oluşan termo-mekanik işlemde (TMP) her geçişte ki büyük haddeleme oranıyla, Mg bazlı AZ61 alaşımında tane küçültme başarılı bir şekilde gerçekleştirildi. Tane küçültme sünekliği iyileştirmek için en önemli yöntemlerden biridir[30-32]. Mg-Zn alaşımı, orta sertlikteki ve MgZn, MgZn₂ ve Mg₂Zn₃ gibi yarı kararlı faz oluşumu nedeniyle korozyon direnci en verimli alaşımlardan [33]. Mg-Zn sisteminde, döküm ZM21 magnezyum iyi şekillendirilebilir / ekstrüde edilebilirliğe sahip düşük maliyetli bir alaşımdır [34]. ZM21 Mg alaşımında, çinko bakımından zengin β fazın oluşumu, manganez ilavesi ve katılma sıcaklığındaki meydana gelen artışla bastırılır [35]. Mg-Zn alaşımlarında yüksek sıcaklık işlemi, haddeleme ve ekstrüzyon gibi birincil işlem süreci ve dövme gibi ikincil işlemler için 300-450 °C sıcaklıklar arasında günümüzde işlenmektedir. Sıcak deformasyon sırasında, sıcaklık-birincil işlem ve gerinim oranına uygun kombinasyon bilgisinin yanı sıra bileşenlerin değişkenlikleri ve nihai özellikleri arasındaki ilişkiler mikro yapı gelişimindeki değişiklikleri açıklığa kavuşturabilir. Bu alaşım, deformasyon değişkenlerini optimize etmek için çok fazla

analize ihtiyaç duymaktadır. Bu analizler dinamik ve statik yeniden kristalizasyon altında mikro yapısal inceltmeyi geliştirir. ZM21'in yüksek sıcaklık, plastik deformasyonu ve mikro yapısal gelişimi analiz edilmiş ve geleneksel tavllanmış AZ31 ile karşılaştırılmıştır [36]. Haddelenmiş magnezyum levhaların mikro yapısı, dokusu ve mekanik özellikleri arasındaki ilişki tartışılmış ve bu özelliklerde haddeleme sıcaklığı ve alaşım elementlerinin etkisi incelenmiştir. [37]. 300–500 °C sıcaklık aralığında ve 0.001-100 s⁻¹ gerinim oran aralığında dökme Mg-2Zn-1Mn alaşımının deformasyon davranışı süreç haritaları kullanılarak çalışılmıştır [38]. Magnezyum alaşımlarının 200 °C'nin altındaki bir sıcaklıkta, yetersiz sayıda aktif kayma sistemine bağlı olarak geleneksel teknik şekillendirme süreçlerinden kaçınılmalıdır [39–40]. Mann ve arkadaşları [33], döküm Mg-2Zn alaşımında gerilme ve basma testi yapıldığında Hall-Petch tane boyutu güçlendirme parametresinin küçük bir asimetrisini bulmuşlardır. El Mehtedi ve arkadaşları [36], AZ31 ve ZM21 alaşımlarının yüksek sıcaklıkta işlenebilirliklerini, mekanik özellikleri ve optik yapıları ile karşılaştırmışlardır. Thirumurugan ve arkadaşları [41] farklı sıcaklıklarda haddeleme ve yeniden kristalleşme sıcaklığının üstünde kalınlıktaki değişen azalmayla matriste kesişim bantları ve ikizlemelerde tane küçülmesini tanımladı. Haddelenmiş numune üzerinde tavlama işleminde gerinim, ikizler ve kesişim bantları ile haddeleme sıcaklığına ve kalınlıktaki azalmaya göre değişen tane büyüklüklerine sahip serbest eşlenik taneler ile karşılaşıldı ve 250 °C'de %75 haddelemeyle 22 µm'den daha az tane boyutuna ulaşılmıştır. Thirumurugan ve arkadaşları [42] AZ91 ve ZM21 magnezyum alaşımlarını 350 °C'de 25:1 oranında ekstürüze ederek, dinamik yeniden kristalleşme sebebiyle önemli tane incelmesi gözlemlemişlerdir. Ayrıca akma dayanımı ve maksimum çekme dayanımı döküm hali hallerine göre daha büyüktür. Maksimum çekme dayanımı sırasıyla ZM21 alaşımı ve AZ91 alaşımı için % 173 ve % 86 oranında geliştirilmiştir. Üçlü bir Mg-Zn-Mn alaşımı, ZM21, bir levha alaşımı olarak Mg Electron Ltd (UK) tarafından geliştirilmiştir. ZM21, iyi çekme özelliklerine sahiptir (AZ31'inkine eşittir) ve kenar çatlama olmadan kolayca haddelenir [7].

2.1. MAGNEZYUM KRİSTAL KAFES YAPISI

Magnezyumun kristal yapısı hegzagonal sıkı pakettir, oda sıcaklığında kafes parametreleri $a = 0.3209$ nm ve $c = 0.5211$ nm'dir [7]. Saf magnezyumun atom yarıçapı 0.160 nm'dir. Saf magnezyumun sahip olduğu c/a oranını hesaplırsak 1.624 elde ederiz. Bu değeri tek biçimli atomların mümkün olan en sıkı bir şekilde doldurduğu kusursuz hegzagonal sıkı paket yapısındaki c/a oranı 1.633 'e oldukça yakındır. Yani magnezyumda c/a oranı ideal değerden küçük olduğu için atomlar c eksenini boyunca biraz sıkıştırılmış durumdadırlar.



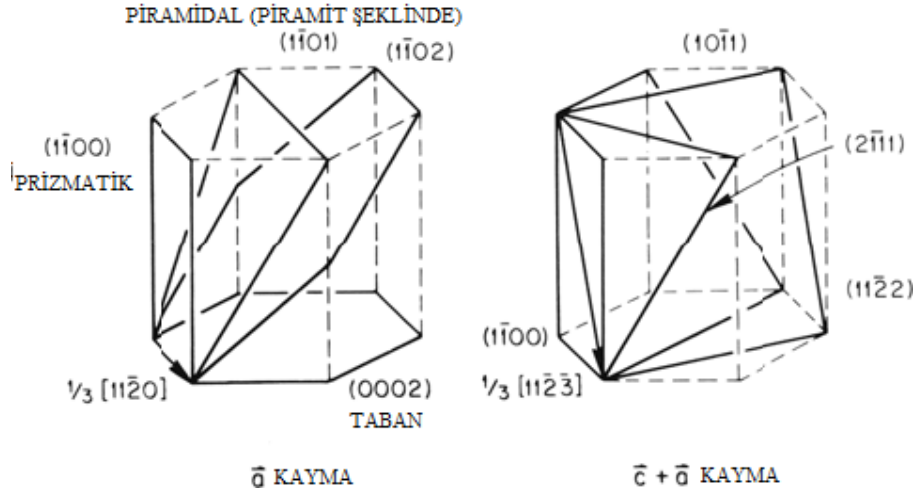
Şekil 2.1. Saf magnezyumun kristal kafes yapısı [7].

2.2. MAGNEZYUMUN DEFORMASYON YAPISI VE KIRILMA BİÇİMİ

Genelde magnezyumda iki tip deformasyon mekanizması bulunmaktadır. Bunlar; kayma ve ikizlenmedir.

2.2.1. Kayma

Von Mises kriterine göre [43], bir polikristalin malzemedeki çatlak oluşturmadan homojen bir deformasyon oluşması için beş bağımsız kayma sistemi gerekmektedir. Hekzagonal sıkı paket kristal yapısındaki en olası iki burger vektörü a ve $c + a$ kayma sistemleridir. Bunlar olası diğer kayma sistemleri ile birlikte Şekil 2.2 'de gösterilmiştir [44]. Hekzagonal sıkı paket kristal yapısındaki bağımsız kayma sistemlerinin biçimleri Groves ve Kelly [45] tarafından analiz edilmiş ve Çizelge 2.1'de listelenmiştir.



Şekil 2.2. Bir Burgers vektörü ile bazal, prizmatik ve piramidal (piramit şeklinde) kayma sistemleri ve $c + a$ Burgers vektörü ile dört olası piramidal kayma[44].

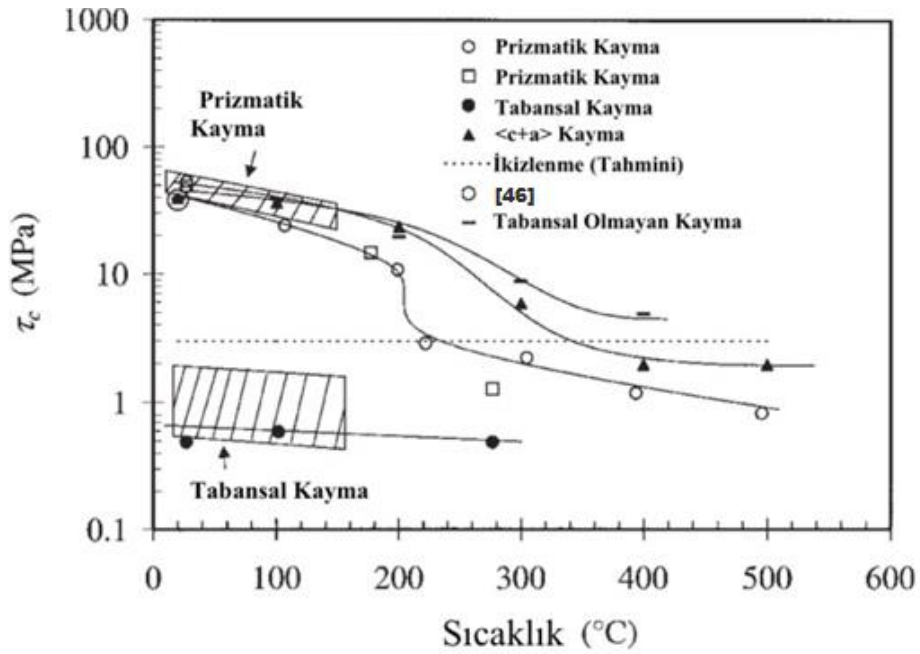
Çizelge 2.1. HCP kristal yapısındaki bağımsız deformasyon modları [45].

Yönlendirme	Düzlem	Kristografik Elementer	Bağımsız Mod Sayısı
	Temel kayma	$(0002)\langle 11\bar{2}0 \rangle$	2
a	Prizmatik kayma	$\{1\bar{1}00\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	2
	Piramidal kayma	$\{1\bar{1}01\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$	4
c		$\{hk\bar{i}0\}[0001]$	
c+a	Piramidal kayma	$\{hkil\}^*\langle 11\bar{2}\bar{3} \rangle$	5
İkizlenme		$\{K_i\}\langle \bar{\eta}_i \rangle$	0-5

Mg ve alaşımlarının oda sıcaklığında görülen en yaygın kayma sistemleri taban kayma sistemidir. Taban kayma sistemlerini sadece iki bağımsız mod göstermektedir. Sınırlı sayıda ki bağımsız kayma sistemleri, magnezyumun düşük sıcaklıklarda kırılma göstermesinin temel sebebidir. Oda sıcaklığında sadece taban kayma sistemi harekete geçmektedir, çünkü taban kayma sistemi için kritik kesme gerilimi bileşeni (CRSS) değerleri, prizmatik ve piramidal kayma sistemlerinin aktivasyonu için gerekli

olanlardan yüz kat daha düşüktür. CRSS, bir atomun kaymasını başlatmak için gerekli olan kayma yönünde çözülmüş kesme gerilmesinin bir eşik değeridir. Taban kayması için CRSS, çözünen atomlara ve sıcaklığa bağlı olarak çökeltilere bağlıdır [19].

Şekil 2.3, sıcaklığın Magnezyumdaki farklı deformasyon modlarındaki CRSS değerleri üzerindeki etkisini özetlemektedir [46]. Sıcaklık 350 °C'nin altında olduğunda c + a Burgers vektörü ile piramidal kayma için CRSS değerinin çok yüksek olduğunu gösterir. Prizmatik ve piramidal kayma değerleri, oda sıcaklığında ikizlenmeye göre daha yüksektir. Sıcaklık 225 °C'nin üzerine çıktığı zaman, taban kaymalarının CRSS değeri önemli ölçüde düşer.



Şekil 2.3. Deformasyon sıcaklığının kritik kesme gerilimi bileşeni üzerindeki etkisi[46].

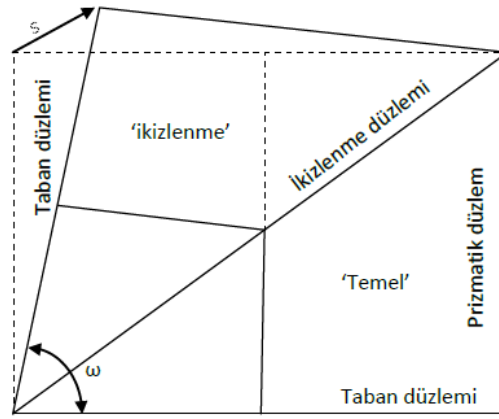
Ayrıca, Robert [47] ve Emley [17], Magnezyumda ki olası kayma sistemlerinin deneysel bulguları gözden geçirdiler. 225 °C'nin altındaki sıcaklıklarda, kayma kolayca oluşur $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 'daki taban (0001) düzlemi sıkı istifli yönündedir. Yaklaşık 225 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda, ekstra $\{10\bar{1}1\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ piramidal kayma ve $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ prizmatik kayma oluşmaya başlar. Bazal ve prizmatik kayma sistemleri arasında çapraz kayma ile dört bağımsız mod $\langle a \rangle$ Burgers vektörleri ile piramidal kayma sistemlerinin dört bağımsız modu kristalografik olarak eşdeğer

birleşiktir. Bu nedenle, taban olmayan kayma sistemleri oluşurken, tek başına Von Mises'in kriterini yerine getirmek için yeterli olan beş bağımsız mod sağlar. Saf Magnezyumun sünekliği, sıcaklık yaklaşık 350 °C'ye yükseldiğinde önemli ölçüde artar [17,48-50].

2.2.2. İkizlenme

Magnezyumda ve diğer hegzagonal sıkı paket (HSP) sistemine sahip malzemelerde, düşük sıcaklıkta sıklıkla karşılaşılan diğer bir deformasyon mekanizması ikizlenmedir. Kocks ve Westlake [51], bir hegzagonal polikristal malzemenin deformasyonu için beş bağımsız kayma sistemi gerektirmeyebileceğini tartışmışlardır. Elastik olmayan gerilmeler uyumlu olmadığı zaman tane sınırlarında oluşan iç gerilmeler ikizlenme ile rahatlatılabilir. Plastik deformasyonun başlangıç aşamasında ikizlenme, kayma için daha uygun hale gelen taban düzlemlerini yeniden yönlendirebilir.

HSP kristal yapıları bir malzemede, ikizleme sistemleri c/a oranıyla güçlü bir şekilde ilişkilidir [45, 52-55]. Magnezyumda aktive edilmesi nispeten kolay olan iki ikizlenme modu vardır: $\{10\bar{1}2\} < \bar{1}011 >$ ve $\{10\bar{1}1\} < 10\bar{1}2 >$ [56]. Şekil 2.4 'de $\{10\bar{1}2\}$ ikizlemenin şemasını göstermektedir ve Çizelge 2.2, ikizlenme unsurlarını ve $\{10\bar{1}2\}$, $\{10\bar{1}1\}$ ikizlenmesi için bir dizi karakteristik parametre gösterilmektedir [57]. K_1 ve K_2 değerleri sırasıyla ilk sabit (kesme düzlemi) ve ikinci sabit (veya birleşik) düzlemlerdir. η_1 ve η_2 terimleri kesme yönüne ve onların birleşimine işaret etmektedir. Şekil 2.4 'de görüldüğü gibi ω sembolü, $< hkil >$ ekseninin etrafında döndürülür taban düzlemlerinin içinden geçtiği açıyı ifade etmektedir. İkizlenme kayması s işareti ile belirtilir, işaretin yönünü gösterir (negatif değer c eksenini uzamasını verir). Çizelge 2.2 ayrıca, $\{10\bar{1}1\}$ ikizlenmesini $\{10\bar{1}2\}$ ikizleme takip ettiğinde ortaya çıkabilen altı çift ikiz seçeneğini de listelemektedir.



Şekil 2.4. $\{10\bar{1}2\}$ ikizlenme şeması. Magnezyum birim hücrelerinde gösterilen $\langle a \rangle$ veya $\langle 1\bar{2}10 \rangle$ eksenine bakıldığında, kesme düzlemi sayfaya paraleldir. Burada resimlendirilmiş “kenarda” olan prizmatik ve taban düzlemlerin izleri ve ikizleme sırasında bazal düzlemin döndüğü açı ω , ikizleme kaymasını tanımlayan s , yönün yer değiştirmesidir [57].

Çizelge 2.2. $\{10\bar{1}2\}$ ve $\{10\bar{1}1\}$ ikizlenme modlarının ve ilgili arabirim dislokasyonunun açıklaması [57].

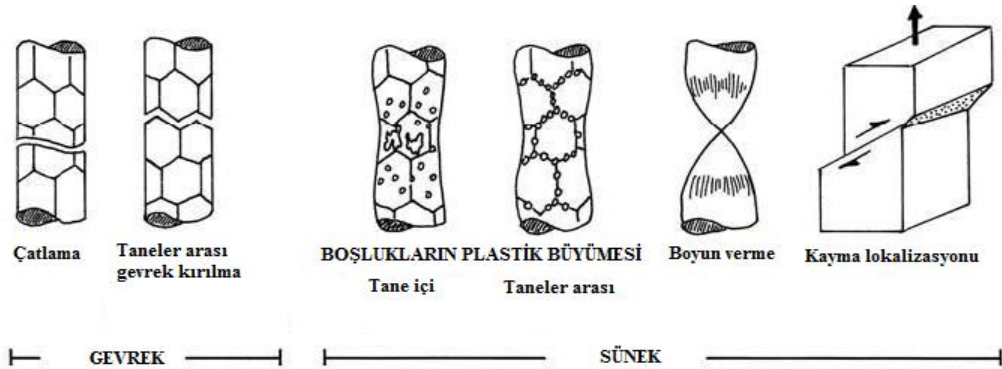
	K_1	K_2	η_1	η_2	S	ω	$\langle hki \rangle$	Genişlik	B(nm)
Birincil ikizlenme									
Uzama/çekme ikizi	$\{10\bar{1}2\}$	$\{\bar{1}012\}$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	$\langle \bar{1}01\bar{1} \rangle$	-0.129	86.3°	$\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$	~6a	0.049
Daralma ikizi	$\{10\bar{1}1\}$	$\{10\bar{1}\bar{3}\}$	$\langle 10\bar{1}2 \rangle$	$\langle 3032 \rangle$	0.138	56°	$\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$	~a	0.135
Çift ikizlenme									
Birincil	$(10\bar{1}1)$		$[\bar{1}012]$						
İkincil IA	$(10\bar{1}2)$		$[\bar{1}011]$			37.5°	$\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$		
İkincil IIB	$(\bar{1}012)$		$[10\bar{1}1]$			30.1°	$\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$		
İkincil IIIa D1	$(1\bar{1}02)$		$[\bar{1}101]$			69.9°	$\langle 2\bar{4}21 \rangle \langle \bar{7}14\bar{7}3 \rangle$		
İkincil IIIb D2	$(0\bar{1}12)$		$[0\bar{1}11]$			69.9°	$\langle 2\bar{4}21 \rangle \langle \bar{7}14\bar{7}3 \rangle$		
İkincil IVa C1	$(\bar{1}102)$		$[1\bar{1}01]$			66.5°	$\langle 5\bar{9}43 \rangle \langle 4732 \rangle$		
İkincil IVb C2	$(0\bar{1}12)$		$[01\bar{1}1]$			66.5°	$\langle 5\bar{9}43 \rangle \langle 4732 \rangle$		

İkizlerin her zaman bir tane sınırında bir çekirdeğin oluşmaya başlaması gibi görünmektedir [58-59]. Oluşan tane üzerinde ikiz kristalin çok hızlı büyümesiyle ikiz çekirdeklenme genellikle takip eder. Böylelikle ikizin şekli sıklıkla kama, disk veya elipsoidaldir [57]. Doku, stres durumu, gerinme oranı, sıcaklık, tane büyüklüğü ve istifleme hatası enerjisini içeren birçok faktör, ikiz gelişimini etkilemektedir [57].

Bakarian [60], Magnezyum tek kristalinin 300 °C’de sıkıştırılmasıyla hacim fraksiyonunun ve kalınlığının $\{10\bar{1}2\}$ ikizinin arttırıldığını bildirmiştir. Oluşan ikizlerin ortalama tane boyutu, tane büyüklükleriyle sınırlıdır. Barnett ve arkadaşları [61], tane büyüklüğünün Mg-3Al-1Zn alaşımının basma bozunumu üzerindeki etkisini incelemiştir. Daha düşük sıcaklıklarda deformasyonun ikizlenmeye hakim olduğunu bulmuşlardır, fakat bu sıcaklık yükseltildiğinde baskın şekilde akış kaymasına yol açmaktadır. Tane boyutu azaldığında ara sıcaklıkta benzer bir geçiş gözlenmiştir.

2.2.3. Kırılma

Metallurjik anlamda kırılma, bir malzemenin stres eylemi altında iki veya daha fazla parçaya ayrılmasında kullanılan terimdir. Metallerin kırılması, sünek kırılma ve gevrek kırılma olarak iki genel kategoride sınıflandırılabilir [62]. Sünek kırılma sayesinde çekirdeklenme oluşur, boşluklar büyür ve birleşir, metal kesit alanında sürekli azalma (kesit daralması) meydana gelir yada maksimum kesme düzlemi boyunca kesilir. Metallerde gevrek kırılma, yapı boyunca bir veya daha fazla çatlak yayılması ile karakterize edilir. Şekil 2.5, metallerin kırılması sırasında ortaya çıkan morfolojilerin çeşitliliğini göstermektedir.

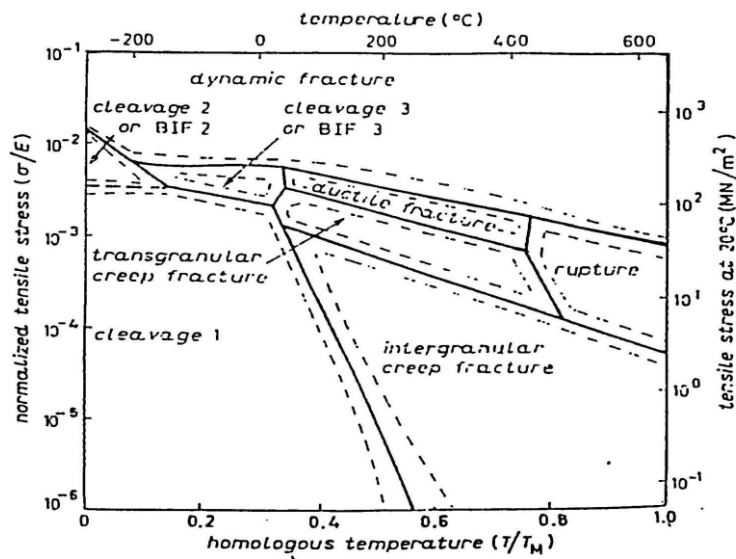


Şekil 2.5. Kırık morfolojilerinin şematik sınıflandırılması [62].

Çok kristalli bir malzemede, tane sınırlarında veya tane içi çatlaklar olmak üzere sadece iki tip çatlak [63] bulunmaktadır (Şekil 2.5). Çok kristalli malzemelerin kırılma modları, stres, gerinme oranı, sıcaklık, alaşım bileşimi ve tane boyutu gibi faktörlere bağlıdır. Kırılmış Mg-Zn alaşımı, kırık yüzeylerinin çevresindeki tane büyüklüğüne

karşılık gelen kabarıklıkla ve kırılma mekanizmasını gösteren çentik basamaklarıyla taneler arası özelliği gösterir [64]. Thirumurugan ve arkadaşları [41] haddelenmiş ve hem haddelenmiş hemde kısa tavlama görmüş ZM21 alaşımları üzerinde yaptıkları çalışmalarda; haddelenmiş ve tavllanmış numunelerde yarılma benzeri kırılma gözlemlenmiştir. 250 °C’de %75 hadde oranıyla haddelenmiş numunede, yarılma ile ince çukurlar gözlemlenmiş ve haddelenmiş numune, dokuya bağlı deformasyon nedeniyle hem haddelenmiş hemde tavllanmış alaşımdan daha fazla çukur gözlemlenebileceği sonucuna varmıştır.

Gandi ve Ashby [65] tarafından Şekil 2.6’da gösterildiği gibi yapılan harita Mg’nin kırılma mekanizmalarını göstermektedir. Düşük sıcaklıklarda, Mg kırılma modu tane içi yarılma kırığı olup, ilgili alan yarılma 1 (cleavage 1) olarak etiketlenir. Daha genel olarak, ortam sıcaklıklarında, temel kayma veya ikizlenme çekirdeksiz küçük çatlaklar, ya tane içi yarılma ya da gevrek taneler arası kırılma (BIF) ile ya da her ikisinin bir kombinasyonu yayılır ve karışık bir kırılma modu ile sonuçlanır. Bu alan yarılma 2 (cleavage 2) veya BIF2 olarak etiketlenmiştir. Sıcaklık arttıkça kırılma gerilmesi akma dayanımından daha büyük olur ve genel plastisite kırılmadan önce gelir. Bununla birlikte, kırılma tane içinde yarılma veya taneler arası gevrek kırılma (BIF3) tipindedir. Yaklaşık $0.3 T_m$ nin üzerindeki sıcaklıklarda (T_m , bir metalin erime sıcaklığıdır), gevrek kırılma modundan tamamen sünek bir moda geçiş olur.

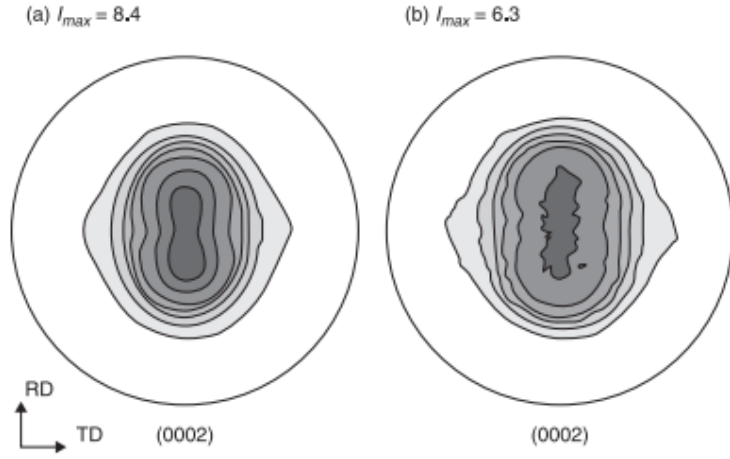


Şekil 2.6. Saf magnezyum için kırılma mekanizması haritası [65].

2.2.4. Magnezyumun Haddelenme Dokusu

Haddeleme, tabaka yüzeyine paralel olarak HCP Mg kristallerinin {0001} bazal düzlemlerini $[10\bar{1}0]$ eksenine paralel olarak yuvarlanma yönünde $[66-70]$ yönlendirir ve bu da taban doku olarak bilinen tercih edilen bir yönlendirmeye yol açar. Bu olay Magnezyumda ki taban kaymanın düşük kritik kesme gerilimi bileşeni (CRSS) ile ilgilidir. Bir tanenin c-ekseni, sıkıştırma eksenine paralel olduğu zaman, bu taban kayma sistemi üzerindeki çözülmüş kesme gerilmesi neredeyse sıfır olur. Böylece bu tanedeki yeniden kristalleşme için gerekli olan taban $\langle a \rangle$ dislokasyonlarının birikmesi diğer yönelimli tanelere kıyasla daha azdır, taban kayma sisteminde sınırlı miktarda çözülmüş kesme gerilmesine uğrar. Bu nedenle, sıkıştırma eksenine paralel c-eksenli taneler (taban dokuya sahip plakalardaki tanelerin çoğu) stabildir ve bu nedenle çekirdeklenme ve büyüme geciktirilir. Yeni tane oluşumu olmadığından taban doku korunur [71]. Diğer yandan, tekrarlanan dinamik yeniden kristallendirme ile diğer yönelimli taneler kolaylıkla ortadan kalkar. Deformasyon ilerledikçe, basma gerilmesi yönüne paralel olarak c-eksenleri ile gittikçe daha fazla tane, bir taban yönelimi alır ve taban dokusu kademeli olarak güçlendirilir [71].

Sıcak haddeleme mükemmel bir bazal doku oluşturur, sıcak haddelenmiş tabaka ise kutupta yumurta şeklinde (Şekil 2.7) bir {0001} düzlem dağılımı sergiler [66-70]. Haddelenme sırasında iki kutuplu taban doku oluşumu, farklı olaylar ile ilişkili bulunmuştur [72-74]. Doku simülasyonu, yumurta şekilli bir dağılımın oluşumunu $\langle c + a \rangle$ kayma [73] aktivasyonuna bağlamıştır, diğer araştırmacılar ise bunun, $\{10\bar{1}1\}$ sıkıştırma ikizlenmesinin ardından yeniden $\{10\bar{1}2\}$ ikizlenme oluşmasından kaynaklandığını ileri sürmüşlerdir. Ek olarak, tabaka yüzeyinde, taban normlarının hadde düzlemine dik olduğu ve tek bir doku kazandığı, ancak tabakaya daha derine inerek 15° e kadar sapabileceği ve çift dokularla sonuçlandığı varsayılmıştır [72].

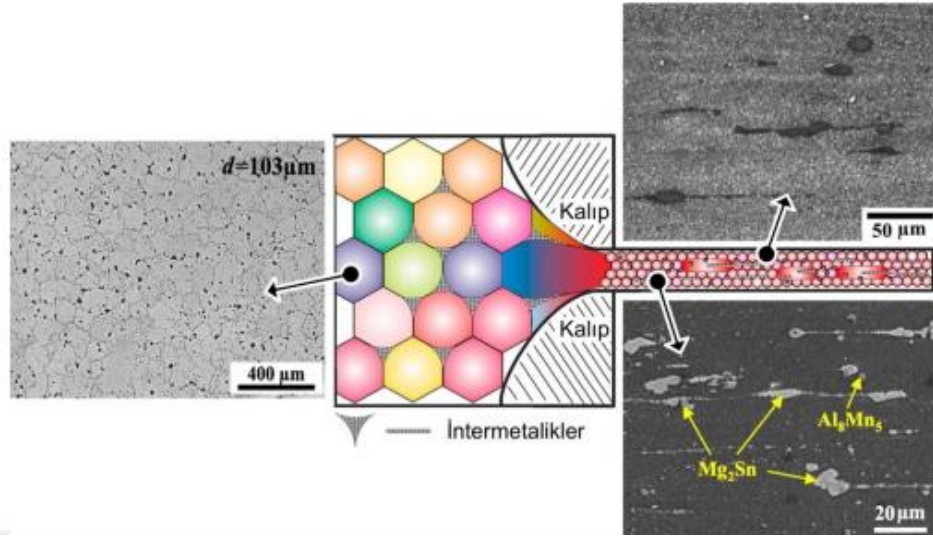


Şekil 2.7. (0002) Laboratuarda haddelenmiş ZM21 plakalarının kutup figürleri, eş yükselti eğrileri = 0.5, 1, 1.5, 2, 3, 5, 7. (a) 300 °C. (b) 450 °C [67].

2.3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARINDA YENİDEN KRİSTALLEŞME

Magnezyum alaşımlarında nihai ürünün mikroyapısını ve mekanik özelliklerini, termomekanik işlemler sırasında oluşan yeniden kristalleşme önemli derecede etkiler. Yeniden kristalleşme temel olarak, deformasyona uğramış mikroyapının gerinmenin olmadığı yeni taneler ile yer değiştirmesi olarak açıklanmaktadır. Bu proses, yeni tanelerin çekirdeklenmesi ve bu tanelerin çevresindeki deforme olmuş taneleri harcayarak büyümesi ile oluşması esasına dayanmaktadır. Yeniden kristalleşme için itici güç depolanan gerinme enerjisidir ve difüzyon prosesi tarafından termal olarak aktif hale getirilir. Şekil 2.8' de ekstrüzyon sırasında mikroyapı gelişimi hem şematik hem de örnek olarak ekstrüzyon öncesi ve sonrası Mg-8Al-2Zn-6Sn alaşımı için gösterilmektedir [75-76]. Döküm sonrası elde edilen kaba taneli ve kaba ikincil fazların oluşturduğu mikroyapı, birincil metalurjik işlemler sonrası yeniden kristalleşmeye uğramış çok küçük taneli ve genellikle hadde veya ekstrüzyon yönü boyunca uzanmış ikincil fazlardan oluşan mikroyapıya dönüşmüştür. Deformasyon sırasında oluşan yeniden kristalleşmeye dinamik, deformasyondan hemen sonra oluşana ise statik yeniden kristalleşme adı verilir. Bu iki yeniden kristalleşme mekanizması arasındaki temel fark, dinamik yeniden kristalleşme karakteristiğini, deformasyon hızına ve sıcaklığına bağlı olarak gelişen çekirdeklenme hızı ile tane büyüme hızının karşı karşıya gelmesi belirlerken, statik yeniden kristalleşme, sıcak

deformasyon sonucu termal olarak aktif hale gelmiş dislokasyonların depolamış oldukları enerjiyi sonradan açığa çıkarmasına bağlıdır [75,77].



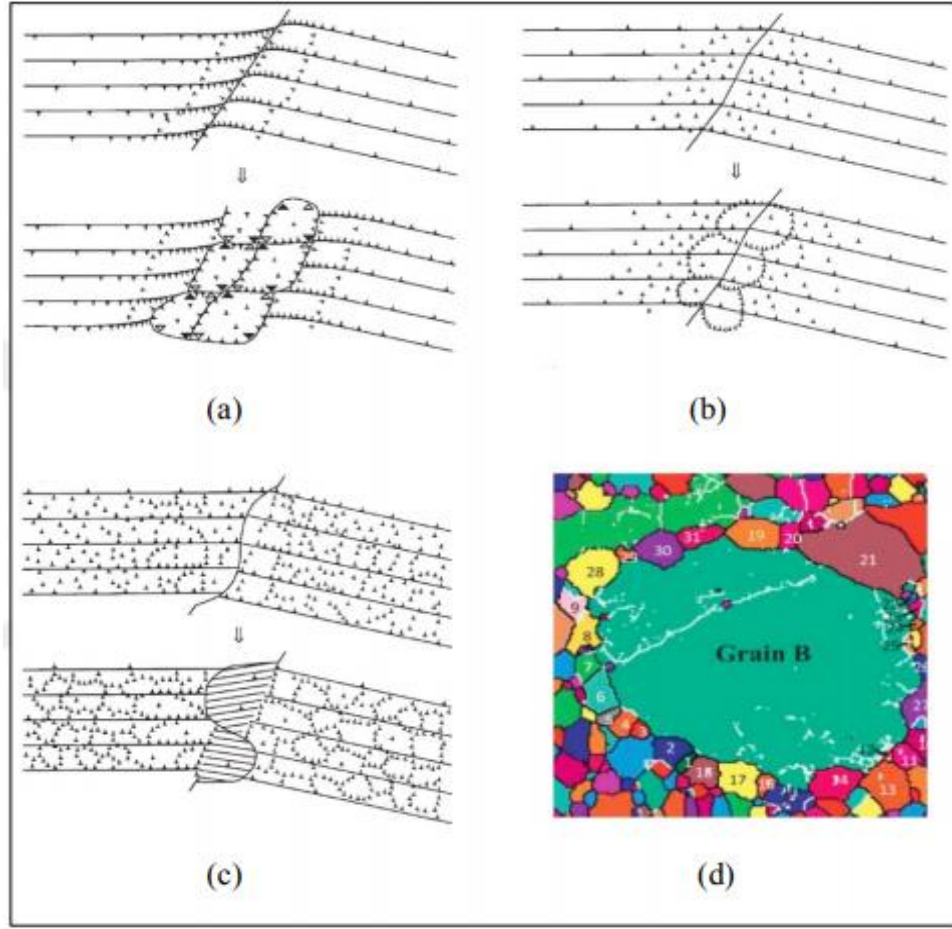
Şekil 2.8. Ekstrüzyon sırasında mikroyapı gelişiminin şematik gösterimi ve döküm ve ekstrüzyon sonrası Mg-8Al-2Zn-6Sn alaşımının mikroyapıları [76,78].

2.3.1. Dinamik Yeniden Kristalleşme

Dinamik yeniden kristalleşme (DYK), birçok mühendislik malzemesinde olduğu gibi magnezyum alaşımlarında da önemlidir. Genellikle plastik deformasyon sıcaklığı $0,5T_m$ den büyük olduğu durumda gerçekleşir. DYK sıcak deformasyonda yararlıdır çünkü malzemeye sadece iyi dövülebilirlik ve kararlı akış sağlamakla kalmaz, mikroyapıyı da yeniden şekillendirir [75,77]. DYK için gereken gerçek gerilme, deformasyon sıcaklığı arttıkça düşer. Ayrıca DYK mekanizması ile oluşan tanelerin boyutu gerçek gerilimdeki artış ile düşer. DYK mekanizmasının karakteristik özelliklerinin iyi bilinmesi ile uygun deformasyon koşulları sağlanarak son tane boyutu belirlenebilir. DYK kendi içinde de iki gruba ayrılır; sürekli (continuous) ve süreksiz (discontinuous) yeniden kristalleşme. Sürekli yeniden kristalleşmede, dislokasyonlar önce toparlanma göstererek alt tane sınırlarına (küçük açılı tane sınırları) absorbe edilir ve sonunda büyük açılı tane sınırları oluşturarak yeni tanelerin oluşumu sağlar. Süreksiz yeniden kristalleşme ise yeni tanelerin büyük açılı tane geçmesi (birincil yeniden kristalleşme) sonucu çekirdeklenmesi ve büyümesi sonucu olur. Bu mekanizmaya süreksiz denmesinin sebebi, deforme olmuş tanelerin dislokasyon yoğunluğunun homojen biçimde değil, hareket halindeki tane sınırlarında

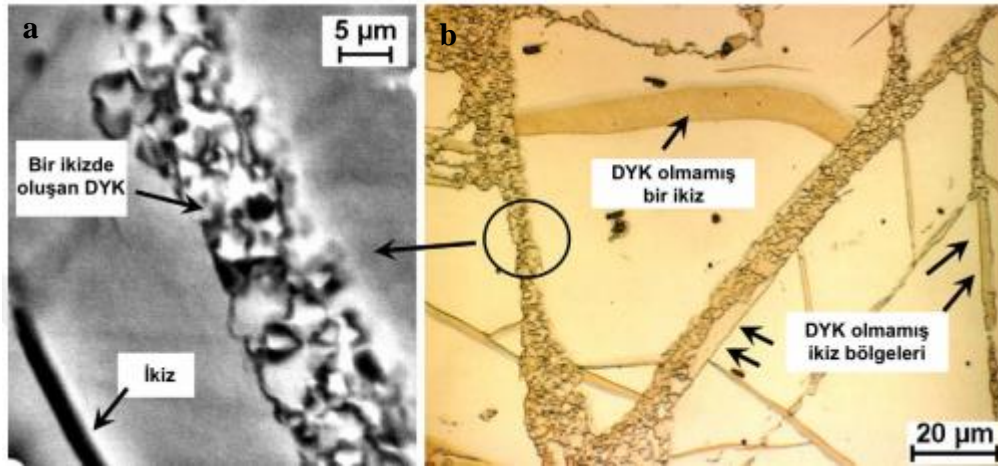
sürekli biçimde azaltılmasıdır [75,79]. Genel olarak özetlenecek olursa, sürekli yeniden kristalleşmede, dislokasyonlar yeniden kristalleşen tanelerin içinde kalırken, sürekli yeniden kristalleşmede dislokasyonlar büyük açılı tane sınırları tarafından süpürülerek yok edilir. DYK mekanizmaları, yeniden kristalleşen tanelerin çekirdeklenmeye başladıkları bölgelere göre de kendi içinde ayrılır. Bu çekirdeklenmeler, tane sınırlarında, ikizlenme bölgelerinde ve yapıdaki partiküllerin tesiri ile oluşabilmektedir [75,79-80]. Tane sınırı çekirdeklenmesi ile küçük yeniden kristalleşmiş taneler orjinal tane sınırlarına yerleşerek kolye tipi (necklace type) yapılar oluşturur. Bu model ilk olarak Ion ve arkadaşları tarafından Mg-ağ.%0,8Al alaşımı için öne sürülmüştür [79] ve Galiyev ve arkadaşları tarafından da ZK60 alaşımı için geliştirilmiştir [81].

Şekil 2.9' da gösterildiği gibi üç farklı tane sınırı çekirdeklenme mekanizması vardır. Şekil 2.9 (a)' da düşük sıcaklıkta (150 °C) taban <a> kayması ve ikizlenme sistemleri görülmektedir. Taban dislokasyonları tane ve ikiz sınırlarında toplanır ve sınır çevresindeki iç gerilim tabansal olmayan kayma sistemleri (piramidal ve prizmatik) için olan kritik kayma gerilmesini aşar. Daha sonra büyük açılı tane sınırları, dislokasyonların düzenlenmesi ile oluşturulur. Şekil 2.9 (b)' de gösterilen 200-250 °C sıcaklıkta, tane sınırlarında <a> dislokasyonlarının çapraz kayması meydana gelir. Çapraz kaymadan sonra, tabansal olmayan düzlemlerdeki dislokasyonlar, taban düzlemdekinden daha yüksek istifleme hatası enerjisine (stacking fault energy) sahip olduğundan tırmanabilirler. Çapraz kaymadan ve tırmanma sonucu gerçekleşen dislokasyonların yeniden düzenlenmesi, orjinal tane sınırlarının çevresinde küçük açılı tane sınırları oluşturur ve en sonunda yüksek açılı tane sınırları oluşur. Şekil 2.9 (c)' de gösterilen 250-450 °C sıcaklıkta hacimsel difüzyon söz konusudur. Dislokasyon tırmanması düşük sıcaklıklara göre çok daha fazladır ve yüksek dislokasyon tırmanması, kayma çizgilerinde gerilme lokalizasyonu oluşturur ve bu da tane sınırlarının şişmesine neden olur (bulging). Yeni taneler, bu orjinal tane sınırlarının şişkinliklerinde şekil alır. Şekil 2.9 (d)' de 375 °C' de haddelenmiş AZ31 alaşımında bu duruma örnek bir çekirdeklenme görülmektedir [82].



Şekil 2.9. ZK60 alaşımında tane sınır çekirdeklenmesi mekanizmalarının şematik olarak gösterimi. a) 150 °C' de, b) 200-250 °C' de, c) 250-450 °C' de [81] ve d) 375 °C' de haddelenmiş AZ31 alaşımının EBSD haritası [82].

İkizlenme Çekirdeklenmesi İkizlenme bölgeleri DYK için yeni çekirdeklenme bölgeleri oluşturabilmektedir. Çekirdeklenmeler genellikle ikiz-ikiz ve ikiz-tane kesişimlerinde gerçekleşir. Yeniden kristalleşmenin ilk evrelerinde ikizlenmenin oluşması ile, yeniden kristalleşme için gereken hareketli yüksek açılı tane sınırları oluşabilir [75,77]. Sitdikov ve arkadaşları ikizlenme çekirdeklenmesi için üç farklı tip öne sürmüştür: (i) ikizlerin kesişiminde çekirdeklenme, (ii) çift ikizlerde çekirdeklenme ve (iii) ikizlerle düşük açılı sınırların kesişiminde alt sınırlarda çekirdeklenme [83]. İkizlenme, ilk mikroyapıda olmayan yeni yönelimler ürettiğinden, DYK gelişiminde önemli rol oynamaktadır. Şekil 2.10' da geleneksel AZ31 magnezyum alaşımında deformasyon sırasında ikizlenme bölgelerinde oluşan çekirdeklenme görülmektedir.

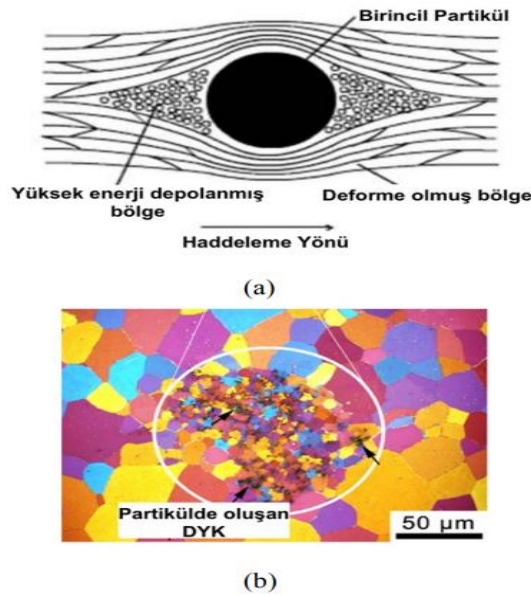


Şekil 2.10. AZ31 magnezyum alaşımında ikizlenme çekirdeklenmesi. a) SEM ve b) optik mikroyapı görüntüleri [84].

Parçacık tesirli çekirdeklenme (particle stimulated nucleation), ikincil fazların varlığı ile yeniden kristalleşmenin değişiklik göstermesidir. İkincil fazlar, deformasyon sırasında yapıda bulunabilen dağınık parçacık şeklinde veya deformasyon sonrası yapılan tavlama sonucu çökelebilir. Bu parçacıklar yeniden kristalleşmeyi birkaç yolla etkiler.

- Parçacıklar, boyutlarına, sıklıklarına ve miktarlarına bağlı olarak yeniden kristalleşmeyi destekleyebilir veya baskılayabilir.
- 1 μm' dan büyük parçacıklar depolanan enerjiyi ekstra parçacık-matris ara yüzeyi oluşturarak arttırabilir. Lokal deformasyonu sağlayan dislokasyonları yığar ve parçacık etrafındaki yanlış yönlenme gradyanını arttırır. Yeterli gerinme yığınması ve yeterli termal enerji bulunduğunda, belli boyuta sahip parçacıklar veya birçok parçacık tarafından oluşturulan kırışlar, yeniden kristalleşme için çekirdeklenme bölgesi görevi görürler. Buna parçacık tesirli çekirdeklenme denir [77].
- 1 μm' dan küçük parçacıklar da tane sınırı hareketini engelleyici etki göstererek tane büyümesini yavaşlatırlar.

Parçacık tesirli çekirdeklenme, özetle, ikincil fazların yeterli seviyede sert ve geniş oldukları durumda deforme olamamaları ve bunların etrafında homojen olmayan bir dislokasyon yapısının ve bunun sonucunda yeni tanelerin çekirdekleneyeceği bölgeler oluşturmasıdır. Şekil 2.11’ da partikül tesirli çekirdeklenme mekanizması şematik olarak ve AZ31 magnezyum alaşımında örnek olarak gösterilmektedir [75,77,85]. İyi dağılmış parçacıklar çekirdeklenme için daha az etkilidir ancak dislokasyon hareketini ve tane sınırını göçünü engeller, böylece yeniden kristalleşme ertelenmiş olur [77]. Magnezyum alaşımlarında parçacık tesirli çekirdeklenmenin rastgele yönlenmiş çekirdeklerin oluşmasına sebep olarak tekstürü zayıflattığı daha önce yapılan çalışmalarda bildirilmiştir [85-86]. Robson ve arkadaşları, geleneksel magnezyummangan alaşımlarındaki yeniden kristalleşmeye parçacıkların etkilerini inceleyen kapsamlı bir çalışma yürütmüşlerdir [86]. Bu çalışmaya göre, parçacık tesirli çekirdeklenmenin bireysel kaba parçacıklardan daha çok parçacık kümeleri boyunca olduğu bildirilmiştir. Buna sebep olarak ise, parçacık kümelerinde, bireysel parçacıklara göre daha yüksek yönlenme farklılıklarının bulunması gösterilmiştir. Ayrıca yine aynı çalışmada, parçacık tesirli çekirdeklenme ile oluşan yeniden kristalleşmiş tanelerin boyutunun, tane sınırı çekirdeklenmesi ile oluşan tane boyutundan daha küçük olduğu bildirilmiştir [75].



Şekil 2.11. Partikül tesirli çekirdeklenme mekanizması.a) şematik olarak gösterimi[77] ve b) bir Mg alaşımında partikül çevresinde oluşan çekirdeklenme[85].

2.4. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ŞEKİLLENDİRİLEBİLİRLİK ÜZERİNE ETKİSİ

Alaşım elementlerinin eklenmesi magnezyum alaşımlarının özelliklerini ve performansını iyileştirmenin ilk aşamasıdır ve oldukça önemlidir. Aşağıdaki kısımlarda, alaşım elementlerinin tane küçültme ve doku zayıflaması üzerindeki etkisi tartışılacaktır, çünkü bu iki faktörün şekillendirilebilirlik üzerinde önemli bir etkisi vardır.

2.4.1. Tane Küçültme

Tane boyutu azaldıkça deformasyonun daha homojen hale geldiği ve şekillendirilebilirliğin arttığı bilinmektedir [87]. Alaşım elementleri, başlangıçtaki (döküm) tane büyüklüğünü inceltmek ve daha sonraki şekillendirme işlemleri boyunca ince tanelerin muhafaza edilmesi için kullanılabilir. Genellikle yüksek büyüme sınırlama faktörüne sahip alaşım elementleri Q, tane küçülmesine yol açar [88]. Tane boyutu, d, Q ile ilişkilidir ve bu da aşağıdaki denklem aracılığıyla beraber faz diyagramı parametreleri ile ilgilidir:

$$d = a + (b/Q) \quad (2.1)$$

Burada a,b = sabitler, $Q = mL C_o (k - 1)$; mL = sıvılaştırma hattının eğimi; C_o = alaşım çözülmüş konsantrasyonu; $k = \text{bölüm katsayısı} = C_s / C_L$; C_s = katı içinde çözünen konsantrasyon; C_L = sıvıdaki çözünen konsantrasyondur. Zn gibi bazı elementler tane rafine edilmesine yol açan yüksek Q faktörüne sahiptir [88].

Bu geleneksel yöntemler sadece sınırlı miktarda tane küçülümü sağlamaktadır. Örneğin 1000 μm 'den yaklaşık 250-100 μm 'ye kadar sınırlı şekilde tane küçülmesi sağlamaktadır, fakat büyük ölçüde geliştirilmiş şekillendirilebilirlik için gerekli olan 5-10 μm 'lik tane boyutları karşılamamaktadır. Bu nedenle, magnezyum alaşımlarının tane büyüklüğünü daha da azaltmak için termomekanik işlem uygulaması başlatılmıştır [89-90]. Yamashita ve diğ. tane büyüklüğünü 400 μm 'den 17 μm 'ye düşürmek için eşit kanal açılmal ekstrüzyon (ECAE) tekniği uyguladı [89]. M

Thirumurugan ve arkadaşları [41] ZM21 magnezyum alaşımını farklı sıcaklık ve hadde oranında haddeleyerek 350 μm 'den 22 μm 'ye kadar tane küçülümünü sağlamışlardır. Deformasyon, tane boyutu azaldıkça ve gerilme arttıkça daha da homojen hale gelmektedir. Bunun nedeni, tane sınırlarına yakın bölgelerdeki sıkı olmayan paketler üzerinde kaymaların aktivasyonundan kaynaklanmaktadır [87]. Çok ince taneli magnezyumda gelişmiş tane sınırı kayması ve bazal kayma görünmektedir [91].

2.4.2. Doku Zayıflığı

Magnezyumda ki taban dokunun varlığı, şekillendirilebilirliğini olumsuz şekilde etkiler ve sonuç olarak, magnezyum levhalardan imal edilebilen parçaların çeşitliliğini bir hayli kısıtlamaktadır. Magnezyum alaşımlarının şekillenebilirliğini, dokuları zayıflatarak geliştirme olasılığı gösterilmiştir [92-94]. Burada, (0002) düzlemde düşük doku yoğunluğuna sahip haddelenmiş numuneler, gelişmiş elastikiyet şekillenebilirliği sergilemiştir [93]. Ayrıca doku rastgele sıralama işleminin, oda sıcaklığında TRC Mg alaşımlarının gerilebilir şekillendirilebilirlik gelişiminde ortaya çıktığı gösterilmiştir [95]. Daha zayıf bir taban doku, daha büyük hacimdeki tanelerin, levha incelmesini destekleyen taban kayma ve ikizlenme ile deformasyonu karşılayacak şekilde yönlendirilmesi anlamına gelir [96]. Bu nedenle, mevcut alaşımları modifiye ederek, yeni alaşımlar geliştirerek ve doku zayıflamasından sorumlu mekanizmaları ortaya çıkararak, taban dokuyu zayıflatmak veya haddelenmiş magnezyum levhada rastgele dokular elde etmek için büyük çaba sarf edilmektedir.

2.4.2.1. Magnezyum Alaşımlarında Doku Zayıflatmanın Mekanizması

Doku zayıflaması (rastgele sıralama) partikül-matris arayüzlerinde oluşturulan taneciklerin ana tanelerden farklı yönelimlerle yeni tanecikler oluşturmak üzere birleştiği partikül uyarımlı çekirdeklenme (PSN) olarak bilinen yeniden kristalleşme yönlendirilmelerine bağlanır [77, 97-98]. Kayma kaydırmalarının uyumsuz çökeltileri kesmedikleri iyi bilinmektedir. Sonuç olarak, partikül-matris arayüzünde yer dislokasyon yığılımı veya döngü meydana gelir. Bu kaymaların gerilme-sıkıştırma gerinim alanlarının polaritesi, çökelti-matris ara yüzeyindeki kristalin lokal olarak

bükülmesine yol açar. Lokal gerilme (ve bükme), tavlama üzerine hücre oluşumu ve alt tanecik oluşumu yoluyla rahatlatılır. Yeniden düzenleme aşamasında oluşan alt taneler, beş derecelik düşük açılı sınır serbestliğine (eğme, bükme, yön değiştirme) ve çekirdeklenmeye göre yön değiştirme ile birleşerek, ana taneden önemli ölçüde farklı yönelimli tanelere dönüşerek doku zayıflamasına yol açar [89]. Bu yeniden kristalleşme mekanizması, ana tanelerinkilerle yakından ilişkili yeni tane yönelmelerine neden olan tane sınırındaki yanal genişleme mekanizmasından farklıdır. PSN, birkaç araştırmacı tarafından Mg alaşımları için doku zayıflatma mekanizması olarak tanımlanmıştır [97-98].

Alaşımlama ayrıca, kafes parametrelerini ve Mg'nin eksenel oranını c/a değiştirebilir. HCP metallere c/a oranı, bazal kayma ile bazal olmayan kayma arasındaki kritik çözülmüş kayma gerilmesini etkiler. c/a 'nın azalması, bazal olmayan fişlerin aktivitesini artırabilir [72]. Mg'de olduğu gibi 1.624'lük c/a oranı bazal düzlemde düşük kritik çözülmüş kayma gerilmelerine yol açarak bazal kaymayı desteklemektedir.

2.4.2.2. Alaşım Elementinin Mg Levha Alaşımları Dokusu Üzerine Etkisi

RE elementlerinin haddelenme ve sonraki tavlama sırasında doku gelişimi üzerindeki ana etkisi iyi belirlenmiş olmasına rağmen, doku değişikliğinden sorumlu mekanizmalar hala araştırılmaktadır. Ancak bu çalışmada RE elementi kullanılmadığı için bu konuya değinilmeyecektir.

2.5. MAGNEZYUM LEVHA ALAŞIMLARI

Bu bölümde magnezyum levha alaşımları incelenecektir. Bu çalışma ZM 21 magnezyum alaşımlarını kapsadığı için bölümde sadece Mg-Zn alaşımlı levhalar ve Mg-Mn alaşımlı levhalardan bahsedilecektir.

2.5.1. Mg-Zn Bazlı Alaşımlar

Mg alaşımlarının (hem dökme hem de dövme alaşımları) mukavemeti Zn ilavesiyle geliştirilebilmektedir. Bu alaşımlara Zr ve RE elementleride eklenebilmektedir. Mg-Zn alaşımları yaşlandırma sertleştirmesi yapılarak gelişmiş mekanik özelliklere sahip olabilmektedirler [7]. Çinko Fe ve Ni gibi emrütelerin zararlı korozif etkisini yok etmektedir [7]. Döküm alaşımları çekinti mikro gözenekliliğine yatkındır; ancak bu durum, dövme alaşımları için önemli bir sorun değildir [7]. Üçlü Mg-Zn-Mn alaşımı, ZM21, Magnezyum Elektron Ltd (UK) tarafından bir sac alaşımı olarak geliştirilmiştir. ZM21'in iyi çekme özellikleri vardır (AZ31'inkine eşittir) ve kolaylıkla kenarları çatlamadan haddelendiği iddia edilir [17]. Bu alaşım geçmişte uçak uygulamalarında kullanılmış ancak şu anda ticari bir Mg levha alaşımı olarak üretilmemektedir [95]. Diğer alaşım sistemleri de ZK ve ZE serisi magnezyum alaşımlarıdır.

2.5.2. Mg-Mn Bazlı Alaşımlar

Mg-Mn alaşımları, iyi haddelenebilirlik, kaynak kabiliyeti ve korozyon direncinden dolayı orta mukavemete sahip levha malzemesi olarak kullanılmaktadır [17]. Bu alaşım genellikle kaba taneli bir yapıya sahiptir ve çözünmeyen Mn taneleri içerir [17]. M1 ve M2 olarak belirtilen Mg-Mn levha alaşımları, nispeten yüksek manganez içeriği (ağırlıkça % 1-2) ile geliştirilmiştir [19, 72]. Bu alaşımlarda peritektik bir reaksiyon, bir Mg katı çözeltilisinin (α -Mg) ve α -Mn faz oluşumuna yol açmaktadır.

2.6. MAGNEZYUM LEVHA ÜRETİMİ

2.6.1. Geleneksel Magnezyum Levha Üretimi

Geleneksel sac üretiminde, magnezyum alaşımları, 1800 mm uzunluğa, 1000 mm genişliğe ve 300 mm kalınlığında doğrudan soğutmalı döküm levhalar şeklinde üretilirler [48, 100]. Plakalar saatlerce 400-500 °C'de homojenleştirilir ve temiz ve pürüzsüz bir yüzey elde etmek için plakalar yaklaşık 3 mm derinliğe kadar yüzey işlenir [100-101]. Haddelenenin her seferinde yaklaşık % 10 - 20 kalınlık azaltılır.

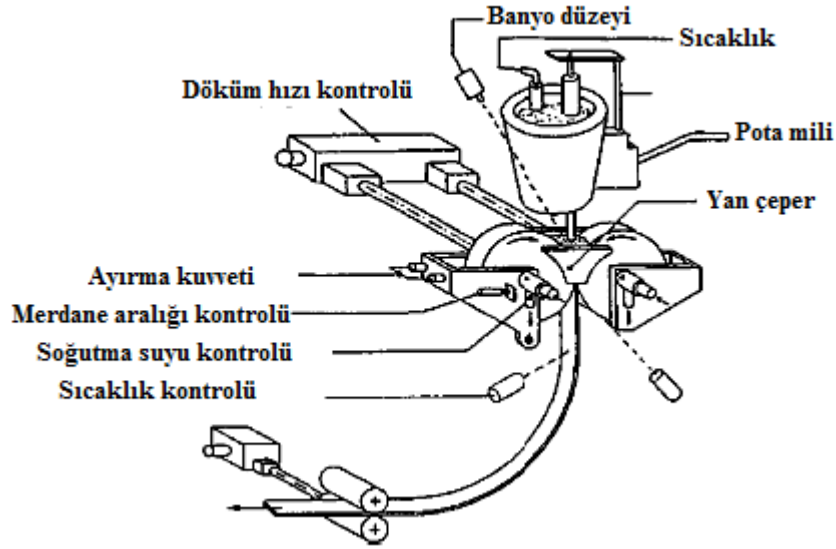
Son ürün kalınlığı 5 mm olan kaba sıcak haddeleme, 400-460 °C sıcaklık aralığında gerçekleştirilir; bu işlem, her biri için yaklaşık 25 geçiş içerir ve her geçişte % 20 oranında kalınlık azaltılmaktadır. Magnezyum alaşımlarının düşük ısı kapasitesi nedeniyle, yeniden ısıtma işlemi gerekliliği kar getirme yüzdesinde azalma ve magnezyum sac fiyatında bir artışa neden olmaktadır [100-101]. Bununla birlikte, sayısız ısıtma ve haddeleme aşaması nedeniyle, bazı döküm kusurları ortadan kaldırılabılır ve sonuç olarak yüksek kaliteli bir levha üretilebilir [102].

Kaba sıcak haddelemeden sonra, şerit kalınlığının yaklaşık 1 mm'ye düşürülmesi için 340-430 ° C'de ara sıcak haddeleme gerçekleştirilir. Her basamakta hemen hemen 10 geçişe kadar, yaklaşık olarak % 10'luk bir kalınlık azalımı elde edilir. Levhaların sıcaklığının 340 °C'nin üzerinde tutulması için, her geçişten sonra yeniden ısıtma işlemi yapılır [100-101]. Ara sıcak haddelemeyi yaklaşık 0.5 mm'lik bir son kalınlığa ulaşmak için sıcak haddeleme (190-400 °C) veya soğuk haddeleme olarak son haddeleme takip edilir. Yine, ince levhaların hızlı bir şekilde soğuması nedeniyle her bir geçiş arasında ısıtma gereklidir [100-101]. Nihai mekanik özellikleri düzenlemek için magnezyum alaşımlı levhalara farklı tavlama işlemleri yapılabilir. 370 ° C'de bir saat ısıtma yumuşatma menevişi için (O) ve 260 ° C'de bir saat ısıtılması, H24 tavnı verir [100-101]. Bu çalışmada da geleneksel levha üretimi adımlarına benzer adımlar izlenecek olup bu adımlar, 3. Bölümde detaylı olarak anlatılacaktır.

2.6.2. İkiz Rulo Dökümü (TRC)

İki farklı TRC tipi vardır; dikey ve yatay [48]. Dikey TRC'de (Şekil 2.9), eriyik bir ağızlıktan birbirlerine doğru dönen merdaneler arasındaki boşluğa akar. Rulolar çelikten [103-104] veya bakırdan [105-108] yapılmıştır. Kenar yavaşlatıcıları, ergitme havuzunu hadde boşluğunun tepesinde oluşturmak için kullanılır. Eriyik, döner merdanelere temas ettiği anda, her merdane yüzeyine bitişik katılmış bir kabuk oluşur. Bu iki kabuk, silindirlerin ucundaki silindir ayırma kuvveti ile kaynaklanır [102]. Kabukları kaynaklamak için silindir ayırma kuvvetinin varlığı gereklidir; aksi halde eriyik, silindirlerdeki boşluktan akar [102]. Çok yüksek bir ayırma kuvvetinin, çözünen zengin sıvıyı kabuktan dışarıya zorlayarak ayrılmaya yol açabilecek aşırı şerit deformasyonuna neden olduğu not edilmelidir [102]. Yatay TRC, tandış, nozıl ve

silindirlere oluşur. Erimiş metal, yatay bir nozıldan silindirlere çekilmeden önce sıcaklığın sabitlendiği ve kontrol edildiği tandişe aktarılır.



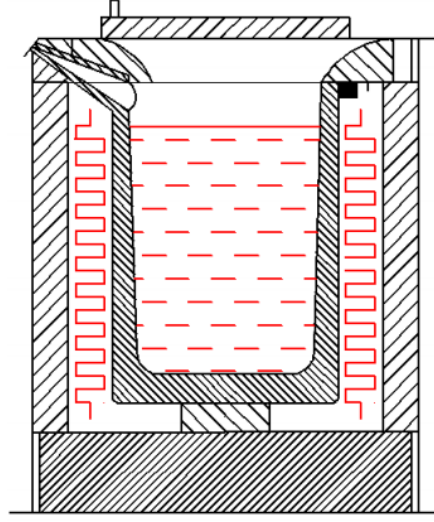
Şekil 2.12. TRC control parametreleri şematik gösterimi [102].

2.7. MAGNEZYUM ALAŞIMI DÖKÜMÜ

Bu çalışmada magnezyum alaşımları için temel döküm yöntemleri ana konu olmadığı için genel olarak döküm işlemi açıklanacaktır. Döküm yöntemimiz indüksiyon ocağıyla atmosfer kontrollü döküm ocağında ergitilmesi esasına dayanmaktadır.

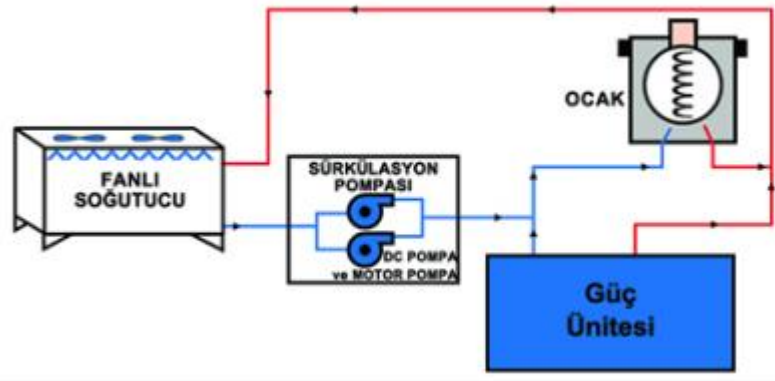
Çalışma prensibi bir iletken, içinden alternatif akım geçtiğinde civarında alternatif manyetik alan oluşturur. Aynı şekilde iletken bir malzeme alternatif manyetik alanın içine girdiğinde üzerinde bir akım akışı oluşur. Bu akım, dıştaki mevcut manyetik alanı yok edici yönde bir zıt manyetik alan oluşturur. Dışarıdaki manyetik alan malzemenin içine ilerlerken bu zıt manyetik alanı yok edici yönde bir zıt manyetik alan oluşturur. Dışarıdaki manyetik alan malzemenin içine ilerlerken bu zıt manyetik alandan dolayı zayıflar. Bu nedenle akımın büyük kısmı yüzeye yakın oluşur. Zıt manyetik alanın şiddeti frekansın bir fonksiyonudur. Frekans arttıkça yüzeyde oluşan akım, zıt manyetik alan oluşturmakta daha etkili olur. Pota ve sabit haznenin etrafında bulunan endüksiyon bobini ve ocağın içerisindeki metal, endüksiyon ocağının ergitme için gerekli en temel donanımını oluşturmaktadır. Pota dışındaki endüksiyon bobininden

geçirilen alternatif akım, sürekli yön değiştiren elektromanyetik değişken alanlar meydana getirir. Malzeme içerisinde oluşan bu endüktiv elektrik alanları ise malzemenin öz direnci vasıtası ile ısı enerjisine dönüşür ve içerisinde ki alaşım elementlerini ergitir [109].



Şekil 2.13. Pota etrafında direnç telli pota ocağı [109].

Ocak bobini, elektriksel kayıplardan meydana gelen ısıdan ve ergimiş banyonun konveksiyonla ısıtılmasından korumak için meydana gelen ısıyı dağıtmak üzere genellikle bir kapalı soğutma suyu devresiyle soğutulur [109].



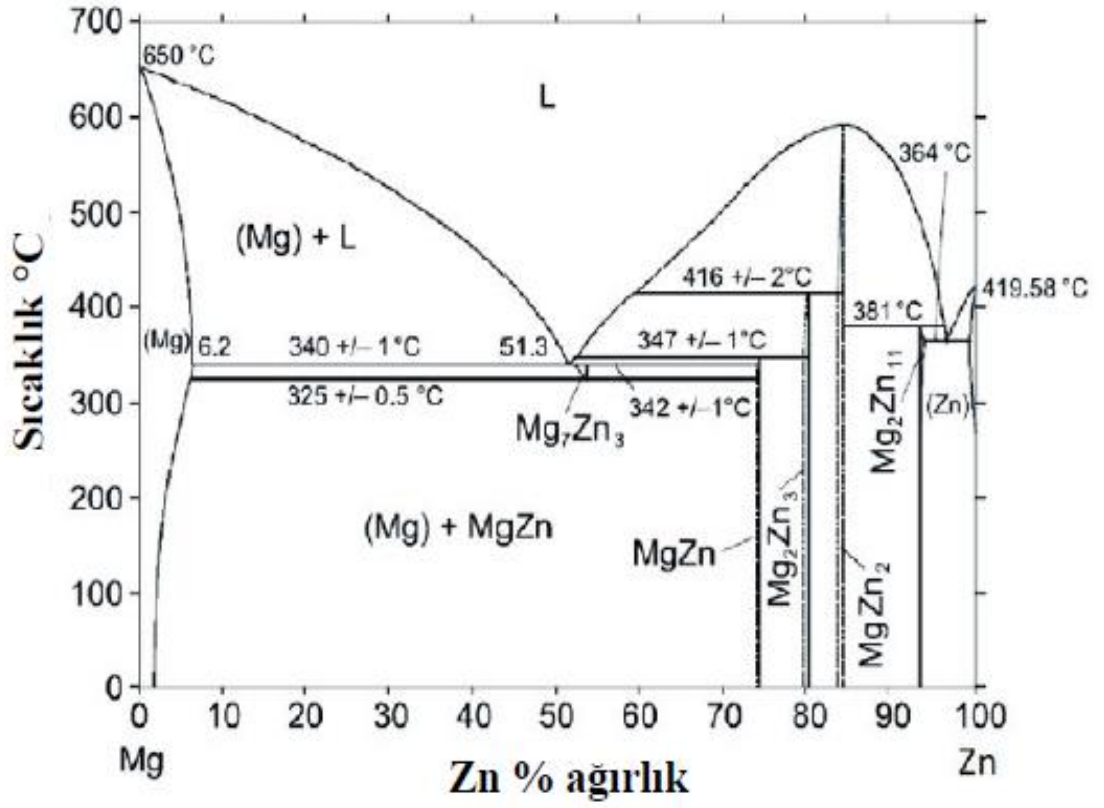
Şekil 2.14. Fanlı hava soğutmalı kapalı devre soğutma sistemi şeması.

Yanma ve oksidasyonu önlemek için magnezyumun erimesi için koruyucu bir gaz kullanılmalıdır. Kullanılabilecek birkaç gaz vardır:

- Sulfür heksaflorür SF6: SF6 renksiz, kokusuz bir gazdır. SF6 normalde bir taşıyıcı gaz (hava, CO2, argon veya azot) ile karıştırılmış olarak kullanılır. SF6 miktarı en az% 0.5 (hacim) olabilir [110].
- Sulfür dioksit SO2: Sulfür dioksit zehirlidir ve kuru havada% 0.5-0.7 (hacim) yoğunluğa sahiptir [110].
- Hidrofloro karbon gazı 1,1,1,2-tetrafloroetan HFC-134a: Bu yeni ve çevre dostu bir gazdır. Genellikle kuru havada% 0,5-0,7 (hacim) olarak kullanılmıştır [110].
- Magshield sistemi: BF3 zehirli bir gazdır. Kuru havada% 0,4-0,8 (hacim) kullanılabilir [110].
- Argon (Ar): Argon gazı asal (inert) bir gaz olduğu için ergiyik ile reaksiyona girmez ve yüzeye doğru giden ufak kabarcıklar çıkartmaktadır. Yüzeye giden bu kabarcıklar, ergiyik içindeki hidrojen gazını toplayarak ergiyik metali temizliyorlar ve hidrojen gözenekliliğini ortadan kaldırmaktadır.

2.8. Mg-Zn-Mn FAZ DİYAGRAMLARI

Alaşım elementlerinin Mg performansı üzerindeki olumlu etkisinden dolayı, Mg-Al alaşımları, Mg-Zn alaşımları, Mg-RE alaşımları, Mg-Li alaşımları ve Mg-Mn alaşımları dahil olmak üzere birçok Mg alaşım sistemi ticari olarak geliştirilmiştir. Bu alaşım sistemleri arasında, Mg-Zn bazlı alaşımlar, Zn'nin diğer alaşımlara oranla daha iyi bir katı çözelti sertleşmesi sağlamaktadır. Mg-Zn bazlı alaşımlar da güçlü bir yaşlandırma sertleşmesi tepkisine sahiptir [7].

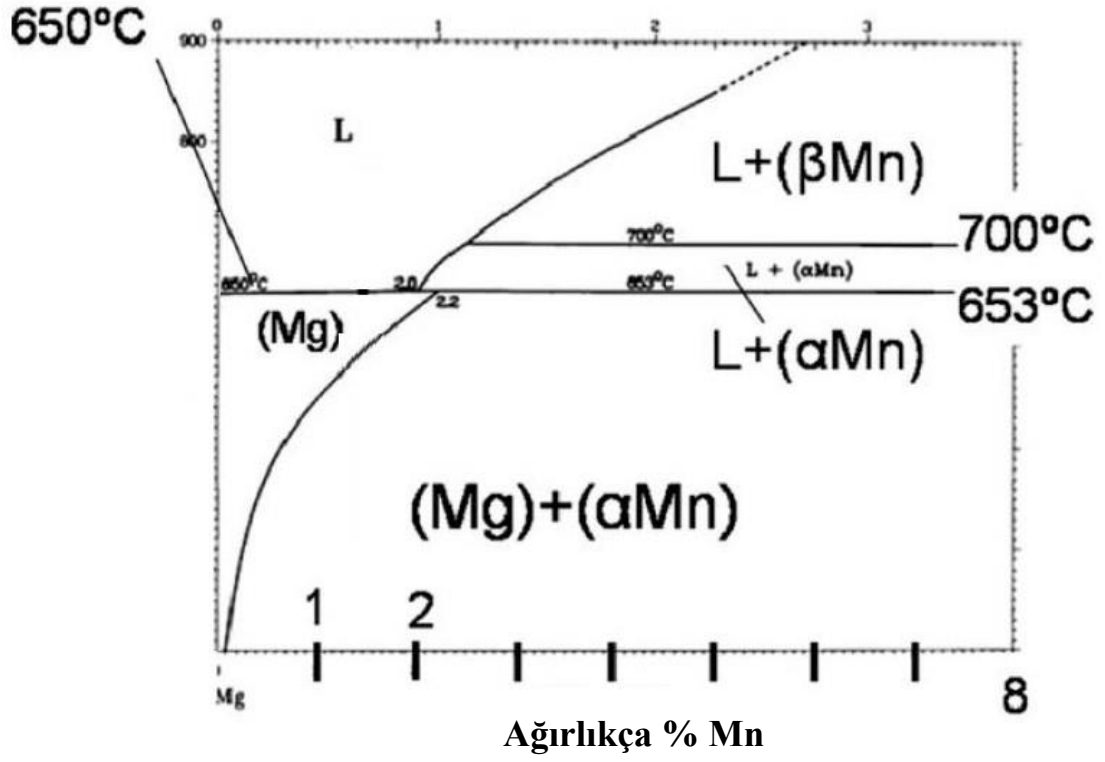


Şekil 2.15. Mg-Zn ikili faz diyagramı [111].

Çizelge 2.3. Mg-Zn oluşan ikili faz özellikleri [111].

Faz	Kompozisyon % Zn ağırlık	Person sembolü	Boşluk grubu
(Mg)	0 - 6,2	hp2	P6 ₃ /mmc
Mg ₇ Zn ₃	53,6	ol142	I _{mmm}
MgZn	74,0
Mg ₂ Zn ₃	80,1	mc110	C2 / m
MgZn ₂	84 - 84,16	hp12	P6 ₃ /mmc
Mg ₂ Zn ₁₁	93,7	cP39	Pm $\bar{3}$
(Zn)	99,9 - 100	hp2	P6 ₃ /mmc

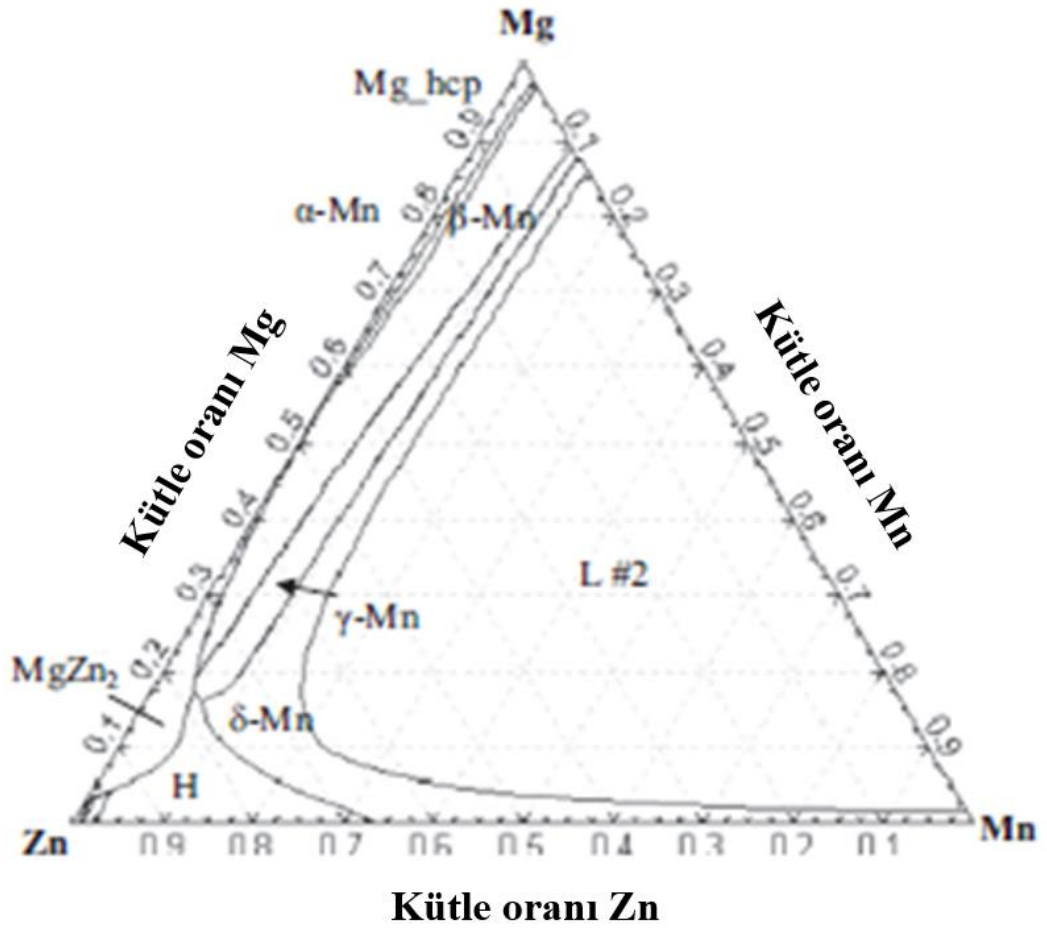
Atomik % Mn



Şekil 2.16. Mg-Mn ikili faz diyagramı [111].

Çizelge 2.4. Mg-Mn ikili faz diyagramı [111].

Faz	Kompozisyon % Mn		Person sembolü	Boşluk grubu
	ağırlık			
(Mg)	0 - 2,2		hp2	$P6_3/mmc$
(α Mn)	100		CI58	$I\bar{4}3m$
(β Mn)	100		cP20	$P4_132$
(γ Mn)	100		cF4	$Fm\bar{3}m$
(δ Mn)	100		cl2	$Im\bar{3}m$



Şekil 2.17. Mg-Zn-Mn tahmini üçlü faz denge diyagramı [112].

BÖLÜM 3

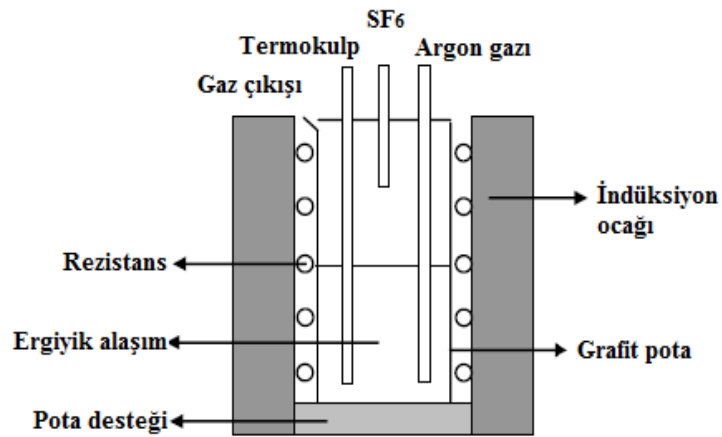
DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, farklı sıcaklıklarda ve farklı haddeme oranlarında haddelenen numuneler aynı kalınlıklara indirilerek ZM21 magnezyum levha üretimi gerçekleştirilmiştir. Üretilen levhaların mikroyapı ve mekanik özellikleri detaylı şekilde incelenmiştir.

3.1. ZM21 MAGNEZYUM LEVHA ÜRETİMİ

3.1.1. ZM21 Magnezyum Alaşımı Dökümü

Döküm yöntemimiz indüksiyon ocağı yardımıyla atmosfer kontrollü ZM21 alaşımının kalıplara dökülmesi esasına dayanmaktadır. Döküm işlemi yapılmadan önce sıvı metal ile temas halinde olacak olan; pota ve kalıp, karıştırma çubuğu, matkap ucu tel fırça ve uygun zımparalar yardımıyla temizlenmiştir. Sonrasında etanolle yıkanarak ilgili parçalar döküm ocağına yerleştirilmiştir. (Şekil 3.1) Ocak içerisindeki pota seramik kaplı ve iç kısmı grafitten yapılmıştır.



Şekil 3.1. İndüksiyon ocağı şeması.

Yıkanmış olan kalıp, fırında ilgili sıcaklıklarda yaklaşık 1 saat bekletilmiştir. Döküm öncesi kalıba Argon gazı verilerek döküm hataları minimize edilmiştir. Kalıpta, döküm sırasında oluşabilecek oksidasyonu önlemek için $\text{CO}_2 + \%0.8 \text{ SF}_6$ gazı kullanılmıştır. Daha öncesinde temin edilen saf Mg, saf Zn ve %15 Mn içeren magnezyum ingot, ocak besleme deliğinden geçebilecek şekilde uygun ebatlarda kesilerek etanolla yıkanmıştır. Uygun şarj miktarları her element için daha önceden tecrübe edilmiş yanma kayıplarıyla beraber hesaplanarak hassas terazi vasıtasıyla tartılmış ve alüminyum folyaya sarılmıştır.

Potaya saf magnezyum alaşımları yerleştirilmiş ve sistem faaliyete alınmıştır. Sıcaklık gösterge paneli ilgili sıcaklığa ulaştıktan sonra alaşımlama işlemi yapılmış ve karıştırma çubuğu yardımıyla 5 dakika boyunca homojen bir karışım için karıştırılmış ve sonrasında döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. Döküm işlemi yolluklu, paslanmaz çelikten yapılmış Y şeklindeki kalıba $\text{CO}_2 + \%0.8 \text{ SF}_6$ gazı ve argon gazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Döküm işlemi 4 kez tekrarlanmıştır.



Şekil 3.2. Döküm ocağı ve kullanılan gaz tüpleri ($\text{CO}_2 + \%0.8 \text{ SF}_6$, Argon).



Şekil 3.3. Y şeklinde kalıp ve dökülmüş ZM21 magnezyum alaşımı.

3.1.2. ZM21 Magnezyum Alaşımının Homojenizasyonu

Dökülmüş ZM21 magnezyum alaşımı plakaları torna ve freze yardımıyla yüzeydeki makro döküm hatalarından temizlenerek yapılacak deneyler için uygun ebatlarda kesilmiştir. Kesilen parçalardan döküm sonrası mikro yapı ve mekanik özelliklerin incelenmesi için ayrılan parçalar hariç hepsi homojenizasyon işlemine tabi tutulmuştur. Parçaların torna, freze ve kesme işlemleri numune hazırlama bölümünde detaylı olarak anlatılacaktır.

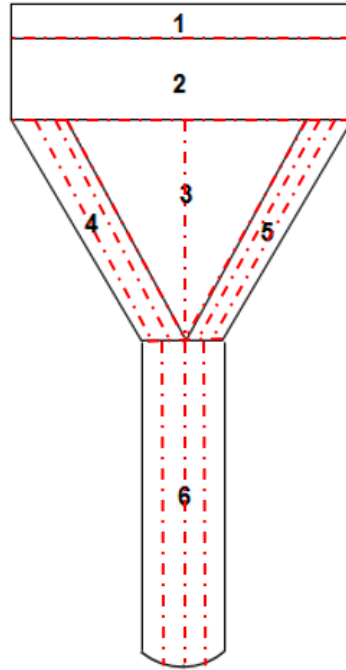
Literatürde ZM21 magnezyum alaşımı için belli bir homojenizasyon işlemi belirtilmemiştir. Araştırmacılar genellikle 400°C’de 10-16 saat arasında değişiklik gösteren sürelerde çalışmıştır. Homojenizasyon işlemi öncesi numuneler etanolle yıkanarak yüzey işlemede maruz kaldıkları su, yağ ve talaşlardan tamamen arındırılmıştır. Bu çalışmada yaptığımız homojenizasyon işlemi için ince silis kumu (SiO_2) ve yağlı grafit tozu bir kap içerisinde karıştırılmıştır. Daha sonra bu karışım döküm potasının yaklaşık 1/5 ini dolduracak şekilde dökülmüştür. Alüminyum folyaya sarılı parçalar potanın merkezine konularak, kum karışımı ile desteklenmiş ve parçaların kuma gömülmesi işlemi tamamlanmıştır. Daha önceden 400°C ye ısıtılmış fırına pota yerleştirilerek sıcaklık dengelenmesi beklenmiştir. Sıcaklık dengelendikten 16 saat sonra numuneler alüminyum folyaya sarılı halde çıkartılarak suda soğutma işlemine alınmıştır. Son olarak hadde öncesi kalınlıklarına ulaşıncaya kadar numune hazırlama işlemine tabi tutulmuştur.



Şekil 3.4. Homojenizasyon işlemi için potanın fırına konulmadan önceki son haline ait görüntü.

3.1.3. Yüzey İşleme

Y şeklindeki kalıptan çıkartılan ZM21 magnezyum alaşımının yolluk, besleyici ve havayla temas edilen çekinti boşlukları kesilerek hurdaya ayrılmıştır. Y bloкта kesme işlemi uygulanan kısımlar ve doğrultuları aşağıdaki şekilde kırmızı kesikli çizgilerle gösterilmiştir. Kesme işlemi sırasında soğutma suyu olarak saf su kullanılmıştır. Aşağıdaki şekilde Y bloktan uygun numune çıkarımı ve ebatları yer almaktadır.



Şekil 3.5. Y bloktan parça çıkarım şeması.

Çizelge 3.1. Y bloktan parça hazırlanma çizelgesi.

HADDE SICAKLIĞI	HADDE ORANI	DÖKÜM NUMARASI	Y BLOKTAN ALINAN BÖLGE	KABA BOYUT	HADDE ÖNCESİ İSTENİLEN BOYUT
275 °C	% 40	4. Döküm	6	20*38*128	3.3*37*115
	% 60	1. Döküm	6	20*38*128	5*37*118
	% 80	1. Döküm	2	15*44*128	10*43*58
325 °C	% 40	4. Döküm	6-4	20*38*128 11*30*128	3.3*37*115 3.3*18*115
	% 60	2. Döküm	6	20*38*128	5*37*118
	% 80	2. Döküm	2	15*44*128	10*43*58
375 °C	% 40	4. Döküm	6-4	20*38*128 11*30*128	3.3*37*115 3.3*18*115
	% 60	3. Döküm	6	20*38*128	5*37*118
	% 80	3. Döküm	2	15*44*128	10*43*58

1 ve 3 numaralı bölgeler hurdaya ayrılmıştır. 4 ve 5 numaralı bölgelerden döküm hali (işlem görmemiş) ve homojenizasyon sonrası halleri için çekme numunesi ve diğer incelemeler için uygun ebatta numuneler çıkartılmıştır. İşlem görmemiş hali ve homojenizasyon sonrası halleri için çekme numunesi ve %40 hadde oranı için parçaların uygun kalınlıklarda dilimlenmesi tel erozyon yöntemiyle yapılmıştır. Bölüm 3.5.1' de tel erozyon yönteminde kullanılan parametrelere yer verilecektir. Homojenizasyon işlemine tabi tutulan parçalardan %80 ve %60 haddelenecek numunelerin kalınlıkları freze yardımıyla 10,5 mm, 5,5 mm' ye indirilmiştir. Freze ve torna işlerinde elmas kesici uçlar kullanılmış olup, numune parçalarıyla tepkimeye girmesine herhangi bir sebebiyet vermemek için kuru işleme yapılmıştır (Şekil 3.6).



Şekil 3.6. Frezeleme işlemine ait görüntü.

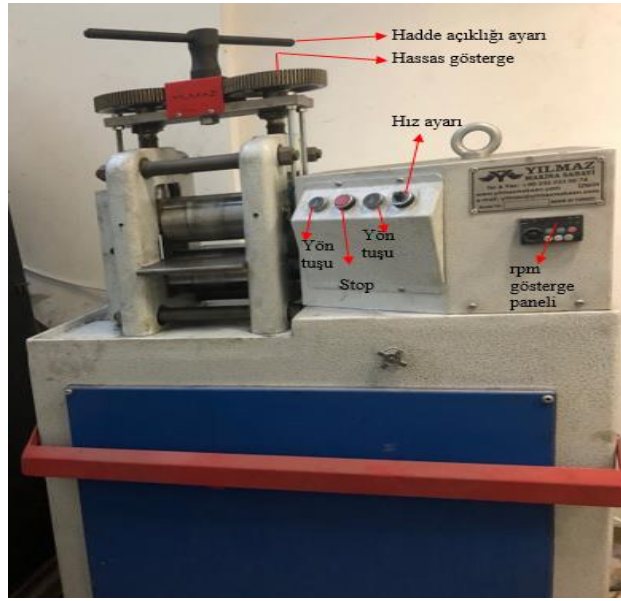
Daha sonra haddeye girecek tüm parçalar 400-1200-2500 meshlik zımparalar kullanılarak 10 mm, 5 mm, 3,3 mm kalınlıklara indirilmiş ve aynı zamanda freze izleri de yok edilmiştir. Zımparalama işlemi sulu ortamda yapılmıştır. Tüm yüzey işlemlerinden sonra numuneler etanolle yıkanmıştır. Şekil 3.7’de hadde öncesi yüzey işleme tamamlanmış plakalar görülmektedir.



Şekil 3.7. Hadde öncesi yüzey işleme tamamlanmış plakalar.

3.1.4. ZM21 Magnezyum Alaşımı Haddelenmesi

Kendi eksenleri etrafında dönen iki silindir arasından malzeme geçmesine haddeleme denilmektedir. Bu çalışmada haddeleme işlemi Teknoloji Fakültesi laboratuvarlarında yer alan laboratuvar tipi hadde cihazında (Şekil 3.8) yapılmıştır. İlk adım olarak hadde merdanelerinde daha önceki çalışmalardan kalan yağ ve hadde kalıntıları etanolle yıkanarak temizlenmiştir. Etanolle yıkama işlemi sonrasında hadde merdanesi üzerindeki yağ ve toz uzaklaştırılmıştır.



Şekil 3.8. Laboratuvar tipi hadde makinası.

Hadde işlemi sırasında numunelere geçiş başına yaklaşık olarak $\phi = 0.2$ 'lik sabit bir deformasyon derecesi uygulanmıştır: $\phi = -\ln(h_{n+1} / h_n)$ burada n, hadde geçişinin sayısıdır ve h_n geçişten sonra numune kalınlığıdır. Çizelge 3.2'de haddeleme için uygulanan hadde açıklıkları yer almaktadır.

Çizelge 3.2. Hadde açıklıkları çizelgesi.

Paso sayısı	10 mm'den 2mm'ye (% 80 hadde oranı) inerken ki kalınlık (mm)	5 mm'den 2mm'ye (% 60 hadde oranı) inerken ki kalınlık (mm)	3,33 mm'den 2mm'ye (% 40 hadde oranı) inerken ki kalınlık (mm)
1	8,187	4,093	2,701
2	6,702	3,351	2,211
3	5,487	2,743	2
4	4,492	2,245	
5	3,677	2	
6	3,010		
7	2,464		
8	2		

Uygulanacak hadde devir hızı olarak 4,7 m/dk seçilmiştir. Bu değer rpm değeri olarak karşılığı $v = w * r$ formülünden çıkartılmıştır. Burada merdane yarıçapı olan r değeri 55 mm'dir ve devir hızı yaklaşık 13,7 rpm olarak bulunmuştur. 13,7 rpm cihazda 50'ye takabül etmiş olup göstergede okunan değer 13,78 - 13,81 rpm'dir. Haddeleme öncesi tüm numuneler ilgili hadde sıcaklıklarında 1 saat MAGMATHERM marka ve MT 1205-B2 model ısıtım fırınında bekletilmiştir. Her pasonun tamamlanmasından sonra, ilgili numune, bir sonraki hadde geçişinin başlamasından önce sıcaklık kaybı olmaması için 10 dk. boyunca hadde yapılacak sıcaklığa ısıtılmıştır. Hadde merdaneleri oda sıcaklığında tutulmuştur ve haddeleme sırasında herhangi bir yağ kullanılmamıştır.

3.2. HADDELENMİŞ NUMUNELERE YÜZEY PÜRÜZLÜLÜĞÜ TESTİ

Hadde işleminden sonra tüm numuneler etanolle yıkanarak yüzeydeki kirlerin ölçüm sonuçlarını etkilemesi minimize edilmiştir. Ölçümler her sıcaklık ve hadde oranından tek numune üzerinden alınmıştır. Her numuneden hadde yönünde 3, hadde yönüne dik olarak 3, toplamda 6 ölçüm alınmıştır. Yüzey pürüzlülüğü ölçüm cihazı TÜRKAK

tarafından akredite edilmiş KBÜ Demir-Çelik Enstitüsü Metroloji Laboratuvarı'nda bulunan kalibreli Mitutoyo marka SJ-410 model yüzey pürüzlülük ölçme cihazı (Şekil 3.9) ile yapılmıştır. Ölçümler; ISO1997 standartına göre standart prob ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.9. Mitutoyo SJ-410 model yüzey pürüzlülük ölçme cihazı ve ölçüm anına ait görüntü.

3.3. PENETRANT TESTİ

Penetrant Testi, malzeme yüzeyinde yüzeye açılan çatlak, katlanma, gözenekler ve ergime noksanlığı gibi süreksizliklerin saptanması için kullanılan bir tahribatsız muayene yöntemidir. Bu yöntem akışkan bir penetrant sıvısının muayene yüzeyindeki süreksizliklere nüfuz ettirilip daha sonra geliştirici bir sıvı tarafından yüzeye tekrar çekilerek görünür hale gelmesini sağlamak esasına dayanır. Penetrant, süreksizliklere kapiler etki ile nüfuz eder. Bu nedenle muayene parçasının malzemesine ve yüzey özelliklerine bağlı olarak, penetrantın uygulanmasından itibaren belli bir penetrasyon süresince beklemek gereklidir. prEN 571-2 standardı uyarınca yapılan muayenelerde sadece onaylı ürünlerin kullanılması ve muayene sisteminden boya ve ara temizleyicinin aynı üreticinin ürünleri olması gerekmektedir.

Çekme numunelerinin hazırlanması safhasında veya daha önceki safhalarda numunelerin yüzeylerindeki hataların anlaşılabilmesi için Penetrant Testine ihtiyaç

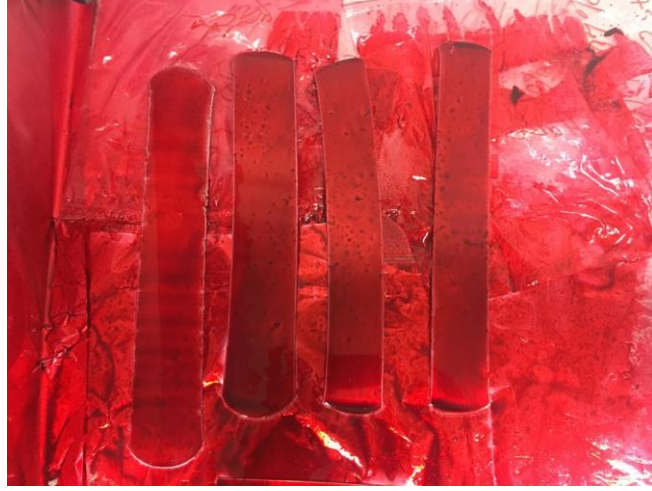
vardır. Penetrant Testinin amacı çekme numunesinin daha kantitatif değerler vermesini sağlamaktır.

Penetrant Testi muayenesinde MAGNAFLUX marka SKC-S Cleaner, SKL-SP2 Penetrant ve SKD-S2 Developer kullanılmıştır (Şekil 3.10).



Şekil 3.10. MAGNAFLUX marka SKC-S Cleaner, SKL-SP2 Penetrant ve SKD-S2 Developer.

Penetrant Testinde tüm parçalara ön temizlik yapılarak parçalara gözle muayene yapılmıştır. Ardından penetrant sıvısının sıkılmasıyla 15 dakika beklenmiş ve ara temizlik aşamasına geçilmiştir. Ara temizlikte sadece cleaner kullanılmış olup ortam sıcaklığında kuruması sağlanmıştır. Ara temizlik aşaması tamamlandıktan sonra Developer sıkılarak 5 dakika beklenmiş ve numuneler incelenmeye başlanmıştır. Muayene bitiminde numunelere son temizlik aşaması uygulanarak önce cleanerle sonrasında etanolla tüm parçalar yıkanarak çekme testine hazır hale getirilmiştir.



Şekil 3.11. Ön temizlik sonrası penetrant uygulanmış parçalar.

3.4. NUMUNELERİN MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

İşlem görmemiş, homojenizasyon ve haddelenmiş numunelerin karakterizasyonu için yapılan testler aşağıdaki alt bölümlerde detaylı olarak anlatılmaktadır.

3.4.1. XRF Analizi

Yapılan döküm sonrası kimyasal bileşimleri XRF (X-Işınları Floresans) yöntemi ile KBÜ Demir-Çelik Enstitüsü XRF-XRD laboratuvarında bulunan Rigaku ZSX Primus II marka cihaz kullanılarak belirlenmiştir. Bu analiz için işlem görmemiş halinden 3*10*10 mm ebatlarında kesilen numune farklı meshlerdeki zımparalarla (400, 600, 800 ve 1200 meshlik) zımparalanarak hazırlanmıştır.

3.4.2. XRD Analizi

XRD profilleri KBÜ Demir-Çelik Enstitüsü XRF-XRD laboratuvarında bulunan Rigaku Ultima IV marka cihaz ile 10° - 90° tarama açısı aralığında ve 3° / dk. tarama hızında elde edilmiştir. XRF analizinde kullanılan numune XRD analizi içinde kullanılmıştır. XRD profillerindeki pikler standart kartlar ve literatürdeki benzer çalışmalarda elde edilen XRD sonuçları ile karşılaştırılarak döküm sonrası yapıda bulunan bileşen fazlar belirlenmiştir.

3.4.3. Haddelene Sonrası Kısa Tavlama

Haddelenen numunelerin mikro yapılarında tane boyutunun daha iyi anlaşılabilmesi için kısa tavlama işlemi yapılmıştır. Haddelenen numunelerdeki taneler uzayıp eliptik bir görünüme sahip olduklarından dolayı, tavlama işlemi sonrasında tane boyutunun ölçülmesi ve ne kadar incelmiş olduğunu saptaması daha kolay hale gelmiştir. İşlem için, numuneler bakalite alınmadan önce 20*20 mm ebatlarında kesilmiştir. MAGMATHERM marka ve MT 1205-B2 model ısıtma fırınında (Şekil 3.12) 260°C de 30 dk. kısa tavlama işlemi gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.12. MAGMATHERM marka ve MT 1205-B2 model ısıtma fırını.

3.4.4. Mikro Yapı

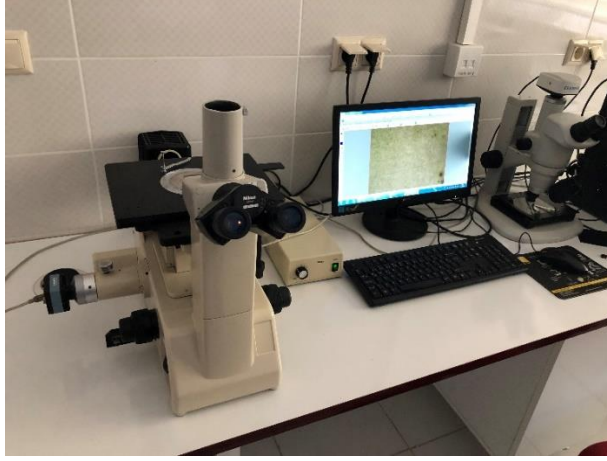
Mikro yapı incelemesi için, kısa tavlama işlemi yapılmış numuneler, homojenizasyon ve işlem görmemiş hali numunesi 25 mm çapında bakalit kalıplarına alınmıştır. Daha sonra reçine-sertleştirici karışımı üzerine dökülerek sertleşmesi beklenmiştir. Kalıplardan çıkartılan numuneler sırasıyla 240, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2500 meshlik zımparalarla saf su kullanılarak zımparalanmıştır. Daha sonra parlatma keçesi ve 1 µ'lık alümina süspansiyon kullanılarak parlatma işlemi yapılmıştır. Zımparalama ve parlatma işlemleri Metkon Forcipol 2V cihazında (Şekil 3.13) 320 rpm'de yapılmıştır. Son temizlik aşamasında saf su ve etanol kullanılarak parlatma işlemi tamamlanmıştır.



Şekil 3.13. metkon FORCIPOL 2V zımpara ve parlatma cihazı.

Daha sonrasında mikro yapıları incelemek için pikral dağlayıcı hazırlanmıştır. Pikral dağlayıcı; 3 gr pikrik asit (toz halinde), 2.5 mL asetik asit, 5 mL saf su, 50 mL etil alkol karışımı beherde karıştırılarak hazırlanmıştır. Dağlama süresi olarak yaklaşık 5 sn tutulmuştur. Dağlama işleminden hemen sonra yüzeyler saf su ve etanolle yıkanmıştır.

Mikroyapı incelemeleri için her bir numunenin 50X, 100X, 200X, 500X ve 1000X büyütmelerde resimleri alınmıştır. Mikroyapı resimleri Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Malzeme Laboratuvarı'nda bulunan Nikon Epiphot marka optik mikroskopta çekilmiştir (Şekil 3.14). SEM ve EDX analizleri için KBÜ Demir Çelik Enstitüsü SEM Laboratuvarında bulunan Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem marka cihaz kullanılmıştır.



Şekil 3.14. Nikon Epiphot marka optik mikroskop.

Mikro yapılardaki tane boyutunu hesaplamak için ImageJ programından yararlanılarak, çizgisel kesişme yöntemiyle tane boyutu hesaplama metodu kullanılmıştır. Bu metot için aynı resimden 3 adet doğru alınmıştır. Çizgisel kesişme yöntemiyle tahmini tane boyutu hesaplama formülü aşağıda verilen şekildedir:

$$d = \frac{L_t}{N} \quad (3.1)$$

Burada;

d: ortalama tane boyutunu,

L_t: toplam doğru uzunluğunu,

N: toplam tane sınırı sayısını ifade etmektedir.

3.5. MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

İşlem görmemiş, homojenizasyon ve tüm haddelenmiş numunelerin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri sertlik testi, çekme testi ve kırık yüzeylerin incelenmesiyle tayin edilmiştir.

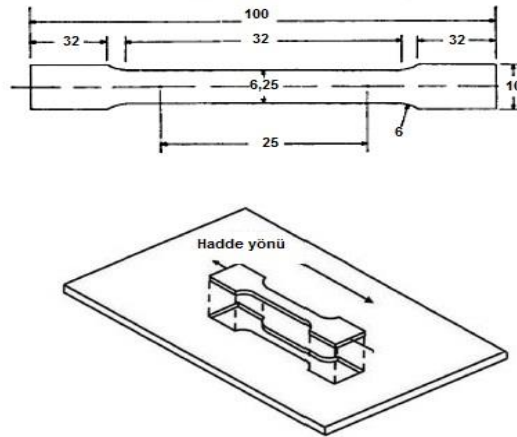
3.5.1. Çekme Numunesinin Hazırlanması

Çekme numunelerinin hazırlanma işlemi Mensan Mentеше San. ve Tic. Ltd. Şti. tarafından tel erozyon yöntemiyle hazırlanmıştır (Şekil 3.15).



Şekil 3.15. Tel erozyon cihazı.

Yapılan tel erozyon yönteminde soğutma sıvısı olarak saf su kullanılmıştır. Kullanılan tel 0,25 mm kalınlığında çinko kaplı teldir. Cihaz alüminyum modunda çalıştırılmış olup, 32 volt, 2,3 amper de 6,3 kesme hızında kullanılmıştır. Çekme numunelerinin ebatları ASTM A370-12a standartınca hazırlanmıştır (Şekil 3.16). Çekme numunesi alınan bölgeler penetrant muayenesine ve numunelerin doğrusalığına bakılarak seçilmiştir. Haddelenen numunelerden hadde yönünde 4'er adet çekme numunesi çıkartılmıştır.

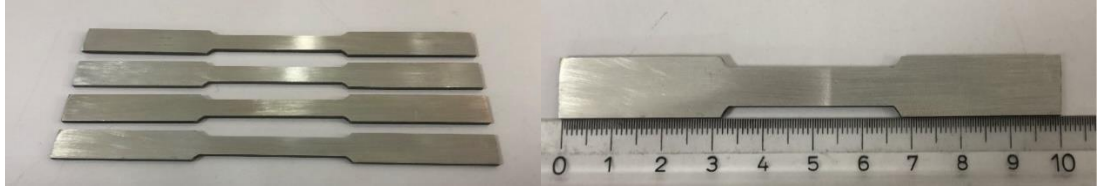


Şekil 3.16. Lama çekme testi numunesi ebatları (ölçüler mm cinsindedir).

İşlem görmemiş halinin ve homojenizasyon işleminin lama çekme numuneleri, tel erozyon yöntemiyle 2 mm kalınlığında dilimlenerek uygun bölgelerden ASTM A370-12a standartınca 4'er adet hazırlanmıştır.

3.5.2. Çekme Testi

Homojenizasyonun ve haddelemenin deformasyon davranışlarını değerlendirmek için çekme testi yapılmıştır. İşlem görmemiş hali için 4 adet, homojenizasyon hali için 4 adet ve yapılan her sıcaklıktaki farklı hadde oranlarında 4'er adet olmak üzere toplamda 44 adet numune teste tabi tutulmuştur. Şekil 3.17'de hazırlanmış çekme testi numuneleri görülmektedir.



Şekil 3.17. Hazırlanmış çekme testi numuneleri örneği.

Çekme testi Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsündeki Dinamik Test Laboratuvarında bulunan MTS 100kN Servohidrolik dinamik test cihazı kullanılmış ve çekme testinde oda sıcaklığında $10^{-3}s^{-1}$ sabit gerinim değeri uygulanmıştır.

3.5.3. Vickers Mikro Sertlik Testi

Vickers mikro sertlik testi için, çekme numunesi çıkartılan bölgelerin bitiminden parçalar kesilmiştir. Kesme işlemi su soğutmalı kesme testeresi yardımıyla yapılmıştır. Daha sonra kesilen parçalar 35 mm çapında bakalit kalıplarına alınmıştır ve reçine-sertleştirici karışımı üzerine dökülerek sertleşmesi beklenmiştir.

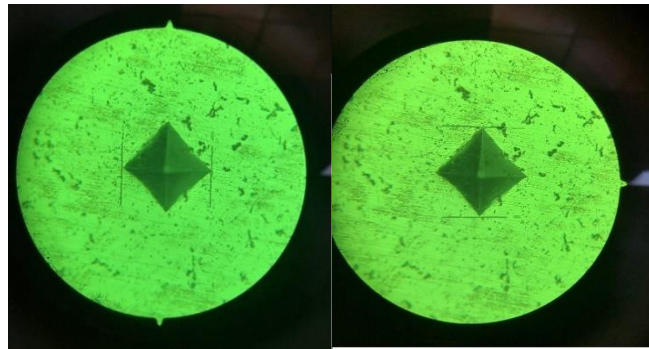
Kalıplardan çıkartılan numuneler Bölüm 3.4.4'de bahsedilen zımparalama ve parlatma işlemlerine aynı şekilde tabi tutulmuştur. Mikro sertlik testi Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Tahribatlı Muayene Laboratuvarları'nda bulunan Shimadzu marka

HMV model Micro Hardness Tester cihazında yapılmıştır (Şekil 3.18). Vickers mikro sertlik testi 4,903 Newton (500gr) yük altında 15 sn uygulanarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.18. Shimadzu HMV Micro Hardness Tester cihazı.

Her bir numuneden en dış noktasından merkezine kadar eşit aralıklarla en az 5 farklı nokta belirlenerek ölçümler alınmıştır ve son olarak bu değerlerin ortalamaları hesaplanmıştır. Şekil 3.19'da ölçüm sırasında elmas ucun bıraktığı iz örneği görülmektedir.



Şekil 3.19. Ölçüm sırasında elmas ucun bıraktığı iz.

BÖLÜM 4

DENEYSEL SONUÇLAR

4.1. ZM21 MAGNEZYUM ALAŞIMI DÖKÜM SONUCU

Çalışmamızda kullanılan ZM21 alaşımının XRF analizi sonucu Çizelge 4.1.'de verilmiştir. Elde edilen sonucun Çizelge 4.2'de verilen ve literatürde belirtilen kompozisyon aralıklarıyla uyumlu olduğu görülmektedir.

Çizelge 4.1. Dökülen ZM21 magnezyum alaşımı % kimyasal kompozisyonu.

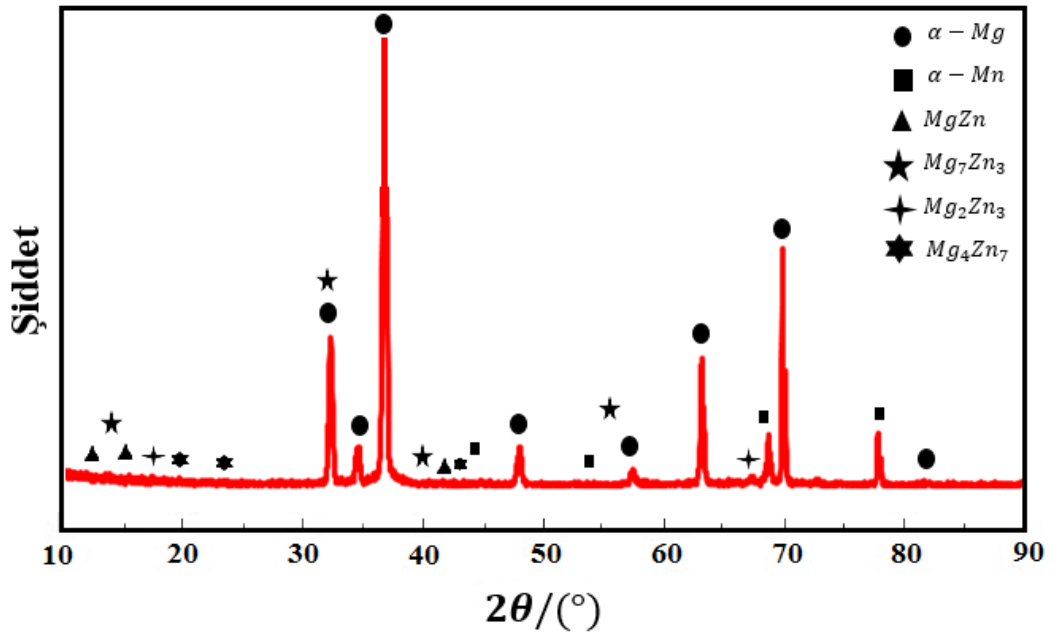
Zn	Mn	Al	Si	Diğer	Mg
2,13	1,10	0,02	0,01	0,01	96,73

Çizelge 4.2. Literatürde belirtilen ZM21 kimyasal bileşimi (% olarak) [7].

Zn	Mn	Al	Si	Diğer	Mg
2-2,80	1-1,50	0,02	0,01	0,10	Kalan

4.2. XRD SONUÇLARI

Şekil 4.1 ZM21 alaşımının döküm sonrası XRD paternlerini göstermektedir. XRD sonuçlarında meydana gelen pikler α -Mg, α -Mn ve Mg-Zn ikili fazlarına ait olduğu görülmektedir. Meydana gelen bu pikler literatürdeki diğer ZM21 alaşımları ve ZM21 alaşımına ilave RE elementleriyle çalışan araştırmacıların çalışmalarına bakılarak teyit edilmiştir. Mg-Zn-Mn sisteminde üçlü bir bileşik faz literatürde gözlemlenmiştir [112-113]. Mevcut XRD pikleri incelendiğinde α -Mg pikinin daha şiddetli olduğu gözlemlenmiştir. İkinci olarak en şiddetli pikler α -Mn fazına aittir. Diğer düşük şiddetteki pikler Mg-Zn fazlarına ait olup α -Mg fazının içinde de orta yükseklikte bu fazlara ait pikler gözlenerek varlıklarını kanıtlamışlardır. ZM21 Magnezyum alaşımında bu piklerin varlığı intermetalik olarak ikincil Mg-Zn fazlarına sahip olduklarının göstergesidir.

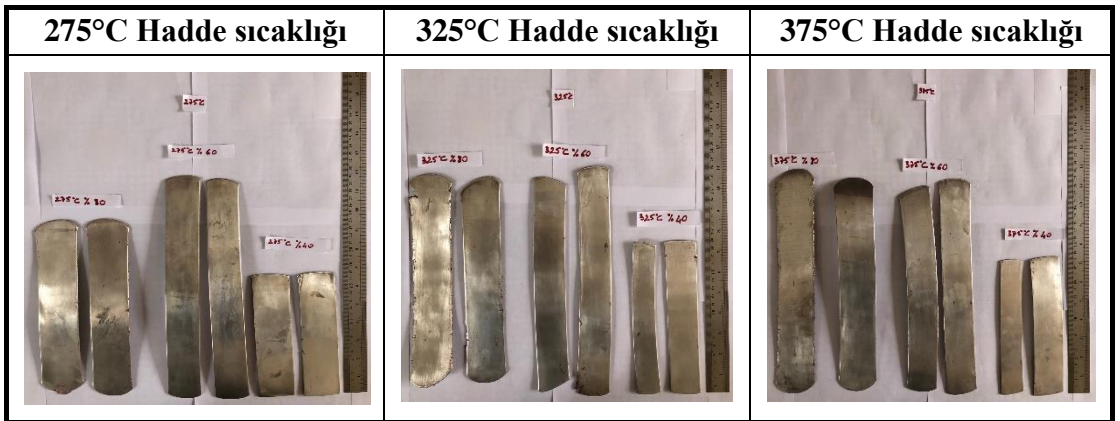


Şekil 4.1. İşlem görmemiş numunenin XRD sonuçları.

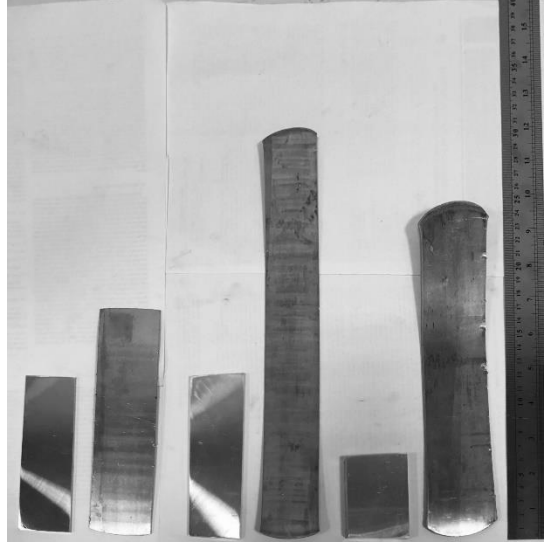
4.3. ZM21 MAGNEZYUM ALAŞIMI HADDELENMESİNİN İNCELENMESİ

Haddelenmiş parçalarda, hadde merdanesi yüzeyindeki kalıntılardan dolayı hadde kalıntısı adını verdiğimiz siyah kalıntılar mevcuttur. Haddelenme sonucu ortaya çıkan bir diğer kusur dil çıkartmadır. Haddelenme sonucu özellikle %80 haddelenmiş numunelerde dil çıkartma meydana gelmiştir. Dil çıkartmanın hadde oranının artmasına bağlı olduğu kanaatine varılmıştır. Bir başka hadde kusuru olarak meydana gelen durum, kenar çatlağıdır. Kenar çatlaması her sıcaklık ve her hadde oranındaki numunelerin en az bir tanesinde meydana geldiği için kenar çatlamasını sıcaklık veya hadde oranına bağlı olmadığı kanaatine varılmıştır. Çizelge 1.5.'te bahsedildiği üzere alaşım içerisindeki Zn miktarının % 2 sınırını geçtiğinden dolayı kenarlardaki çatlağın meydana geldiği kanaatine varılmıştır. Yine aynı şekilde Çizelge 1.5'te ZM21 Mg alaşımında haddelenebilirliğin geliştirilmesi amacıyla alaşıma kalsiyum ilavesi yapılabileceği sonucuna varılmıştır.

Son olarak karşımıza çıkan hadde kusuru levhalarda oluşan iç bükey kıvrılmadır. Bu kusurun sebebi mevcut hadde merdanelerinin etanolle temizlenmesine rağmen, merdanelerde daha önceden kalan hadde kalıntılarının, sıcak parçaların yüzeyine yapışmasına bağlı olarak meydana geldiği kanaatine varılmıştır. Ancak bu çalışmada ana konunun; hadde hataları, sebepleri ve bunların incelenmesi olmadığı için Bölüm5'te yer almayacak ve bu konulara değinilmeyecektir. Şekil 4.2.'de farklı sıcaklık ve hadde oranında haddelenmiş numunelere ait resimler, Şekil 4.3'de ise hadde sonrası numunelerde ki boyutsal değişime örnek resimler verilmiştir.



Şekil 4.2. Farklı sıcaklık ve hadde oranında haddelenmiş numuneler.



Şekil 4.3. Hadde sonrası numunelerde ki boyutsal değişime örnek resim.

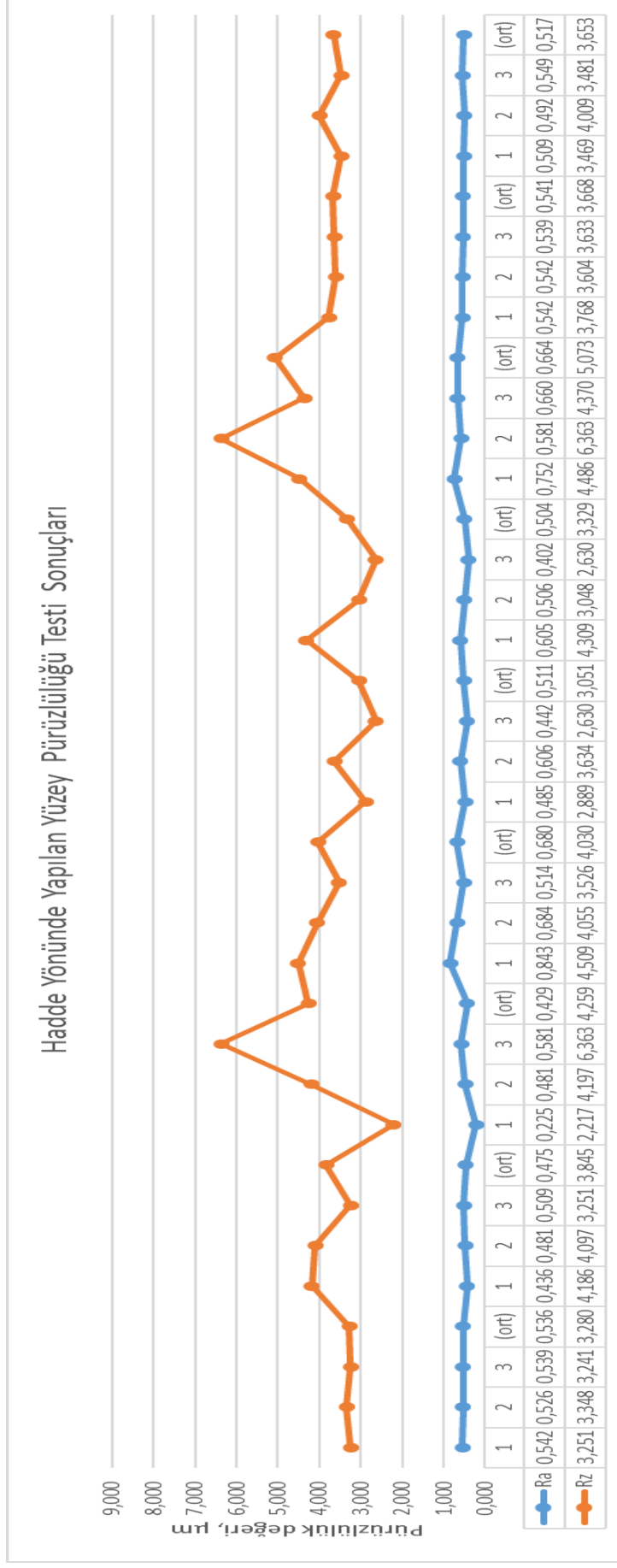
4.4. YÜZEY PÜRÜZLÜLÜĞÜ TESTİ

Yapılan yüzey pürüzlülüğü testi sonuçları incelendiğinde hadde yönünde en düşük Ra ve Rz değeri 275°C’de %80 hadde oranında elde edilmiştir. Çizelge 4.3 incelendiğinde; en yüksek Ra ortalaması değeri 375°C’de %40 hadde oranında alınmıştır ve en düşük Ra ortalaması değeri 275°C’de %80 hadde oranında elde edilmiştir. Tepecik sayısının fazla olması, boyanın yapışma kabiliyetini artırıcı yönde avantaj sağlamakla birlikte şekillendirme sırasında kullanılan ara sıvının malzeme yüzeyinde tutunabileceği hacimleri azalttığından dolayı şekillendirme için bir dezavantaj olarak karşımıza çıkmaktadır. Malzeme yüzeyinde bu kriterlere göre optimum düzeyde pürüzlülük ve tepecik sayısı belirlenmelidir. Pürüzlülük değeri otomobil dış gövde parçaları için genelde 1,0-1,5 µm; iç parçalar için ise 1,5-2,0 µm aralığındadır [114-116]. Sac imalatçılarının yüzey kaliteleri için belirledikleri Ra değerleri şu şekildedir; MA = 1,5 - 0,6 µm, MB = 0,2 - 0,6 µm, MC = ≤ 0,2 µm’dir. Mevcut olan bu yüzey kalitelerinden bulmuş olduğumuz değerler sac imalatçılarının üretiminde sınıflandırdıkları MB değerine daha yakındır. Çizelge 4.3’de farklı sıcaklıklarda ve farklı hadde oranlarında haddelenmiş numunelerin yüzey pürüzlülüğü testi sonuçları verilmiştir. Şekil 4.4.’de hadde yönünde ölçülen yüzey pürüzlülüğü testi sonuçlarına ait grafik, Şekil 4.5’de ise hadde yönünde dik ölçülen yüzey pürüzlülüğü testi sonuçlarına ait grafik görülmektedir.

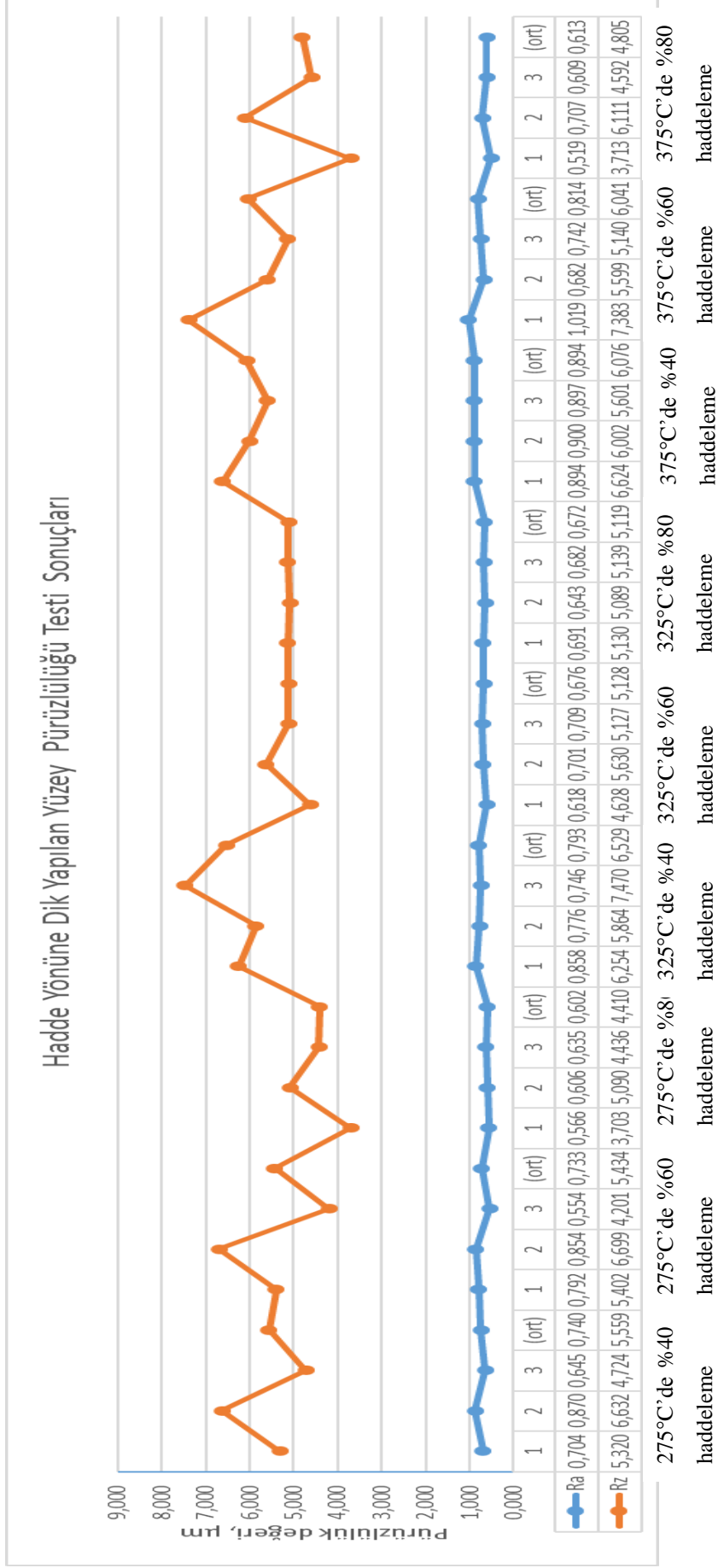
Çizelge 4.3. Farklı sıcaklıklarda ve farklı hadde oranlarında haddelenmiş numunelerin yüzey pürüzlülüğü testi sonuçları.

	%40 inceltilmiş levhanın hadde yönünde ki ölçümleri			%60 inceltilmiş levhanın hadde yönünde ki ölçümleri			%80 inceltilmiş levhanın hadde yönünde ki ölçümleri								
	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması
275°C sıcaklıkta	Ra	0,542	0,526	0,539	0,536	Ra	0,436	0,481	0,509	0,475	Ra	0,225	0,481	0,581	0,429
	Rq	0,661	0,676	0,656	0,664	Rq	0,894	0,736	0,606	0,745	Rq	0,311	0,746	0,924	0,660
	Rz	3,251	3,348	3,241	3,280	Rz	4,186	4,097	3,251	3,845	Rz	2,217	4,197	6,363	4,259
	%40 inceltilmiş levhanın hadde yönüne dik ölçümleri			%60 inceltilmiş levhanın hadde yönüne dik ölçümleri			%80 inceltilmiş levhanın hadde yönüne dik ölçümleri								
	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması
	Ra	0,704	0,870	0,645	0,740	Ra	0,792	0,854	0,554	0,733	Ra	0,566	0,606	0,635	0,602
	Rq	0,945	1,171	0,820	0,979	Rq	1,001	1,120	0,718	0,946	Rq	0,698	0,843	0,793	0,778
	Rz	5,320	6,632	4,724	5,559	Rz	5,402	6,699	4,201	5,434	Rz	3,703	5,090	4,436	4,410
	%40 inceltilmiş levhanın hadde yönünde ki ölçümleri			%60 inceltilmiş levhanın hadde yönünde ki ölçümleri			%80 inceltilmiş levhanın hadde yönünde ki ölçümleri								
Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	
Ra	0,843	0,684	0,514	0,680	Ra	0,485	0,606	0,442	0,511	Ra	0,605	0,506	0,402	0,504	
Rq	1,005	0,849	0,661	0,838	Rq	0,595	0,748	0,547	0,630	Rq	0,871	0,626	0,547	0,681	
Rz	4,509	4,055	3,526	4,030	Rz	2,889	3,634	2,630	3,051	Rz	4,309	3,048	2,630	3,329	
%40 inceltilmiş levhanın hadde yönüne dik ölçümleri			%60 inceltilmiş levhanın hadde yönüne dik ölçümleri			%80 inceltilmiş levhanın hadde yönüne dik ölçümleri									
Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	
Ra	0,858	0,776	0,746	0,793	Ra	0,618	0,701	0,709	0,676	Ra	0,691	0,643	0,682	0,672	
Rq	1,108	1,130	1,641	1,293	Rq	0,797	0,934	0,924	0,885	Rq	0,944	0,782	0,883	0,870	
Rz	6,254	5,864	7,470	6,529	Rz	4,628	5,630	5,127	5,128	Rz	5,130	5,089	5,139	5,119	
%40 inceltilmiş levhanın hadde yönünde ki ölçümleri			%60 inceltilmiş levhanın hadde yönünde ki ölçümleri			%80 inceltilmiş levhanın hadde yönünde ki ölçümleri									
Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	
Ra	0,752	0,581	0,660	0,664	Ra	0,542	0,542	0,539	0,541	Ra	0,509	0,492	0,549	0,517	
Rq	0,913	0,924	0,865	0,901	Rq	0,692	0,677	0,680	0,683	Rq	0,665	0,891	0,692	0,749	
Rz	4,486	6,363	4,370	5,073	Rz	3,768	3,604	3,633	3,668	Rz	3,469	4,009	3,481	3,653	
%40 inceltilmiş levhanın hadde yönüne dik ölçümleri			%60 inceltilmiş levhanın hadde yönüne dik ölçümleri			%80 inceltilmiş levhanın hadde yönüne dik ölçümleri									
Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	Terminoloji	1. ölçüm	2.ölçüm	3.ölçüm	ortalaması	
Ra	0,894	0,900	0,887	0,894	Ra	1,019	0,682	0,742	0,814	Ra	0,519	0,707	0,609	0,612	
Rq	1,387	1,122	1,111	1,207	Rq	1,853	0,882	0,941	1,225	Rq	0,660	0,951	0,772	0,794	
Rz	6,624	6,002	5,601	6,076	Rz	7,383	5,599	5,140	6,041	Rz	3,713	6,111	4,592	4,805	

Şekil 4.4. Hadde yönünde ölçülen yüzey pürüzlülüğü testi sonuçlarına ait grafik.



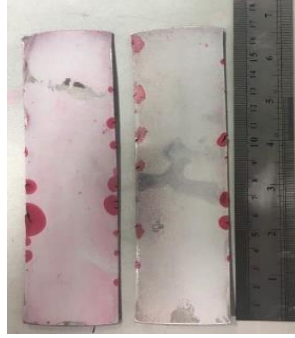


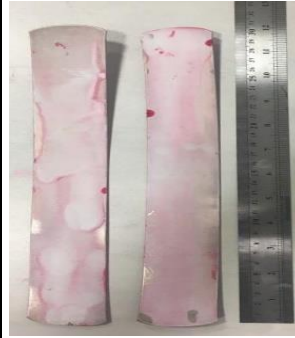

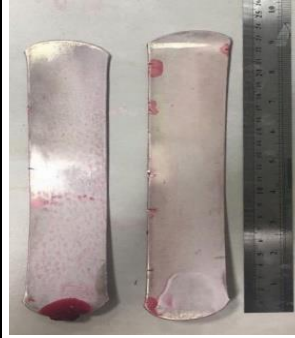
Şekil 4.5. Hadde yönüne dik olarak ölçülen yüzey pürüzlülüğü testi sonuçlarına ait grafik.



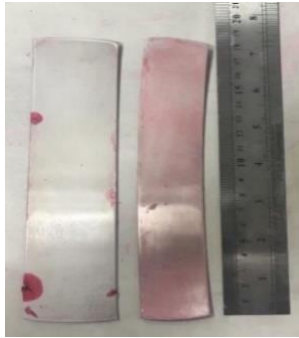
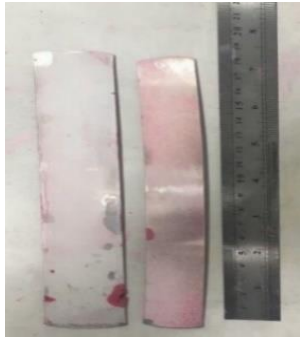
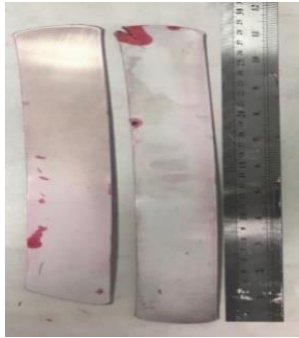
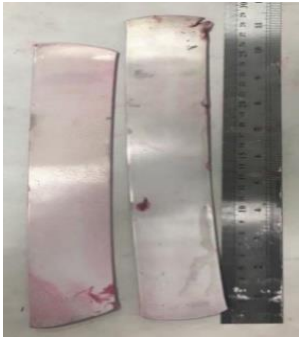
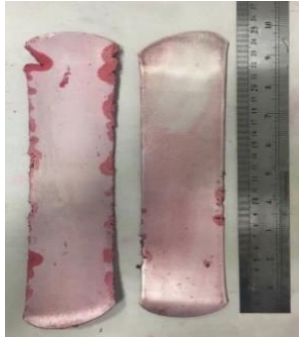
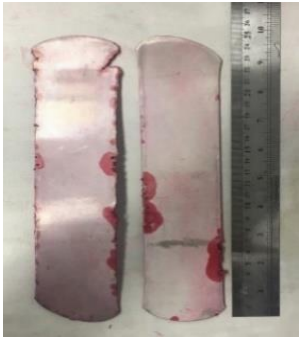


4.5. PENETRANT TESTİ SONUCU

Yapılan Penetrant Testi sonrası hatasız bölgelerden 44 adet çekme numunesi çıkartılmıştır. Çizelge 4.4’de görüleceği üzere parçalarda mevcut olan çatlak, inklüzyon, kalıntı emprüte ve süreksizliklerde Developer’ın sıklmasıyla beraber kusma meydana gelmiştir. Çizelge 4.4’de penetrant muayenesi sonucu tespit edilen hatalar ve görüntüleri verilmiştir. Kırmızı bölgeler hataları göstermektedir ve bu çalışmanın ana konusu meydana gelen hatalarının türünün tespiti olmadığı için bu konuya değinilmemiştir.


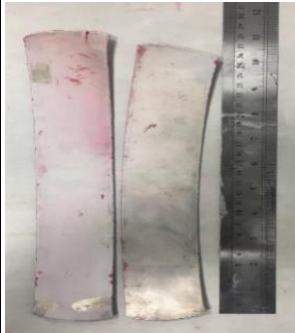

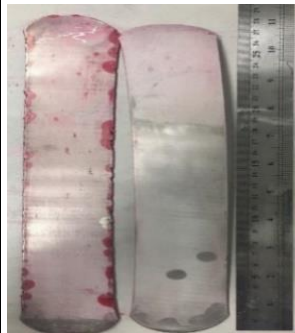
Çizelge 4.4. Penetrant muayenesi sonucu tespit edilen hatalar ve görüntüleri.

Parça adı	Ön yüz	Arka yüz	Açıklama
275°C %40 hadde			<ul style="list-style-type: none">• Çatlak• Inklüzyon• Süreksizlik
275°C %60 hadde			<ul style="list-style-type: none">• Çatlak• Inklüzyon• Süreksizlik
275°C %80 hadde			<ul style="list-style-type: none">• Çatlak• Inklüzyon• Süreksizlik

Çizelge 4.4. (devam ediyor).

325°C %40 hadde			<ul style="list-style-type: none">• Çatlak• İnküzyon• Süreksizlik
325°C %60 hadde			<ul style="list-style-type: none">• Çatlak• İnküzyon• Süreksizlik• Kalıntı emprüte
325°C %80 hadde			<ul style="list-style-type: none">• Çatlak• İnküzyon• Süreksizlik• Kalıntı emprüte
375°C %40 hadde			<ul style="list-style-type: none">• Çatlak• İnküzyon• Süreksizlik

Çizelge 4.4. (devam ediyor).

375°C %60 hadde			<ul style="list-style-type: none">• Çatlak• İnküzyon• Süreksizlik• Kalıntı emprüte
375°C %80 hadde			<ul style="list-style-type: none">• Çatlak• İnküzyon• Süreksizlik• Kalıntı emprüte

4.6. MİKRO YAPI SONUÇLARI

4.6.1. Tane Boyutu Hesabı

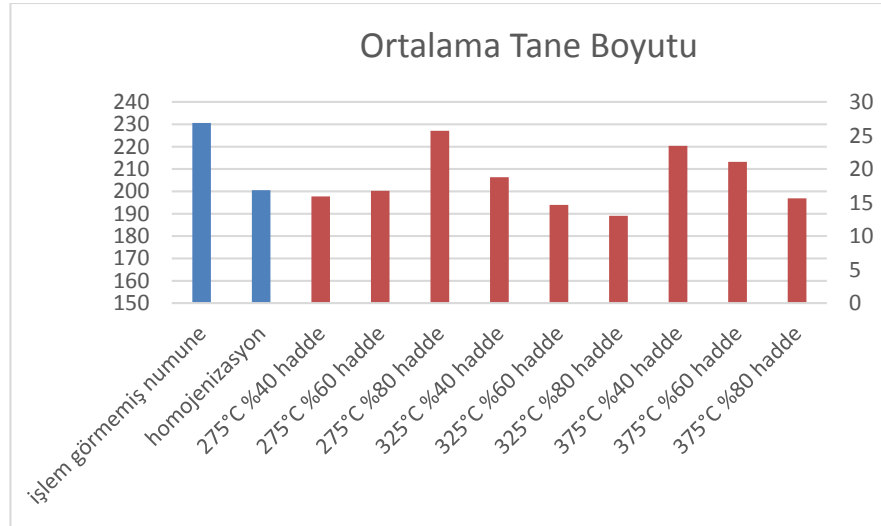
Çizgisel kesişme yöntemiyle hesaplanan ortalama tahmini tane boyutlarına ait sayısal değerler Çizelge 4.5’de ve bu sonuçlardan oluşturulan grafik Şekil 4.6’da verilmiştir. Ortalama tane boyutu işlem görmemiş halinde 236,50 µm iken, homojenizasyon ısıl işlemi ile tane boyutu yaklaşık %15 azalarak 200,55 µm olmuştur.

275°C’deki numunelerin ortalama tahmini tane boyutu incelendiğinde artan hadde oranıyla beraber tane boyutu büyümüştür. Bunun sebebi optik mikroyapı görüntülerinin incelendiği bölümlerde detaylı olarak anlatılacaktır. 325°C ve 375°C’de numunelerin tane boyutları artan hadde oranına bağlı olarak küçülmüştür. %40 hadde oranında haddelenmiş numunelerin tane boyutları incelendiğinde sıcaklığın artmasıyla tane boyutunun aynı oranında büyüdüğü, ancak diğer hadde oranlarında 325°C de tane boyutlarının azaldığı ve 375°C’de tekrar arttığı gözlenmiştir. Mevcut ortalama tahmini tane boyutları incelendiğinde en küçük ortalama tahmini tane boyutuna 13,03 µm ile

325°C’de %80 hadde oranında, en büyük ortalama tahmini boyutuna ise 25,71 µm ile 275°C’de %80 hadde oranında rastlanmıştır.

Çizelge 4.5. Tahmini ortalama tane boyutu sonuçları.

Numune Adı	Ortalama tahmini tane boyutu (µm)
İşlem görmemiş numune	230,64
Homojenizasyon	200,55
275°C %40 hadde	15,91
275°C %60 hadde	16,76
275°C %80 hadde	25,71
325°C %40 hadde	18,77
325°C %60 hadde	14,66
325°C %80 hadde	13,03
375°C %40 hadde	23,47
375°C %60 hadde	21,08
375°C %80 hadde	15,64

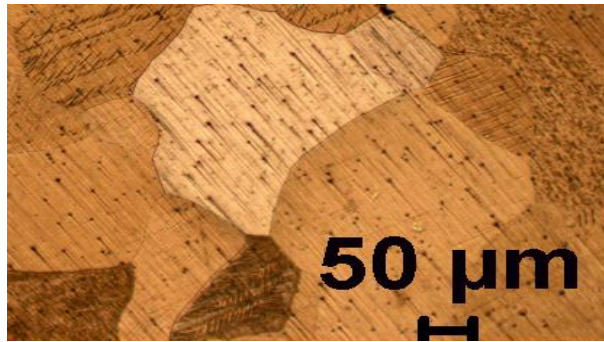


Şekil 4.6. Tahmini ortalama tane boyutlarına ait grafik.

4.6.2. Optik Mikro Yapı Sonuçları

Şekil 4.9-4.12’de ZM21 magnezyum alaşımı numunelerinin optik mikroskop (OM) görüntüleri yer almaktadır. OM resimleri yorumlanırken 50X, 100X, 200X, 500X ve 1000X büyütmelemlerde farklı bölgelerden çekilmiş mikro yapı resimleri ve literatürdeki benzer çalışmaların mikro yapı resimleri incelenmiştir. Literatürde Mg-Zn-Mn elementlerinin denge halinde üçlü bir intermetalik bileşik bulunmamaktadır. ZM21 magnezyum alaşımındaki bu intermetalik fazlarının çoğunun Bölüm 2.8’de yer alan Mg-Zn ikili faz diyagramına ve XRD sonuçlarına göre Mg-Zn ikili intermetalik fazlarından meydana geldiği söylenebilir.

Mikroyapı resimleri incelendiğinde işlem görmemiş hali için küçük büyütmelemlerde ilk göze çarpan, matrislerde meydana gelen küresel koyu noktalar ve nokta-çubuk şeklindeki yapılar fark edilmektedir (Şekil 4.7). Bu yapılarla daha büyük büyütmelemlerde bakıldığı zaman renk tonlarının siyah veya koyu kahverenginin renk tonları arasında değiştiği gözlenmiştir. Bu irili ufaklı noktalar diğer benzer çalışmalar ve XRD sonuçları incelendiğinde siyah noktaların α - Mg matrisi içerisinde α - Mn fazını oluşturduğu kanaatine varılmaktadır. Bununla birlikte koyu kahverengi ve beyaz tonlarda matris içerisinde veya tane sınırlarında Mg-Zn ikincil fazlarının oluştuğu anlaşılmaktadır. Mg-Zn ikincil fazları XRD sonuçlarına bakılarak Mg-Zn ikincil fazlarına ait intermetalikler olduğu düşünülmektedir. Dentritler ve interdendritlerde meydana gelen bu fazlar Mg-Zn fazlarının ötektik olarak dengede olup yapı içerisinde rasgele olarak dağılmışlardır. Ayrıca bu fazlar lameller arasında daha geniş bir yer kaplamaktadır.

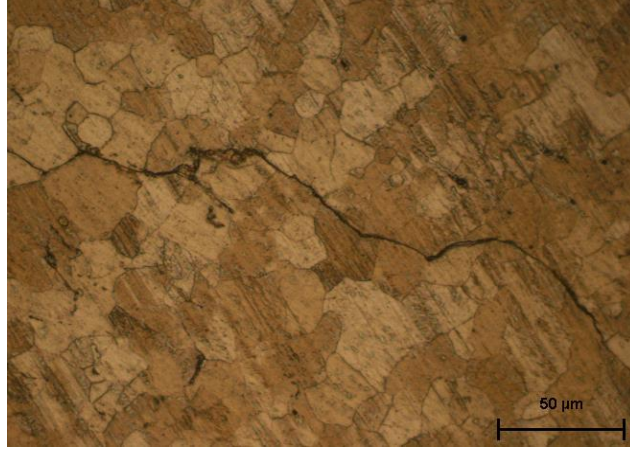


Şekil 4.7. İşlem görmemiş numunede gözükten küresel koyu noktalar ve nokta-çubuk şeklindeki yapılar.

400°C’de yapılan 16 saat homojenizasyon işlemi ve hemen ardından yapılan suda soğutma işleminden sonra yapıda meydana gelen değişim açıkça görülmektedir. Lameller arası daha daralmış ve mevcut matrislerinde küçülme meydana gelmiştir. Bununla birlikte nokta şeklindeki α -Mn fazı yapı içerisinde daha homojen dağılmıştır. Tane sınırlarında mevcut olan Mg-Zn ikincil fazları yok denecek kadar azalmıştır.

275°C de farklı hadde oranlarına tabi tutulan numunelerin OM resimleri incelendiğinde şu sonuçlar ortaya çıkmaktadır; Artan hadde oranına bağlı olarak yapıdaki kesme bantlarının sıklığı artmaktadır. Yani en fazla kesme bandı % 80 hadde oranında meydana gelmiştir ve daha koyu, daha ince şekildedir. Mevcut resimler incelendiğinde yapıdaki homojen dağılım (faz ve görünen renk geçişleri) artan hadde oranına bağlı olarak artmıştır. Yine aynı şekilde artan hadde oranına bağlı olarak taneler arası boyut farkı da minimize edilmektedir. Mevcut sıcaklıkta oluşan taneler ikiz/kesme bantlı deformasyona uğramış veya parçalanmış tanelerden meydana gelmiştir. %80 hadde oranına doğru gidildikçe meydana gelen tane büyümesinin sebebi yeniden kristalleşme ile açıklanabilmektedir. Bu olay şu şekilde meydana gelmektedir; yeni tanelerin çekirdeklenerek çevresinde deforme olmuş taneleri harcayarak büyümesi şeklinde olmuş ve artan hadde oranıyla yeniden kristalleşme artmıştır.

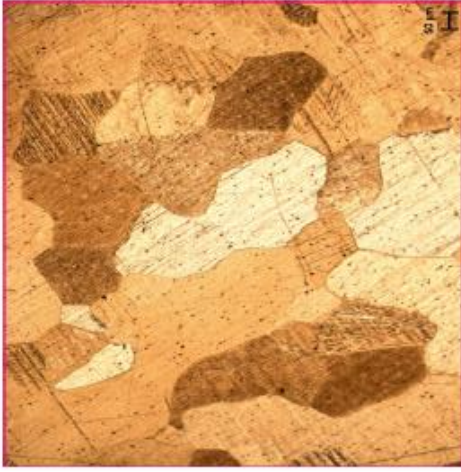

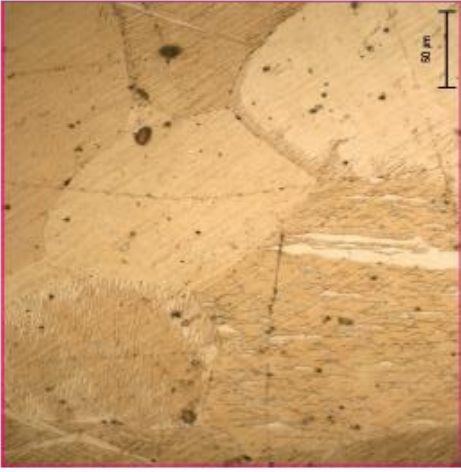
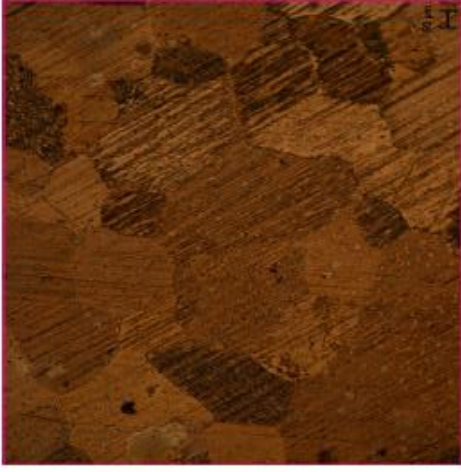

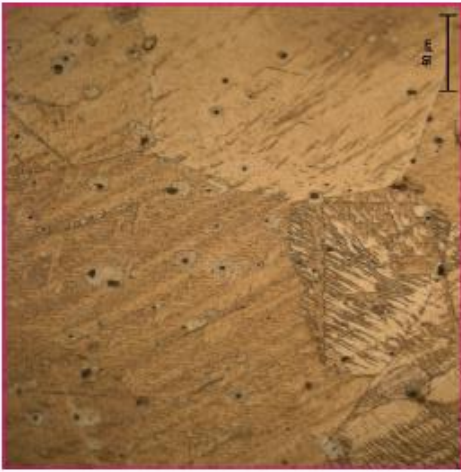
325°C’de farklı haddeleme oranlarının OM resimleri incelendiğinde şu sonuçlar ortaya çıkmaktadır; Artan hadde oranıyla birlikte yapıdaki mevcut tane boyutu küçülmekte ve aynı şekilde tane boyutları arasındaki fark hadde oranının artmasıyla minimize edilmiştir. Kesme bantlarındaki yoğunluk yine aynı şekilde artmış ve incelmıştır. Yapıdaki homojen dağılım (faz ve renk geçişleri) aynı şekilde artan hadde oranına bağlı olarak artmaktadır. %40 hadde oranında parçalanmış taneler olabileceği düşünülmektedir. %60 hadde oranındaki resimler incelendiğinde karşımıza kayma bantlarının sıklığı ve sürekliliği göze çarpmaktadır (bkz. Şekil 4.8.). Ayrıca %60 oranında gri tonlamada sürekli yeniden kristalleşme öncelikli olarak fark edilmiştir. %80 oranındaki resimler incelendiğinde ikizlenme çekirdeklenmesi dikkat çekmektedir.



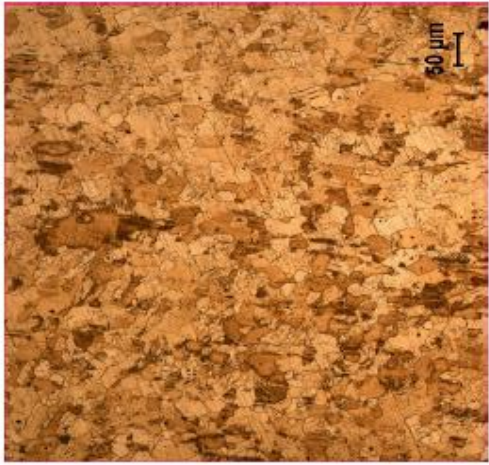
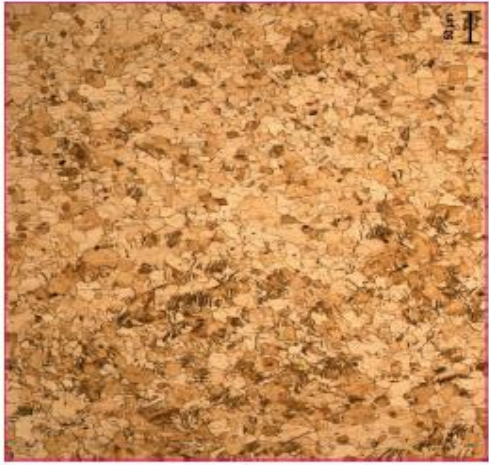
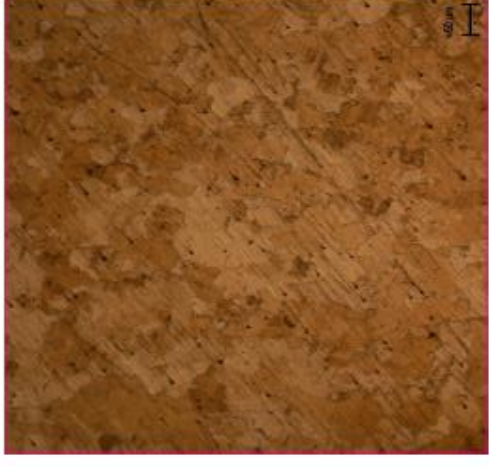
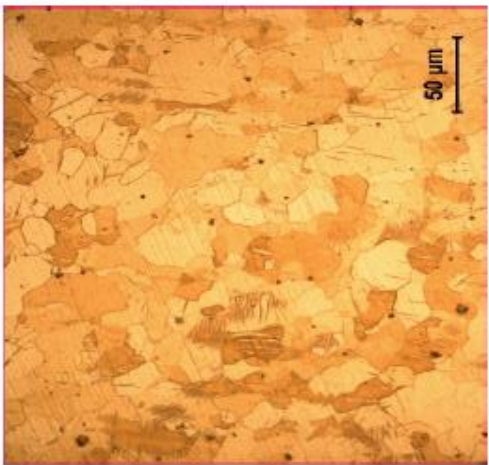


Şekil 4.8. 325°C %60 hadde oranında oluşmuş kayma bandının görünümü.

375°C de farklı oranlarda haddelenen numunelerin mikro yapı resimleri incelendiğinde hadde oranlarının artmasıyla birlikte tane boyutu ve tane boyutları arasındaki farkların giderek azaldığı gözlenmektedir. Yine aynı şekilde kesme bantları hadde oranıyla beraber artmaktadır. Mevcut resimler incelendiğinde yapıdaki homojen dağılım artan hadde oranına bağlı olarak aynı şekilde gözlemlenmiştir. %40 hadde oranına ait resimler incelendiğinde süreksiz yeniden kristalleşme ve ikizlenme dikkat çekmektedir. Ayrıca parçalanmış ve yeniden kristalize edilmiş taneler içermektedir. %60 hadde oranına ait resimler incelendiğinde ikizlenme çekirdeklenmesi dikkat çekmektedir. %80 hadde oranı incelendiğinde dinamik yeniden kristalize edilmiş taneler, parçalanmış tanelerin üçlü noktalarından ve tane sınırındaki bant ile tane sınırlarının kesişiminden kaynaklanır. OM’de gözlemlenen bu yapıların mekanik özelliklere etkisi Bölüm 4.7’de anlatılacaktır.

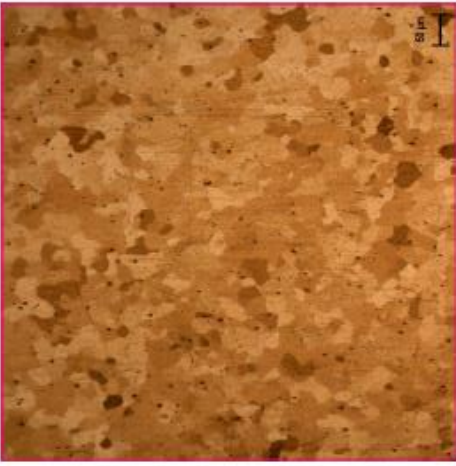
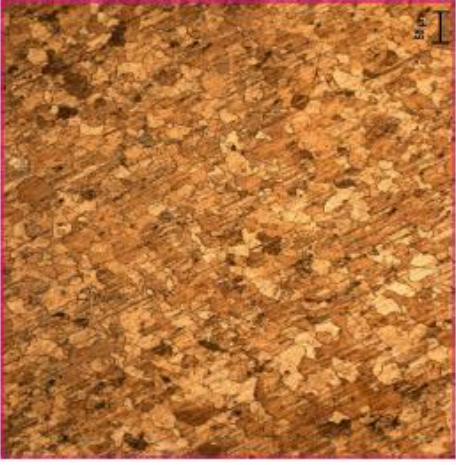
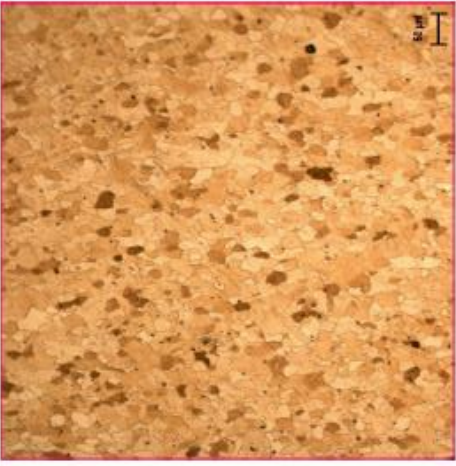
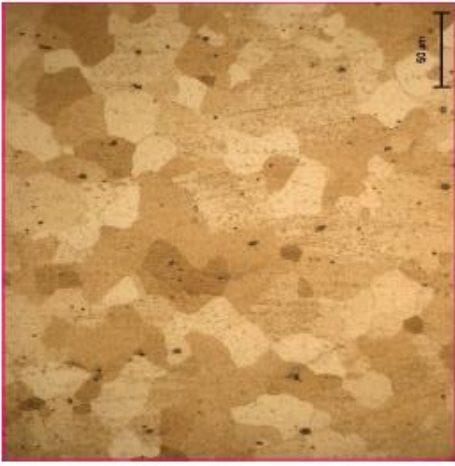

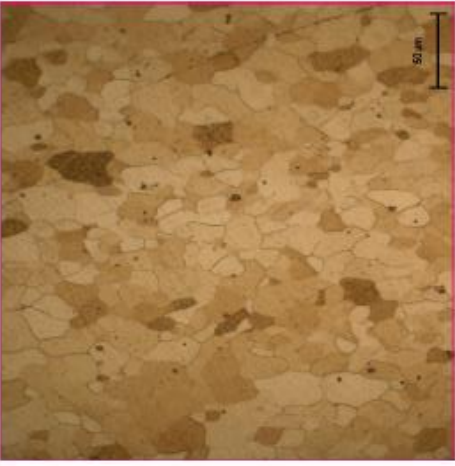
Şekil 4.9. İşlem görmemiş numune ve homojenizasyon numunelerinin 100X, 200X ve 500X’te optik mikroskop görüntüleri.

NUMUNE ADI	100X	200X	500X
İşlem görmemiş numune			
Homojenizasyon			




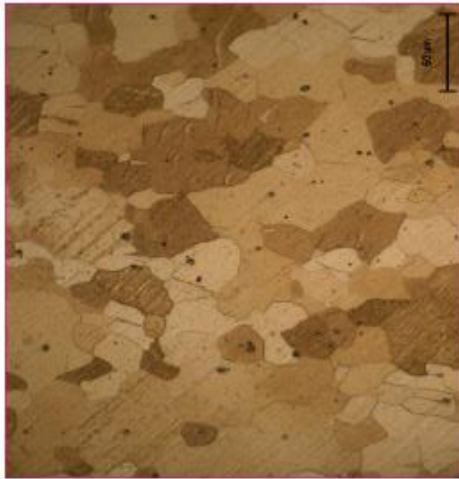
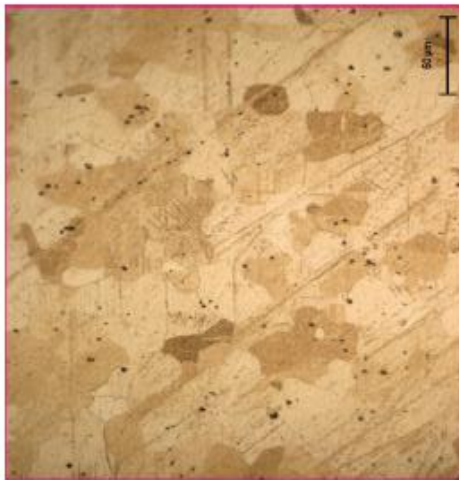

Şekil 4.10. 275°C'de haddelenmiş numunelerinin 200X ve 500X'te optik mikroskop görüntüleri.

BÜYÜTME	275°C %40 hadde	275°C %60 hadde	275°C %80 hadde
200X			
500X			

Şekil 4.1.1. 325°C’de haddelenmiş numunelerinin 200X ve 500X’te optik mikroskop görüntüleri.

BÜYÜTME	325°C %40 hadde	325°C %60 hadde	325°C %80 hadde
200X			
500X			

Şekil 4.12. 375°C'de haddelenmiş numunelerinin 200X ve 500X'te optik mikroskop görüntüleri.

BÜYÜTME	375°C %40 hadde	375°C %60 hadde	375°C %80 hadde
200X			
500X			

4.6.3. SEM Mikroyapı ve EDX Analizi Sonuçları

4.6.3.1. EDX Harita Analizi Sonuçları

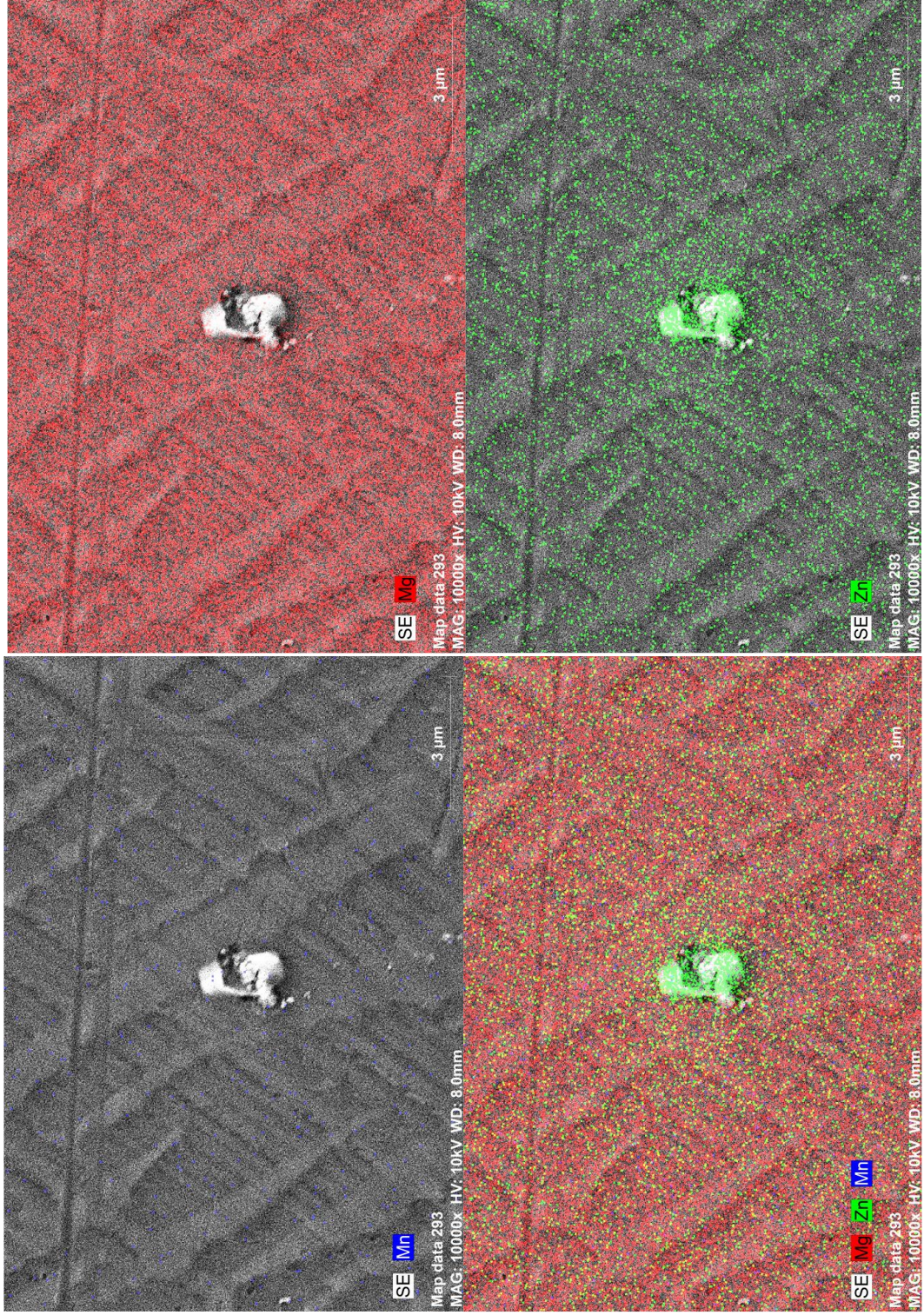
Şekil 4.13-4.17’de ZM21 magnezyum alaşımının işlem görmemiş halinin, homojenizasyon halinin ve 275°C- 325°C-375°C’de %80 haddelenmesinden sonraki halinin çekilen EDX harita analizleri görülmektedir. Fotoğraflarda kırmızı noktalar Mg elementini, yeşil noktalar Zn elementini ve mavi noktalar Mn elementini göstermektedir.

İşlem görmemiş haline ait EDX elementel harita analizi incelendiğinde Zn’nin dağılımının homojen olmadığı bazı partiküllerde yoğunlaştığı gözlemlenmektedir. Zn elementi ayrıca matris fazı içerisindeki lamelli yapıların içerisinde de homojen şekilde bir dağılım göstermemiştir. Bununla beraber Zn elementi bazı ikincil fazlarda yoğunluk göstererek Mg-Zn ile ikili bir intermetalik oluşturmaktadır. 400°C ‘de 16 saat homojenleştirilme sonucunda Zn elementinin dağılımının homojen olduğu gözlenmiştir. Homojenleştirme işlemi sırasında çözünme ile ikincil fazların oranında önemli bir düşüş gözlenmiştir. Bununla beraber yapı içerisinde nano boyuttaki α - Mg partiküllerinin artışı gözden kaçmamıştır. Ayrıca yapı içerisinde ki bazı partiküllerin içinde Mn elementi gözlenmiştir. Partikül içerisinde ve matrislerde gözlenen Mn elementinin yüzde oranına bakılarak izin verilen tolerans değerinde mi yoksa α –Mn fazı oluşturmuş başka bir partikül mü olduğu EDX nokta analizinde detaylı olarak açıklanacaktır.

275°C’de %80 haddelemeye yapı içerisinde oluşan yeniden kristalleşmelerle daha önceden görülen matris içerisinde ki büyük partiküller tane sınırına taşınmıştır. Dahası yapı içerisinde ki α -Mg ve α -Mn faz partikülleri, partiküllerin küçüklüğünden daha iyi anlaşılmaktadır. Parlak beyaz olan partiküller ilgili elementin renkleri ile boyandığında çoğunlukla görünmeyecek hale gelmiştir.

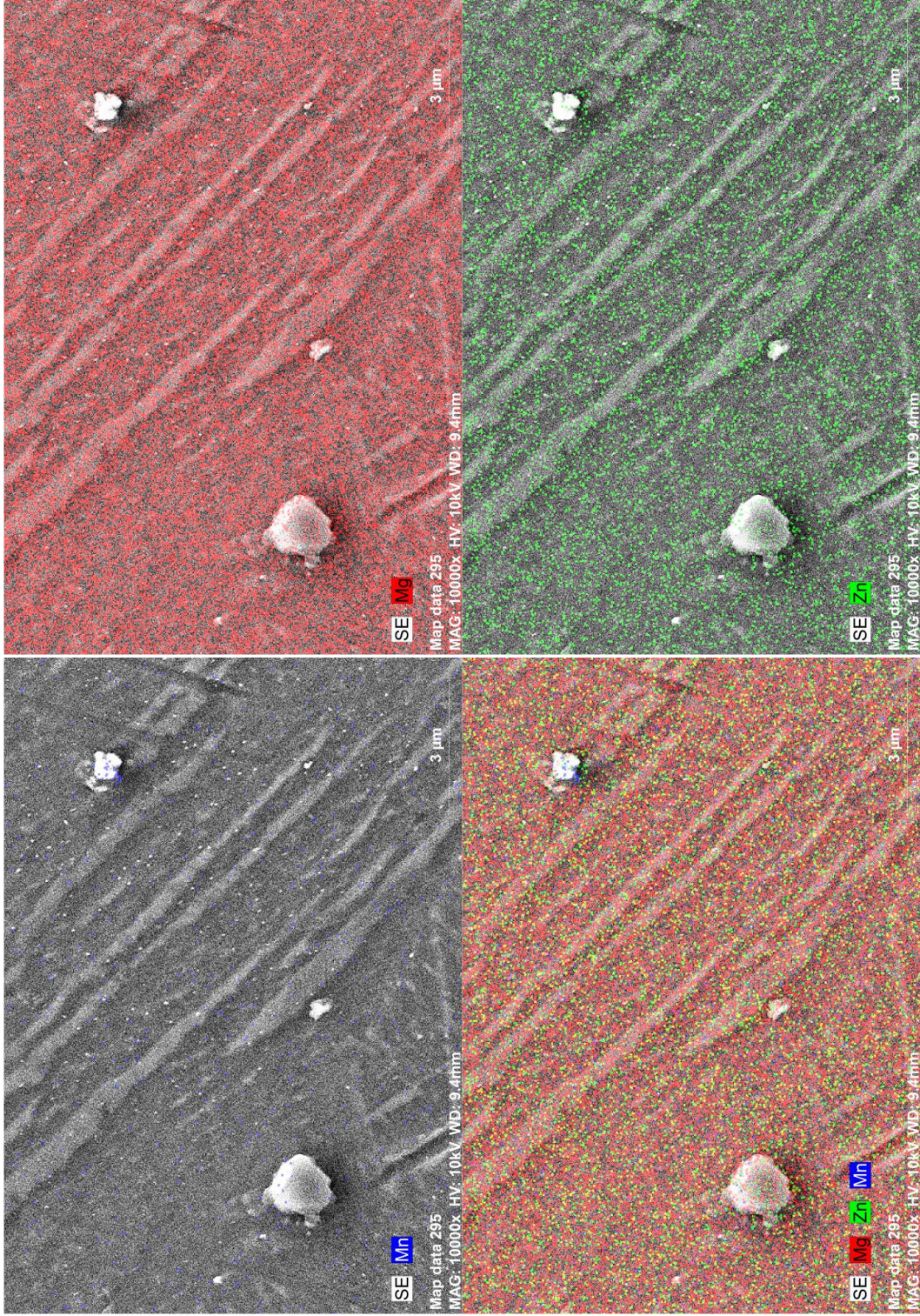
325°C’de %80 haddelenmiş numunenin EDX elementel haritasına baktığımız zaman yeniden çekirdeklenmiş taneler dikkat çekmektedir. 325°C’den 375°C’ye sıcaklıktaki değişim deformasyon mekanizmasında bariz şekilde görülmektedir. Artan sıcaklıkla

Şekil 4.13. ZM21 magnezyum alaşımının işlem görmemiş hali EDX elementel harita analizi.

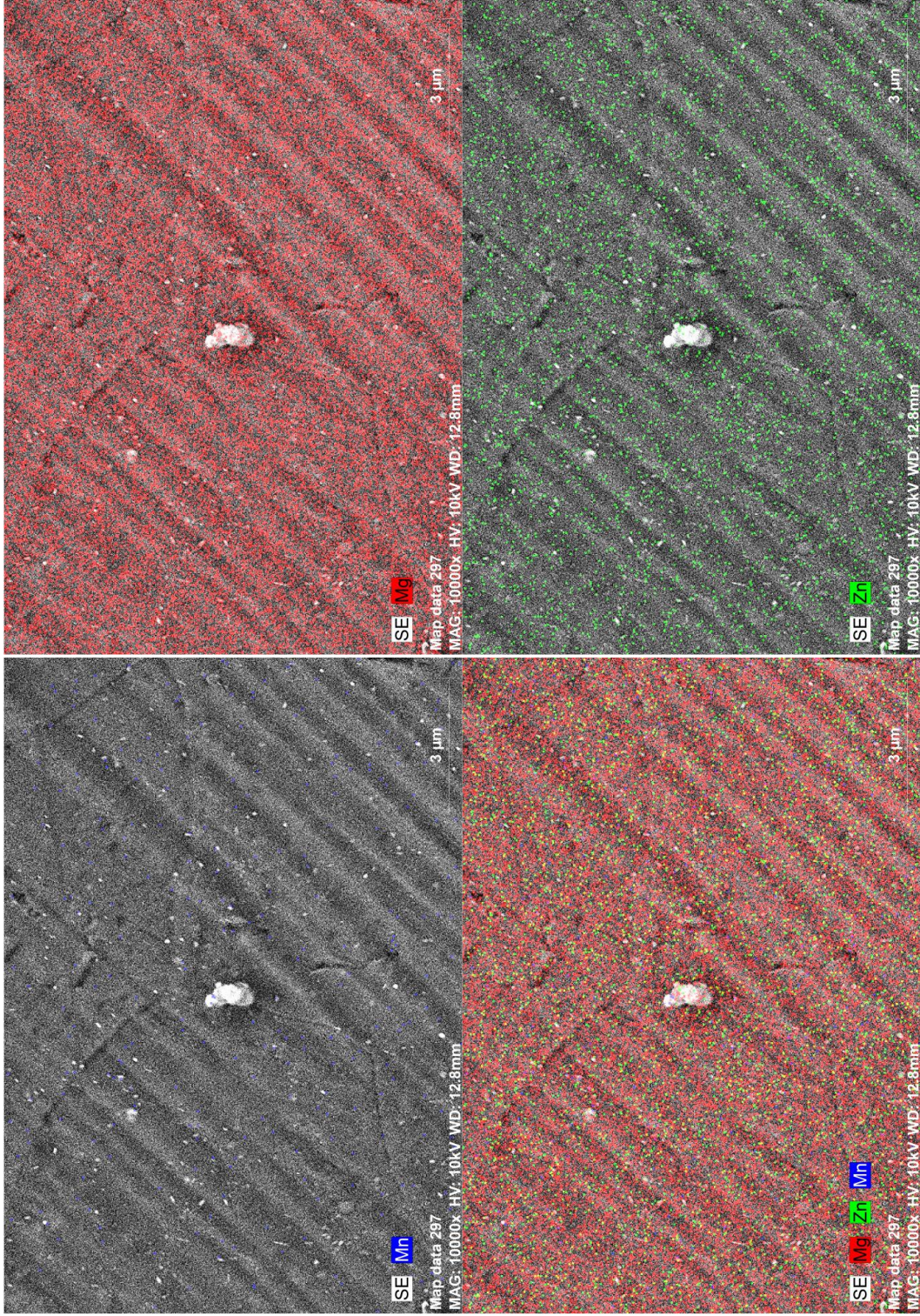


beraber deformasyon mekanizması tane birleşimi ve tane deformasyonu olarak değişmektedir.

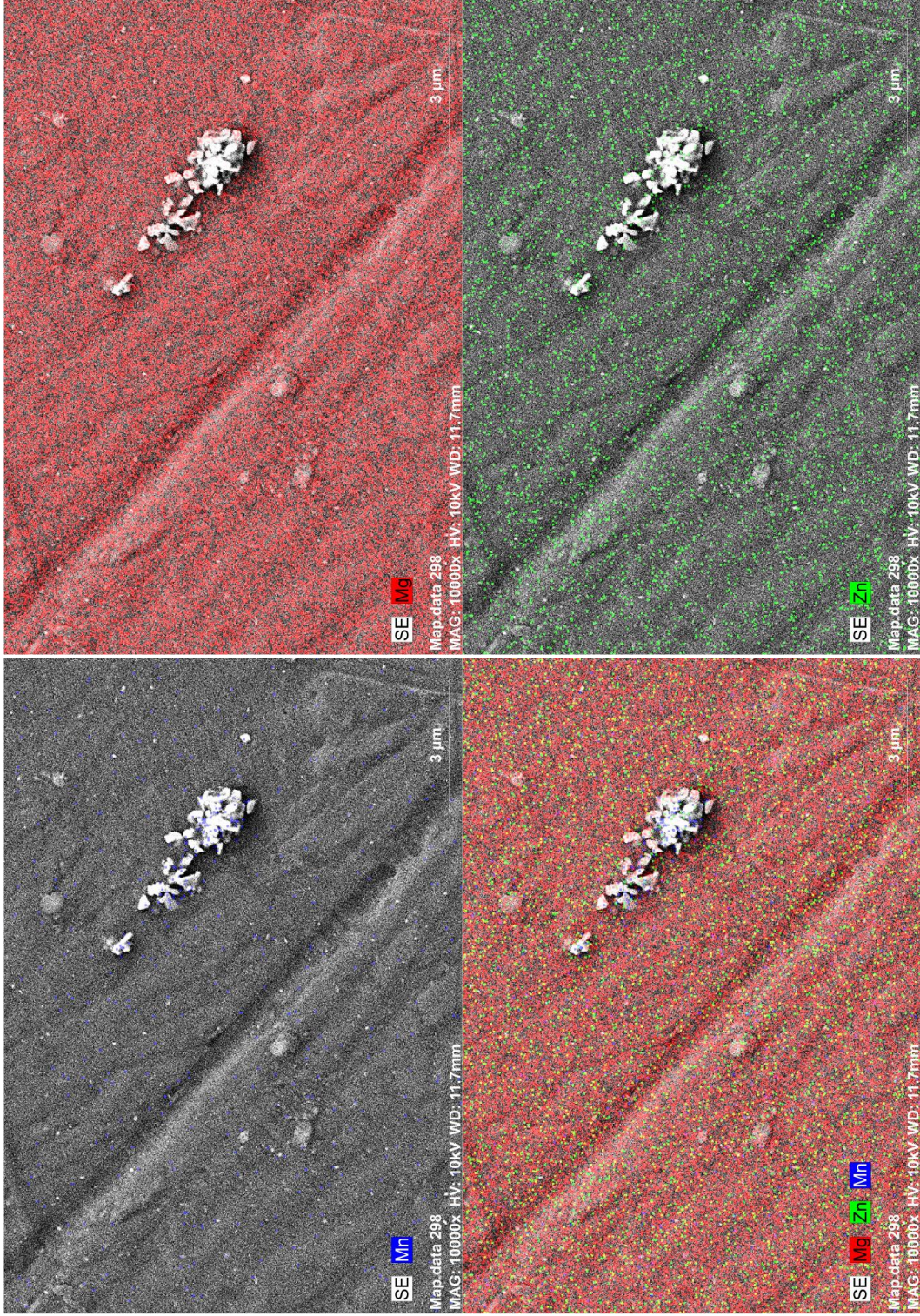
Şekil 4.14. Homojenizasyon işlemi sonrası ZM21 magnezyum alaşımının EDX elementel harita



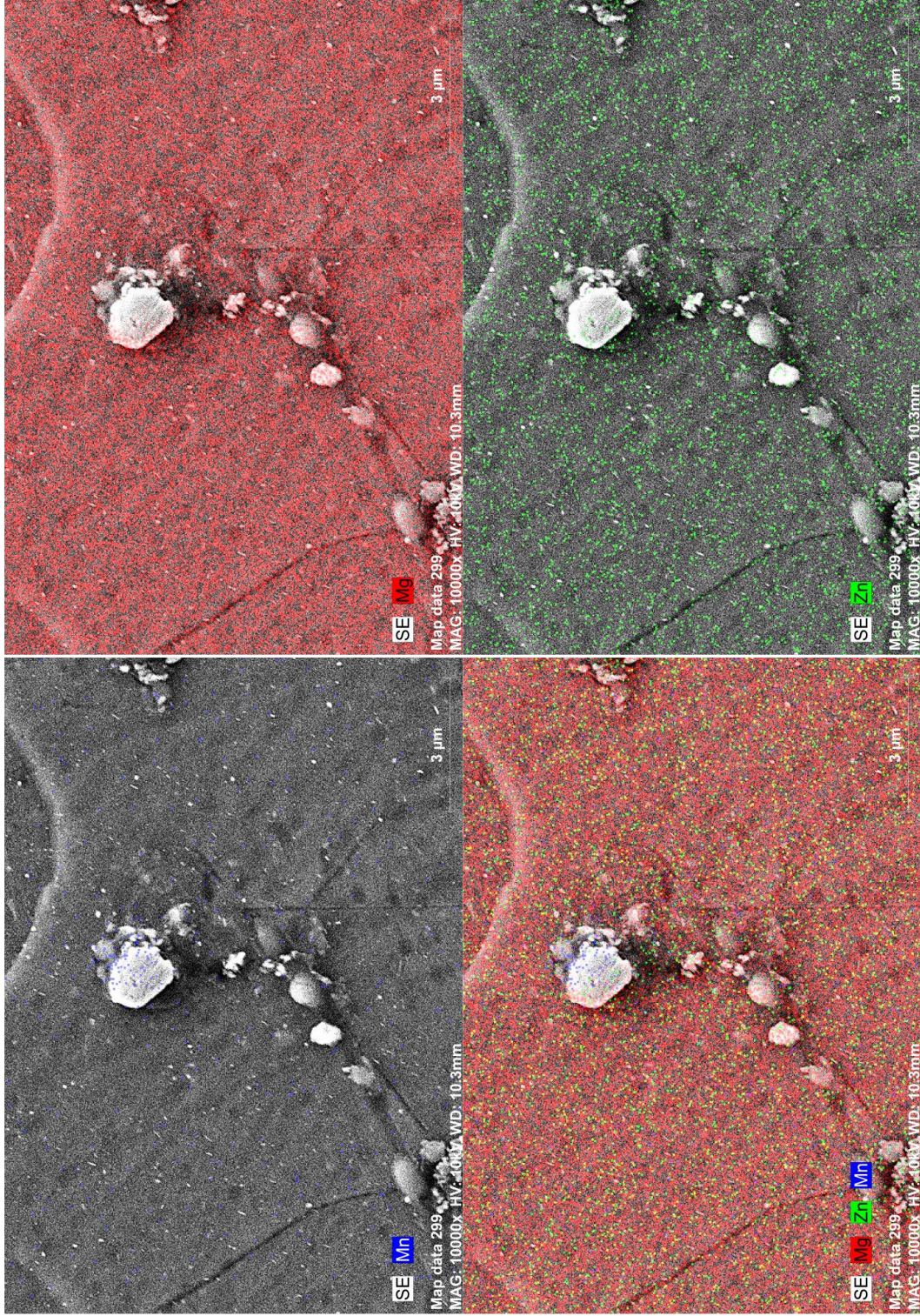
Şekil 4.15. 275°C 'de %80 haddelenmiş ZM21 magnezyum alaşımının EDX elementel harita



Şekil 4.1.6. 325°C 'de %80 haddelenmiş ZM21 magnezyum alaşımının EDX elementel harita



Şekil 4.17. 375°C 'de %80 haddelenmiş ZM21 magnezyum alaşımının EDX elementel harita

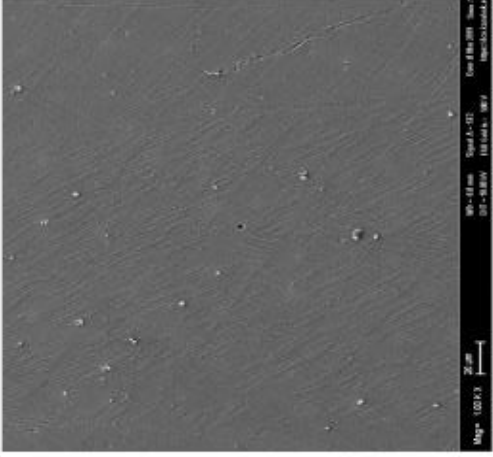
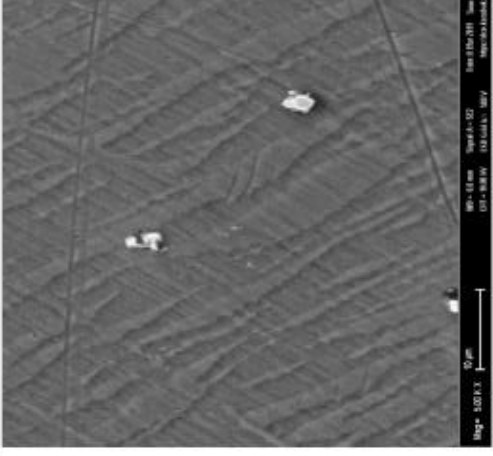

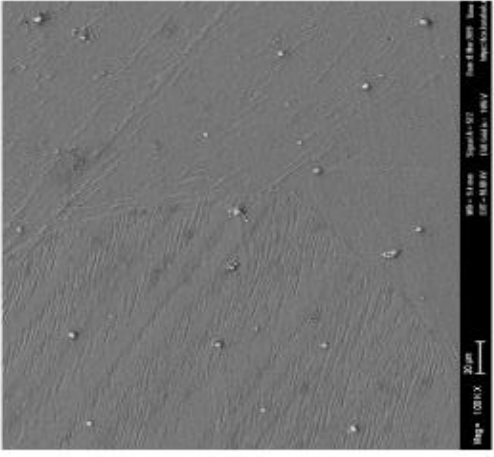
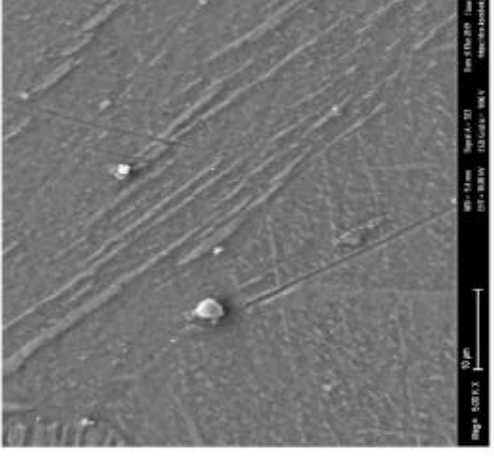
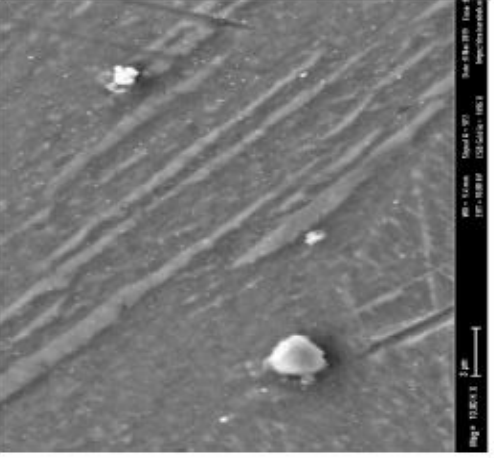


4.6.3.2. SEM Mikroyapı ve EDX Nokta Analizi Sonuçları

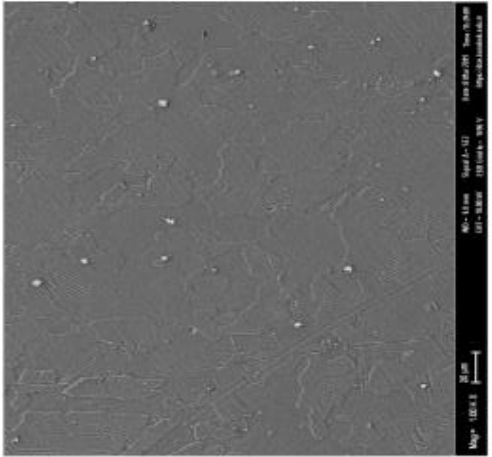
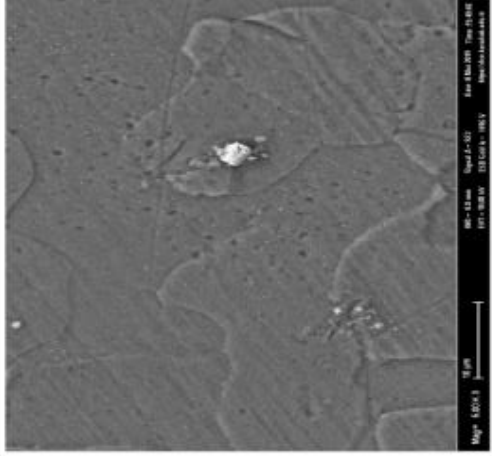
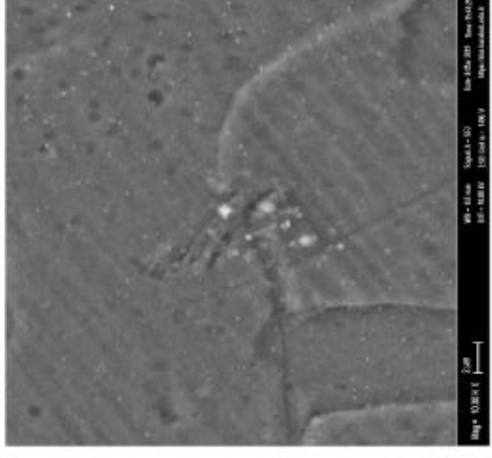
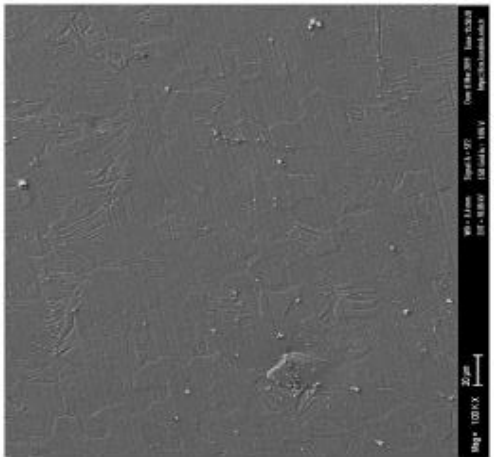
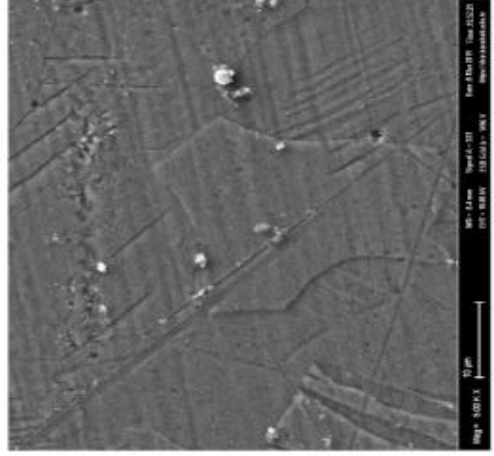
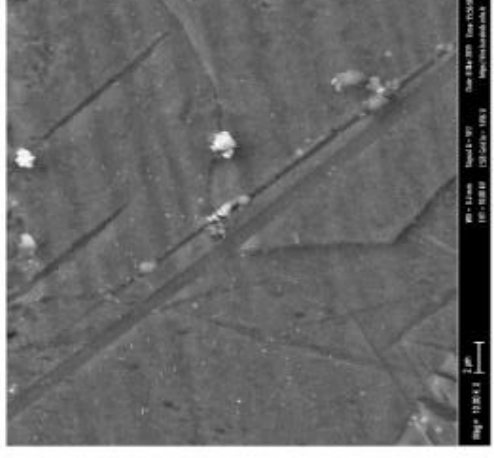
Tüm numunelerin 1000X, 5000X ve 10000X büyütmelemlerdeki SEM görüntüleri incelendiğinde OM resimlerdeki yorumlamaları doğrular niteliktedir. Ek olarak bariz şekilde açık renkli parlamalar nano boyuttaki ve mikron boyundaki partikülleri göstermektedir. Çizelge 4.6 'da SEM görüntülerinden alınan EDX noktaları ve EDX analiz sonuçları yer almaktadır.

İşlem görmemiş halinin EDX analiz sonuçları incelendiğinde 1 numaralı noktada saf α -Mn fazı olduğu düşünülmektedir. Çünkü Mg-Zn-Mn denge halinde üçlü fazları mevcut değildir. Ayrıca Mg-Mn ikili faz diyagramından da bilindiği üzere Mg ve Mn çok fazla Mn olduğunda kimyasal bileşik oluşturmazlar (bkz. Şekil 2.16). Cihazın ölçüm alanı görünen mevcut faz alanından büyük olduğu düşünülerek şu sonuca varılmıştır; Mevcut alandan gelen %15,34 Mg ve %1,44 Zn içeriği mevcut α -Mn fazının bitişindeki α -Mg veya Mg-Zn ikincil fazlarından gelmektedir. 2 numaralı noktada Mg₇Zn₃ ikincil fazı olduğu kanaatine varılmıştır (bkz. Çizelge 2.3). İçeriğindeki %0,52'lik eser miktardaki Mn, soğuma kaynaklı çökelti olduğu düşünülmektedir. 3 ve 4 numaraların ise α -Mg fazı olduğu görülmektedir. Mevcut EDX sonuçları incelendiğinde Mg-Zn ve Mg-Mn ikili faz diyagramlarından hatırlanacağı üzere α -Mg fazında %6,2 Zn ve %2,2 Mn bulunabilmektedir. Fakat 275°C'de %60 ve %80 haddede Mn oranı %6 'nın üzerindedir. Bu durumun yaşanması için iki durum olasıdır. Birincisi 275°C %60 hadde oranında karşılaştığımız durum, ikinci durum ise 275°C %80 hadde oranında karşılaştığımız durumdur. Birinci durum şu şekilde açıklanmaktadır; Mg matrisindeki Mn parçacıklarının yüksek katılma sıcaklığı (yaklaşık 650°C) nedeniyle, homojenleştirme işlemi sırasında Mn'nin Mg matrisi içerisinde çökeldiğini gözlemlenmiştir. İşaretili partiküle daha yakından bakıldığında parlak bölge içerisinde bir miktar renk farkı görülmektedir. Bu durum mevcut hipotezimizi desteklemiştir. İkinci durum ise 275°C %80 haddelenmiş numunede gördüğümüz durumdur. Sebebi şu şekilde açıklanabilmektedir ; Mevcut nokta aslında ufak partikül şeklinde bir noktadır ve α -Mg fazına sahiptir. Bu noktanın bitiminde nano boyutta bir α -Mn fazı bulunan tanecik yer almaktadır ve cihaz ışını bir miktar nano partikülümüzü de kapsamaktadır. Homojenizasyon işleminden sonra tüm numunelerde sadece α -Mg ve α -Mn birincil fazı gözlenmiştir.

Şekil 4.18. İşlem görmemiş ve homojenizasyon işlemi görmüş numunelerin SEM mikroyapı görüntüleri.

NUMUNE ADI	1000X	5000X	10000X
İşlem görmemiş hali	 <p>1000X</p>	 <p>5000X</p>	 <p>10000X</p>
Homojenizasyon	 <p>1000X</p>	 <p>5000X</p>	 <p>10000X</p>

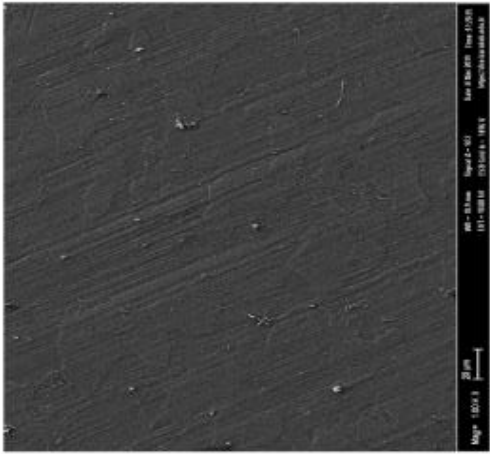
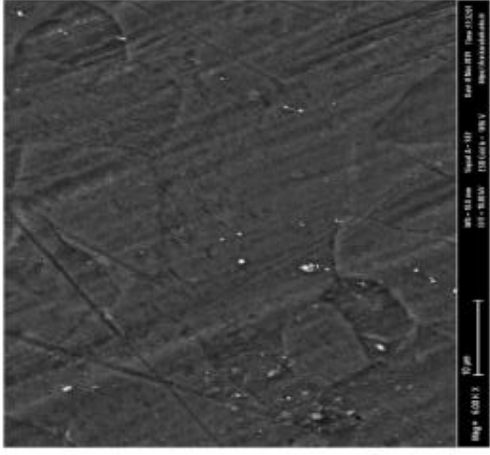
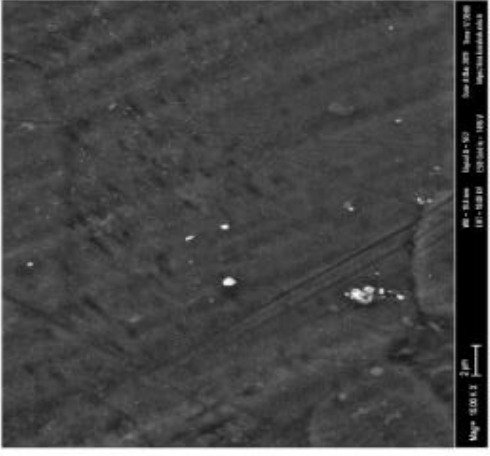
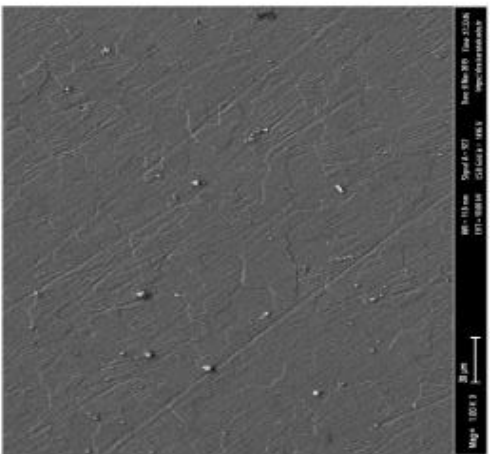
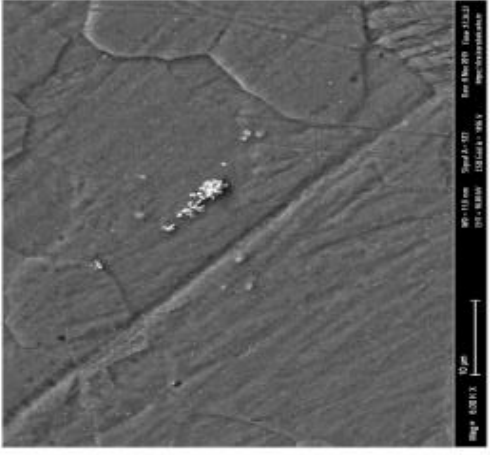
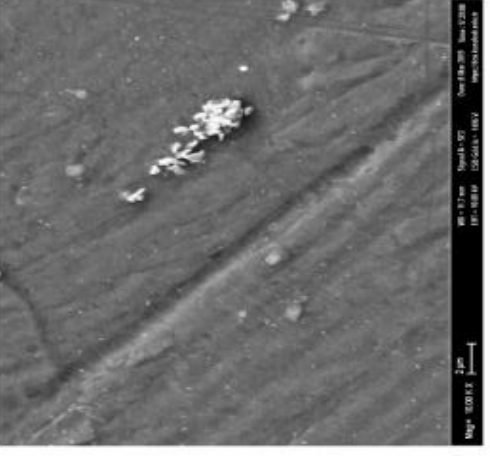
Şekil 4.19. Farklı sıcaklık ve hadde oranlarında haddeyenmiş numunelerin SEM mikroyapı görüntüleri.

NUMUNE ADI	1000X	5000X	10000X
275°C %40 hadde			
275°C %60 hadde			

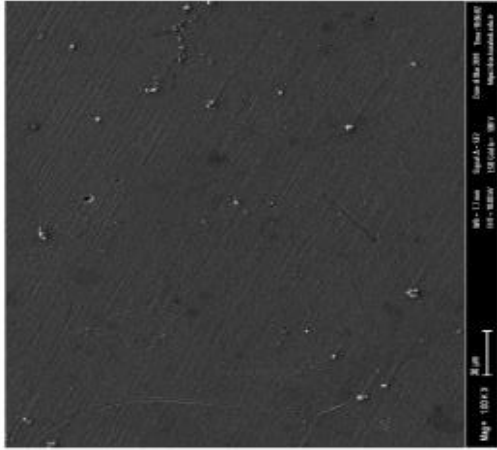
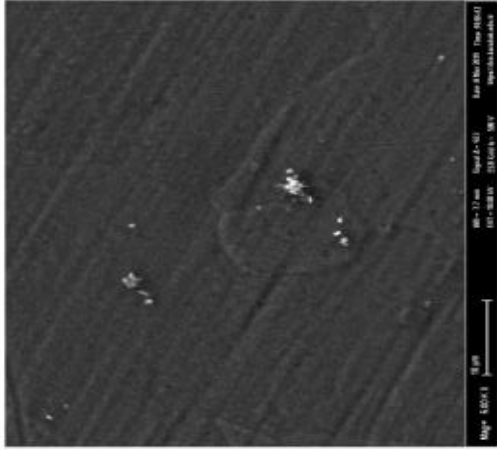
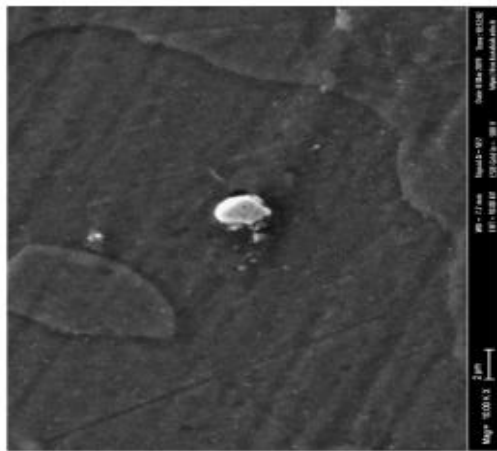
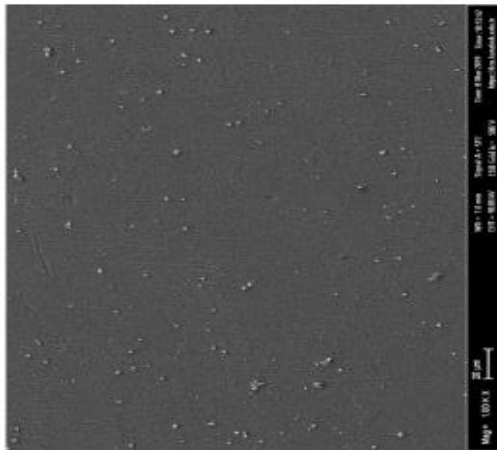
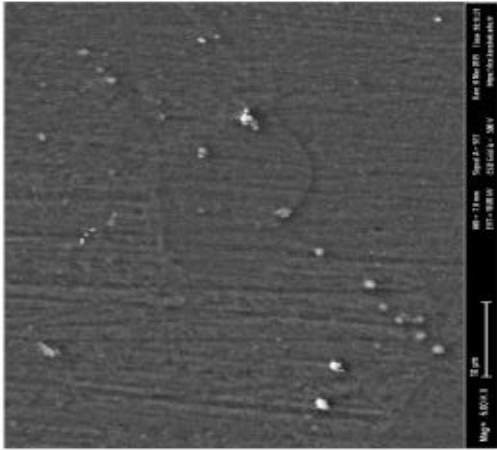
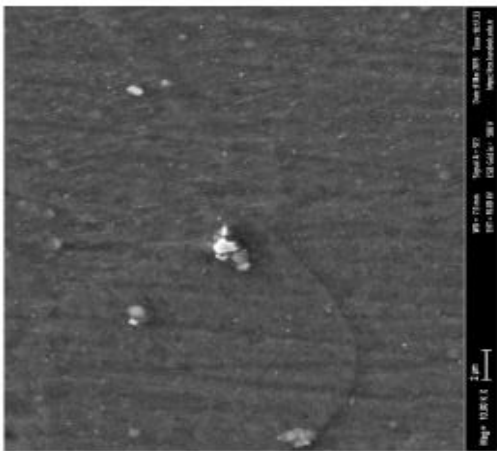
Şekil 4.19. (devam ediyor).

NUMUNE ADI	1000X	5000X	10000X
275°C %80 hadde			
325°C %40 hadde			

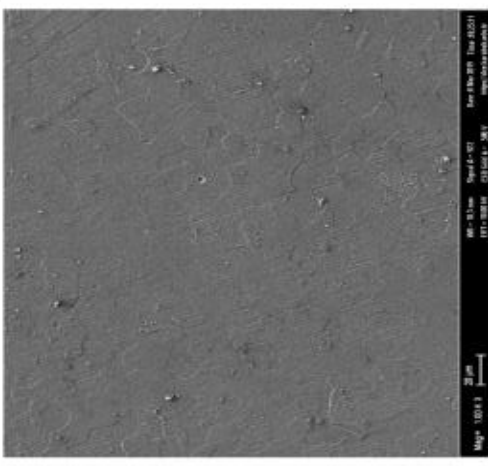
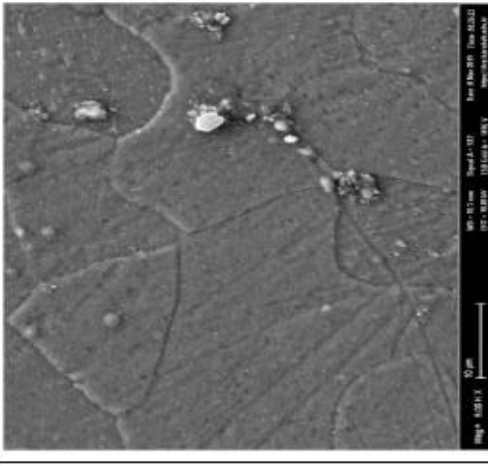
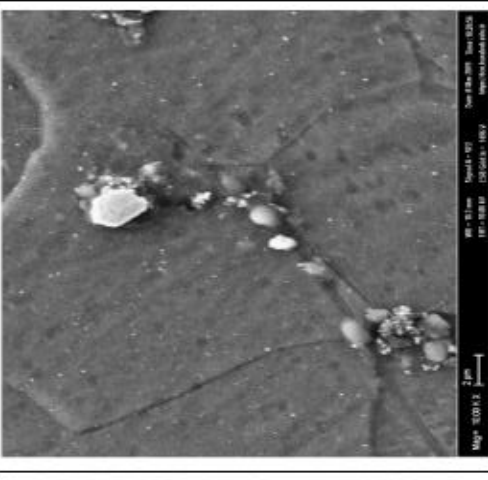
Şekil 4.19. (devam ediyor).

NUMUNE ADI	1000X	5000X	10000X
325°C %60 hadde	 <p>SEM image showing the surface morphology of the 325°C %60 hadde sample at 1000X magnification. The surface exhibits a fine, parallel striated texture. A scale bar indicates 20 µm.</p>	 <p>SEM image showing the surface morphology of the 325°C %60 hadde sample at 5000X magnification. The surface exhibits a fine, parallel striated texture with some larger features. A scale bar indicates 10 µm.</p>	 <p>SEM image showing the surface morphology of the 325°C %60 hadde sample at 10000X magnification. The surface exhibits a fine, parallel striated texture with some larger features. A scale bar indicates 2 µm.</p>
325°C %80 hadde	 <p>SEM image showing the surface morphology of the 325°C %80 hadde sample at 1000X magnification. The surface exhibits a fine, parallel striated texture. A scale bar indicates 20 µm.</p>	 <p>SEM image showing the surface morphology of the 325°C %80 hadde sample at 5000X magnification. The surface exhibits a fine, parallel striated texture with some larger features. A scale bar indicates 10 µm.</p>	 <p>SEM image showing the surface morphology of the 325°C %80 hadde sample at 10000X magnification. The surface exhibits a fine, parallel striated texture with some larger features. A scale bar indicates 2 µm.</p>

Şekil 4.19. (devam ediyor).

NUMUNE ADI	1000X	5000X	10000X
375°C %40 hadde	 <p>SEM image of 375°C %40 hadde sample at 1000X magnification. The surface shows a fine, regular texture. A scale bar of 20 µm is visible at the bottom right.</p>	 <p>SEM image of 375°C %40 hadde sample at 5000X magnification. The surface shows a more detailed view of the fine texture. A scale bar of 5 µm is visible at the bottom right.</p>	 <p>SEM image of 375°C %40 hadde sample at 10000X magnification. The surface shows a very fine, regular texture. A scale bar of 2 µm is visible at the bottom right.</p>
375°C %60 hadde	 <p>SEM image of 375°C %60 hadde sample at 1000X magnification. The surface shows a fine, regular texture. A scale bar of 20 µm is visible at the bottom right.</p>	 <p>SEM image of 375°C %60 hadde sample at 5000X magnification. The surface shows a more detailed view of the fine texture. A scale bar of 5 µm is visible at the bottom right.</p>	 <p>SEM image of 375°C %60 hadde sample at 10000X magnification. The surface shows a very fine, regular texture. A scale bar of 2 µm is visible at the bottom right.</p>

Şekil 4.19. (devam ediyor).

NUMUNE ADI	1000X	5000X	10000X
375°C %80 hadde			

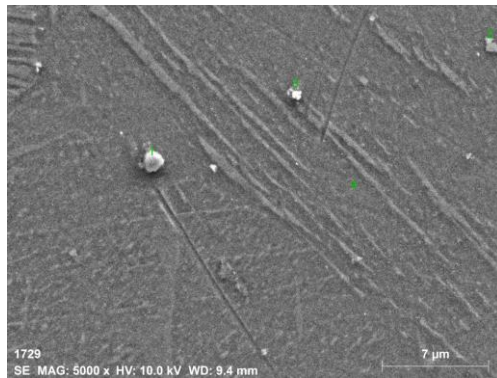
Çizelge 4.6. EDX görüntüleri ve EDX nokta analizi sonuçları.

İşlem görmemiş hali



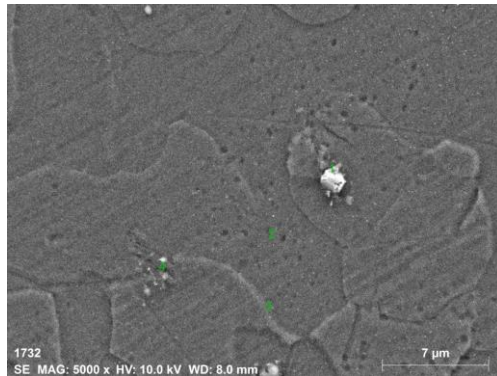
	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	15,34	83,21	1,44
2	42,52	0,52	56,95
3	96,81	0,00	3,19
4	96,81	0,00	3,19

Homojenizasyon



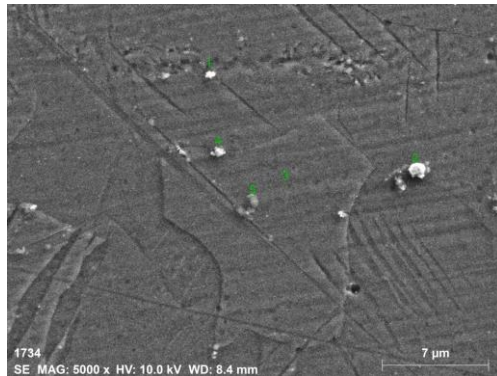
	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	97,50	0,00	2,50
2	94,70	0,30	5,01
3	18,08	81,49	0,43
4	94,63	1,15	4,22

275°C %40 hadde



	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	1,22	98,78	0,00
2	94,62	1,08	4,31
3	95,62	0,02	4,36
4	94,62	1,44	3,93

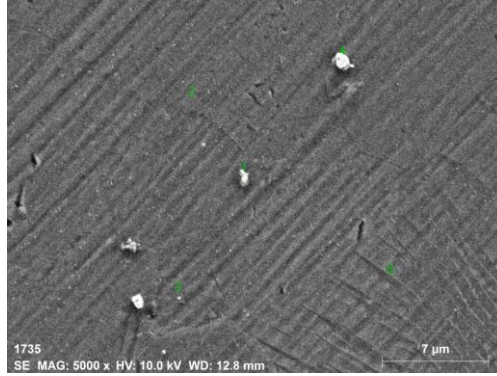
275°C %60 hadde



	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	96,13	0,00	3,87
2	2,37	97,63	0,00
3	95,40	0,36	4,24
4	90,42	6,36	3,21
5	95,74	0,00	4,26

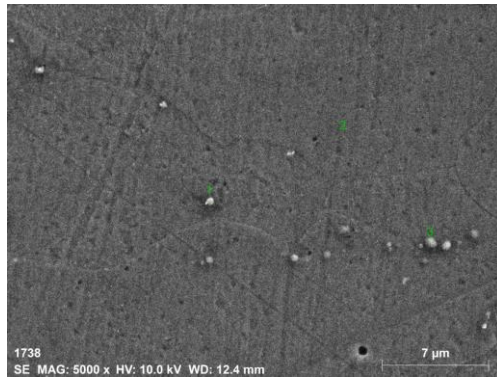
Çizelge 4.6. (devam ediyor).

275°C %80 hadde



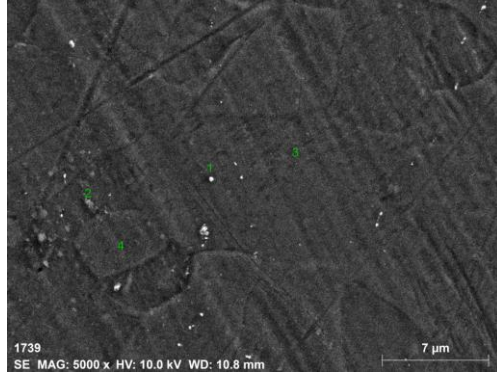
	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	95,97	0,00	4,03
2	95,18	0,79	4,03
3	89,64	6,29	4,07
4	4,25	95,31	0,44
5	95,28	0,75	3,97

325°C %40 hadde



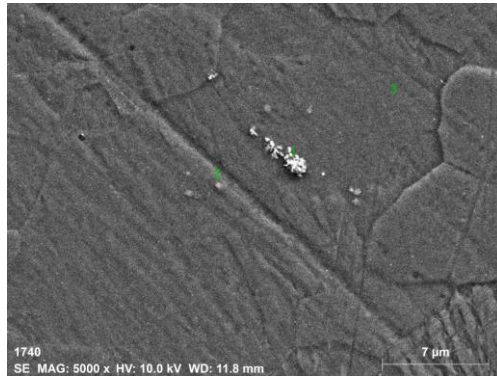
	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	95,70	0,75	3,56
2	95,10	0,30	4,60
3	94,75	0,93	4,32

325°C %60 hadde



	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	18,01	79,77	2,22
2	95,73	0,00	4,27
3	95,56	0,16	4,28
4	95,32	0,33	4,36

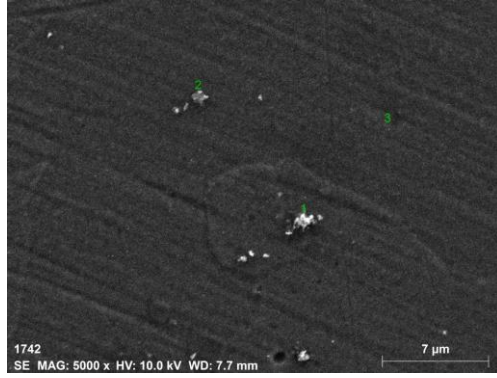
325°C %80 hadde



	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	4,88	92,17	2,94
2	95,23	0,62	4,15
3	95,16	0,48	4,36

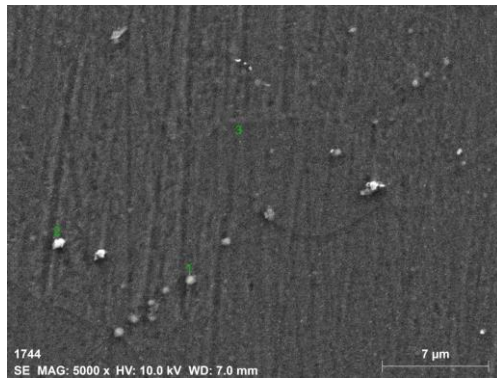
Çizelge 4.6. (devam ediyor).

375°C %40 hadde



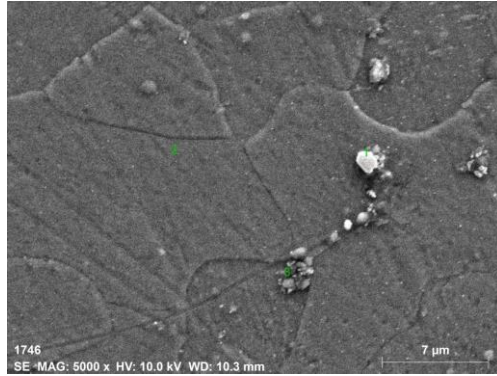
	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	95,90	0,00	4,10
2	93,20	1,88	4,92
3	96,59	0,13	3,28

375°C %60 hadde



	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	95,31	0,73	3,96
2	96,51	0,00	3,49
3	94,28	1,63	4,09

375°C %80 hadde



	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	10,01	88,02	1,97
2	93,61	1,86	4,53
3	94,98	0,84	4,18

4.7. MEKANİK TEST SONUÇLARI

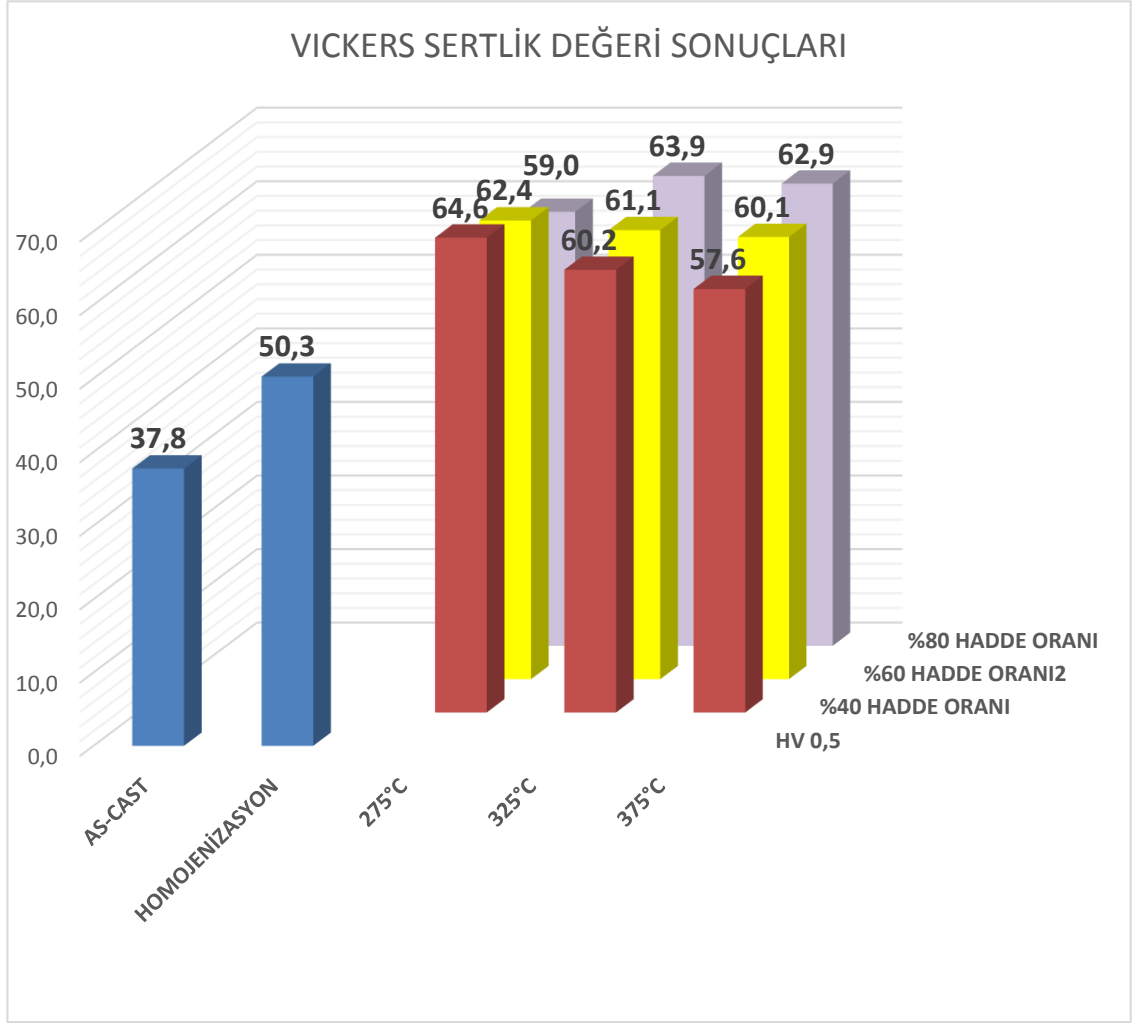
4.7.1. Vickers Mikro Sertlik Testi Sonuçları

Çizelge 4.7 ve Şekil 4.24 vickers mikro sertlik değerine ait elde edilen datalar bulunmaktadır.

Çizelge 4.7. Vickers sertlik değeri sonuçları.

Numune Adı	Ortalama sertlik değeri (HV0,5)	+ sapma değeri (HV0,5)	- sapma değeri (HV0,5)
İşlem görmemiş hali	37,76	2,44	3,16
Homojenizasyon	50,25	1,45	3,94
275°C %40 hadde	64,64	2,26	0,94
275°C %60 hadde	62,38	1,58	1,62
275°C %80 hadde	59,02	1,68	0,72
325°C %40 hadde	60,22	2,28	2,52
325°C %60 hadde	61,07	2,63	1,77
325°C %80 hadde	63,90	3,90	2,00
375°C %40 hadde	57,62	3,08	2,92
375°C %60 hadde	60,14	3,26	3,04
375°C %80 hadde	62,85	1,85	3,15

Mevcut olan bu datalar incelendiğinde homojenizasyon işlemi mevcut malzemeye %15 oranında bir sertlik değeri katmaktadır. Bu durum, mevcut olan ikincil fazların homojenizasyon ile minimize edilmesine bağdaştırılabilir. Daha yumuşak bir faz olan Mg-Zn fazlarının daha kararlı, ince ve sert α -Mg fazından kaynaklandığı yorumlanabilir. 275°C'de birincil metalurjik işleme tabi tutulan numunelere bakıldığında artan hadde oranına bağlı olarak aynı tane boyutunda da olduğu gibi sertlikte de düşüş meydana getirmiştir. 325°C ve 375°C de her sıcaklık kendi içindeki hadde oranlarıyla değerlendirildiğinde artan hadde oranları ile sertlikte de artış meydana gelmiştir. %40 ve %60 haddelenen numuneler kendi hadde oranlarında değerlendirildiğinde sıcaklık artması ile sertlik değerleri düşüş göstermektedir.



Şekil 4.20. Vickers sertlik değerleri.

En yüksek ortalama sertlik değeri 275°C de %40 haddelme ile elde edilmiştir. Ancak, ortalama sapma değerleri göz önünde bulundurulduğunda en yüksek sertlik değeri en ince taneli numunemiz olan 325°C %80 haddede gözlemlenmiştir. En düşük ortalama sertlik değeri 375°C de %40 hadde oranında gözlenmiştir. Ortalama sapma değerlerini de göz önünde bulundurarak şu sonucu rahatlıkla söyleyebilmekteyiz. Sıcaklık arttıkça malzeme yüzeylerinden alınan sertlik değeri ölçümleri arasındaki fark da artmıştır. Dolayısıyla yüzeydeki sertlik değerleri artan sıcaklıkla homojen dağılmamaktadır. Bununla beraber şu durum da göz ardı edilemez; Yapılan ölçümlerde sertlik değerleri hemen hemen birbirine yakın sonuçlar vermiştir. Özetleyecek olursak işlem görmemiş haline, homojenizasyon ısı işlemi uygulandığında sertlik değerlerinde ortalama olarak yaklaşık % 33'lük ciddi bir artış gözlenmektedir. Homojenizasyon işleminden farklı hadde sıcaklık ve hadde oranlarına tabi tutulan numunelerde ortalama olarak yaklaşık

% 15-29 oranlarında sertlik değerlerinde artış sergilemektedir. İşlem görmemiş halinden farklı hadde sıcaklık ve hadde oranlarına tabi tutulan numunelerde ortalama olarak yaklaşık % 52-71 oranlarında sertlik değerlerinde artış sergilemektedir.

4.7.2. Çekme Testi Sonuçları

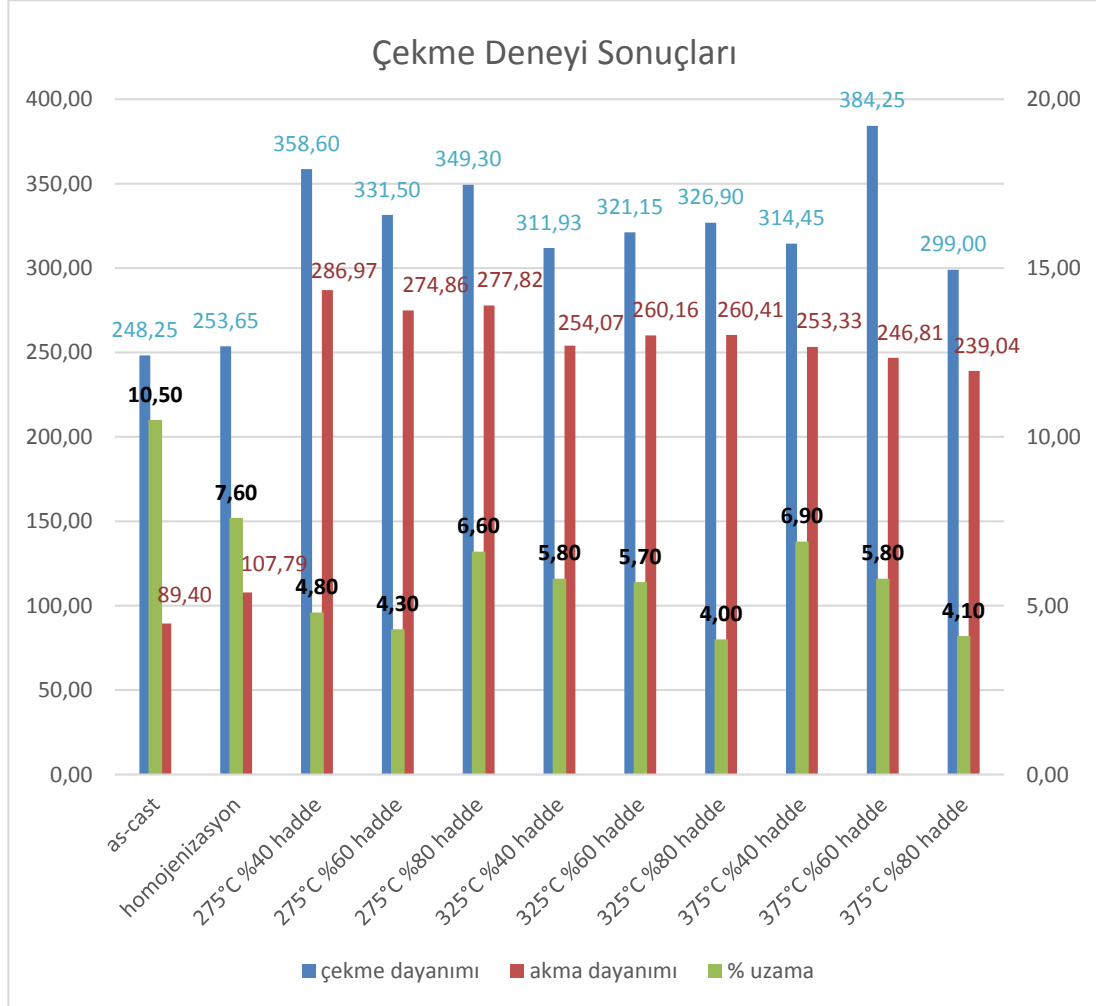
Çekme deneyine ait datalar detaylı olarak Çizelge 4.8 ve Şekil 4.25’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.8. Çekme testi sonuçları.

Numune Adı	Ortalama Akma Dayanımı (Mpa)	Ortalama Çekme Dayanımı (Mpa)	Ortalama % Uzama
İşlem görmemiş hali	89,40	248,25	10,50
Homojenizasyon	107,79	253,65	7,60
275°C %40 hadde	286,97	358,60	4,80
275°C %60 hadde	274,86	331,50	4,30
275°C %80 hadde	277,82	349,30	6,60
325°C %40 hadde	254,07	311,93	5,80
325°C %60 hadde	260,16	321,15	5,70
325°C %80 hadde	260,41	326,90	4,00
375°C %40 hadde	253,33	314,45	6,90
375°C %60 hadde	246,81	384,25	5,80
375°C %80 hadde	239,04	299,00	4,10

ZM21 magnezyum alaşımı, yapılan homojenizasyon işlemi ile akma ve çekme dayanımları sırasıyla %21 ve %2,1 oranlarında artarken, % uzama oranı ise %2,9 oranında bir azalma göstermiştir. Bunun sebebi yine aynı şekilde Mg-Zn ikincil fazlarının yerini α -Mg fazına bırakmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. 275°C’de ki numunelerin test sonuçları incelendiğinde %40 dan %60 haddeye gidildikçe çekme dayanımı, akma dayanımı bir miktar düşmektedir. Bunun sebebi ikiz kesme bantlı deformasyona uğramış taneler tam bir yeniden kristalleşme gösteremeyerek ince taneli yapı sergilemeleridir. Fakat %80 hadde oranına gidildikçe yeni tanelerin çekirdeklenerek deforme olmuş taneleri yok etmesi sonucu %60 haddeye oranla akma dayanımı ve çekme dayanımı bir miktar artmış, uzaması ise %2,3

lük ciddi bir artış göstermiştir. Dolayısıyla malzememiz %80 hadde oranında daha tok bir yapı göstermektedir.



Şekil 4.21. Çekme testi sonuçları grafiği.

325°C'deki numunelerimizin datalarına bakıldığında hadde oranı arttıkça malzememizin akma dayanımı ve çekme dayanımı artış göstermekte olup % uzaması da azalış sergilemektedir. %80 hadde oranına gidildikçe % uzamadaki yaklaşık 1/3 oranında yüksek düşüşün sebebi kayma bantlarının ve ikizlenmelerin yerini ikizlenme çekirdeklenmesine bırakarak daha gevrek bir yapının oluşmasıyla sonuçlanır.

375°C'deki numuneler incelendiğinde akma dayanımı, hadde oranı arttıkça lineer bir şekilde bir miktar azalmıştır. Hemen hemen benzer şekilde % uzama da azalış sergilemiştir. Hadde oranı arttıkça % uzamada meydana gelen %40 lık düşüş

malzememizi en gevrek haline getirmiştir. Bunun sebebi olarak yüksek hadde sıcaklıklarında ve artan haddeleme oranıyla yeniden kristalleşmelerin tamamlanarak yapı içerisinde önceden oluşan ikizlerin ve kaba tanelerin ortadan kaybolmasıyla yorumlanmaktadır.

%40 haddeleme oranlarına bakıldığında sıcaklığın artmasıyla çekme dayanımı azalış sergilemekte (325°C ve 375°C'deki %40 haddelenmiş numuneler arasındaki eser miktardaki fark göz ardı edilmiştir) akma dayanımları da sıcaklıkla ters orantılı olarak azalış sergilemekte ve % uzama değerleride sıcaklığın artmasıyla artış sergilemektedir. Sonuç olarak sıcaklığın artmasıyla tokluk değerimiz düşmektedir.

%60 hadde oranlarına baktığımızda akma dayanımı sıcaklığın artmasıyla azalmakta buna karşın % uzama değerimiz artmaktadır. Tokluk değeri de sıcaklığın artmasıyla giderek artış göstermektedir.

%80 hadde oranına baktığımızda sıcaklığın artmasıyla çekme dayanımı, akma dayanımı ve % uzama da düşüş sergilemektedir (325°C ve 375°C'deki % uzamalardaki eser miktardaki fark göz ardı edilmiştir). Malzemelerin tokluğu da sıcaklığın artmasıyla ters orantılı şekilde azalmaya başlamıştır. Genel itibariyle tüm haddelenmiş numunelere bakıldığında en gevrek yapıya sahip numune 375°C'de %80 haddelenmiş numune, en tok numune ise (dayanımı yüksek) 275°C'de %80 haddelenmiş numune olduğu göze çarpmaktadır.

4.7.3. Kırık Yüzey Sonuçları

Tüm numunelerin kırık yüzeyi incelenirken kırık yüzeyler SEM'de EDX görüntüsü ve EDX elementel analizine bakılmıştır (bkz. Çizelge 4.9). Daha sonra bu yüzeyler büyüteç yardımıyla da incelenerek aşağıdaki sonuçlara varılmıştır.

İşlem görmemiş halinin yüzeyi makro olarak incelendiğinde çekme numunesinin ince kısımlarında portakal kabuğuna benzer bir yapı meydana gelmiştir (bkz. Şekil 4.22). Yapıda ki düzensiz, intermetalik ve ikincil fazlar kendilerini parlak, yuvarlak tanecikler şeklinde SEM resimlerinde de göstermiştir.



Şekil 4.22. Oluşan portakal kabuğu görünümü.

Yapıda ki bu düzensiz dağılımda α -Mg fazına sahip bölgeler dağların zirve kısımları gibi parlak şekilde gösterilmiştir. Yapıda derin şekilsiz çukurlar gözden kaçmamıştır. Bu çukurların dağılımı büyüklü küçüklü olarak tüm yapıyı sarmıştır. Homojenizasyon halindeki numuneyi incelediğimizde aynı işlem görmemiş halindeki gibi ince yüzeyde deney sonrası portakal kabuğu şeklinde bir görüntü oluşmuştur. Yapıda ikincil fazlar artık gözlenmeyerek yerini α -Mg fazına bırakmasından dolayı dimple adı verilen oyukların arttığı ve haddelenmiş numunelere göre daha sünek bir kırılma gösterdiği gözlenmiştir.

Haddelenmiş tüm numunelerin kırıkları yassı şekildedir. Yapıda ki α -Mg fazlarının içerisinde olan Mn miktarı nokta şeklinde koyu olarak görülmektedir. Daha önce SEM görüntülerinde bahsedilen cihazın ölçüm alanı, yüzey durumu ve Mg-Mn ikili faz diyagramı göz önüne alındığında kimyasal kompozisyonda Mn elementinin yüksek olduğu bileşikler α -Mn fazıdır. Bununla beraber Zn değeri %6,2 - %13,85 değerlerde α -Mg fazı içermektedir.

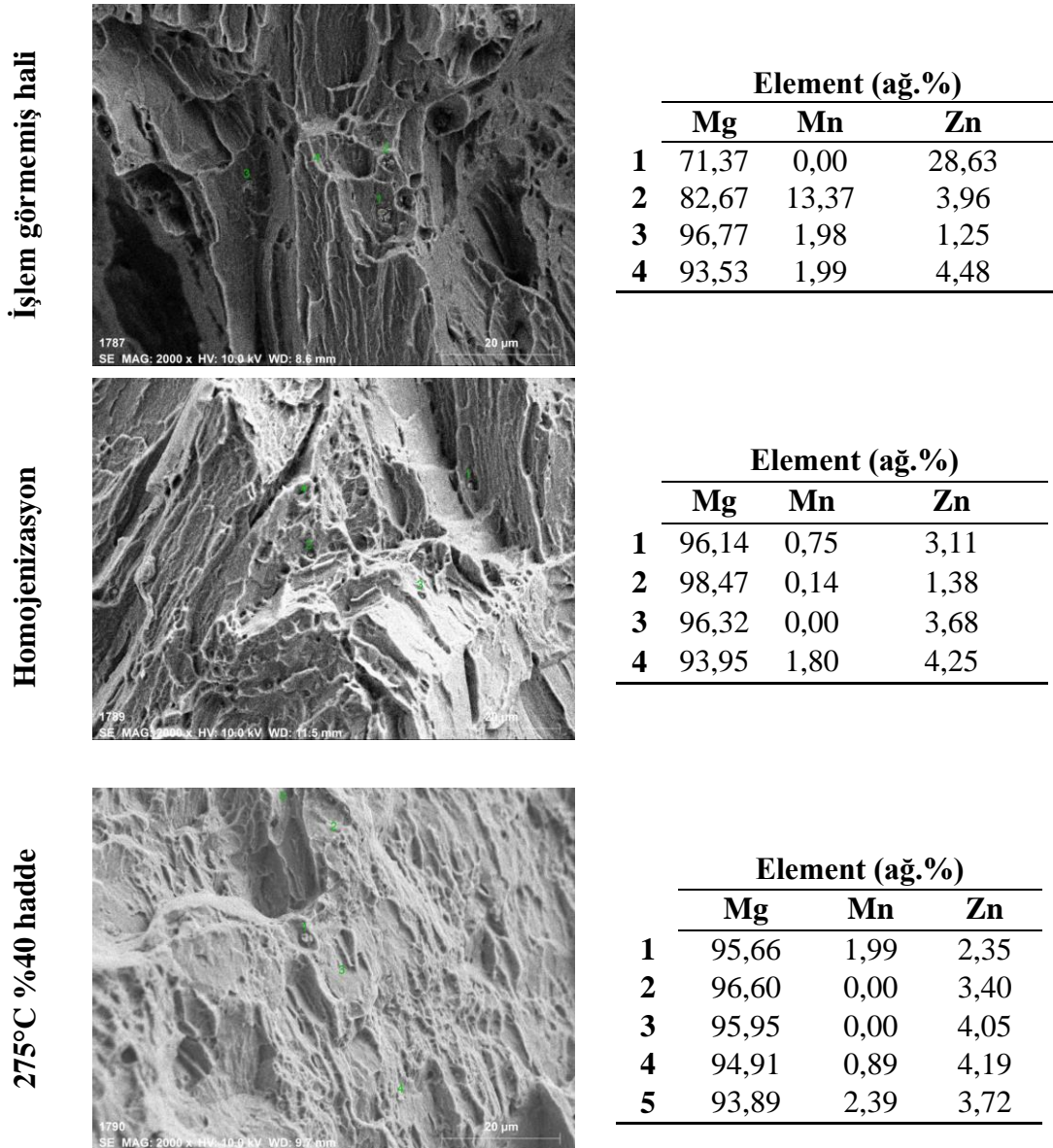
275°C'de haddelenmiş numunelerin yüzeyleri incelendiğinde kırılma yüzeyleri daha keskin, daha pürüzsüz hale gelmektedir. Hadde oranı arttıkça kırılma yüzeyindeki oyukların artması ve genişlemesiyle birlikte sünek bir kırılma davranışı gösterdiği söylenebilir. %80 haddelenmiş numunenin kırılma yüzeyi diğer sıcaklıklardaki %80 haddelenmiş numunelere göre geniş çaplı yarıklanma şeklinde olup daha sünek bir davranış sergilediği söylenebilir. 325°C'de haddelenmiş numunelerde artan hadde oranına bağlı olarak yüzeydeki oyukların azalıp dar hale geldiği ve gevrek kırılma gösterdiği söylenebilir.

375°C'de haddelenmiş numunelerin hadde oranları arttıkça yapıdaki ikincil faz oluşturabilecek Mn ve Zn gibi elementlerin miktarlarının (Çizelge 4.9 EDX

sonuçlarına bakıldığında) artması ile birlikte gevrek kırılma eğiliminin de arttığı söylenebilir. Kopan alt yüzeyler hadde oranı arttıkça lineerlenmiştir.

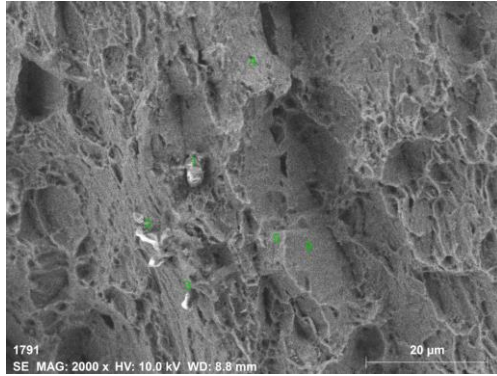
Sonuç itibariyle homojenizasyon işlemi görmüş numuneler ve 275°C’de haddelenmiş numuneler sünek kırılma davranışı sergilerken, 325°C ve 375°C’de haddelenmiş numuneler hem ikincil faz oluşturabilecek elementlerin belirli bölgelerde yoğunlaşması hem de yüzeydeki oyukların da azalmasıyla gevrek kırılma davranışı sergilemişlerdir.

Çizelge 4.9. Kırık yüzeylerin EDX görüntüsü ve EDX nokta analizi sonuçları.



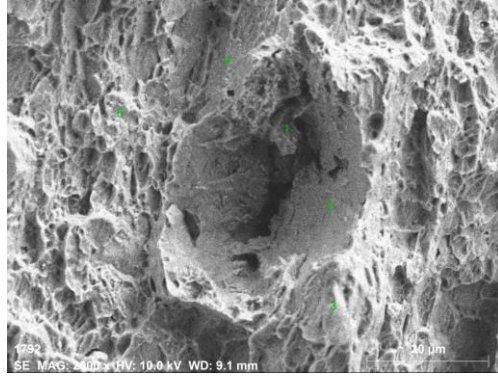
Çizelge 4.9. (devam ediyor).

275°C %60 hadde



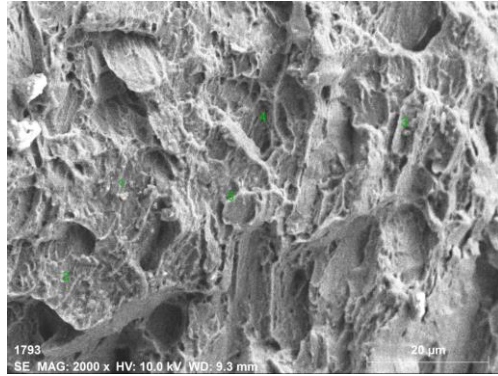
	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	77,14	9,01	13,85
2	49,56	11,45	38,49
3	100	0,00	0,00
4	94,32	1,48	4,20
5	96,40	0,20	3,40
6	95,36	0,00	4,64

275°C %80 hadde



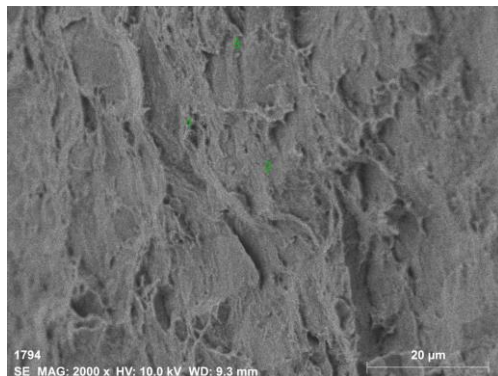
	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	96,40	2,78	0,83
2	94,75	2,21	3,04
3	96,37	0,00	3,63
4	95,31	1,35	3,33
5	95,12	0,57	4,31

325°C %40 hadde



	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	92,67	0,00	7,33
2	93,56	2,27	4,17
3	83,08	8,24	8,68
4	96,42	0,00	3,58
5	95,13	1,86	3,01

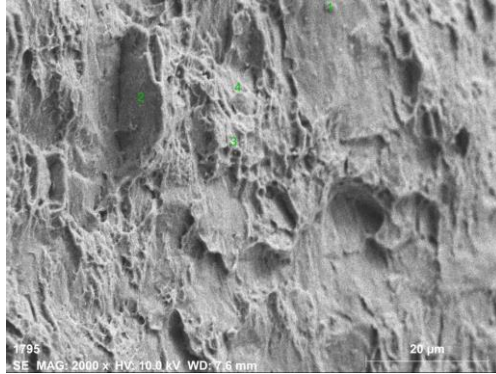
325°C %60 hadde



	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	99,82	0,00	0,18
2	96,98	0,67	2,35
3	97,22	0,00	2,78

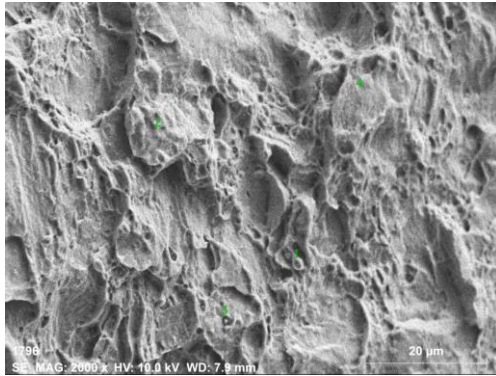
Çizelge 4.9. (devam ediyor).

325°C %80 hadde



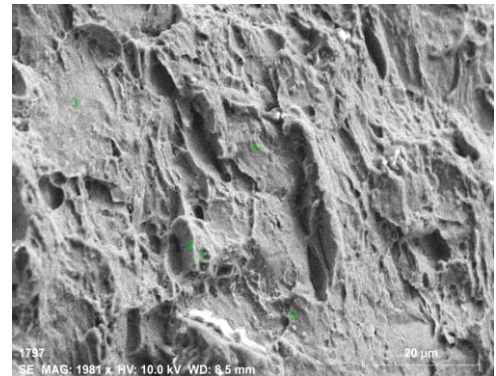
	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	90,86	3,86	5,28
2	94,79	1,13	4,08
3	46,64	50,66	2,71
4	95,73	0,00	4,27

375°C %40 hadde



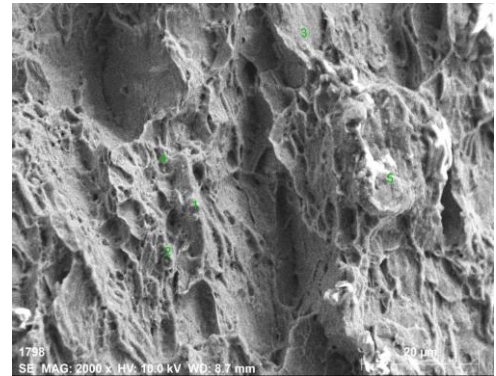
	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	95,76	0,47	3,77
2	95,10	1,57	3,33
3	95,85	0,57	3,57
4	95,79	0,66	3,55

375°C %60 hadde



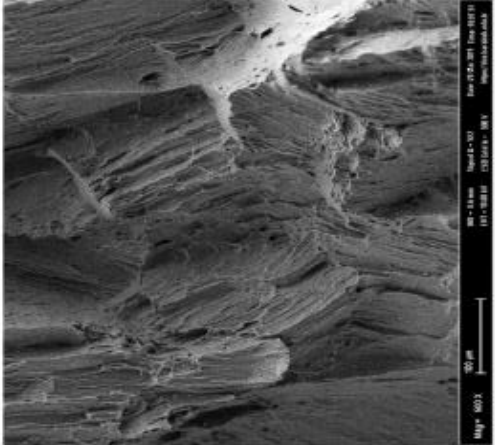
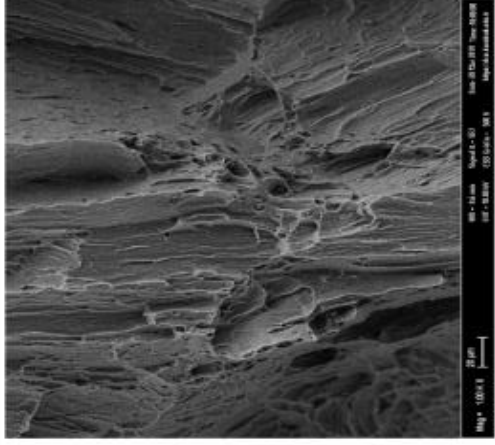
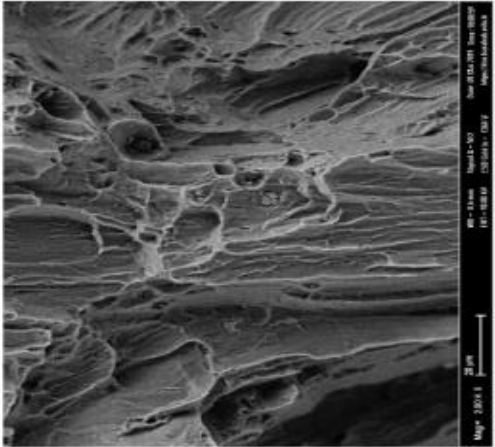
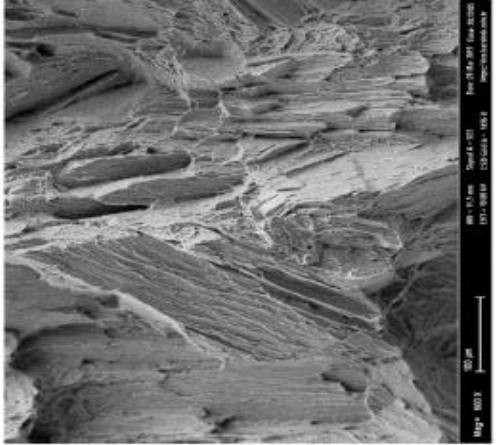
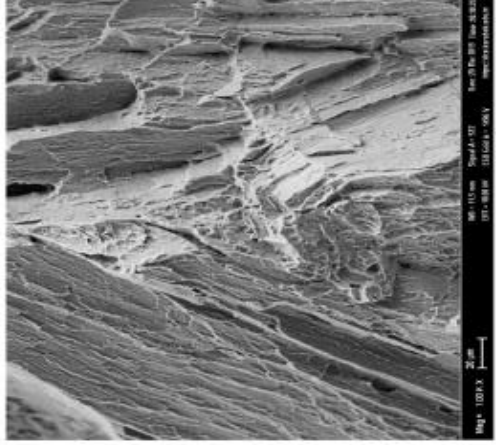
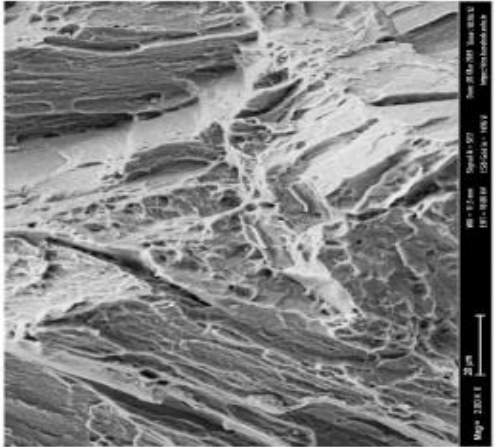
	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	37,31	60,23	2,46
2	95,39	1,00	3,60
3	96,68	0,39	2,93
4	93,84	1,91	4,26
5	87,97	2,77	9,26

375°C %80 hadde

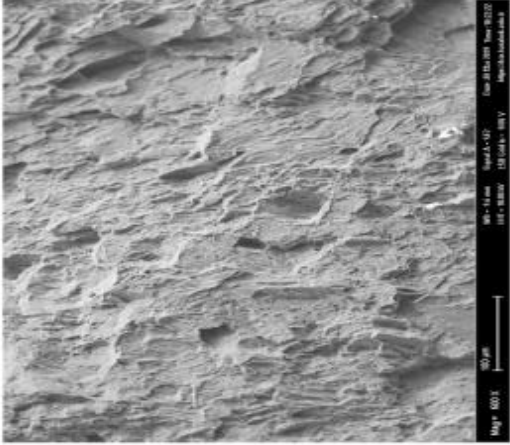
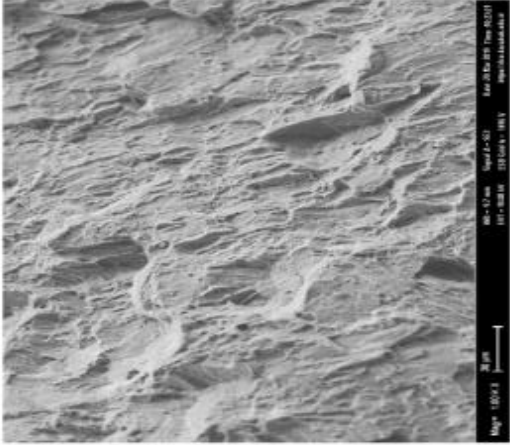
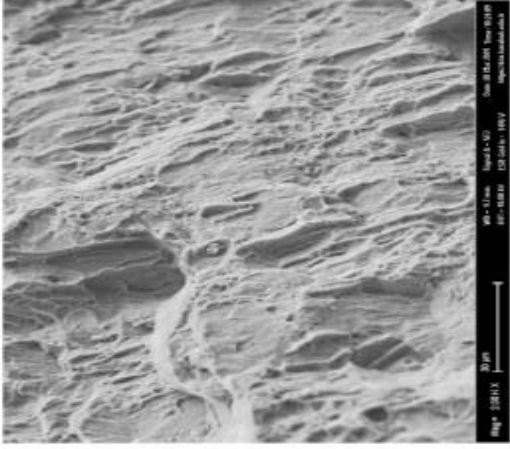
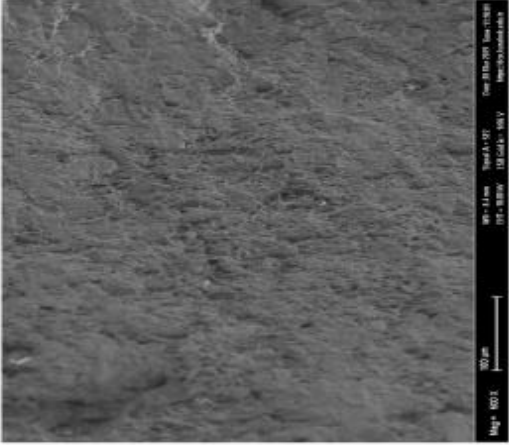
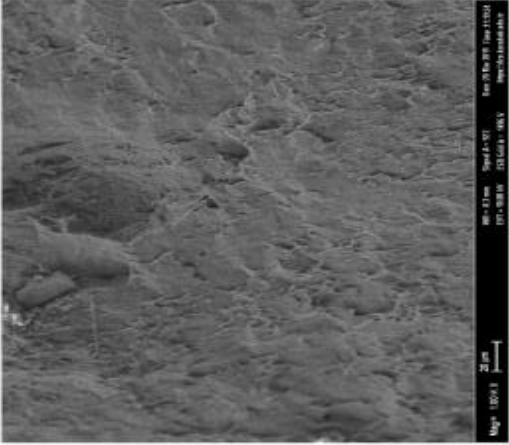
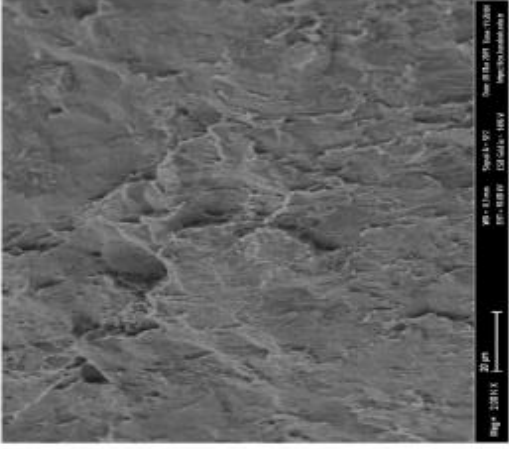


	Element (ağ.%)		
	Mg	Mn	Zn
1	96,84	0,00	3,16
2	34,12	63,45	2,43
3	86,54	0,00	13,46
4	95,22	0,26	4,52
5	96,32	0,00	3,68

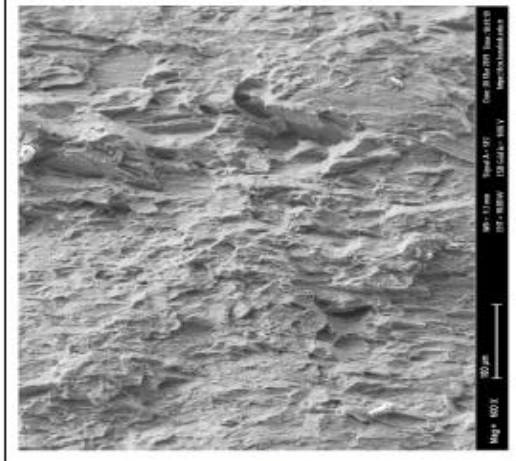
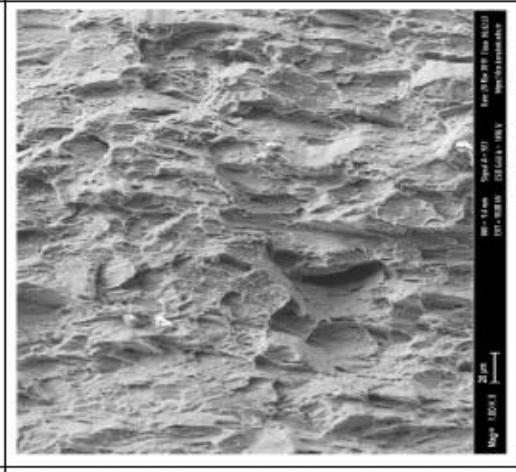
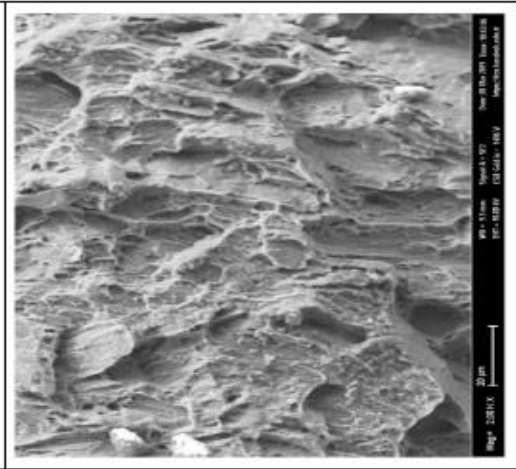
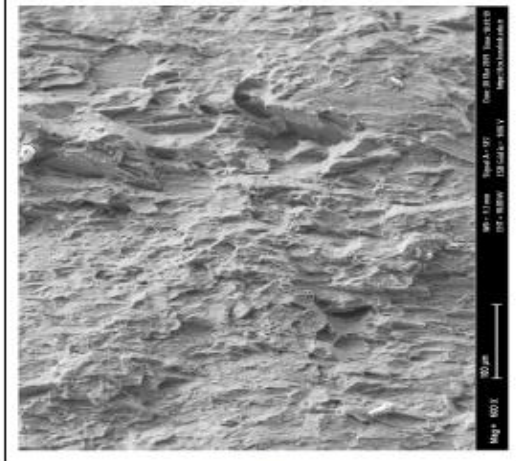
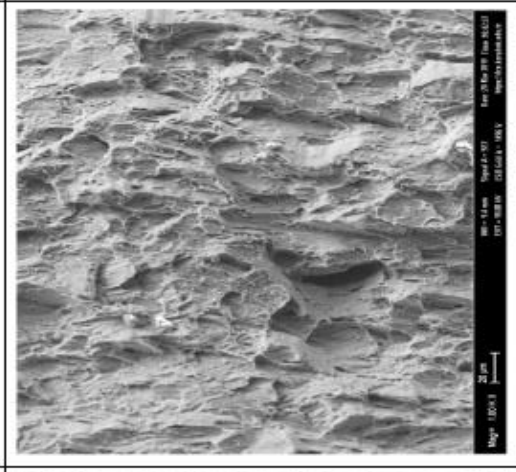
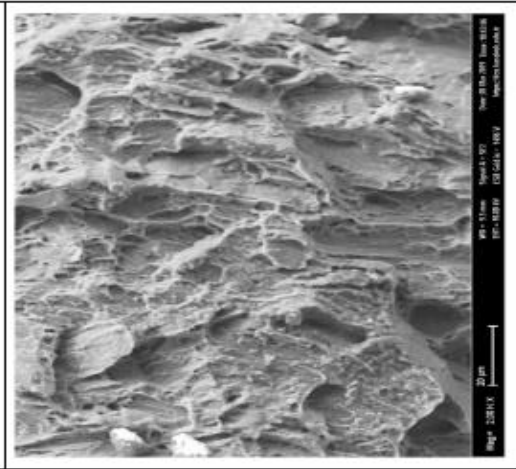
Şekil 4.23. İşlem görmemiş ve homojenizasyon işlemi görmüş numunelerin SEM kırık yüzey görüntüleri.

NUMUNE ADI	500X	1000X	2000X
İşlem görmemiş hali			
Homojenizasyon			

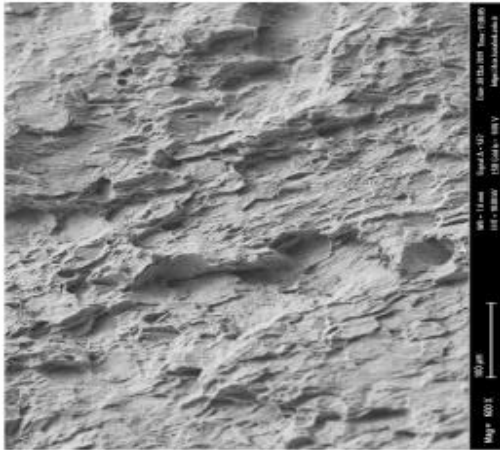
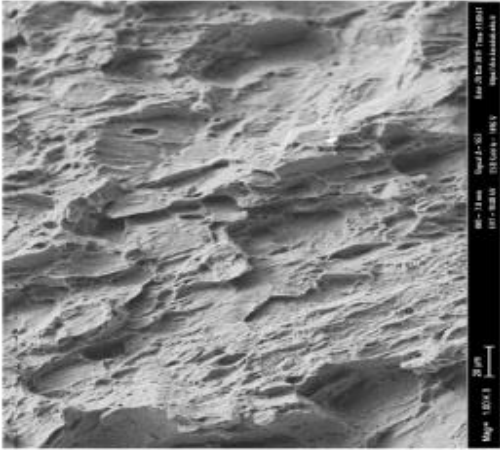
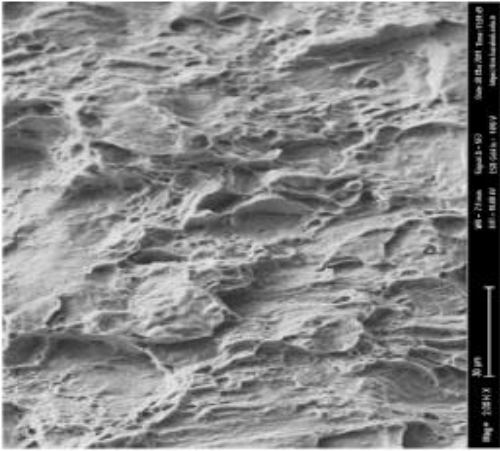
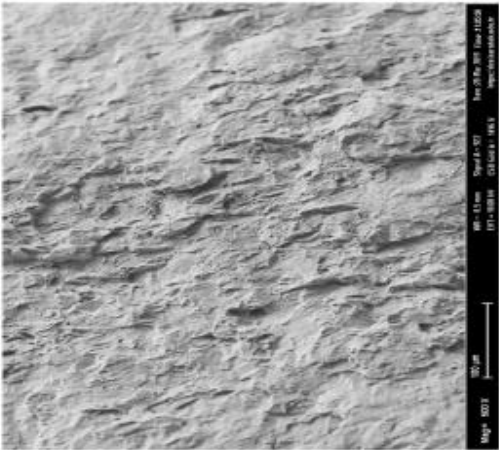
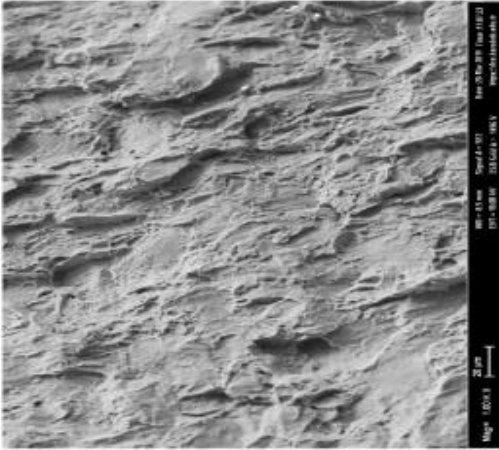
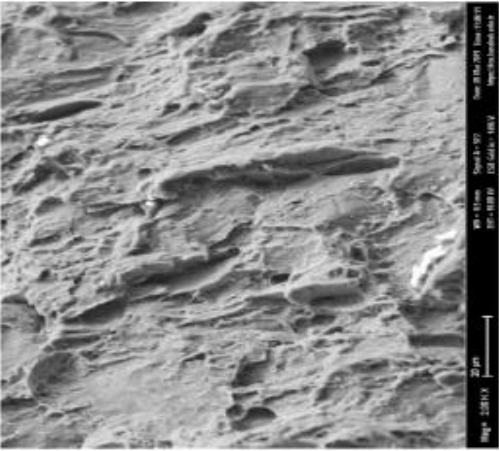
Şekil 4.24. Farklı sıcaklık ve hadde oranlarında haddelenmiş numunelerin SEM kırık yüzey görüntüleri.

NUMUNE ADI	500X	1000X	2000X
275°C %40 hadde			
275°C %60 hadde			

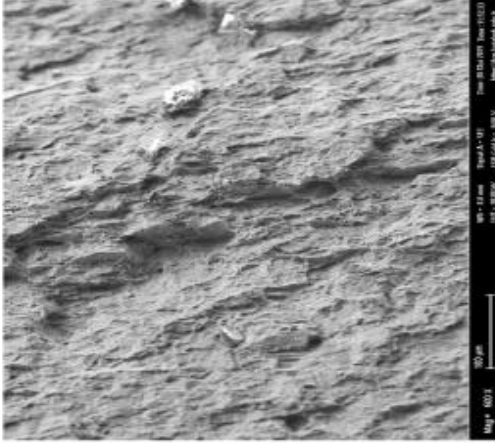
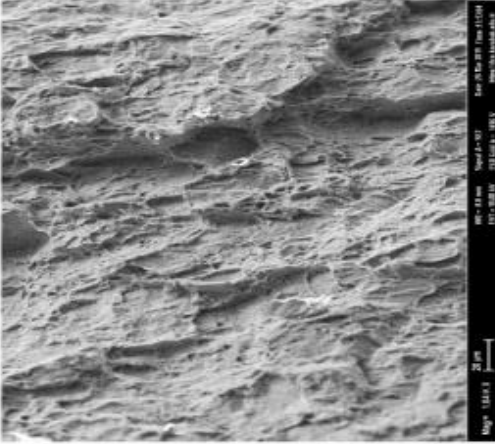
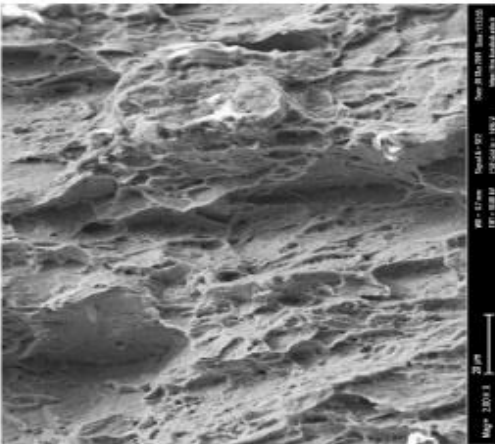
Şekil 4.24. (devam ediyor)

NUMUNE ADI	500X	1000X	2000X
275°C %80 hadde			
325°C %40 hadde			

Şekil 4.24. (devam ediyor)

NUMUNE ADI	500X	1000X	2000X
375°C %40 hadde			
375°C %60 hadde			

Şekil 4.24. (devam ediyor).

NUMUNE ADI	500X	1000X	2000X
375°C %80 hadde	 <p>SEM image showing the surface morphology of the 375°C %80 hadde sample at 500X magnification. The surface exhibits a granular texture with small, irregular particles. A scale bar indicates 100 µm.</p>	 <p>SEM image showing the surface morphology of the 375°C %80 hadde sample at 1000X magnification. The surface exhibits a granular texture with small, irregular particles. A scale bar indicates 20 µm.</p>	 <p>SEM image showing the surface morphology of the 375°C %80 hadde sample at 2000X magnification. The surface exhibits a granular texture with small, irregular particles. A scale bar indicates 20 µm.</p>

BÖLÜM 5

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

ZM21 magnezyum alaşımının farklı sıcak ve hadde oranlarında haddelenmesi sonucu aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır:

- Homojenleştirme işlemi sonucu, Zn'nin bazı partiküllerde ve matris fazı içerisinde işlem görmemiş halinden daha homojen bir dağılım sağladığı gözlenmiştir. Bunun sonucunda Mg-Zn ikincil fazlarında önemli bir düşüş görülmüştür. Ayrıca lamellar arası daralmış ve mevcut matrislerde küçülme meydana gelmiştir.
- Homojenleştirme işlemiyle α -Mg partiküllerinin sayısı artmış ve tane boyutunda %15 azalmayla 200,55 μm olmuş ve sertlik değeri %15 artışla 50,25 HV'ye çıkartmıştır. Homojenleştirme sonucu Mg-Zn ikincil fazlarının yerini α -Mg fazına bırakmasıyla akma ve çekme dayanımı %21 ve %2,1 oranlarında artarken, uzama oranında ise %2,9 oranında azalma göstermiştir.
- Döküm haline yapılan homojenizasyon ve birincil metalurjik işlemlerle tane boyutu 230,64 μm 'dan 275°C'de %80 hadde oranıyla 25,71 μm 'a , 325°C'de %80 hadde oranıyla da 13,03 μm 'a kadar inceltmiştir.
- 275°C ve 375°C'de artan hadde oranına bağlı olarak tane boyutları arasında fark azalmış bunun sonucunda mekanik testlerdeki ölçümler arasındaki farkta azalmıştır.
- 275°C sıcaklığın altında artan hadde oranıyla beraber yeniden kristalleşme artmış yani yeni taneler çekirdeklenerek çevresinde deforme olmuş taneleri harcayarak büyümüştür, dolayısıyla tane boyutu artmıştır.

- Tüm sıcaklıklarda hadde oranının artmasıyla kesme bantlarının yoğunluğu artmıştır. Tüm sıcaklıklarda tane boyutu arttıkça sertlik değerinde düşüş, dolayısıyla, tane boyutu ve sertlik arasında ters orantı olduğu kanaatine varılmıştır.
- Homojenizasyon işlemi görmüş numuneler ve 275°C’de haddelenmiş numuneler sünek kırılma davranışı sergilerken, 325°C ve 375°C’de haddelenmiş numuneler hem ikincil faz oluşturabilecek elementlerin belirli bölgelerde yoğunlaşması hem de yüzeydeki oyukların da azalmasıyla gevrek kırılma davranışı sergilemişlerdir.

İlerideki çalışmalar için öneriler aşağıda sunulmuştur;

- Farklı magnezyum alaşımlarına uygulanan haddeleme parametrelerindeki değişimlerin levha yüzeyleri, mikroyapı ve mekanik özelliklere etkileri incelenebilir.
- Mikroyapı ve tane boyutlarındaki değişimlerinin anlaşılmasında EBSD haritalandırılması kullanılabilir.
- Aynı tip magnezyum alaşımlarına uygulanan homojenizasyon işlemindeki değişkenliğe yol açan parametrelerin (homojenizasyon sıcaklığı, homojenizasyon süresi, soğutma sıvısı ve soğutma yöntemi) mikroyapı ve mekanik özelliklere etkileri araştırılabilir.
- Biyoçözünabilir özellik taşıyan ZM21 magnezyum alaşımının vücut implantlarında kullanımı ve insan vücuduna etkileri araştırılabilir.
- ZM21 magnezyum alaşımına ilave alaşım elementlerinin (Ca, Sr, Sn, Zr gibi) kaynaklanabilirlik, birleştirme, mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi araştırılabilir.

KAYNAKLAR

1. Watarai, H., “Reducing the Weight of Structural Materials in Motor Vehicles, Science and Technology Trends”, *Trend of Research and Development for Magnesium Alloys*, pp. 84-97 (2006).
2. Ünal, M., Koç, E., Türen, Y., Gül, F., Candan, E., “AZ91 Magnezyum Alaşımının Döküm ve Mekanik Özelliklerine Silisyum İlavesinin Etkisi.” *5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS’09)*, Karabük, Türkiye, (2009).
3. Erçayhan, Y., Saklakoğlu, N., “AZ91 Magnezyum Alaşımının Metalografik ve Mekanik Özelliklerine İndiyum Elementinin Etkisi”. *Teknik Bilimler Dergisi, Celal Bayar Üniversitesi Soma Meslek Yüksekokulu*, 1(15), 11-12 (2011).
4. Kainer, K.U., Buch, F.V., “The Current State of Technology and Potential for further Development of Magnesium Applications”, *Magnesium-Alloys and Technologies Conference*, Germany, pp.1-22 (2003).
5. İnternet:”magnezyum tarihi”, <http://en.wikipedia.org/wiki/Magnesium>, (2019).
6. İnternet:”magnezyum tarihi” <https://www.makaleler.com/magnezyum-nedir-ozellikleri-faydalari> (2019).
7. Avedesian, M. M. and Baker, H.,: “*Magnesium and magnesium alloys*”, ASM Specialty Handbook , Ohio. (1999).
8. Beck, E.,: “*The technology of magnesium and its alloys*”, Hughes, F.A., and Co. Limited, London, (1943).
9. İnternet: ”International Mg Association” <http://www.intlmag.org/faq.html> (2019).
10. Sameer Kumar, D., Tara Sasanka, C., Ravindra, K. , Suman, K.N.S., “Magnesium and Its Alloys in Automotive Applications–A Review” *Columbia International Publishing American Journal of Materials Science and Technology* pp. 12-30 (2015).
11. “MINERAL COMMODITY SUMMARIES 2018”, *U.S. Geological Survey, Mineral Commodity Summaries*, January, pp 103, (2018).
12. Aghion, E. and Eliezer, D., “*Magnesium alloys, Science Technology and Applications*”, Haifa, Israel (2004).

13. Moll, F., Mekkaoui, M., Schumann, S. and Friedrich, H., “Application of Mg sheets in car body structures”, *6th International Conference Magnesium Alloys and their Applications*, pp. 936-942 (2003)
14. Gaines, L., Cuenca, R., Stodolsky, R. and Wu, S., “Potential automotive uses of wrought magnesium alloys”, *Argonne National Laboratory Transportation Technology R&D Center Conference: Automotive Technology Development*, Detroit, Michigan, (1996)
15. Blawert, C., Hort, N. and Kainer, K.U., “Automotive applications of magnesium and its alloys”, *Trans. Indian Inst. Met.* 57- 4, pp. 397-408 (2004).
16. Kaese, V., Greve, L., Jüttner, S., Goede, M., Schumann, S., Friedrich, H., Holl, W. and Ritter, W.,: “Approaches to use magnesium as structural material in car body”, *Magnesium, Proceedings of 6th International Conference Magnesium Alloys and their Applications*, Ed. Kainer, K.U., DGM, pp. 936-942 (2003).
17. Emley, E.F., “*Principles of magnesium technology*”, Pergamon, Oxford,(1966).
18. Polmear, I. J., “*Light alloys, metallurgy of the light elements*”, Arnold, London, (2006).
19. Friedrich, H. E, Mordike B. L., “Technology of magnesium and magnesium alloys”, *Magnesium Technology*, Berlin / Heidelberg: Springer-Verlag, 219 – 430. DOI: 10. 1007 / 3-540-30812-1_6, (2006).
20. Atkinson, J. T., Sahoo M., “*Magnesium-lithium alloy*”,U. S. Patent No. 4233376. Washington, DC, (1980).
21. Kainer, K. U., “*Magnesium Alloys and Their Applications*”, New York: Wiley-VCH, 31 - 36. DOI: 10. 1002 / 3527607552, (2003).
22. Bronfin, B., Aghion E., Buch F., et al. “Magnesium Alloys and Their Applications”, *6th Int. Conf.*, Ed. K.U. Kainer, Wiley-VCH, 55-61, (2003).
23. Internet: Magnesium.com-DataBank.Effects of Alloying Components. <http://magnesium.com/w3/data-bank/article.php?mgw=7&magnesium=183> (2017)
24. Mordike, B., Ebert T., “Magnesium Properties-applications-potential”, *Materials Science and Engineering* A,302 (1):37-45.DOI: 10.1016 /S0921-5093(00)01351-4, (2001).
25. Esnaola, J. A., Torca I., Galdos, L., Garcia, C., “Determination of the optimum forming conditions or warm tube hydroforming of ZM21 magnesium alloy [J]”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 32(2): 188–195, (2009).

26. Brown, R.E., “Magnesium Wrought and Fabricated Products Yesterday, Today, and Tomorrow, *Magnesium Technology 2002*”, Ed. Kaplan, H.I., TMS (*The Minerals, Metals & Materials Society*), pp.155-163, (2002):
27. Internet: <http://www.keytometals.com/article68.htm>, (2010).
28. Kimura, K., Nishii, K., Kawarada, M., “Recycling magnesium alloy housings for notebook computers”, *Fujitsu Science Technology Journal*, 38 (1): 102-111 (2002).
29. Czerwinski, F., “Magnesium injection molding”, *Husky Injection Molding Systems Ltd. Springer Science&Business Media*, 1-545 (2008).
30. Styczynski, A., Hartig, C. H., Bohlen, J., Letzig, D., “Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy [J]”. *Scripta Materialia*, 50: 943–947, (2004).
31. Singh, A., Nakamura, M., Watanabe, A., Kato, A., PTsai, A., *Scripta Mater*, 49 417–422, (2003).
32. Del valle, J.A., Perez-prado, M.T., Ruano, O.A., *Mater. Sci. Eng.*, A 355 68–78, (2003).
33. Mann, G., Griffiths, J.R., Caceres, C.H., *J. Alloys Compd.* 378 ,188–191, (2004).
34. Colleen Bettles, J., Mark Gibson, A., “Current wrought magnesium alloys: Strengths and weaknesses [J]”, *JOM*, 57(5):46–49, (2005).
35. Yang, Z., Li, J. P., Zhang, J. X., Lorimer, G. W., Robson, J., ”Review on research and development of magnesium alloys [J]”, *ActaMetall Sin*, 21(5): 313–328, (2008).
36. El Mehtedi, Balloni, L., Spigarelli, S., Evangelista, E., Rosen, G., Lee, B. H., Lee, C. S., “Comparative study of high temperature workability of ZM21 and AZ31 magnesium alloys [J]”, *Metallurgical Science and Technology*, 25(1–3): 23–30, (2007).
37. Hantzsche, K., Wendt, J., Kainer, K.U., Bohlen, J., Letzig, D., *JOM*, 38–42, (2009).
38. Sivakesavam, O., Prasad, Y.V.R.K., *Mater. Sci. Eng.*, A 362 ,118–124, (2003).
39. Polmear, I. J., “Light alloys: Metallurgy of light metals [M]”, *3rd ed.* London: Arnold, (1995).
40. Leszek, A. D., George, E. T., Menachem, B., editors, “Magnesium and Its Alloys Technology and Applications”, *CRC Press*, (2019).

41. Thirumurugan, M., Kumaran, S., Satyam Suwas, Srinivasa Rao., T., “Effect of rolling temperature and reduction in thickness on microstructure and mechanical properties of ZM21 magnesium alloy and its subsequent annealing treatment[J]”, *Materials Science and Engineering*, A 528 ,8460– 8468, (2011).
42. Thirumurugan, M., Madhavan, R., Kumaran, S., Srinivasa Rao., T., Satyam Suwas, “Study of the microstructure, texture and tensile properties in asextruded AZ91 and ZM21 magnesium alloys”, *Materials Science Forum Online*, ISSN: 1662-9752, Vols. 702-703, pp 659-662, (2011).
43. Mises, R. , Angew, Z., “Mechanik der plastischen formänderung von Kristallen”, *Mathematics and Mechanics*, 8, 161-185, (1928).
44. Groves, G.W., and Kelly, A., “Independent slip systems in crystals”, *Philosophical Magazine*, 8, 877-887, (1963).
45. Yoo, M.H., “Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals”, *Metallurgical Transactions A.*, 12A, 409-418, (1981).
46. Barnett, M.R., “A taylor model based description of the proof Stress of magnesium AZ31 during Hot Working”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34, 1799-1806, (2003).
47. Roberts, C.S., “*Magnesium and its Alloys*”, Wiley, New York, (1960).
48. Engl, B., *Light Metal Age*, 63(5) ,pp. 14-19, (2005).
49. Chapman, J.A., Wilson, D.V., “The room-temperature ductility of fine-grain magnesium”, *Journal of the Institute of Metals*, 91, 39–40, (1962).
50. Juchmann, P., “Technology of magnesium and magnesium alloys, In Magnesium technology metallurgy, design data, applications”, eds *H.E. Friedrich, B.L. Mordile, Springer*, New York, 219-430, (2006).
51. Kocks, U.F., and Westlake, D.G., “The importance of twinning for the ductility of CPH polycrystals”, *Transaction of the Metallurgical Society of AIME*, 239,1107-1109, (1967).
52. Yoo, M.H., Agnew, S.R., Morris, J.R., and Ho, K.M., “Non-basal slip systems in HCP metals and alloys: source mechanisms”, *Materials Science and Engineering: A*, 319-321, 87-92, (2001).
53. Puschl, W., “Models for dislocation cross-slip in close-packed crystal structures: A Critical Review”, *Progress in Materials Science*, 47, 415-461, (2002).
54. Christian, J.W., and Mahajan, S., “Deformation twinning”, *Progress in Materials Science*, 39, 1-157, (1995).

55. Mahajan, S., and Williams, D.F., “Deformation twinning in metals and alloys”, *International Metallurgical Reviews*, 18, 43-61, (1973).
56. Shanghai Wei, “Effect of Alloying Elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Magnesium-Zinc Alloys”, *A thesis submitted in fulfilment of the requirements for the degree of Doctor of Philosophy*, The University of Auckland, (2013).
57. Barentt, M.R., “Twinning and its role in wrought magnesium alloys”, In C. Bettles and M. Barnett (Eds.), “Advances in wrought magnesium alloys”: *Fundamentals of processing, properties and applications*, Cambridge, UK: Woodhead publishing, 105-143, (2012)
58. Wang, J., Beyerlein, I.J., and Tomé, C.N., “An atomic and probabilistic perspective on twin nucleation in Mg”, *Scripta Materialia*, 63, 741-746, (2010).
59. Ghaderi, A., and Barnett, M.R., “Sensitivity of deformation twinning to grain size in titanium and magnesium”, *Acta Materialia*, 59, 7824–7839, (2011).
60. Bakarian, P.W., and Mathewson, C.H., “Slip and twinning in magnesium single crystals at elevated temperatures”, *AIME Transactions*, 152, 226-245, (1943).
61. Barnett, M.R., Keshavarz, Z., Beer, A.G., and Atwell, D., “Influence of grain size on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn”, *Acta Materialia*, 52, 5093-5103, (2004).
62. Meyers, M.A., and Chawla, K.K., “Mechanical behavior of materials”, *second ed.*, Cambridge, United Kingdom, (2009).
63. McEvily, A.J., “Metal failures: mechanisms, analysis”, *Prevention, John Wiley & Sons*, New York, (2002).
64. El-Baradie, Z.M., “Structure and properties of magnesium-zinc composite alloys thermomechanically treated”, *Materials Letters*, 57, 3269-3275, (2007).
65. Gandhi, C., Ashby, M.F., ” Fracture-mechanism maps for materials which cleave: F.C.C., B.C.C. and H.C.P. metals and ceramics”, *Acta Metallurgica*, 27,1565-1602, (1979).
66. Jager, A., Lukac, P., Gartnerova, V., Haloda, J., Dopita, M., *Mater. Sci. and Eng. A*, 432: pp. 20–25, (2006).
67. Hantzsche, K., Kurz, G., Bohlen, J., Kainer, K.U. and Letzig D., “Magnesium sheet alloys for structural applications”, *in Proceedings of Third International Conference on Light Metals Technology*, Ottawa, *edited by Sadayappan K and Sahoo M. Canada: Public Works and Government Services*, pp. 189–200, (2007).

68. Barnett, M. R., Navea, M. D., Bettlesb, C. J., *Mater. Sci. Eng. A* 386: pp. 205–211, (2004).
69. Jeong, H. T., Ha, T. K., *J. Mater. Process. Technol.*, 187–188: pp. 559–561, (2007).
70. Kim, S.-H., You., B.-S., Yim, C. D., Seo, Y.-M., *Mater. Lett.*, 59: pp. 3876 – 3880, (2005).
71. Jin, Q., Shim, S. Y., Lim, S. G., *Scr. Mater.*, 55(9): pp. 843-846, (2006).
72. Raynor, G. V., *The Physical Metallurgy of Magnesium and its Alloys.*, New York: Pergamon Press, (1959).
73. Agnew, S. R., Yoo, M. H., Tomé, C. N., *Acta Metall.*, 49(20): p. 4277-42, (2001).
74. Couling, S. L., Pashak, J. F., Sturkey, L., *Trans ASM*, 51: pp. 94-107, (1959).
75. Zengin, H., “ZK60 Magnezyum Alaşımlarının Döküm Ve Ekstrüzyon Sonrası Mekanik Ve Korozyon Özelliklerine Alaşım Elementlerinin Etkisinin İncelenmesi”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, (2018).
76. Park, S. H., Jung, J.-G., Yoon, J., and You, B. S., "Influence of Sn addition on the microstructure and mechanical properties of extruded Mg–8Al–2Zn alloy", *Materials Science And Engineering: A*, 626: 128–135 (2015).
77. Humphreys, F. J. and Hatherly, M., "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", *Elsevier*, 520 (2012).
78. Zeng, Z., Stanford, N., Davies, C. H. J., Nie, J.-F., and Birbilis, N., "Magnesium extrusion alloys: a review of developments and prospects", *International Materials Reviews*, 1–36 (2018).
79. Ion, S. E., Humphreys, F. J., and White, S. H., "Dynamic recrystallisation and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium", *Acta Metallurgica*, 30 (10): 1909–1919 (1982).
80. Mackenzie, L. W. F., Lorimer, G. W., Humphreys, J. F., and Wilks, T., "Recrystallization Behaviour of Two Magnesium Alloys", *Materials Science Forum*, (2004).
81. Galiyev, A., Kaibyshev, R., and Gottstein, G., "Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60", *Acta Materialia*, 49 (7): 1199–1207 (2001).
82. Zhang, Z., Wang, M., Zhu, S., and Jiang, N., "Preferential dynamic recrystallization at original grain boundaries in the hot-rolling process of AZ31 alloy", *Journal Of Alloys And Compounds*, 544: 159–165 (2012).

83. Sitdikov, O., Kaibyshev, R., and Sakai, T., "Dynamic Recrystallization Based on Twinning in Coarse-Grained Mg", *Materials Science Forum*, (2003).
84. Al-Samman, T. and Gottstein, G., "Dynamic recrystallization during high temperature deformation of magnesium", *Materials Science And Engineering: A*, 490 (1–2): 411–420 (2008).
85. Al-Samman, T., "Modification of texture and microstructure of magnesium alloy extrusions by particle-stimulated recrystallization", *Materials Science And Engineering: A*, 560: 561–566 (2013).
86. Robson, J. D., Henry, D. T., and Davis, B., "Particle effects on recrystallization in magnesium–manganese alloys: Particle-stimulated nucleation", *Acta Materialia*, 57 (9): 2739–2747 (2009).
87. Dieter, G. E., *Mechanical Metallurgy*, **McGraw-Hill**, New York (1976).
88. Lee, Y. C., Dahle, A. K., St.John, D. H., *Metall. Mater. Trans. A*, 31A(11): pp. 2895-2906, (2000).
89. Yamashita, A., Horita, Z., Langdon, T. G., *Mater. Sci. Eng., A*, 300(1-2): pp. 142-147, (2001).
90. Mukai, T. , Yamanoi, M., Watanabe, H., Higashi, K., *Scr. Mater.*, 45(1): pp. 89-94, (2001).
91. Koike, T. Kobayashi, T. Mukai, H. Watanabe, M. Suzuki, K. Maruyama, K. Higashi, *Acta Materialia*, 51(7): pp. 2055-2065, (2003).
92. Yukutake, E., Kaneko, J., Sugamata, M., *Mater. Trans.*, 44(4) pp. 452-457, (2003).
93. Chino, Y., Iwasaki, H., Mabuchi, M., *Mater. Sci. Eng. A*, 466: pp. 90–95, (2007).
94. Iwanaga, K., Tashiro, H., Okamoto, H., Shimizu, K., *J. Mater. Process. Technol.*, 155-156: pp. 1313-1316, (2004).
95. Kang, D. H., Kim, D.W., Kim, S., Bae, G. T., Kim, K. H., and Kim, N. J., *Scr. Mater.*, 61(7): pp. 768-771, (2009).
96. Bohlen, J., Nürnberg, M. R., Senn, J. W., Letzig, D., Agnew, S. R., *Acta Mater.*, 55(6): pp. 2101-2112, (2007).
97. MacKenzie, L. W. F., Davis, B., Humphreys, F. J., Lorimer, G. W., *Mater. Sci. Technol.*, 23(10): pp. 1173-1180, (2007).
98. Ball, E. A., Prangnell, P. B., *Scr. Mater.*, 31(2):p p. 111-116, (1994).

99. Reed-Hill, R. E., Abbaschian R., *Physical Metallurgy Principles. Third ed*, 20 Park Plaza, Boston, MA: PWS, (1992).
100. Borbige, W., Liang, D. D., *Magnesium Alloy Sheet and Its Production.*, US2006231173: USA, (2006).
101. Jung, I.-H., Bang, W., Kim, I. J. , Sung, H.I., Park,W.J.; Choo, D., Ahn, S., in: R. S. Beals (Ed.) *Magnesium Technology*. TMS Orlando, FL, USA pp. 85-88, (2007).
102. Schwerdtfeger, K., *ISIJ International*, 38 (8): pp. 852-861, (1998).
103. Nakaura, Y., Watanabe, A., Ohori, K., *Mater. Trans.*, 47(7): pp. 1743-1749, (2006).
104. Haga,T., Tkahashi, K., Ikawaand, M., Watari, H., *J. Mater. Process. Technol.*, 153-154: pp. 42-47, (2004).
105. Watari, H., Haga, T., Paisern, R., Koga,N., Davey, K., *Key Eng. Mater.* , 345-346(1): pp. 165-168, (2007).
106. Haga, T., Watari, H., Kumai, S., *J. Ach. Mater. Manuf. Eng.* , 15(1-2): pp. 186-192, (2006).
107. Park, S.S., Lee, J.G., Lee, H.C., Kim, N.J., in A.A. Luo(Ed.) *Magnesium Technology 2004 TMS*, USA, pp. 107-112, (2004).
108. Watari, H, Haga, T, Koga, N, Davey, K., *J. Mater. Process. Technol.*, 192-193:p p. 300-305, (2007).
109. T.C. Milli Eğitim Bakanlığı, Metalurji Alanı, Endüksiyon ocağı, 521MMI268 Ankara, (2011).
110. Cingi, C., “Mold-Metal reactions in magnesium investment castings”, PhD Thesis, *Helsinki University of Technology, Department of Mechanical Engineering, Laboratory of Foundry Engineering*, (2006).
111. Okamoto, H., Schlesinger M.E. and Mueller, E.M., editors, ASM Handbook, Volume 3 Alloy Phase Diagrams, *The Materials Information Company*, (2016).
112. Ghosh, P., Medraj, M., “Thermodynamic calculation of the Mg-Mn-Zn and Mg-Mn-Ce systems and re-optimization of their constitutive binaries”, *SciVerse ScienceDirect*, (2013).
113. Huang, D., Liu, S. , Xu, H., Du, Y., “Phase equilibria of the Mg-Mn-Zn system at 593°K (320 °C)”, *Journal of Alloys and Compounds* 688:p.p. 1115-1124, (2016).

114. Çolak, B. and Kurgan, N., "EDT ve SBT Yöntemleriyle Pürüzlendirilmiş Soğuk Hadde Merdanelerinin Yüzey Pürüzlülük Etkilerinin Karşılaştırılmasına Dair Bir Çalışma", *1st International Iron And Steel Symposium*, 1–9 (2012).
115. Müll, K. and Routschek, T., "TOPOCROM Texturing : Technology and Advantages", 1–12 (2013).
116. Waldrich Siegen Gmbh., "Mechanical and Electrical Maintenance Training for EDT Machines", Siegen, (2018).

ÖZGEÇMİŞ

Ümit ÖZDEMİR 1991 yılı Eskipazar/KARABÜK doğumlu olup ilk ve orta öğretimini 1997-2005 yılları arasında 60.Yıl Vali Nafiz Kayalı İlköğretim Okulu' nda ve lise öğrenimini 2005-2009 yılları arasında Eskipazar Anadolu Lisesi'nde tamamlamıştır. 2009 yılında, Karabük Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programına yerleşmiştir ve 2015 yılında iyi dereceyle mezun olmuştur. Lisans eğitiminde 2209 A Tubitak Destek Bursu (2014) bursu alarak "9Cr-1Mo içeren yüksek sıcaklık çeliğinin temperleme işleminin ilk safhalarındaki karakterizasyonu ve mekanik özelliklerinin incelenmesi" projesinde proje yürütücüsü olarak görev almıştır. 2015 yılında Ankalite Kalite Kontrol Limited Şirketinde Metalurji ve Malzeme Mühendisi olarak göreve başlamıştır. 2016 yılı güz döneminde Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği lisans üstü programına yerleşmiştir. 2017 yılında vatani görevini yerine getirmek için lisans üstü eğitim programını dondurmıştır ve Ankalite Kalite Kontrol Limited Şirketindeki görevinden istifa etmiştir. Askerlik hizmetini yedek subay olarak ifa etmiştir. Eğitim ve çalışma hayatı boyunca çeşitli projelerde yer alarak döküm, tahribatlı ve tahribatsız muayene metotları, ısıl işlem, indüksiyon, tank, basınçlı kap, reaktör, boru hattı muayenesi, mikro yapı incelemeleri ve hasar analizi konularında kendini geliştirmiştir. 2019 yılında Türk Silahlı Kuvvetleri'nde Muvazzaf Subay olarak göreve başlamış olup, halen görev yapmaktadır.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Yamanlar mahallesi Hanımeli sokak No:15
ESKİPAZAR/KARABÜK
Tel : (506) 719 1862
E-posta : umit.ozdmr@hotmail.com