ZK60 MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM VE EKSTRÜZYON SONRASI MEKANİK VE KOROZYON ÖZELLİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİNİN İNCELENMESİ

2018
DOKTORA TEZİ
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ

Hüseyin ZENGİN

ZK60 MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM VE EKSTRÜZYON SONRASI MEKANİK VE KOROZYON ÖZELLİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Hüseyin ZENGİN

Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında
Doktora Tezi
Olarak Hazırlanmıştır

KARABÜK
Eylül 2018

Hüseyin ZENGİN tarafından hazırlanan "ZK60 MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM VE EKSTRÜZYON SONRASI MEKANİK VE KOROZYON ÖZELLİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİNİN İNCELENMESİ" başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Yunus TÜREN .....
Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 14/09/2018

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)	İmzası
Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER (SÜ)	.....
Üye : Prof. Dr. Yavuz SUN (KBÜ)	.....
Üye : Doç. Dr. Yunus TÜREN (KBÜ)	.....
Üye : Doç. Dr. Mehmet ÜNAL (KBÜ)	.....
Üye : Dr. Öğr. Üyesi Abdullah Cahit KARAOĞLANLI (BÜ)	.....

.../.../2018

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Filiz ERSÖZ .....
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdür V.

"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."

Hüseyin ZENGİN

ÖZET

Doktora Tezi

ZK60 MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM VE EKSTRÜZYON SONRASI MEKANİK VE KOROZYON ÖZELLİKLERİNE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Hüseyin ZENGİN

Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:
Doç. Dr. Yunus TÜREN
Eylül 2018, 209 sayfa

Bu çalışmada, ZK60 (Mg-6Zn-0,5Zr ağ.%) magnezyum alaşımlarına farklı alaşım elementlerinin mikroyapı, tekstür (tane yönlenmesi), çekme dayanımı, aşınma direnci ve korozyon direncine etkileri incelenmiştir. Alaşım elementi ilaveleri lantan (La) içerenler ve neodimyum (Nd) içerenler olmak üzere iki gruba ayrılmıştır. Öncelikle ZK60 alaşımına La ve Nd ilaveleri ayrı ayrı ağ.%0,2, 0,5 ve 1 oranlarında yapılmış ve daha sonra ağ.%1 La ve ağ.%1 Nd içeren alaşımlara itriyum (Y) ilavesi ağ.%0,5, 1 ve 2 oranlarında yapılmıştır. Son olarak en yüksek alaşım elementi oranlarına sahip olan ZK60-1La-2Y ve ZK60-1Nd-2Y alaşımlarına ağ.%0,5 oranında kalsiyum (Ca) ilavesi yapılmış ve bu alaşımın tek oranda etkileri de incelenmiştir. Alaşımların üretimi düşük basınçlı döküm yöntemi ile kontrollü argon (Ar) gaz atmosferi altında yapılmıştır. Üretilen alaşımlara 400 °C' de 24 saat boyunca homojenleştirme tavlaması uygulanmış daha sonra hidrolik pres altında 16:1 ekstrüzyon oranında, 0,3 mm/s hızın-

da ve 300 °C ve 400 °C olmak üzere iki farklı sıcaklıkta ekstrüzyon uygulanmıştır. Daha sonra döküm, homojen ve ekstrüzyon sonrası numunelerin mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Tane yönlenmeleri, çekme, aşınma ve korozyon deneyleri sadece döküm ve ekstrüzyon numunelerine uygulanmıştır. Mikroyapı incelemeleri, döküm halinde alaşımlama miktarı arttıkça birincil α-Mg tane boyutunun azaldığını ve ikincil fazların hacim oranının önemli ölçüde arttığını göstermiştir. Ayrıca Nd içeren alaşımlarda α-Mg tanelerinin La içerenlere nazaran daha etkin küçüldüğü ancak ikincil fazların hacim oranının daha az olduğu gözlenmiştir. Homojenleştirme sonrası α-Mg tane boyutu bir miktar artmış, ikincil faz oranları ciddi miktarda azalmıştır. Ekstrüzyon sonrası bütün alaşımlarda dinamik yeniden kristalleşme mekanizması ile tane boyutları döküm ve homojen mikroyapılarına kıyasla aşırı derecede incelmiştir. Yeniden kristalleşme oranı alaşımlama miktarı ve ekstrüzyon sıcaklığı arttıkça artış göstermiştir. Yeniden kristalleşmiş tane boyutu ise alaşımlama miktarı arttıkça azalmış, ekstrüzyon sıcaklığı arttıkça artmıştır. Ayrıca La içeren alaşımlarda, döküm mikroyapısına zıt olarak, yeniden kristalleşmiş tane boyutunun Nd içeren alaşımlara kıyasla daha ince olduğu gözlenmiştir. Buna sebep olarak, La içeren alaşımların daha fazla ikincil faz partikülü içerdiği ve bu partiküllerin deformasyon sırasında daha etkin parçacık tesirli çekirdeklenme bölgeleri oluşturması gösterilmiştir. Alaşımlama miktarının ve ekstrüzyon sıcaklığının artması ile tabansal tekstür yoğunluğu azalma eğilimi göstermiştir. Mekanik testler sonucunda, döküm numunelerinde artan alaşım elementi ilavesi ile akma gerilmesinde sürekli bir artış gözlenmesine rağmen, maksimum çekme gerilmesinde ve % uzama değerlerinde sadece ağ. 0,2 La ve ağ. 0,2 Nd içeren alaşımlarda artış gözlenmiştir. Bu ilavelerin üzerinde maksimum çekme gerilmesi ve % uzama değerleri kaba ikincil fazların varlığı sebebiyle azalma göstermiştir. Ekstrüzyon sonrası mekanik özellikler döküm hallerine kıyasla ciddi miktarda artış göstermiştir. 300 °C' de ekstrüzyon sonucunda 400 °C' dekilere göre daha yüksek akma ve çekme değerleri elde edilmiştir ancak % uzama değerleri artan ekstrüzyon sıcaklığı ile artış göstermiştir. Korozyon deneyleri sonucunda, döküm halinin ekstrüzyon haline göre daha iyi korozyon direnci gösterdiği, alaşım elementi ilavesinin artması ile döküm ve ekstrüzyon halinde korozyon direncinin bir miktar azaldığı görülmüştür. Ekstrüzyon sıcaklığının korozyon direnci üzerinde kayde değer bir değişime neden olmadığı görülmüştür. Aşınma deneyleri sonucunda, artan alaşım

elementi ilavesi ile aşınma dirençlerinde artış görülmüştür ve 300 °C' de ekstrüze edilmiş numuneler diğerlerine göre daha iyi aşınma direnci göstermiştir.

Anahtar Sözcükler : Magnezyum, döküm, ekstrüzyon, mikroyapı, mekanik özellikler, aşınma, korozyon.

Bilim Kodu : 915.1.092

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF ALLOYING ELEMENTS ON MECHANICAL AND CORROSION PROPERTIES OF ZK60 MAGNESIUM ALLOYS AFTER CASTING AND EXTRUSION

Hüseyin ZENGİN

Karabük University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Metallurgical and Materials Engineering

Thesis Advisor:
Assoc. Dr. Yunus TÜREN
September 2018, 209 pages

In this study, the effects of different alloying additions on microstructure, texture (grain orientation), tensile strength, wear resistance and corrosion resistance of ZK60 (Mg-6Zn-0.5Zr wt.%) magnesium alloys were investigated. The alloying elements were separated into two groups, one containing lanthanum (La) and one containing neodymium (Nd). First, the addition of La and Nd alloys to ZK60 alloys was carried out at 0.2, 0.5 and 1 wt.%, respectively, and then the addition of yttrium (Y) to alloys containing 1 wt.% La and 1 wt.%, 1 and 2 respectively. Finally, the addition of calcium (Ca) at 0.5 wt.% to ZK60-1La-2Y and ZK60-1Nd-2Y alloys, which have the highest alloying element ratios, has been made and the effects of Ca addition at one ratio have also been investigated. The production of alloys was carried out under controlled argon (Ar) gas atmosphere by low pressure casting method. Homogenization annealing was applied to the produced alloys at 400 °C for 24 hours and then extrusion was applied

at two initial billet temperatures of 300 °C and 400 °C under a hydraulic press at an extrusion ratio of 16:1 and extrusion speed of 0.3 mm/s. Microstructure studies were carried out on the as-cast, homogenized and extruded samples. The texture analyses, tensile, wear and corrosion tests were applied only to cast and extruded specimens. Microstructure investigations have shown that as the amount of alloying additions increases, the primary α-Mg grain size decreases and the volume ratio of secondary phases increases significantly. In addition, it was observed that Nd-containing alloys have smaller α-Mg grains than La-containing alloys but lower volume ratio of secondary phases. After homogenization, the α-Mg grain size increased slightly and the secondary phase ratios decreased dramatically. After extrusion, dynamic recrystallization occured and grain size of all the alloys were extensively reduced compared to casting and homogenized microstructures. The degree of recrystallization increased as the amount of alloying and the extrusion temperature increased. The recrystallized grain size decreased as the amount of the alloy increased and it increased as the extrusion temperature increased. Furthermore, in La-containing alloys, it was observed that the recrystallized grain size is finer than that in the alloys containing Nd, contrary to the casting microstructure. It has been shown that the La-containing alloys contain more secondary phase particles and these particles form more efficient particle-stimulated nucleation zones during deformation. The increase in the amount of alloying and the extrusion temperature tended to decrease the basal texture intensity. As a result of the mechanical tests, a continual increase in yield stress was observed with the addition of alloying elements in the as-cast specimens, but only the alloys containing 0.2 wt.% La and 0.2 wt.% Nd showed an increase in maximum tensile strength and elongation-to-fracture values. The maximum tensile stress and elongation-to-fracture values above these amount of additions decreased due to the presence of coarse secondary phases. Mechanical properties after extrusion showed a significant increase compared to the their as-cast states. Higher yield and tensile values were obtained for the alloys extruded at 300 °C than those at 400 °C, but elongation-to-fracture values increased with increasing extrusion temperature. Corrosion tests have shown that as-cast alloys have better corrosion resistance than extruded alloys and with an increase in the alloying element additions, the corrosion resistance of as-cast and extruded alloys was deteriorated. It was found that the extrusion temperature does not cause any significant change in the corrosion resistance. As a result of the

wear tests, an increase in wear resistance was observed with increasing additions of alloying elements and the samples extruded at 300 °C showed better wear resistance than the others.

Key Word : Magnesium, casting, extrusion, microstructure, mechanical properties, wear, corrosion.

Science Code : 915.1.092

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren sayın hocam Doç. Dr. Yunus TÜREN' e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmaların gerçekleşmesinde ve deney sonuçlarının yorumlanmasında yardımlarını esirgemeyen değerleri hocalarım Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI, Prof. Dr. Yavuz SUN ve Doç. Dr. Mehmet ÜNAL' a katkılarından dolayı teşekkür ederim.

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

Çalışmalarım boyunca desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen ve en zor zamanlarımda hep yanımda olan sevgili eşim Esra ZENGİN' e sonsuz teşekkür ederim.

Ayrıca, bu çalışmayı 16/1-DR-075 proje numarası ile destekleyen Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Projeleri (BAP) Koordinatörlüğü' ne teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

KABUL ii
ÖZET iv
ABSTRACT vii
TEŞEKKÜR x
İÇİNDEKİLER xi
ŞEKİLLER DİZİNİ xv
ÇİZELGELER DİZİNİ xxiii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ xxiv

BÖLÜM 1 1
GİRİŞ 1

BÖLÜM 2 5
MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI 5
2.1. MAGNEZYUM 5
2.2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI 7
2.2.1. Yaygın Kullanılan Alaşım Elementleri 9
2.2.1.1. Alüminyum 10
2.2.1.2. Çinko 12
2.2.1.3. Zirkonyum 14
2.2.1.4. Nadir Toprak Elementleri (RE) 16
2.2.2. Magnezyum Alaşımlarının Uygulama Alanları 18
2.2.3. Magnezyum Alaşımlarının Döküm Yöntemleri 20
2.2.3.1. Yüksek Basınçlı Döküm 21
2.2.3.2. Gravite Döküm 22
2.2.3.3. Düşük Basınçlı Döküm 22
2.2.4. Magnezyum Alaşımlarının Korozyonu 24
2.2.4.1. Alaşım Elementlerinin Etkisi 26

Sayfa

2.2.4.2. Termomekanik İşlemlerin Etkisi 29
2.2.5. Magnezyum Alaşımlarının Deformasyon Mekanizması 30
2.2.5.1. Kayma 30
2.2.5.2. İkizlenme 32
2.2.6. Magnezyum Alaşımlarının Ekstrüzyonu 34
2.2.6.1. Ekstrüzyon Hızı 35
2.2.6.2. Ekstrüzyon Sıcaklığı 37
2.2.6.3. Ekstrüzyon Oranı 38
2.2.7. Magnezyum Alaşımlarında Yeniden Kristalleşme 39
2.2.7.1. Dinamik Yeniden Kristalleşme 40
2.2.7.2. Dinamik Yeniden Kristalleşmeyi Etkileyen Faktörler 45
2.2.8. Magnezyum Alaşımlarında Tekstür 48
2.2.9. Nadir Toprak Elementi İçeren Mg-Zn-Zr Alaşımları 53

BÖLÜM 3 61
DENEYSEL ÇALIŞMALAR 61
3.1. ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ 61
3.1.1. Döküm Yöntemi 62
3.1.2. Homojenleştirme 64
3.1.3. Ekstrüzyon 64
3.2. ALAŞIMLARIN KARAKTERİZASYONU 66
3.2.1. XRF Analizi 66
3.2.2. Mikroyapı Karakterizasyonu 66
3.2.2.1. XRD Analizi 66
3.2.2.2. Metalografik İncelemeler 67
3.2.2.3. Tekstür Analizi 67
3.2.3. Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu 67
3.2.3.1. Sertlik Testi 68
3.2.3.2. Çekme Testi 68
3.2.4. Korozyon Özelliklerinin Karakterizasyonu 69
3.2.4.1. Daldırma Testi 69
3.2.4.1. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi 70

Sayfa

3.2.5. Aşınma Testi 70
BÖLÜM 4 72
DENEYSEL SONUÇLAR 72
4.1. ALAŞIMLARIN KİMYASAL BİLEŞİMİ 72
4.2. XRD SONUÇLARI 73
4.3. MİKROYAPI SONUÇLARI 74
4.3.1. Optik Mikroyapı Görüntüleri 74
4.3.1.1. Döküm Sonrası 74
4.3.1.2. Homojenleştirme Sonrası 80
4.3.1.3. Ekstrüzyon Sonrası 85
4.3.2. SEM Mikroyapı Görüntüleri ve EDX Analizleri 90
4.3.2.1. Döküm Sonrası 90
4.3.2.2. Homojenleştirme Sonrası 100
4.3.2.3. Ekstrüzyon Sonrası 105
4.3.3. Tekstür Sonuçları 110
4.4. MEKANİK TEST SONUÇLARI 118
4.4.1. Sertlik Testi Sonuçları 118
4.4.2. Çekme Testi Sonuçları 120
4.4.3. Kırık Yüzey SEM Görüntüleri 124
4.5. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI 129
4.5.1. Daldırma Testi Sonuçları 129
4.5.2. Daldırma Testi Sonrası Yüzeylerin SEM Görüntüleri 134
4.5.3. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi Sonuçları 139
4.6 AŞINMA TESTİ SONUÇLARI 150
4.6.1. Aşınma Yüzeylerinin SEM Görüntüleri 153

BÖLÜM 5 158
DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ 158
5.1. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU 158
5.1.1. Döküm ve Homojenleştirme Sonrası Mikroyapılar 158
5.1.2. Ekstrüzyon Sonrası Mikroyapılar 163
5.1.3. Mikroyapı ile Tekstür Arasında İlişki 168

Sayfa

5.2. MEKANİK ÖZELLİKLERİN KARAKTERİZASYONU 171
5.2.1. Sertlik 171
5.2.2. Döküm Alaşımlarının Çekme Özellikleri 172
5.2.3. Ekstrüzyon Alaşımlarının Çekme Özellikleri 174
5.3. KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU 178
5.3.1. Daldırma Testi 178
5.3.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi 183
5.4. AŞINMA ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU 187

BÖLÜM 6 190
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER 190

KAYNAKLAR 192

ÖZGEÇMİŞ 209

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Magnezyum birim hücre kristal yapılarının şematik gösterimi. a) atomik pozisyonlar, b) taban düzlem ve [1210] bölgesindeki temel düzlemler, c) [1100] bölgesindeki temel düzlemler ve d) temel yönler. 6

Şekil 2.2. Magnezyumun alaşımlama davranışı. 10

Şekil 2.3. Mg-Al ikili faz diyagramı. 10

Şekil 2.4. AZ91E alaşımındaki β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazının çökelmesi. a) sürekli ve b) süreksiz. 11

Şekil 2.5. a) AZ91 alaşımının 100 °C ve 200 °C' deki izotermal yaşlandırma eğrileri ve b) 200 °C' de 8 saat yaşlandırma sonrası oluşan β-($Mg_{17}Al_{12}$) çökeltilerinin TEM mikroyapısı. 12

Şekil 2.6. Mg-Al-Zn alaşımlarının dökümü için uygun bileşim aralıkları. 13

Şekil 2.7. Mg-Zn ikili faz diyagramı. 14

Şekil 2.8. Mg-Al ve Mg-Zn ikili sistemlerin katı çözelti sertleştirmeleri. 14

Şekil 2.9. Mg-Zr ikili faz diyagramının Mg' ce zengin bölgesi. 15

Şekil 2.10. Zn-Zr ikili faz diyagramı. 16

Şekil 2.11. Magnezyum alaşımlarının yapısal malzeme olarak bazı kullanım alanları 18

Şekil 2.12. Magnezyum alaşımlarından üretilen otomobil parçaları ve sağladığı ağırlık kazançları. 19

Şekil 2.13. Ekstrüzyon magnezyum alaşımlarının bazı uygulamaları. 20

Şekil 2.14. Yüksek basınçlı döküm yöntemleri. a) sıcak hazneli ve b) soğuk hazneli 22

Şekil 2.15. Düşük basınçlı döküm yöntemi. 23

Şekil 2.16. Magnezyumun galvanik korozyonu. a) makrogalvanik ve b) mikrogalvanik korozyon. 25

Şekil 2.17. Alaşım elementlerinin elektrokimyasal korozyon üzerindeki etkilerinin şematik olarak gösterimi. 28

Şekil 2.18. Magnezyumda kayma sistemleri. a) (0001) tabansal kayma, (b) (1010) prizmatik kayma, (c) birinci dereceden (1011) piramidal kayma ve (d) ikinci dereceden (1122) piramidal kayma. 31

Şekil 2.19. Kritik kayma gerilmesinin sıcaklığa göre değişimi. 32

Sayfa

Şekil 2.20. Magnezyumda ikizlenme sistemlerinin şematik gösterimi. a) çekme ikizlenmesi ve b) basma ikizlenmesi..... 33

Şekil 2.21. Ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi..... 34

Şekil 2.22. Magnezyum alaşımlarının güvenli ekstrüzyon prosesi için optimum koşullar. 35

Şekil 2.23. a) Bazı magnezyum alaşımlarının ve AA6063 alüminyum alaşımının ekstrüzyon limit diyagramları [100] ve b) AZ31 magnezyum alaşımının 375 °C' de farklı ekstrüzyon hızlarındaki yüzey görünümü..... 36

Şekil 2.24. Mg-2Zn-0,5Ce magnezyum alaşımının ekstrüzyon sırasındaki kalıp sıcaklığının değişimi. 37

Şekil 2.25. Farklı ekstrüzyon alaşımlarında ekstrüzyon sıcaklığının, a) yeniden kristalleşmiş tane boyutuna ve b) yeniden kristalleşme oranına etkileri. 38

Şekil 2.26. Ekstrüzyon sırasında mikroyapı gelişiminin şematik gösterimi ve döküm ve ekstrüzyon sonrası Mg-8Al-2Zn-6Sn alaşımının mikroyapıları. 40

Şekil 2.27. 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. 42

Şekil 2.28. AZ31 magnezyum alaşımında ikizlenme çekirdeklenmesi. a) SEM ve b) optik mikroyapı görüntüleri..... 43

Şekil 2.29. Partikül tesirli çekirdeklenme mekanizması. a) şematik olarak gösterimi [110] ve b) bir magnezyum alaşımında partikül çevresinde oluşan çekirdeklenme..... 45

Şekil 2.30. Mg-0,6Zr alaşımında Z parametresi ile yeniden kristalleşen tane boyutu arasındaki ilişki. 47

Şekil 2.31. X-ışını tekstür goniometresinde ışınlar ve numune dönme açıları. 49

Şekil 2.32. AZ31 magnezyum alaşımının ekstrüzyon sonrası (0002) ve (1010) düzlemlerinin pole figürleri. (ED: ekstrüzyon yönü, ND: ekstrüzyon yönüne dik)..... 50

Şekil 2.33. ZK60 alaşımında ekstrüzyon yönüne paralel yüzeyin EBSD görüntüsü. 50

Şekil 2.34. AZ31, ZE10 ve ME21 alaşımlarının mikroyapı ve pole figure sonuçları. a) haddeleme ve b) ekstrüzyon sonrası..... 51

Şekil 2.35. Mg-Nd, Mg-Ce ve Mg-Y ikili alaşımlarının (0002) pole figure sonuçları..... 52

Şekil 2.36. Mg-8,2Gd-3,8Y-1Zn-0,4Zr (ağ.%) alaşımının döküm sonrası, haddeleme sonrası ve haddelemenin peşine yapılan yaşlandırma sonrası çekme testi sonuçları. 53

Şekil 2.37. Ekstrüzyon sonrası saf Mg ve Mg-Ce alaşımlarının çekme ve basma testi sonuçları. 55

Şekil 2.38. Ekstrüzyon sonrası EBSD haritaları. a) Mg-6Zn-1Ca, b) Mg-6Zn-1Ce/La ve c) Mg-6Zn-0,4Ca-0,3Ce/La (ağ.%). 57

Sayfa

Şekil 3.1. ZK60 alaşımına yapılan alaşımlamalar (ağ.%).....61
Şekil 3.2. Düşük basınçlı döküm sistemi. a) şematik ve b) döküm öncesi görüntüsü. 62
Şekil 3.3. ZK60 alaşımının kalıptan çıktıktan sonraki görüntüsü. 63
Şekil 3.4. Ekstrüzyon düzeneğinin görüntüsü. 65
Şekil 3.5. Ekstrüzyon işleminde kullanılan MoS_2 bazlı sprey yağlayıcı. 65
Şekil 3.6. Ekstrüzyon öncesi ve sonrası elde edilen numunelerin boyutları. 66
Şekil 3.7. İki tarafı vidalı çekme numunesi. a) teknik resmi ve b) numune işlendikten sonraki görüntüsü. 68
Şekil 3.8. İleri-geri aşınma testi cihazının şematik gösterimi. 71
Şekil 4.1. La içeren alaşımların XRD sonuçları.....73
Şekil 4.2. Nd içeren alaşımların XRD sonuçları. 74
Şekil 4.3. Döküm sonrası yalnızca La içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 76
Şekil 4.4. Döküm sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 77
Şekil 4.5. Döküm sonrası yalnızca Nd içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 78
Şekil 4.6. Döküm sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 79
Şekil 4.7. Homojenleştirme sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 81
Şekil 4.8. Homojenleştirme sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 82
Şekil 4.9. Homojenleştirme sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 83
Şekil 4.10. Homojenleştirme sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 84
Şekil 4.11. Ekstrüzyon sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 86
Şekil 4.12. Ekstrüzyon sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 87
Şekil 4.13. Ekstrüzyon sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 88
Şekil 4.14. Ekstrüzyon sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri. 89
Şekil 4.15. Döküm sonrası ZK60 alaşımının EDX elementel harita analizi..... 90
Şekil 4.16. Döküm sonrası ZK60-1La alaşımının EDX elementel harita analizi. 91

Sayfa

Şekil 4.17. Döküm sonrası ZK60-1La-2Y alaşımının EDX elementel harita analizi. 92
Şekil 4.18. Döküm sonrası ZK60-1Nd alaşımının EDX elementel harita analizi..... 93
Şekil 4.19. Döküm sonrası ZK60-1Nd-2Y alaşımının EDX elementel harita analizi... 94
Şekil 4.20. Döküm sonrası yalnızca La içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları. 96
Şekil 4.21. Döküm sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları. 97
Şekil 4.22. Döküm sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları. 98
Şekil 4.23. Döküm sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları. 99
Şekil 4.24. Homojenleştirme sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları. 101
Şekil 4.25. Homojenleştirme sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları. 102
Şekil 4.26. Homojenleştirme sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları. 103
Şekil 4.27. Homojenleştirme sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları. 104
Şekil 4.28. Ekstrüzyon sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri. 106
Şekil 4.29. Ekstrüzyon sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri. 107
Şekil 4.30. Ekstrüzyon sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri. 108
Şekil 4.31. Ekstrüzyon sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri. 109
Şekil 4.32. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (1010) düzlemleri için pole figure sonuçları. 112
Şekil 4.33. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (1010) düzlemleri için pole figure sonuçları. 113
Şekil 4.34. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (1010) düzlemleri için pole figure sonuçları. 114
Şekil 4.35. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (1010) düzlemleri için pole figure sonuçları. 115
Şekil 4.36. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La ve Y içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (1010) düzlemleri için pole figure sonuçları. 116

Sayfa

Şekil 4.37. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd ve Y içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (1010) düzlemleri için pole figure sonuçları. 117
Şekil 4.38. La içeren alaşımların döküm ve ekstrüzyon sonrası sertlik değerleri. .. 119
Şekil 4.39. Nd içeren alaşımların döküm ve ekstrüzyon sonrası sertlik değerleri. . 119
Şekil 4.40. Döküm sonrası La içeren alaşımların çekme testi sonuçları. 121
Şekil 4 41. Döküm sonrası Nd içeren alaşımların çekme testi sonuçları..... 121
Şekil 4.42. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların çekme testi sonuçları. 122
Şekil 4.43. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların çekme testi sonuçları. 122
Şekil 4.44. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların çekme testi sonuçları. 123
Şekil 4.45. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların çekme testi sonuçları. 123
Şekil 4.46. La içeren ZK60 alaşımlarının çekme testi sonrası kırık yüzey SEM mikroyapı görüntüleri..... 125
Şekil 4.47. La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının çekme testi sonrası kırık yüzey SEM mikroyapı görüntüleri..... 126
Şekil 4.48. Nd içeren ZK60 alaşımlarının çekme testi sonrası kırık yüzey SEM mikroyapı görüntüleri..... 127
Şekil 4.49. Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının çekme testi sonrası kırık yüzey SEM mikroyapı görüntüleri..... 128
Şekil 4.50. Döküm sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları..... 129
Şekil 4.51. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları. 130
Şekil 4.52. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları. 130
Şekil 4.53. La içeren ZK60 alaşımlarının daldırma testi sonucunda elde edilen korozyon oranları. 131
Şekil 4.54. Döküm sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları..... 131
Şekil 4.55. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları. 132
Şekil 4.56. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları. 132
Şekil 4.57. Nd içeren ZK60 alaşımlarının daldırma testi sonucunda elde edilen korozyon oranları. 133

Sayfa

Şekil 4.58. La içeren ZK60 alaşımlarının korozyon testi sonrası yüzey SEM mikroyapı görüntüleri..... 135
Şekil 4.59. La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının korozyon testi sonrası yüzey SEM mikroyapı görüntüleri..... 136
Şekil 4.60. Nd içeren ZK60 alaşımlarının korozyon testi sonrası yüzey SEM mikroyapı görüntüleri..... 137
Şekil 4.61. La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının korozyon testi sonrası yüzey SEM mikroyapı görüntüleri..... 138
Şekil 4.62. Döküm sonrası La içeren alaşımların potansiyodinamik polarizasyon eğrileri. 140
Şekil 4.63. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri..... 140
Şekil 4.64. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri. 141
Şekil 4.65. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri..... 141
Şekil 4.66. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri. 142
Şekil 4.67. Döküm sonrası La içeren alaşımların korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri. 142
Şekil 4.68. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri. 143
Şekil 4.69. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri. 143
Şekil 4.70. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri. 144
Şekil 4 71. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri. 144
Şekil 4.72. Döküm sonrası Nd içeren alaşımların potansiyodinamik polarizasyon eğrileri. 145
Şekil 4.73. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri..... 145
Şekil 4.74. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri. 146
Şekil 4.75. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri..... 146

Sayfa

Şekil 4.76. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri. 147

Şekil 4.77. Döküm sonrası Nd içeren alaşımların korozyon akım yoğunluğu ve korozyon potansiyel değerleri..... 147

Şekil 4.78. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri. 148

Şekil 4.79. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri. 148

Şekil 4.80. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri. 149

Şekil 4.81. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri. 149

Şekil 4.82. La içeren alaşımların hacim kaybı olarak aşınma oranı. 150

Şekil 4.83. La içeren alaşımların aşınma testi sırasındaki ortalama sürtünme katsayıları..... 151

Şekil 4.84. Nd içeren alaşımların hacim kaybı olarak aşınma oranı. 151

Şekil 4.85. Nd içeren alaşımların aşınma testi sırasındaki ortalama sürtünme katsayıları..... 152

Şekil 4.86. La içeren alaşımların aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerin SEM mikroyapı görüntüleri..... 154

Şekil 4.87. La, Y ve Ca içeren alaşımların aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerin SEM mikroyapı görüntüleri. 155

Şekil 4.88. Nd içeren alaşımların aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerin SEM mikroyapı görüntüleri..... 156

Şekil 4.89. La, Y ve Ca içeren alaşımların aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerin SEM mikroyapı görüntüleri. 157

Şekil 5.1. Döküm sonrası La ve Nd içeren ZK60 alaşımlarının ortalama tane boyutu ve ikincil faz hacim oranları. 159

Şekil 5.2. ZK60-1La-2Y-0.5Ca ve ZK60-1Nd-2Y-0.5Ca alaşımlarının 300 °C' de ve 400 °C' deki ekstrüzyonları sonrası yüzey görüntüleri. 164

Şekil 5.3. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La ve Nd içeren ZK60 alaşımlarının yeniden kristalleşmiş tane boyutu ve yeniden kristalleşme oranları. 167

Şekil 5.4. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La ve Nd içeren ZK60 alaşımlarının yeniden kristalleşmiş tane boyutu ve yeniden kristalleşme oranları. 167

Şekil 5.5. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La ve Nd içeren ZK60 alaşımların (0002) ve (1010) düzlemlerinin tekstür yoğunlukları..... 169

Sayfa

Şekil 5.6. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La ve Nd içeren ZK60 alaşımların (0002) ve (1010) düzlemlerinin tekstür yoğunlukları..... 170

Şekil 5.7. Homojenleştirilmiş ve ekstrüze edilmiş ZK60-1La-2Y numunesinin (0002), (1010) ve (1120) düzlemlerinin pole figure sonuçları..... 171

Şekil 5.8. ZK60-1Nd-2Y-0.5Ca alaşımının 300 °C' de ekstrüzyon sonrası yüksek büyütmede geri saçınımlı elektron SEM görüntüsü..... 175

Şekil 5.9. ZK60 ve ZK60-1La döküm alaşımlarının 72 saat daldırma testi sonrası enine kesitlerinden alınan SEM görüntüleri. 181

Şekil 5.10. La içeren alaşımların daldırma testi sonrası hesaplanan korozyon hızları. 182

Şekil 5.11. Nd içeren alaşımların daldırma testi sonrası hesaplanan korozyon hızları. 182

Şekil 5.12. La içeren alaşımların potansiyodinamik testi sonrası hesaplanan korozyon hızları. 186

Şekil 5.13. Nd içeren alaşımların potansiyodinamik testi sonrası hesaplanan korozyon hızları. 186

Şekil 5.14. ZK60-1La-2Y alaşımının 300 °C' de ekstrüzyon sonrası paralel ve dik kesitlerinden alınan optik mikroyapı görüntüleri..... 187

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Magnezyumun bazı önemli fiziksel özellikleri. 5
Çizelge 2.2. Magnezyum alaşımlarında kullanılan bazı elementlerin kodları..... 7
Çizelge 2.3. Bazı magnezyum alaşımları ve belirgin özellikleri. 8
Çizelge 2.4. Bazı nadir toprak elementlerinin fiziksel özellikleri ve magnezyumdaki maksimum çözünürlükleri..... 17
Çizelge 2.5. AZ91 ve AM50 alaşımlarının yüksek basınçlı, düşük basınçlı ve gravite dökümlerinin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması. 24
Çizelge 3.1. Dökümde kullanılan saf metal ve mastar alaşımların kimyasal bileşimleri..... 63
Çizelge 4.1. Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri.....72
Çizelge 5.1. Alaşımların ortalama korozyon akım yoğunluk (i_{kor}) değerleri.....185

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Mg : magnezyum
Zn : çinko
Zr : zirkonyum
La : lantan
Nd : neodimyum
Y : itriyum
Ca : kalsiyum
E_{oc} : açık devre potansiyeli
E_{kor} : korozyon potansiyeli
i_{kor} : korozyon akım yoğunluğu

KISALTMALAR

SEM : Scanning Electron Microscopy (Taramalı Elektron Mikroskobu)
EDX : Energy Dispersive X-Ray (Enerji Yayılımlı X-Işını)
XRD : X-Ray Diffractometer (X-Işını Difraktometresi)
XRF : X-Ray Fluorescence (X-Işını Floresans)
DYK : Dinamik Yeniden Kristalleşme
SCE : Saturated Calomel Electrode (Doymuş Kalomel Elektrot)
ağ.% : Ağırlıkça Yüzde

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Magnezyum bütün yapısal metallerin içinde en düşük yoğunluğa (1.74 g/cm^3) sahiptir ve bu yüzden ağırlığın önemli olduğu uygulamalar için özellikle son yıllarda çok fazla ilgi gören bir malzeme haline gelmiştir. Ayrıca yüksek özgül dayanımı, iyi sönümleme kabiliyeti ve çok iyi dökülebilirlik özellikleri gibi arzu edilen diğer özellikler de, magnezyumu birçok mühendislik uygulamaları için iyi bir aday yapmaktadır [1]. Magnezyum alaşımları, elektronik, otomotiv, havacılık ve uzay, tüketici ürünleri, konstrüksiyon ve spor aletleri gibi geniş bir alanda kullanılmaktadır. Özellikle otomotiv sektöründe, ekonomik yakıt kullanımı ve emisyonun azaltılması araç tasarımında önemli bir hedef haline geldiğinden, magnezyum gibi düşük ağırlıklı metallerin kullanımı son yirmi yılda önemli derecede artmıştır ve artmaya devam etmektedir [2].

Magnezyum alaşımları şimdiye kadar basınçlı döküm yöntemi ile üretilerek araçların gösterge tabloları, direksiyon simidi armatürleri ve destekleri, koltuklar, subap kapakları, vites kutuları ve motor blokları gibi parçalarında kullanılmıştır [2]. Temel olarak, ticari magnezyum alaşımlarında AZ serisi (Mg-Al-Zn), AM serisi (Mg-Al-Mn), ZK serisi (Mg-Zn-Zr) ve WE serisi (Mg-RE-Zr) kullanılmaktadır [3]. Ancak son yıllarda dövme, haddeleme ve ekstrüzyon gibi işlemlerden geçen magnezyum alaşımları, dökme alaşımlara nazaran daha iyi mekanik özellik ve daha uniform mikroyapı sağladığından yapı malzemesi olarak daha yaygın kullanılması ön plana çıkmıştır. AZ31, AZ61, AZ80 ve ZK60 gibi ekstrüzyon işlemine uygun olarak görülen bazı alaşımlar şimdiye kadar genel olarak kabul görmüş olsa da, ne yazık ki bu alaşımların mekanik özellikleri ve üretim hızları (ekstrüzyon hızı) istenilen seviyelere getirilememiştir [4].

Magnezyum, sahip olduğu hegzagonal kristal yapısı yüzünden oda sıcaklığında sınırlı sayıda kayma düzlemine sahiptir ve oda sıcaklığında deforme edilmeleri mümkün değildir. Yüksek sıcaklıkta daha çok kayma düzlemi aktif olduğundan magnezyum alaşımları genellikle 300-400 °C sıcaklıklarda şekillendirilir ve bu sıcaklıklarda bile ekstrüzyon hızı 0,5-2,5 m/dk gibi alüminyum alaşımlarından oldukça düşük hızlarda yapılabilir [4]. Son yıllarda, farklı alaşımlama teknikleri sayesinde yüksek ekstrüzyon hızlarına çıkabilen dövme magnezyum alaşımları geliştirilmiş olsa da bu alaşımlarda da akma ve çekme dayanımları istenilen seviyelere gelememiştir. Ayrıca dövme magnezyum alaşımları, dökme alaşımlara göre çok daha iyi dayanımına sahip olmalarına rağmen, ekstrüzyon veya haddeleme işlemleri sonucunda taban düzlemlerin kendilerini deformasyon yönüne paralel şekilde yönlendirmesi sonucu yüksek miktarda tekstür oluşur. Bu yüksek tekstür ve oda sıcaklığındaki sınırlı kayma düzlemleri sonucunda ortaya çıkan ikizlenme mekanizması ile magnezyum alaşımları oda sıcaklığında asimetrik akma davranışı gösterirler. Asimetrik akma davranışının ana nedeni olan ikizlenme mekanizması tane boyutunun artması ile daha fazla meydana gelir. Bu sebeple istenmeyen asimetrik akma davranışı tane boyutunun küçültülerek ikizlenmenin azaltılması ve doğru alaşımlamanın yapılması ile bir miktar kontrol altına alınabilmektedir [3,5].

Tane boyutu küçültme, magnezyum alaşımlarında en etkin mukavemet arttırma mekanizması olarak bilinmektedir. Doğru alaşımlama ve doğru proses koşulları ile tane boyutu önemli derecede küçültülebilir ve tane sınırı sertleşmesi mekanizması ile magnezyum alaşımlarının dayanımı önemli derecede arttırılabilir. Ayrıca, katı çözelti sertleştirmesi veya kararlı ikincil faz partikülleri oluşumu sayesinde sıcak deformasyon sırasında veya sonrasında yeniden kristalleşmiş tane boyutunun ve tekstürün kontrol altına alınması sağlanabilir. Homojenleştirme, yaşlandırma veya sıcak ekstrüzyon, sıcak haddeleme gibi şekillendirme proseslerinde kullanılan deformasyon oranı, hızı ve sıcaklığı gibi parametreler de son mikroyapının büyük ölçüde şekillenmesine yol açar ve böylece magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerini değiştirir [3–5]. Bu sebeple, farklı alaşımlama yöntemleri ve farklı proses şartları magnezyum alaşımlarının özelliklerinin geliştirilmesinde tipik yöntemler olarak kabul görmektedir.

Magnezyuma ana alaşım elementi olarak alüminyumdan (Al) sonra en çok kullanılan element olan çinko (Zn) sağladığı tane inceltici etkisi, katı çözelti ve çökelti (yaşlandırma) sertleştirmeleri sebebiyle magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerini geliştirir [3]. Ayrıca, magnezyum alaşımlarının üzerinde koruyucu film tabakasının oluşumuna katkı sağlayarak korozyon direncini de arttırdığı bilinmektedir [6]. Diğer taraftan zirkonyum (Zr) döküm sırasında sıvı fazda çekirdeklenme bölgeleri oluşturarak birincil α-Mg tane boyutunu en etkili şekilde incelten alaşım elementi olarak kabul görmektedir ve bu etki sistemde Al elementi olduğunda kaybolmasına rağmen, Zn ile birlikte etkisini kaybetmemektedir [1]. Bu nedenle, ZK serisi olarak da adlandırılan Mg-Zn-Zr alaşımları sahip oldukları yüksek dayanım, süneklilik ve şekillendirilebilirlik kombinasyonu sayesinde özellikle son yıllarda daha da ön plana çıkmıştır. ZK serisi magnezyum alaşımlarının oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklardaki mekanik özelliklerini daha da iyileştirmek için alaşım elementi olarak nadir toprak elementleri (Ce, La, Nd, Sc, Y, Er vb.) şimdiye kadar sıkça kullanılmıştır. Bu elementler ZK serisi alaşımlara düşük oranda ilave edilmelerine rağmen tane inceltici etki sağlar, sünekliliği arttırır, iyi dökülebilirlik sağlar ve düşük çözünürlükleri sayesinde oluşturdukları termal kararlığı yüksek Mg-Zn-RE bileşiği ile yüksek sıcaklık sürünme dayanımını arttırır [7]. Ayrıca tabansal olmayan düzlemleri daha kolay aktif hale getirmesi ve tekstürün rastgele şekilde düzenlemesi sayesinde magnezyum alaşımlarının şekillendirilebilirlik kabiliyetini de geliştirmektedir [8]. Bu sebeple, nadir toprak elementi içeren ZK serisi magnezyum alaşımları potansiyeli yüksek ve geliştirilmeye açık alaşımlar olarak düşünülmektedir ve son yıllarda bu konu ile ilgili yapılan çalışmaların sayısında ciddi miktarda artış görülmektedir.

Bu çalışmada, Mg-Zn-Zr tabanlı alaşımlara farklı oranlarda nadir toprak elementi alaşımlamaları yapılarak yüksek mukavemetli ve iyi şekillendirilebilirliğe sahip alaşımların geliştirilmesi amaçlanmıştır. Nadir toprak alaşım elementi ilavesi lantan (La) ve neodimyum (Nd) içerenler olmak üzere iki ana gruba ayrılmış ve bu alaşımlara ek olarak itriyum (Y) ilavesi yapılmıştır. Son olarak her bir gruptan en yüksek alaşım elementlerini içeren alaşımlara toprak alkali metali olan kalsiyum (Ca) ilavesi yapılarak, bu elementin de etkileri incelenmiştir. Ayrıca üretilen alaşımlar homojenleştirme sonrası iki farklı sıcaklıkta ekstrüze edilmiş ve böylelikle ekstrüzyon sıcaklığına bağlı olarak yapısal farklılıklar ortaya konulmuştur. Geliştirilen alaşımların

döküm ve ekstrüzyon işlemleri sonrası mikroyapı, tekstür, mekanik ve korozyon özellikleri detaylı olarak incelenerek, geniş ölçekli bir çalışma yürütülmüştür. Böylelikle önümüzdeki yıllarda daha da çok önem kazanması öngörülen Mg-Zn-Zr tabanlı dövme magnezyum alaşımlarının özelliklerinin daha da geliştirilerek ticari olarak da yaygınlaştırılması sağlanabilecek ve bilimsel literatürdeki konuyla ilgili eksiklikler kapatılacaktır.

BÖLÜM 2

MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

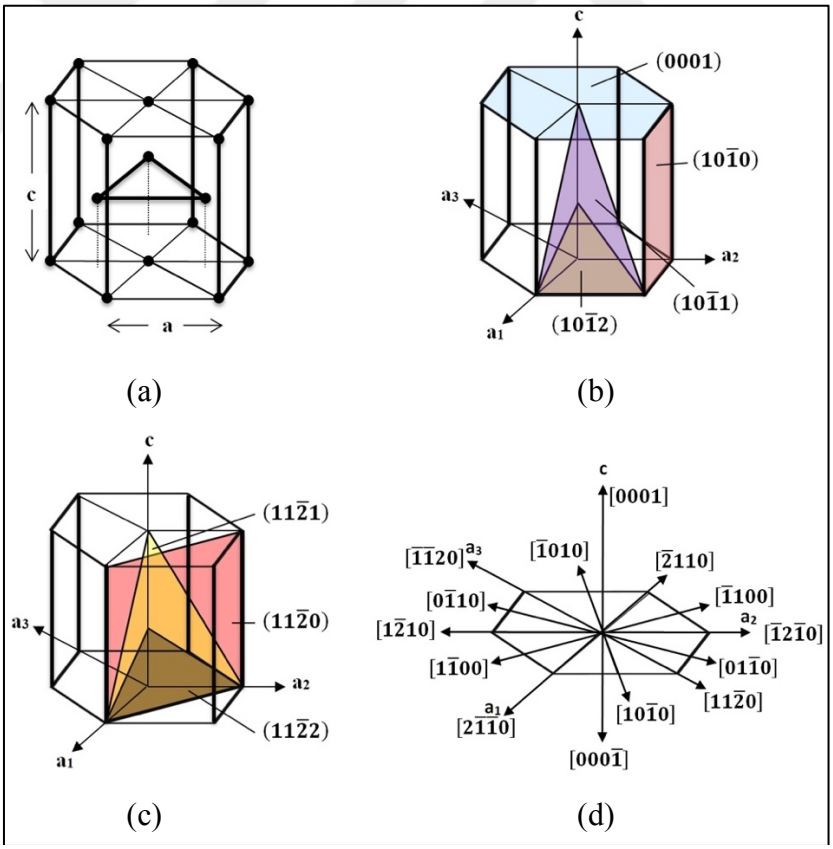
2.1. MAGNEZYUM

Magnezyum, 1,74 g/cm^3 lük yoğunluğu ile kullanılan en hafif yapısal metaldir ve bu özelliği, ticari olarak en sık kullanılan metaller olan çelik (7,8 g/cm^3) ve alüminyum ile (2,7 g/cm^3) kıyaslanınca daha da ön plana çıkmaktadır [1]. Magnezyum, yeryüzünde en çok bulunan altıncı metal ve sekizinci elementtir. Magnezyumun diğer önemli fiziksel özellikleri Çizelge 2.1' de gösterilmiştir. Magnezyumun düşük yoğunluğu, yüksek dayanım/ağırlık oranı ile birleşince, özellikle düşük ağırlık gerektiren parçalar için seçilmesini sağlamaktadır. Düşük ergime sıcaklığı ve ergime gizli ısısı magnezyumun dökülebilirlik özelliklerini geliştirmekte ve böylelikle döküm parçalarının üretimi etkili bir şekilde yapılabilmektedir. Ayrıca magnezyum çok iyi işlenebilirliğe, iyi sönümleme kabiliyetine ve iyi kaynaklanabilirliğe sahiptir. Diğer yandan magnezyumun -2,37 V gibi oldukça düşük oksitlenme potansiyeline sahip olması galvanik korozyona olan yatkınlığını arttırarak korozyon direncini düşürmektedir. Ayrıca magnezyum düşük sürünme dayanımına sahiptir.

Çizelge 2.1. Magnezyumun bazı önemli fiziksel özellikleri [1,3].

Atom numarası	12
Yoğunluk	1,738 g/cm^3
Ergime noktası	650 °C
Kaynama noktası	1090 °C
Özgül ısı	1,025 kJ.K^{-1} .kg^{-1} (20 °C' de)
Elastisite modülü	45 GPa
Sertlik	30-47 HB
Kristal yapısı	Hegzagonal sıkı paket (HSP)
Atom yarıçapı	0,159 nm

Saf magnezyum atmosferik basınç altında hegzagonal sıkı paket yapısında kristalize olur. Şekil 2.1' de magnezyum birim hücresindeki atomik dizilimler ve temel düzlem ve yönler gösterilmektedir. Oda sıcaklığındaki saf magnezyumun latis parametreleri a=0,32092 nm ve c=0,52105 nm' dir [9] ve sahip olduğu 1,6236 c/a oranı ile mükemmel sıkı paket oranı olan 1,633' e oldukça yakındır. Magnezyum sahip olduğu hegzagonal kristal yapı yüzünden oda sıcaklığında sınır sayıda aktif kayma sistemine sahiptir. Bu nedenle, deformasyon birincil kayma, ikincil kayma ve ikizlenme mekanizmalarını içerir. Birincil kayma (0001) taban düzleminde ve bu düzlemin en sıkı paketlenmiş yönü olan $<11\bar{2}0>$ yönünde gerçekleşir. İkincil kayma $(10\bar{1}0)$ prizmatik düzleminde ve $<11\bar{2}0>$ yönünde gerçekleşir. Artan sıcaklıkla $(10\bar{1}1)$ piramidal düzlemleri de devreye girer. İkizlenme, özellikle aktif kayma sistemlerinin yeterli olmadığı durumlarda gerçekleşir ve magnezyumun oda sıcaklığındaki deformasyonun sıkça görülür.



Şekil 2.1. Magnezyum birim hücre kristal yapılarının şematik gösterimi. a) atomik pozisyonlar, b) taban düzlem ve $[1\bar{2}10]$ bölgesindeki temel düzlemler, c) $[1\bar{1}00]$ bölgesindeki temel düzlemler ve d) temel yönler [1].

2.2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

Saf magnezyum düşük sertliğe ve düşük çekme-basma akma dayanımına sahip olduğundan yapı malzemesi olarak kullanılamaz. Ancak magnezyuma oda sıcaklığında, dinamik veya statik yükler altında yeterli dayanım ve süneklilik kazandırılırsa yapı malzemesi olarak kullanılabilmektedir ve bu özellikler bilinen mukavemetlendirme mekanizmalarının (katı çözelti sertleştirmesi, dispersiyon sertleştirmesi, deformasyon sertleştirmesi, tane küçültme) bir kombinasyonu sonucu kazandırılabilir. Magnezyumun sünekliliği, tane boyutu küçültme işlemi ile çok büyük oranda arttırılabilmektedir ve bu belli alaşım elementlerinin eklenmesi ile elde edilebilir. Alaşım elementi ilavesi, eriyiğin reaktifliğini, dökülebilirliği ve korozyon özellikleri gibi diğer önemli özellikleri de etkileyebilir. Alaşım elementlerinin dikkatli seçimi ile magnezyum alaşımlarına istenilen özellikler kazandırılması mümkündür. Magnezyum alaşımlarının isimlendirilmesinde, ilk iki alaşım elementinin Çizelge 2.2' de gösterilen kodları yazılarak, yanına bu elementlerin ağırlıkça yüzdeleri eklenir, Örn. AZ31, ağ.%3 Al ve ağ.%1 Zn. Şimdiye kadar üretimi yapılmış ve belli özellikler kazandırılarak kabul görmüş birçok magnezyum alaşımı vardır. Bunlardan bazıları ve belirgin özellikleri Çizelge 2.3' de gösterilmiştir.

Çizelge 2.2. Magnezyum alaşımlarında kullanılan bazı elementlerin kodları [1].

Harf Kodu	**Alaşım Elementi**
A	Alüminyum
E	Nadir Toprak Elementi
J	Stronsiyum
K	Zirkonyum
L	Lityum
M	Mangan
P	Kurşun
Q	Gümüş
S	Silisyum
T	Kalay
W	İtriyum
X	Kalsiyum
Z	Çinko

Çizelge 2.3. Bazı magnezyum alaşımları ve belirgin özellikleri [1].

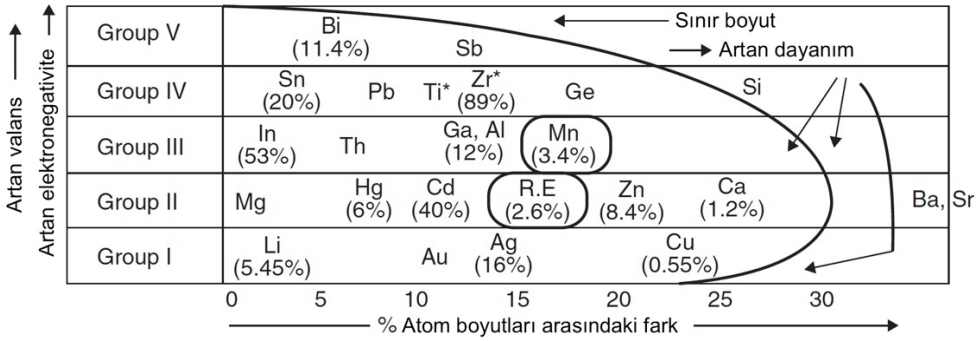
Alaşım	**Karakteristik Özellikleri**
AZ63	İyi oda sıcaklığı dayanımı ve süneklilik
AZ81	Tok, 0,0015 Be ilavesi yapılarak basınçlı döküm ile üretilir
AZ91	İyi dayanım ve genel kullanım amaçlı kum kalıba ve basınçlı döküme uygun
AM50	Yüksek basınçlı döküm ürünü
AM20	İyi süneklilik ve darbe direnci
AS41	150 ºC' de iyi sürünme direnci
AS21	150 ºC' de iyi sürünme direnci
AE42	150 ºC' de iyi sürünme direnci
ZK51	Kum kalıba dökülebilir, İyi oda sıcaklığı dayanımı ve süneklilik
ZK61	ZK51 ile aynı özelliklerde
ZE41	İyi dökülebilirlik özellikleri, İyi oda sıcaklığı dayanımı ve süneklilik
ZC63	Basınçlı döküm ürünü, iyi yüksek sıcaklık özellikleri ve kaynak edilebilirlik
EZ33	İyi dökülebilirlik özellikleri, kaynak edilebilir ve iyi sürünme direnci
HK31	Kum kalıba dökülebilir, iyi dökülebilirlik özellikleri ve iyi 350 ºC de sürünme direnci gösterir
HZ32	HK31 ile aynı özelliklerde
QE22	Kaynak edilebilir, 250 ºC de iyi akma dayanımı
QH21	Kaynak edilebilir, iyi sürünme direnci, 300 ºC de iyi akma dayanımı
WE54	Oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıklarda iyi dayanım
WE43	İyi korozyon direnci, kaynak edilebilir
M1	Düşük veya orta dayanımlı alaşım, kaynak edilebilir, iyi korozyon direnci
AZ31	Orta dayanım, iyi şekillendirilebilirlik, kaynak edilebilir
AZ61	Yüksek dayanımlı alaşım, kaynak edilebilir
AZ80	Yüksek dayanımlı alaşım
ZM21	Orta dayanım, iyi şekillendirilebilirlik, iyi sönümleme kabiliyeti
ZK30	Yüksek dayanımlı alaşım
ZK60	İyi şekillendirilebilirlik
ZMC711	Yüksek dayanımlı alaşım
HK31	350 ºC' de iyi sürünme direnci, kaynak edilebilir
HM21	350 ºC' de iyi sürünme direnci, 425 ºC' de kısa süre tutulabilir, kaynak edilebilir
WE43	İyi sürünme direnci
WE54	İyi sürünme direnci
LA141	Ultra hafif alaşım, düşük dayanım

2.2.1. Yaygın Kullanılan Alaşım Elementleri

Magnezyum, mühendislik uygulamaları için kullanılacaksa diğer metaller ile alaşımlandırılmalıdır. Çözünen elementlerin, sünekliği ve elastik özellikleri modifiye etmesi ve katı çözelti sertleşmesi sağlayarak dayanımı arttırması beklenir. Kompozitler dikkate alınmazsa, sadece çözünebilen alaşım elementleri elastik sabitleri değiştirir [3]. Çözünebilirliği az olan alaşım elementi ilavesi sonucunda intermetalikler oluştuğunda dayanımda artış sağlanırken, süneklilik kısıtlanır ve genellikle bu alaşımlar sadece döküm alaşımı olarak kullanılır. Oluşan termal kararlılığı yüksek intermetaliklerin uygun boyut kontrolü ve homojen dağılımları sağlandığında alaşımların sürünme direnci arttırılabilir. Ayrıca intermetalik fazlar sıcak deformasyon sırasında sahip oldukları boyutlara göre yeni çekirdeklenme bölgeleri oluşturarak tekstürün azaltılmasına yardımcı olabilir veya tane küçültücü etki göstererek yeniden kristalleşmiş tane boyutunu küçülmesini sağlayabilir.

Şekil 2.2 farklı alaşım elementlerinin magnezyum ile valans, elektronegativite and atom boyutu farklılıkları bakımından alaşımlandırılabilirliklerini göstermektedir. Eğri içerisinde kalan elementler magnezyum içerisinde en az ağ.%0,5 maksimum çözünürlüğe sahiptir. Alaşımların magnezyum içerisinde maksimum katı çözünebilirlikleri parantez içinde gösterilmiştir ve genellikle %15 atom boyutu farklılıklarına kadar ve valans değerlikleri 2 ve 3 olan alaşım elementlerinde çözünebilirliğin yüksek olduğu görülmektedir. Bir alaşım elementinin etkili katı çözelti sertleşmesi sağlayabilmesi için ana element içerisinde yüksek katı çözünebilirliğine ve farklı atom boyutlarına sahip olması gerekmektedir [10]. İndiyum (In) elementi %53 oranında maksimum çözünebilirliğe sahip olmasına rağmen, atom boyutları magnezyum ile çok benzer olduğundan etkili katı çözelti sertleşmesi sağlayamaz. Bu yüzden Al, Zn, RE gibi elementlerin bulunduğu %12-15 boyut farkında etkili katı çözelti sertleşmesi bu alaşımlar ile sağlanabilir.

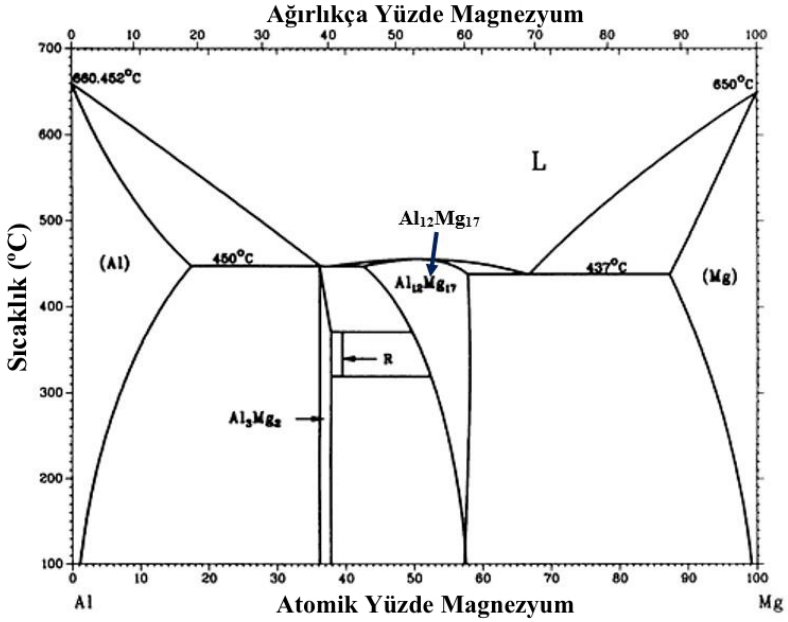
Magnezyum alaşımlarında yaygın olarak kullanılan alaşım elementlerinin ikili faz diyagramları ve magnezyuma olan etkileri aşağıda açıklanmıştır.



Şekil 2.2. Magnezyumun alaşımlama davranışı [11].

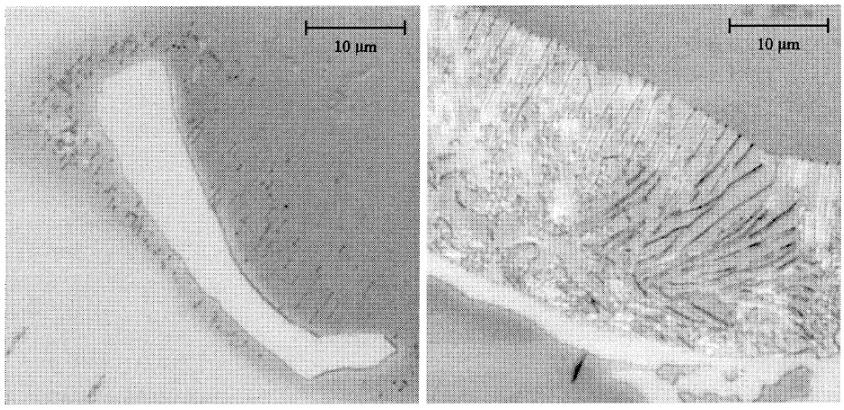
2.2.1.1. Alüminyum

Alüminyum magnezyum alaşımlarında en çok kullanılan alaşım elementidir. Özellikle ticari olarak kullanılan basınçlı döküm magnezyum alaşımlarının temelini oluşturur. Magnezyum ve alüminyumun oluşturduğu ikili faz diyagramı Şekil 2.3' de gösterilmektedir. Alüminyumun magnezyum katı çözeltisi içindeki maksimum çözünürlüğü 450 °C' de ağ.%12,7 dir ve ağ.%6' yı geçen alaşımlara ısıl işlem uygulanabilir [12,13]. Magnezyum ile atom boyutlarının farkı yaklaşık %12' dir ve bu fark sayesinde, katı çözelti halindeyken kafes çarpılması oluşturarak dislokasyon hareketini etkili bir şekilde engeller ve alaşımın dayanımını arttırır [11].



Şekil 2.3. Mg-Al ikili faz diyagramı [13].

Maksimum çözünürlüğün üzerinde Al bulunduğunda kırılgan β-fazı ($Mg_{17}Al_{12}$) çökelir. Maksimum çözünürlük oda sıcaklığında %1 e kadar düşer bu yüzden β-fazı ($Mg_{17}Al_{12}$) alaşımın son özelliklerinin belirlenmesinde önemli bir rol oynamaktadır. Mg-Al alaşımlarının döküm halinde, Al ağ.%2 veya daha fazla oranda bulunduğunda β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazı oluşur [12]. Al oranı arttıkça tane sınırlarında çökelen β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazı oranı artar ve Al oranı ağ.%8' in üzerine çıkınca süneklilik hızlı bir şekilde düşüş gösterir [12,14]. β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazının yapı içerisinden çökelmesi sürekli veya süreksiz şekilde olabilir [15]. Sürekli çökelme genellikle tane içlerinde görülür. Döküm sonrası yavaş soğuma meydana geldiğinde çoğunlukla tane sınırlarında süreksiz β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazı hücresel veya perlitik yapıda oluşabilir [15]. β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazının süreksiz çökelmesi, alaşımın sürünme direncini olumsuz etkiler [14]. Şekil 2.4 sürekli ve süreksiz çökelmiş β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazlarını göstermektedir. Şekil 2.3' deki Mg-Al ikili faz diyagramından da anlaşılacağı üzere, β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazı, termal kararlılığı düşük olduğundan, alaşıma 400 °C civarında yapılacak bir tavlama işlemi ile bu fazın katı çözelti içerisinde tamamen çözünmesi sağlanabilir.

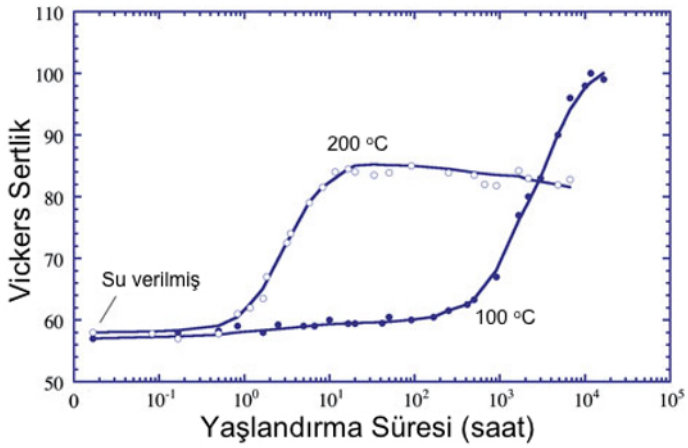


(a) (b)

Şekil 2.4. AZ91E alaşımındaki β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazının çökelmesi. a) sürekli ve b) süreksiz [12].

Alüminyumun oda sıcaklığında magnezyum içerisinde çözünebilirliği %1 e kadar düştüğü için, yaşlandırma işlemi ile de dayanımı ciddi derecede arttırılabilmektedir. Aşırı doymuş Mg-Al katı çözeltisinden, suni yaşlandırma ile β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazı genellikle GP (Guinier-Preston) bölgeleri ya da herhangi bir ara faz gözlenmeksizin

çökelmektedir. Şekil 2.5' de AZ91 alaşımının yaşlandırılabilirliği ve yaşlandırma ile oluşan β-($Mg_{17}Al_{12}$) çökeltilerinin mikroyapısı görülmekedir.



(a)

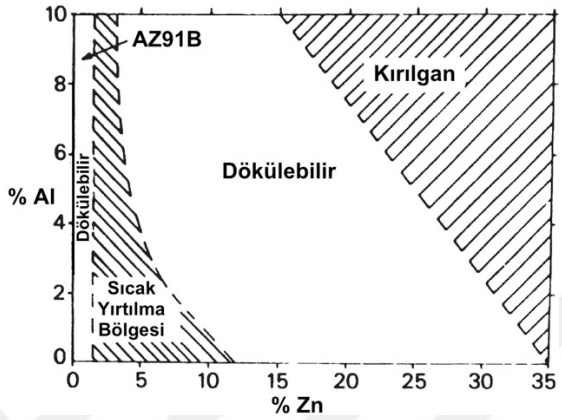
(b)

Şekil 2.5. a) AZ91 alaşımının 100 °C ve 200 °C' deki izotermal yaşlandırma eğrileri ve b) 200 °C' de 8 saat yaşlandırma sonrası oluşan β-($Mg_{17}Al_{12}$) çökeltilerinin TEM mikroyapısı [16].

2.2.1.2. Çinko

Çinko, alüminyumdan sonra magnezyumda en çok kullanılan alaşım elementidir. Çoğunlukla alüminyumla birlikte oda sıcaklığındaki dayanımı arttırması için kullanılır ancak ağ.%7-10 alüminyum içeren alaşımlarda ağ.%1' den fazla eklenen çinko sıcak yırtılmaya neden olur [1,14]. Şekil 2.6' da Mg-Al-Zn alaşımlarında bileşime göre oluşabilecek sıcak yırtılma bölgesi gösterilmektedir. Çinko ergitme ve döküm

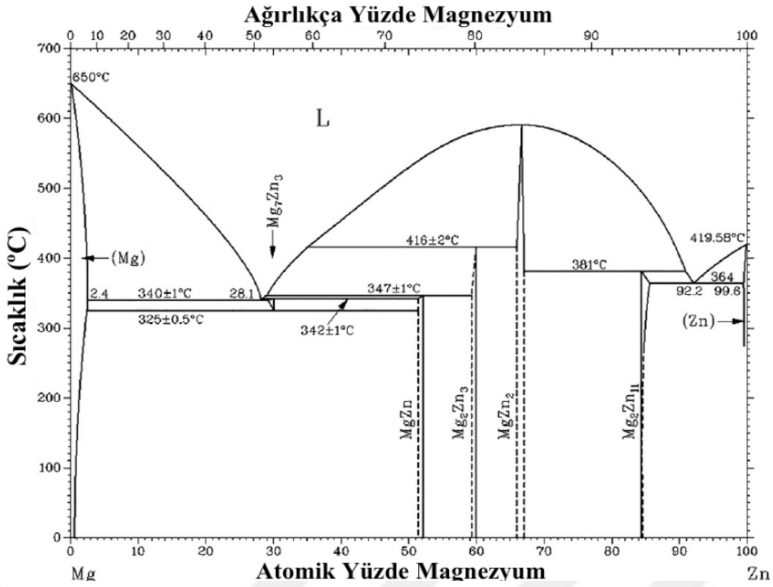
sırasında akıcılığı geliştirir fakat döküm parçalarında mikroporoziteye de neden olabilmektedir. Çinko ayrıca iyi bir tane boyutu küçültücüdür [17] ve Hall-Petch etkisi sonucu dayanımı arttırır [18,19]. Çinko ayrıca demir ve nikel impüritelerinin korozyona olan zararlı etkilerini de gidererek korozyon direncini arttırır [1,6].



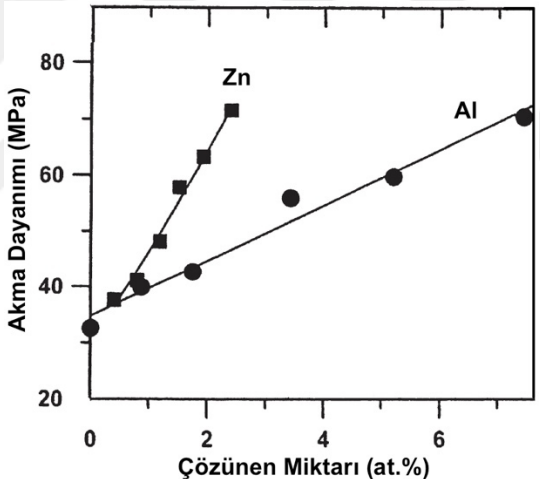
Şekil 2.6. Mg-Al-Zn alaşımlarının dökümü için uygun bileşim aralıkları [14].

Şekil 2.7' de magnezyum ve çinkonun ikili faz diyagramı görülmektedir. Çinkonun magnezyum katı çözelti içerisindeki maksimum çözünebilirliği yaklaşık ağ.%6,2' dir ve ana alaşım elementi olarak genellikle bu oranın üzerinde kullanılmaz. Alüminyuma benzer şekilde, oda sıcaklığındaki çözünürlüğü yaklaşık ağ.%1 olduğundan aşırı doymuş katı çözeltinin bozunması ısıl işlem ile kontrol edilerek, yaşlandırma gerçekleştirilebilir ve alaşımın dayanımı arttırılabilir [20,21]. Öte yandan, çok kristalli magnezyuma Zn ilavesi ile özellikle oda sıcaklığındaki dayanım katı çözelti sertleşmesi ile ciddi miktarda arttırılabilir. Caceres ve Blake, magnezyumun sünekliliğinin at.%1 (ağ.%2,6) çinko ilavesine kadar arttırılabileceğini göstermiştir [22]. Bu artışın nedeni olarak, çinko ilavesi sonucu prismatik düzlemlerin yumuşaması gösterilmiştir. Artan Zn ilavesi ile gerinme sertleşmesi oranının artış gösterdiği ve bu ikincil kaymalardan meydana gelen yumuşamanın katı çözelti sertleşmesi ile dengelenerek sünekliliğin azaldığı görülmüştür [23].

Şekil 2.8' de Mg-Al ve Mg-Zn ikili alaşımlarında Al ve Zn çözünen miktarının dayanıma etkisi karşılaştırmalı olarak gösterilmektedir. Yüksek konsantrasyonda, Zn ilavesinin magnezyumun dayanımını Al' ye kıyasla çok daha fazla arttırdığı görülmektedir.



Şekil 2.7. Mg-Zn ikili faz diyagramı [13].

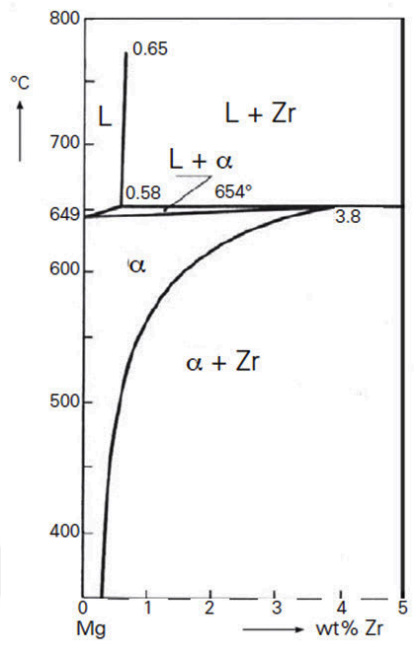


Şekil 2.8. Mg-Al ve Mg-Zn ikili sistemlerin katı çözelti sertleştirmeleri [14].

2.2.1.3. Zirkonyum

Zirkonyum, magnezyum alaşımlarında çok güçlü bir tane küçültücüdür ancak bu etkisi yapıda Al, Mn, Si ve Fe elementlerinin bulunmadığı durumlarda geçerlidir çünkü zirkonyum bu elementlerle kararlı bileşikler oluşturur ve tane küçültücü etkisi kaybolur [1]. Bu sebeple, sadece çinko ve nadir toprak elementleri tabanlı magnezyum alaşımları zirkonyum ile tane küçültülebilen alaşımlardır. Zirkonyumun tane boyutu küçültücü etkisi, α-zirkonyum ile magnezyumun latis parametlerindeki benzerlikten dolayı katılaşma sırasında erken oluşan zirkonyumca zengin katı parçacıkların

heterojen çekirdeklenme bölgeleri oluşturmasına dayandırılmaktadır [1,14].

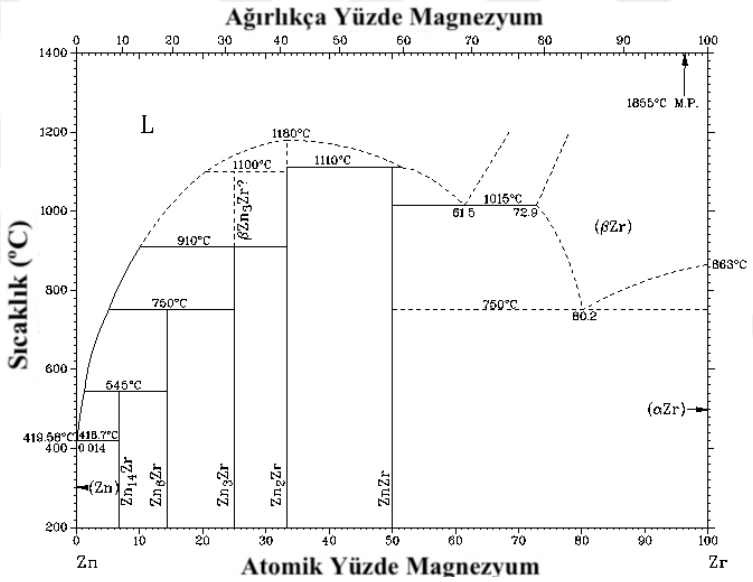


Şekil 2.9. Mg-Zr ikili faz diyagramının Mg' ce zengin bölgesi [13].

Şekil 2.9' da görüldüğü üzere, Zr' nin ergiyik saf magnezyumdaki maksimum çözünebilirliği 654 °C' de ağ.%0,6' dır. Peritektik sıcaklığında bu değer ağ.%3,8' e kadar yükselir daha sonra 300 °C' de iken ağ.%0,3' e kadar düşer ve oda sıcaklığında bu değerde kalır. Hildebrand ve arkadaşları, Mg' ye ağ.%4' e kadar olan Zn ilavesi ile Zr' nin çözünebilirliğinde artış olduğunu göstermişlerdir [24]. Bu durum her iki alaşım elementinden de büyük ölçüde faydalanılmasına sebep olduğundan Mg-Zn-Zr serisi (ZK serisi) alaşımlarını çekici kılmaktadır. Ayrıca Zr ilavesi ile daha eşeksenel veya daha küresel taneler oluşmaktadır ve bu durum da son alaşımın mekanik özelliklerini arttırmaktadır [24,25]. Zr elementinin dökme magnezyum alaşımlarında gösterdiği kendine has tane küçültme kabiliyeti, ekstrüzyon profillerinde daha da geliştirilebilmektedir [26]. Ayrıca Mg-Zn ikili sistemine Zr elementı ilavesi alaşımın solidus sıcaklığını arttırır ve sıcak deformasyon işlemine ekstra fayda sağlar [25]. Bu özellikler, bazı önemli ticari Mg-Zn-Zr dövme magnezyum alaşımlarının (ZK40 ve ZK60) geliştirilmesine sebep olmuştur.

Mg-Zn-Zr sistemi, Zn ve Zr elementlerinin kombineli bir şekilde sağlamış olduğu faydalar sayesinde, Mg-Al-Zn sisteminden sonra en çok ticari olarak kullanılan ve

geliştirilmeye en müsait magnezyum alaşım sistemi olarak kabul edilmektedir. Mg-Zn-Zr sisteminde şimdiye kadar yapılan incelemelerde bu üç elementin oluşturduğu herhangi bir üçlü faz bulunmamıştır [27,28]. Bu sistemde oluşan intermetalikler çoğunlukla Zn-Zr ve Mg-Zn ikili fazlarıdır. Zn ve Zr elementlerinin oda sıcaklığında Mg katı çözeltisi içindeki çözünürlüklerinin ve Zn ve Zr arasındaki oluşum entalpisinin düşük olması, bu bileşiklerin oluşumundaki ana sebep olarak gösterilebilir. Şekil 2.10' da Zn-Zr ikili faz diyagramından da görüleceği üzere ZnZr ve Zn_2Zr intermetalikleri termal kararlılığı yüksek intermetalikler olup, Mg-Zn-Zr sistemini inceleyen önceki çalışmalarda bu intermetalikler sıkça gözlenmiştir [24,29–31].



Şekil 2.10. Zn-Zr ikili faz diyagramı [13].

2.2.1.4. Nadir Toprak Elementleri (RE)

Magnezyum alaşımlarında şimdiye kadar en yaygın kullanılan nadir toprak elementleri seryum (Ce), lantan (La), neodymium (Ne), toryum (Th), itriyum (Y), gadolonyum (Gd) ve skandiyum (Sc)' dur. Skandiyum ve radyoaktif olan toryum elementlerinin yararlı etkileri görülse de çok pahalı olduklarından uygulamada kullanılmaz. Nadir toprak elementleri magnezyum alaşımlarına ayrı ayrı veya benzer özellikler kazandırdıklarından karışım halinde de eklenebilir. Bu sınıftaki bütün metaller magnezyumun dayanımını arttırırlar ve az miktarda eklendiklerinde bile sünekliliği

arttırırlar. İyi dayanım özellikleri, iyi dökülebilirlik ve düşük kaynak kırılganlığı ve özellikle yüksek sıcaklık sürünme direnci ve termal kararlılığı, bu alaşım elementlerini ticari uygulamalar için çekici kılmaktadır [7]. Buna rağmen ticari uygulamalarda dövme alaşım olarak ZE10 (Mg-1Zn-0,2Ce-MM), WE43 (Mg-4Y-3Nd-0,5Zr) ve WE54 (Mg-5Y-3,5Nd-0,5Zr) alaşımları geliştirilip kullanılmıştır. Nadir toprak elementlerinin yaygınlaşamamasındaki en büyük neden çok pahalı olmalarıdır.

Nadir toprak elementlerinin çoğu magnezyum içerisinde sınırlı çözünebilirliğe sahiptir ve düşük miktarlarda eklendiğinde bile termal kararlılığı yüksek intermetalikler oluşturur. Bu durum, magnezyum alaşımlarının özellikle yüksek sıcaklık sürünme dayanımını arttırmasına yardımcı olsa da daha yüksek oranlarda ilave edildiğinde kaba ikincil fazların oluşumu yüzünden magnezyum alaşımının sünekliliğini düşürebilir. Ayrıca nadir toprak elementleri magnezyuma genellikle Zn veya Zr ile birlikte ilave edilir. Zn ile sağlanan katı çözelti mukavemetlendirmesi ve Zr ile sağlanan tane küçültme etkisi ile birlikte nadir toprak elementi ilaveli yeni nesil umut vadeden dövülebilir magnezyum alaşımları geliştirilebilmektedir. Bazı nadir toprak elementlerinin fiziksel özellikleri ve magnezyum içerisindeki maksimum çözünebilirlikleri Çizelge 2.4' de özetlenmiştir.

Çizelge 2.4. Bazı nadir toprak elementlerinin fiziksel özellikleri ve magnezyumdaki maksimum çözünürlükleri [1,7,32].

Element	**Kristal Yapı**	**Yoğunluk (gr/cm^3)**	**Atom Yarıçapı (nm)**	**c/a**	**Ergime Sıcaklığı (°C)**	**Maksimum Çözünebilirlik (ağ.%)**
La	HSP	6,146	0,187	1,613	918	0,22 (600 °C' de)
Ce	YMK	6,770	0,182	-	798	0,74 (590 °C' de)
Nd	HSP	7,008	0,182	1,613	1021	3,6 (552 °C' de)
Y	HSP	4,469	0,180	1,571	1522	11,4 (567 °C' de)
Gd	HSP	7,901	0,180	1,590	1313	23,5 (548 °C' de)
Sc	HSP	2,989	0,164	1,594	1541	24,5 (710 °C' de)
Er	HSP	9,066	0,175	1,570	1529	33,8 (555 °C' de)

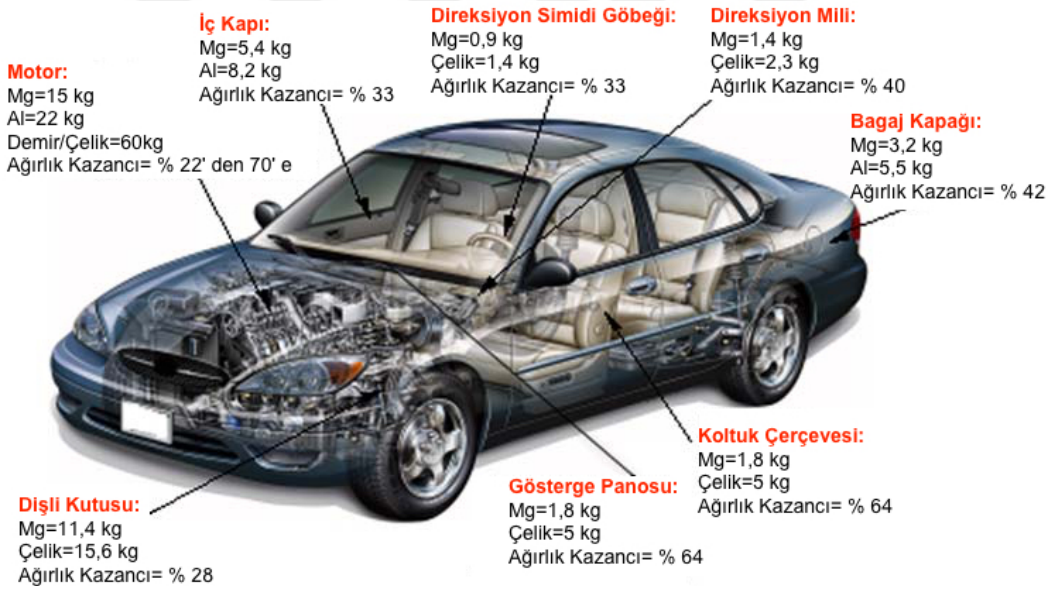
2.2.2. Magnezyum Alaşımlarının Uygulama Alanları

Magnezyum alaşımları, çelik ve alüminyum alaşımlarını takiben en yaygın kullanılan üçüncü yapısal metaldir. Yaklaşık olarak çeliğin dörtte biri ve alüminyumun üçte ikisi yoğunluğu ile en hafif yapısal metal olan magnezyum, özellikle ağırlık kazancının önemli olduğu uygulamalar için önemli fırsatlar sunmaktadır. Magnezyum alaşımları şimdiye kadar, taşınabilir cihazlar, dizüstü bilgisayarlar, kameralar, cep telefonları, mutfak el aletleri gibi elektronik cihazlar, tenis raketleri, bisiklet çerçeveleri, okçuluk yay kolları gibi spor aletleri ve en çok uygulama alanı bulduğu otomotiv ve havacılık sektöründeki motor blokları, jantlar, gösterge panoları, direksiyon aksamları, koltuk çerçevesi, dişli kutuları gibi uygulama alanlarında kendine sıkça yer bulmuştur [33]. Bunların bazı örnekleri Şekil 2.11' de gösterilmiştir. Bu uygulamarın çoğunda magnezyum alaşımları döküm sonrası halinde kullanılır.

Şekil 2.11. Magnezyum alaşımlarının yapısal malzeme olarak bazı kullanım alanları [34–39].

Magnezyum alaşımlarının en çok kullanıldığı otomotiv sektöründe ilk uygulama alanı bulması oldukça eskiye dayanmaktadır. İlk olarak 1921 yılında, ABD' de Dow Chemicals firması tarafından yarış motoru pistonu olarak üretilmiştir. Daha sonra yine motor pistonu olarak 1925 yılında Almanya' da üretimi yapılmış ve 1937 yılına kadar 4 milyon adet kullanılmıştır [40]. Bu dönemden 2. dünya savaşı sonuna kadar kullanımı sürekli bir şekilde artmış ve 1971' de Volkswagen Beetle ile birlikte

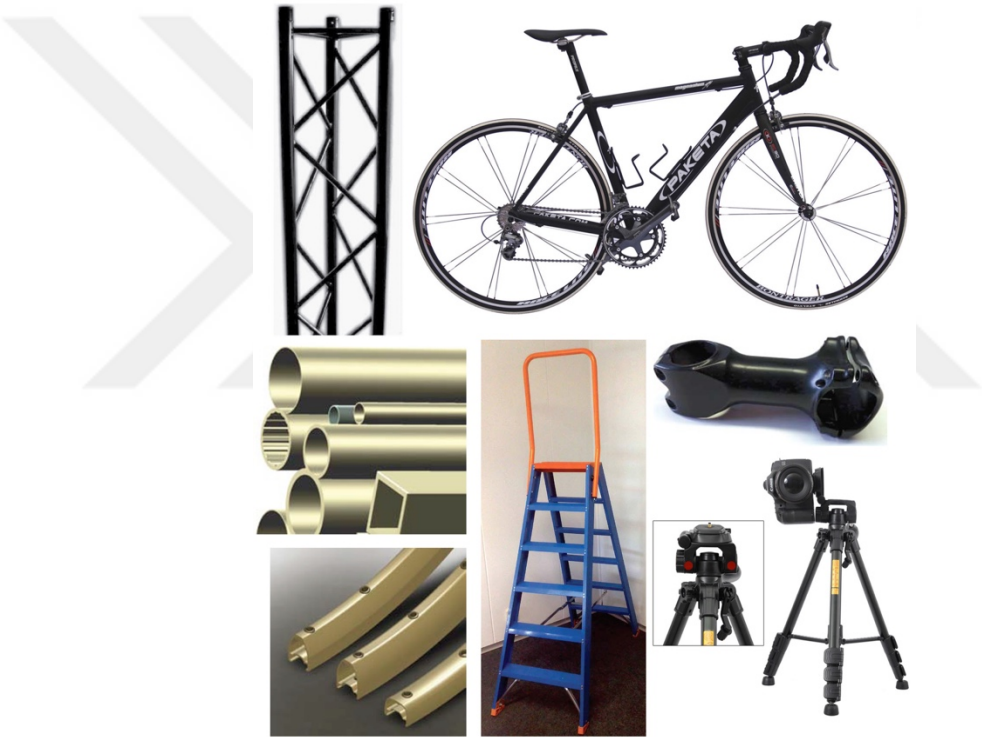
kullanım miktarı en üst seviyeye çıkmıştır. Bu dönemde temel olarak hava soğutmalı motor ve vites kutusu parçalarında kullanılmıştır ve bu iki parçanın toplam ağırlığı yaklaşık sadece 20 kg' dır [41]. Ancak 1970' li yıllardan sonra, gelişen teknoloji ile birlikte yeni nesil otomobillerin motor güçlerindeki artış gereksiniminin artması sonucu ile motor çalışma sıcaklıkları ve yükleri de aynı oranda artış göstermiş ve magnezyum bu artan çalışma sıcaklıklarında yeterli performansı artık gösterememiştir [42]. Her ne kadar magnezyumun son yıllarda otomotiv ve havacılık sektöründeki kullanımı azalmış olsa da yakın gelecekte daha çok geliştirileceği öngörülen yeni nesil elektrikli otomobillerin, insanlı/insansız hava araçlarının ağırlık kazancının magnezyum ile karşılanacak olmasına kaçınılmaz olarak bakılmaktadır. Şekil 2.12' de bir otomobilde kullanılan magnezyum alaşımlarının sağlayacağı yaklaşık ağırlık kazanç oranları gösterilmiştir. Magnezyumun çelik ve alüminyum yerine kullanılması ile bazı parçalarda %70 gibi çok yüksek ağırlık kazançlarının elde edilebileceği görülmektedir.



Şekil 2.12. Magnezyum alaşımlarından üretilen otomobil parçaları ve sağladığı ağırlık kazançları [43].

Magnezyum alaşımları döküm hali dışında ayrıca ekstrüzyon, dövme, haddelenmiş sac veya levha şeklinde de oldukça sık kullanılmaya başlanmıştır. Ekstrüzyon magnezyum alaşımları, alüminyum muadillerinin yapısal mukavemet avantajlarını yaklaşık %30 luk bir ağırlık tasarrufuyla sunar. Ağırlığın azaltılması doğrudan nakliye ve enerji

maliyetlerini, montaj ve kullanım için gerekli insan gücünü ve yapı destekleri için yük gereksinimlerini doğrudan etkiler. Ekstrüzyon magnezyum alaşımları, yüksek mekanik mukavemet ve performans sunarken, en kolay işlenebilir yapısal metal olarak da üreticilere yüksek rekabetçi pazar için yenilikçi ürünler tasarlamanın daha iyi yollarını sunar. Şekil 2.13' de ekstrüzyon magnezyum alaşımlarının bazı uygulama alanları gösterilmektedir. Farklı geometrilerde üretilebilen ekstrüzyon magnezyum alaşımları araçların koltuk, tavan veya gösterge çerçeveleri, tampon kirişleri, radyatör destekleri gibi parçalarının yanı sıra, bisiklet parçaları, merdiven ve fotoğrafçılıkta kullanılan üç ayak (tripod) yapımında da son yıllarda tercih edilmeye başlanmıştır.



Şekil 2.13. Ekstrüzyon magnezyum alaşımlarının bazı uygulamaları [44–46].

2.2.3. Magnezyum Alaşımlarının Döküm Yöntemleri

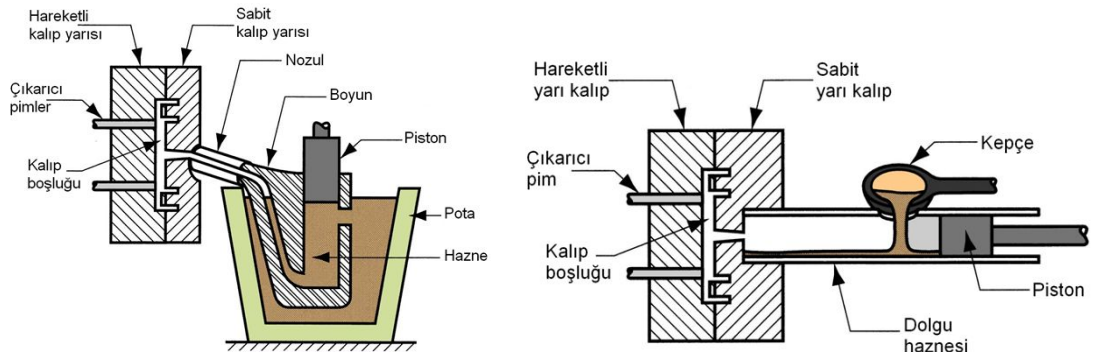
Magnezyum alaşımları çok iyi akıcılık ve hidrojen porozitesine karşı düşük hassasiyet gibi kendine has katılaşma özelliklerine sahip olduğundan, alüminyum ve bakır dökümlerine göre çok daha iyi dökülebilirliğe sahiptir. Döküm, magnezyum alaşım ürünlerinin üretimini domine eden bir prosestir ve yapısal olarak kullanılan magnezyum alaşımlarının %98' ini döküm ile üretilen parçalar oluşturmaktadır [3,41].

Ergiyik magnezyumun demir elementi ile afinitesi (reaksiyona girme eğilimi) düşük olduğundan, magnezyum alaşımları demirli malzemelerden üretilen potalarda ergitilebilir. Magnezyum alaşımlarının dökümünde çoğunlukla çelik ergitme potası ve çelik döküm kalıpları kullanılır. Ergiyik magnezyum, yüzey oksitlenmesine karşı korumaya alınmadığında, oksitlenme ve yanma eğilimindedir. Alüminyum alaşımlarının ergiyik yüzeyinde oluşturduğu sürekli ve geçirgen olmayan oksit tabakasına benzer bir tabakayı magnezyum alaşımları oluşturmaz ve oksijenin zayıf tabakadan içeri sızmasına yol açarak yanmasına sebep olur. Bu sebeple, magnezyum alaşımlarının dökümü sırasında flaks veya koruyucu gaz (Ar, CO_2 ve SF_6) kullanılarak oksijen geçirgenliği engellenmelidir [1,41].

Magnezyum alaşımlarının dökümü için temelde üç çeşit yöntem vardır. Bunlar yüksek basınçlı döküm, gravite (yer çekimi) döküm ve düşük basınçlı döküm. Bunlar haricindeki döküm yöntemleri yarı-katı döküm, sıkıştırmalı döküm, kayıp köpük döküm ve ablasyon dökümdür [41].

2.2.3.1. Yüksek Basınçlı Döküm

Yüksek basnıçlı döküm hafif metallerin üretiminde ve dizaynında çok iyi esneklikler sunduğundan oldukça yaygın bir metottur. Magnezyum alaşımlarının dökümünde çok üstün kalıp doldurma karakteristiğine sahiptir ve geniş, dar duvarlı ve kompleks döküm parçalarının dökümünün ekonomik bir şekilde yapılmasını sağlar. Yüksek basınçlı dökümün sıcak hazneli ve soğuk hazneli olmak üzere iki farklı yöntemi vardır ve bu yöntemler Şekil 2.14' de şematik olarak gösterilmektedir. Sıcak hazneli dökümde, ergiyik metal atmosfer kontrollü çelik potanın içinde tutulur ve belli hacimdeki metal valf tarafından itilerek kalıba doldurulur. Soğuk hazneli dökümde ise sıvı metal kepçe yardımı ile hazneye alınır ve hidrolik silindir ile kalıp boşluğuna itilir. Soğuk hazneli döküm düşük maliyet ve daha ince taneli döküm parçaları sunar ve kısa çevrim süresi sayesinde ergimiş magnezyumun kalıplarla temas süresini sınırlayarak kalıp malzemesi ve hava ile reaksiyon olasılığını en aza indirir. Bu sebeple soğuk hazneli yüksek basınçlı döküm birçok ticari magnezyum alaşımlarının dökümünde kullanılmaktadır [1,41].



(a) (b)

Şekil 2.14. Yüksek basınçlı döküm yöntemleri. a) sıcak hazneli ve b) soğuk hazneli [47].

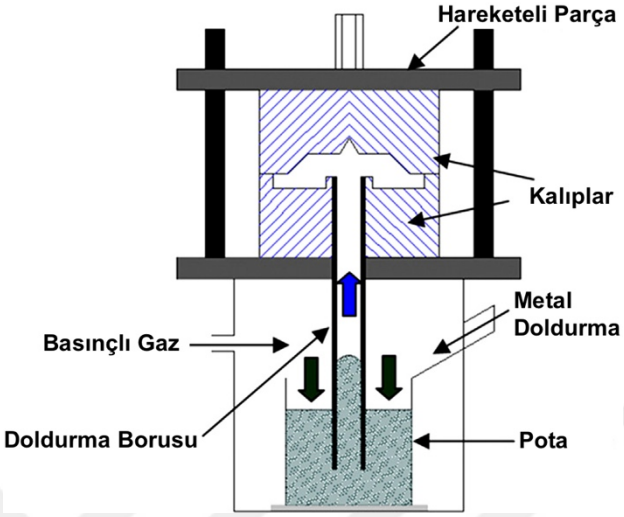
2.2.3.2. Gravite Döküm

Gravite döküm, yerçekimi etkisini kullanarak geleneksel şekilde uygulanan ve birçok yapı malzemesinin üretiminde kullanılan bir yöntemdir. Kum kalıba ve kokil (metal) kalıba döküm bu kategoriye girmektedir. Magnezyum alaşımlarının kum kalıba dökümü diğer alaşımların kum kalıba dökümü ile aynıdır ancak kum karışımı, maça ve kalıplardaki reaksiyonları engellemek için farklı inhibitörler kullanılır (sülfür, borik asit, potasyum floroborat, amonyum florosilikat vb.). Kum kalıba dökümde oksitlenme eğilimini düşürmek için yolluk, kanal, besleyici dizaynları türbülansı önleyecek biçimde dikkatlice yapılmalıdır [41]. Kokil kalıba dökümü, kum kalıba dökümden ayıran tek özellik döküm kalıbının metal olmasıdır. Magnezyum alaşımlarının kokil kalıba dökümü daha iyi yüzey kalitesi, daha iyi boyutsal kontrol ve daha iyi mekanik özellik sunduğundan kum kalıba göre daha avantajlıdır. Kalıplar döküm sırasında oksijeni engellemek için koruyucu gaz altında olmalıdır [48].

2.2.3.3. Düşük Basınçlı Döküm

Düşük basınçlı döküm, Şekil 2.15' de şematik olarak gösterildiği gibi döküm kalıbının altına yerleştirilen besleyici kanallı basınç altındaki bir potadan oluşur. Potanın bulunduğu haznedeki basınç, ergiyik magnezyumu besleyici görevi gören kanaldan yukarı doğru iterek kalıbın içine dolmasını sağlar. Katılaşma tamamlanıncaya kadar basınç devam eder ve katılaşmadaki çekmeyi gidermek için yolluk kanalı besleyici

görevi görür. Uygun tasarım yapılırsa, katılaşma sonrası basınç düşürüldüğünde kanaldaki metal hala sıvı kalır ve tekrar potanın içerisine döner.



Şekil 2.15. Düşük basınçlı döküm yöntemi [49].

Düşük basınçlı döküm yöntemi alüminyum döküm endüstrisinde iyi bir şekilde kurulmuştur ve ticari ekipmanları hazır ve erişimi kolaydır ancak bu durum henüz magnezyum alaşımları için geçerli değildir. Bu yöntem ile düşük gözenekli ve yarı otomatik şekilde magnezyum alaşımlarının üretimi mümkün olup ve çok yüksek döküm kalitesi, yüksek verimlilikte elde edilebilir. Yüksek basınç ile elde edilemeyen oyuk dökümler düşük basınçlı döküm yöntemi ile üretilebilir. Ayrıca düşük basınçlı döküm sistemi, yüksek basınçlı döküme göre daha ucuza mal olmaktadır. Bütün bu avantajlarına rağmen, 3 mm' den ince magnezyum parçaların üretimine uygun olmadığından ve döküm döngüsü yüksek basınçlıya göre 2-4 kat daha uzun sürdüğünden ticari alanda çok fazla kabul görmemiştir. Bu sebeple de magnezyumun düşük basınçlı döküm ile üretilip, proses parametrelerini ve üretilen parçaların mekanik özelliklerini inceleyen akademik çalışma sayısı da çok azdır [49–51]. Fu ve arkadaşları, AM50 magnezyum alaşımını düşük basınçlı döküm yöntemini kullanarak çok düşük çekme ve gözenek hataları ile üretmiş ve optimum proses parametrelerini 15-22 sn. doldurma süresi, 8-12 sn. basınçta bekleme süresi, 390-410 °C kalıp ve 705-710 °C döküm sıcaklıkları ve 0,07 MPa döküm basıncı olarak belirlemiştir [49].

Çizelge 2.5' de görüldüğü gibi düşük basınçlı döküm yöntemi ile üretilen alaşımların mekanik özellikleri gravite döküm ve yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretilen alaşımlara göre daha iyidir. Bunun sebebi, düşük basınçlı dökümde katılaşma süresinde düşük basınç altında sıvı takviyesi devam ettiğinden porozitenin minimum seviyede olmasıdır.

Çizelge 2.5. AZ91 ve AM50 alaşımlarının yüksek basınçlı, düşük basınçlı ve gravite dökümlerinin mekanik özelliklerinin karşılaştırılması [50].

Alaşım	**Döküm Yöntemi**	**Durum**	**Akma Dayanımı (MPa)**	**Maksimum Çekme Dayanımı (MPa)**	**Uzama (%)**
AZ91	Düşük Basınçlı	Döküm	92,2	180,4	3,4
AZ91	Düşük Basınçlı	T4	76,9	218,5	6,6
AZ91	Düşük Basınçlı	T6	138,2	228,1	1,7
AZ91	Gravite	Döküm	82,7	178,4	3,9
AZ91	Yüksek Basınçlı	Döküm	110-130	130-175	0-1
AM50	Düşük Basınçlı	Döküm	57,8	192,3	8,7
AM50	Düşük Basınçlı	T4	68,3	210,6	9,5
AM50	Düşük Basınçlı	T6	66,4	200,3	8,6
AM50	Gravite	Döküm	53	173,4	8,1
AM50	Yüksek Basınçlı	Döküm	102-215	132-215	0-5
T4: Solüsyona Alınmış, **T6**: Solüsyona Alınmış+Suni Yaşlandırılmış					

2.2.4. Magnezyum Alaşımlarının Korozyonu

Magnezyum yüksek reaktivitesi nedeniyle doğada saf halinde bulunmaz. Saf magnezyumu hazırlamak için cevher yüksek enerji gerektiren bazı işlemlerden geçer. Korozyon işlemi de prensipte malzemenin doğal formuna geri dönüşü demektir. Magnezyum alaşımlarının kullanımı günden güne artış gösterse de en yaygın hafif metal olan alüminyum ile karşılaştırıldığında zayıf korozyon direnci nedeniyle halen sınırlıdır. Magnezyum standart potansiyeli (-2,375 V) tüm yapısal metallerin en düşük değeridir [52]. Bu nedenle diğer metallerle temas halindeyken arayüzeyde oluşan galvanik etki yüzünden korozyona uğrar ve daha agresif ortamlarda bozulma süreci daha da hızlanır. Magnezyum sulu çözeltilerde aşağıdaki reaksiyonlar sonucunda çözünmeye uğrar.

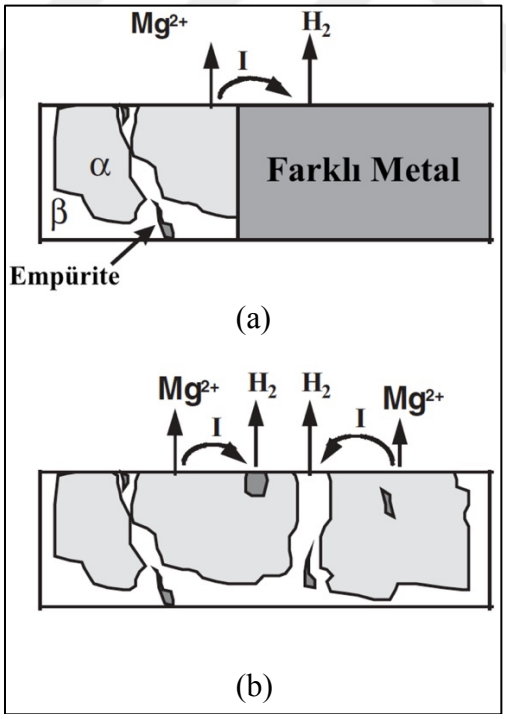
$Mg \rightarrow Mg^{2+} + 2e$ (anodik reaksiyon) (2.1)

$2H_2O + 2e^- \rightarrow 2OH^- + H_2$ (katodik reaksiyon) (2.2)

$Mg^{2+} + 2OH^- \rightarrow Mg(OH)_2$ (ürün oluşumu) (2.3)

$Mg^+ + 2H_2O = Mg(OH)_2 + 2H_2$ (toplam reaksiyon) (2.4)

Magnezyum sulu ortamlarda genellikle su ile elektrokimyasal bir reaksiyona girerek çözünür ve Eşitlik 2.4' de görüldüğü üzere magnezyum hidroksit ve hidrojen gazı üretir. Magnezyumun korozyonu oksijen konsantrasyonuna nispeten duyarsızdır [53,54]. Oksijen varlığı daha çok atmosferik korozyonda önemli bir faktördür. Sulu ortamlardaki korozyon saldırısı genellikle katodik ve anodik bölgeler arasındaki galvanik etkileşimden kaynaklanmaktadır [55]. Şekil 2.16' da makrogalvanik ve mikrogalvanik korozyon mekanizmaları şematik olarak gösterilmektedir



Şekil 2.16. Magnezyumun galvanik korozyonu. a) makrogalvanik ve b) mikrogalvanik korozyon.

Her bir farklı magnezyum alaşımın genel korozyon reaksiyonları sistematik olarak net bir şekilde ortaya konulamamıştır. Bununla birlikte, magnezyum alaşımlarının korozyon reaksiyonlarının saf magnezyum ile benzer olması beklenmektedir. Song ve

arkadaşları yapmış oldukları çalışmalarda, Mg-Al-Zn alaşımlarındaki anodik çözünme sırasında, Mg' nin hala sıvı içerisinde çözünen ana bileşen olduğunu, Al' nin de bir miktar çözündüğünü ancak Zn' nin hemen hemen hiç çözünmediğini göstermişlerdir [56,57]. Bu sebeple yukarıda verilen dört genel reaksiyon hala magnezyum alaşımlarının korozyonundan sorumludur. Ancak yine de Al ve Zn gibi alaşım elementlerinin bu reaksiyonlar üzerinde kritik bir etkiye sahip oldukları kesinlikle göz ardı edilmemelidir [53]. Magnezyum alaşımlarının korozyon direncini arttırmak için şimdiye kadar birçok çalışma yapılmıştır. Bu çalışmalarda çoğunlukla alaşım elementi ilavesi ve farklı termomekanik işlemler kullanılmıştır. Bugün, magnezyum alaşımlarının korozyon direnci halen birçok uygulama için yeterli seviyelerde değildir. Korozyon direncine temel olarak etki eden kimyasal bileşim ve termomekanik işlemler de kendi içlerinde alaşımın fiziksel ve kimyasal özelliklerine etki etmektedir ve bunların da göz önünde bulundurulmasıyla her bir alaşımın korozyon mekanizması kapsamlı bir şekilde incelenmelidir.

2.2.4.1. Alaşım Elementlerinin Etkisi

Saf magnezyumun sergilediği istenmeyen özellikler, farklı alaşım elementi ilaveleri ile bir miktar aşılabilmektedir. İlave edilen bir alaşım elementinin miktarı, magnezyum içerisindeki çözünebilirlik limitinin üzerinde ise, matris içerisinde ikincil fazlar oluşur. Bu fazlar genellikle mekanik özellikleri iyileştirici etki gösterse de magnezyum matrisine kıyasla soylu oldukları durumda lokal mikrogalvanik etki göstererek korozyonu hızlandırırlar [53,54]. Ancak bazı elementler magnezyum alaşımlarının korozyon direncini çok fazla düşürdüğü için bunlara alaşım elementi yerine empürite elementleri adı verilir. 1942 yılında Hanawalt ve arkadaşları, bazı elementlerin magnezyum ile oluşturduğu ikili alaşımların tuzlu sudaki korozyon performanslarını incelemiş ve bu elementlerden demir (Fe), nikel (Ni), bakır (Cu) ve kobaltın (Co) ağ.%0,2' den az bulundukları durumda bile korozyon direncini çok fazla düşürdüğünü göstermiştir [58]. Bu elementlerin korozyon direnci üzerindeki kötü etkisi, magnezyum içerisinde çok düşük çözünebilirliğe sahip olmaları ve korozyon için katodik bölgeler oluşturmalarına dayandırılmaktadır [59].

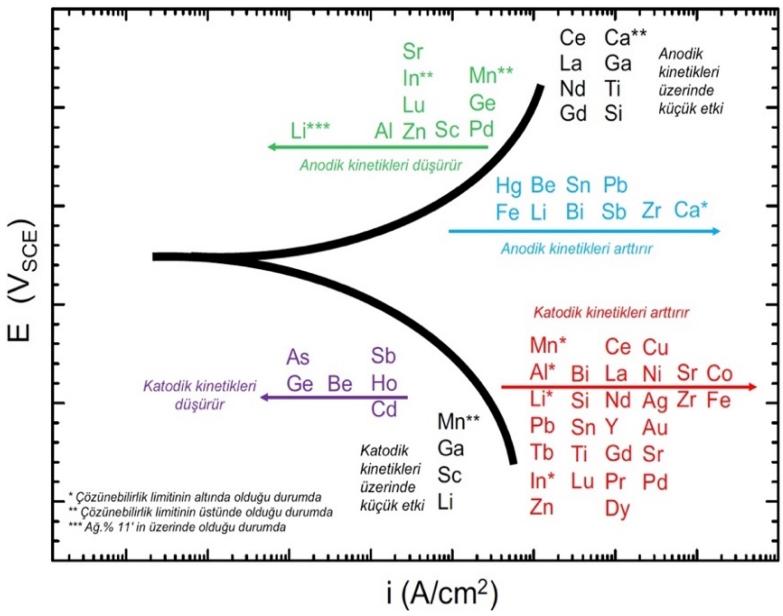
Alüminyum magnezyuma ilave edildiğinde, korozyon saldırısı sırasında malzeme yüzeyinde Al atomlarının konsantrasyonu artar ve bu da Al' ce zengin oksit katmanının oluşumuna neden olarak korozyon direncini arttırır [55,60,61]. Lunder ve arkadaşları, β-($Mg_{17}Al_{12}$) çökeltisine yakın Al' ce zengin bölgenin korozyon direncinin Al' nin az bulunduğu matris bölgelerine kıyasla daha yüksek olduğunu götermiştir [62]. Candan ve arkadaşları AZ91 alaşımında bulunan yarı ayrık β-($Mg_{17}Al_{12}$) çökeltilerinin, alaşıma ağ.%0,5 titanyum ilavesi ile tamamen ayrık hale geldiğini ve alaşımın korozyon direncinin 45 kat arttığını göstermiştir [63]. Bu nedenle, alüminyumun faydalı etkileri genellikle korozyon bariyeri görevi gören β-($Mg_{17}Al_{12}$) fazı çöketisine bağlıdır ve bu çökeltilerin şekil, boyut ve dağılımı magnezyumun korozyon direncinde önemli rol oynamaktadır [53].

Çinkonun magnezyumda ister ikili alaşım ister çoklu alaşım olarak varlığı, yüzey film özelliklerini önemli derecede etkilemektedir [53]. Çinko empürite elementlerinin zararlı etkilerini azaltarak, bu elementlere karşı belirlenen tolerans limitlerini arttırır [64]. Ancak, magnezyum alaşımlarında çinko miktarına bağlı olarak Mg_xZn_y ikili fazları oluşur ve bunlar lokal katodik bölgeler oluşturarak katodik reaksiyonu hızlandırır ve korozyon direncini düşürür [65]. Cai ve arkadaşları, Mg-Zn ikili alaşımında ağ.%1, 5 ve 7 oranında çinko ilavesinin yapay vücut sıvısındaki korozyon dirençlerini incelemiş ve ağ.%5 Zn ilavesinin en iyi korozyon direncini gösterdiğini, artan çinko ilavesinin Mg_xZn_y intermetaliklerini arttırarak korozyonu kötü etkilediğini göstermiştir [6]. Çinko genellikle, Mg-Al sisteminde ikinci alaşım elementi olarak veya Mg-Zn-Zr sisteminde nadir toprak elementleri ile birlikte kullanıldığından korozyona etkileri diğer elementler ile birlikte incelenmelidir.

Zirkonyum, magnezyum içerisinde düşük çözünebilirliğe sahiptir ve magnezyum ile intermetalik oluşturmaz. Zirkonyum çoğunlukla çinko ve nadir toprak elementleri ile birlikte kullanılır, örneğin ZE ve ZK serileri. Bu alaşımların korozyon dirençleri genellikle AZ serisi alaşımlardan daha düşüktür. Zirkonyumun magnezyum korozyonu üzerindeki etkilerini inceleyen çalışmalarda bazı çelişkili sonuçlar elde edilmiştir. Sun ve arkadaşları Mg-10Gd-3Y alaşımına ağ.%0,42 oranına kadar Zr ilavesinin korozyon direncini arttırdığını ancak daha fazla Zr ilavesinin korozyonu olumsuz etkilediğini göstermiştir [66]. Song ve StJohn zirkonyumun magnezyum

matrisinde eşit dağılımı ile oksit filminin daha dirençli hale gelerek korozyon direncini arttırdığını göstermiştir [67]. Ancak Gandel ve arkadaşları yapmış oldukları sistematik çalışmada Mg-Zr ikili alaşımında, zirkonyumun her durumda korozyonu kötü etkilediğini göstermiştir [68]. Buna ek olarak, Neil ve arkadaşları ZE41 alaşımında çukurcuk korozyonunun büyük Zr parçacıklarına yakın bölgelerde arttığını rapor etmiştir [69].

Şekil 2.17' de magnezyumda şimdiye kadar kullanılmış bütün alaşım elementlerinin elektrokimyasal korozyonun uzantısını ve anodik ve katodik kinetiklerini nasıl etkiledikleri gösterilmektedir. Şekil 2.17' de ilk olarak, çok sayıda alaşım elementinin katodik kinetiklerini arttırdığı göze çarpmaktadır. Katodik aktivasyon magnezyumun korozyonunda en ayırt edici özellik olarak bilinmektedir ve bunun artması sonucunda magnezyumun korozyon hızı da artar. Williams ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada, katodik activasyonun saf magnezyumda dahi çözünmeyi takiben gerçekleştiği rapor edilmiştir [70]. Bunun yanında, anodik aktivasyonu da etkileyen bazı elementler bulunmaktadır. Bu elementlerin genel olarak yüzeyde oluşan koruyucu filmi bozarak anodik kinetikleri arttırdıkları düşünülmektedir.



Şekil 2.17. Alaşım elementlerinin elektrokimyasal korozyon üzerindeki etkilerinin şematik olarak gösterimi [71].

2.2.4.2. Termomekanik İşlemlerin Etkisi

Magnezyuma uygulanan termomekanik işlemler sonucunda dislokasyon yoğunluğu, ikizlenmeler, kalıntı gerilmeler, tekstür ve tane boyutu gibi fiziksel özellikler değişim gösterir [5]. Metallerde kristal hatalar korozyon başlangıcı için tercihli bölgeler oluşturduğundan, artan dislokasyon yoğunluğu ve ikizlenme gibi dizilim hataları sonucunda başlangıç korozyon saldırısında artış görüldüğü yapılan bazı çalışmalarda gösterilmiştir [72–74]. Kalıntı gerilmenin magnezyum korozyon üzerindeki etkisi üzerine çok çalışma olmamasına rağmen, yapılan bazı çalışmalarda eşit kanallı açısal presleme (EKAP) ile ekstrüze edilen magnezyum alaşımlarında azalan çekme kalıntı gerilmesi ile korozyon direncinde artış görülmüştür [75,76].

Tekstürün magnezyum alaşımlarının korozyonu üzerinde önemli etkileri vardır [74]. Song tarafından yapılan çalışmada, AZ31 magnezyum alaşımında tanelerin anizotropik korozyon davranışı sergilediği gösterilmiştir [77]. Bu çalışma sonucunda, alaşımın haddeleme yönüne paralel yüzeyindeki tekstürün (0001) taban düzlemleri tarafından domine edildiği ve bu paralel yüzeyin korozyon direncinin, $(10\bar{1}0)$ ve $(11\bar{2}0)$ prizmatik düzlemlerin baskın olduğu haddeleme yönüne dik yüzeyden daha iyi olduğu görülmüştür. Atomik paketlenmeye bağlı olarak düşük yüzey enerjisine sahip olan düzlemlerde korozyon direnci daha yüksektir ve HSP kristal yapısına sahip metallerde (0001) taban düzlem en düşük yüzey enerjisine sahip olduğundan, tabansal tekstürün yoğun olduğu ekstrüzyon ve haddeleme yönüne paralel yüzeylerde genellikle korozyon direnci daha yüksektir [78,79].

Tane boyutunun magnezyum ve alaşımlarının korozyon direnci üzerine etkileri ile ilgili şimdiye kadar birçok çalışma yapılmış ve çelişkili sonuçlar elde edilmiş olsa da son yıllardaki çalışmalara dayanarak, azalan tane boyutu ile magnezyum alaşımlarının korozyon direncininin arttığı genelde kabul görmüştür [73,76,80–82]. Bu çelişkili sonuçlara neden olarak, tane küçültme için uygulanan işlemlerin aynı zamanda malzemenin fiziksel ve kimyasal bazı özelliklerini de etkilemesi ve bunların göz önüne alınmaması gösterilebilir. Genel olarak tane boyutunun korozyon üzerindeki etkisi şu şekilde açıklanabilir. Tane boyutunun küçülmesi sonucunda artan tane sınırları ile difüzyon hızı ve elektron aktivitesi artar ve atom koordinasyonu azalır. Azalan atom

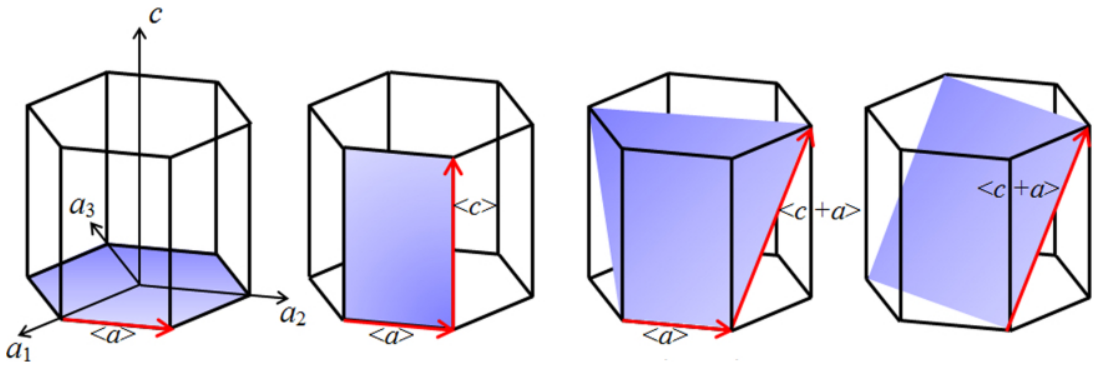
koordinasyonu ile yüzeydeki iş işlevi azalır ve bunun sonucunda metal yüzeyi çözünme için daha elverişli hale gelerek yüzeydeki koroyon hızı artar [74]. Ancak magnezyumun oksit filmi sulu çözeltilerde kararlı yapıda olmadığı için bu durum her zaman geçerli olmamaktadır. Saf magnezyum ve nadir toprak elementi içeren magnezyum alaşımına aşırı plastik deformasyonla yapılan tane küçültme işlemi sonucunda elde edilen ultra ince taneli yapıya sahip numunelerin daha iyi korozyon direnci sergilediği yapılan çalışmalarda gösterilmiştir [81,82]. Her iki çalışmada da tane küçültmesi ile artan korozyon direnci, artan tane sınırları ile daha koherent ve kararlı koruyucu oksit film tabakasının elde edilmesine dayandırılmıştır.

2.2.5. Magnezyum Alaşımlarının Deformasyon Mekanizması

Magnezyumun deformasyonu, sahip olduğu hegzagonal kristal yapının düşük simetrik özelliklerinden kaynaklanan kalıtsal anizotropik davranıştan çok fazla etkilenir. Düşük simetri, farklı kayma sistemlerinin eş zamanlı olarak aktif hale gelmesini engellemektedir. Hegzagonal kristal yapılı magnezyum, yüzey merkezli ve hacim merkezli yapılara göre sınırlı kayma sistemine sahiptir. Oda sıcaklığında, magnezyumun deformasyonu, dislokasyonların belli kristallografik düzlemlerde kaydığı mekanizma olan kayma ile gerçekleşir. Temel kayma sistemi taban düzlemde gerçekleşir. Prismatik ve piramidal kaymalar ancak yüksek sıcaklarda aktif hale gelebilir. Oda sıcaklığında gerçekleşebilen diğer bir deformasyon mekanizması ise ikizlenmedir.

2.2.5.1. Kayma

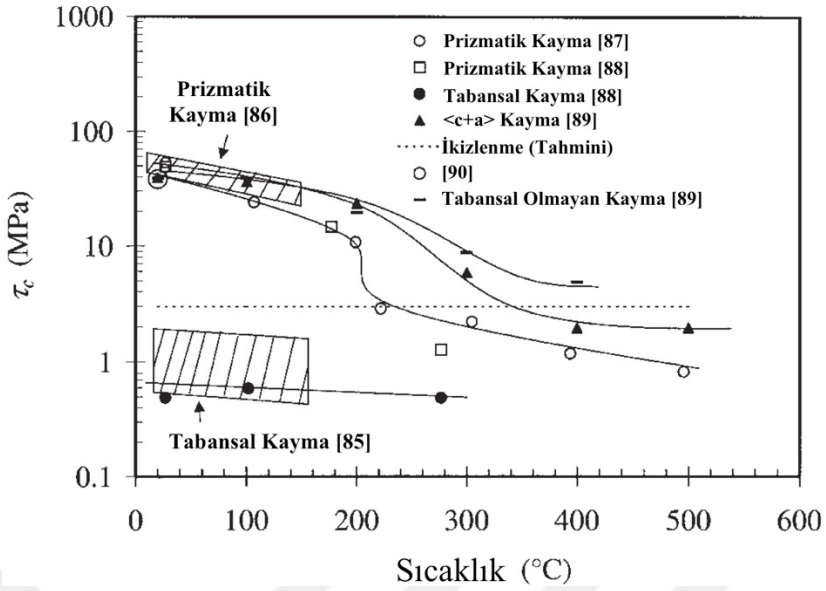
Kayma, malzemenin kayma düzleminde ve kayma yönünde uygulanan gerilmenin kritik kayma gerilmesini geçmesi durumunda gerçekleşir. Kritik kayma gerilmesi sıkı paket düzlemlerde ve sıkı paket yönlerinde, minimum kafes direnci ile karşılaşacağından buralarda en düşük değeri alır. Çeşitli kayma sistemleri Şekil 2.18' de gösterilmektedir.



Şekil 2.18. Magnezyumda kayma sistemleri. a) (0001) tabansal kayma, (b) $(10\bar{1}0)$ prizmatik kayma, (c) birinci dereceden $(10\bar{1}1)$ piramidal kayma ve (d) ikinci dereceden $(11\bar{2}2)$ piramidal kayma [83].

Magnezyumda, en düşük kritik kayma gerilmesi (0001) taban düzleminde ve $<11\bar{2}0>$ yönünde bulunmuştur. Von Mises kriterine göre, tek biçimli plastik deformasyon için beş bağımsız kayma sistemi gereklidir [84]. Magnezyum oda sıcaklığında sadece iki bağımsız kayma sistemine ve ikizlenme mekanizmasına sahiptir. Bu durum, magnezyumun oda sıcaklığındaki deformasyonunu sınırlamaktadır. Ek kayma sistemleri magnezyumun şekillendirilebilirliğini geliştirmek için aktif hale getirilmelidir. Sıcaklığın arttırılmasıyla magnezyumda Şekil 2.18' de gösterilen prizmatik ve piramidal kayma sistemleri aktifleştirilebilir.

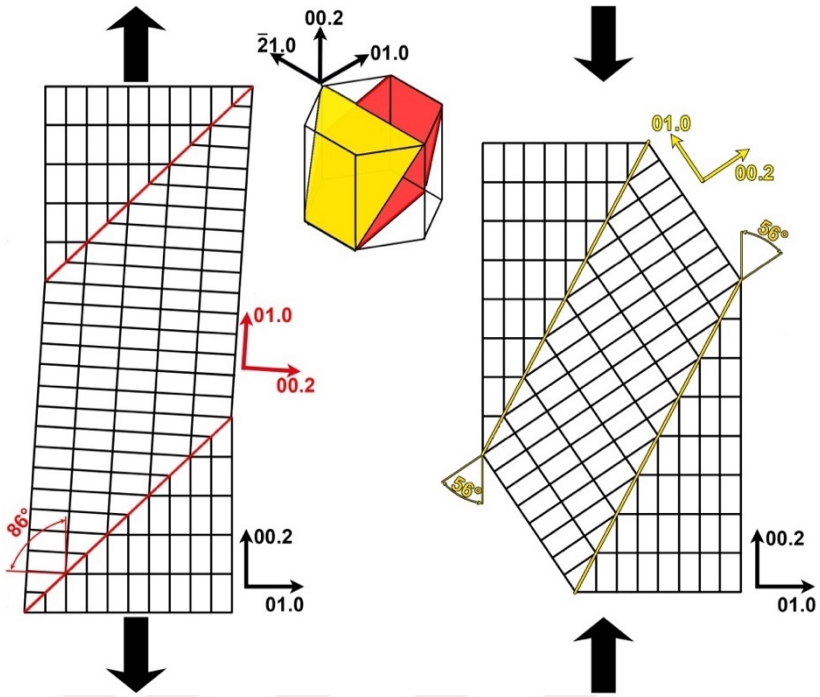
Şekil 2.19' de farklı çalışmalarda hesaplanan magnezyumun kayma sistemlerindeki kritik kayma gerilmelerinin sıcaklığa bağlı değişimleri gösterilmektedir [85–90]. Grafikte dikkat edilmesi gereken en önemli noktalar, oda sıcaklığında (0001) taban düzleminin çok daha düşük kritik kayma gerilmesine sahip olması sebebiyle daha baskın olması ve ~230 °C' den sonra prismatik ve piramidal kayma sistemlerindeki kritik kayma gerilmelerinin ani olarak azalmasıdır. Böylece oda sıcaklığında aktif olmayan farklı kayma sistemleri de yüksek sıcaklıkta aktif hale gelerek magnezyumun şekillendirilebilirliğini arttırmaktadır. Ayrıca grafikteki bir diğer önemli nokta da, ikizlenmenin (kesikli çizgi) sıcaklıkla değişmemesidir.



Şekil 2.19. Kritik kayma gerilmesinin sıcaklığa göre değişimi [91].

2.2.5.2. İkizlenme

Hegzagonal kristal yapılı metallerde mevcut kayma sistemleri sayısı, kübik kristal yapılı metallere göre çok az olduğundan, ikizlenme magnezyumun deformasyonunda önemli bir mekanizma haline gelmektedir. Şekil 2.19' da görüldüğü üzere, ikizlenme için gereken kritik kayma gerilmesi, tabansal olmayan (prismatik ve piramidal) düzlemlerinkinden daha düşüktür ve ikizlenme kayma sistemlerinin sınırlandığı durumlarda aktif hale gelmektedir. Bu durum, ikizlenmenin hegzagonal malzemelerde düşük sıcaklıklarda ve yüksek deformasyon hızlarında meydana gelmesini açıklamaktadır [92]. Magnezyum alaşımlarında en yaygın görülen ikizlenme sistemleri Şekil 2.20' de şematik olarak gösterildiği gibi çekme ve basma ikizlenmeleridir. Çekme ikizlenmeleri $(1\bar{1}20)$ düzleminde ve $<\bar{1}011>$ yönünde, basma ikizlenmeleri ise $(10\bar{1}1)$ düzleminde ve $<\bar{1}012>$ yönünde gerçekleşir [93–95].



(a) (b)

Şekil 2.20. Magnezyumda ikizlenme sistemlerinin şematik gösterimi. a) çekme ikizlenmesi ve b) basma ikizlenmesi [96].

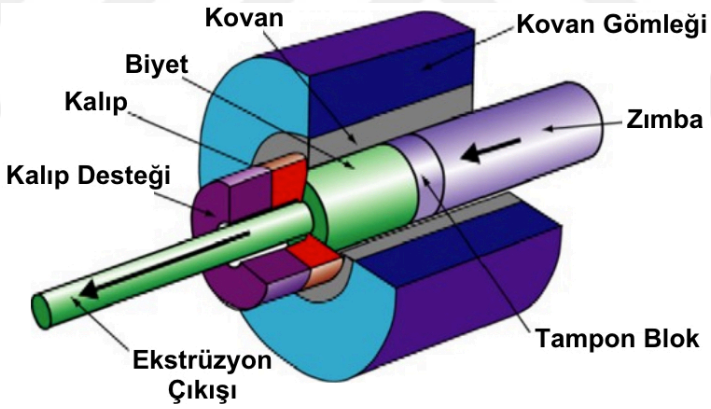
Bir kristalde, bir ikizlenme biçimini oluşturmak için gereken kafes gerinmesi küçüktür ve bu yüzden ikizlenmeler tarafından üretilen toplam deformasyon miktarı da küçüktür. İkizlenmenin plastik deformasyondaki asıl rolü oluşturduğu gerinmeden değil, daha çok yönlenmeyi değiştirmesindedir. İkizlenme, istenen yönlenmelerde yeni kayma sistemlerinin oluşmasına yol açar [94].

İkizlenmeyi kristalografik kaymadan ayıran kendine has özellikleri aşağıdaki gibidir.

- İkizlenme tek yönlü bir deformasyon mekanizmasıdır. c-ekseni boyunca çekme veya basma gerinimi oluşturur fakat ikisini birlikte oluşturmaz.
- İkizlenme gerinim sağlamada sınırlı kapasiteye sahiptir. İkizlenmeden kaynaklı plastik deformasyon miktarı çok küçüktür.
- İkizlenme dislokasyon kaymasında bariyer görevi görür ve yüksek oranda oluştuğunda tane küçültücü etkisi vardır.
- İkizlenme, ikiz sisteminin çeşidine bağlı olarak, kristallerin yeniden düzenlenmesini sağlar.

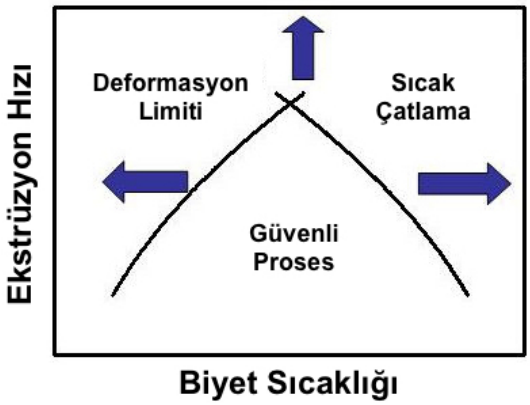
2.2.6. Magnezyum Alaşımlarının Ekstrüzyonu

Magnezyum alaşımlarına plastik şekil vermek için farklı metodlar kullanılabilmektedir. Bunlar, sıcak haddeleme, sıcak ekstrüzyon, dövme, magnezyum tozlarının sıcak işlenmesi. Bunlar haricinde aşırı plastik deformasyon, EKAP (eşit kanallı açısal presleme) gibi özel yöntemlerle çok küçük taneli magnezyum alaşımları üretilebilmektedir. Ekstrüzyon, basma kuvveti ile bir biyetin kendi kesit alanından daha küçük bir kesit alanına sahip bir kalıp boşluğundan geçirilerek plastik şekil verilmesi işlemidir. Şekil 2.21' de temel direkt ekstrüzyon sistemi şematik olarak gösterilmektedir. Ekstrüzyon, magnezyum alaşımları için en önemli termomekanik proseslerden biridir çünkü ekstrüzyon teknik ve ekonomik avantajlarının yanında, geniş bir ürün profilinde üretim sağlar [97,98]. Magnezyum alaşımlarının ekstrüzyonundaki en önemli sorun iyi bir mekanik özellik ve ekstrüze edilebilirlik kombinasyonuna sahip olamamalarıdır.



Şekil 2.21. Ekstrüzyon prosesinin şematik gösterimi.

Şekil 2.22' de magnezyum alaşımları için ekstrüzyon sınırları şematik olarak gösterilmektedir. Deformasyon limiti, sabit bir ekstrüzyon presi kapasitesi için belirli ekstrüzyon basıncının değişimini ve sıcaklık limiti ise sıcak yırtılmanın başladığı yeri temsil etmektedir. Biyet sıcaklığının magnezyum alaşımının solidus sıcaklığına yaklaşması ile sıcak yırtılma riski artmaktadır. Her iki limitin arasında oluşan pencere ise başarılı bir ekstrüzyon için güvenli bölgeyi temsil etmektedir.



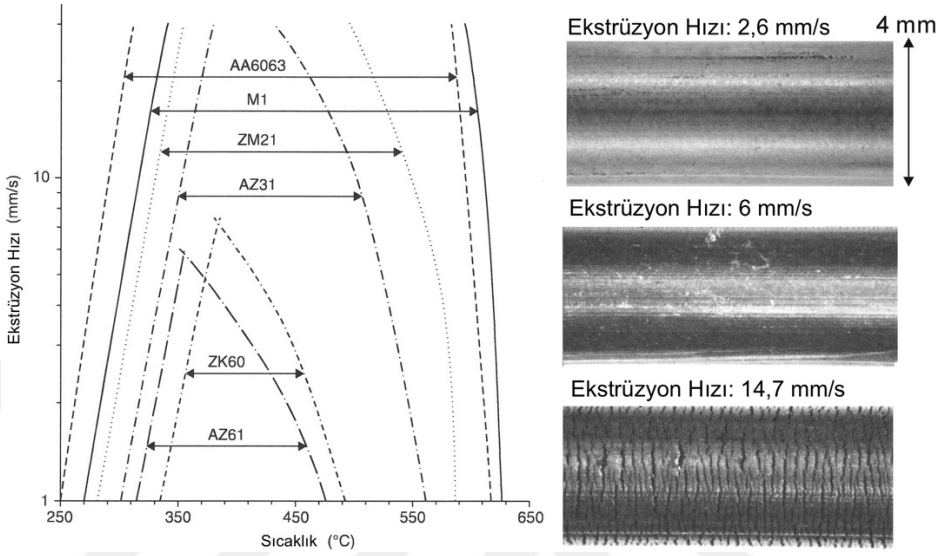
Şekil 2.22. Magnezyum alaşımlarının güvenli ekstrüzyon prosesi için optimum koşullar [99].

Ekstrüzyon, proses değişkenleri ve malzemenin yüksek sıcaklık özellikleri arasındaki ilişkiyi içinde barındırdığından magnezyum alaşımları için karmaşık bir prosestir. Teorik olarak proses değişkenleri; ekstrüzyon hızı, ekstrüzyon sıcaklığı ve ekstrüzyon oranıdır. Tekstür, mikroyapı ve mekanik özellikler bu değişkenlere göre şekillenir [98].

2.2.6.1. Ekstrüzyon Hızı

Magnezyum alaşımlarının ekstrüzyonundaki en önemli parametre ekstrüzyon hızıdır çünkü ticari alaşımların üretim verimliliğini doğrudan etkiler. Bir malzemenin ekstrüze edilebilirliği ekstrüzyon hızı ile ölçülür ve üretimin maliyeti bakımında çok önemlidir. Ekstrüzyon hızı, alaşımın içeriği, kalıntı gerilme, ilk tekstür ve mikroyapı ile ilişkilidir. Şekil 2.23' de farklı alaşımların ekstrüze edilebilirliklerinin sıcaklığın fonksiyonu olarak değişimi ve artan ekstrüzyon hızının alaşımın yüzeyine etkisi gösterilmektedir. Şekil 2.23 (a)' da, AA6063 olarak gösterilen alüminyum alaşımının ekstrüzyon limiti magnezyum alaşımlarına göre daha geniş olduğu, M1, ZM21 ve AZ31 alaşımlarının da alüminyum alaşımlarıyla rekabet edebilir seviyelerde olduğu görülmektedir. Bu alaşımlara göre daha yüksek dayanımlı olan AZ61 ve ZK60 alaşımları, nispeten daha düşük deformasyon hızlarında şekillendirilebilmektedirler. ZK60 alaşımı, içeriğindeki zirkonyum (Zr) elementinin sağladığı küçük taneli yapı sayesinde AZ61 alaşımından hem daha sünek ve şekillendirilebilir hem de daha dayanıklıdır [5]. Şekil 2.23 (b)' de, AZ31 alaşımında ekstrüzyon hızının artması ile yüzeyde sıcak çatlamaların giderek arttığı açıkça görülmektedir. Şekil 2.22' de de

gösterildiği gibi, magnezyum alaşımlarını yüksek hızda ekstrüze edildiğinde, biyet sıcaklığı düşükse gereken pres basıncı artar, biyet sıcaklığı yüksek olduğunda ise ekstrüzyonun sıcaklığı daha da artarak yüzeyde sıcak çatlamalara sebep olur [100,101].



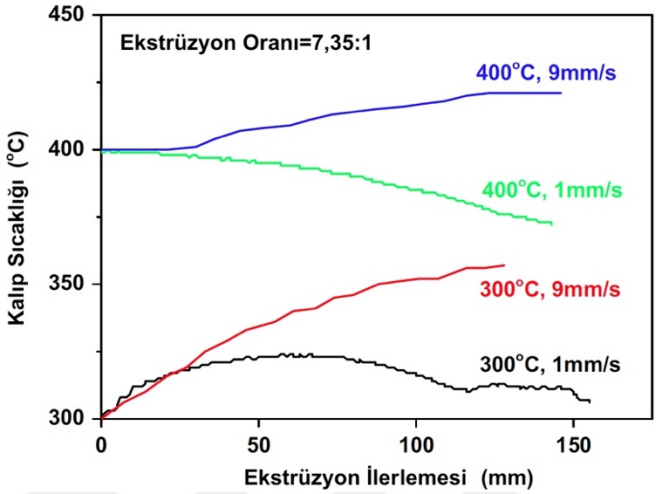
(a) (b)

Şekil 2.23. a) Bazı magnezyum alaşımlarının ve AA6063 alüminyum alaşımının ekstrüzyon limit diyagramları [100] ve b) AZ31 magnezyum alaşımının 375 °C' de farklı ekstrüzyon hızlarındaki yüzey görünümü [101].

Park ve arkadaşlarının yapmış oldukları bir çalışmada, 1 mm/s ve 9 mm/s ekstrüzyon hızlarında ve 300 °C ve 400 °C ekstrüzyon sıcaklıklarındaki ekstrüzyon işlemleri sırasında kalıp çıkış sıcaklıkları ölçülmüştür ve Mg-2Zn-0,5Ce alaşımı için Şekil 2.24' de gösterilen sonuç elde edilmiştir [102]. Buna göre, ekstrüzyon işlemi ilerledikçe, 300 °C ekstrüzyon sıcaklığının, 400 °C' den daha yüksek ısı ürettiği görülmektedir. Düşük ekstrüzyon hızında (1 mm/s) ve yüksek ekstrüzyon sıcaklığında (400 °C), ekstrüzyon işlemi yavaş olduğu için ısı kaybının ısı üretiminden daha yüksek olması nedeniyle kalıp sıcaklıkları düşüş göstermiştir. Ancak yüksek ekstrüzyon hızında (9 mm/s), ekstrüzyon boyunca kalıp sıcaklığı sürekli artmıştır. Yüksek deformasyon hızı, oluşan ısının malzeme içinde akışına zaman tanımamıştır.

Govind ve arkadaşlarının ZK30 alaşımında ekstrüzyon parametrelerinin etkisi üzerine yaptıkları bir çalışmada ise, ekstrüzyon hızının 4 mm/s den 8 mm/s e çıkmasıyla biyetin yüzeyinde sıcaklık artışı gözlemlenmiştir [103]. Bu seviyeye kadar akma

dayanımında artış görülürken, ekstrüzyon hızı 16 mm/s olduğunda tane büyümesi ve ikincil yeniden kristalleşme (abnormal tane büyümesi) oluşarak malzemenin mekanik özelikleri düşmüştür.



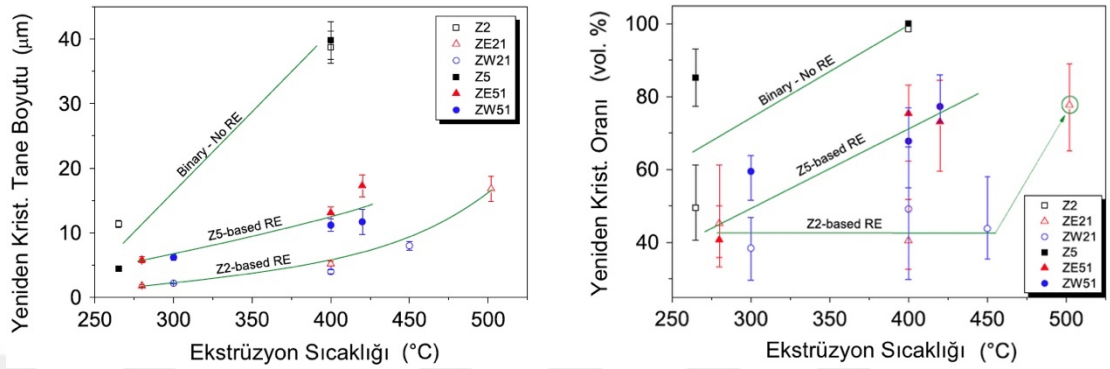
Şekil 2.24. Mg-2Zn-0,5Ce magnezyum alaşımının ekstrüzyon sırasındaki kalıp sıcaklığının değişimi [102].

2.2.6.2. Ekstrüzyon Sıcaklığı

Magnezyum düşük sıcaklıklarda zayıf şekillendirilebilirlik gösterdiğinden, yüksek sıcaklıklarda ekstrüze edilir. Yüksek sıcaklıklarda deformasyon çok daha kolay olup, toparlanma ve yeniden kristalleşme mekanizmaları da aynı anda gerçekleşebilmektedir. Bu yumuşama mekanizmaları sayesinde deformasyon düşük ekstrüzyon basıncında yapılabilir. Ekstrüzyon sıcaklığı yeniden kristalleşme mekanizmasını şekillendirerek, son malzemenin mekanik özelliklerinin belirlenmesini de sağlar. Alaşımın kimyasal kompozisyonuna göre mikroyapı ve tekstür oluşumunu şekillendirerek, belli sıcaklıklardaki ekstrüzyon sırasında dinamik yeniden kristalleşmeyi oluşturur. Şekil 2.22 ve Şekil 2.23' de gösterildiği üzere, artan ekstrüzyon sıcaklığı ile alaşımın sıcak çatlama riski artar ve maksimum ekstrüzyon hızı yani ekstrüze edilebilirlik düşer.

Ross ve arkadaşları tarafından yapılan, farklı ekstrüzyon alaşımlarının ve ekstrüzyon sıcaklıklarının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkilerinin incelendiği bir çalışmada, ekstrüzyon sıcaklığının yeniden kristalleşmiş tane boyutuna ve yeniden kristalleşme

oranına etkileri Şekil 2.25' te gösterilmiştir [104]. Neredeyse bütün alaşımlarda artan ekstrüzyon sıcaklığı ile yeniden kristalleşen tanelerin boyutu ve yeniden kristalleşme oranı sürekli bir artış göstermiştir.



(a) (b)

Şekil 2.25. Farklı ekstrüzyon alaşımlarında ekstrüzyon sıcaklığının, a) yeniden kristalleşmiş tane boyutuna ve b) yeniden kristalleşme oranına etkileri [104].

Zhang ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada da benzer şekilde ekstrüzyon sıcaklığı 310 °C' den 400 °C' ye doğru arttıkça yeniden kristalleşmiş tane boyutu da artış göstermiştir [105]. Mikroyapıdaki bu değişiklikler aynı zamanda mekanik özellikleri de ciddi derece etkilemiş, artan ekstrüzyon sıcaklığı ile akma ve çekme dayanımları düşerken, uzama miktarında artış görülmüştür.

2.2.6.3. Ekstrüzyon Oranı

Ekstrüzyon oranı, biyetin kesit alanının, ekstrüzyon ürününün kesit alanına oranıdır. Ekstrüzyon oranı, ekstrüzyon sırasında yapılan mekanik işin miktarını gösterir. Düşük ekstrüzyon oranı düşük plastik gerinme demek iken, yüksek ekstrüzyon oranı da yüksek gerinme oluşumuna sebep olmaktadır.

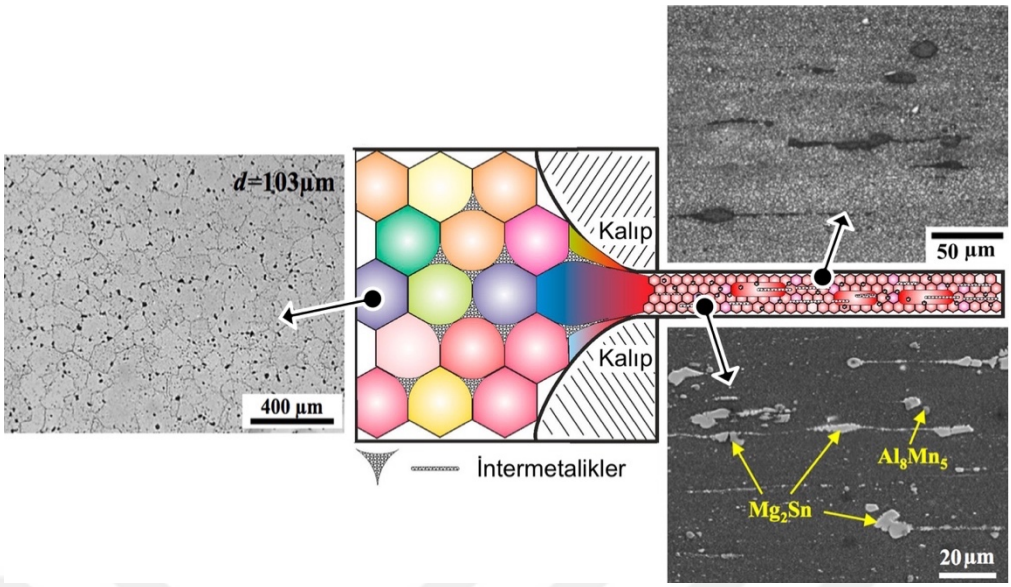
Ekstrüzyon oranının, son ürünün tane boyutuna etkisi ile ilgili yapılan çalışmalarda farklı bulgular elde edilmiştir. Chen ve arkadaşları, AZ31 alaşımının 250 °C'de sabit ekstrüzyon hızında, ekstrüzyon oranı 7' den 100' e çıktıkça tane boyutlarında 25 µm' dan 4 µm' a küçülme gözlemlemiştir [106]. Ishihara ve arkadaşları yine AZ31

alaşımında 450 °C' de sabit ekstrüzyon hızında, ekstrüzyon oranı 10' dan 100' e çıktıkça, tane boyutlarında 30 μm' dan 170 μm' a büyüme gözlemlemiştir [107]. Uematsu ve arkadaşları, AZ80 alaşımında 330 °C' de sabit ekstrüzyon hızında, ekstrüzyon oranı 39' dan 133' e çıktıkça tane boyutlarında 5,9 μm' dan 4,3 μm' a sadece küçük bir değişiklik gözlemlemiştir [108]. Bu değişik bulguların temel sebebi, ilk ekstrüzyon sıcaklıklarının farklı olması ve ekstrüzyon oranının da artmasıyla, malzeme çıkış sıcaklığının artmasından kaynaklanmaktadır.

2.2.7. Magnezyum Alaşımlarında Yeniden Kristalleşme

Magnezyum alaşımlarında termomekanik işlemler sırasında oluşan yeniden kristalleşme son ürünün mikroyapısını ve mekanik özelliklerini önemli derecede etkiler. Yeniden kristalleşme temel olarak, deforme edilmiş mikroyapının gerinmenin olmadığı yeni taneler ile yer değiştirmesidir. Bu proses, yeni tanelerin çekirdeklenmesi ve bu tanelerin çevresindeki deforme olmuş taneleri harcayarak büyümesi ile oluşur. Yeniden kristalleşme için itici güç depolanan gerinme enerjisidir ve difüzyon prosesi tarafından termal olarak aktif hale getirilir. Şekil 2.26' de ekstrüzyon sırasında mikroyapı gelişimi hem şematik hem de örnek olarak ekstrüzyon öncesi ve sonrası Mg-8Al-2Zn-6Sn alaşımı için gösterilmektedir [109]. Döküm sonrası elde edilen kaba taneli ve kaba ikincil fazların oluşturduğu mikroyapı, ekstrüzyon sonrası yeniden kristalleşmeye uğramış çok küçük taneli ve genellikle 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 [110]. Dinamik yeniden kristalleşme, magnezyum alaşımlarının ekstrüzyonu sırasında gerçekleşen temel mekanizma olduğu için bir sonraki bölümde daha ayrıntılı bir şekilde incelenmiştir.



Şekil 2.26. Ekstrüzyon sırasında mikroyapı gelişiminin şematik gösterimi ve döküm ve ekstrüzyon sonrası Mg-8Al-2Zn-6Sn alaşımının mikroyapıları [109,111].

2.2.7.1. 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 [110]. 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 göçmesi (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 süreksiz biçimde azaltılmasıdır [112]. Genel olarak özetlenecek olursa, sürekli yeniden kristalleşmede, dislokasyonlar yeniden kristalleşen tanelerin içinde kalırken, süreksiz 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 [112,113].

Tane Sınırı Çekirdeklenmesi

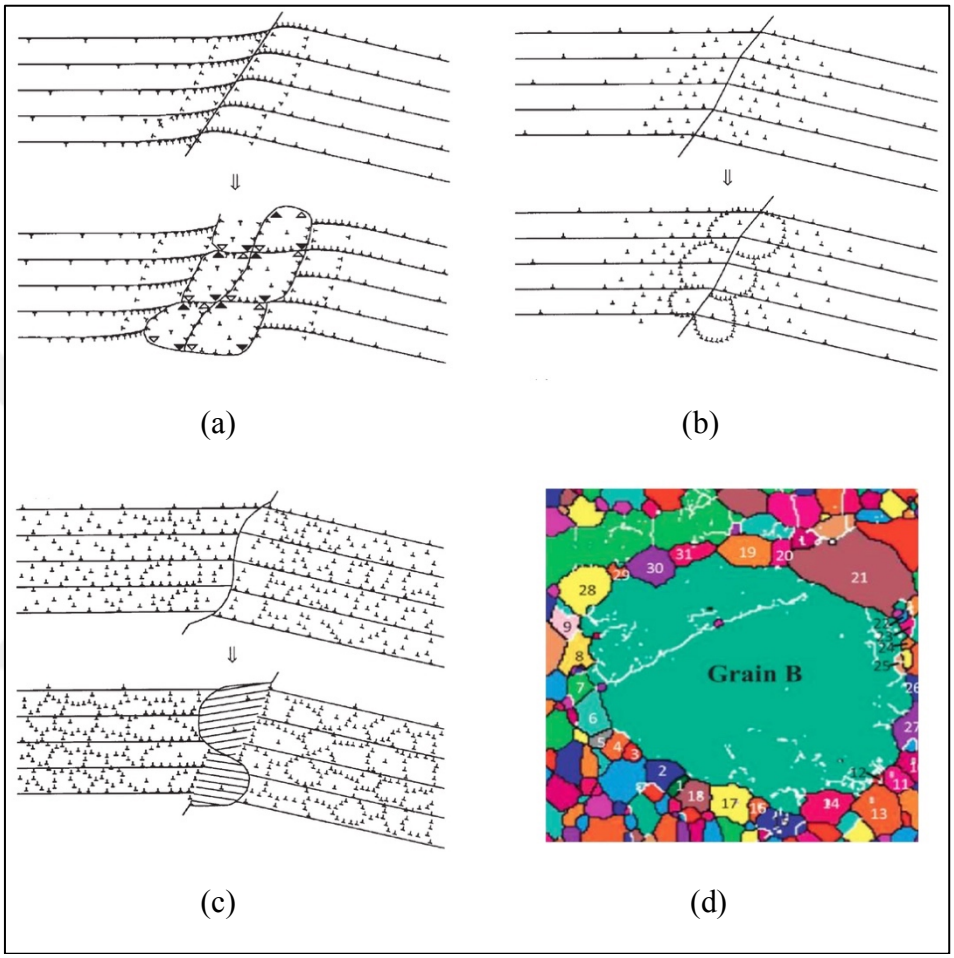
Tane sınırı çekirdeklenmesi ile küçük yeniden kristalleşmiş taneler orjinal tane sınırlarına yerleşerek kolye tipi (necklace type) yapılar oluşturur. Bu model ilk olarak Ion ve arkadaşları tarafından Mg-ağ.%0,8Al alaşımı için öne sürülmüştür [112] ve Galiyev ve arkadaşları tarafından da ZK60 alaşımı için geliştirilmiştir [114]. Şekil 2.27' da gösterildiği gibi üç farklı tane sınırı çekirdeklenme mekanizması vardır.

Şekil 2.27 (a)' da gösterildiği gibi düşük sıcaklıkta (150 °C) taban <a> kayması ve ikizlenme sistemleri çalışmaktadır. 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 2.27 (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 2.27 (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 gerinme lokalizasyonu oluşturur ve bu da tane sınırlarının şişmesine neden olur (bulging). Yeni taneler, bu orjinal tane sınırlarının şişkinliklerinde şekil alır. Şekil 2.27 (e)' de 375 °C' de haddelenmiş AZ31 alaşımında bu duruma örnek bit çekirdeklenme görülmektedir [115].

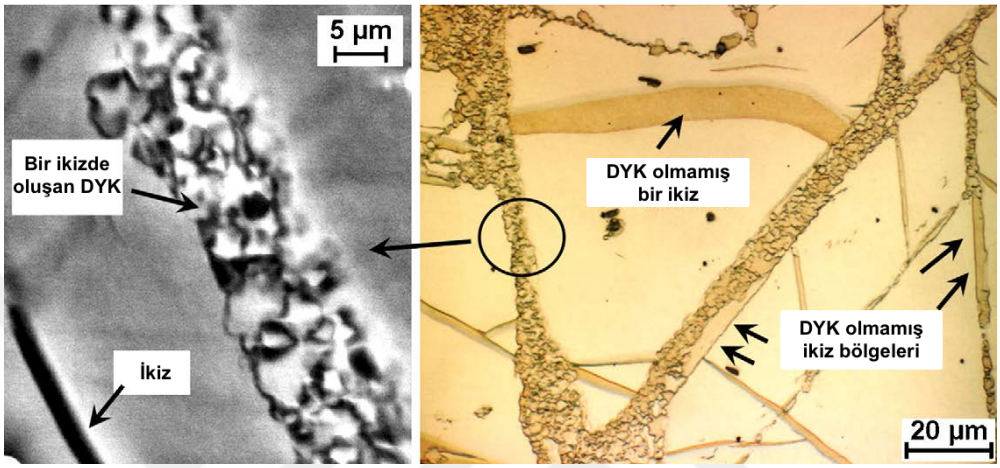


Şekil 2.27. ZK60 alaşımında tane sınır çekirdeklenmesi mekanizmalarının şematik olarak gösterimi. a) 150 °C' de, b) 200-250 °C' de, c) 250-450 °C' de [114] ve d) 375 °C' de haddelenmiş AZ31 alaşımının EBSD haritası [115].

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 [110]. 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 [116]. İkizlenme, ilk mikroyapıda olmayan yeni yönlenmeler ürettiğinden, DYK gelişiminde önemli rol oynamaktadır. Şekil 2.28' de geleneksel AZ31 magnezyum alaşımında deformasyon sırasında ikizlenme bölgelerinde oluşan çekirdeklenme görülmektedir.



(a) (b)

Şekil 2.28. AZ31 magnezyum alaşımında ikizlenme çekirdeklenmesi. a) SEM ve b) optik mikroyapı görüntüleri [117].

Parçacık Tesirli Çekirdeklenme

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.

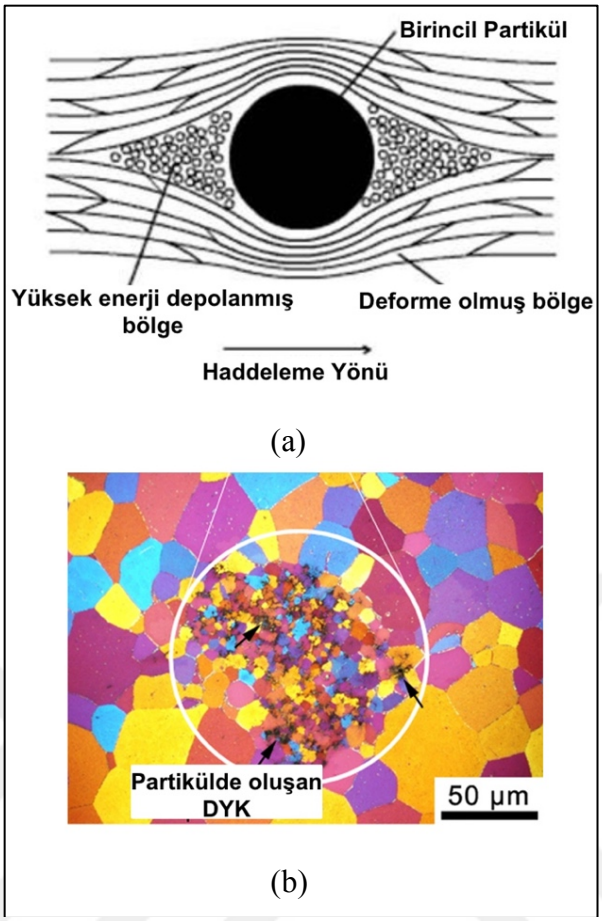
- Parçacıklar, boyutlarına, sıklıklarına ve miktarlarına bağlı olarak yeniden kristalleşmeyi destekleyebilir veya baskılayabilir.
- 1 µm' dan büyük parçacıklar depolanan enerjiyi ekstra parçacık-matris ara yüzeyi oluşturarak arttırabilir. Lokal deformasyonu sağlayan dislokasyonları yığar ve parçacık etrafındaki yanlış yönlenme gradyanını arttırır. Yeterli gerinme yığınması ve yeterli termal enerji bulunduğunda, belli boyuta sahip parçacıklar

veya birçok parçacık tarafından oluşturulan kirişler, yeniden kristalleşme için çekirdeklenme bölgesi görevi görürler. Buna parçacık tesirli çekirdeklenme denir [110].

- 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 çekirdekleneceği bölgeler oluşturmasıdır. Şekil 2.29' da partikül tesirli çekirdeklenme mekanizması şematik olarak ve AZ31 magnezyum alaşımında örnek olarak gösterilmektedir [110,118]. İyi dağılmış parçacıklar çekirdeklenme için daha az etkilidir ancak dislokasyon hareketini ve tane sınırını göçünü engeller, böylece yeniden kristalleşme ertelenmiş olur [110].

Magnezyum alaşımlarında parçacık tesirli çekirdeklenmenin rastgele yönlenmiş çekirdeklerin oluşmasına sebep olarak tekstürü zayıflattığı daha önce yapılan çalışmalarda bildirilmiştir [118,119]. Robson ve arkadaşları, geleneksel magnezyum-mangan alaşımlarındaki yeniden kristalleşmeye parçacıklar etkilerini inceleyen kapsamlı bir çalışma yürütmüşlerdir [119]. Bu çalışmaya göre, parçacık tesirli çekirdeklenmenin bireysel kaba parçacıklardan daha çok parçacık kümeleri boyunca oluştuğu 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.



Şekil 2.29. Partikül tesirli çekirdeklenme mekanizması. a) şematik olarak gösterimi [110] ve b) bir magnezyum alaşımında partikül çevresinde oluşan çekirdeklenme [118].

2.2.7.2. Dinamik Yeniden Kristalleşmeyi Etkileyen Faktörler

Magnezyum alaşımlarında yukarıda açıklanan farklı DYK mekanizmaları aynı anda gerçekleşebilir. Bu mekanizmaların gerçekleşmesi ise alaşıma uygulanan deformasyonun parametrelerine ve deformasyon öncesi alaşımın sahip olduğu tane boyutuna ve tekstüre bağlıdır.

Deformasyon Parametrelerinin Etkisi

DYK ile deformasyon sıcaklığı ve gerinme hızı gibi deformasyon parametreleri arasındaki ilişki şimdiye kadar birçok çalışmada incelenmiştir [102,104,105,114,120,121]. Shahzad ve Wagner yaptıkları çalışmada, düşük

sıcaklıkta extrüzyonun ikizlenme çekirdeklenmesini arttırarak küçük taneli yeniden kristalleşmiş mikroyapı oluşturduğunu, yüksek sıcaklıkta ekstrüzyonun ise orjinal tanelerin şişmesi ve yeni tanelerin bu taneler üzerinde oluşmasını sağlayarak daha kaba taneli bir mikroyapı oluşturduğunu göstermişlerdir [120]. Sanjari ve arkadaşları, AZ31 alaşımının basma testindeki farklı deformasyon hızının DYK üzerindeki etkilerini incelemiş, artan deformasyon hızı ile birlikte ikizlenme çekirdeklenmesinde ve yeniden kristalleşen tane miktarında artış olduğunu göstermişlerdir [121].

Zener-Hollomon parametresi (Z parametresi), deformasyon sıcaklığı ve gerinme hızı gibi parametrelerin kombinasyonunu temsil eder ve şu şekilde ifade edilir [110],

$$Z = \dot{\varepsilon}\, exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{2.5}$$

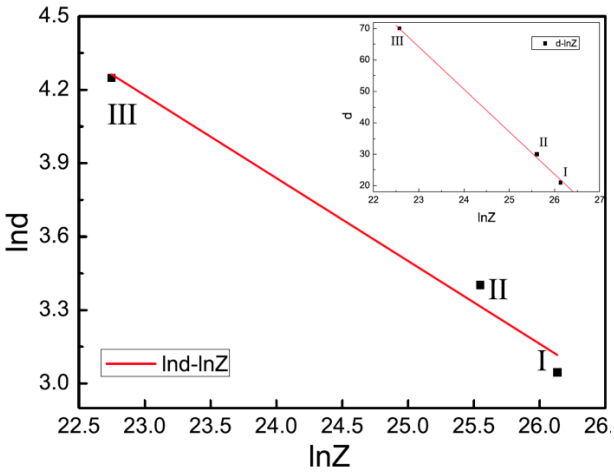
burada $\dot{\varepsilon}$ gerinme hızı, Q kafes difüzyonu için aktivasyon enerjisi (Mg için=135 kJ/mol), R gaz sabiti (8,32 kJ/(mol.K)) ve T deformasyon sıcaklığıdır. Feltham ekstrüzyon sırasında oluşan $\dot{\varepsilon}$ gerinme hızını aşağıdaki formülle ifade etmiştir [122],

$$\dot{\varepsilon} = \frac{6D_B^2 V_R \ln ER}{D_B^3 - D_E^3} \tag{2.6}$$

burada V_R ekstrüzyon hızı, ER ekstrüzyon oranı ve D_B ve D_Esırasıyla biyet ve ekstrüzyon çaplarıdır. Z parametresinin yeniden kristalleşme oranı ve yeniden kristalleşen tane boyutu ile ilişkisi şimdiye kadar birçok çalışmada incelenmiş [102,110,123–125] ve Z parametresinin, yeniden kristalleşen tane boyutu ile ters orantılı olduğu gösterilmiştir. Diğer bir deyişle, Z parametresi artttıkça yeniden kristalleşen tane boyutu azalmaktadır. Şekil 2.30' da Z parametresi ile yeniden kristalleşen tane boyutu arasındaki ilişki gösterilmektedir [125]. Genel olarak Z parametresi ile tane boyutu arasındaki ilişki aşağıdaki eşitlik ile ifade edilir [126,127],

$$Z\, d_{DRX}^m = A \tag{2.7}$$

burada d_{DRX} yeniden kristalleşen tane boyutu, m ve A sabitler.



Şekil 2.30. Mg-0,6Zr alaşımında Z parametresi ile yeniden kristalleşen tane boyutu arasındaki ilişki [125].

Eşitlik 2.5' e göre, Z parametresi ikincil fazların etkisini dahil etmez ancak Z parametresi ile parçacık tesirli çekirdeklenme arasında genel bir ilişki ifade edilmiştir. Düşük Z değerlerinde parçacık tesirli çekirdeklenme daha az görülür [110]. Yani yüksek sıcaklık ve düşük gerinme hızında deformasyon, daha az parçacık tesirli çekirdeklenmeye yol açar. Ayrıca Z değeri azaldıkça parçacık tesirli çekirdeklenme için gereken kritik parçacık çapı da artmaktadır.

Başlangıç Tane Boyutu

Genel olarak, ince taneli malzemelerin kaba tanelilere kıyasla daha hızlı ve daha eşit dağılımlı yeniden kristalleşmeye uğradığı kabul edilmektedir [110,128]. Tane boyutu küçüldükçe artan tane sınırı yoğunluğu sayesinde daha fazla çekirdeklenme bölgeleri oluşarak yeniden kristalleşmeyi geliştirmektedir. Barnet ve arkadaşları, sıcak basma testi sırasında başlangıç tane boyutunun yeniden kristalleşme oranı ve yeniden kristalleşen tane boyutuna etkilerini detaylı olarak incelemiştir [129]. Buldukları sonuçlara göre, başlangıç tane boyutu azaldıkça, yeniden kristalleşme oranı ciddi miktarda artmıştır ancak yeniden kristalleşen tane boyutunda kayda değer bir değişiklik görülmemiştir. Bunlara ek olarak, ikizlenme, tane boyutu azaldıkça daha zor gerçekleştiği için, deformasyon sırasında ikizlenme çekirdeklenmesi olasılığını azaltmaktadır.

Başlangıç Tekstürü

Magnezyum alaşımlarında başlangıç tekstürünün yeniden kristalleşmeye etkisini inceleyen çalışma sayısı oldukça azdır. Wang ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada, AZ31 magnezyum alaşımının başlangıç tekstürünün DYK davranışına etkileri incelenmiştir. Sıcak haddelenmiş numunenin haddeleme yönüne paralel ve dik kesitlerine uygulanan haddeleme işlemi sonucunda, paralel kesit numunesinde gerçekleşen DYK, dik kesit numunesine göre çok daha fazla geciktirilmiştir. Paralel kesit numunesinde tane sınırı çekirdeklenmesi daha çok görülürken, dik kesit numunesinde $(10\bar{1}1)$-$(10\bar{1}2)$ çift ikiz çekirdeklenmesi sıkça görülmüştür [130]. Huang ve arkadaşları AZ31 alaşımında başlangıç tekstürünün yeniden kristalleşmeyi önemli derecede etkilediğini ve tabansal yönlenme açısını 15° ile 40° arasında değiştirdiğini göstermiştir [131]. Ancak Barnett, yeniden kristalleşmenin başlangıç tekstüründen çok deformasyon şartlarına ve başlangıç tane boyutuna bağlı olduğunu rapor etmiştir [132].

2.2.8. Magnezyum Alaşımlarında Tekstür

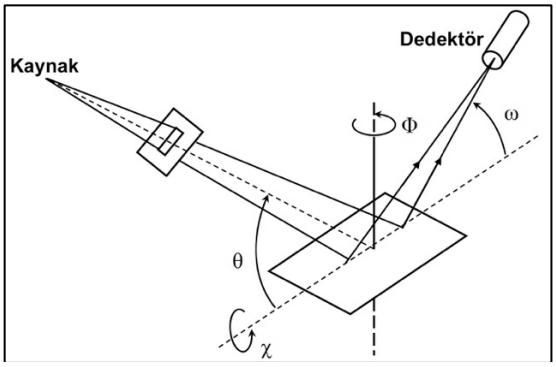
Kristalografik tekstür, bir malzemede tanelerin belli bir yönde yönlenmesinin dağılımını temsil eder. Bu yönlenmeler tamamen rastgele olursa, malzeme tekstüre sahip değildir demektir. Ancak taneler belli bir kristalografik düzlemde yönlenme göstermişse, malzeme bu kez zayıf, orta veya güçlü tekstüre sahiptir. Malzemenin sahip olduğu tekstürün derecesi tercihli yönlenmiş tanelerin miktarına bağlıdır.

Nerdeyse bütün mühendislik malzemeleri termomekanik bir işlemden geçtikten sonra tercihli yönlenme gösterirler. Magnezyumda, deformasyon sonucu oluşan tekstür dar bir aralıktadır ve diğer malzemelere göre çok daha hızlı gelişir. Ekstrüzyon magnezyum alaşımlarında tekstür, deformasyon prosesi, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi ile meydana gelir. Magnezyum alaşımları ekstrüzyon sonrası çoğunlukla güçlü tabansal tekstür sergiler. Bu tekstür, ekstrüzyon sonrası malzemedeki tanelerin büyük çoğunluğunun taban düzlemlerini ekstrüzyon yönüne paralel yönde ve prizmatik düzlemlerini ekstrüzyon yönüne dik yönde yönlendirmesi anlamına gelmektedir ve genellikle tabansal fiber tekstür olarak ifade edilir [133,134].

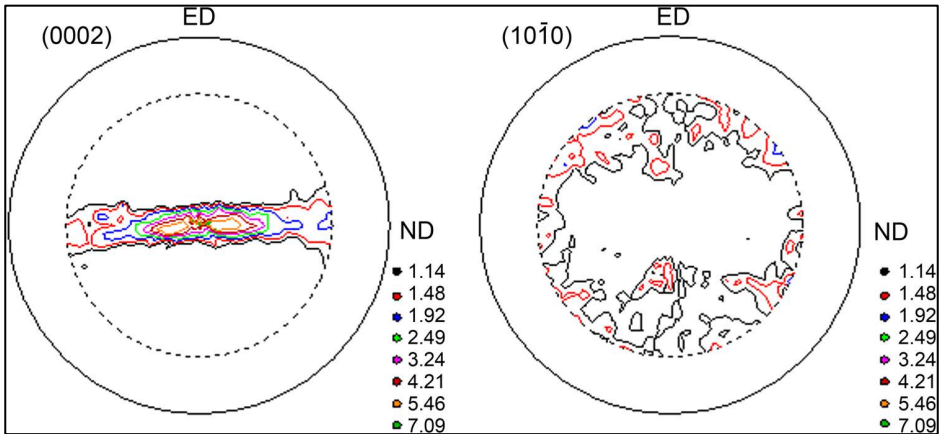
Tekstür ölçümü makro ve mikro olmak üzere çoğunlukla iki farklı yöntemle ölçülür. Makrotekstür ölçümü X-ışınları kırınımı (XRD) yöntemi ile yapılır. Bu yöntemde, yansıma geometrisi ve monokromatik X-ışını kullanan bir pole figure goniometresi kullanılır. Kaynak ve dedektör incelenen kristalografik düzlemin Bragg açısına bağlı olarak sabit bir geometride hazırlanır. Bragg kanunu aşağıdaki gibi ifade edilir.

$$n\lambda = 2d \sin \theta \tag{2.8}$$

burada λ dalga boyu, d yansıyan düzlemler arası mesafe, θ gelen ve yansıyan ışın arasındaki mesafe ve n kırınım derecesidir. Numune, gelen X-ışınına göre bütün pozisyonlarda numuneyi yönlendirebilmek için, Şekil 2.31' da gösterilen χ ve Φ açılarında dönebilen bir tutucuya monte edilir. Numunenin açısal hareketi her bir (hkl) düzleminin uzaysal yönlenmesini açığa çıkarır. Stereografik izdüşümde, ölçülen yoğunluk dağılımı (hkl) yönlenmelerini gösteren pole figure görüntüleri oluşturur. Şekil 2.32' de AZ31 magnezyum alaşımının ekstrüzyon sonrası (0002) ve $(10\bar{1}0)$ düzlemlerindeki XRD pole figure ölçümleri örnek olarak gösterilmektedir [135]. Ekstrüzyon sırasında (0002) düzleminde tercihli yönlenme sonucu güçlü tabansal fiber tekstür oluşumu açıkça görülebilmektedir. Magnezyum alaşımlarında genellikle (0002), $(10\bar{1}0)$, $(11\bar{2}0)$, $(10\bar{1}1)$ ve $(10\bar{1}2)$ düzlemlerinin pole figure ölçümleri yapılır.

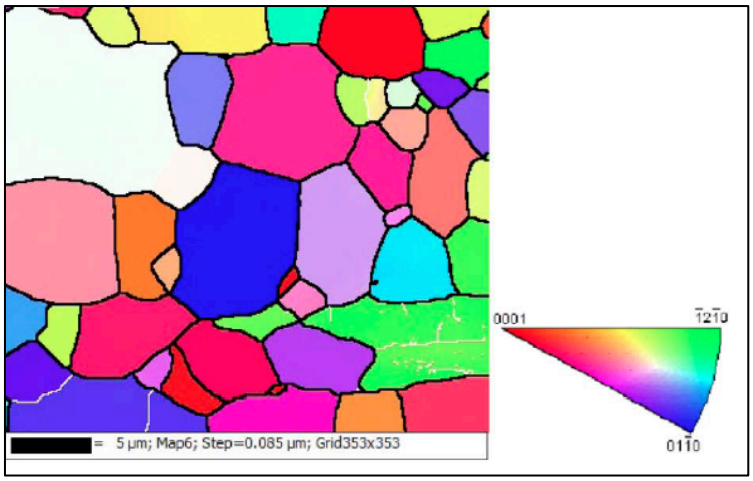


Şekil 2.31. X-ışını tekstür goniometresinde ışınlar ve numune dönme açıları [136].



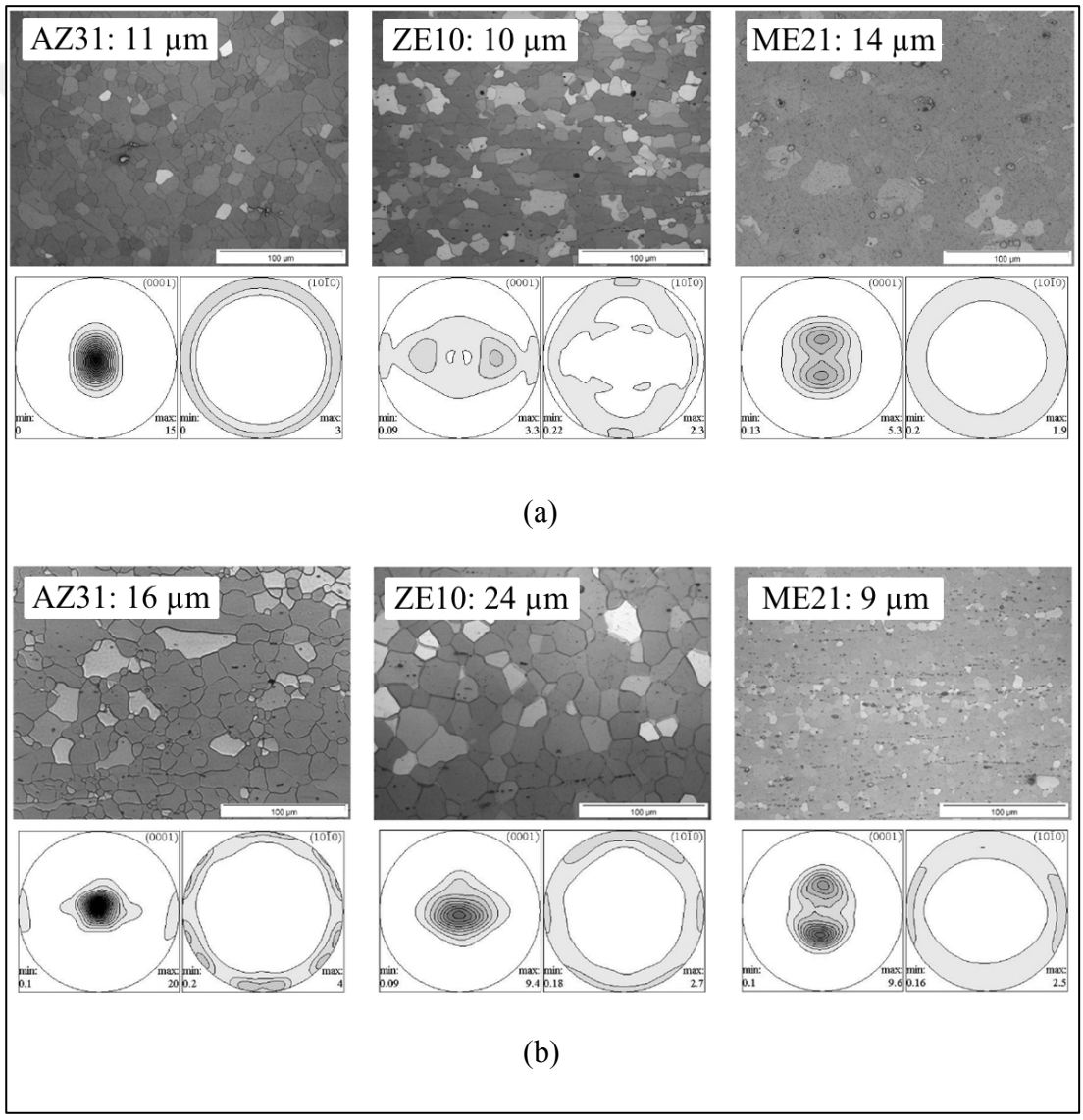
Şekil 2.32. AZ31 magnezyum alaşımının ekstrüzyon sonrası (0002) ve (10$\bar{1}$0) düzlemlerinin pole figürleri [135]. (ED: ekstrüzyon yönü, ND: ekstrüzyon yönüne dik)

Mikrotekstür analizi ise geri saçılmış elektron kırınımı (EBSD) yöntemi ile yapılır. Bu yöntemde de elektron ışınlarının saçınımı kullanılarak kristalografik yönlenmeler elde edilir ancak XRD yönteminden farklı olarak bu yöntemde gelen ışınla yansıyan ışının numune ile yaptığı açı sabittir ve numune test sırasında döndürülmez. Bilgisayar, CCD kamera yardımı ile kırınım desenlerini yakalayarak numunenin yönlenme haritasını oluşturur. Bu yöntem numune yüzeyindeki her bir farklı tanenin yönlenmesini göstererek, özellikle yeni kristalleşen tanelerin özelliklerinin açığa çıkarılmasını detaylı bir şekilde sağlayabilir. Şekil 2.33' de ZK60 alaşımına ait örnek bir EBSD görüntüsü gösterilmiştir.



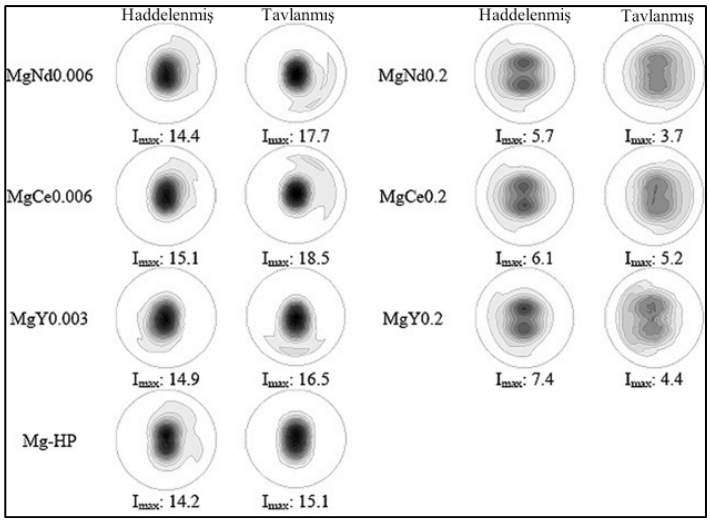
Şekil 2.33. ZK60 alaşımında ekstrüzyon yönüne paralel yüzeyin EBSD görüntüsü [137].

Magnezyum alaşımlarında tekstür tipi ve şiddeti, kimyasal bileşime, deformasyon yöntemine veya parametrelerine göre değişim gösterebilir. Şekil 2.34' de Bohlen ve arkadaşlarının farklı magnezyum alaşımlarına uyguladıkları haddeleme ve ekstrüzyon işlemleri sonrası elde ettikleri mikroyapı ve pole figure ölçümleri gösterilmektedir. Şekil 2.34' den açıkça görülmektedir ki, alaşım elementleri ve şekillendirme yöntemleri tekstür tipini ve şiddetini önemli derecede etkilemiştir. Nadir toprak elementi içeren alaşımlar AZ31' e göre daha düşük tekstür yoğunluğu sergilerken, ekstrüzyon işlemi daha yüksek tabansal tekstür oluşumuna yol açmıştır [138].



Şekil 2.34. AZ31, ZE10 ve ME21 alaşımlarının mikroyapı ve pole figure sonuçları. a) haddeleme ve b) ekstrüzyon sonrası [138].

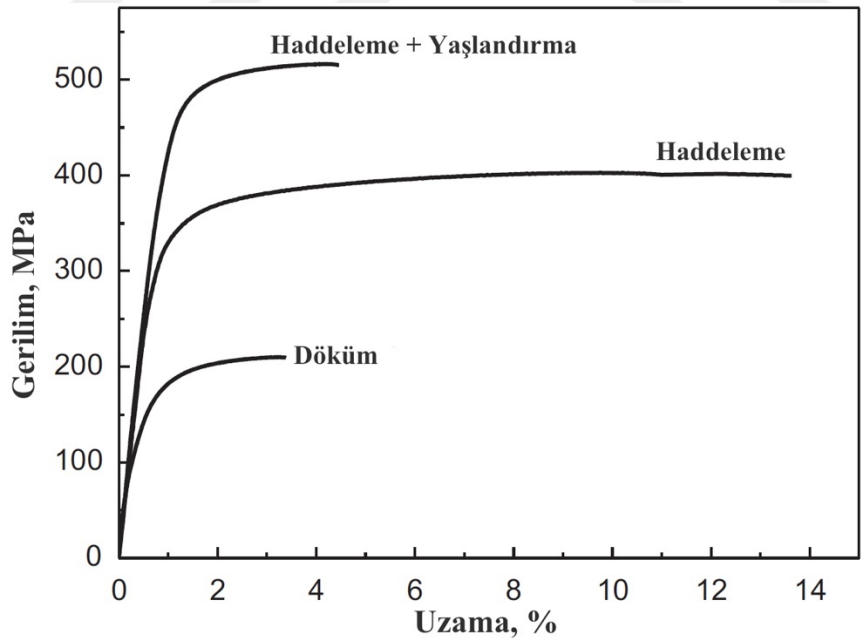
Magnezyum alaşımlarında oluşan güçlü tekstür beraberinde yapısal plastik anizotropi, düşük uzama değeri ve sınırlı şekillendirilebilirlik getirmektedir. Düşük veya rastgele dağılmış tekstüre sahip malzeler daha iyi şekillendirilebilirlik sunarlar [139]. Magnezyum ekstrüzyon alaşımlarında oluşan güçlü tekstür, nadir toprak elementi ilaveleri sayesinde önemli derecede modifiye edilebilir. Ball ve Prangnell, Nd ve Y ilavesi sayesinde magnezyum alaşımının tekstürünün çok daha fazla rastgele hale gelerek tekstür yoğunluğunun ciddi derecede azaldığını bildiren ilk araştırmacılardandır [140]. Yapmış oldukları bu çalışmada çok yüksek miktarda Nd ve Y elementleri kullanmalarına rağmen (WE54), yapılan başka çalışmalarda düşük nadir toprak elementi ilavelerinde dahi tekstür yoğunluğunun deformasyon yönüne dik yönüne doğru genişleyerek azalma gösterdiği rapor edilmiştir [139,141,142]. Tekstürdeki bu azalmanın temel nedeni olarak nadir toprak elementlerinden etkilenen yeniden kristalleşme mekanizmalarındaki değişim gösterilmiştir. Ball ve Prangnell, Nd ve Y ilavesi ile yapıda oluşan iyi dağılmış ikincil fazların, parçacık tesirli çekirdeklenmeyi arttırarak yeniden kristalleştirmeyi arttırdığını ve bunun da tekstür yoğunluğunu azalttığını ileri sürmüştür [140]. Hantzsche ve arkadaşları Nd, Ce ve Y elementlerinin ikili alaşım olarak düşük seviyelerde magnezyuma ilavesinin tekstüre etkilerini incelemiş ve ağ.%0,2 seviyelerinde ilavelerde tekstür yoğunluğunda önemli derecede düşüş gözlemlemiştir [139]. Bu çalışmada elde edilen (0002) pole figure ölçümleri Şekil 2.35' de gösterilmiştir.



Şekil 2.35. Mg-Nd, Mg-Ce ve Mg-Y ikili alaşımlarının (0002) pole figure sonuçları [139].

2.2.9. Nadir Toprak Elementi İçeren Mg-Zn-Zr Alaşımları

Son yıllarda magnezyum alaşımlarının özellikle mekanik özelliklerinin geliştirilmesine yönelik, endüstriyel uygulamalardaki yerinin artmasını sağlayacak çok fazla akademik çalışma yürütülmektedir. Araştırmacılar dayanımı arttırmak için özellikle tane boyutu küçültme, çökelme sertleşmesi ve tekstür sertleşmesi mekanizmalarını araştırmış ve 300-500 MPa çekme mukavemetine sahip magnezyum alaşımları geliştirilmiştir [143–147]. Örneğin, Homma ve arkadaşları Mg-10Gd-5,7Y-1,6Zn-0,6Zr (ağ.%) alaşımının ekstrüzyon sonucu akma dayanımını 419 MPa, çekme dayanımını 461 MPa ve % uzamayı 3,6 bulmuştur ve ekstrüzyon sonrası yaşlandırma ile bu değerler sırasıyla 542 MPa, 473 MPa ve %8' e çıkmıştır [146]. Xu ve arkadaşları, Mg-8,2Gd-3,8Y-1Zn-0,4Zr (ağ.%) alaşımını yüksek oranlarda haddeleme ve peşine yaşlandırma işlemi sonucunda akma dayanımını 426 MPa ve maksimum çekme dayanımını da 517 MPa seviyelerine çıkarmıştır [147]. Bu çalışmada elde edilen döküm sonrası, haddeleme sonrası ve yaşlandırma sonra çekme testi grafikleri Şekil 2.36' da gösterilmektedir.



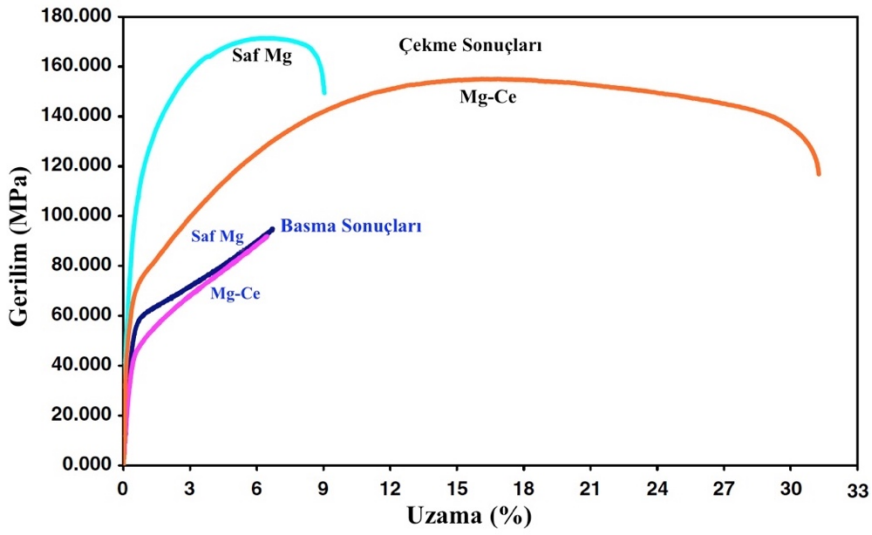
Şekil 2.36. Mg-8,2Gd-3,8Y-1Zn-0,4Zr (ağ.%) alaşımının döküm sonrası, haddeleme sonrası ve haddelemenin peşine yapılan yaşlandırma sonrası çekme testi sonuçları [147].

Ana alaşım olarak Mg-Zn alaşımları şu anda magnezyum sistemleri içindeki en gelecek vaat eden alaşım olarak görülmektedir. Çubuksu MgZn ikili fazları çökelerek dispersiyon sertleşmesine büyük katkı sağlamaktadır [16]. Ticari olarak en yaygın kullanılan Mg-Zn tabanlı magnezyum alaşımı olan ZK60, içerdiği Zr sayesinde döküm esnasında başlayan tane küçültmenin etkisi sonucu hem sünek hem de yüksek dayanımlıdır. Ancak bu alaşımın dayanımı da hedeflenen seviyelerde olmadığından, farklı alaşımlama ile modifiye edilip, dövme proseslerinin ve sonrasında yapılabilecek yaşlandırma işlemlerinin ayarlanması gerekmektedir. Bhattacharjee ve arkadaşları, ZK60 alaşımına ağ.%0,5 Ca ilave ederek ikiz merdanli döküm yöntemi ile üretimi yapmış, solüsyona alıp suni yaşlandırma işlemlerinden sonra akma ve çekme dayanımlarını sırasıyla 286 MPa ve 321 MPa bulmuştur [148]. Aynı yazar, yaptığı diğer bir çalışmada, Mg-6Zn alaşımına Zr ilavesinin bimodal (çift modlu) tane yapısının oluşumuna neden olduğunu ve bu durumunda akma ve çekme dayanımlarını ciddi derecede arttırdığını göstermiştir [149]. Buna ek olarak, Homma ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada, Zr içermeyen Mg-6,6Zn-0,19Ca (ZX) alaşımı sadece 148 MPa akma dayanımı gösterirken, bu alaşıma ağ.%0,84 Zr ilavesi sonucu akma dayanımı 310 MPa seviyelerine çıkmıştır [150]. Buradan da Zr' nin Mg(Zn,Zr) parçacıklarının oluşumundaki etkisi ve bununda yeniden kristalleşmeyi geciktirerek yüksek tabansal tekstüre sahip alt tanelerin oluşumuna neden olduğu anlaşılmaktadır. Mg(Zn,Zr) parçacıklarının oluşturduğu bimodal tane büyümesi ve α-Mg içindeki iyi dağılımı sayesinde Mg-Zn tabanlı alaşımların ekstrüzyon sonucu dayanımını büyük ölçüde arttırılabilmektedir. Mendis ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada ise, ikiz merdaneli döküm ile üretilen ZK60 alaşımına ağ.%0,4 Ag ve ağ.%0,2 Ca eklenerek akma ve çekme dayanımını sırasıyla 325 MPa ve 355 MPa' ya çıkarılmıştır [151]. Ag ve Ca elementlerinin mikroalaşımlama ile ilave edilmesi Mg-Zn-Zr alaşımlarının dayanımlarında, sünekliliklerinde ve yaşladırılabilirliklerinde artış sağlamaktadır [152].

Mg-Zn-Zr tabanlı dövme magnezyum alaşımlarının geliştirilmesinde özellikle son yıllarda nadir toprak elementlerinden (Y, Ce, Gd, La, Nd, Sc, Er vb.) faydalanılmaktadır. Her ne kadar bu elementlerin büyük oranlarda eklenmesi maliyeti ve yoğunluğu arttırsa da mikroalaşımlama seviyelerinde dahi sağladığı olumlu etkilerden dolayı hala araştırma konularında önemli bir yere sahip olup geliştirilmeye

açıktır. Bu elementler ayrı ayrı eklenebildikleri gibi kombineli bir şekilde de eklenebilirler. Stanford yaptığı bir çalışmada magnezyuma ayrı ayrı ikili faz oluşturacak şekilde nadir toprak elementlerinden Ce, La, Y, ve Gd elementlerini ilave etmiş ve bu elementlerin tekstür ve tane küçültme üzerindeki etkilerini karşılaştırmalı olarak incelemiştir [153]. Mikroalaşımlama seviyelerinde bile Ce ve La elementleri tane boyutunu küçültmede ve tekstürü azaltmada Y ve Gd elementlerine göre çok daha etkili olmuştur. Bu farkın sebebi olarak da elementlerin Mg içerisinde farklı çözünebilirliklere sahip olması ve farklı atom boyutlarına sahip olması gösterilmektedir.

Ce ve La nadir toprak elementleri benzer fiziksel karakteristiklere sahiptir ve magnezyum alaşımlarına eklendiğinde de benzer etkiler sağlar [7]. Luo ve arkadaşları, Ce elementini magnezyuma ikili alaşım halinde ilave ederek sünekliliği büyük ölçüde arttırmıştır [154]. Benzer şekilde, Mishra ve arkadaşları saf magnezyuma ağ.%0,2 Ce ilavesinin ekstrüzyon sonrası sünekliliği büyük ölçüde arttırdığını göstermiştir [155]. Süneklilikteki bu artışın temel nedeni Ce ilavesinin taban düzlemi yönlenmesini ekstrüzyon yönüne 40-50° kadarlık açıyla değiştirmesinden kaynaklandığı bildirilmiştir. Şekil 2.37' de bu çalışmada elde edilen çekme ve basma testi grafikleri gösterilmektedir.



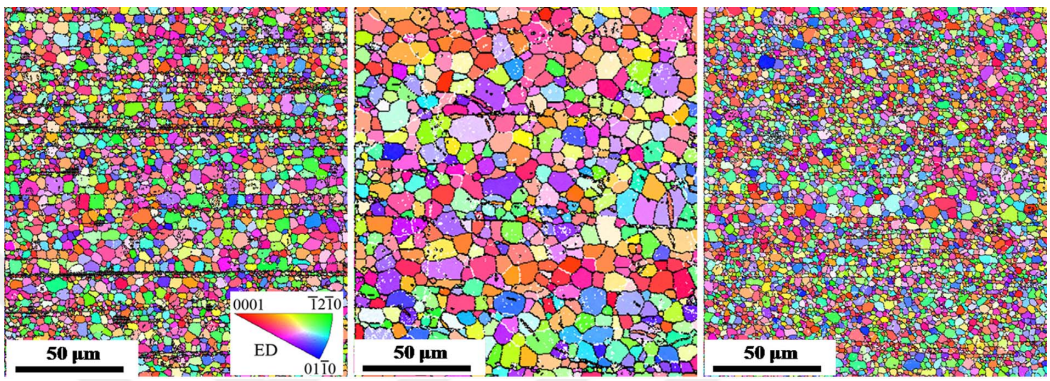
Şekil 2.37. Ekstrüzyon sonrası saf Mg ve Mg-Ce alaşımlarının çekme ve basma testi sonuçları [155].

ZK serisi alaşımlara Ce ilavesinin, ikincil faz oluşumunu MgZn' den $(Mg_{1-x}Zn_x)_{11}Ce$' ye dönüştürdüğünü ve bu sayede ZK alaşımlarının akma ve çekme dayanımı büyük ölçüde arttırdığı başka bir çalışmada gösterilmiştir [156]. ZK serisi alaşımlara Ce ve Y ilavesi kombineli olarak Liu ve arkadaşları tarafından ilave edilmiş ve Ce ve Y ilavesinin tane küçülttüğü ve Mg-Zn-Ce, W-fazı ($Mg_3Zn_3Y_2$) ve I-fazı (Mg_3Zn_6Y) oluşumuna sebep olduğu görülmüştür [157]. Bu çalışmada yaklaşık ağ.%0,3 Y ve ağ.%0,5 Ce içeren ZK40 alaşımı 313 MPa akma dayanımı, 356 MPa maksimum çekme dayanımı ve %12 kopma uzaması göstererek optimum dayanım ve süneklilik elde edilmiştir. Ayrıca Y ve Ce ilavesi arttıkça akma/çekme oranı artmıştır ve deformasyon sertleşmesi oranı azalmıştır. Son yapılan başka bir çalışmada ise Mg-6Zn alaşımına Ce ile birlikte Ca ilavesi yapılmıştır [158]. Hem Ca hem de Ce-Ca ilavesi tane boyutunu küçültmüş, dayanımı arttırmış ve tekstürü azaltmış olsa da, Ce-Ca ilavesi yalnızca Ca ilavesine göre dayanımı arttırmada daha etkili olmuştur.

Magnezyum alaşımlarında La elementi ilavesinin etkilerini inceleyen çalışma sayısı oldukça azdır. La, Ce ile birlikte en düşük maliyetli nadir toprak elementleridir ve bu yüzden bu elementlerin magnezyum alaşımlarına olan etkilerini inceleyen çalışmalar özellikle son yıllarda hız kazanmaya başlamıştır. Mg-La ikili alaşımında, La' nın tane küçültücü, tekstür düşürücü ve dayanımı arttırıcı etkisi Stanford tarafında yapılan çalışmada gösterilmiştir [153]. Du ve arkadaşları Mg-2,5Zn (ağ.%) alaşımına La ve Ca mikroalaşımlaması yaparak (ağ.%0,4 La ve ağ.%0,3 Ca) ucuz ve yüksek dayanımlı magnezyum alaşımı geliştirmiştir [159]. Bu çalışmada üretilen alaşım 325 MPa akma dayanımı, 341 MPa maksimum çekme dayanımı ve %15 kopma uzaması performansı sergilemiştir. Yine Du ve arkadaşları tarafından yapılan başka bir çalışmada Mg-6Zn (ağ.%) alaşımını farklı ağ.%0,2, 0,5 ve 1 oranlarında La ilavesi yapılmış ve düşük La ilavelerinde bile tekstür şiddetinde önemli derecede düşüş göstererek süneklilik artmıştır [160]. La ilavesinin Mg-Zn tabanlı alaşımlara etkisi birçok çalışmada incelenmiş olmasına ragmen ZK serisi alaşımlarda kullanımı şimdiye kadar literatürdeki herhangi bir çalışmada rastlanmamıştır.

Ce ve La elementleri birçok çalışmada Mg-Zn tabanlı alaşımlara birlikte eklenerek sinerjistik etkileri incelenmiştir [161–164]. Zhang ve arkadaşları Ce/La ve Ca elementlerinin ekstrüzyon sonrası Mg-Zn alaşımlarının mikroyapı ve makanik

özelliklerine etkilerini incelemiştir [161]. Bu çalışmada, Ce/La içeren alaşımın Ca içeren alaşımla benzer dayanım gösterdiği ancak Ce/La içeren alaşımın daha yüksek % uzama değerine sahip olduğu ve ayrıca kombineli olarak Ca-Ce/La içeren alaşımın ise diğerlerine göre çok daha üstün mekanik özellikler gösterdiği bildirilmiştir. Şekil 2.38' de Ca, Ce/La ve Ca-Ce/La içeren alaşımların EBSD haritaları görülmektedir.



(a) (b) (c)

Şekil 2.38. Ekstrüzyon sonrası EBSD haritaları. a) Mg-6Zn-1Ca, b) Mg-6Zn-1Ce/La ve c) Mg-6Zn-0,4Ca-0,3Ce/La (ağ.%) [161].

Tong ve arkadaşları Ce/La ilavesinin ekstrüzyon sonrası Mg-Zn-Ca alaşımının mikroyapı, mekanik ve korozyon özelliklerine etkilerini incelemiş ve ağ.%0,5 oranına ilavenin optimum mekanik özellikler sağladığını ancak Ce/La ilavesinin korozyon direncini düşürdüğünü bildirmiştir [162]. Zhang ve arkadaşları Mg-Zn-Ca alaşımına Ce/La ilavesi sonucunda Mg-Zn-Ca üçlü intermetaliğin termal kararlılığının arttığını ve $Ca_2Mg_6Zn_3$/α-Mg ötektik yapısının azalarak Mg_xZn_y-Ca-(Ce/La) fazının arttığını göstermişler [163]. Son yıllarda Fang ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada ise ağ.%1, 2 ve 3 oranlarında Ce/La ilavesinin Mg-Zn-Y alaşımının mekanik özelliklerine etkisi incelenmiş ve oda sıcaklığında ağ.%1 Ce/La ilavesinin en iyi dayanımı sergilediği ancak 200 °C' deki çekme testi sonucunda artan Ce/La ilavesi ile dayanımın da arttığı gösterilmiştir [164]. Bu artışa sebep olarak da yapıda bulunan termal kararlılığı yüksek Mg-Zn-Ce/La ve Mg-Zn-Y üçlü fazları gösterilmiştir.

Mg-Zn tabanlı alaşımlarda oda sıcaklığındaki ve yüksek sıcaklıklardaki dayanımı arttırmak için Y elementi uzun yıllardır kullanılmakta ve halen geliştirilmeye devam etmektedir. Y, Zn ile birlikte bulunduğunda Mg-Zn-Y üçlü fazları olan W-fazı

($Mg_3Zn_3Y_2$), I-fazı (Mg_3Zn_6Y), ve X-fazı ($Mg_{12}ZnY$) oluşturur. Bunlardan özellikle I fazı, yüksek termal kararlılığı, yüksek sertlik, yüksek korozyon direnci, düşük arayüzey enerjisi gibi özelliklerinden dolayı Mg-Zn-Y-Zr alaşımlarında en çok dikkat çeken faz olmuştur. Bu fazların oluşumunda Zn/Y ağrılık oranı büyük önem taşımaktadır ve bu oran arttıkça sırasıyla X, W ve I fazı oluşmaktadır [165]. Zhang ve arkadaşları, farklı itriyum oranlarının (ağ.%0,74, 1,35, 1,72 Y), ZK60 alaşımı üzerindeki etkilerini incelemiştir [166]. Bu çalışmaya göre, ağ.%1,72 Y içeren ZK60 alaşımında I ve W fazları gözlenmiş ve 400 °C' de en yüksek dayanımı göstermiştir. Diğer alaşımlarda ise I fazı ve küçük çökeltiler gözlenmiştir ve ağ.%1,35 Y içeren alaşım, farklı ekstrüzyon sıcaklıklarında ağ.%0,74 Y içeren alaşımdan daha yüksek akma ve çekme dayanımı göstermiştir. Xu ve arkadaşları, ağ.%0-3 oran aralığında Y ilavesinin ZK60 alaşımlarının mekanik özellikleri ve tekstürü üzerindeki etkilerini incelemiştir ve artan Y oranı ile tane boyutunda önemli derecede küçülme gözlenmiştir [167]. Yine bu çalışmada, Y oranı ağ.%2' ye kadar olan ZK60 alaşımında yalnızca I fazı, daha fazla Y eklenmesi ile I ve W fazları gözlenmiştir. En yüksek dayanımı ağ.%1 Y içeren alaşım göstermiştir. Bunun sebebi, başka bir çalışmada gösterilmiş olan Zn/Y oranının 5-7 aralığında olması durumunda mikroyapının yalnızca α-Mg ve I fazlarından oluşmasına dayandırılmaktadır [168]. Ayrıca tekstürde de, artan Y ile parçacık tesirli çekirdeklenme mekanizması sayesinde, bir miktar azalma görülmüştür. Chen ve arkadaşları, Mg-4,7Zn-1,17Y-0,5Zr (ağ.%) alaşımını 250 °C ve 400 °C aralığında 10 mm/s hızlarında ekstrüze etmiştir ve bu alaşımların iyi şekillendirilebilir olduklarını göstermiştir [169]. Ayrıca aynı sıcaklık aralıklarında 25:1 ekstrüzyon oranına kadar mekanik özellikler artmış, ancak 25:1 den 100:1 aralığında mekanik özellikler neredeyse değişmemiştir. Y ilavesinin korozyon üzerinde de olumlu etkileri vardır. Zhang ve arkadaşları, 1,32 Y/Zn sabit oranınında, yapıda yüksek miktarda bulunan süreksiz X fazının ($Mg_{12}YZn$) hem korozyonu hem de dayanımı ciddi derecede arttırdığını göstermiştir [170].

Nd elementinin ZK60 alaşımı üzerindeki etkisi Zhou ve arkadaşları tarafından araştırılmış ve Nd ilavesinin $Mg_{41}Nd_5$ bileşiği oluşturarak tane boyutu ilerlemesini engelleyerek taneleri küçülttüğü ve böylece dayanımı arttırdığı ancak sünekliliği bir miktar düşürdüğü bulunmuştur [171]. Bu çalışmada ayrıca, Nd ile birlikte Y elementi de incelenmiş ve Nd ilavesinin dayanımı arttırmada Y ile birlikte daha etkili olduğu

bulunmuştur. Feng ve arkadaşları Mg–Zn–Y–Nd–Zr alaşımının sönümleme ve mekanik özelliklerini incelemiş ve artan kombineli Nd ve Y ilavesi ile yaşlandırma sonucu dayanım orantılı şekilde artış göstermiştir [172]. Lan ve Huo Mg-3Zn-2Y (ağ.%) alaşımında Y oranını ağ.%1 düşürerek yerine ağ.%1 Nd eklemiş ve döküm halinde bu değişim düşük mekanik özelliklere neden olurken solüsyona alma ve yaşlandırma sonrası mekanik özellikler büyük ölçüde artış göstermiştir. Böylelikle Mg-Zn-Y alaşımına Nd ilavesinin yaşlandırılabilirliği arttırdığı gösterilmiştir [173].

Gd elementinin ağ.%1,3 oranında ZK60 alaşımının mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi He ve arkadaşları tarafından incelenmiştir [174]. Bu çalışmaya göre ağ.%1,3 Gd ilavesi, ZK60 alaşımında matris içindeki Zn'yi harcayarak Mg-Zn-Gd intermetaliği oluşturmuş ve Zn' nin harcanması sonucu alaşımın yaşlandırılabilirliği, akma ve çekme dayanımı düşmüştür. Ancak Gd ilavesi tane boyutunu ciddi derecede düşürdüğü için özellikle yüksek sıcaklık testlerinde bu düşüş dengelenmiş ve % uzama miktarının artması sağlanarak süneklilik de artmıştır. Başka bir çalışmada, düşük seviyelerde (ağ.%0,2, 0,5 ve 0,8) Gd ilavesinin yüksek oranda haddelenmiş ZK60 alaşımına etkisi incelenmiş ve düşük seviyelerde Gd ilavesi bile Mg-Zn-Gd üçlü fazının oluşumuna neden olarak yeniden kristalleşen tanelerin boyutunu küçültmüştür ve tekstürü azaltmıştır [175]. Bu çalışmada, ağ.%0,8 Gd içeren ZK60 alaşımı 327 MPa çekme dayanımı, 242 MPa akma dayanımı ve %22 uzama göstermiştir.

Er ilavesinin ZK serisi alaşımların mikroyapı ve mekanik özelliklere etkilerini inceleyen çalışmaların sayısı oldukça azdır [176–178]. Li ve arkadaşları Er ilavesinin Mg-Zn alaşımının yaşlandırılabilirliği üzerindeki etkilerini incelemiş ve artan Er ilavesi ile yaşlandırılabilirliğin arttığını göstermiştir [176]. Düşük Er ilavesinin ZK90 alaşımının mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi, Zhang ve arkadaşları tarafından incelenmiş ve ağ.%0,5 Er ilavesinin termal kararlılığı yüksek Zn-Er bileşikleri oluşturduğu, deformasyon kabiliyetini arttırdığı, tane boyutunu küçülttüğü ve dayanımı da bir miktar arttırdığı bulunmuştur [177]. Buna ragmen, Chen ve Zhang tarafından son yıllarda yapılan bir çalışmada, ZK60 alaşımına ağ.%0,5, 1, 2 ve 4 oranlarında Er ilavelerinin etkileri incelenmiş ve Er ilavesinin Mg-Zn-Er intermetalikleri oluşturarak Zn' nin Mg içindeki çözünebilirliğini düşürdüğü ve

böylece Zn' den gelen katı çözelti sertleşmesi etkisinin azaldığı ve dayanımda da neredeyse bir değişikliğe sebep olmadığı görülmüştür [178].

Nadir toprak elementlerinin kombineli olarak ZK serisi ekstrüzyon alaşımına ilavesi ve bunun etkilerini inceleyen bir çalışmada, Mg–5,3Zn–1,13Nd–0,51La–0,28Pr–0,79Zr alaşımı üretilmiş ve ekstrüzyon ile küçük taneli mikroyapı ve iyi mekanik özellikler elde edilmiştir. Ekstrüzyon oranının artmasıyla mekanik özelliklerde kayda değer bir gelişme gözlemlenmemiştir [179].

Daha öncede belirtildiği üzere, yüksek oranlarda Gd ve Y ilavesi ve uygun proses koşulları ile çok yüksek dayanımlı magnezyum alaşımları geliştirilmiştir [143,144,146,147]. Zn ilavesi bu alaşımlarda, sünekliliği bir miktar arttırmak için düşük seviyelerde tutulmuştur ve düşük Zn seviyelerinde bile yüzde uzama %5-8 gibi düşük seviyelerdedir. Ayrıca bu alaşımlarda yüksek nadir toprak elementi kullanılması hem maliyeti hem de alaşımın yoğunluğunu büyük ölçüde arttırmaktadır. Bu durum ise yüksek özgül dayanımı ile ön plana çıkan magnezyumun endüstriyel uygulamalarda yer bulmasının önüne geçebilmektedir. Bu sebeple, magnezyum alaşımlarına düşük miktarlarda nadir toprak elementi ilavesi ile yüksek dayanım ve süneklilik elde etmek şu anda en çok üstünde çalışılması gereken konulardan biridir.

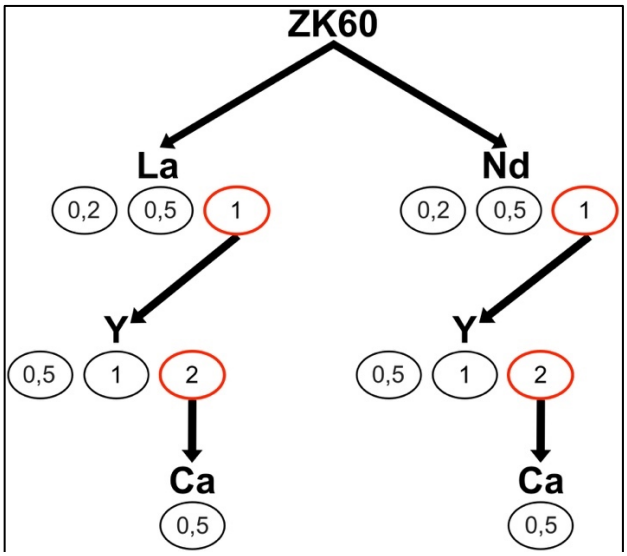
BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada, ZK60 magnezyum alaşımına farklı oranlarda La, Nd, Y ve Ca alaşım elementleri ilave edilerek düşük basınçlı döküm yöntemi ile üretimleri yapılmıştır. Döküm sonrası homojenleştirilen numuneler iki farklı sıcaklıkta ekstrüze edilmiştir. Üretilen alaşımların döküm ve ekstrüzyon sonrası mikroyapı, tekstür, sertlik, çekme, aşınma ve korozyon özellikleri incelenmiştir.

3.1. ALAŞIMLARIN ÜRETİMİ

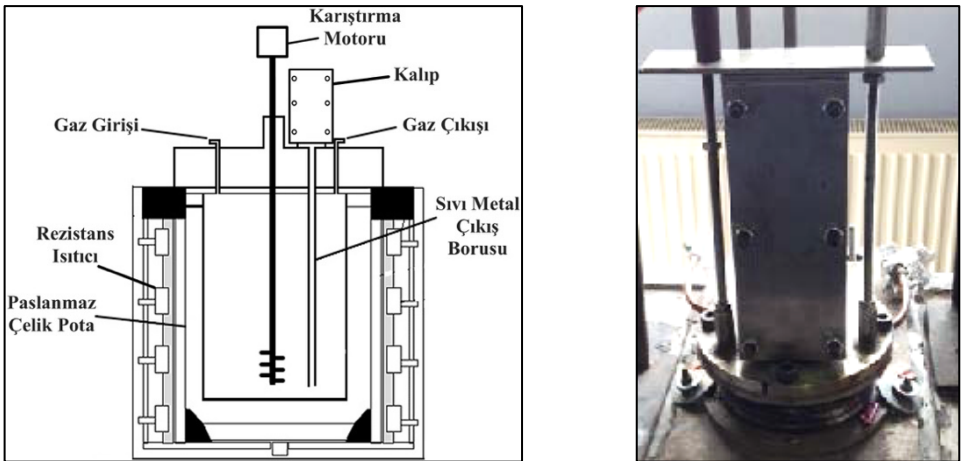
Çalışma kapsamında üretilen ZK60 alaşımları La içerenler ve Nd içerenler olmak üzere iki gruba ayrılmıştır. Öncelikle ZK60 alaşımına ayrı ayrı ağ.%0,2, 0,5 ve 1 oranlarında La ve Nd ilaveleri yapılmış ve daha sonra ağ.%1 La ve ağ.%1 Nd içeren alaşımlara ağ.%0,5, 1 ve 2 oranlarında Y ilavesi yapılmıştır. Son olarak en çok La, Nd ve Y içeren alaşımlara ağ.%0,5 oranında Ca ilavesi yapılmıştır. Şekil 3.1' de kullanılan alaşım elementleri ve oranları gösterilmektedir.



Şekil 3.1. ZK60 alaşımına yapılan alaşımlamalar (ağ.%).

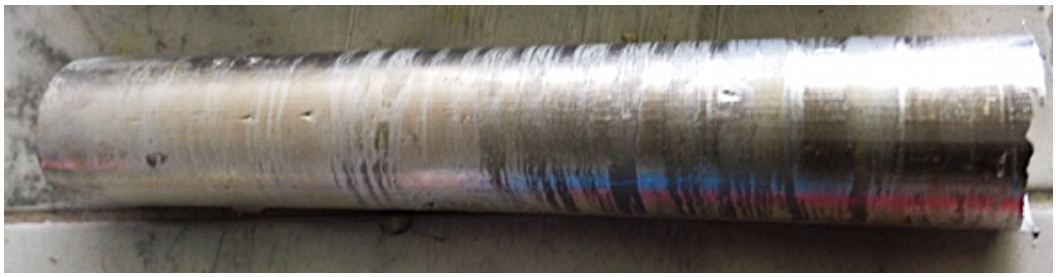
3.1.1. Döküm Yöntemi

Alaşımların üretiminde düşük basınçlı döküm sistemi, Şekil 3.2' de şematik olarak ve döküm öncesi son hali ile gösterilmektedir. Ergitme ocağının dış gövdesi çelik malzeme ile, iç kısmı ise refrakter tuğla ile kaplıdır. Ocak içi sıcaklığı ölçmek için ısıl çift yerleştirilmiştir ve ocak üst kapağına maksimum sızdırmazlık sağlamak için levha şeklinde O-ring yerleştirilmiştir. Magnezyum alaşımlarının ergitimi, ocak içine yerleştirilen paslanmaz çelik pota içerisinde yapılmıştır. Pota içerisindeki eriyiğin karıştırılmasında, paslanmaz çelikten yapılmış pervaneli bir mil kullanılmıştır. Ergitme işlemi esnasında ortamın atmosferle temasını kesmek için pota içerisinde sürekli argon gazı akışı sağlanmıştır. Ergitme ve karıştırma tamamlandıktan sonra, gaz çıkışı engellenerek pota içindeki basınç 2 bar seviyesine çıkarılmış ve basınç farkı ile sıvı metal çıkış borusundan yükselerek 250 °C' ye ısıtılmış ve döküm öncesi iç kısmı CO_2+SF_6 gazına ile doldurulmuş olan silindirik döküm kalıplarına dökümler gerçekleştirilmiştir. Sıvı metal kalıbı doldurduktan sonra basınç altında yaklaşık 2 dakika beklendikten sonra basınç düşürülerek döküm sonlandırılmıştır. Döküm sonrası elde edilen 34 mm çapında 190 mm boyundaki silindirik bir ingot Şekil 3.3’ de gösterilmektedir. Yerçekimi ile döküm sırasında gerçekleşen türbülans ve çalkantı sonucu oluşacak çekme boşlukları, poroziteler, inklüzyonlar gibi döküm hataları, bu sistem ile minimuma indirilmeye çalışılmıştır.



(a) (b)

Şekil 3.2. Düşük basınçlı döküm sistemi. a) şematik ve b) döküm öncesi görüntüsü.



Şekil 3.3. ZK60 alaşımının kalıptan çıktıktan sonraki görüntüsü.

Alaşımların üretiminde, Mg ve Zn saf ingotlar halinde, Zr, La, Nd, Y ve Ca ilaveleri Mg ile oluşturdukları mastar alaşım halinde kullanılmıştır. Saf Mg küçük külçeler halinde BDM Bilginoğlu Döküm firmasından, saf Zn yarım küre şeklinde Ekmekçioğulları Çinko Bakır Kurşun firmasından ve mastar alaşımlar Çin' de bulunan Hunan High Broad New Material firmasından temin edilmiştir. Çizelge 3.1' de dökümde kullanılan saf metallerin ve mastar alaşımların tedarik edildikleri firmalar tarafından yapılan kimyasal analiz sonuçları gösterilmektedir.

Çizelge 3.1. Dökümde kullanılan saf metal ve mastar alaşımların kimyasal bileşimleri.

Metal	**Kimyasal Bileşim (ağ.%)**											
	Zn	Zr	La	Nd	Y	Ca	Fe	Ni	Cu	Al	Mn	Mg
Saf Mg	-	-	-	-	-	-	0,004	0,001	0,003	0,006	0,01	Kalan
Saf Zn	Kalan	-	-	-	-	-	0,002	-	0,001	0,001	-	0,001
Mg-30Zr	-	29,7	-	-	-	-	0,01	0,001	0,001	0,003	0,002	Kalan
Mg-30La	-	-	29,1	-	-	-	0,012	0,001	0,006	-	0,01	Kalan
Mg-25Nd	-	-	-	25,4	-	-	0,018	0,001	0,001	0,001	0,005	Kalan
Mg-30Y	-	-	-	-	30,1	-	0,017	0,002	0,001	0,003	0,005	Kalan
Mg-25Ca	-	-	-	-	-	25,2	0,001	0,001	0,001	0,012	0,011	Kalan

Döküm işleminde, öncelikle fırın içindeki çelik pota saf Mg ile yüklenmiştir ve sızdırmazlık sağlayan kapak sıkıca kapatılmıştır. Fırın sıcaklığı 775 °C' ye ayarlandıktan sonra sistem içerisine argon gaz akışı sağlanmıştır. Fırın 775 °C' ye çıktıktan sonra tam ergimenin gerçekleştiğinden emin olunması için ergiyik yaklaşık 1 saat bu sıcaklıkta bekletilmiştir. Alaşımlamalar iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada saf Zn ve Zr içermeyen bütün mastar alaşımlar küçük parçalar halinde

pota içerisine atılmıştır ve daha sonra 15 dakika boyunca motorlu karıştırıcı ile sürekli karıştırılmıştır. Karıştırma bittikten sonra 10 dakika daha aynı sıcaklıkta hiçbir işlem yapılmadan bekletilmiştir. İkinci aşamada, çok küçük parçalara ayrılmış ve 200 °C' ye ısıtılmış olan Mg-30Zr (ağ.%) mastar alaşımı pota içerisine atılmıştır ve ergiyik 3 dakika daha sürekli olarak karıştırılmıştır. Bu işlemden hemen sonra, önceden 700 °C' ye başka bir fırında ısıtılmış olan sıvı metal çıkış borusu ve bu borunun üzerine 250 °C' ye ısıtılmış kalıp monte edilmiş ve sistem içerisine basınç verilerek dökümler gerçekleştirilmiştir. Her bir alaşımdan toplamda 1600 gr potaya yükleme yapılmıştır ve Şekil 3.3' de görülen silindirik ingotlardan 3' er adet elde edilmiştir.

3.1.2. Homojenleştirme

Döküm sonrası yapıda oluşabilen mikrosegregasyonların ve ekstrüzyon sırasında sorun çıkarabilen termal kararlılığı düşük ikincil fazların matris fazı içinde çözünmesini sağlama amacıyla ekstrüzyon öncesi bütün alaşımlara homojenleştirme ısıl işlemi uygulanmıştır. Döküm ingotlar alüminyum folyo ile sıkıca sarıldıktan sonra SiO_2+Grafit kum karışımı içine gömülmüştür ve 400 °C' de 24 saat boyunca bekletilmiştir. Homojenleştirilmiş yapıyı koruma amacıyla, fırından çıkarılan numuneler direkt olarak suya daldırılarak soğutulmuştur.

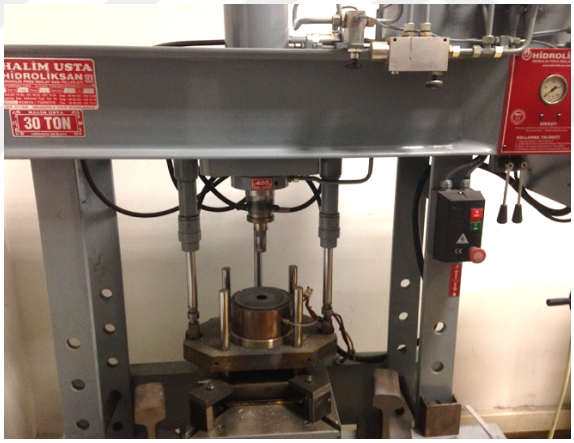
3.1.3. Ekstrüzyon

Alaşımların ekstrüzyonu Şekil 3.4' de gösterilen hidrolik pres yardımı ile yapılmıştır. Ekstrüzyon kalıpları kelepçe rezistanslar ile ısıtılıp, sıcaklık kontrolü prese bağlantılı ünite ile sağlanmıştır. Her bir alaşımın ekstrüzyon işlemi 300 °C ve 400 °C olmak üzere iki farklı sıcaklıkta yapılmıştır. Ekstrüzyon öncesinde öncelikle biyet, kalıp içi ve zımba Şekil 3.5' de gösterilen ısıya dayanıklı Molykote marka MoS_2 bazlı sprey yağlayıcı ile yağlanmıştır. Daha sonra kalıp, ekstrüzyon sıcaklığına ayarlanmış ve biyetler de başka bir fırında yine ekstrüzyon sıcaklığına kadar önceden ısıtılmıştır. Biyet fırından kalıp içerisine alındıktan sonra taşıma sırasında oluşan sıcaklık kaybını gidermesi için 15 dakika daha burada bekletilmiştir. Kalıp ve biyetin istenilen ekstrüzyon sıcaklığına geldiğinden emin olmak için kızılötesi lazer termometre ile sıcaklıkları ekstrüzyon öncesinde belli aralıklarda ölçülmüştür. İstenilen ekstrüzyon

sıcaklığına ulaştıktan sonra, prese bağlı olan zımba 0,3 mm/s hızında aşağı yönde hareket ettirilmiş ve 90° açıya sahip kalıp içerisinde bulunan 32 mm çapa ve 30 mm boya sahip silindirik biyete baskı uygulayarak Şekil 3.6' da gösterilen 8 mm çapa sahip silindirik ekstrüzyon numuneleri elde edilmiştir. Ekstrüzyon oranı (EO) aşağıdaki formülle hesaplanmıştır.

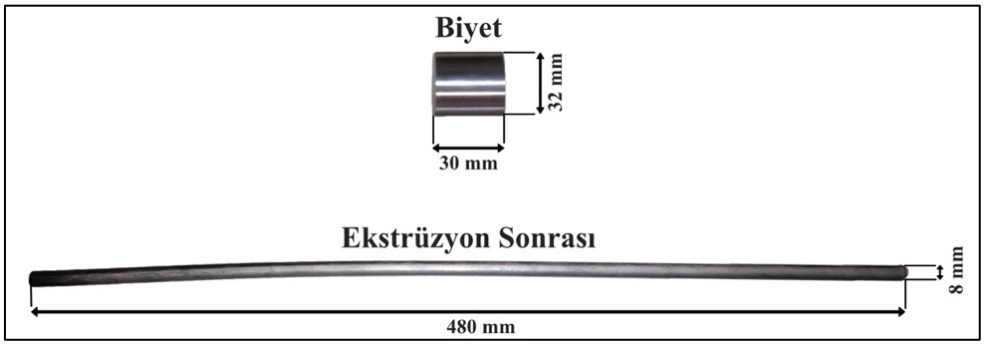
$$EO = \frac{A_0}{A_s} \tag{3.1}$$

burada A_0 biyetin kesit alanı, A_s ekstrüzyon sonrası elde edilen numunenin kesit alanıdır. Bu çalışmada yapılan bütün ekstrüzyon işlemlerinde biyet çapı 32 mm ve ekstrüzyon çıkış çapı 8 mm kullanıldığından Eşitlik 3.1' e göre 16:1 ekstrüzyon oranında kullanılmıştır.



Şekil 3.4. Ekstrüzyon düzeneğinin görüntüsü.

Şekil 3.5. Ekstrüzyon işleminde kullanılan MoS_2 bazlı sprey yağlayıcı.



Şekil 3.6. Ekstrüzyon öncesi ve sonrası elde edilen numunelerin boyutları.

3.2. ALAŞIMLARIN KARAKTERİZASYONU

Üretilen alaşımların döküm sonrası, homojenleştirme sonrası ve ekstrüzyon sonrası mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Tekstür incelemeleri yalnızca ekstrüzyon sonrası numunelere uygulanmıştır. Çekme, aşınma ve korozyon deneyleri ise hem döküm hem de ekstrüzyon numunelerine uygulanmıştır.

3.2.1. XRF Analizi

Üretilen alaşımların döküm sonrası kimyasal bileşimleri XRF (X-Işınları Floresans) yöntemi ile Rigaku ZSX Primus II marka cihaz kullanılarak belirlenmiştir. Bu yöntemde floresans adı verilen her bir elemente özgü farklı dalgaboylarına sahip ikincil ışımalardan faydalanarak alaşım elementlerinin ağ.%oranları belirlenmiştir.

3.2.2. Mikroyapı Karakterizasyonu

Üretilen alaşımların mikroyapı görüntüleri optik mikroskop ve SEM (Taramalı Elektron Mikroskobu) ile, bileşen fazların tayini XRD (X-Işınları Kırınımı) yöntemi ile ve ekstrüzyon sonrası tekstür incelemeleri de yine XRD yöntemi ile yapılmıştır.

3.2.2.1. XRD Analizi

Döküm sonrası bütün numunelerin XRD profilleri Rigaku Ultima IV marka cihaz ile 10°-90° tarama açısı aralığında ve 3 °/dakika tarama hızında elde edilmiştir. XRD

profillerindeki pikler standart kartlar ile karşılaştırılarak döküm sonrası yapıda bulunan bileşen fazlar belirlenmiştir.

3.2.2.2. Metalografik İncelemeler

Üretilen her bir alaşımın döküm, homojenleştirme ve ekstrüzyon sonrası mikroyapı görüntüleri Nikon marka optik mikroskop ve EDS (enerji dağılımlı spektroskopi) donanımlı Carl Zeiss Ultra Plus Gemini marka SEM cihazı ile alınmıştır. Bütün numuneler görüntü alma öncesi uygun boyutlarda kesilip, epoksi reçine ve sertleştirici karışımı ile silindirik biçimde soğuk kalıba alınmıştır. Daha sonra Mikrotest marka zımparalama ve parlatma cihazında standart metalografik prosedür uygulanarak yüzeyler dağlama için uygun hale getirilmiştir. Dağlama işlemi için 6 gr pikrik asit, 5 ml asetik asit, 10 ml saf su ve 100 ml etil alkol karışımı kullanılmıştır.

Tane boyutu analizi ASTM E112 standardına uygun olarak lineer kesişim yöntemi ile her bir alaşımın 6 farklı mikroyapı görüntüsü incelenerek yapılmıştır [180]. Döküm ve homojenleştirme sonrası yapıda bulunan ikincil fazların hacim oranı Image-J programı yardımı ile belirlenmiştir.

3.2.2.3. Tekstür Analizi

Ekstrüzyon sonrası çoğunlukla ekstrüzyon yönüne paralel kesitte gelişen tekstür analizleri XRD yöntemi ile yapılmıştır. Bu yöntemin çalışma prensibi Bölüm 2.2.8' de detaylı olarak açıklanmıştır. Ekstrüzyon yönüne paralel yüzeydeki (0002) ve $(10\bar{1}0)$ düzlemlerinin yoğunlukları XRD yöntemi ile ölçülmüş ve ham veriler MATLAB programında çalışan MTEX eklentisi yardımı ile tekrar hesaplanarak her bir düzlem için pole figure haritaları oluşturulmuştur.

3.2.3. Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu

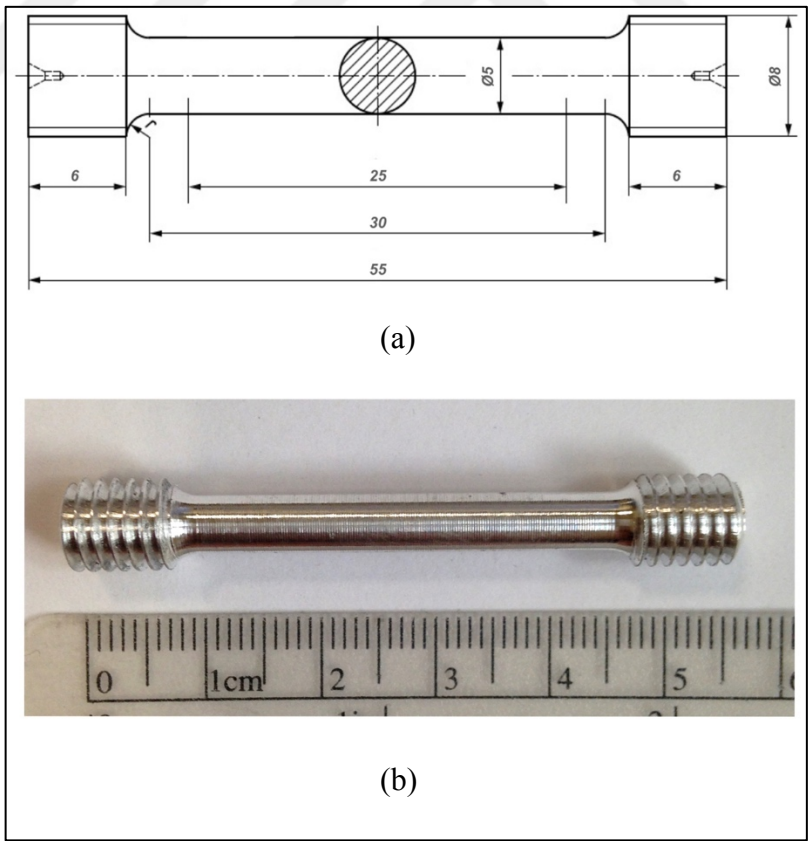
Döküm sonrası ve ekstrüzyon sonrası bütün alaşımların oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri, sertlik ve çekme testleri ile tayin edilmiştir.

3.2.3.1. Sertlik Testi

Metalografik olarak hazırlanan numunelerin sertlikleri Vickers sertlik testi ile belirlenmiştir. Vickers sertlik deneyinde piramit şekilli batıcı uç 0,5 kg yük altında 15 saniye boyunca bekletilmiş ve iz çapları ölçülerek sertlik değerleri hesaplanmıştır.

3.2.3.2. Çekme Testi

Döküm ve ekstrüzyon sonrası numunelerin çekme numuneleri ISO 6892-1 standartına göre Şekil 3.7' de gösterildiği gibi hazırlanmıştır [181]. Döküm sonrası elde edilen silindirik ingotlar uzunlamasına 4 parçaya ayrıldıktan sonra her bir çeyrek dilimden çekme numuneleri çıkarılmıştır. Böylelikle hem birbirine eşit ve minimum hata içeren çekme numuneleri elde edilmiştir. Ekstrüzyon sonrası, ekstrüzyon yönüne paralel kesitten numuneler kesilip direkt olarak işlenmiştir.



Şekil 3.7. İki tarafı vidalı çekme numunesi. a) teknik resmi ve b) numune işlendikten sonraki görüntüsü.

Bütün çekme testleri Zwick/Roell Z600 çekme cihazında, $1,67x10^{-3}$ s^{-1} çekme hızında ve oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Her bir numuneden en az 3 adet çekme testi yapılmıştır. Her bir numunenin çekme testi sonrası kırık yüzeyleri SEM ile incelenip kırılma mekanizmaları belirlenmiştir.

3.2.4. Korozyon Özelliklerinin Karakterizasyonu

Döküm ve ekstrüzyon numunelerinin korozyon özelliklerinin karakterizasyonu tuzlu çözelti içinde sabit daldırma ve elektrokimyasal potansiyodinamik polarizasyon testleri ile yapılmıştır. Her iki korozyon testi için, numunelerin yüzeyleri 1200 numaralık zımparaya kadar zımparalanmış ve yüzeylerde kalıntı, boşluk vb. gibi korozyon hızını etkileyebilecek faktörler giderilmiştir.

3.2.4.1. Daldırma Testi

Daldırma testi numuneleri 8 mm çapa ve 15 mm boya sahip olacak şekilde silindirik olarak döküm ve ekstrüzyon numunelerinden çıkarılmış ve yüzeyleri zımparalanıp ultrasonik cihaz içerisinde saf su ile temizlenmiştir. Numunelerin yüzey alanları hesaplanıp, daldırma öncesi ilk ağırlıkları 0,0001 gr hassasiyete sahip terazi ile ölçüldükten sonra cam kavanozlara eşit miktarda konulan %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde file yardımı ile asılı şekilde bırakılmıştır. Daldırılan numuneler 3, 6, 9, 12, 24, 48 ve 72 saat aralıklarında çözeltiden çıkarılıp yüzeyleri temizlendikten sonra ağrılıkları ölçülüp kayıt edilmiştir. Her bir saat aralığında oluşan yüzeydeki korozyon ürünleri, 180 gr/L oranında saf su içerisinde hazırlanan kromik asit çözeltisi içerisinde numunelerin 10 dakika bekletilmesi ile temizlenmiştir. Numuneler daha sonra ultrasonik olarak alkol ile temizlenip tekrar %3,5 NaCl çözeltisi içerisine daldırılmıştır. Her bir saat için ağırlık kayıpları hesaplanıp toplamdaki ortalama korozyon hızları belirlenmiştir. Her bir numuneden 3 adet daldırma korozyon testi yapılmış ve bulunan sonuçların ortalaması alınmıştır.

72 saat daldırma testi sonunda her bir numunenin korozyona uğramış yüzeylerinin görüntüleri SEM ile alınıp, korozyon mekanizmaları detaylı olarak incelenmiştir.

3.2.4.1. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi

Potansiyodinamik polarizasyon testi için öncelikle döküm numuneleri çekme numunelerinin alındığı ingot yarıçapının orta kesitinden alınmıştır ve ekstrüzyon numunleri de hem ekstrüzyon yönüne paralel kesitten hem de ekstrüzyon yönüne dik kesitten alınmıştır. Numuneler bakır tele sarıldıktan sonra epoksi reçine içine gömülmüştür. Test edilecek yüzey zımparalanıp temizlendikten sonra 0,25 cm^2 alana sahip yuvarlak boşluklu güçlü yapışkanlı bir bant numune yüzeyine yapıştırılmış ve sonuç olarak bütün numunelerin korozyon testleri eşit alanda yapılıp, epoksi birleşim yerlerinden oluşabilecek korozyon testine olumsuz etkiler giderilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon testleri oda sıcaklığında, %3,5 NaCl çözeltisi içerisinde, bilgisayar kontrollü DC105 korozyon analizine sahip Gamry model PC4/300 mA potansiyostat/galvanostat ile yapılmıştır. Karşıt elektrot olarak grafit çubuk, referans elektrot olarak doymuş kalomel elektrot (SCE) ve çalışma elektrodu olarak numune yüzeyinin bulunduğu klasik üç elektrotlu hücre kullanılmıştır. Polarizasyon eğrileri, 1 $mV.s^{-1}$ tarama hızında, -0,25 V (vs. açık devre potansiyeli, E_{oc}) +0,25 V (vs. E_{oc}) aralığında tarama ile oluşturulmuştur. Her bir parametre için 3 adet potansiyodinamik polarizasyon testi yapılmış ve bulunan sonuçların ortalaması alınmıştır.

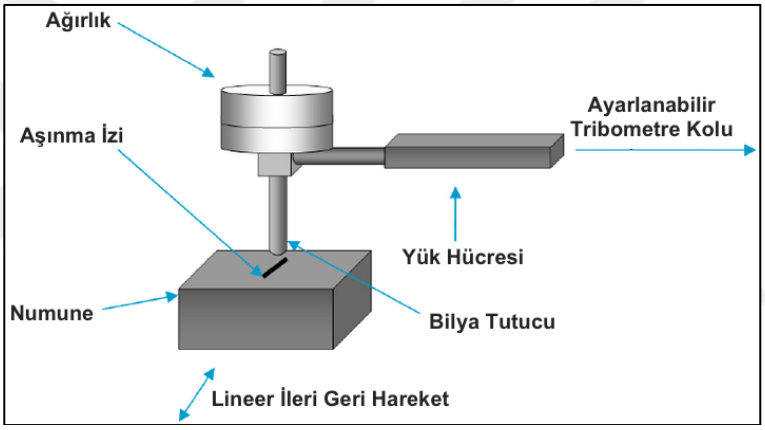
3.2.5. Aşınma Testi

Döküm ve ekstrüzyon numunelerinin aşınma testleri, Şekil 3.8' de şematik olarak gösterilen ileri-geri aşınma test cihazında sabit yük altında, sabit hızda ve sabit mesafede ölçülmüştür. Aşınma testi öncesi numuneler cihazdaki numune yatağına uygun gelecek şekilde kesilip yüzeyleri 1200 numaralık zımparaya kadar zımparalanıp alkol ile temizlenmiştir. Aşınma testleri 20N yük altında, 0,1 m/s kayma hızında ve toplamda 1000 m kayma mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Aşınma sırasında sürtünme kuvveti, tribometre koluna bağlı olan yük hücresi ile ölçülüp anlık olarak bilgisayara kaydedilmiştir. Batıcı uç malzemesi olarak AISI 52100 kalite yüksek sertlikte çelik bilya kullanılmıştır. Test sonrası aşınma derinlikleri Mitutoyo SJ-410 marka yüzey pürüzlülüğü ölçme cihazı ile ISO 1997 standardına uygun olarak 2 μm standart prob

ile ölçülüp, her bir numunenin aşınma hacim kayıpları aşağıdaki formüle göre hesaplanmıştır.

$$V_w(mm^3) = \frac{2ab}{3}c \tag{3.2}$$

burada, V_w aşınma hacim kaybı, c, iz uzunluğu, a, iz genişliği ve b, iz derinliğidir. Buradan hesaplanan hacim kayıplarının toplam mesafeye oranından ise aşınma hızları hesaplanmıştır. Aşınan yüzeyler SEM ile detaylı olarak incelenip aşınma mekanizmaları belirlenmiştir. Her bir numuneden 3 adet aşınma testi yapılmış ve bulunan sonuçların ortalaması alınmıştır.



Şekil 3.8. İleri-geri aşınma testi cihazının şematik gösterimi.

BÖLÜM 4

DENEYSEL SONUÇLAR

4.1. ALAŞIMLARIN KİMYASAL BİLEŞİMİ

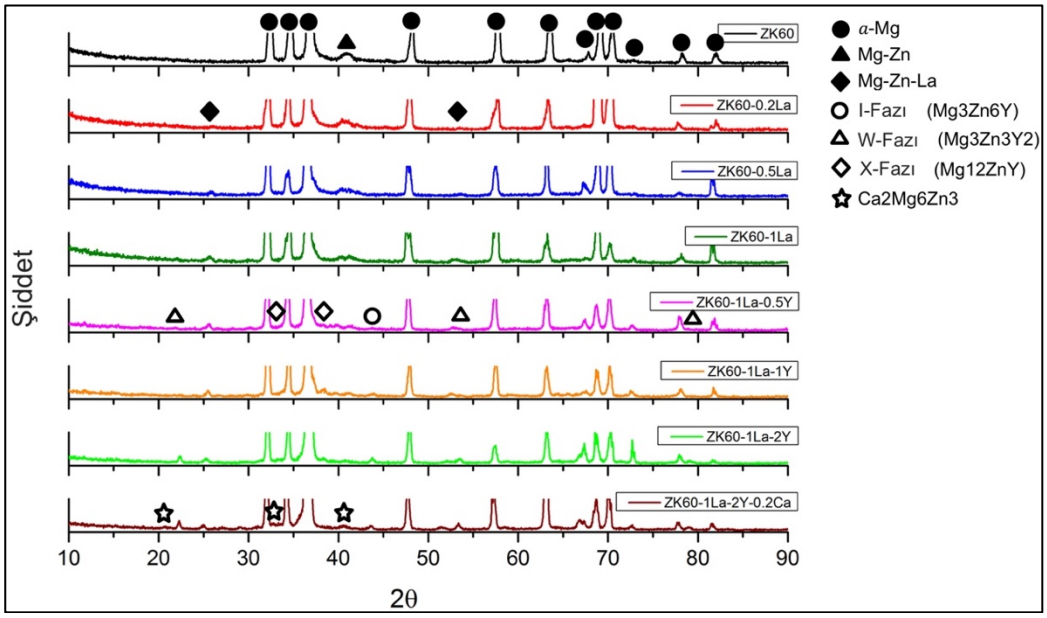
Alaşımların döküm sonrası yapılan XRF testleri sonucunda elde edilen kimyasal bileşimleri Çizelge 4.1' de görülmektedir. Ana alaşım elementleri olan Zn ve Zr bileşimlerinde küçük farklılıklar görülse de, bütün alaşımlarda ZK60 alaşımı için elde edilmesi planlanan ağ.%6 Zn ve ağ.%0,5 Zr değerlerine ulaşılmıştır. La, Nd, Y ve Ca elementlerinin miktarı da istenilen değerlerde elde edilmiştir.

Çizelge 4.1. Üretilen alaşımların kimyasal bileşimleri.

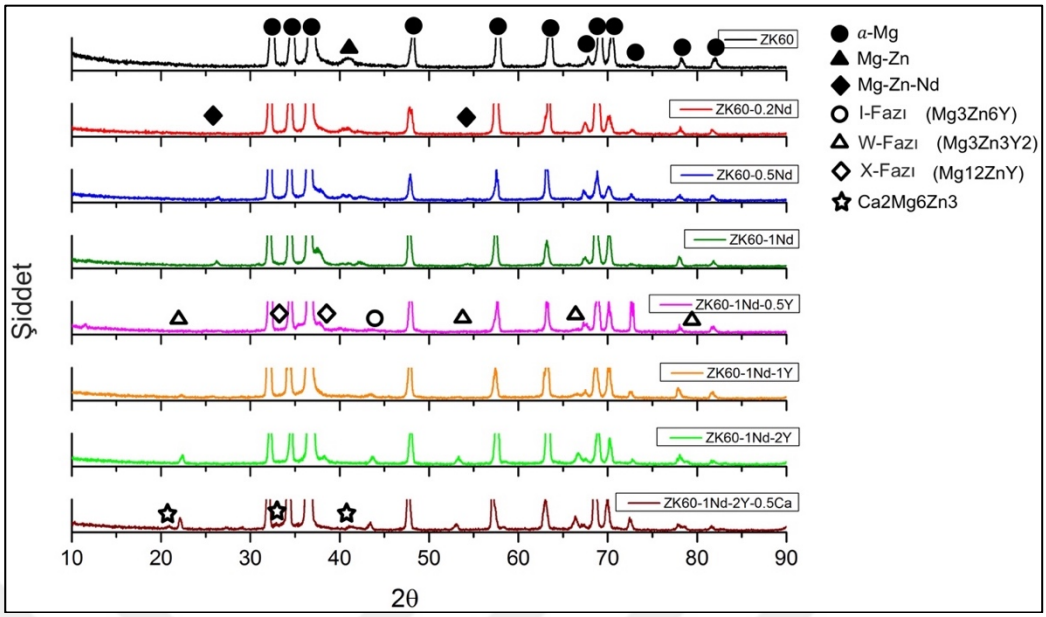
Alaşım	**Kimyasal Bileşim (ağ.%)**									
	Zn	Zr	La	Nd	Y	Ca	Fe	Ni	Cu	Mg
ZK60	6,314	0,563	-	-	-	0,005	0,006	0,008	0,004	Kalan
ZK60-0.2La	6,154	0,507	0,227	-	-	0,011	0,003	0,009	0,006	Kalan
ZK60-0.5La	6,185	0,524	0,540	-	-	0,007	0,005	0,011	0,005	Kalan
ZK60-1La	6,229	0,559	1,122	-	-	0,015	0,003	0,004	0,005	Kalan
ZK60-1La-0.5Y	6,115	0,478	1,189	-	0,578	0,016	0,006	0,009	0,002	Kalan
ZK60-1La-1Y	5,897	0,509	1,087	-	1,190	0,009	0,008	0,006	0,003	Kalan
ZK60-1La-2Y	6,078	0,548	1,152	-	1,972	0,008	0,007	0,006	0,011	Kalan
ZK60-1La-2Y-0.5Ca	6,176	0,557	1,075	-	2,167	0,565	0,003	0,005	0,007	Kalan
ZK60-0.2Nd	6,256	0,523	-	0,255	-	0,018	0,006	0,002	0,006	Kalan
ZK60-0.5Nd	6,182	0,515	-	0,590	-	0,010	0,006	0,010	0,003	Kalan
ZK60-1Nd	5,914	0,490	-	0,977	-	0,014	0,004	0,008	0,002	Kalan
ZK60-1Nd-0.5Y	6,276	0,512	-	1,102	0,516	0,014	0,008	0,007	0,006	Kalan
ZK60-1Nd-1Y	5,907	0,508	-	1,109	1,164	0,009	0,001	0,007	0,005	Kalan
ZK60-1Nd-2Y	6,007	0,501	-	1,056	2,054	0,011	0,002	0,006	0,003	Kalan
ZK60-1Nd-2Y-0.5Ca	6,109	0,490	-	1,184	2,150	0,559	0,004	0,006	0,003	Kalan

4.2. XRD SONUÇLARI

Şekil 4.1 ve 4.2 döküm sonrası sırasıyla La ve Nd içeren alaşımların XRD paternlerini göstermektedir. Karşılaştırma yapmak amacıyla her iki grafikte de ZK60 alaşımının XRD analizi verilmiştir. ZK60 alaşımına ait piklerin sadece α-Mg ve Mg-Zn ikili fazına ait olduğu görülmektedir. La ve Nd ilaveleri ağ.%0,2' den ağ.%1' e arttıkça 25° ve 52° açılarda yeni pikler belirginleşmektedir. Bu pikler XRD standart kartlarında tanımlanamadığından, literatürdeki çalışmalara göre bu piklerin Mg-Zn-RE üçlü fazına ait olduğu belirlenmiştir [156,159,162,172]. Diğer bir deyişle, bu pikler Şekil 4.1' de görülen La içeren alaşımlarda Mg-Zn-La üçlü fazını, Şekil 4.2' de görülen Nd içeren alaşımlarda ise Mg-Zn-Nd üçlü fazının varlığını göstermektedir. Mg-Zn-La ve Mg-Zn-Nd pikleri karşılaştırıldığında Mg-Zn-La piklerinin bir miktar daha şiddetli olduğu görülebilir. Buna sebep olarak, La' nın Mg içerisinde çözünebilirliğinin Nd' den daha düşük olması ve üçlü faz oluşumuna daha eğilimli olması gösterilebilir. Artan Y ilavesi ile her iki alaşım grubunda da I-fazı, W-fazı ve X-fazı olmak üzere üç farklı denge Mg-Zn-Y üçlü fazına ait pikler belirginleşmiştir. Şekil 4.1 ve 4.2' deki Mg-Zn-Y piklerine bakıldığında Y içeren alaşımlarda W-fazının, I-fazından ve X fazından daha çok bulunduğu anlaşılabilir. Ca ilavesi ile $Ca_2Mg_6Zn_3$ intermetaliğine ait küçük pikler her iki alaşım grubunda da gözlenmiştir.



Şekil 4.1. La içeren alaşımların XRD sonuçları.



Şekil 4.2. Nd içeren alaşımların XRD sonuçları.

4.3. MİKROYAPI SONUÇLARI

4.3.1. Optik Mikroyapı Görüntüleri

4.3.1.1. Döküm Sonrası

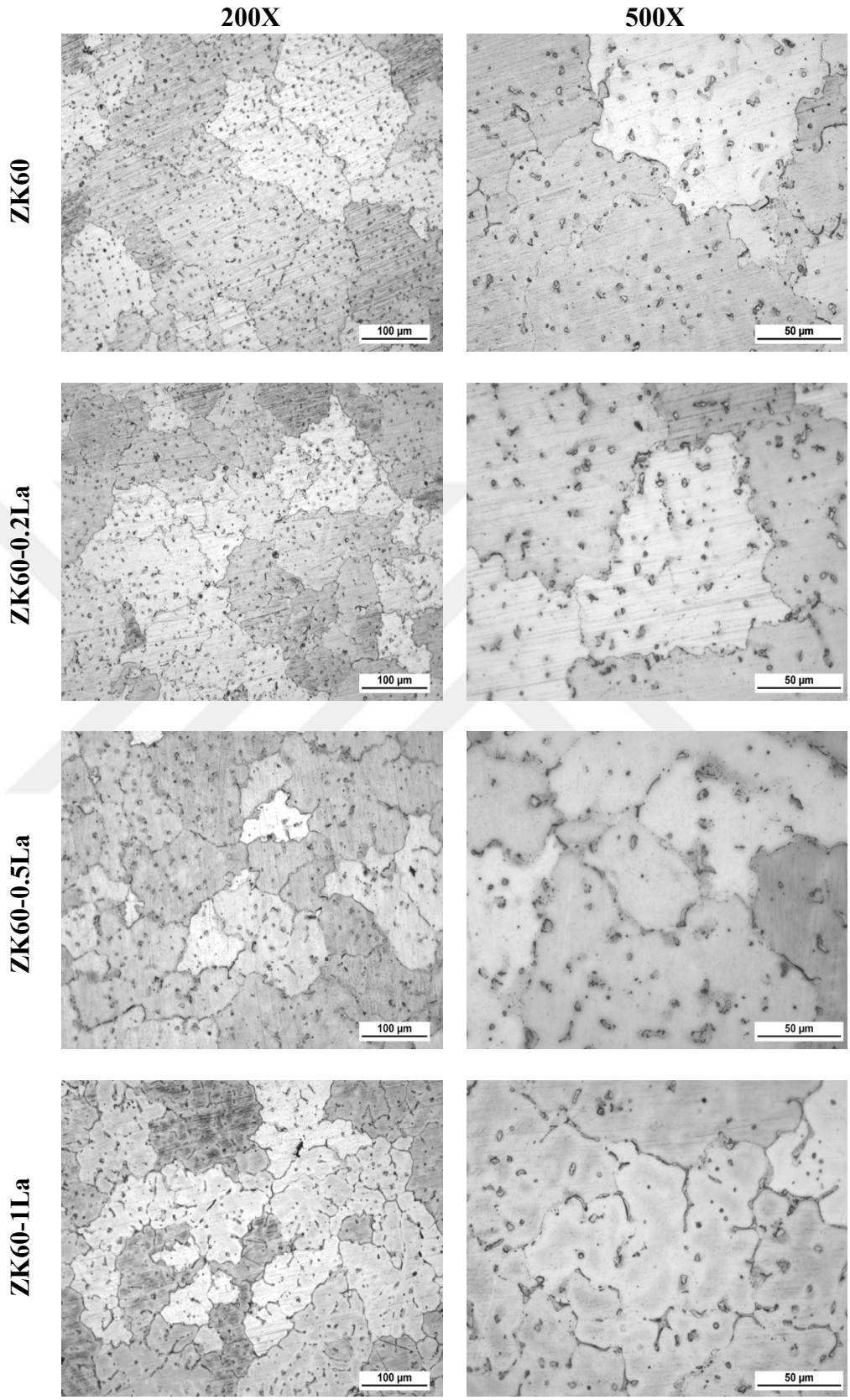
Şekil 4.3-4.6' da alaşımların döküm sonrası optik mikroskop görüntüleri gösterilmektedir. ZK60 alaşımının döküm mikroyapısı, birincil kaba α-Mg taneleri ve birbirinden ayrık, küresele benzer intermetalik fazlardan meydana gelmektedir. Mg, Zn ve Zr elementlerinin denge halinde üçlü bir intermetalik oluşturmadığı bilinmektedir [27]. ZK60 mikroyapısındaki bu intermetalik fazların çoğunun, Şekil 2.7' deki Mg-Zn ikili faz diyagramına göre ve Şekil 4.1' deki XRD sonuçlarına göre Mg-Zn ikili intermetalik fazlarından meydana geldiği söylenebilir. Ancak bir sonraki bölümdeki SEM incelemelerinde gösterildiği gibi Zn-Zr ikili fazları da döküm sonrası ZK60 alaşımında bir miktar bulunmaktadır.

Şekil 4.3' de artan La ilavesi ile ZK60 alaşımında döküm sonrası α-Mg tane boyutunun etkili bir şekilde inceltildiği ve intermetalik fazların önemli derecede artış gösterdiği görülmektedir. ZK60 alaşımındaki birbirinden ayrık, küresele yakın şekilli ikincil

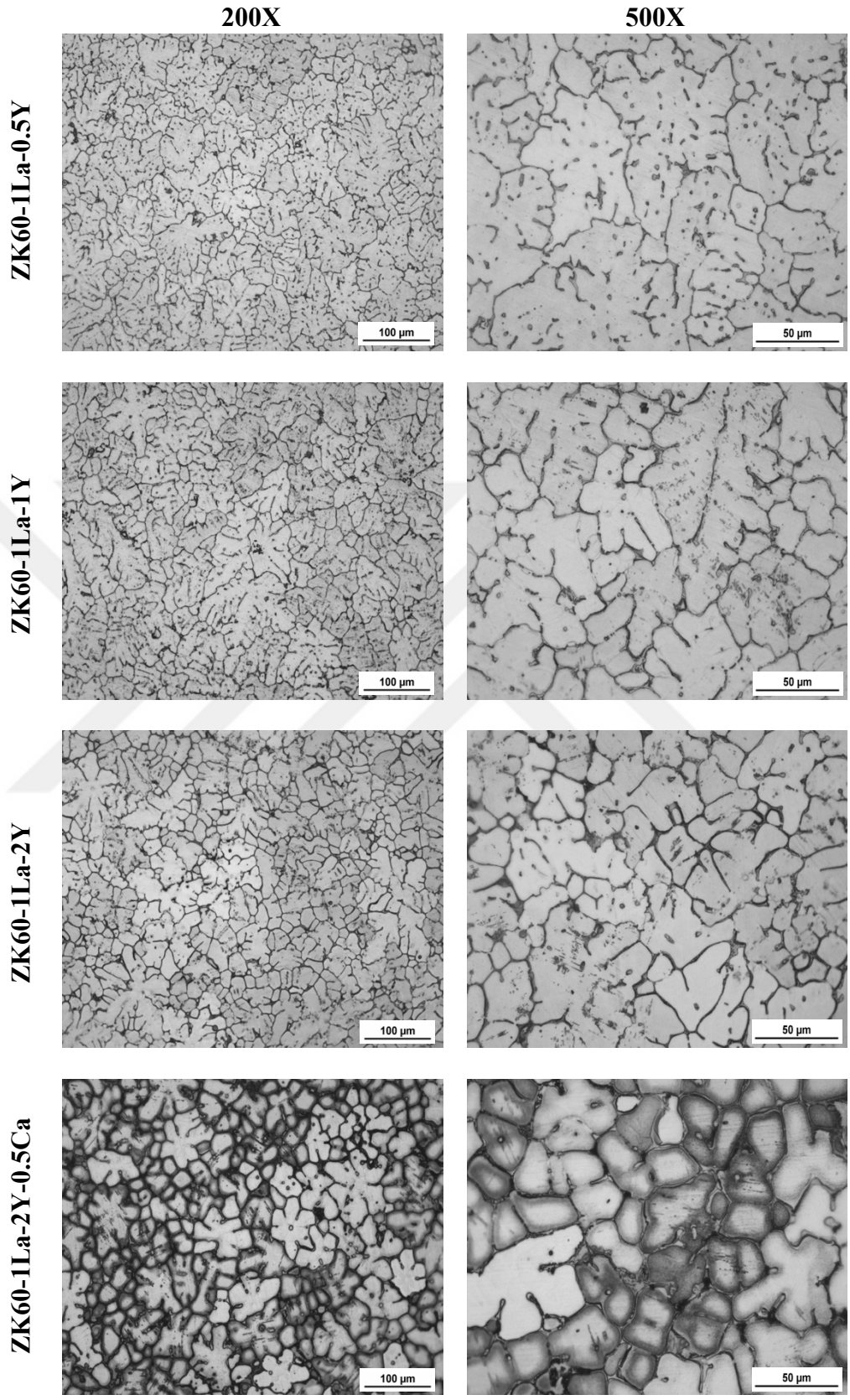
fazlar, artan La oranı ile çubuksu şekile geçerek tane sınırlarında birbiri ile birleşmiş ve sürekliye yakın bir görüntü oluşturmuştur. Bu fazların çoğunlukla Şekil 4.1' deki XRD sonuçlarına göre Mg-Zn-La üçlü fazlarına ait olduğu söylenebilir.

Şekil 4.4' de ağ.%1 La içeren ZK60 alaşımına Y ve Ca ilavelerinin ikincil fazların yapısını tamamen sürekli bir hale dönüştürerek bütün mikroyapıda ağsı bir yapı meydana getirdiği görülmektedir. I, W ve X fazları olarak adlandırılan farklı bileşimlerdeki Mg-Zn-Y intermetaliklerinin ve hali hazırda bulunan Mg-Zn-La intermetaliği bu sürekli yapının oluşumuna neden olmuştur. Artan Y ilavesi ile ikincil fazların oranı ciddi derecede artmıştır. ZK60-1La-2Y alaşımına yapılan ağ.%0,5 Ca ilavesi ile de tane sınırlarında daha kaba ikincil fazlar meydana gelmiş ve ayrıca bu fazlara yakın bölgelerde mikrosegregasyon olduğu düşünülen gri renkli bölgeler oluşmuştur.

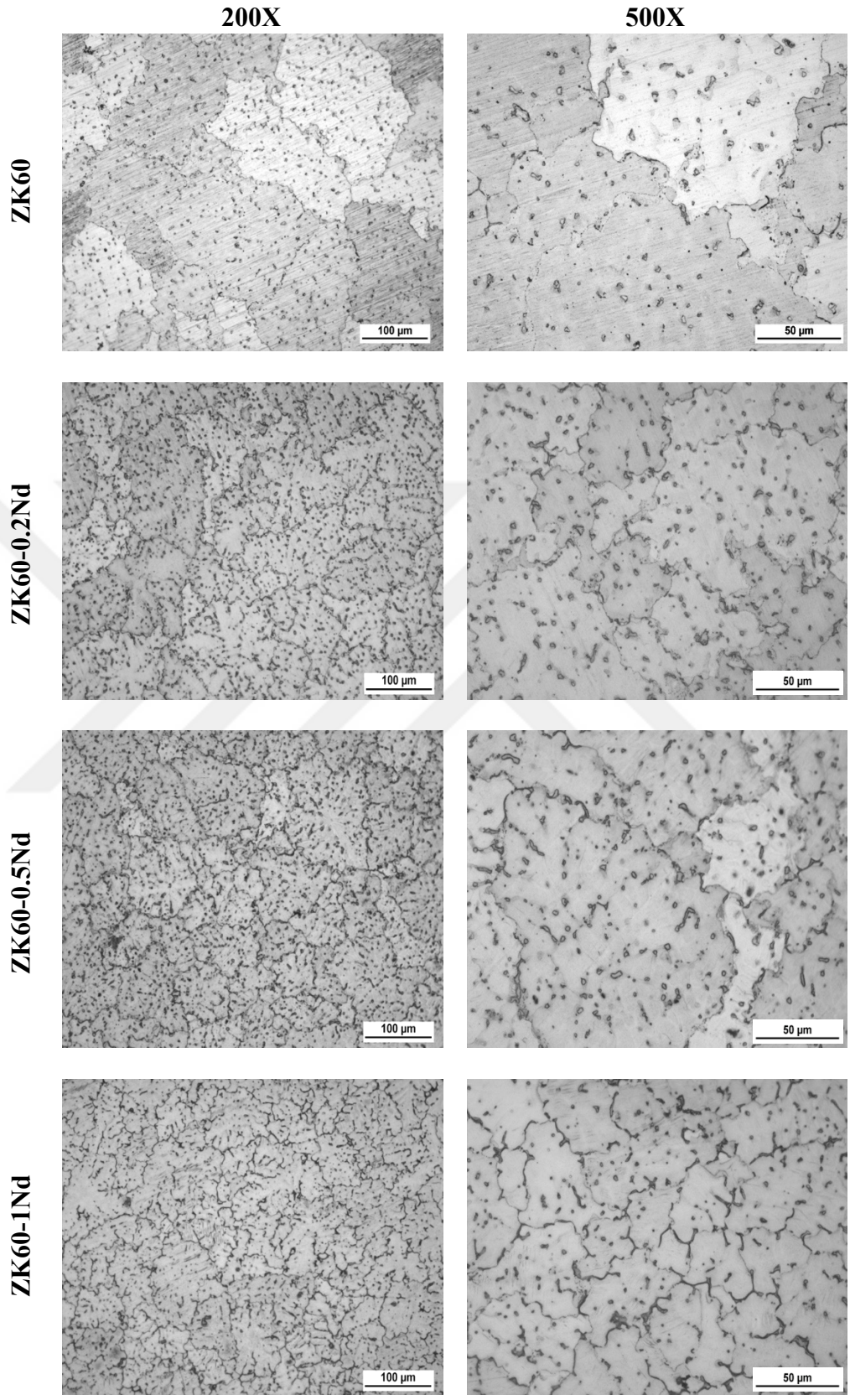
Şekil 4.5' de artan Nd ilavesi ile de La içeren ZK60 alaşımlarına benzer şekilde birincil α-Mg tane boyutu küçülmüş ve intermetalik fazlar artarak yarı sürekli bir görüntü meydana gelmiştir. Şekil 4.6' da da Şekil 4.4' deki La içeren alaşımlara benzer şekilde artan Y ilavesi intermetaliklerin çoğaldığı ve sürekli bir hal alarak ağsı bir yapı oluşturduğu görülmektedir. Aynı şekilde ZK60-1Nd-2Y alaşımına yapılan ağ.%0.5 Ca ilavesinin tane sınırlarında kaba ikincil fazlarını oluşturduğu ve bu bölgelere yakın yerlerde mikrosegregasyonlara neden olduğu görülmektedir. Optik mikroyapılarda görülen bütün intermetalikler detaylı olarak SEM analiz sonuçlarında incelenmiştir.



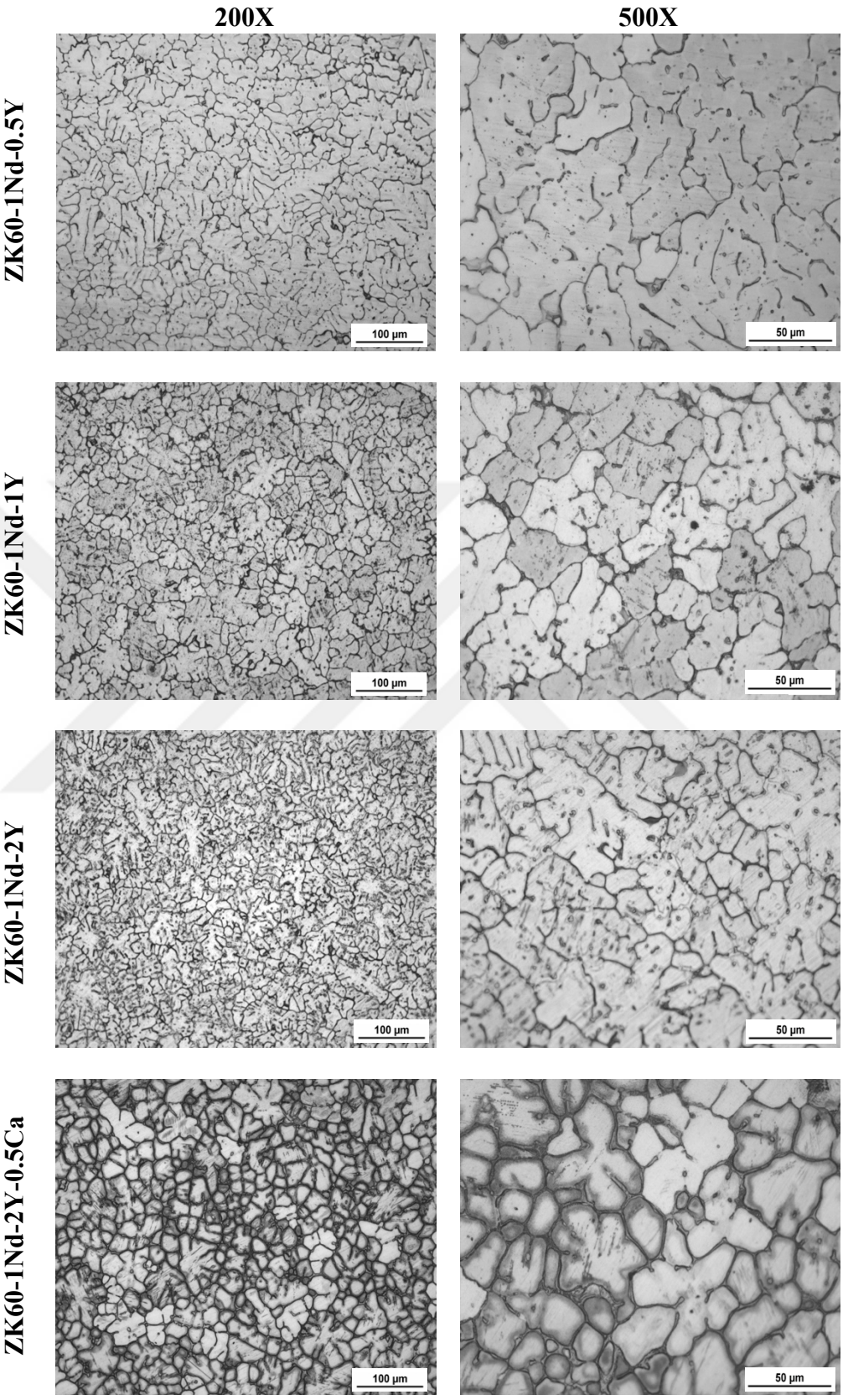
Şekil 4.3. Döküm sonrası yalnızca La içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.4. Döküm sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.5. Döküm sonrası yalnızca Nd içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.6. Döküm sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.

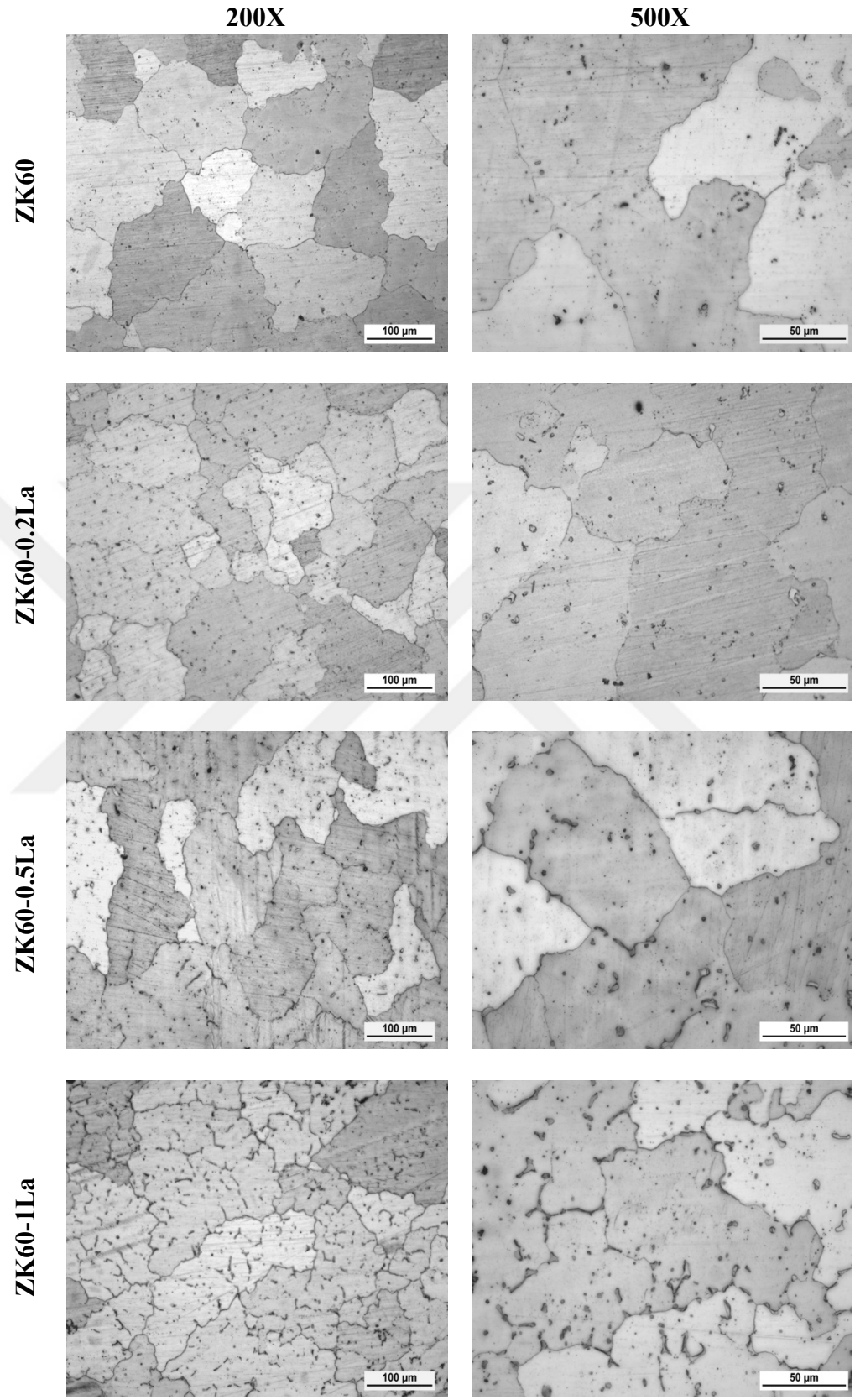
4.3.1.2. Homojenleştirme Sonrası

Şekil 4.7-4.10' da alaşımların homojenleştirme sonrası optik mikroskop görüntüleri gösterilmiştir. Homojenleştirilmiş mikroyapılar döküm mikroyapılarına kıyaslandığında bütün alaşımlar için α-Mg tane boyutlarında kayda değer bir değişim görülmezken, ikincil fazların miktarında önemli derecede azalma görülmüştür.

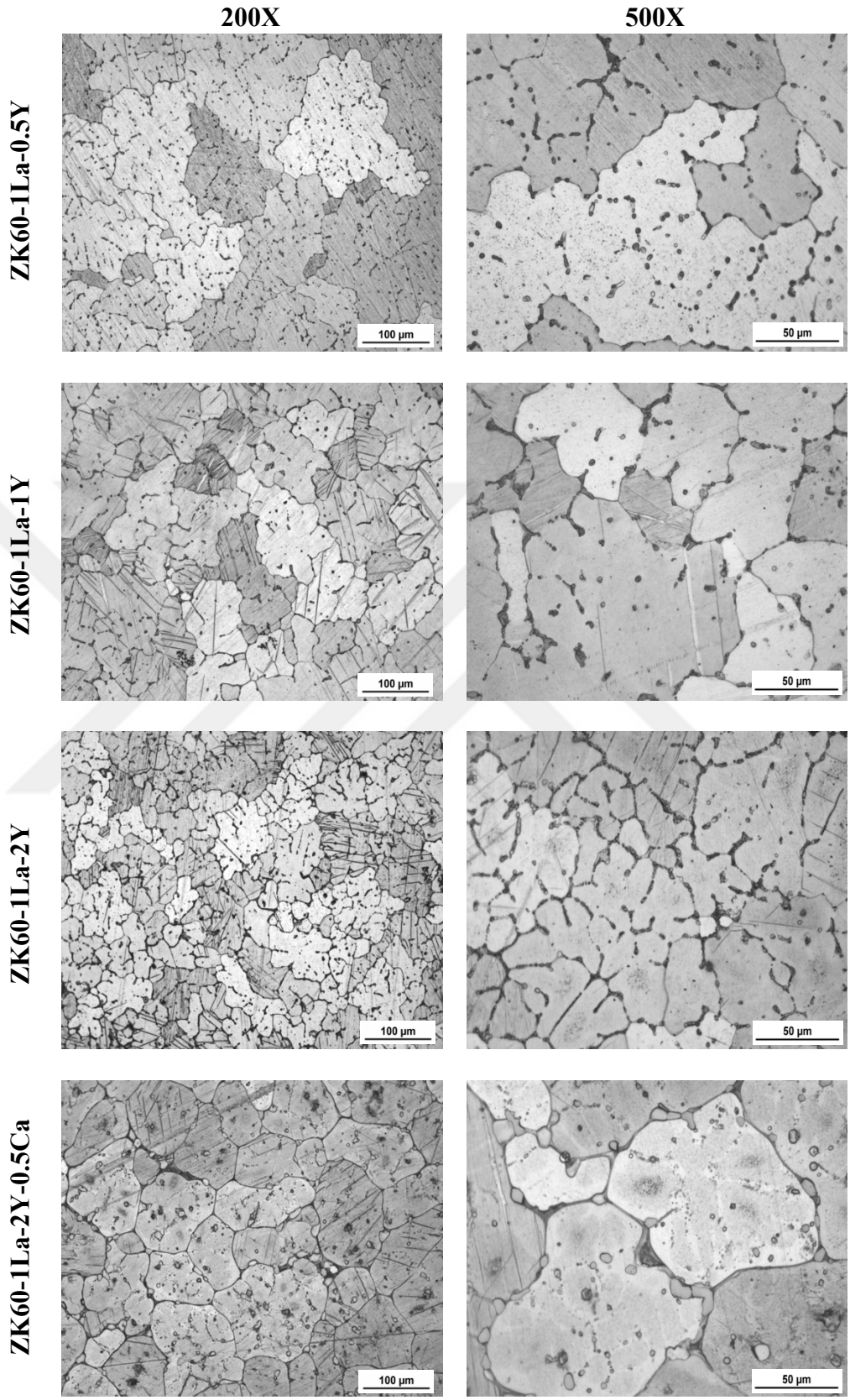
Şekil 2.7' de verilen Mg-Zn ikili faz diyagramına bakıldığında, ağ.%6 Zn için 400 °C' de α-Mg ve sıvı fazın dengede olduğu görülmektedir. Faz diyagramından beklendiği üzere, ZK60 alaşımında döküm sırasında oluşan termal kararlılığı düşük ikili Mg-Zn intermetalikleri 400 °C' de 24 saat yapılan homojenleştirme sırasında neredeyse tamamen α-Mg içerisine çözünmüştür. Döküm mikroyapılarında görülen La ve Y ilaveleri ile artan Mg-Zn-La ve Mg-Zn-Y üçlü intermetaliklerin, Şekil 4.7 ve 4.8' de görüldüğü gibi homojenleştirme sonucunda kısmi çözünme göstererek azaldığı görülmektedir. Bu kısmi çözünme sonucunda döküm sonrası sürekli bir yapıda bulunan intermetalikler, yarı sürekli hale geçmiştir.

Şekil 4.9' da gösterilen Nd içeren alaşımlar, homojenleştirme sonrasında La içeren alaşımlardan farklı bir mikroyapı sergilemiştir. Ağ.%1' Nd ilavesine kadar yapıda bulunan intermetaliklerin çoğu çözünmeye uğrarken, ağ. %1 Nd içeren alaşımda bulunan Mg-Zn-Nd intermetalikleri çoğunlukla tane sınırlarına yerleşerek kaba ve küresel şekle geçmiştir. Şekil 4.10' da görülen Nd ve Y içeren alaşımlardaki intermetalikler de, homojenleştirme sonrasında kısmi çözünmeye uğrayarak yarı sürekli yapıya dönüşmüştür.

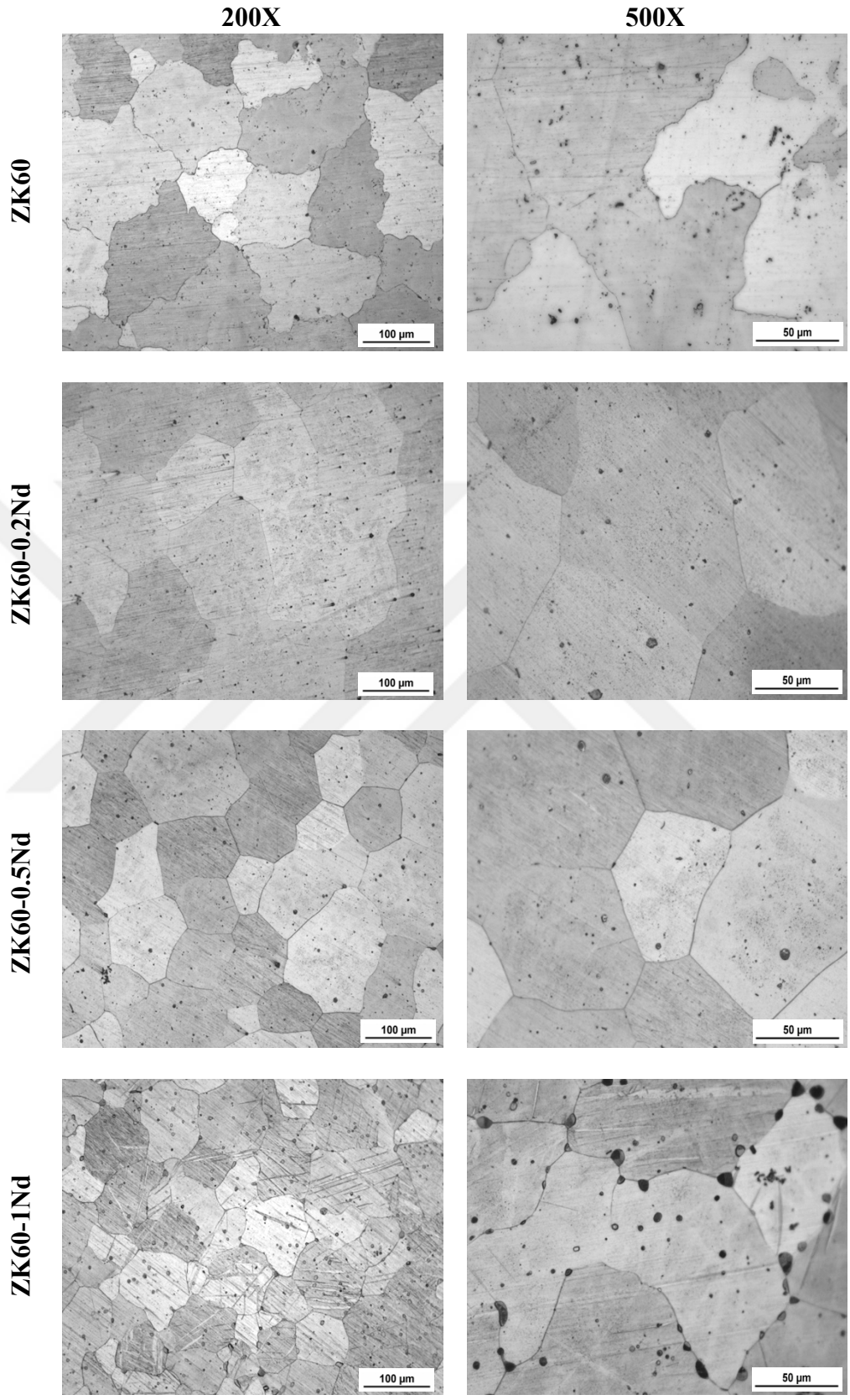
Şekil 4.8 ve 4.10' da gösterilen Ca içeren La ve Nd bazlı ZK60 alaşımlar incelendiğinde, Nd bazlı alaşımdaki tane boyutunun La bazlı alaşımlara kıyasla daha küçük olduğu ancak intermetaliklerin yapısının birbirine benzer oldukları görülmektedir. Mg-Zn-Ca üçlü fazları olarak tahmin edilen açık gri renkli ve tane sınırlarında çökelmiş fazların yapıyı domine ettiği görülmektedir. Detaylı incelemeler SEM analiz sonuçlarında verilmiştir.



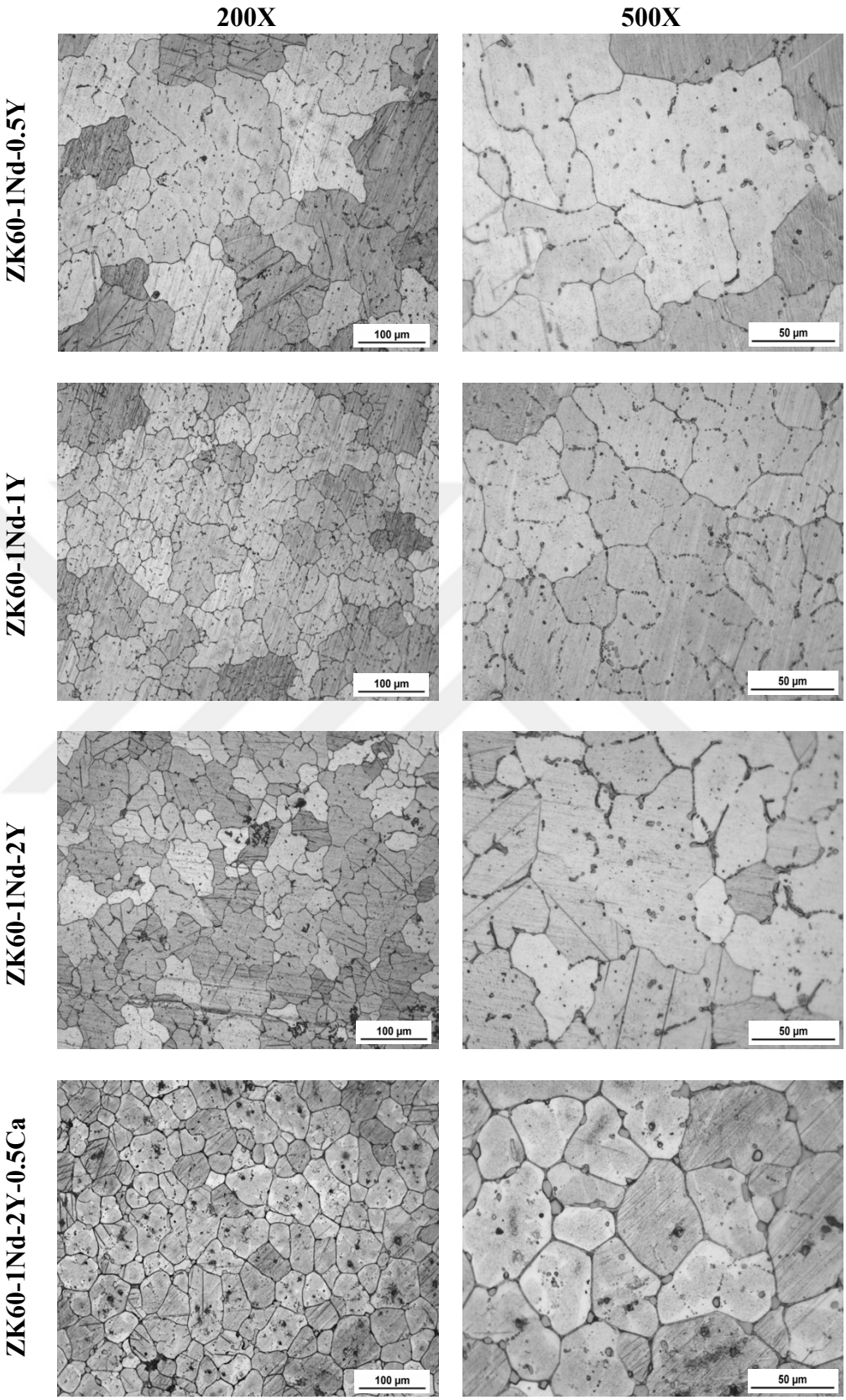
Şekil 4.7. Homojenleştirme sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.8. Homojenleştirme sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.9. Homojenleştirme sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.



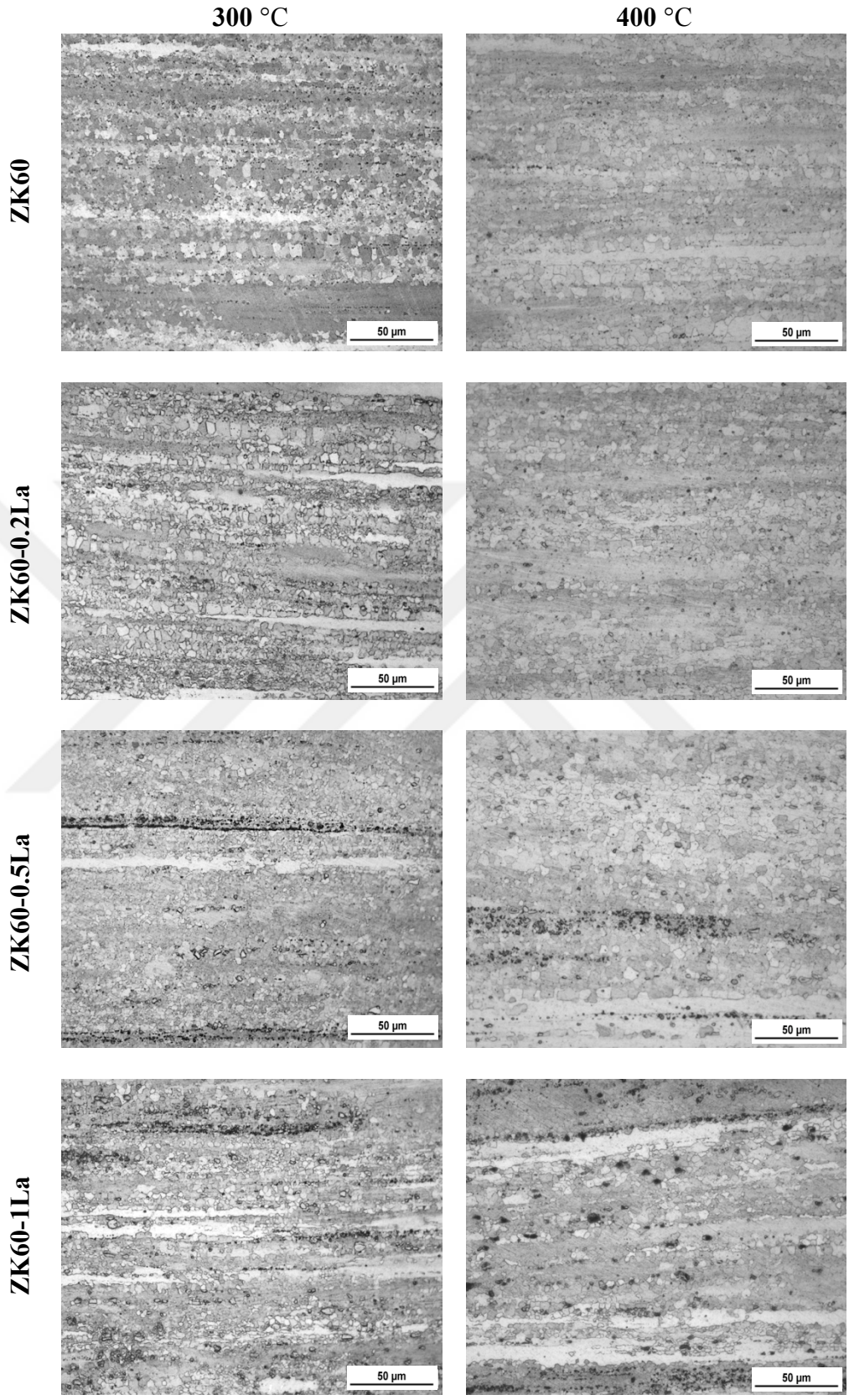
Şekil 4.10. Homojenleştirme sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.

4.3.1.3. Ekstrüzyon Sonrası

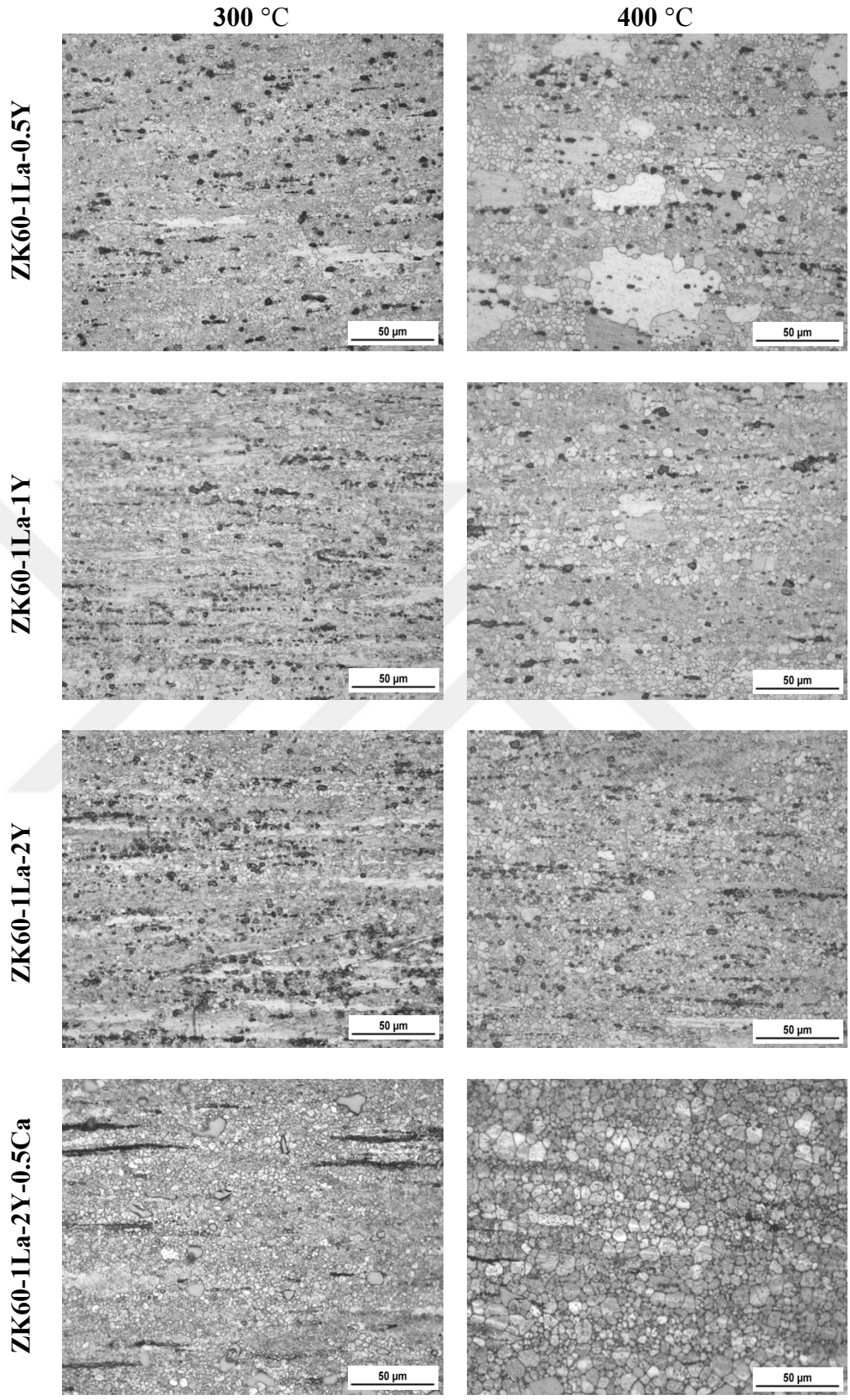
Şekil 4.11-4.14' de alaşımların 300 °C ve 400 °C sıcaklıklarında yapılan ekstrüzyon sonrası optik mikroskop görüntüleri gösterilmiştir. Bütün alaşımlarda sıcak ekstrüzyon sırasında gerçekleşen dinamik yeniden kristalleşme (DYK) sebebiyle tane boyutlarında önemli derecede küçülme meydana gelmiştir. Yine bütün alaşımlar için 300 °C ekstrüzyon sıcaklığında DYK kısmi olarak meydana gelmiş ve mikroyapılarda DYK' ya uğramış çok küçük tanelerden ve DYK' ya uğramamış, ekstrüzyon yönünde uzamış kaba tanelerden oluşan çift modlu bir tane yapısı meydana gelmiştir. DYK' ya uğramış tanelerin oranı ekstrüzyon sıcaklığı 400 °C' ye çıktığında artmış ve tane yapısında gözle de görülebilir bir artış gözlenmiştir. Homojenleştirme sonrasında yapı içerisinde çözünmeyen ikincil fazlar, ekstrüzyon sırasında sıcaklık ve basıncın etkisiyle parçalara ayrılmış ve ekstrüyon yönüne paralel yönde yönlenmiştir. Bu ikincil fazların DYK derecesine ve DYK tane boyutuna etkisi oldukça büyüktür [110,113,119] ve tartışma bölümde detaylı olarak ele alınacaktır.

Şekil 4.11' de, 300 °C' de ekstrüzyon sonrası artan La ilavesi ile DYK oranında artış ve DYK' ya uğramış tane boyutunda küçük bir azalma görülürken, 400 °C' de ekstrüzyon sonucunda çok az bir değişim meydana gelmiştir. Diğer yandan, Şekil 4.13' de, artan yalnız Nd ilavesi ile 300 °C' de ekstrüzyon sonucunda DYK yapısında pek bir değişim görülmezken, 400 °C' de Nd ilavesinin DYK oranını yaklaşık %100' e çıkardığı ve DYK' ya uğramış tanelerin boyutunu çok fazla arttırdığı görülmüştür. Buradan Nd ilavesinin yeniden kristalleşme sıcaklığını düşürerek tane büyümesine yol açtığı çıkarımı yapılmıştır.

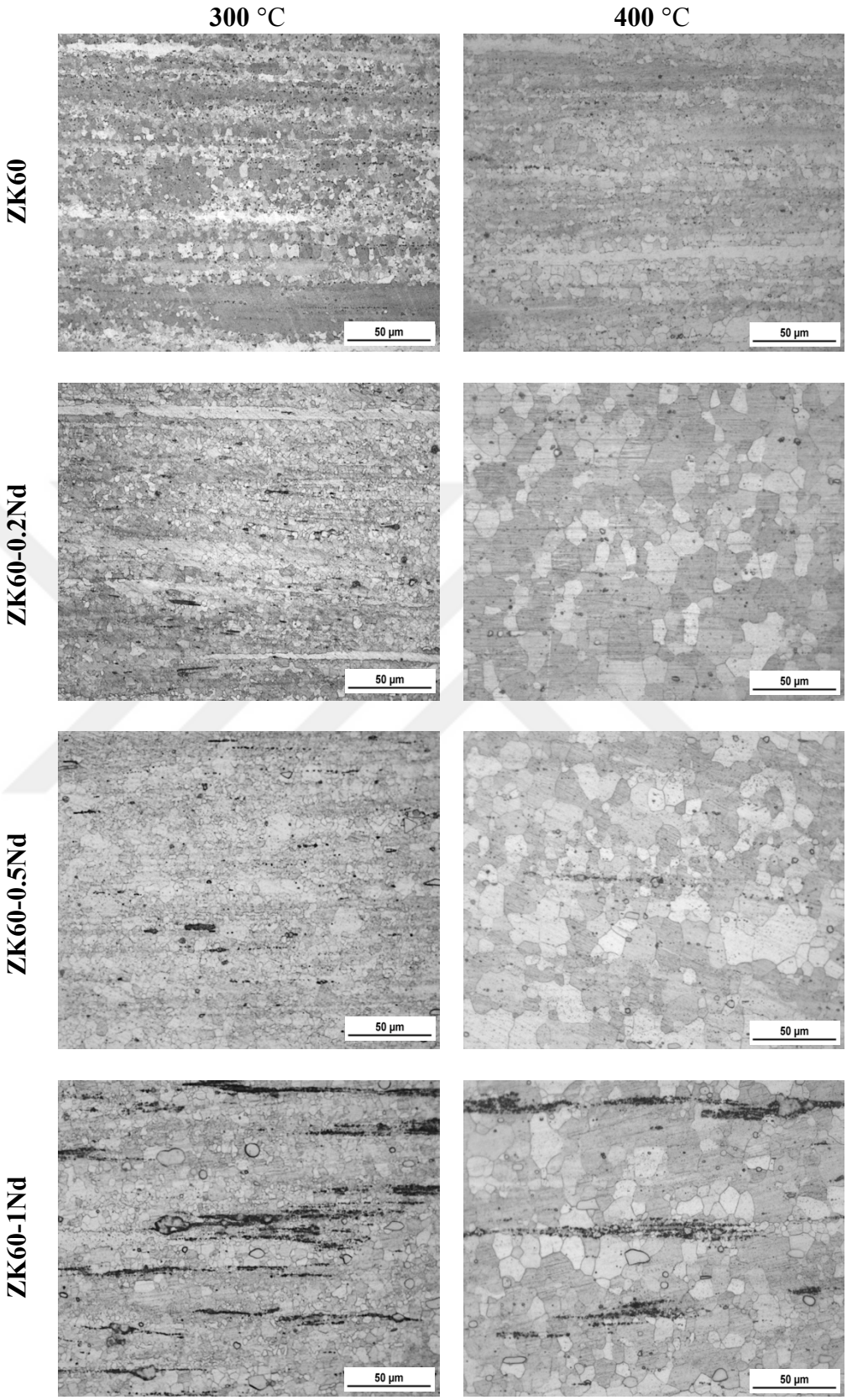
Şekil 4.12 ve 4.14' de sırasıyla La ve Nd içeren ZK60 alaşımlarında artan Y ilavesi sonucunda DYK' ya uğramış tanelerin, yapıda homojen dağılmış küçük ikincil fazların sayesinde etkili bir şekilde küçültüldüğü görülmektedir. 400 °C' de ekstrüzyon sonrasında ZK60-1La-0.5Y ve ZK60-1Nd-1Y alaşımlarında ikincil yeniden kristalleşme olarak da bilinen yer yer abnormal tane büyümelerinin meydana geldiği görülmüştür. Ca içeren alaşımlar 300 °C' de ince taneli yapı gösterirken, 400 °C' de tane boyutu etkili bir şekilde engellenememiş ve DYK' ya uğramış tanelerin boyutunun Ca içermeyen alaşımlara göre çok daha büyük olduğu görülmüştür.



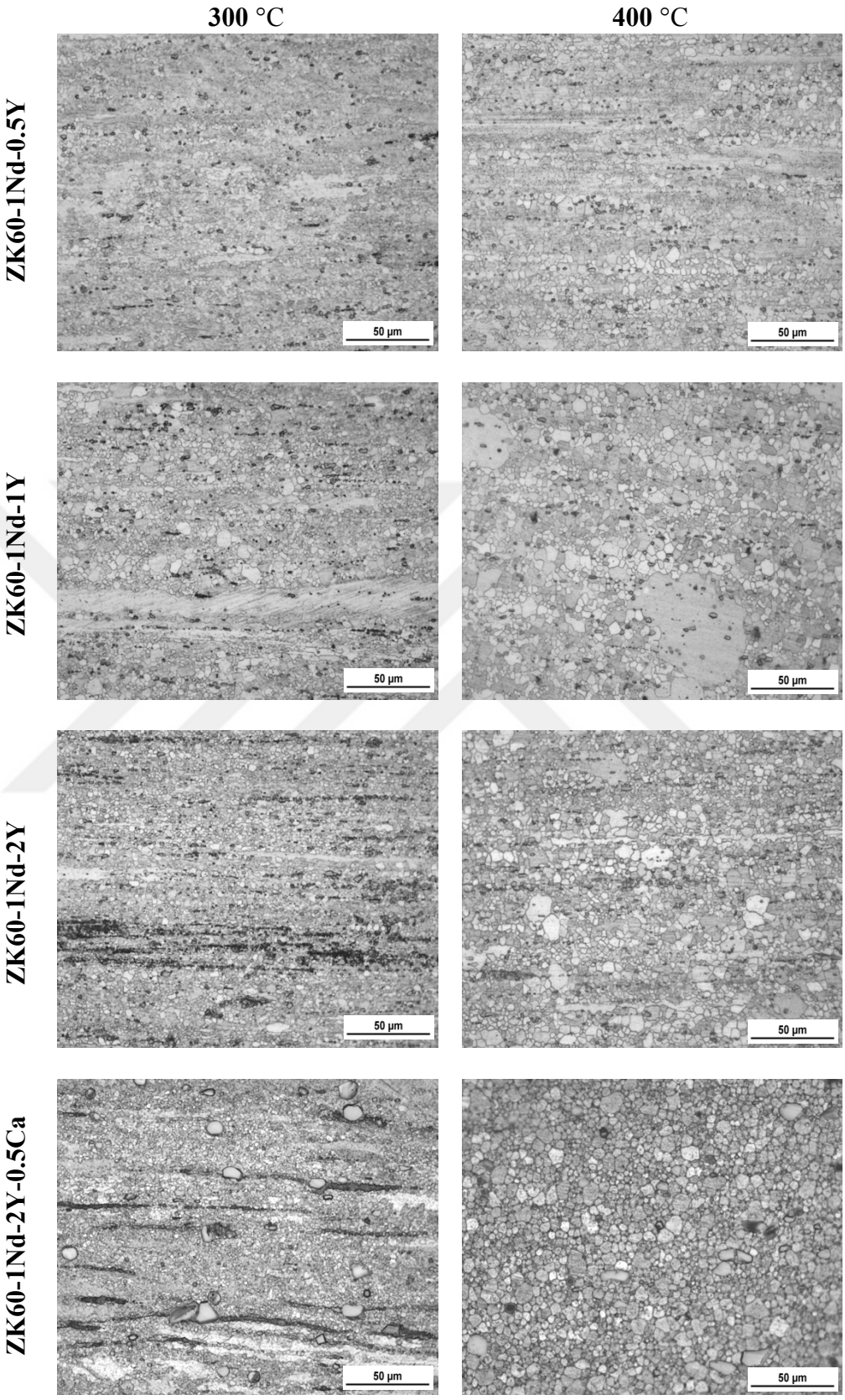
Şekil 4.11. Ekstrüzyon sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.12. Ekstrüzyon sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.13. Ekstrüzyon sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.



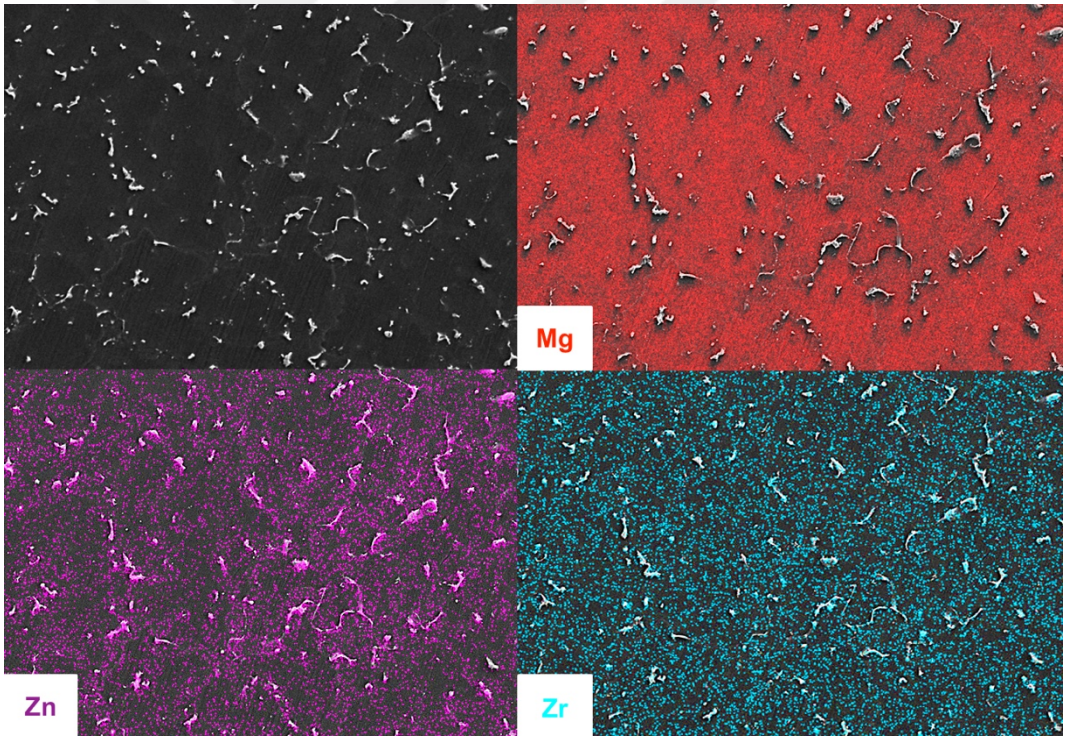
Şekil 4.14. Ekstrüzyon sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının optik mikroyapı görüntüleri.

4.3.2. SEM Mikroyapı Görüntüleri ve EDX Analizleri

4.3.2.1. Döküm Sonrası

EDX Harita Analizi

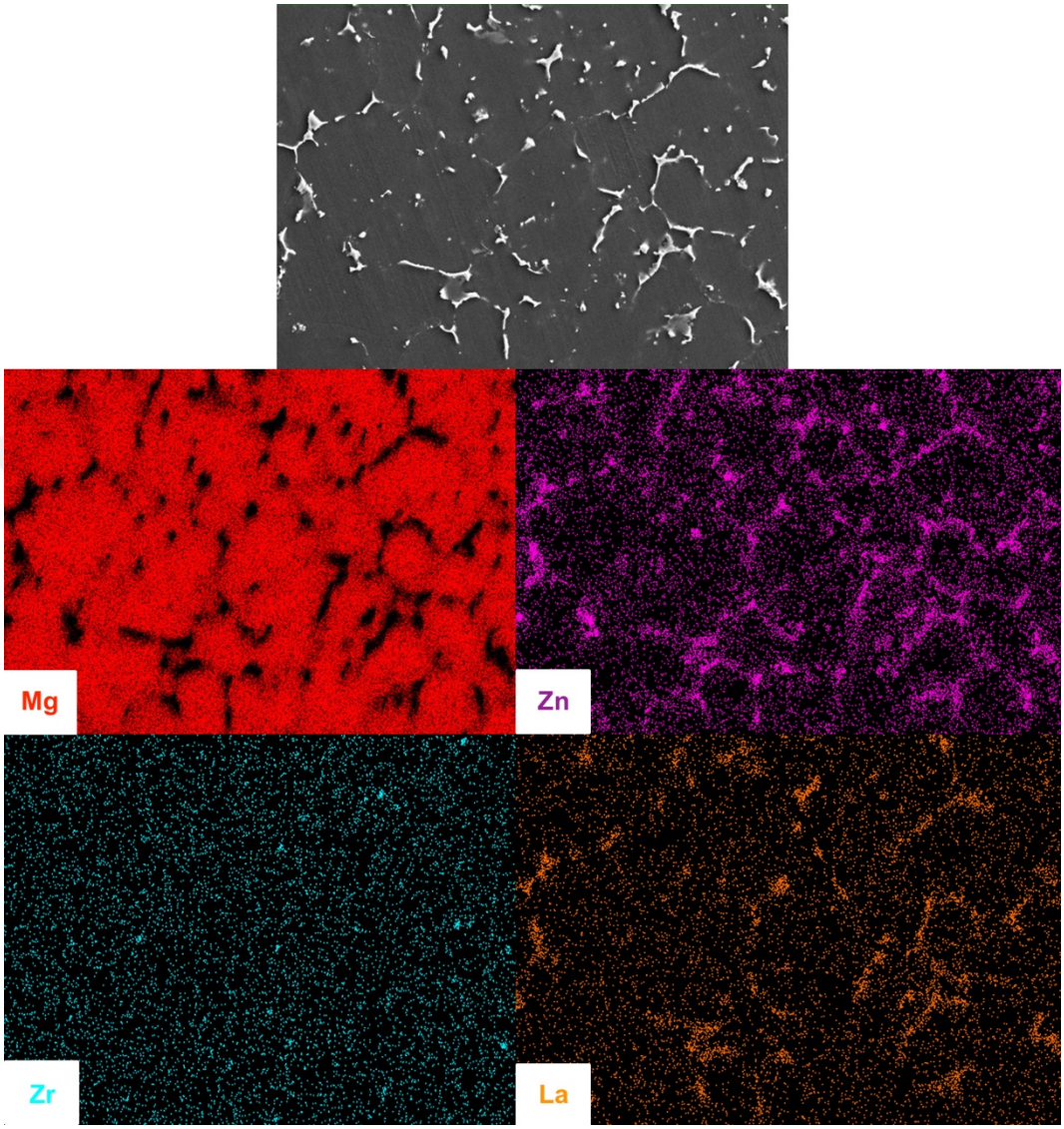
Şekil 4.15' de ZK60 döküm alaşımına ait EDX elementel harita analizi gösterilmektedir. Siyah olarak görünen matris fazında Mg elementinin, beyaz görünen ikincil fazlarda da Zn elementinin yoğun olduğu görülmektedir. Zn elementi ayrıca matris fazı içerisinde de homojen olarak bulumaktadır. Zr elementi bütün mikroyapıda homojen bir şekilde dağılım göstermiştir. Ancak çok az da olsa bazı ikincil fazlarda yoğunluk göstermiş ve Zn ile ikili bir intermetalik oluşturmuştur.



Şekil 4.15. Döküm sonrası ZK60 alaşımının EDX elementel harita analizi.

Şekil 4.16, ZK60-1La döküm alaşımının EDX elementel harita analizini göstermektedir. Matris fazda yine Mg elementi ve ikincil fazların olduğu bölgelerde de Zn ve La elementleri yüksek yoğunlukta bulunmaktadır. Zr elementi, Şekil 4.15'

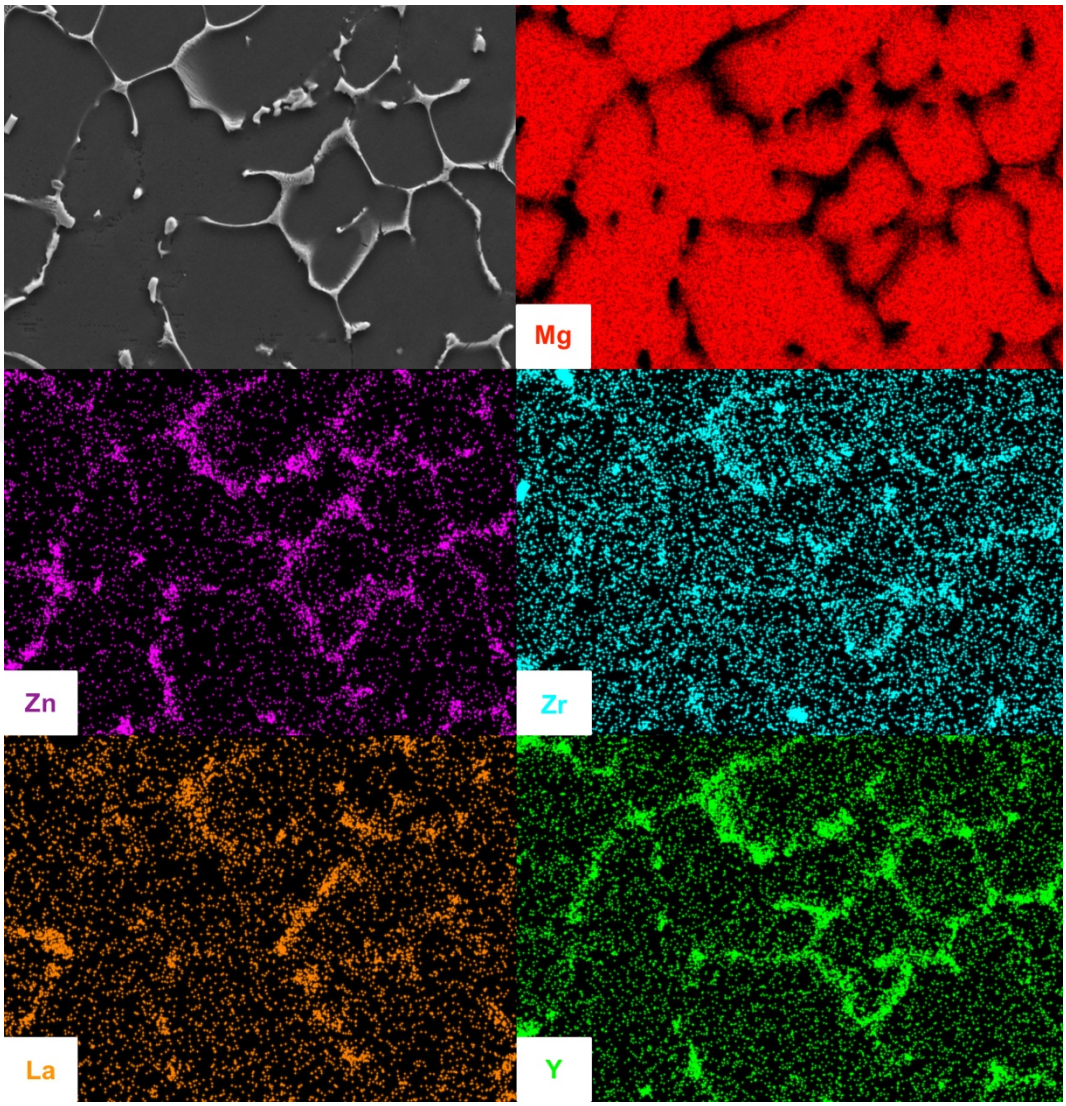
deki ZK60 alaşımındakine benzer şekilde mikroyapı içerisinde homojen bir şekilde dağılım göstermiştir.



Şekil 4.16. Döküm sonrası ZK60-1La alaşımının EDX elementel harita analizi.

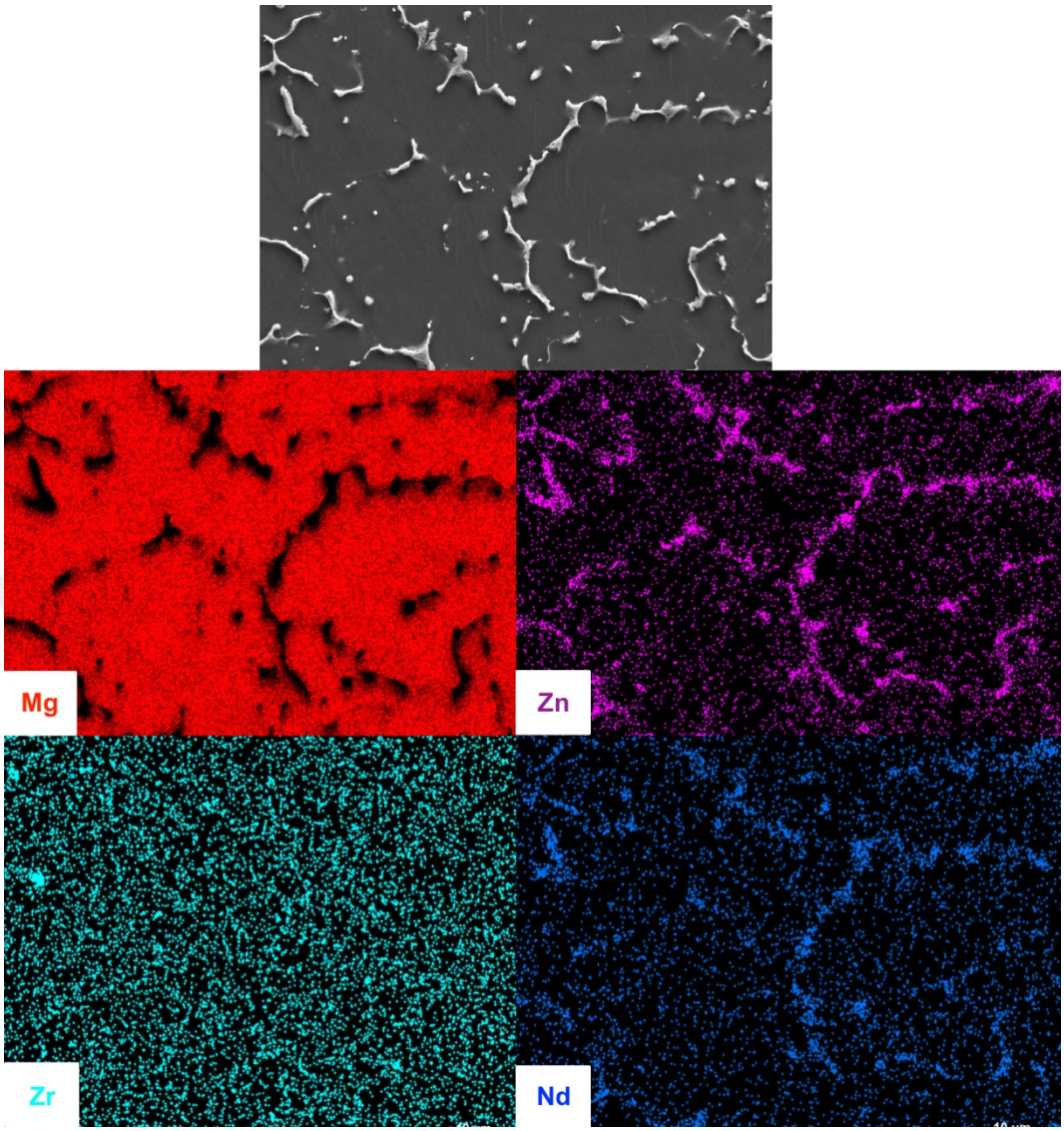
Şekil 4.17' de ZK60-1La-2Y döküm alaşımının EDX elementel harita analizi gösterilmektedir. Mg elementi matris fazında yoğunken, diğer bütün elementlerin ikincil fazlarda yoğunlaştığı görülmektedir. Özellikle Zn ve Y elementlerinin çok yoğun olduğu söylenebilir, bu da bu fazların çoğunlukla Mg-Zn-Y üçlü fazları olduğunu göstermektedir. La elementinin yoğun olduğu yerlerde Y elementinin nispeten daha az olması da bu bölgelerdeki fazların da Mg-Zn-La üçlü fazları olduğunu göstermektedir. Zr elementi Şekil 4.15 ve 4.16' da gösterilen ZK60 ve ZK60-1La

alaşımlarındakinden farklı olarak, özellikle Mg-Zn-Y fazlarının bulunduğu bölgelerde yoğunlaşmıştır.



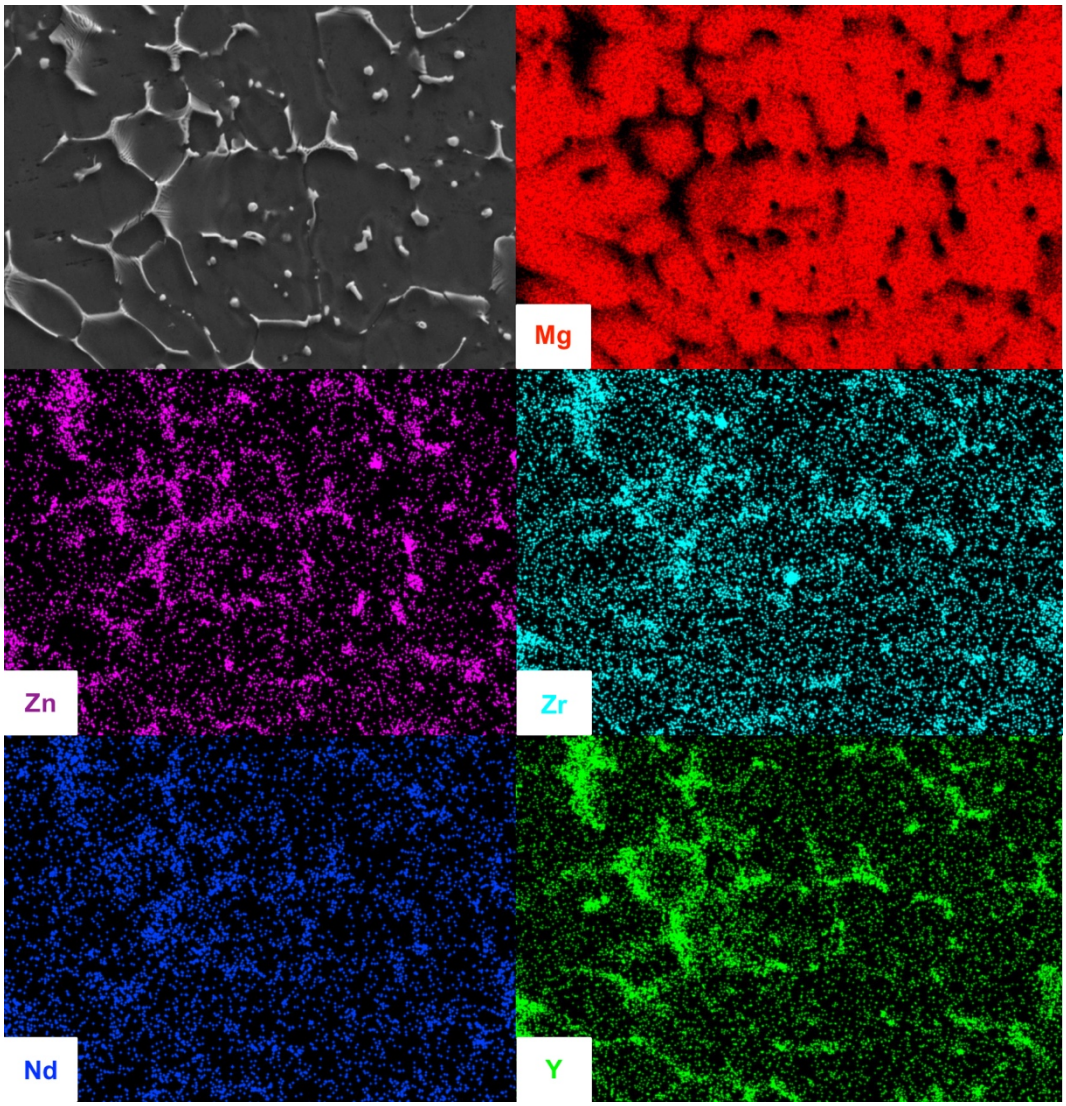
Şekil 4.17. Döküm sonrası ZK60-1La-2Y alaşımının EDX elementel harita analizi.

Şekil 4.18' de ZK60-1Nd döküm alaşımına ait EDX elementel harita analizi gösterilmektedir. Şekil 4.16' da ZK60-1La alaşımına benzer şekilde matris faz Mg, ikincil fazlar ise Zn ve Nd elementlerince zengindir ve Zr elementi mikroyapı içerisinde homojen bir dağılım göstermiştir.



Şekil 4.18. Döküm sonrası ZK60-1Nd alaşımının EDX elementel harita analizi.

Şekil 4.19' de ZK60-1Nd-2Y döküm alaşımına ait EDX elementel harita analizi gösterilmektedir. Şekil 4.17' deki ZK60-1La-2Y alaşımına benzer şekilde Mg elementinin matris fazda yoğun olduğu, ikincil fazların ise Zn, Y ve Nd elementlerince zengin olduğu görülmektedir. Bu sebeple ikincil fazların çoğunlukla Mg-Zn-Y ve Mg-Zn-Nd üçlü fazları olduğu çıkarımı yapılabilir. Ayrıca küresel şekilli Zn' ce zengin ancak Nd, Y ve Zr içermeyen bölgeler de bir miktar bulunmaktadır. Bu bölgeler Mg-Zn ikili fazlarının yapıdaki varlığını göstermektedir. Zr elementi de hem Mg-Zn-Y fazlarının yoğun olduğu bölgelerde hem de matris içerisinde dağınık bir şekilde dağılım göstermiştir.



Şekil 4.19. Döküm sonrası ZK60-1Nd-2Y alaşımının EDX elementel harita analizi.

SEM Görüntüleri

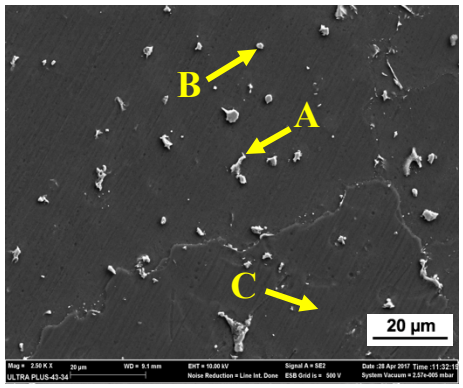
Şekil 4.20-4.23' de alaşımların döküm sonrası SEM görüntüleri ve matris ve iki farklı ikincil fazdan alınan nokta EDX analiz sonuçları verilmektedir. Şekil 4.20' deki ZK60 ve yalnızca La içeren alaşımlara bakıldığında, ZK60 alaşımının mikroyapısında Mg-Zn ve Zn-Zr ikili fazlarının varlığı görülürken, artan La ilavesi ile birlikte oluşan kaba çubuksu fazların La bakımından zengin olduğu ve bunların Mg-Zn-La üçlü fazları olduğu anlaşılmaktadır. Ayrıca artan La ilavesi ile matristeki Zn miktarı ZK60 alaşımına göre düşüş göstermiştir.

Şekil 4.21' de ZK60-1La alaşımına ilave edilen Y ile oluşan oluşan Mg-Zn-Y intermetalik oranının arttığı ve ikincil faz yapısının sürekli hale geldiği açıkça görülmektedir. Artan Y ilavesi ile Mg-Zn-Y fazındaki Y oranı da artış göstermiştir. Ayrıca az da olsa çubuksu Mg-Zn-La fazlarının mikroyapılarda var olduğu görülmüştür. Ca ilavesi sonucunda düşük La ve Y içeren ancak yüksek Zn ve Ca içeren daha çok üçlü birleşim yerlerinde çökelmiş kaba intermetaliklere rastlanmıştır. Bu fazların $Mg_6Zn_3Ca_2$ intermetaliği olduğu Şekil 4.1' deki XRD sonuçlarına göre de belirlenmiştir.

Şekil 4.22' de ZK60 alaşımına yalnızca Nd ilavesi ile çubuksu Mg-Zn-Nd üçlü fazlarının oluştuğu ve artan Nd ile bu fazların oranının önemli ölçüde arttığı görülmektedir. Ayrıca artan Nd ile matris fazdaki Zn oranı da düşüş göstermiştir.

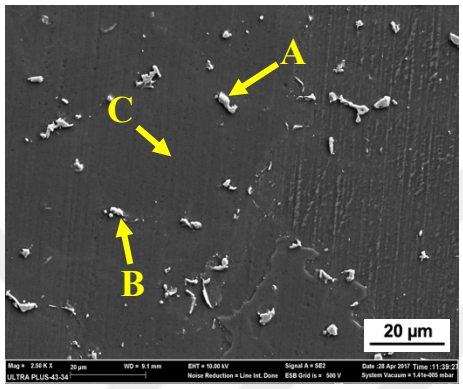
Şekil 4.23' de ZK60-1Nd alaşımında artan Y ilavesi ile yapıda hem tane sınırları boyunca hem de tane içlerinde birbirinden ayrık şekilde ikincil fazlar oluşmuştur. Bu fazların çoğunun EDX analizleri sonucunda yüksek Y içerdiği ve bunların Mg-Zn-Y fazları olduğu Şekil 4.2' deki XRD sonuçlarına göre de belirlenmiştir. ZK60-1Nd-2Y alaşımına ilave edilen ağ.%0,5 Ca ile yine $Mg_6Zn_3Ca_2$ intermetaliği oluşmuş ve ikincil fazların yapısı tamamen sürekli hale gelmiştir.

ZK60



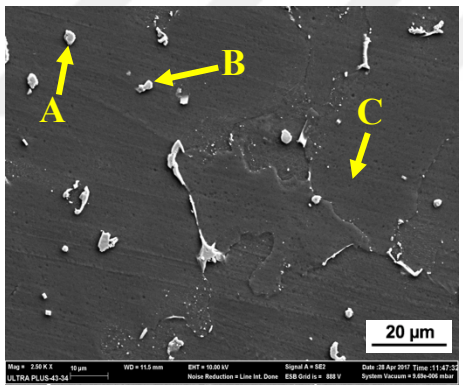
	Element (ağ.%)		
	Mg	Zn	Zr
A	16,46	83,50	0,04
B	6,11	67,32	26,57
C	92,53	7,44	0,02

ZK60-0.2La



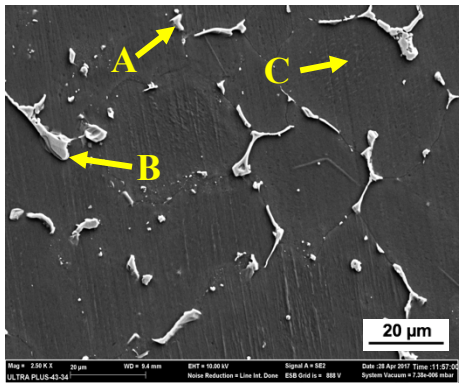
	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	La
A	22,70	76,82	0,46	0,01
B	26,15	58,12	0,18	15,55
C	93,89	4,92	0,99	0,21

ZK60-0.5La



	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	La
A	46,31	49,47	0,1	4,12
B	82,51	16,19	1,19	0,11
C	93,63	5,57	0,54	0,26

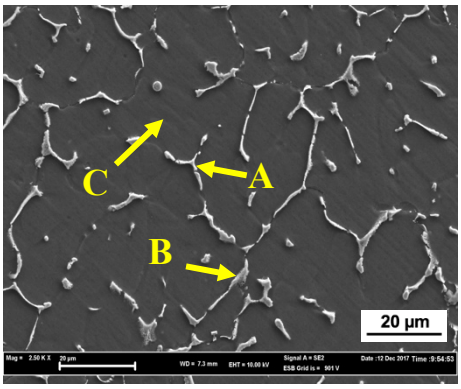
ZK60-1La



	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	La
A	35,60	47,17	-	17,22
B	43,40	51,30	-	5,26
C	95,39	3,76	0,44	0,41

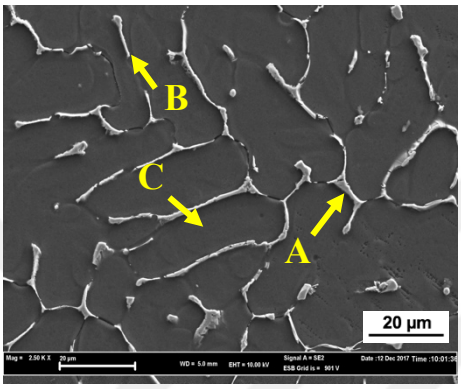
Şekil 4.20. Döküm sonrası yalnızca La içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.

ZK60-1La-0.5Y



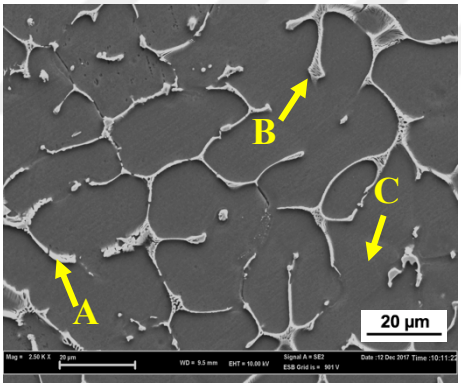
	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	La	Y
A	31,29	61,42	0,38	0,86	6,04
B	32,19	49,23	0,07	17,65	0,85
C	94,83	4,44	0,51	0,1	0,12

ZK60-1La-1Y



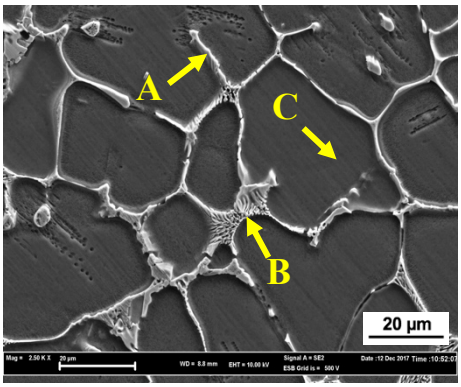
	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	La	Y
A	56,27	36,59	0,52	0,08	6,53
B	34,87	44,91	-	19,53	0,7
C	95,50	3,36	0,51	0,1	0,53

ZK60-1La-2Y



	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	La	Y
A	28,63	46,50	1,47	4,74	18,67
B	24,11	40,13	0,86	2,86	32,04
C	95,65	2,94	0,67	0,45	0,30

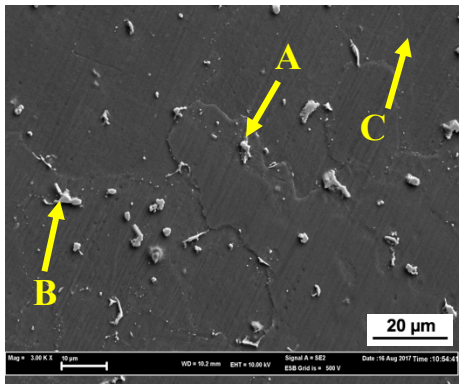
ZK60-1La-2Y-0.5Ca



	Element (ağ.%)					
	Mg	Zn	Zr	La	Y	Ca
A	9,97	55,97	1,29	1,57	30,93	0,27
B	34,10	50,68	0,07	0,45	0,45	14,25
C	95,00	3,43	0,69	0,33	0,37	0,18

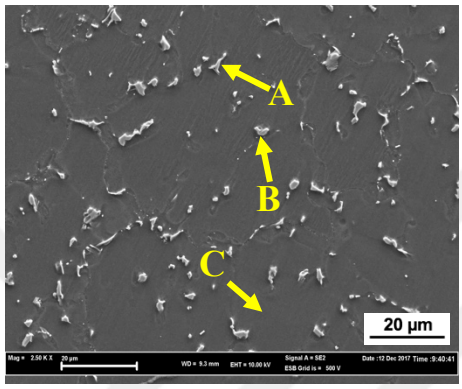
Şekil 4.21. Döküm sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.

ZK60



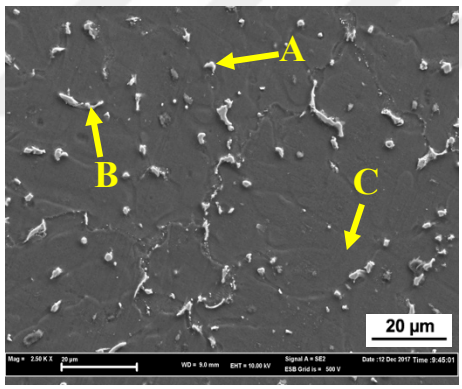
	Element (ağ.%)		
	Mg	Zn	Zr
A	20,45	79,45	0,10
B	18,75	81,20	0,05
C	93,11	6,64	0,25

ZK60-0.2Nd



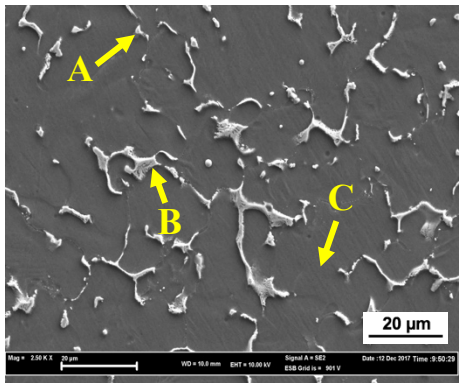
	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	Nd
A	19,33	71,66	0,05	8,96
B	28,06	71,19	0,30	0,44
C	95,05	4,27	0,54	0,14

ZK60-0.5Nd



	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	Nd
A	32,68	54,94	-	12,38
B	24,37	71,70	0,57	3,35
C	94,73	4,47	0,72	0,08

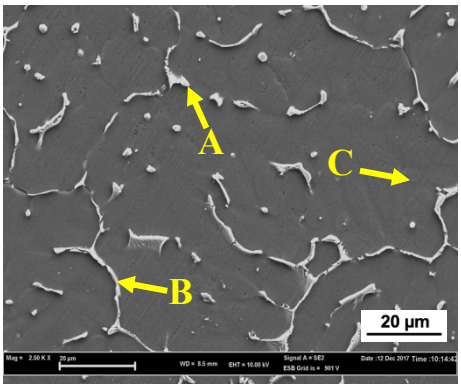
ZK60-1Nd



	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	Nd
A	37,63	46,83	0,13	15,42
B	29,09	56,47	0,36	14,09
C	95,44	3,93	0,36	0,28

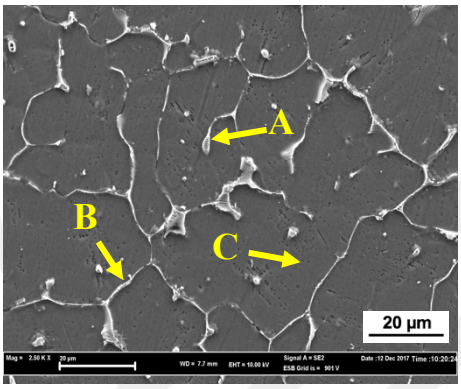
Şekil 4.22. Döküm sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.

ZK60-1Nd-0.5Y



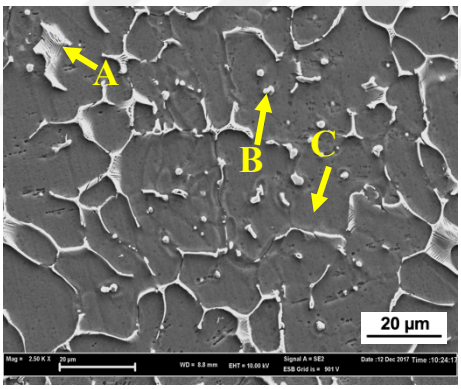
	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	Nd	Y
A	21,28	61,22	0,27	12,36	4,88
B	38,22	45,96	0,83	9,33	5,65
C	94,95	3,89	0,74	0,37	0,05

ZK60-1Nd-1Y



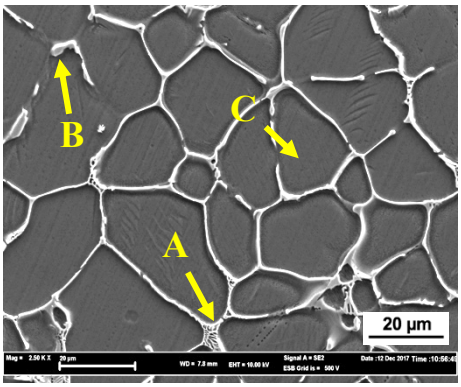
	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	Nd	Y
A	17,36	65,15	0,57	5,29	11,63
B	15,17	55,94	-	22,23	6,66
C	94,79	3,92	0,68	0,28	0,33

ZK60-1Nd-2Y



	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	Nd	Y
A	25,91	45,32	1,36	10,24	17,18
B	25,97	45,28	0,85	9,85	18,05
C	94,94	3,71	0,49	0,22	0,64

ZK60-1Nd-2Y-0.5Ca



	Element (ağ.%)					
	Mg	Zn	Zr	Nd	Y	Ca
A	65,40	23,96	0,12	0,22	0,45	9,85
B	16,35	45,69	0,88	17,33	18,86	0,89
C	94,98	2,29	0,63	1,82	0,25	0,03

Şekil 4.23. Döküm sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.

4.3.2.2. Homojenleştirme Sonrası

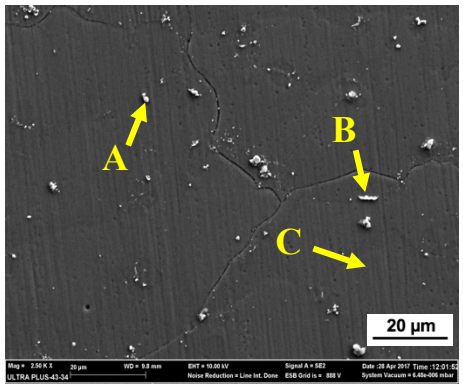
Şekil 4.24-4.27' de alaşımların homojenleştirme sonrası SEM görüntüleri ve matris ve iki farklı ikincil fazdan alınan nokta EDX analiz sonuçları verilmektedir. Genel olarak bakıldığında ikincil fazların oranında homojenleştirme sırasında çözünme ile önemli derecede düşüş meydana gelmiştir. Bu çözünmelerden dolayı matris fazdaki Zn miktarında döküm numunelerine kıyasla artış gözlenmiştir. Ayrıca alaşım elementine bağlı olarak homojenleştirme sırasında çözünmeyen ikincil fazların morfolojisinde de değişim gözlenmiştir. Şekil 4.24' deki ZK60 ve yalnızca La içeren alaşımlara bakıldığında, ZK60 alaşımındaki ikincil fazların neredeyse tamamı çözünmeye uğramıştır ancak yapıda az da karşılaşılan fazların EDX analizlerinde bu fazların yüksek Zr ve Zn içerdiği görülmüştür. Artan La ilavesi ile yapıda Şekil 4.20' deki döküm yapısında da görülen çubuksu Mg-Zn-La üçlü fazları ile karşılaşılmıştır.

Şekil 4.25' de Y içeren ZK60-1La alaşımları homojenleştirme sonrası kısmi çözünme göstererek sürekli yapılarında parçalanmalar meydana gelmiştir ancak bu fazların EDX analiz sonuçları döküm alaşımlarındakine benzer çıkmıştır. Ağ.%0,5 Ca içeren ZK60-1La-2Y alaşımında homojenleştirme sonrası oluşan birbirinden ayrık ve kaba ikincil fazların Mg-Zn-Y olduğu görülmüştür. Ca ilavesinin bu fazların morfolojisini değiştirdiği açıkça görülmektedir.

Şekil 4.26' da yalnızca Nd içeren ZK60 alaşımlarındaki ikincil fazların küresel hale geldiği ancak kimyasal bileşimlerinde önemli bir değişim olmadığı ve bunları Mg-Zn-Nd üçlü fazlarına ait olduğu görülmüştür.

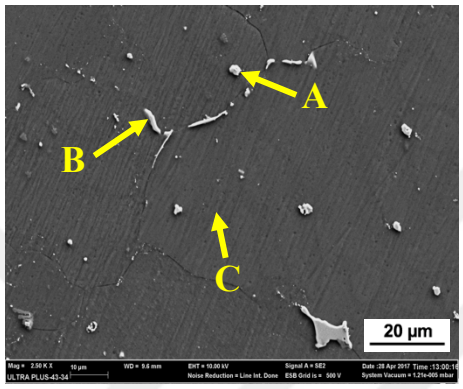
Şekil 4.27' de Y içeren ZK60-1Nd alaşımlarında homojenleştirme sırasında gerçekleşen kısmi çözünmelerin Şekil 4.25' deki La ve Y içeren alaşımlardakine kıyasla daha çok olduğu görülmektedir. Ca içeren ZK60-1Nd-2Y alaşımında da homojenleştirme sonrasında Mg-Zn-Y fazlarının morfolojisini kaba ve küresel şekile dönüştürmüştür.

ZK60



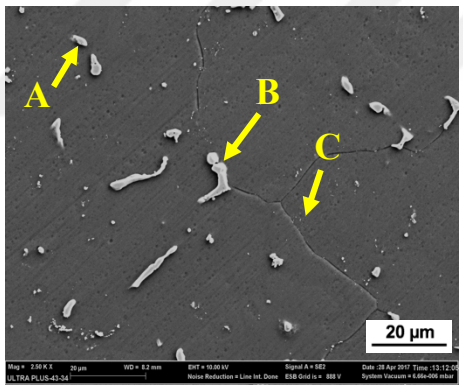
	Element (ağ.%)		
	Mg	Zn	Zr
A	56,23	35,88	7,90
B	27,16	56,82	16,01
C	89,98	9,52	0,50

ZK60-0.2La



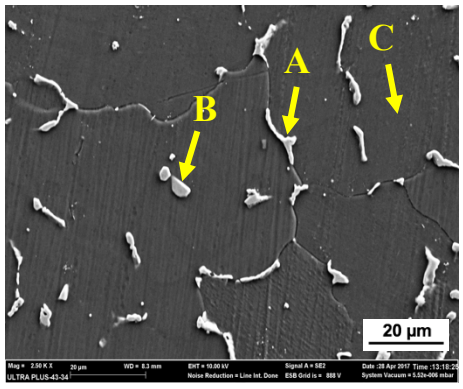
	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	La
A	60,48	29,59	0,06	9,86
B	27,61	55,16	0,10	17,14
C	89,48	9,66	0,64	0,22

ZK60-0.5La



	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	La
A	27,88	53,10	0,16	18,86
B	32,59	50,17	0,26	16,97
C	89,87	9,41	0,35	0,37

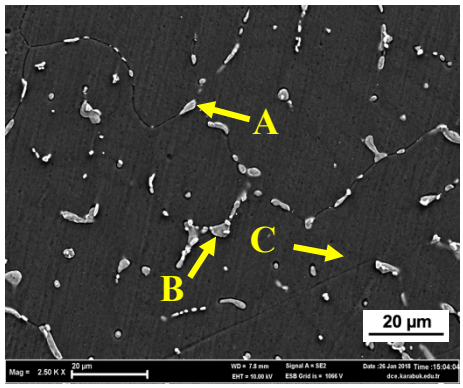
ZK60-1La



	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	La
A	34,30	48,06	0,35	17,28
B	37,43	44,45	0,19	17,93
C	92,84	6,76	0,17	0,23

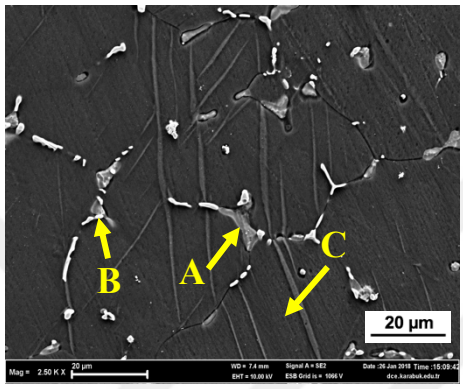
Şekil 4.24. Homojenleştirme sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.

ZK60-1La-0.5Y



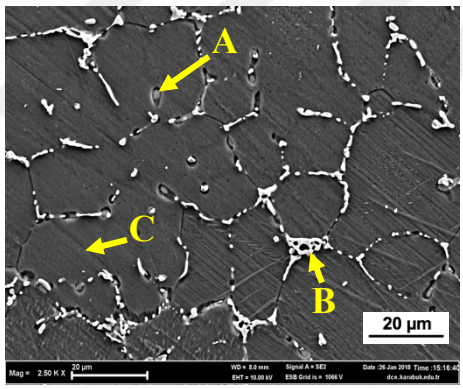
	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	La	Y
A	40,89	39,85	0,18	18,70	0,38
B	41,05	32,88	0,14	17,08	8,85
C	92,81	6,68	0,28	0,12	0,11

ZK60-1La-1Y



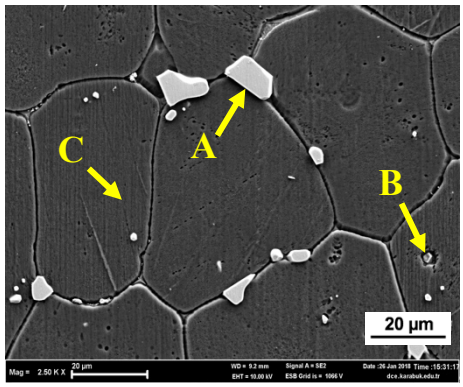
	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	La	Y
A	46,41	35,73	0,06	17,80	-
B	16,54	52,17	1,86	1,14	28,29
C	93,11	6,25	0,35	0,05	0,24

ZK60-1La-2Y



	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	La	Y
A	45,59	33,73	0,23	20,11	0,34
B	16,70	49,78	1,03	2,33	30,16
C	92,59	5,82	0,62	0,42	0,55

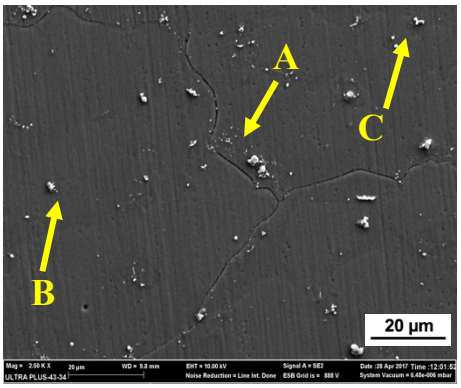
ZK60-1La-2Y-0.5Ca



	Element (ağ.%)					
	Mg	Zn	Zr	La	Y	Ca
A	11,17	59,78	2,35	0,89	25,80	-
B	43,74	39,85	0,15	3,25	4,15	8,86
C	92,94	5,67	0,76	0,10	0,35	0,18

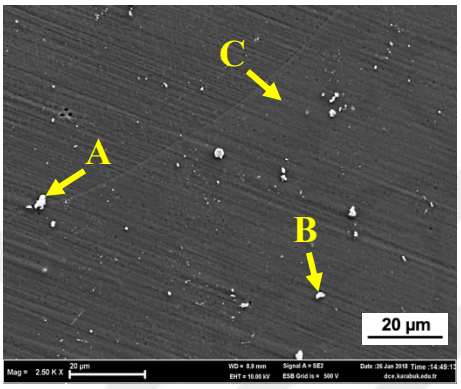
Şekil 4.25. Homojenleştirme sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.

ZK60



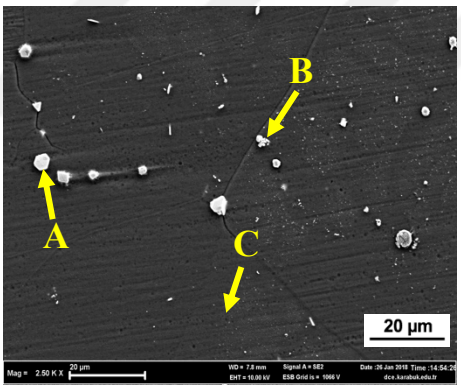
	Element (ağ.%)		
	Mg	Zn	Zr
A	20,45	79,45	0,10
B	18,75	81,20	0,05
C	93,11	6,64	0,25

ZK60-0.2Nd



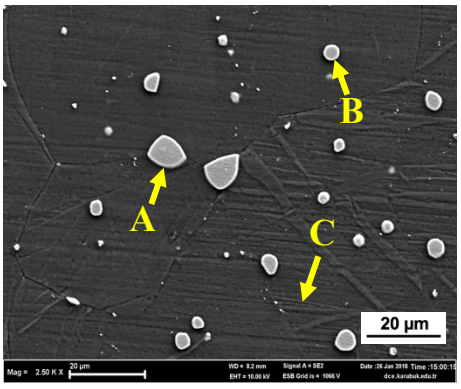
	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	Nd
A	23,74	66,77	0,38	9,11
B	20,27	77,83	0,55	1,35
C	91,88	7,73	0,21	0,18

ZK60-0.5Nd



	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	Nd
A	41,21	43,41	0,15	15,23
B	37,96	49,85	0,19	12,05
C	91,90	7,54	0,25	0,31

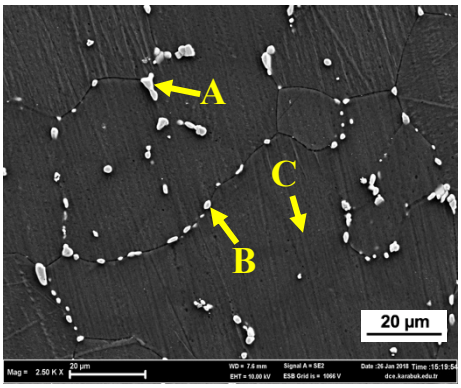
ZK60-1Nd



	Element (ağ.%)			
	Mg	Zn	Zr	Nd
A	30,57	48,34	0,10	20,99
B	31,49	48,60	0,19	19,72
C	91,17	7,85	0,41	0,57

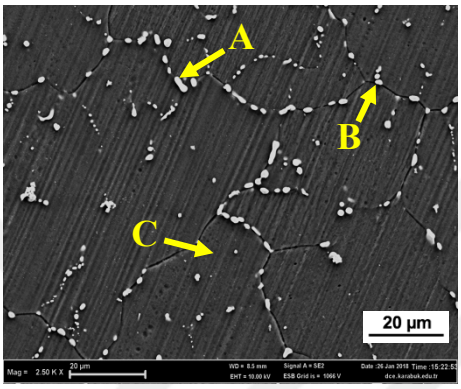
Şekil 4.26. Homojenleştirme sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.

ZK60-1Nd-0.5Y



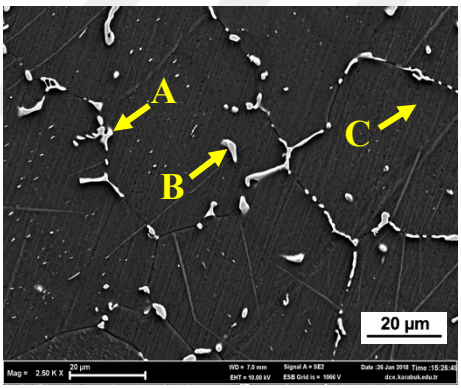
	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	Nd	Y
A	8,74	53,27	0,89	25,28	11,82
B	29,16	50,42	0,07	0,30	20,04
C	91,96	7,27	0,36	0,25	0,16

ZK60-1Nd-1Y



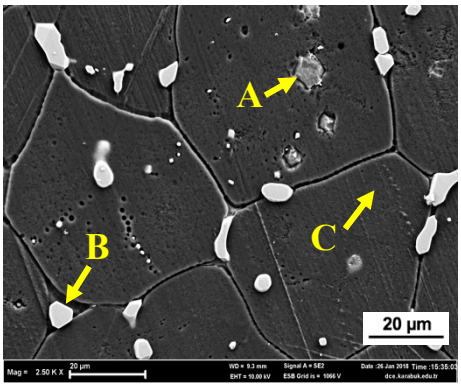
	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	Nd	Y
A	10,18	55,54	1,58	16,74	15,97
B	28,36	46,09	1,25	10,33	13,96
C	92,92	6,74	0,05	0,15	0,14

ZK60-1Nd-2Y



	Element (ağ.%)				
	Mg	Zn	Zr	Nd	Y
A	10,14	54,37	1,64	11,43	22,42
B	9,10	55,17	1,27	13,40	21,06
C	94,20	5,15	0,37	0,11	0,16

ZK60-1Nd-2Y-0.5Ca



	Element (ağ.%)					
	Mg	Zn	Zr	Nd	Y	Ca
A	37,04	42,00	0,14	7,52	3,52	9,79
B	9,95	56,23	1,23	10,63	21,67	0,29
C	93,94	5,12	0,64	0,09	0,16	0,05

Şekil 4.27. Homojenleştirme sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri ve EDX analiz sonuçları.

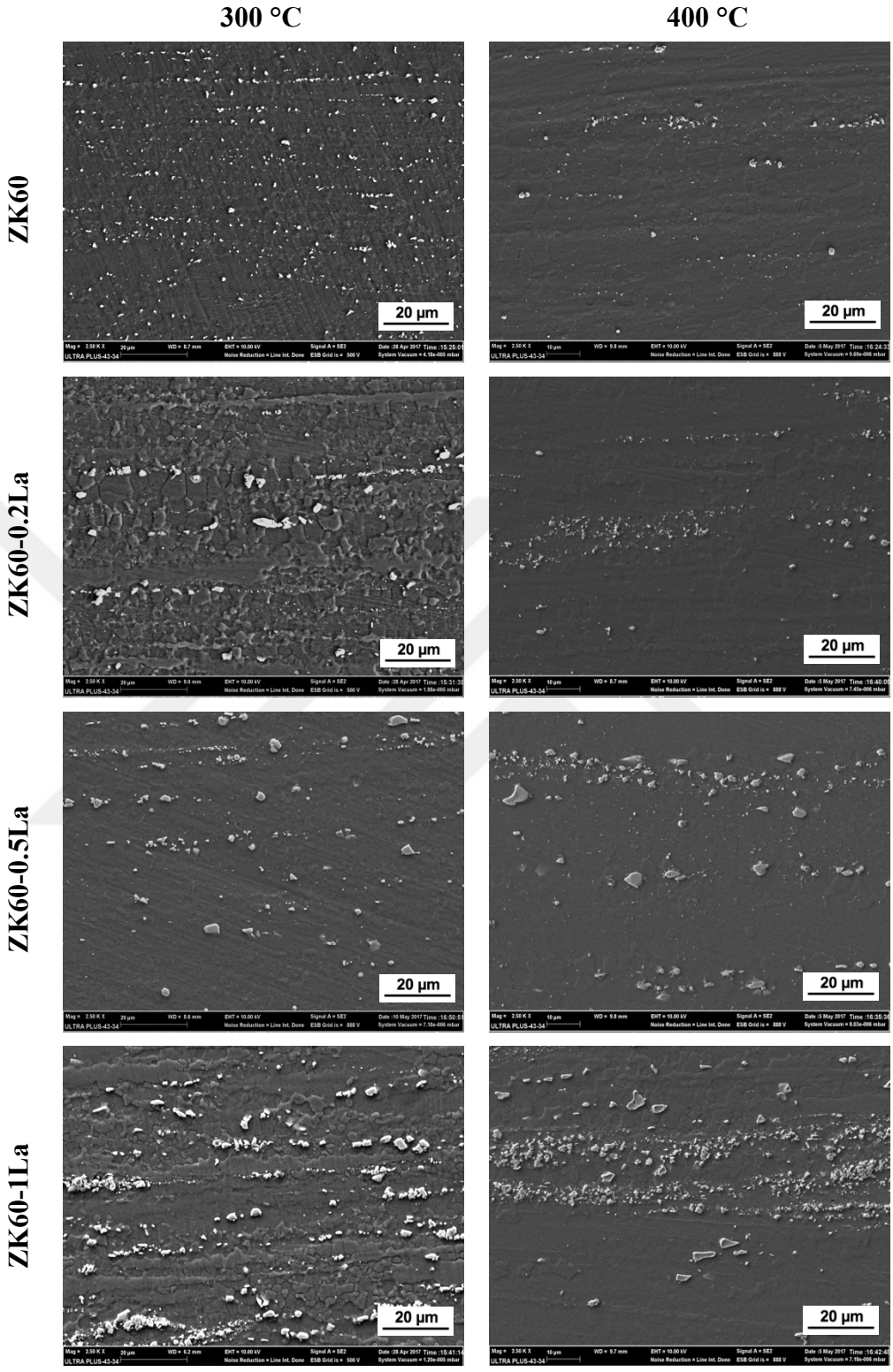
4.3.2.3. Ekstrüzyon Sonrası

Şekil 4.28-4.31' de alaşımların 300 °C ve 400 °C' deki ekstrüzyon sonrası SEM görüntüleri verilmektedir. Ekstrüzyon sonrası ikincil fazların kimyasal bileşiminde kayda değer bir değişim görülmediğinden EDX analiz sonuçlarına yer verilmemiştir. Ekstrüzyon numunelerinin SEM görüntülerine genel olarak bakıldığında ikincil fazların parçalanarak ekstrüzyon yönünde yönlendiği görülmektedir. Şekil 4.28' de 300 °C' de ekstrüze edilen ZK60 alaşımındaki ikincil fazların çok küçük boyutlarda olduğu ve yapıda homojen bir dağılım gösterdiği ancak 400 °C' de çok daha az miktarda bulunduğu görülmektedir. Artan La ilavesi ile yapıda dağılım gösteren ikincil fazların boyutunun ve miktarının arttığı açıkça görülmektedir.

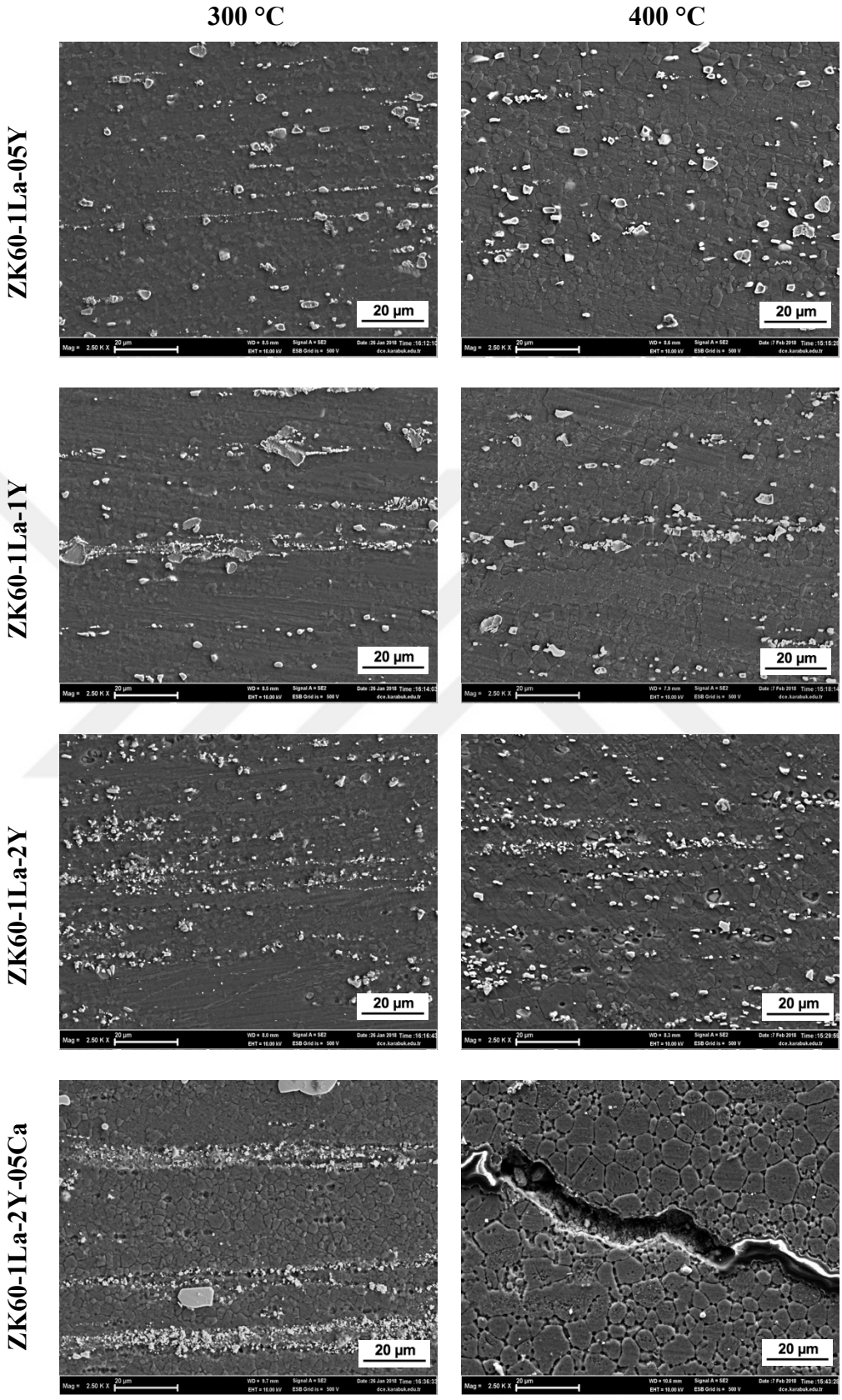
Şekil 4.29' da ZK60-1La alaşımında artan Y ilavesi ile ekstrüzyon sonucunda dağılan ikincil fazların miktarının daha da arttığı ve ekstrüzyon sıcaklığının bu fazların boyut ve miktarında kayda değer bir değişime neden olmadığı gözlenmiştir. ZK60-1La-2Y-0.5Ca alaşımında ise 300 °C' de çok küçük, parçalanmış ve ekstrüzyon yönünde uzamış ikincil fazlar ile Şekil 4.25' deki homojenleştirme mikroyapısında da görülen kaba Mg-Zn-Y ikincil fazları bulunmaktadır. Ancak 400 °C' de malzeme yüzeyinde çok fazla sayıda kenar çatlamaları meydana gelmiştir ve çatlağın olduğu bölgeden alınan SEM görüntüsünde ikincil faz oranın önemli ölçüde azaldığı görülmüştür.

Şekil 4.30' da yalnızca Nd içeren ZK60 alaşımlarında da parçalanıp ekstrüzyon yönünde uzayan ve parçalanmaya uğramayıp kaba şekilde yapıda kalan Mg-Zn-Nd ikincil fazları görülmektedir. Artan Nd ile bu fazların boyut ve miktarında artış görülmüştür.

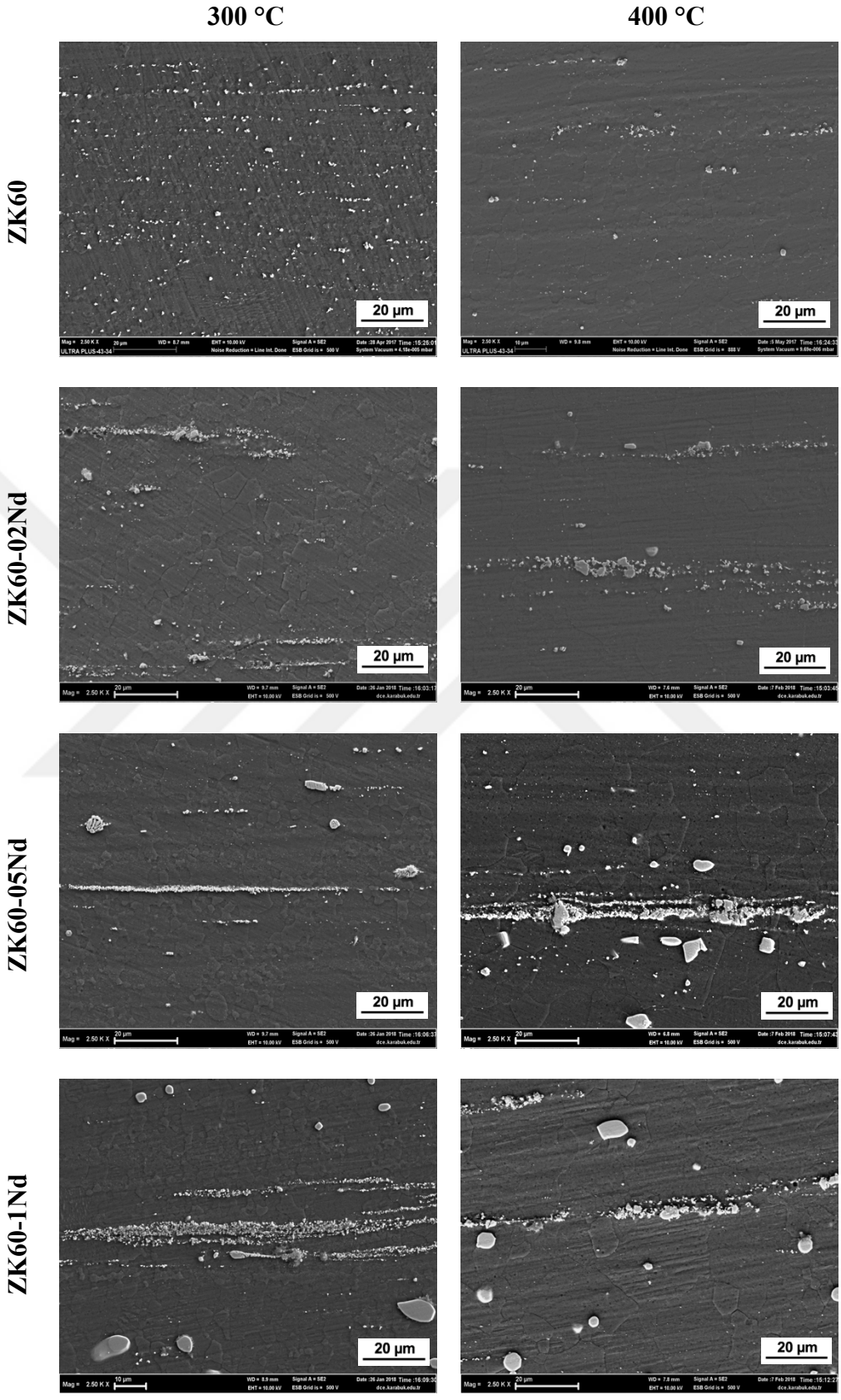
Şekil 4.31' de Y içeren ZK60-1Nd alaşımlarında artan Y ile parçalanan ve ekstrüzyon yönüne uzayan Mg-Zn-Y ve Mg-Zn-Nd ikincil fazlarının boyut ve miktarında önemli ölçüde artış görülmüştür. Ekstra Ca ilavesi ile her iki ekstrüzyon sıcaklığında da yapıda kaba ikincil fazlar çoğunluktadır.



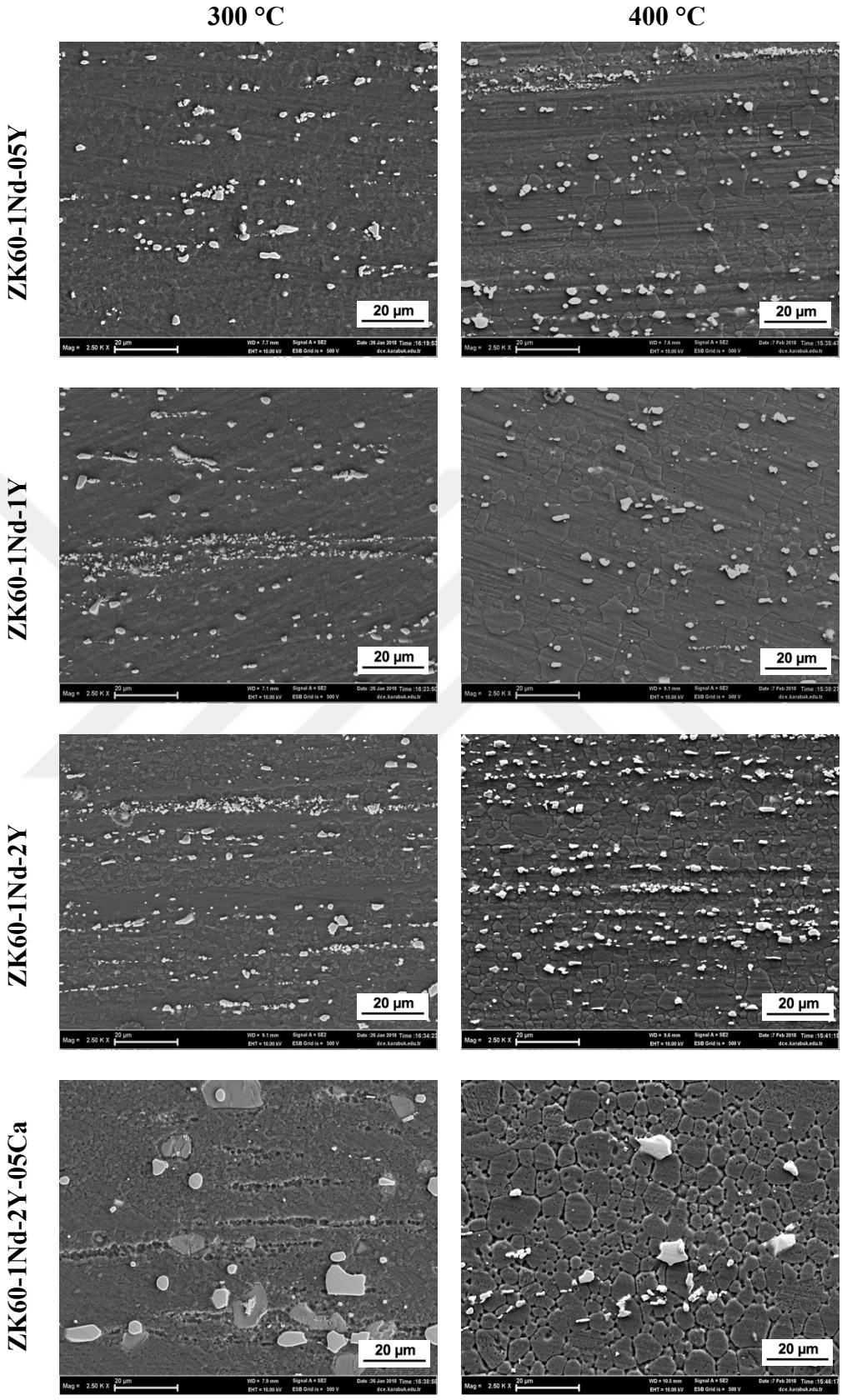
Şekil 4.28. Ekstrüzyon sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.29. Ekstrüzyon sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.30. Ekstrüzyon sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.31. Ekstrüzyon sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının SEM mikroyapı görüntüleri.

4.3.3. Tekstür Sonuçları

Şekil 4.32-4.37' de alaşımların ekstrüzyon sonrası XRD yöntemi ile yapılan tekstür analizi sonucunda elde edilen (0002) ve $(10\bar{1}0)$ düzlemlerine ait pole figure sonuçları verilmiştir. Şekil 4.32-4.35' de 300 °C' de ekstrüze edilen bütün numunelerin pole figure sonuçları verilirken, Şekil 4.36 ve 4.37' de ise sıcaklığın tekstüre etkisini incelemek amacıyla 400 °C' de ekstrüze edilen ve alaşım elementi farklılıklarına göre seçilmiş bazı numunelere ait pole figure sonuçları verilmiştir.

Pole figure sonuçları genel olarak incelendiğinde bütün numunelerin (0002) taban düzleminde yüksek tekstür yoğunluğuna sahip olduğu görülmektedir. Bu durum, yeniden kristalleşen tanelerin çoğunun (0002) taban düzlemlerini ekstrüzyon yönüne paralel yönde yönlendirmesi anlamına gelmektedir. Bu güçlü tabansal fiber tekstür, ekstrüzyon veya haddeleme gibi işlemler sonucu plastik deformasyona uğrayan magnezyum alaşımlarında tipik olarak görülür. Yine bütün alaşımlarda $(10\bar{1}0)$ prizmatik düzlemi için bulunan tekstür yoğunluğunun taban düzlemlerine göre çok daha düşük ve rastgele olduğu görülmüştür.

Şekil 4.32' de 300 °C' de ekstrüze edilen ZK60 alaşımlarında, La ilavesi ile tekstür yoğunluğunun orantılı olarak azaldığı ve dağılımın ekstrüzyon yönüne dik kısımlara doğru giderek yayıldığı görülmektedir. $(10\bar{1}0)$ prizmatik düzleminde de düşük La ilavelerinde dalgalanmalar varken, ağ.%1 La ilavesi ile bir düşüş görülmüştür.

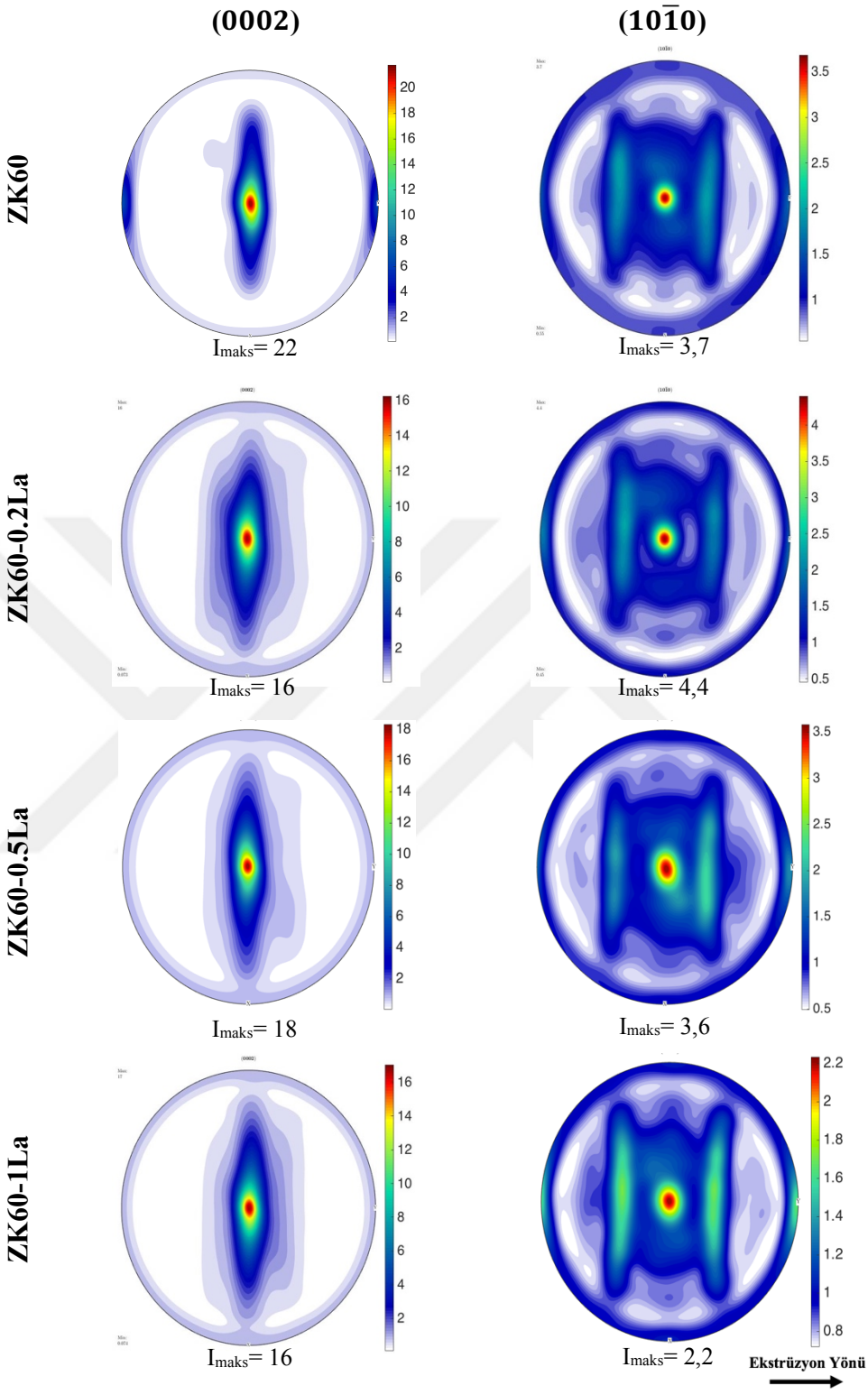
Şekil 4.33' de 300 °C' de ekstrüze edilen ZK60-1La alaşımına artan Y ilavesi ve en son yapılan Ca ilavesi ile (0002) taban düzlemi için ZK60-1La alaşımına göre sadece ağ.%0,5 Y ilavesi ile tekstür yoğunluğunda önemli bir düşüş gözlenmiştir. Diğer bütün ilavelerde tabansal tekstür yoğunluğu ZK60-1La alaşımı ile benzer bulunmuştur. $(10\bar{1}0)$ prizmatik düzleminde kayda değer bir değişim görülmemiştir.

Şekil 4.34' de 300 °C' de ekstrüze edilen yanızca Nd içeren ZK60 alaşımlarının tekstür davranışlarına bakıldığında, Nd ilavesinin çok düşük oranlarda dahi (0002) tabansal tekstür yoğunluğunu önemli ölçüde azalttığı ve dağılımı daha rastgele hale getirdiği görülmüştür. Ancak bu tekstür yumuşatma etkisi artan Nd ilavesi ile orantılı bir şekilde

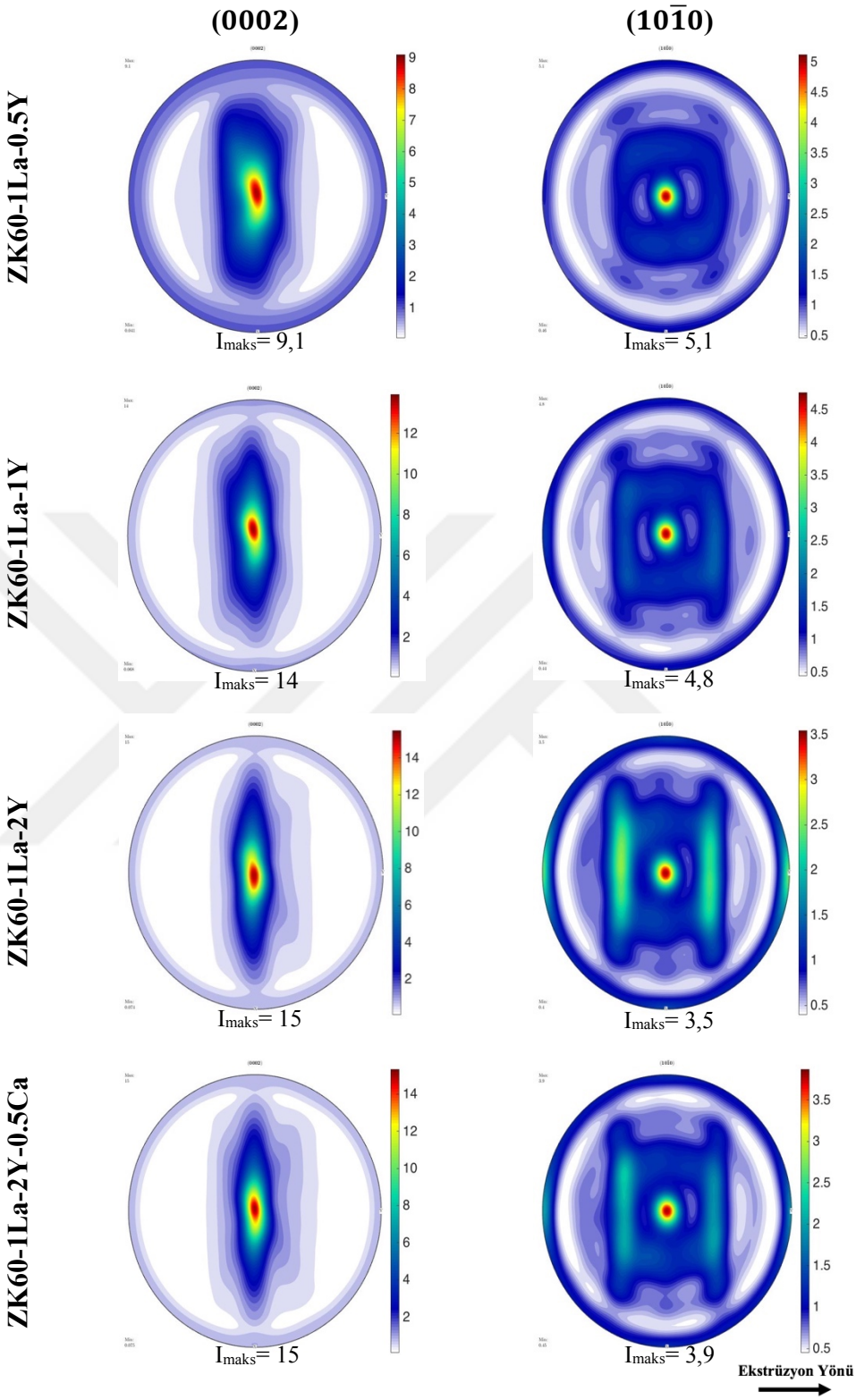
artmamış, küçük dalgalanmalar göstermiştir. $(10\bar{1}0)$ prizmatik düzlemi için ise taban düzleminin tersine Nd ilavesi ile tekstür yoğunluğunda artış görülmüştür ve değişen Nd oranlarında bu etki kayda değer bir değişim göstermemiştir.

Şekil 4.35' de 300 °C' de ekstrüze edilen ve Y ve Ca içeren ZK60-1Nd alaşımlarına bakıldığında, Y ilavesinin (0002) taban düzlemi yoğunluğunu daha da fazla azaltmadığı, aksine biraz arttırdığı görülmüştür. Artan Y ilavesi ile hem (0002) taban düzlemi hem de $(10\bar{1}0)$ prizmatik düzlemi tekstür yoğunluklarında çok küçük değişimler görülmüştir.

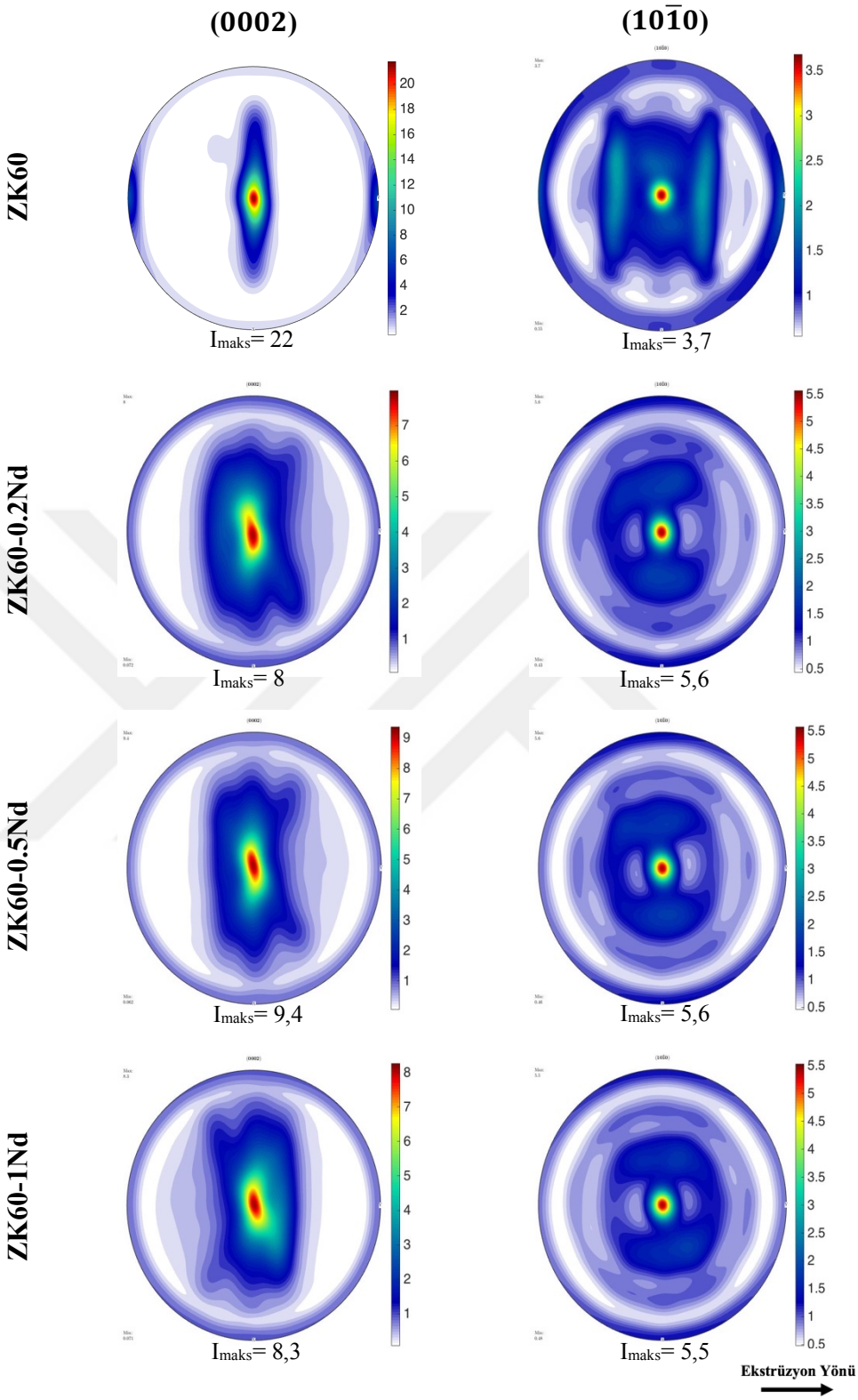
Şekil 4.36 ve 4.37' de 400 °C' de yapılan ekstrüzyon sonucunda La, Nd ve Y içeren alaşımların pole figure sonuçlarına bakıldığında, artan ekstrüzyon sıcaklığının özellikle (0002) taban düzlemi tekstür yoğunluğunun azalmasına neden olduğu görülmektedir. Ayrıca tekstür dağılımı ekstrüzyon yönüne dik yönde dağılım göstererek daha rastgele bir hal almıştır. $(10\bar{1}0)$ prizmatik düzlemi tekstür yoğunluğunda ekstrüzyon sıcaklığına bağlı olarak kayda değer bir değişim meydana gelmemiştir.



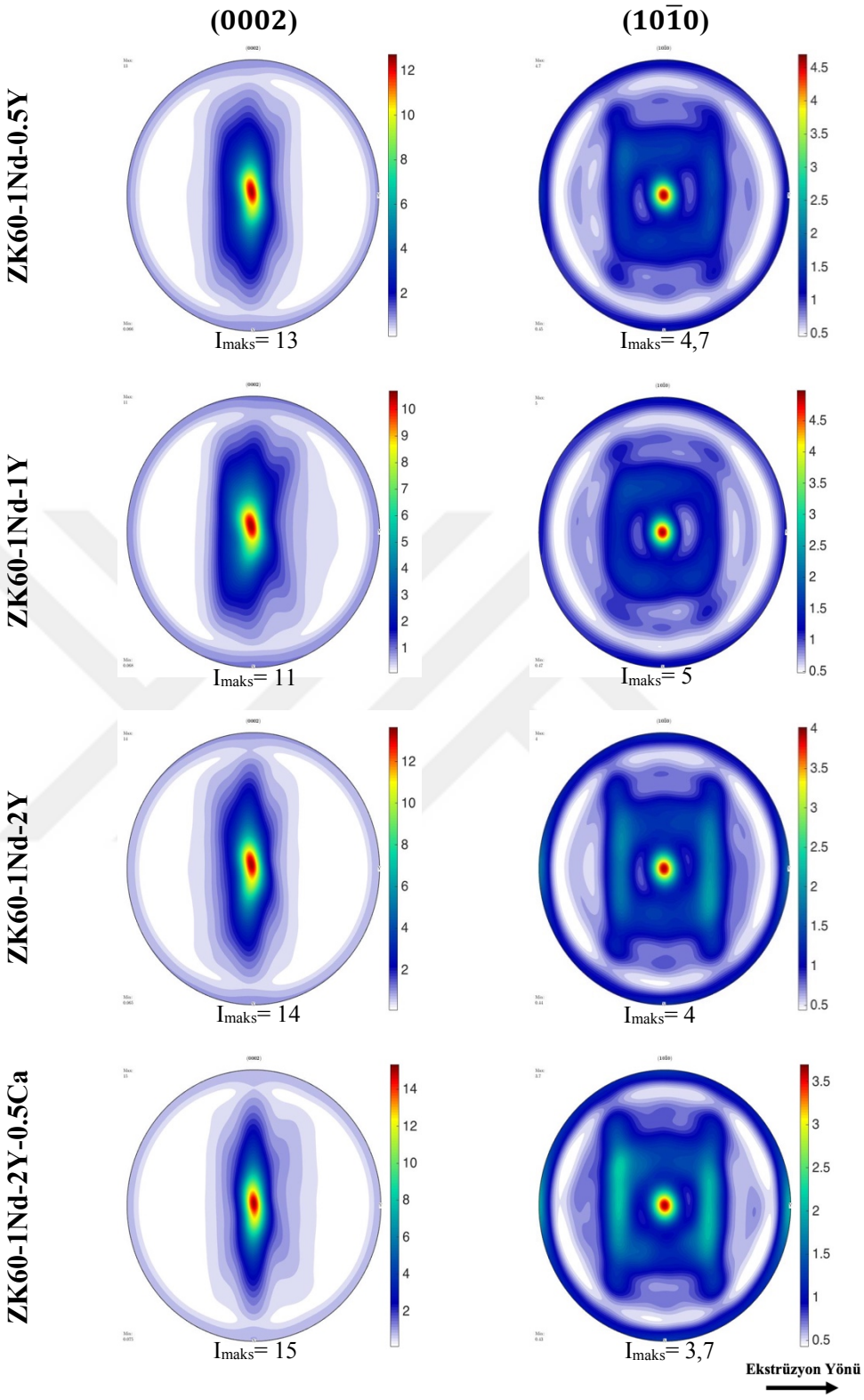
Şekil 4.32. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (10$\bar{1}$0) düzlemleri için pole figure sonuçları.



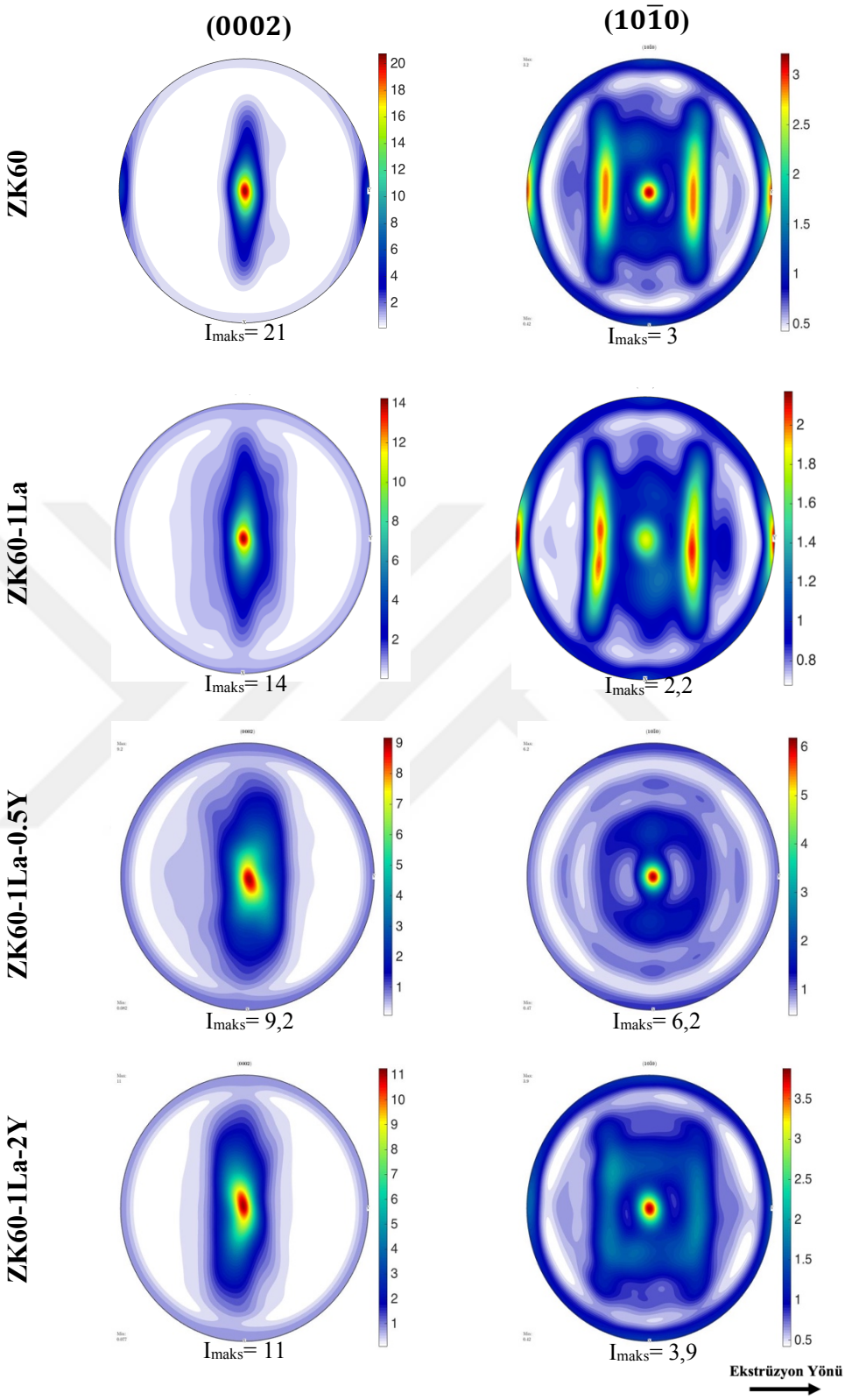
Şekil 4.33. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (10$\bar{1}$0) düzlemleri için pole figure sonuçları.



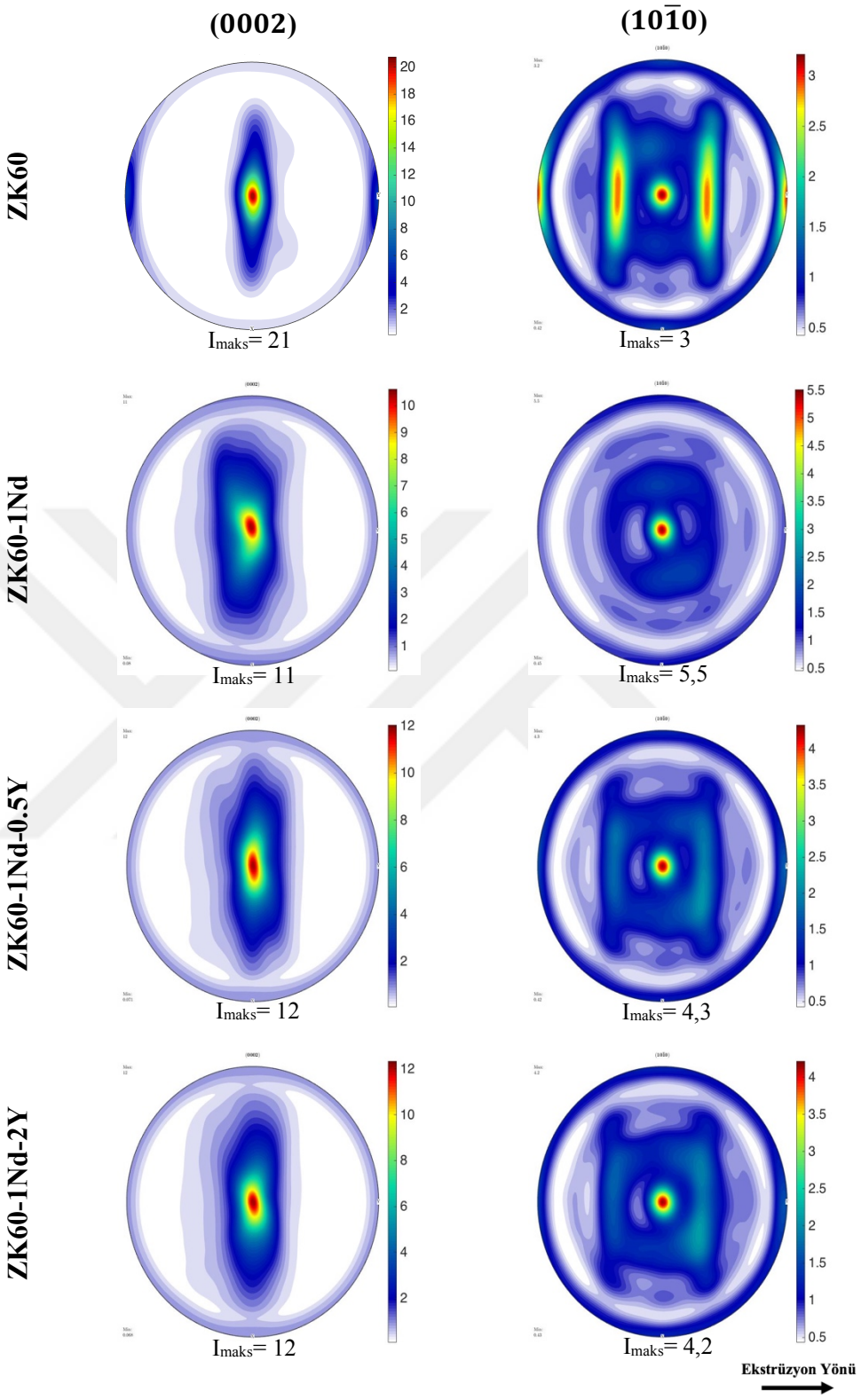
Şekil 4.34. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (10$\bar{1}$0) düzlemleri için pole figure sonuçları.



Şekil 4.35. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (10$\bar{1}$0) düzlemleri için pole figure sonuçları.



Şekil 4.36. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La ve Y içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (10$\bar{1}$0) düzlemleri için pole figure sonuçları.



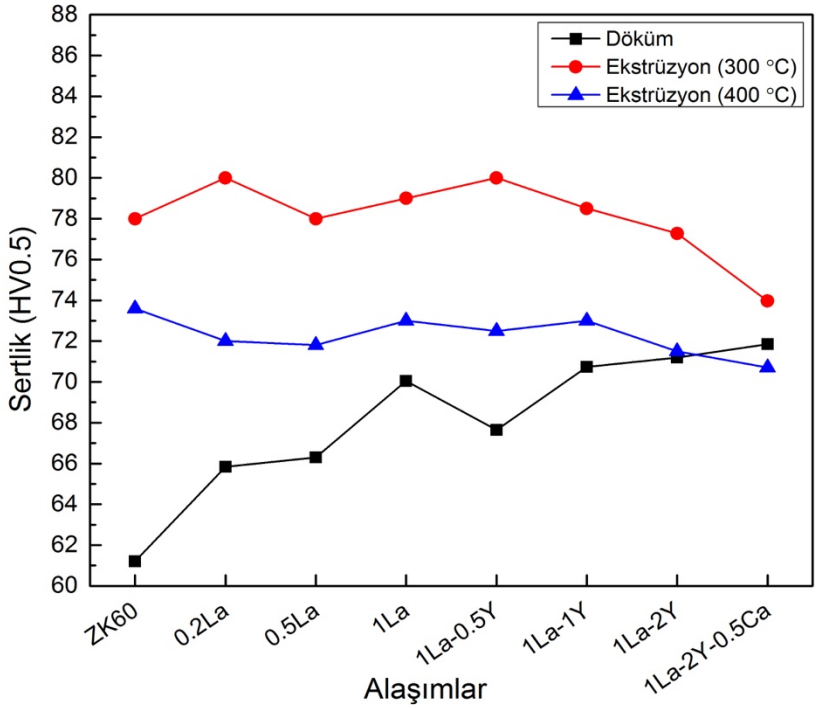
Şekil 4.37. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd ve Y içeren ZK60 alaşımlarının (0002) ve (10$\bar{1}$0) düzlemleri için pole figure sonuçları.

4.4. MEKANİK TEST SONUÇLARI

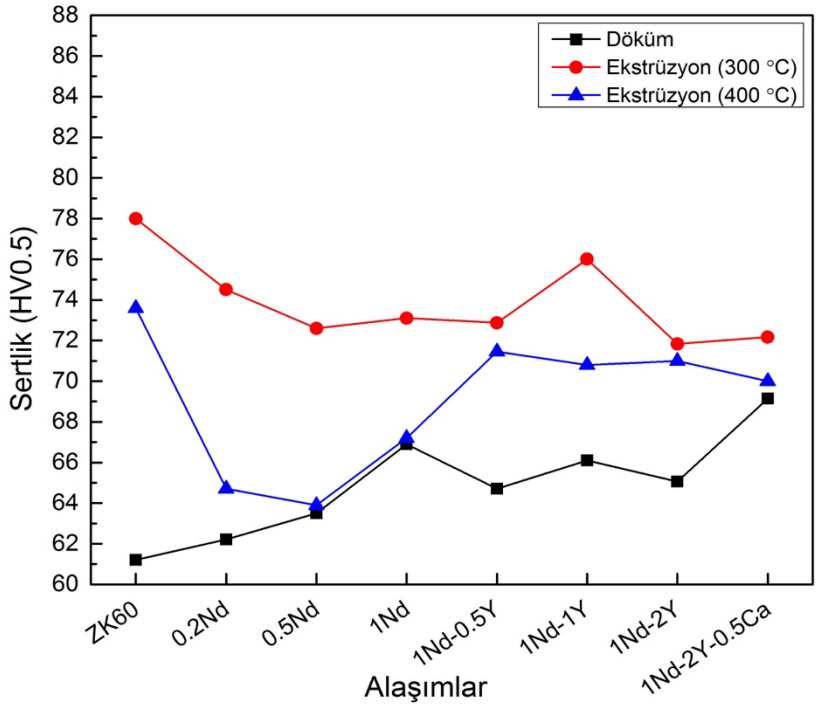
4.4.1. Sertlik Testi Sonuçları

Şekil 4.38 ve 4.39' da sırasıyla La ve Nd içeren ZK60 alaşımlarının döküm ve iki farklı sıcaklıkta yapıldıkları ekstrüzyon sonucunda elde edilen sertlik değerleri gösterilmektedir. Her iki grafikte de öncelikle döküm ve ektrüzyon halleri birbiri ile karşılaştırıldığında, genel olarak 300 °C' de ekstrüze edilen numunelerin en yüksek sertlik değerlerini ve döküm sonrası numunelerin en düşük sertlik değerlerini gösterdiği görülmektedir. Bu da, düşük sıcaklık ekstrüzyon ile sertliğin daha etkili bir şekilde arttığı sonucunu çıkarmıştır.

Her bir işlem için alaşım elementlerinin sertlik değişimine etkileri birbiri ile karşılaştırılarak incelendiğinde, her iki alaşım grubunda döküm sonrası sertliklerin artan alaşım elementi ilavesi ile orantılı olarak arttığı görülmektedir. Döküm sonrası La içeren alaşımların sertliklerinin Nd içeren alaşımlara kıyasla genel olarak biraz daha yüksek olduğu görülmüştür. La içeren ekstrüzyon alaşımları için sertlik değerlerinde dalgalanmalar meydana gelmiş ve döküm alaşımlarına kıyasla değişen alaşım elementi oranları ile daha küçük değişimler görülmüştür. Ancak Nd içeren ekstrüzyon alaşımlarında sertlik değerlerinde daha çok dalgalanma görülmüştür. Bütün numuneler içinde en yüksek sertlik değeri 300 °C' de ekstrüze edilen ZK60-1La-0.5Y alaşımı için bulunmuştur.



Şekil 4.38. La içeren alaşımların döküm ve ekstrüzyon sonrası sertlik değerleri.

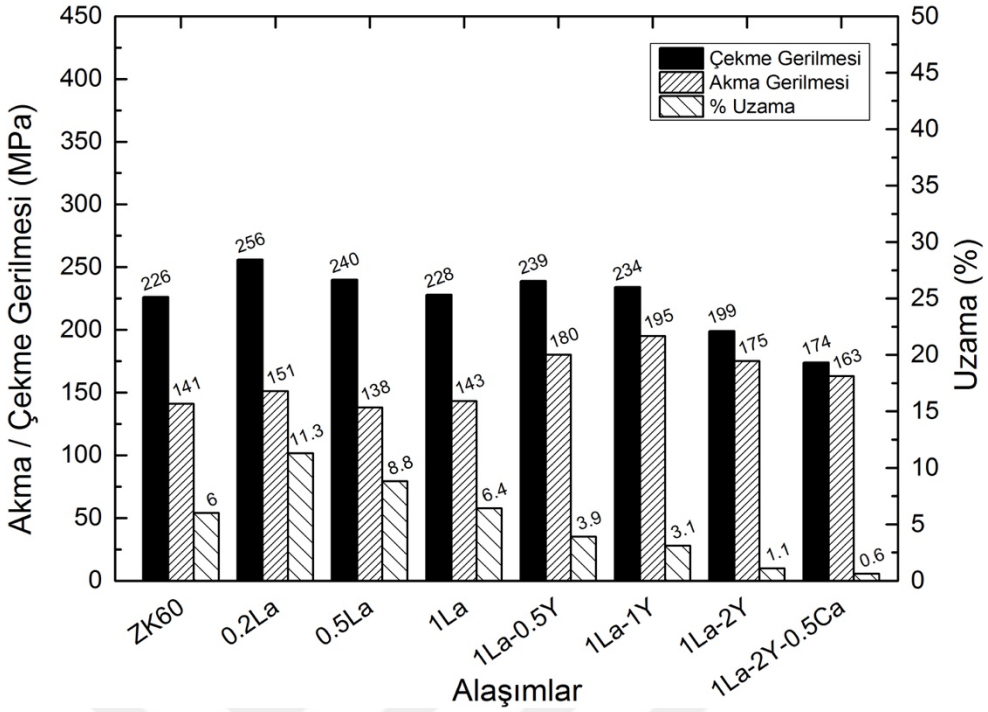


Şekil 4.39. Nd içeren alaşımların döküm ve ekstrüzyon sonrası sertlik değerleri.

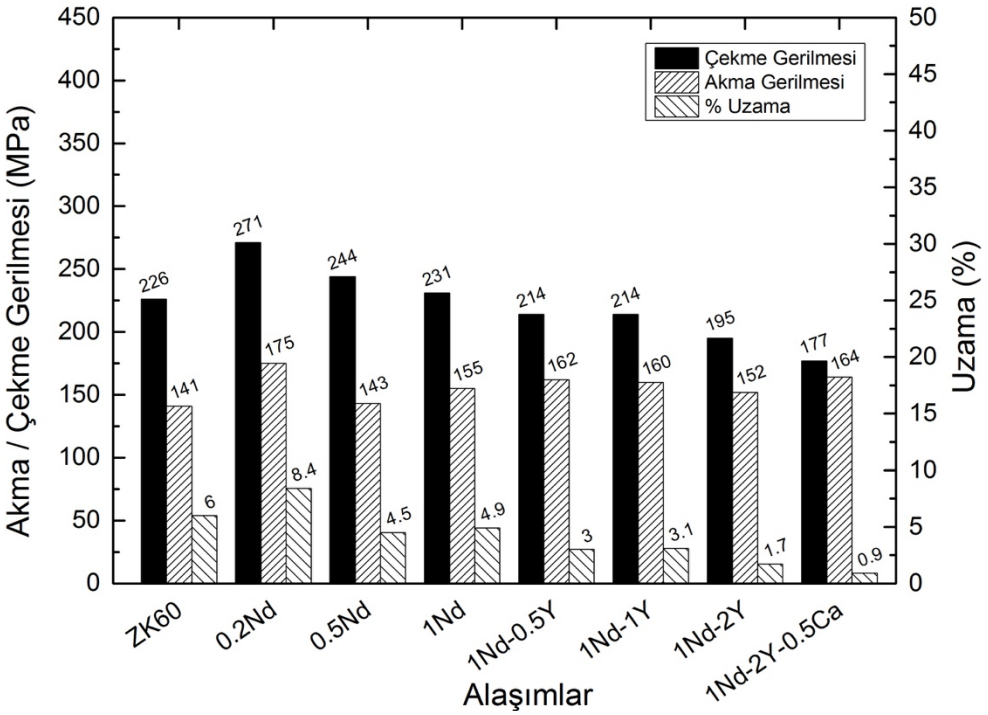
4.4.2. Çekme Testi Sonuçları

Şekil 4.40-4.45' de döküm ve iki farklı ekstrüzyon sonrası alaşımların çekme testi sonuçları verilmiştir. Ağ.%0.5 Ca içeren alaşımların 400 °C' de ekstrüzyon sonrası yüzeylerinde çok fazla kenar çatlağı oluştuğundan bu alaşımlara çekme testi uygulanmamıştır. Şekil 4.40 ve 4.41' deki sırasıyla La ve Nd içeren ZK60 alaşımlarının döküm sonrası çekme testi sonuçları incelendiğinde her iki alaşım grubunda, yalnızca ağ.%0,2 La ve ağ.%0,2 Nd içeren ZK60 alaşımlarının en yüksek maksimum çekme gerilmesi ve % uzaması göstererek en iyi mekanik özelliklere sahip olduğu görülmektedir. Artan alaşım elementi miktarı ile çekme dayanımında genel olarak azalma görülürken, akma dayanımında tam tersi artma eğilimi görülmektedir. Bu durum artan alaşım elementi ile çekme ve akma dayanımları arasındaki farkın azalmasına neden olmuştur. Alaşım elementi ile oluşan kaba ikincil fazların sebep olduğu bu durum ayrıca orantılı olarak % uzama değerlerinde de azalmaya neden olmuştur.

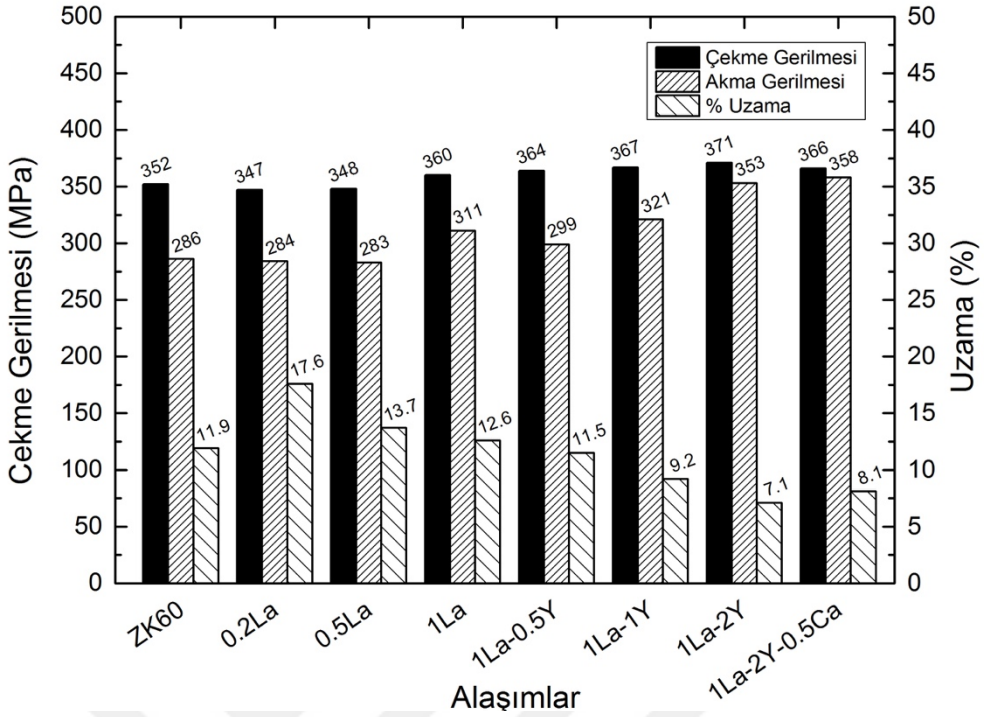
Şekil 4.42 ve 4.43' deki 300 °C' de ekstrüzyon sonrası sırasıyla La ve Nd içeren alaşımların çekme testi sonuçlarına bakıldığında, mekanik özelliklerin döküm hallerine kıyasla çok fazla geliştiği görülmektedir. Şekil 4.42' deki La içeren alaşımların akma ve çekme dayanımlarında artan alaşımlama miktarı ile sürekli olarak bir artış görülürken, % uzama değerlerinde de ağ.%0,2 La ilavesinden itibaren sürekli bir azalma görülmüştür. Bunun yanında akma ve çekme dayanımları arasındaki fark yine alaşımlama miktarı arttıkça azalmıştır. Şekil 4.43' deki Nd içeren alaşımların çekme dayanımları, La içeren alaşımlara kıyasla artan alaşımlama ile daha az değişim göstermiştir ancak akma ve çekme dayanımları artan Nd ve Y ilavesi ile artmıştır ve % uzama değerleri kayda değer bir değişim göstermemiştir. Şekil 4.44 ve 4.45' de gösterilen 400 °C' de ekstrüzyon sonrası sırasıyla La ve Nd içeren alaşımların akma ve çekme dayanımı sonuçları, 300 °C' deki alaşımlara nazaran çok daha az değişim göstermiştir. Buradan, artan ekstrüzyon sıcaklığı ile alaşım elementi değişiminin mekanik özelliklerdeki etkisinin azaldığı çıkarımı yapılabilir. Ayrıca % uzama değerleri 300 °C' deki alaşımlara kıyasla çok daha yüksek bulunurken, akma ve çekme dayanımları oldukça düşmüştür. Artan alaşım elementi ilavesi ile % uzama değerleri yine beklendiği gibi düşüş göstermiştir.



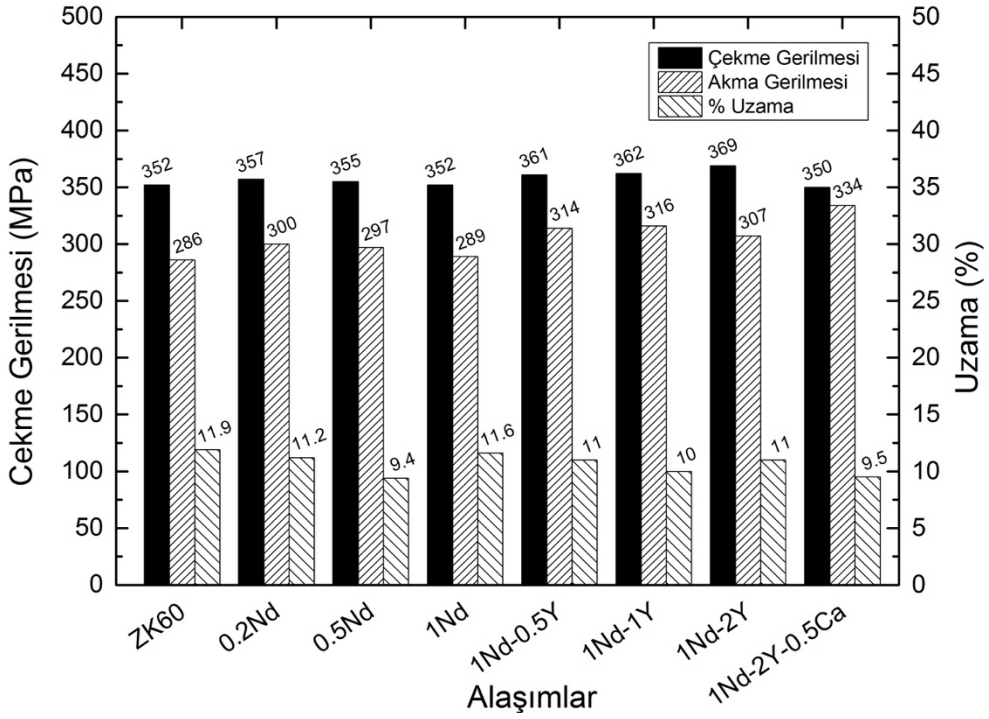
Şekil 4.40. Döküm sonrası La içeren alaşımların çekme testi sonuçları.



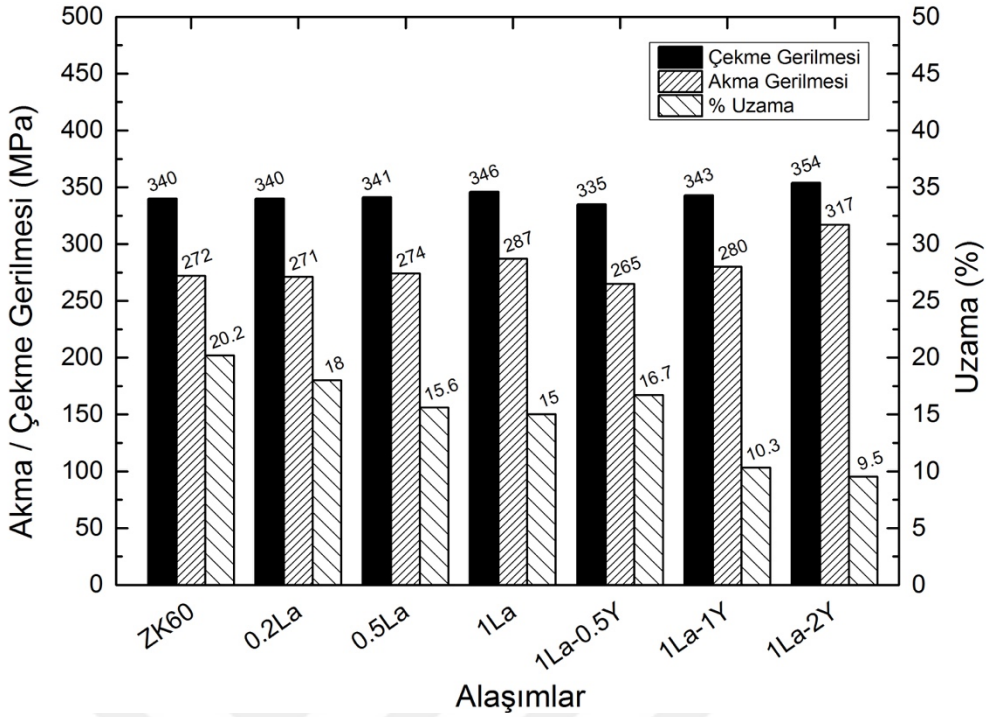
Şekil 4 41. Döküm sonrası Nd içeren alaşımların çekme testi sonuçları.



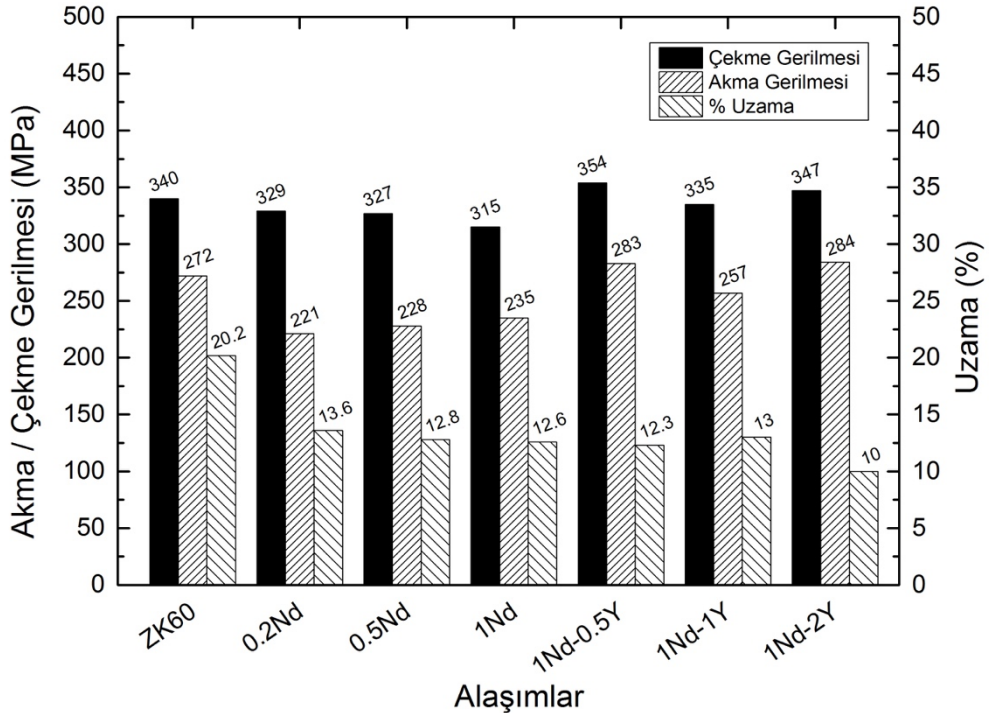
Şekil 4.42. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların çekme testi sonuçları.



Şekil 4.43. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların çekme testi sonuçları.



Şekil 4.44. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların çekme testi sonuçları.



Şekil 4.45. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların çekme testi sonuçları.

4.4.3. Kırık Yüzey SEM Görüntüleri

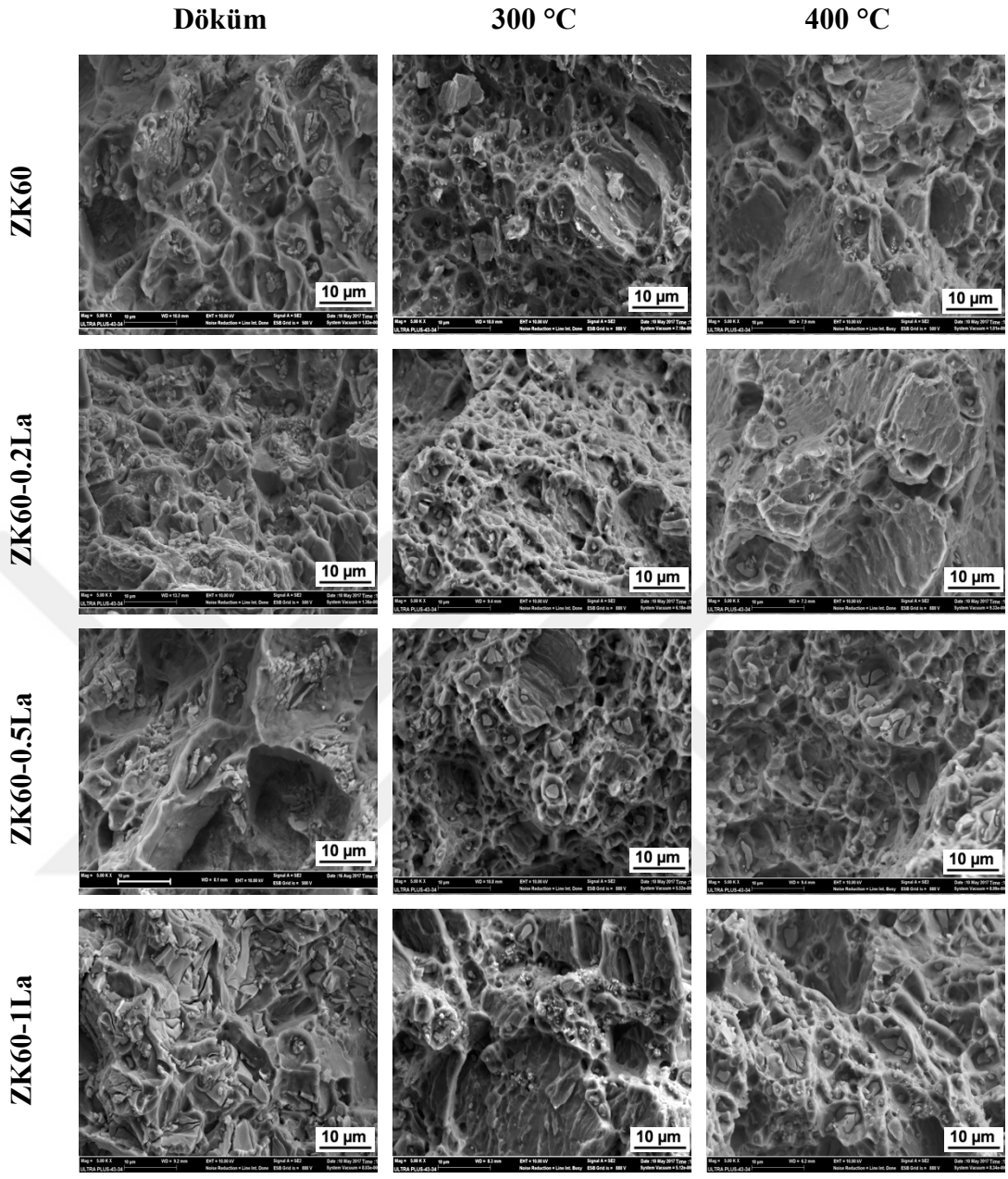
Şekil 4.46-4.49' da döküm ve ekstrüzyon alaşımlarına yapılan çekme testleri sonrasında kırık yüzeylerden alınan SEM görüntüleri verilmiştir. Bütün numunelerin döküm ve ekstrüzyon halleri birbiri ile kıyaslandığında, döküm alaşımlarının daha çok klivaj ve yırtılma köşeleri içererek gevrek kırılma davranışı gösterdiği ancak ekstrüzyon alaşımlarının kırık yüzeylerinde sünek kırılma davranışını işaret eden "dimple" adı da verilen çok sayıda küçük çukurların olduğu görülmüştür. Bu çukurların genellikle iç kısımlarında ekstrüzyon sırasında dağılmış küçük ikincil fazlara rastlanmıştır. Ekstrüzyon sıcaklığının artması ile yüzeydeki çukurların miktarı önemli ölçüde artmıştır.

Şekil 4.46' da ZK60 alaşımında kırık yüzeylerde kırılmaya yol açabilecek ikincil fazlara rastlanmazken artan La ilavesi ile hem döküm hem de ekstrüzyon alaşımlarının kırık yüzeylerindeki kırılmış ikincil fazların miktarı artmıştır.

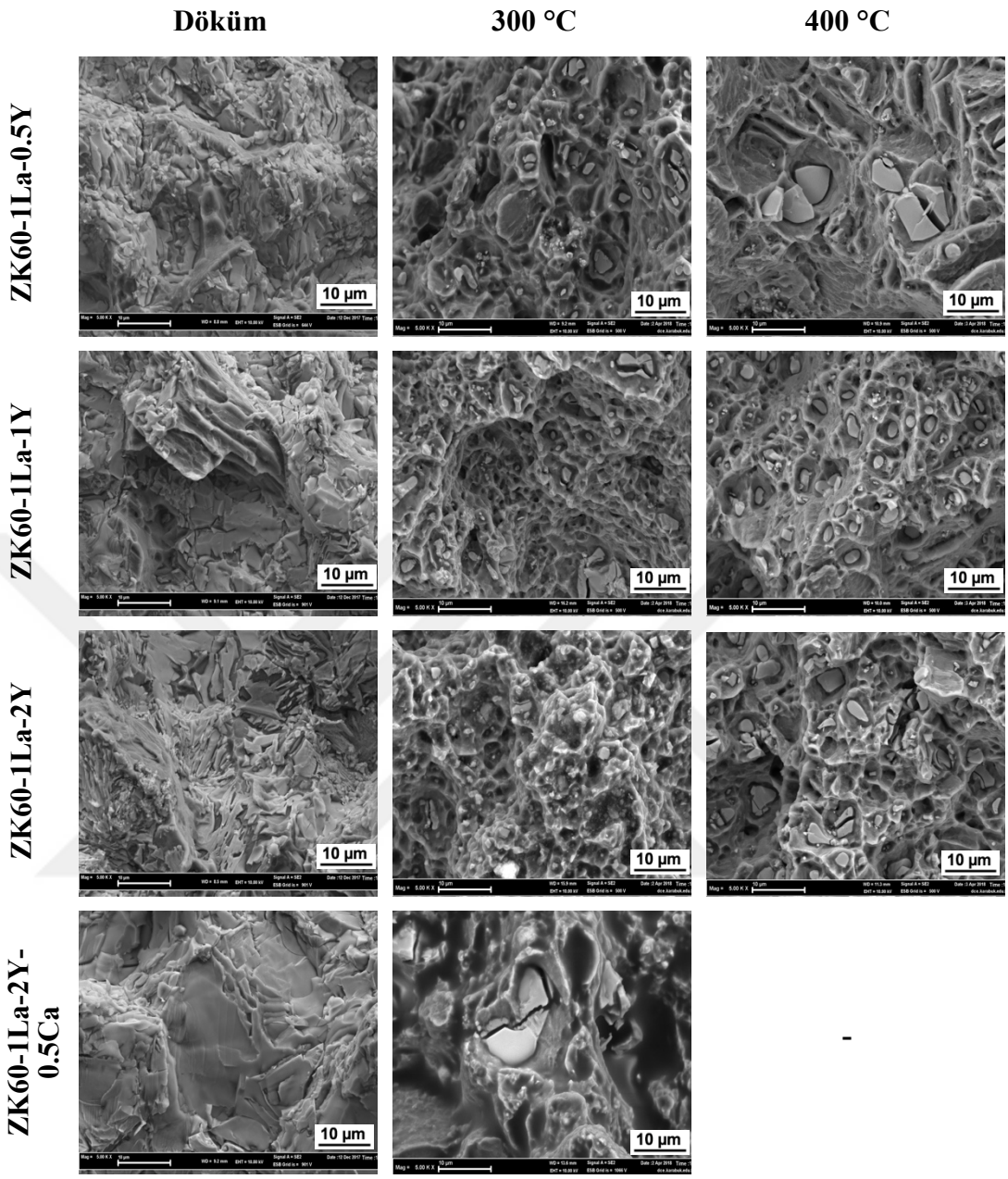
Şekil 4.47' de ZK60-1La alaşımında artan Y ilavesinin ikincil faz hacim oranını önemli ölçüde arttırması sebebiyle kırık yüzeylerdeki ikincil fazlar çok daha fazla görülmüştür. Ekstrüzyon alaşımlarında çukurların içinde de bulunan bu partiküller bu alaşımların çekme testi sırasında erken kırılma göstererek % uzama değerlerinin düşmesine neden olmuştur.

Şekil 4.48' de yalnızca Nd içeren alaşımların Şekil 4.26 ve 4.30' daki homojen ve ekstrüzyon SEM görüntülerinde de görülen kaba Mg-Zn-Nd ikincil fazlarının kırık yüzeylerde de var olduğu görülmektedir.

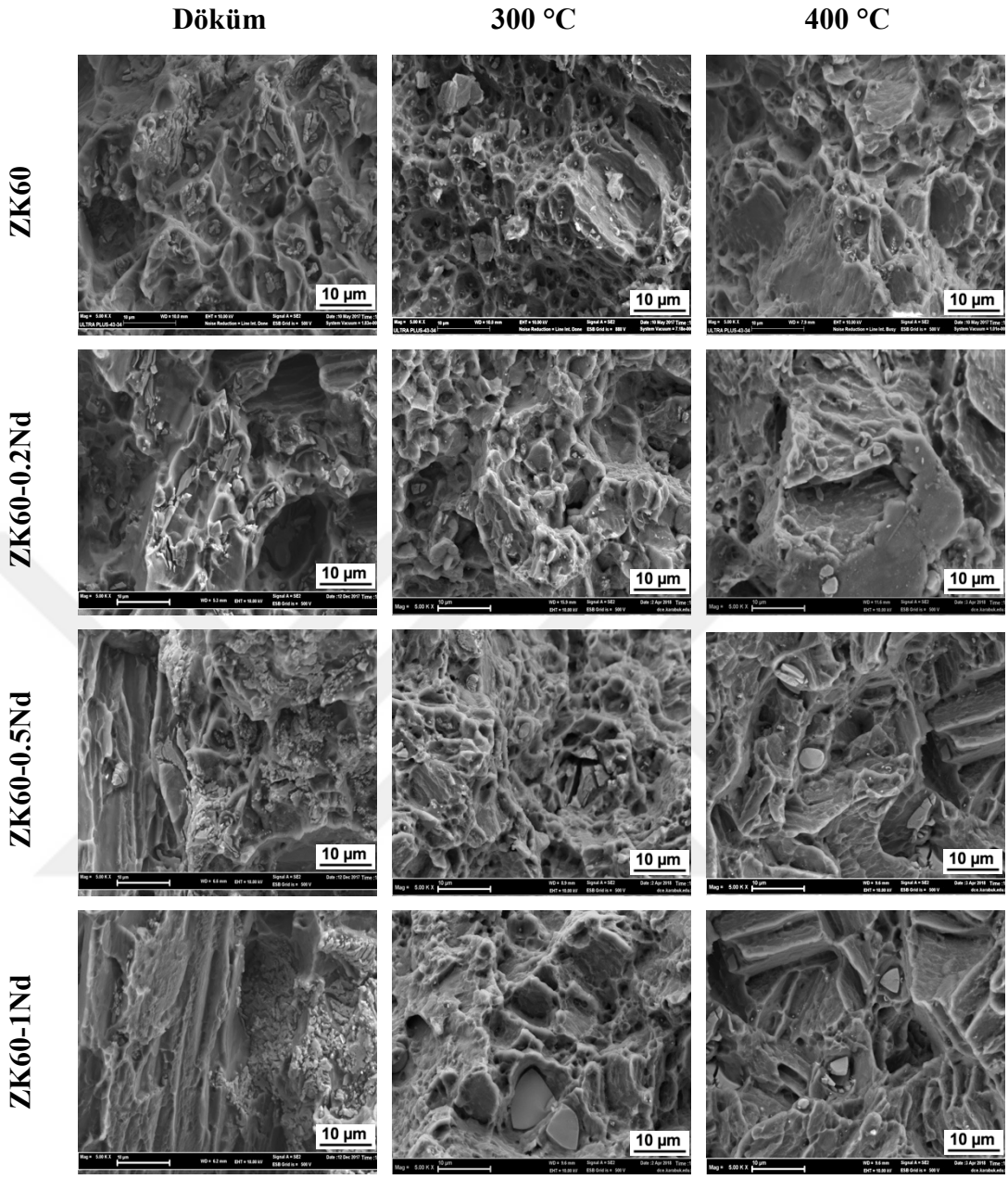
Şekil 4.49' da ZK60-1Nd alaşımına artan Y ilavesi ile kırık yüzeylerdeki ikincil fazların artış göstererek erken kırılmalara neden olduğu anlaşılmaktadır. Ancak yine de ekstrüzyon numuneleri kırık yüzeylerinde çok sayıda çukurlar görülmektedir.



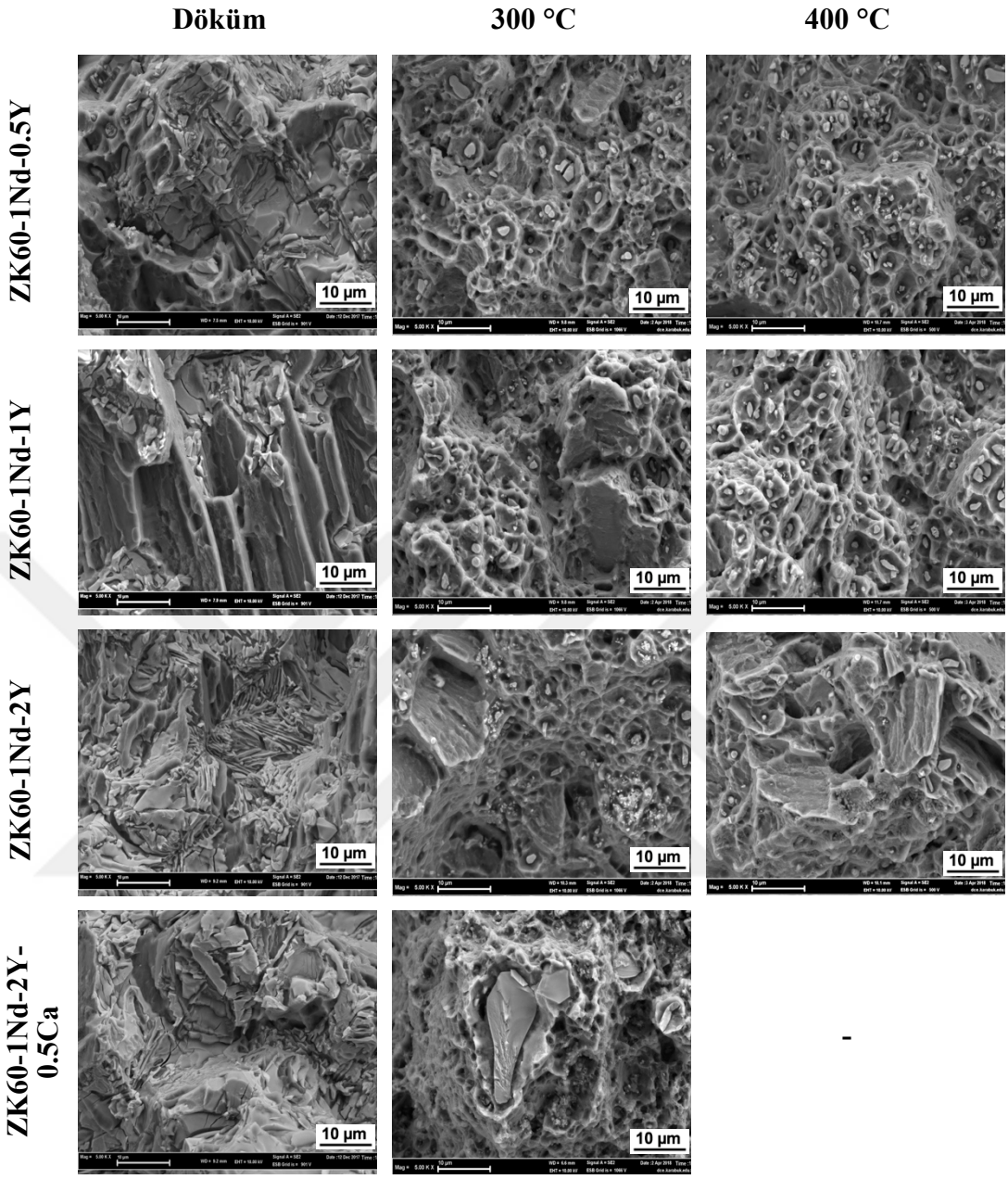
Şekil 4.46. La içeren ZK60 alaşımlarının çekme testi sonrası kırık yüzey SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.47. La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının çekme testi sonrası kırık yüzey SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.48. Nd içeren ZK60 alaşımlarının çekme testi sonrası kırık yüzey SEM mikroyapı görüntüleri.

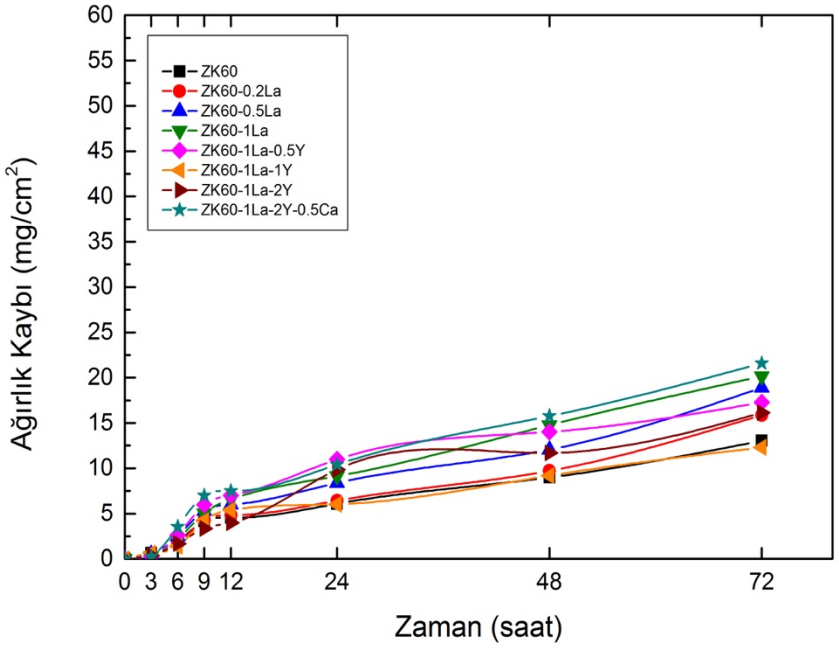


Şekil 4.49. Nd, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının çekme testi sonrası kırık yüzey SEM mikroyapı görüntüleri.

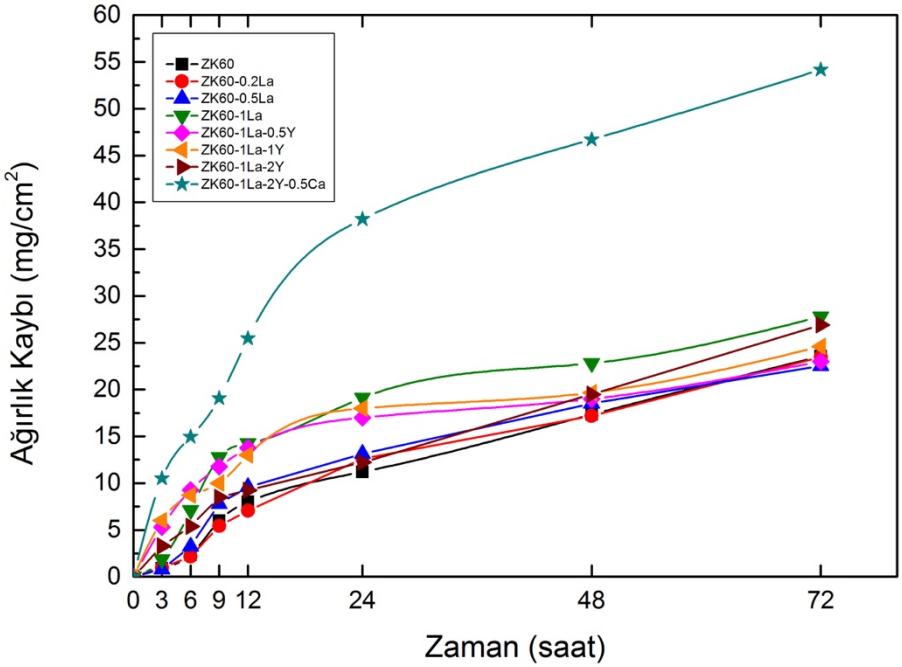
4.5. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI

4.5.1. Daldırma Testi Sonuçları

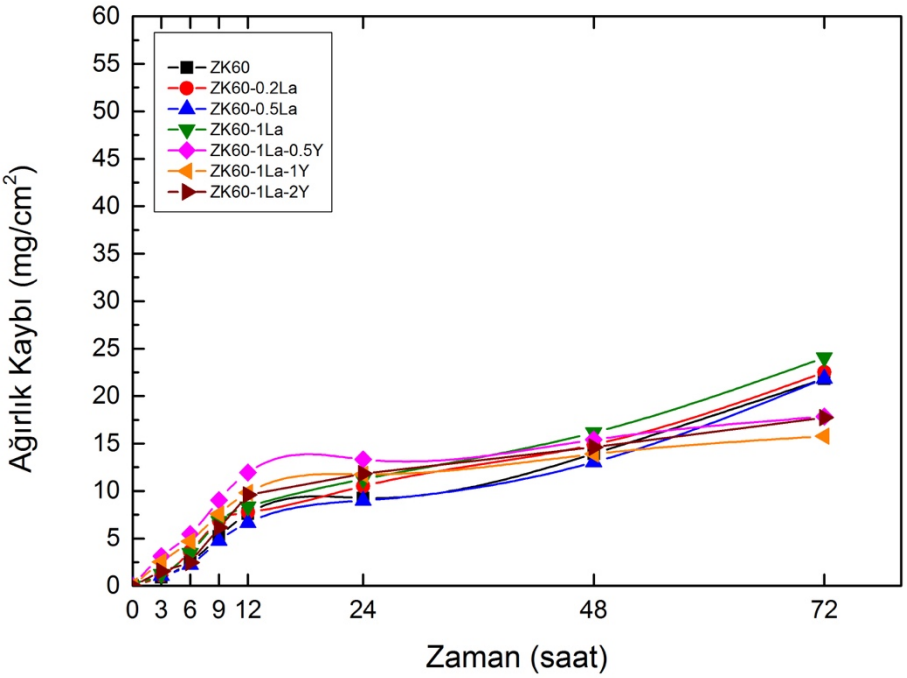
Şekil 4.50-4.53' de La içeren, Şekil 4.54-4.57' de Nd içeren alaşımların daldırma testi sonrası döküm ve ekstrüzyon numunelerinin zamana göre ağırlık kayıp grafikleri ve bu grafiklerden elde edilen korozyon oranları verilmektedir. Ağırlık kaybı ve zaman grafikleri genel olarak incelendiğinde, daldırma başlangıcından 9-12 saat aralığında kadar korozyon daha hızlı ilerlerken, bu saatlerden sonra eğim azalarak korozyon çok daha yavaş ilerlemiştir. Bu da numune yüzeylerinde oluşan oksit tabakasının 9-12 saat aralığında kararlı hale gelerek korozyon ilerlemesini yavaşlattığı anlamına gelmektedir. Hem La hem de Nd içeren alaşımlarda döküm ve ekstrüzyon sonrası artan alaşım elementi ile korozyon oranında da artış görülmüştür. Ayrıca döküm alaşımları, ekstrüzyon alaşımlarına kıyasla daha iyi korozyon direnci sergilemiştir. 300 °C' de ekstrüze edilen alaşımlar çoğunlukla en kötü korozyon direncini göstermiştir. Ekstrüzyon sıcaklığının artması ile korozyon direnci de daha iyi yeniden kristalleşmenin gerçekleşmesinden kaynaklı olarak önemli ölçüde geliştirilmiştir.



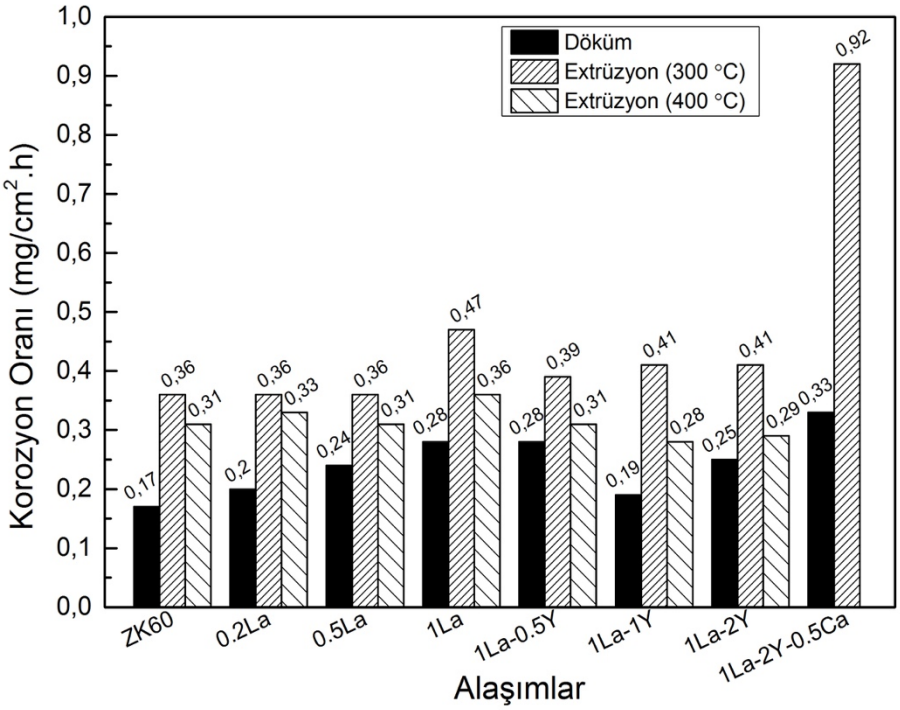
Şekil 4.50. Döküm sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları.



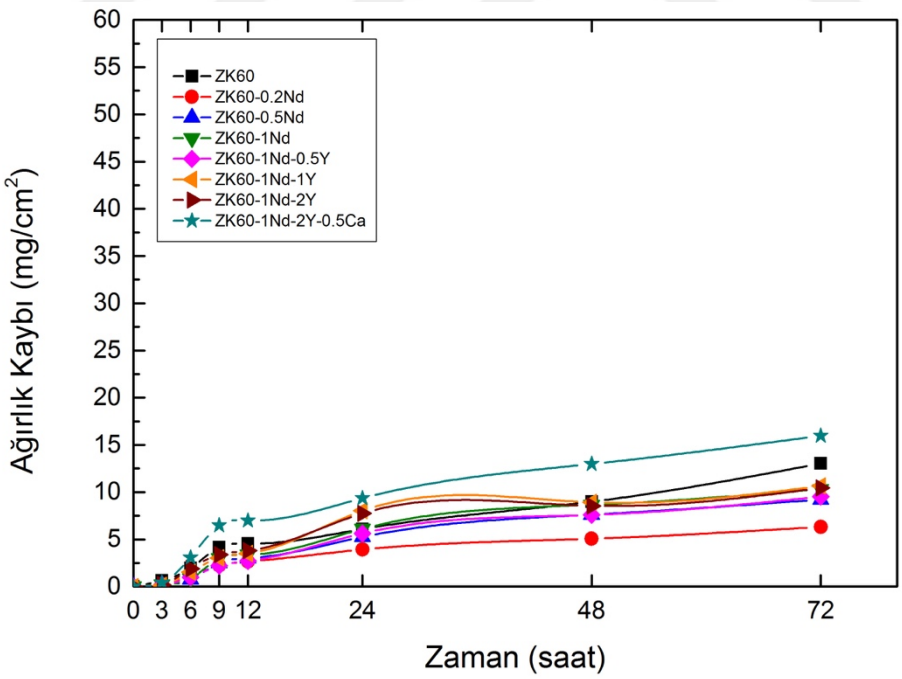
Şekil 4.51. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları.



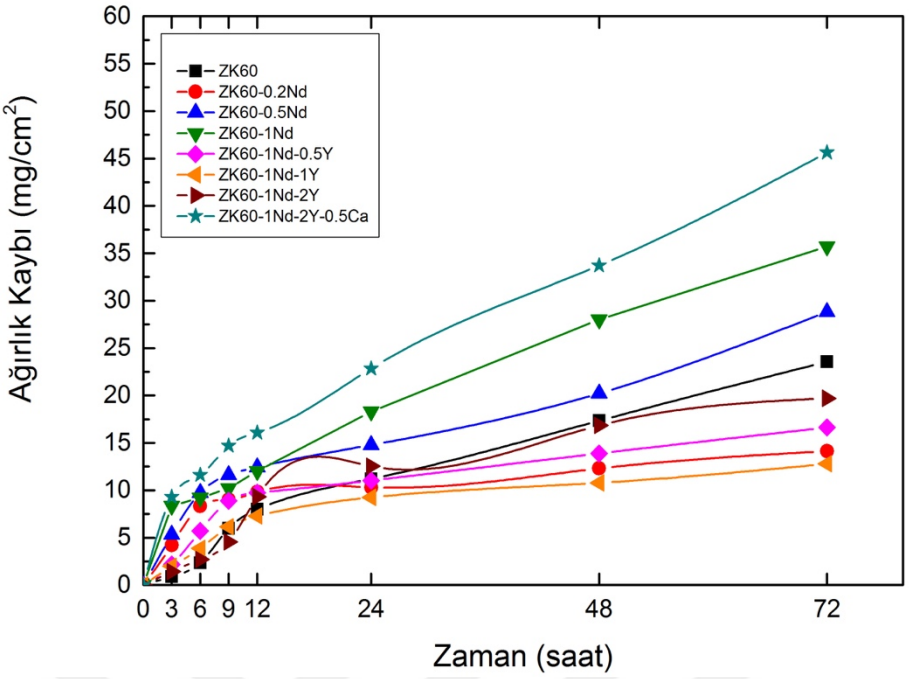
Şekil 4.52. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları.



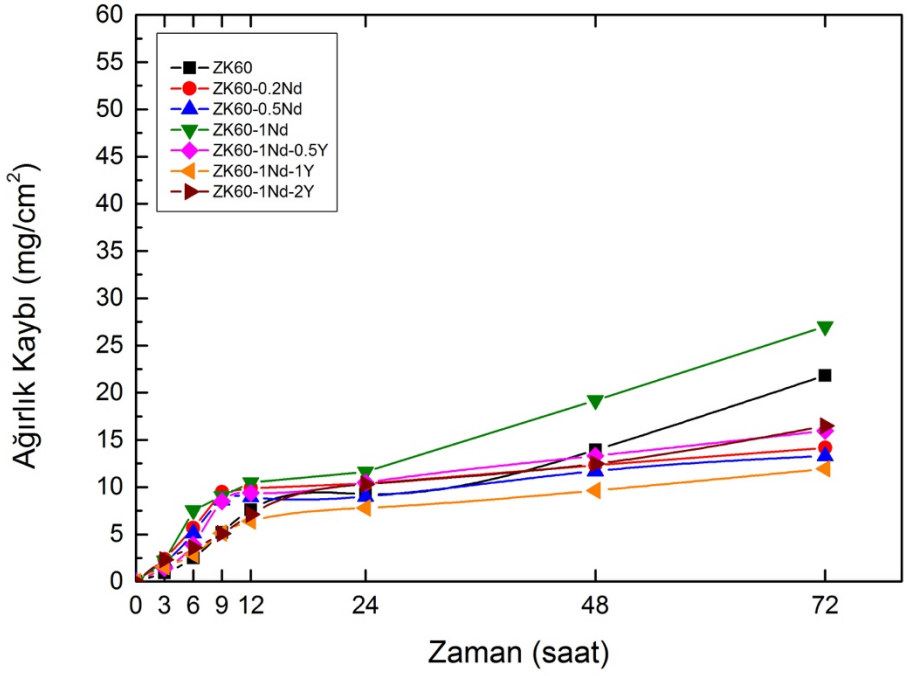
Şekil 4.53. La içeren ZK60 alaşımlarının daldırma testi sonucunda elde edilen korozyon oranları.



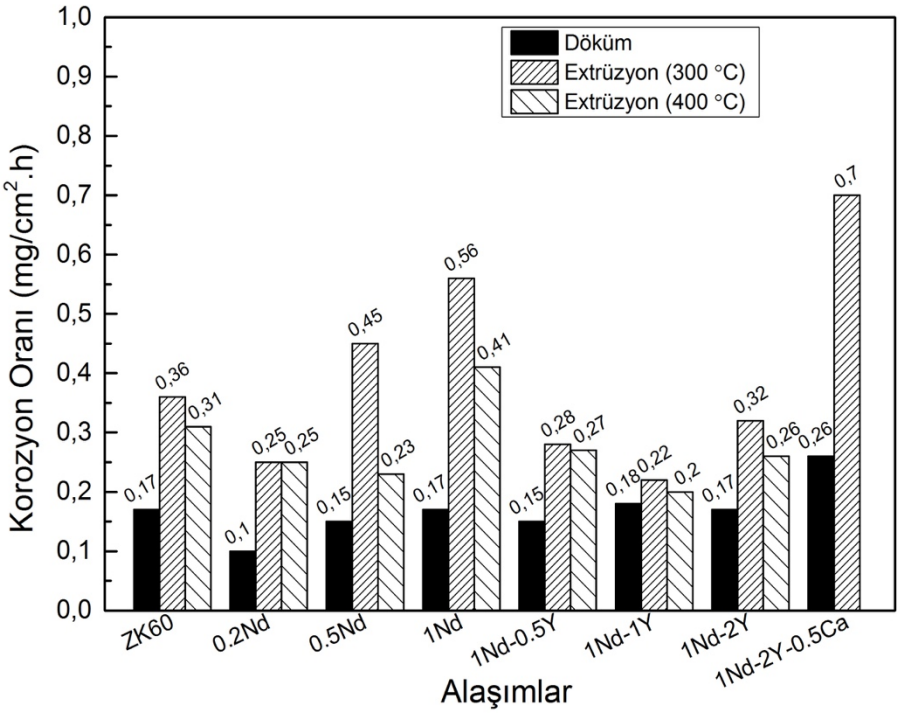
Şekil 4.54. Döküm sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları.



Şekil 4.55. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları.



Şekil 4.56. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren ZK60 alaşımlarının zamana bağlı ağırlık kayıpları.

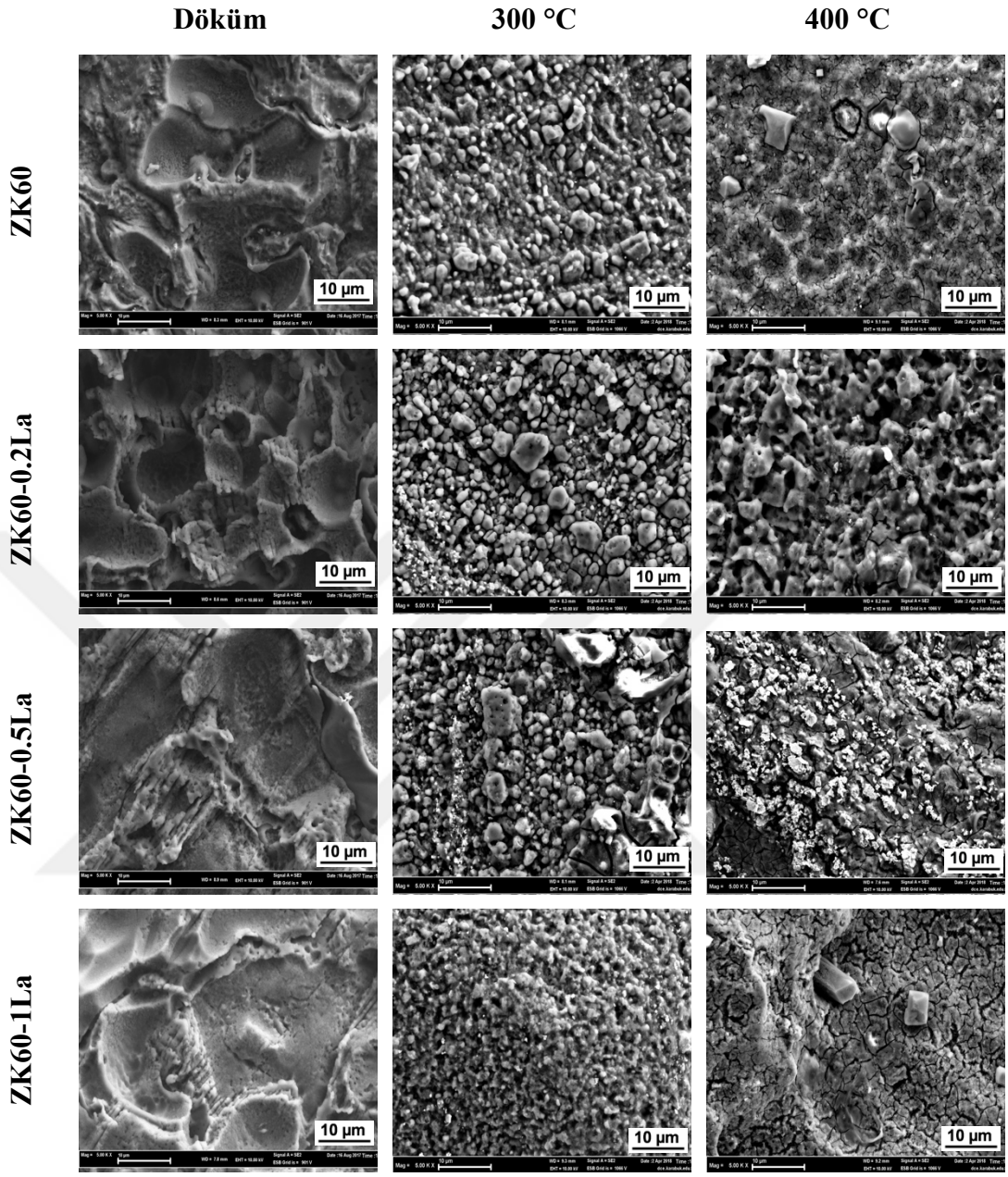


Şekil 4.57. Nd içeren ZK60 alaşımlarının daldırma testi sonucunda elde edilen korozyon oranları.

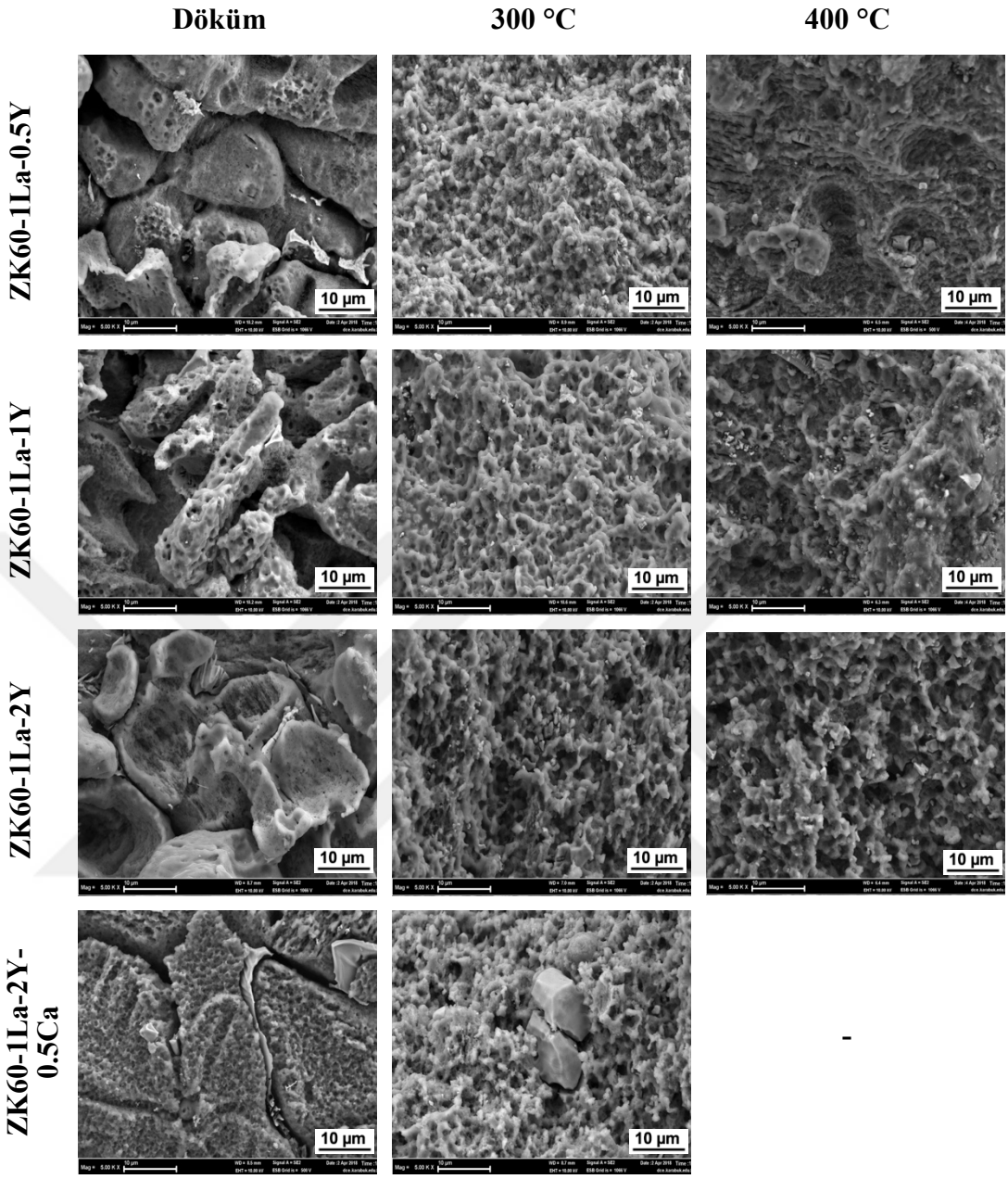
4.5.2. Daldırma Testi Sonrası Yüzeylerin SEM Görüntüleri

Şekil 4.58-4.61' de döküm ve ekstrüzyon alaşımlarına 72 saat boyunca yapılan daldırma testleri sonrasında korozyona uğramış yüzeylerden alınan SEM görüntüleri verilmiştir. Görüntüler korozyona uğramış numunelerin kromik asit çözeltisine daldırılarak korozyon parçalarının temizlenmesinin ardından alınmıştır. Bütün alaşımlarda korozyonun mikrogalvanik etki yaratan ikincil fazlardan ve tane sınırlarından başlayarak ilerlediği görülmektedir. Döküm numunelerindeki daha çok kaba taneli mikroyapıdaki taneler arasında ve belli bölgelerde ikincil fazların olduğu yerlerde ilerlemiş olan çukurcuk korozyonu mevcuttur. Ekstrüzyon alaşımlarında küçük taneli yapı ile artmış olan tane sınırları boyunca ve dağılmış ikincil fazların etrafında çukurcuk korozyonu mevcuttur.

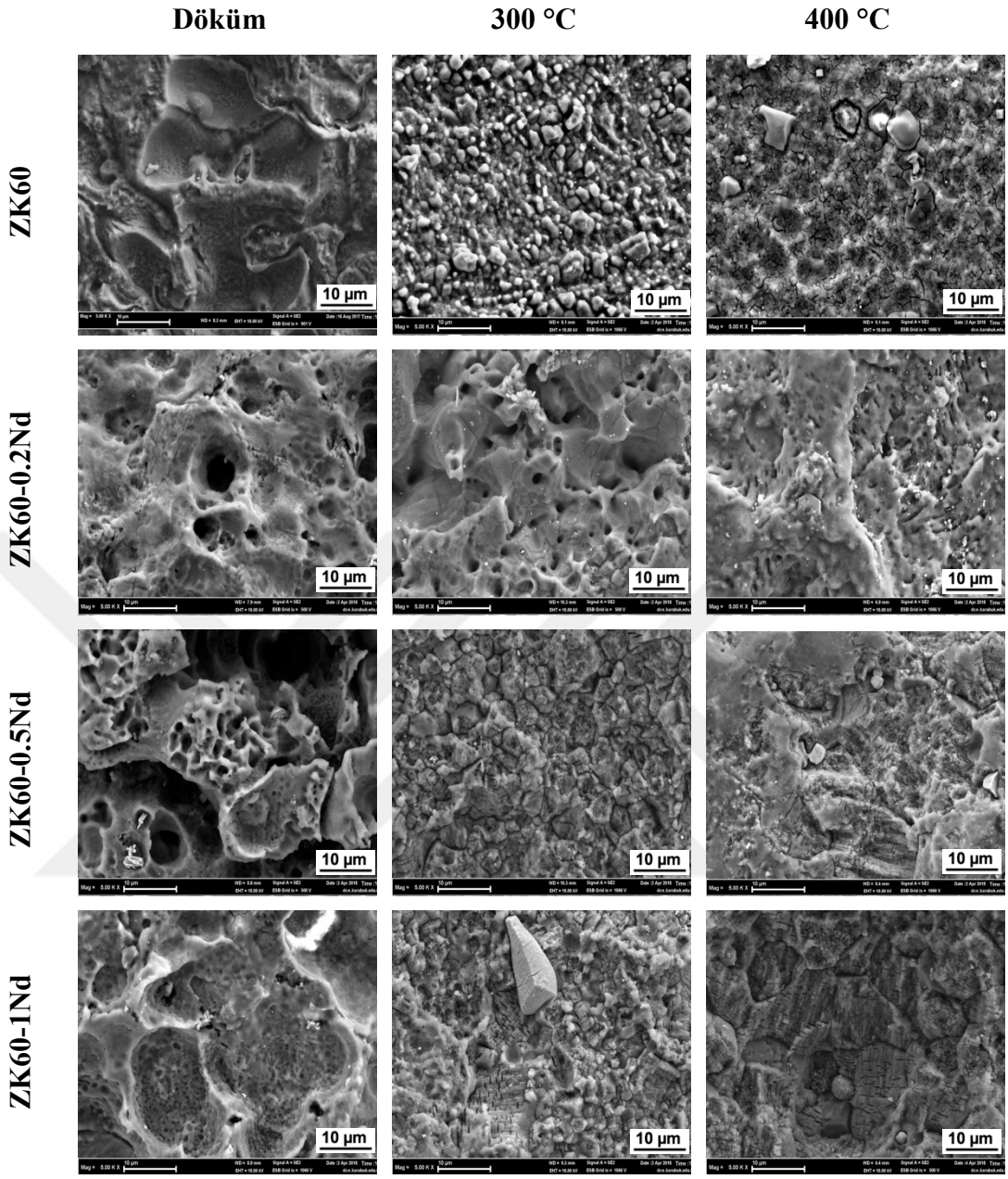
Genellikle 400 °C' de ekstrüze edilen numuneler daha az çukurcuk korozyonu göstererek daha az korozyona uğramıştır. Ekstrüzyon sıcaklığı ile artan tane boyutu sonucunda azalan tane sınırları korozyon miktarını azaltmıştır



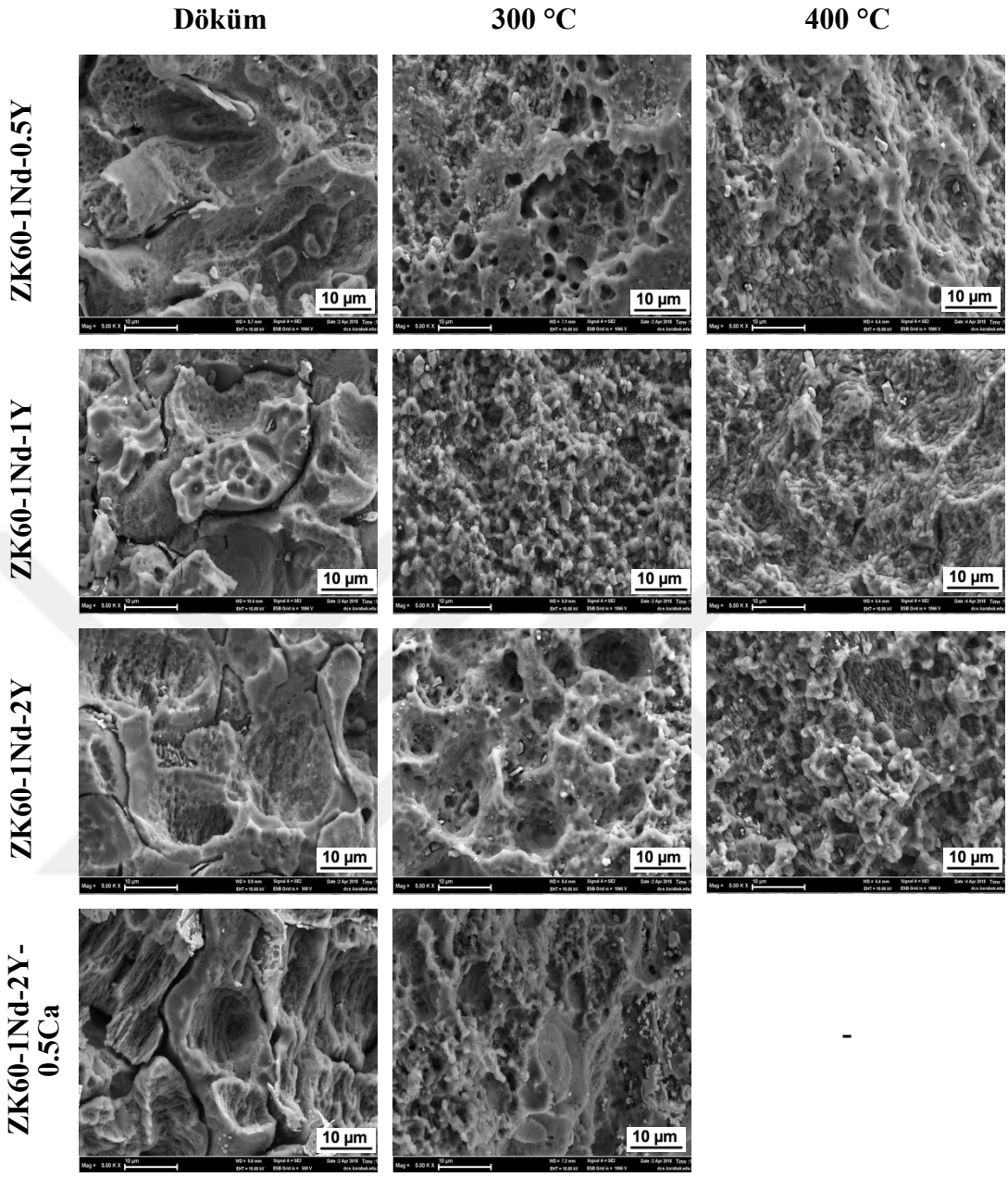
Şekil 4.58. La içeren ZK60 alaşımlarının korozyon testi sonrası yüzey SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.59. La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının korozyon testi sonrası yüzey SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.60. Nd içeren ZK60 alaşımlarının korozyon testi sonrası yüzey SEM mikroyapı görüntüleri.



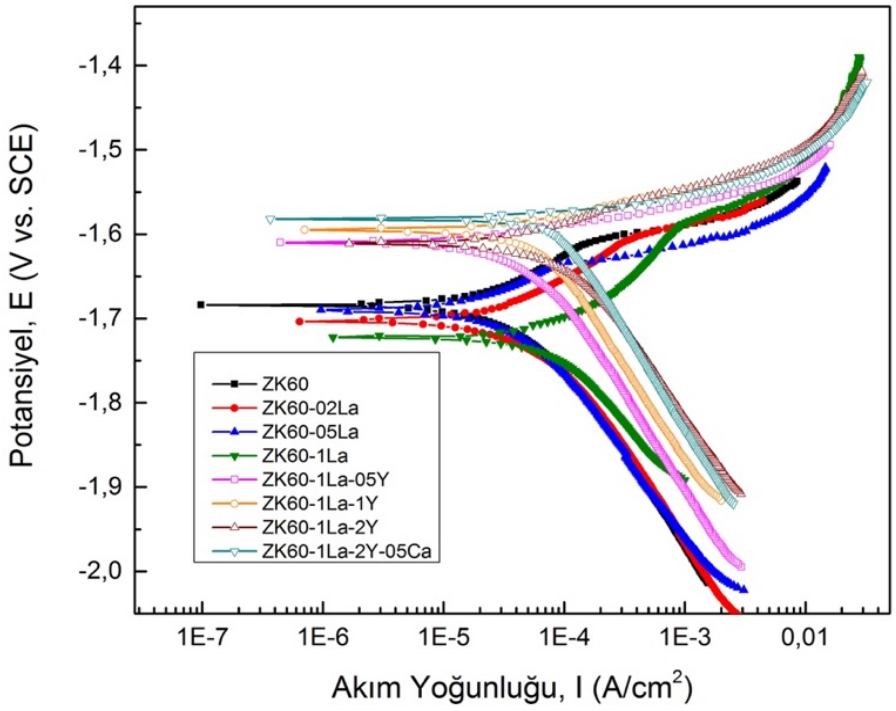
Şekil 4.61. La, Y ve Ca içeren ZK60 alaşımlarının korozyon testi sonrası yüzey SEM mikroyapı görüntüleri.

4.5.3. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi Sonuçları

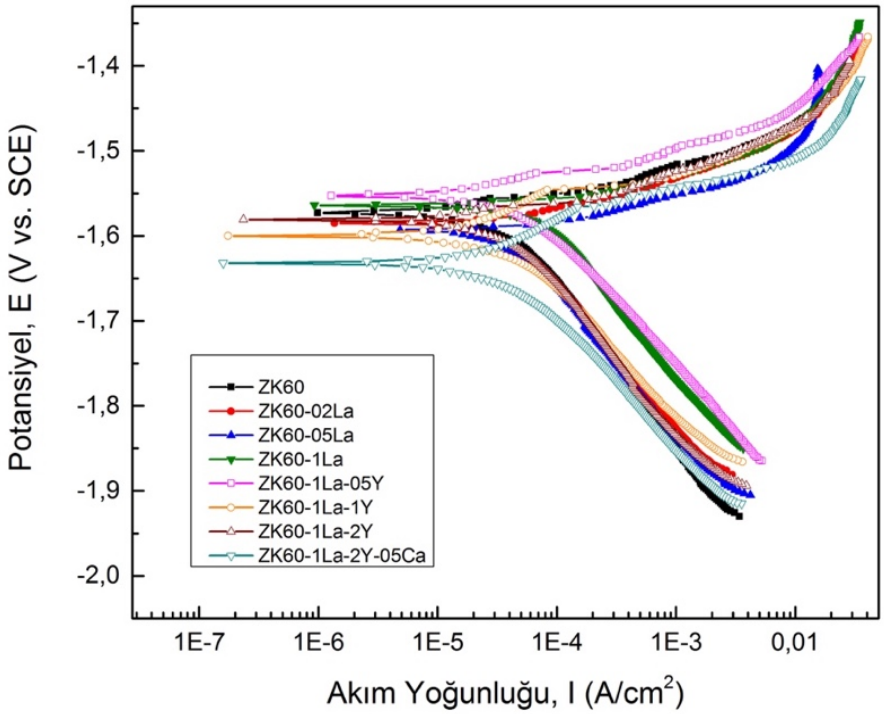
Şekil 4.62-4.71’ de La içeren, Şekil 4.72-4.81' de Nd içeren alaşımların döküm ve ekstrüzyon sonrası potansiyodinamik polarizasyon testleri sonucunda elde edilen polarizasyon eğrileri ve bunlardan hesaplanan korozyon akım yoğunlukları ve korozyon potansiyelleri gösterilmektedir. Ekstrüzyon numunelerinin potansiyodinamik ölçümleri hem ekstrüzyon yönüne paralel kesitten hem de ekstrüzyon yönüne dik kesitten yapılmıştır.

Şekil 4.67-4.71' deki La içeren alaşımlara ait korozyon akım yoğunlukları ve potansiyellerine bakıldığında öncelikle döküm alaşımlarının korozyon potansiyelinin ekstrüzyon alaşımlarına kıyasla daha negatif değerlerde olduğu görülmüştür. Ancak korozyon akım yoğunlukları birbiri ile benzerlik göstermiştir. Döküm sonrası ZK60-1La alaşımlarına yapılan Y ilavesi korozyon potansiyelini önemli ölçüde pozitif değerlere çekmiştir ve korozyon akım yoğunluğu da bununla birlikte düşüş göstermiştir. Ancak ekstrüzyon alaşımlarında korozyon potansiyellerinde kayda değer bir değişim görülmezken, yine Y ilavesi ile korozyon akım yoğunluğunda düşüş gözlenmiştir. Ekstrüzyon sıcaklığı ile korozyon akım yoğunluğu ve potansiyeli kayda değer bir değişim göstermemiştir. Ekstrüzyon yönüne dik kesit, paralel kesite kıyasla yalnızca korozyon akım yoğunluğunda bir miktar düşük direnç göstermiştir.

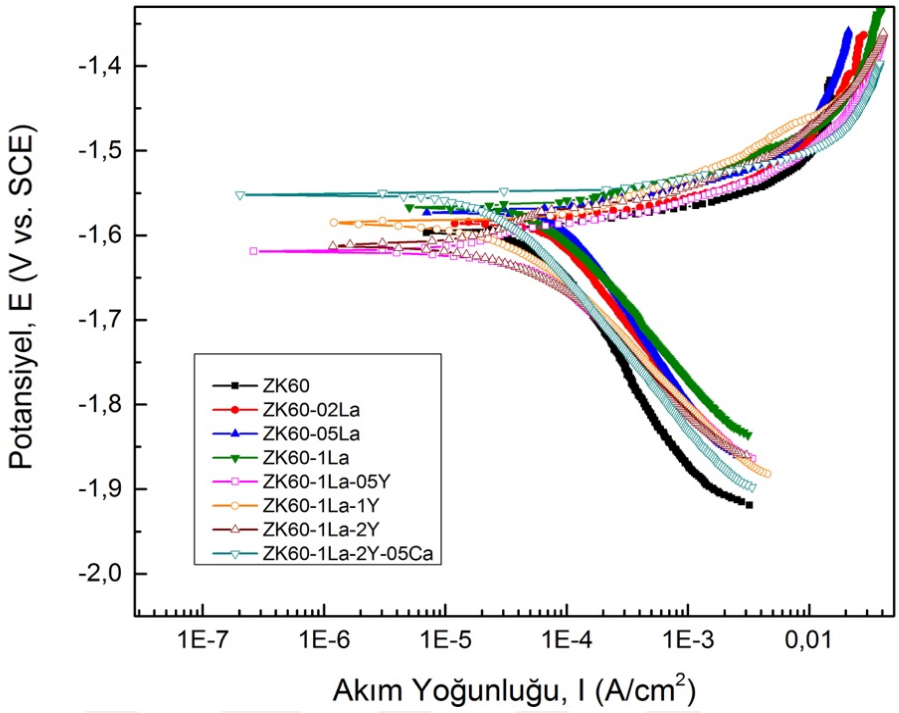
Şekil 4.77-4.81' deki Nd içeren alaşımlara ait korozyon akım yoğunluklarına ve potansiyellerine bakıldığında, döküm alaşımlarında artan Nd ve Y ilavesi ile korozyon potansiyellerinin daha pozitif değerlere çekilme ve korozyon akım yoğunluklarının artma eğiliminde olduğu görülmüştür. Ekstrüzyon alaşımlarında da, La içeren alaşımlara benzer şekilde korozyon potansiyellerinde önemli değişiklikler görülmemiştir ancak bazı dalgalanmalar haricinde artan Nd ve Y ilaveleri ile korozyon akım yoğunlukları genel olarak artarak korozyon direnci zayıflamıştır. Ekstrüzyon sıcaklığı ile korozyon akım yoğunluğu ve potansiyeli arasında kayda değer bir değişim görülmemiştir.



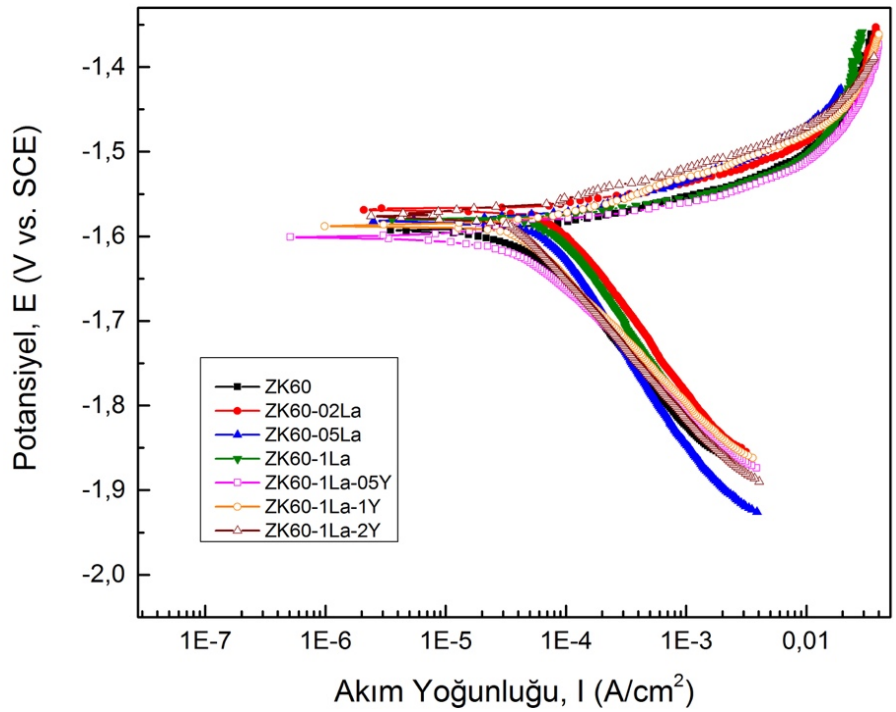
Şekil 4.62. Döküm sonrası La içeren alaşımların potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.



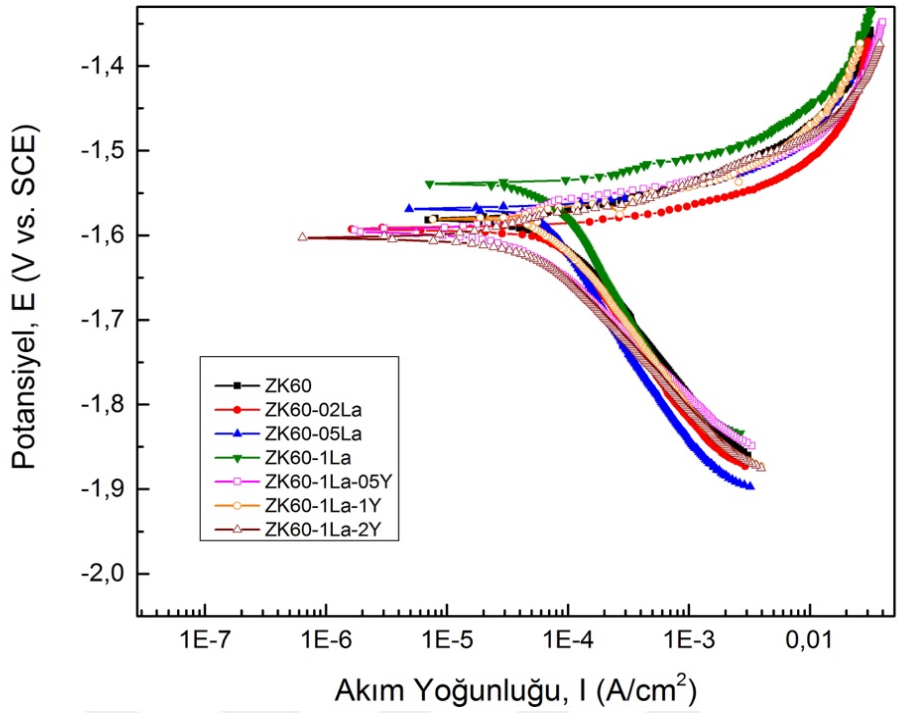
Şekil 4.63. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.



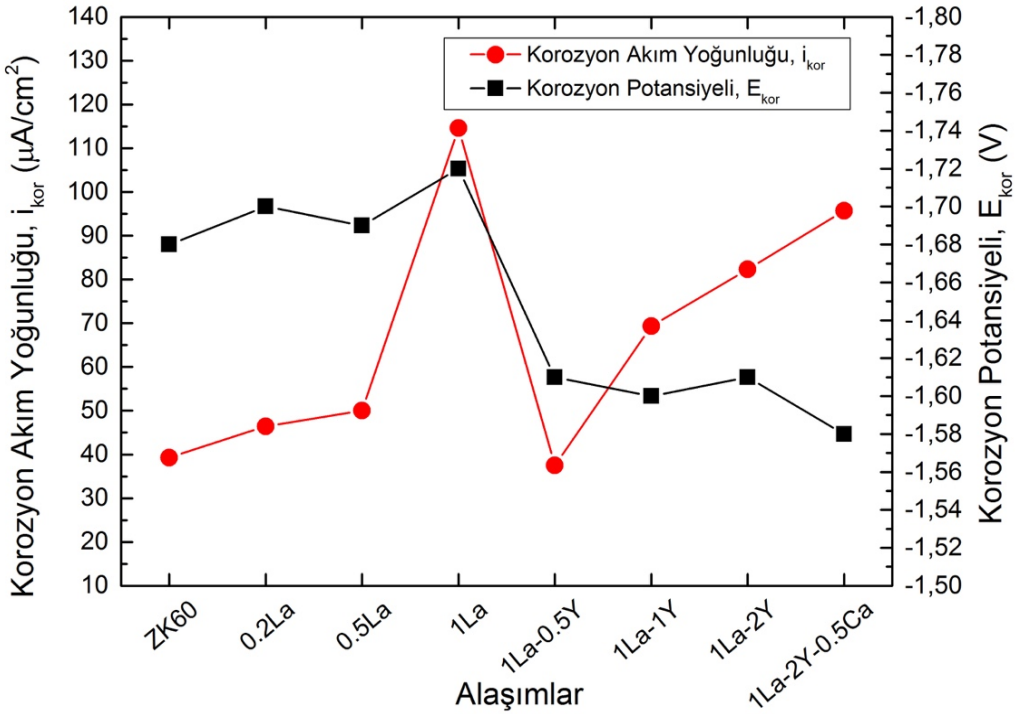
Şekil 4.64. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.



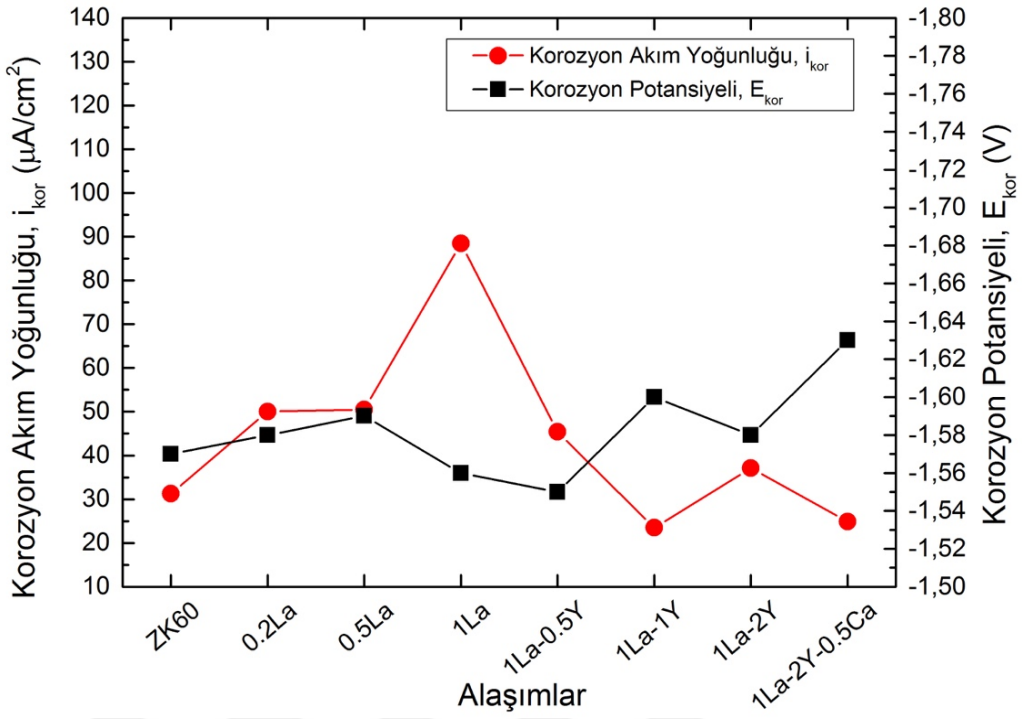
Şekil 4.65. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.



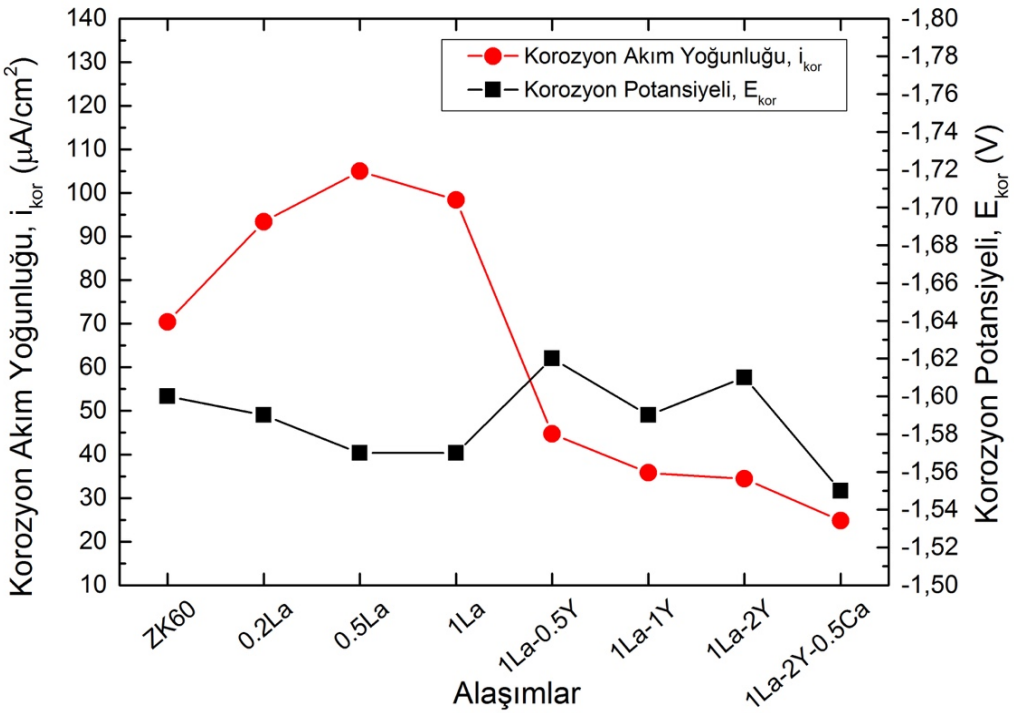
Şekil 4.66. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.



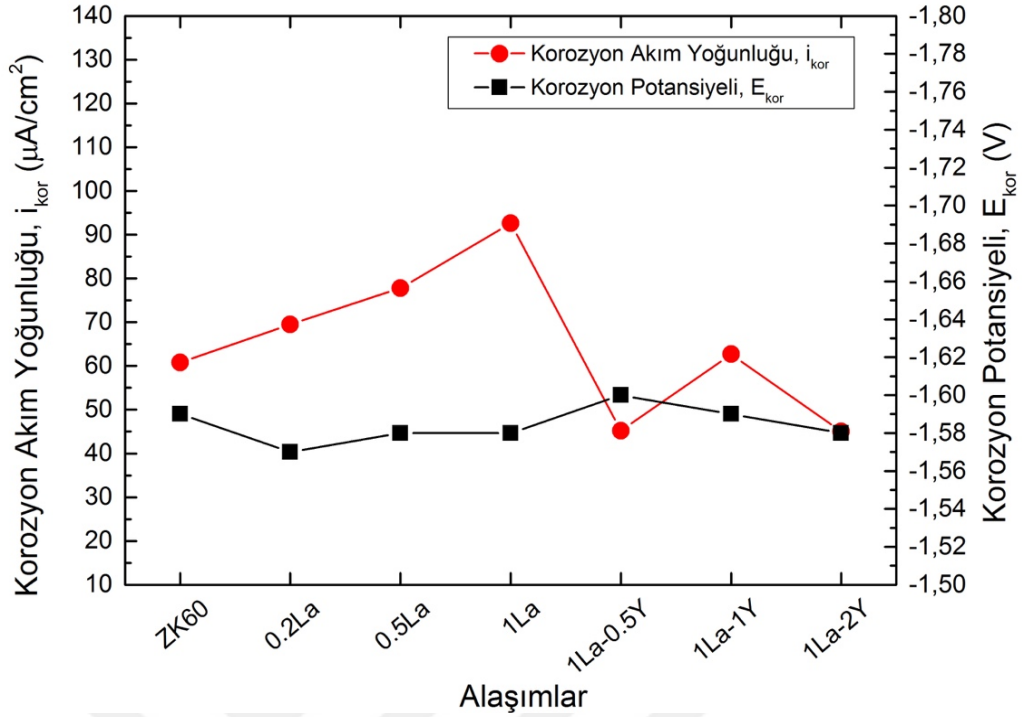
Şekil 4.67. Döküm sonrası La içeren alaşımların korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri.



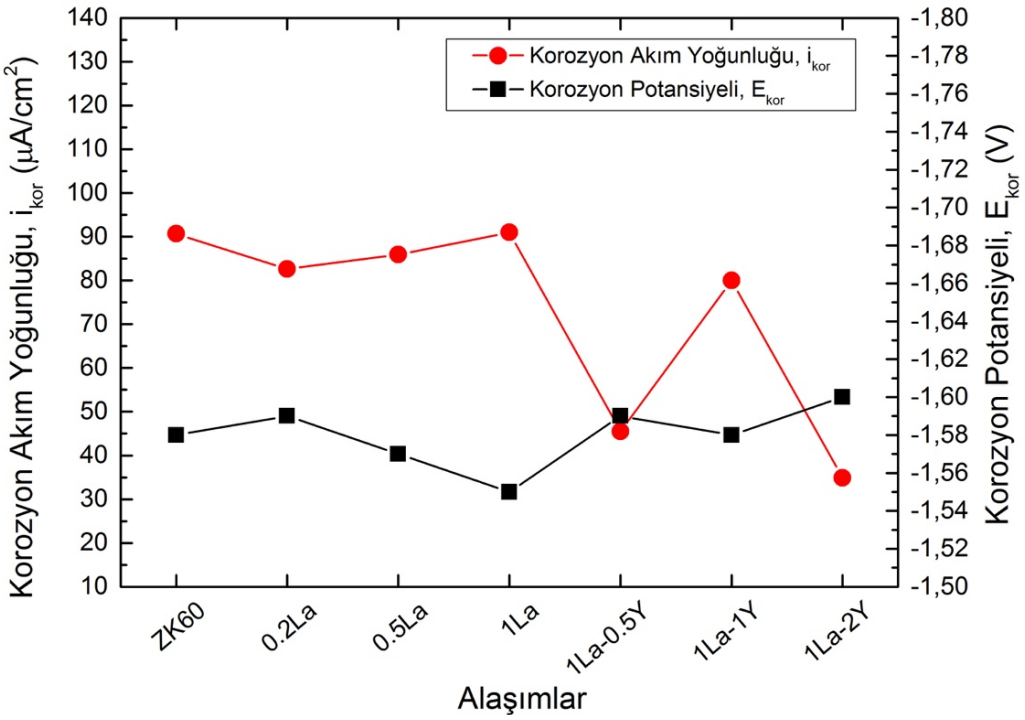
Şekil 4.68. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri.



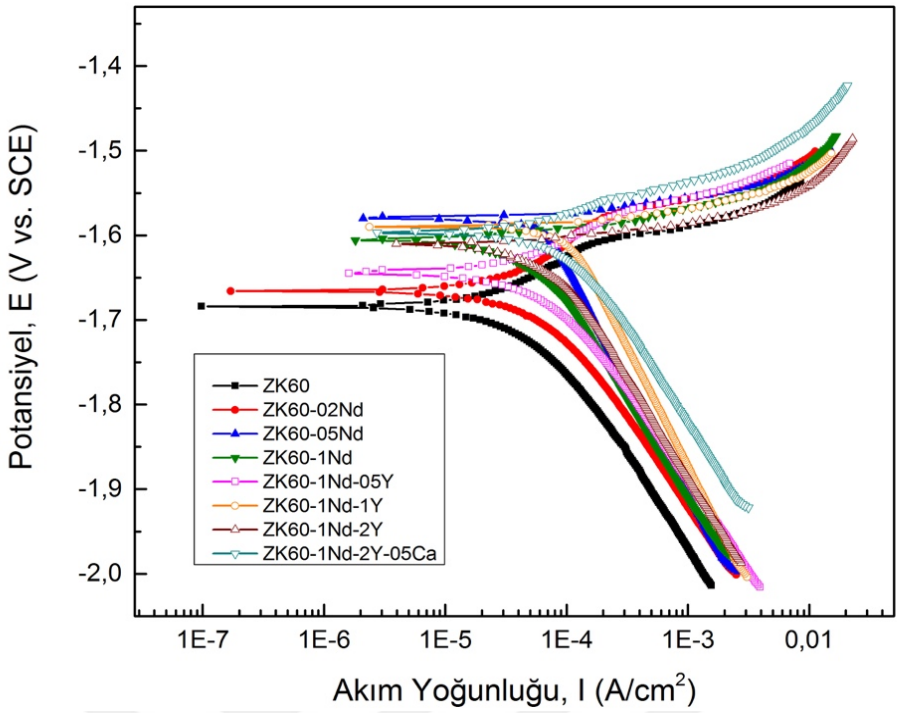
Şekil 4.69. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri.



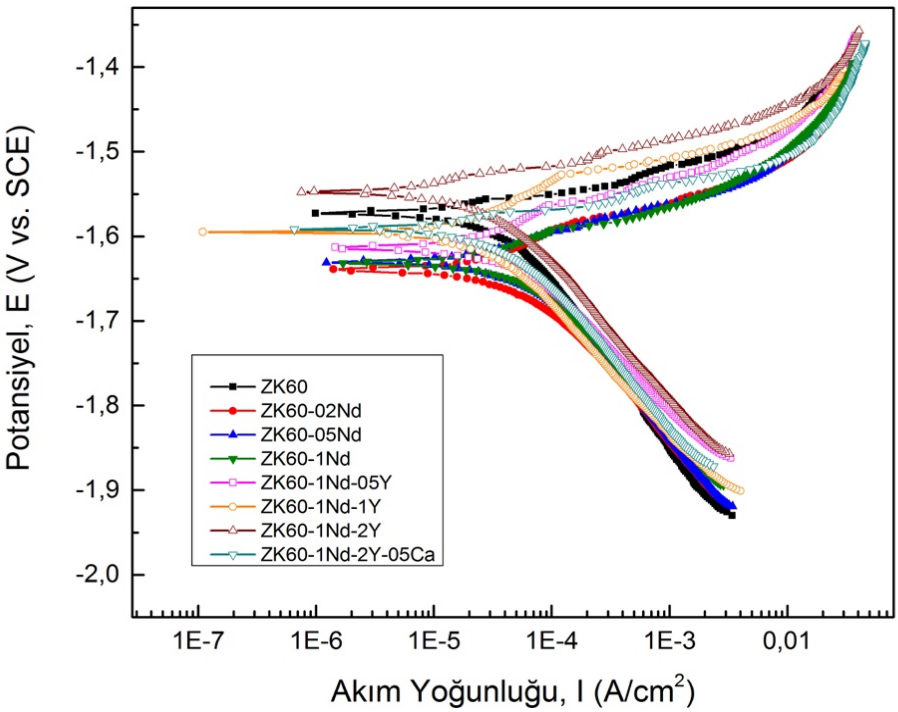
Şekil 4.70. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri.



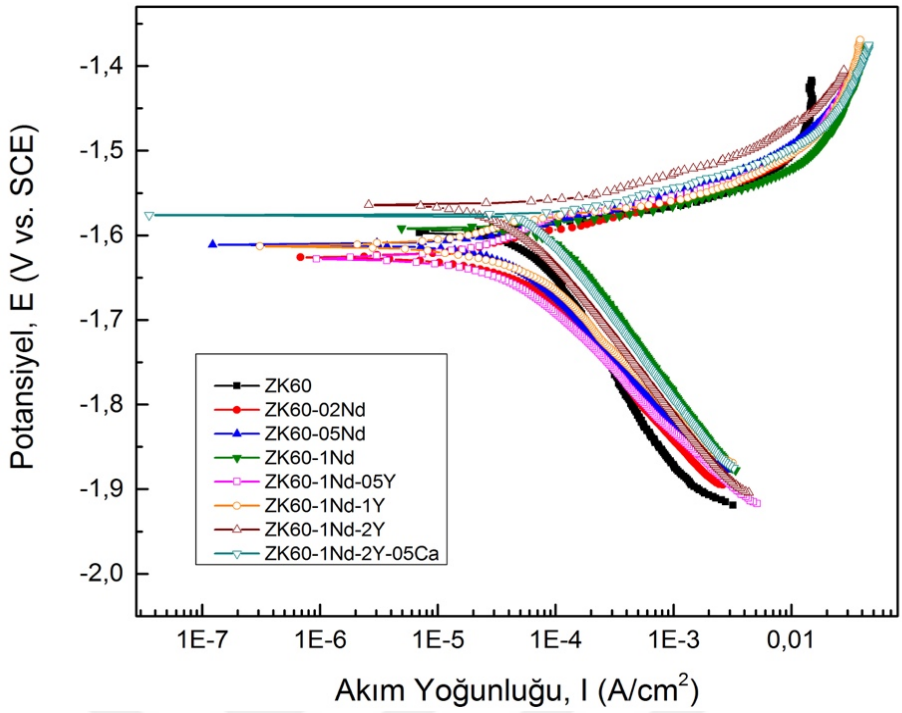
Şekil 4 71. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri.



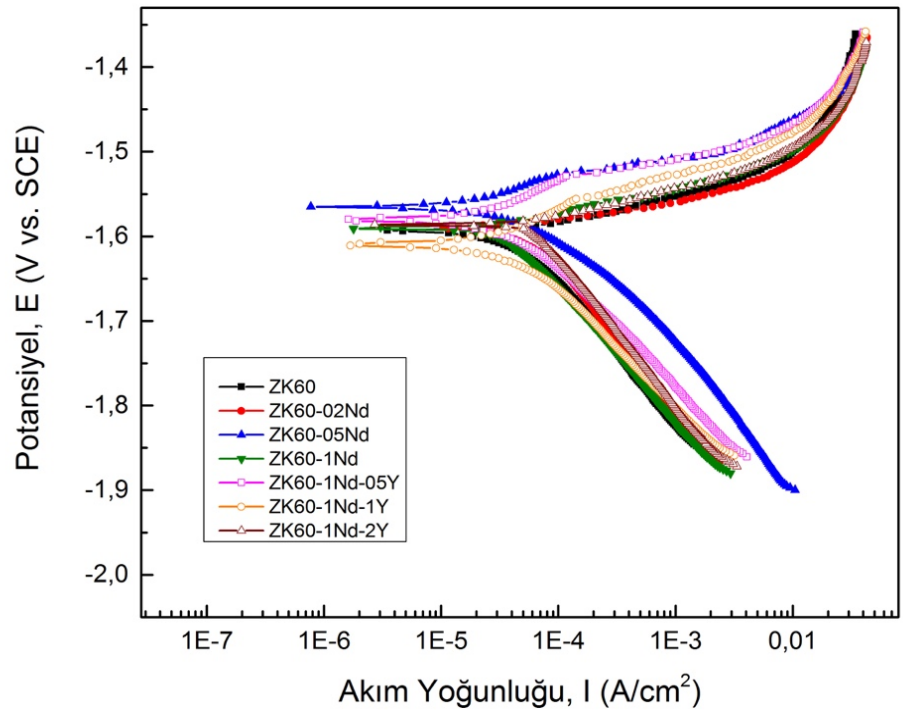
Şekil 4.72. Döküm sonrası Nd içeren alaşımların potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.



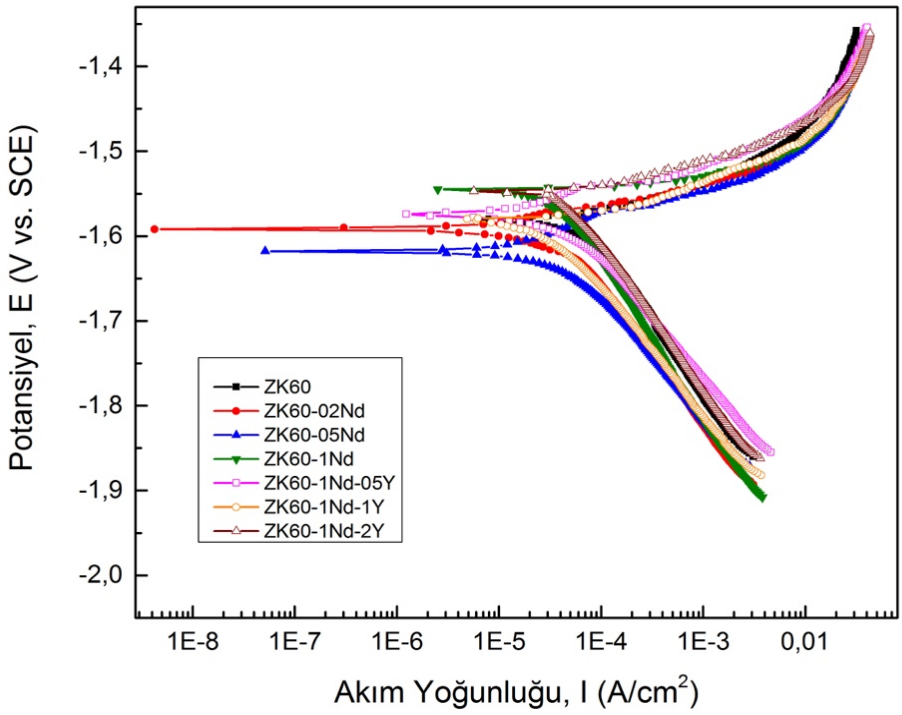
Şekil 4.73. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.



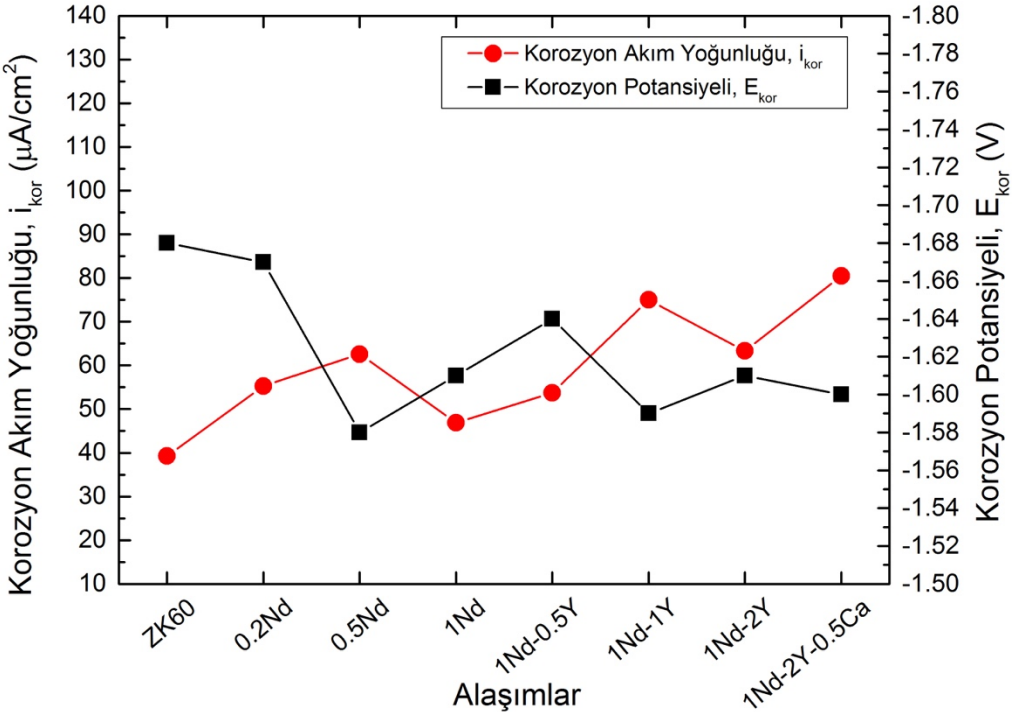
Şekil 4.74. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.



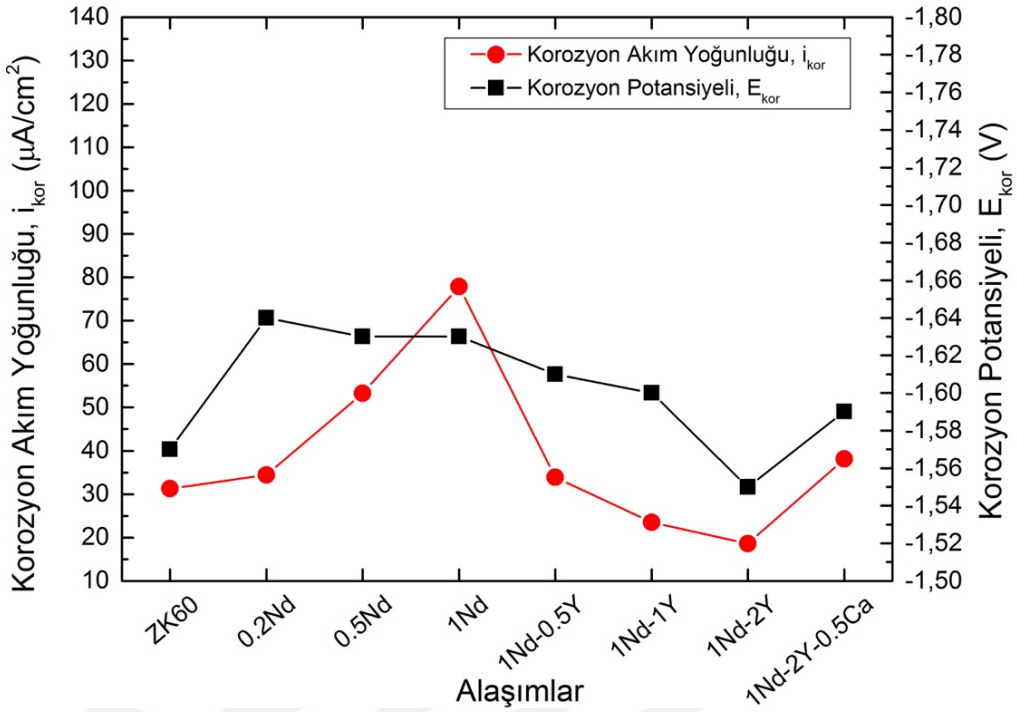
Şekil 4.75. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.



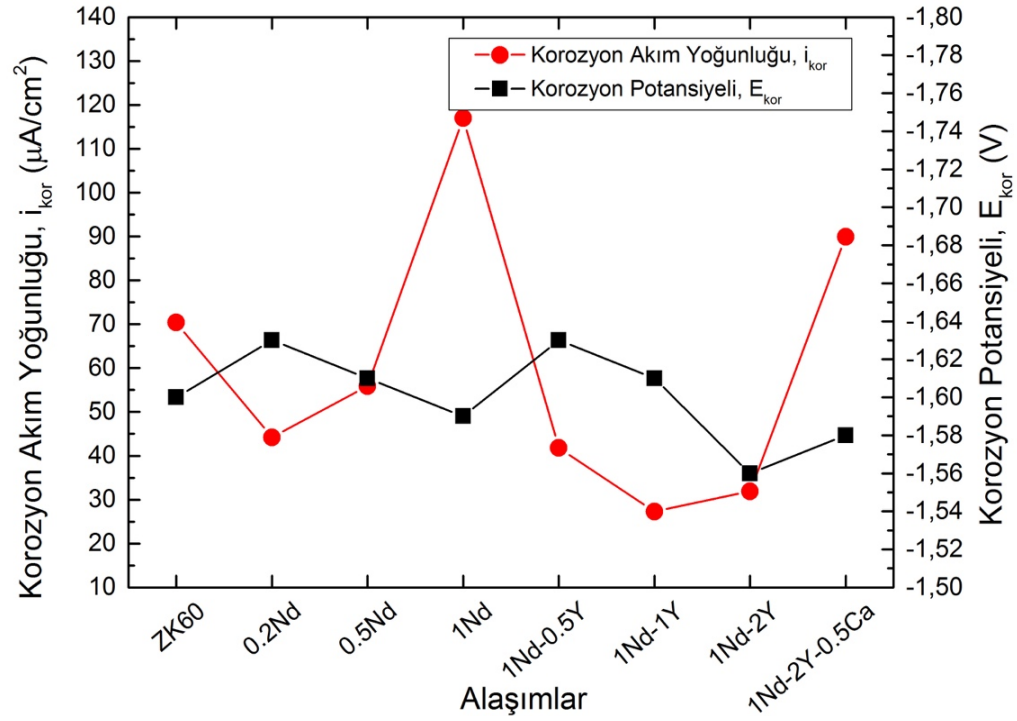
Şekil 4.76. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen potansiyodinamik polarizasyon eğrileri.



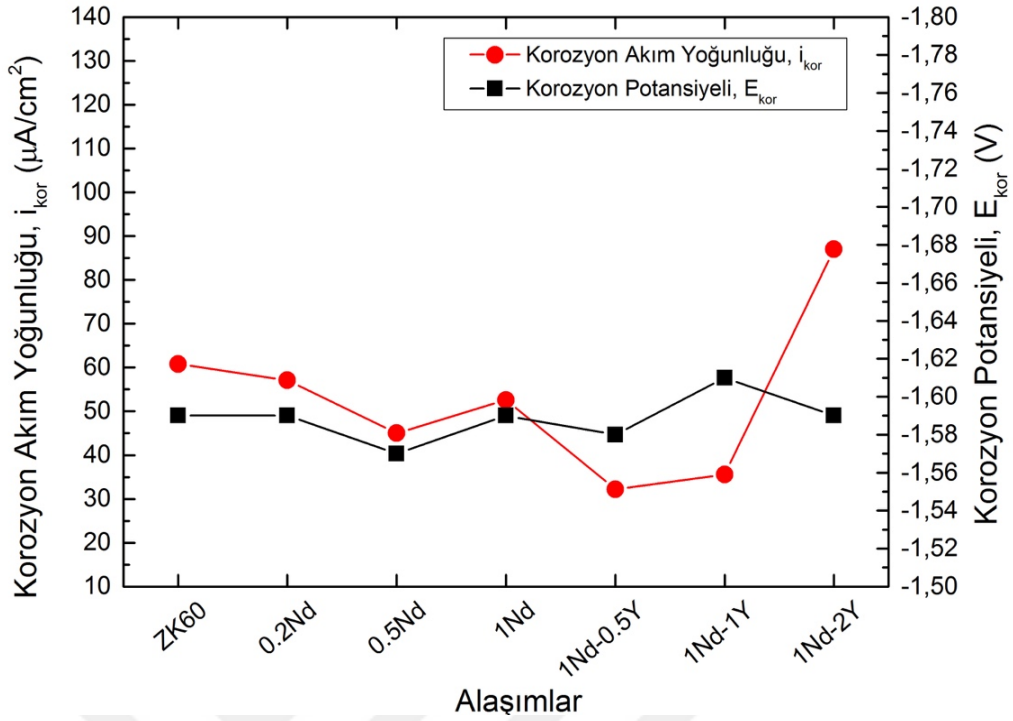
Şekil 4.77. Döküm sonrası Nd içeren alaşımların korozyon akım yoğunluğu ve korozyon potansiyel değerleri.



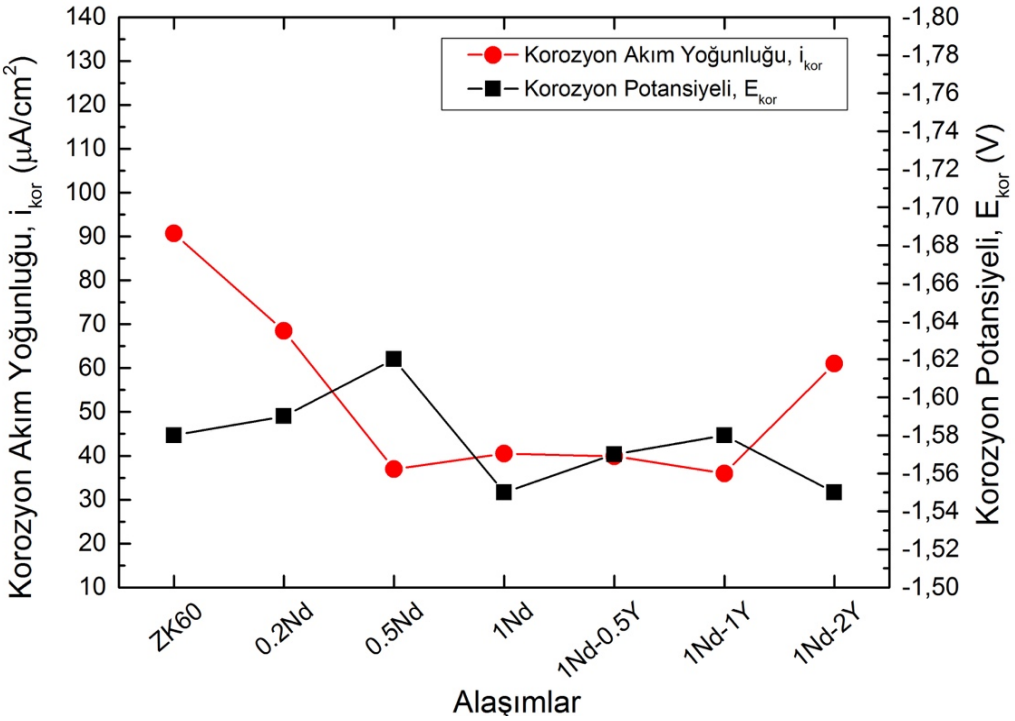
Şekil 4.78. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri.



Şekil 4.79. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri.



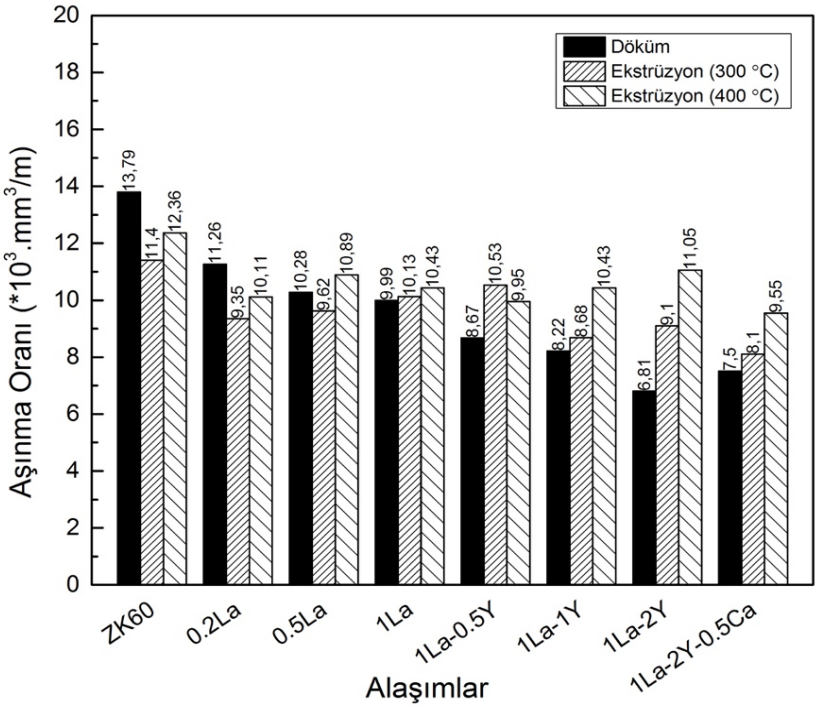
Şekil 4.80. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne paralel kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri.



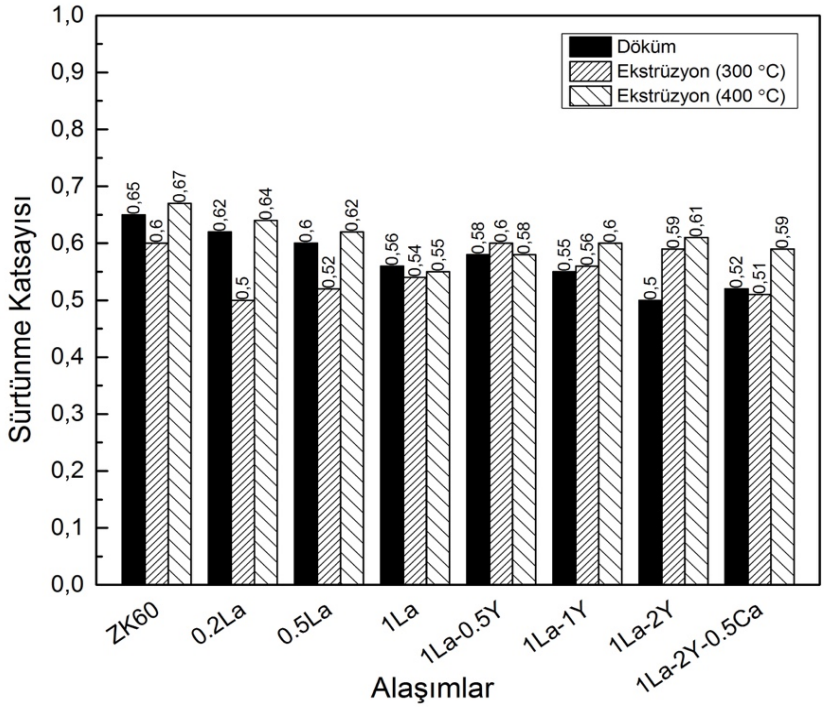
Şekil 4.81. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası Nd içeren alaşımların ekstrüzyon yönüne dik kesitten ölçülen korozyon akım yoğunluğu ve potansiyel değerleri.

4.6 AŞINMA TESTİ SONUÇLARI

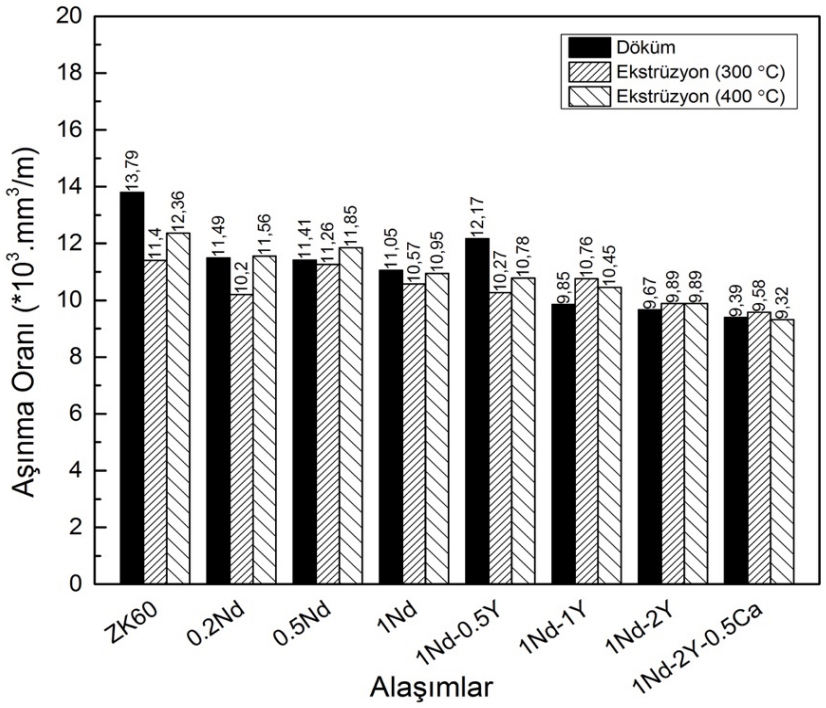
Şekil 4.82-4.85' de döküm ve ekstrüzyon alaşımlarının aşınma test sonucunda elde edilen aşınma oranları ve ortalama sürtünme katsayıları verilmiştir. Aşınma oranları birim metredeki hacim kayıpları cinsinden hesaplanmıştır. Genel olarak incelendiğinde, Şekil 4.38-4.39' daki sertlik değerleri ile bazı istinalar hariç benzer orantıda aşınma dayanımları elde edilmiştir. Bütün alaşımlarda çoğunlukla en yüksek sertliğe sahip olan 300 °C' de ekstrüze edilmiş numuneler daha iyi aşınma direnci gösterirken, alaşımlama miktarı artmasıyla döküm numunelerinin de aşınma dirençleri yaklaşık seviyelere gelmiştir. Buna sebep olarak, artan alaşımlama ile artan kaba ve sert ikincil fazların aşınma direncini pozitif yönde etkilediği düşünülmektedir. La içeren alaşımların özellikle döküm halleri, Nd içeren döküm alaşımlarına göre daha iyi aşınma direnci sergilemiştir. Sürtünme katsayılarında da genellikle düşük aşınma kaybına sahip numunelerde daha değerler elde edilmiştir.



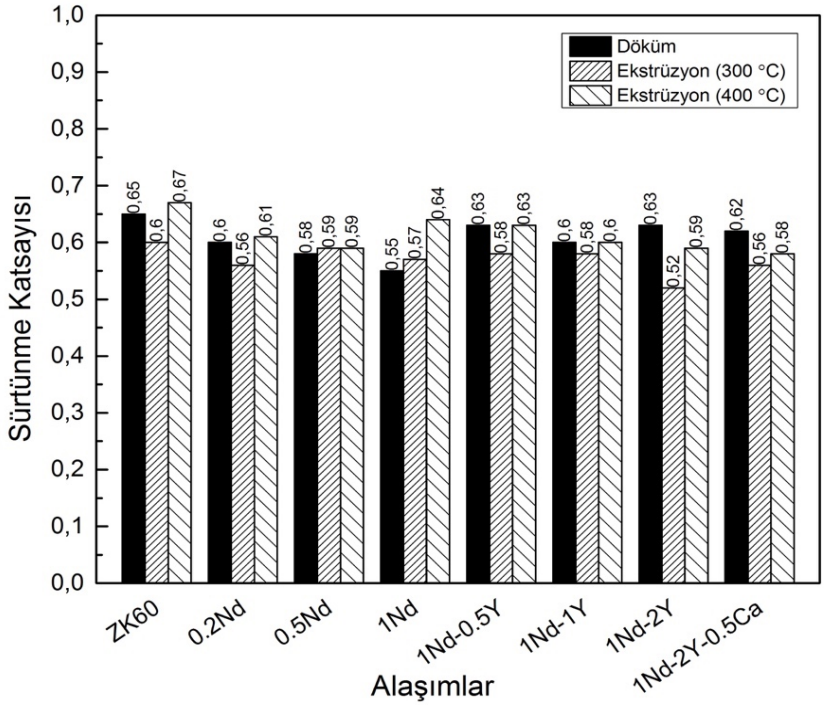
Şekil 4.82. La içeren alaşımların hacim kaybı olarak aşınma oranı.



Şekil 4.83. La içeren alaşımların aşınma testi sırasındaki ortalama sürtünme katsayıları.



Şekil 4.84. Nd içeren alaşımların hacim kaybı olarak aşınma oranı.

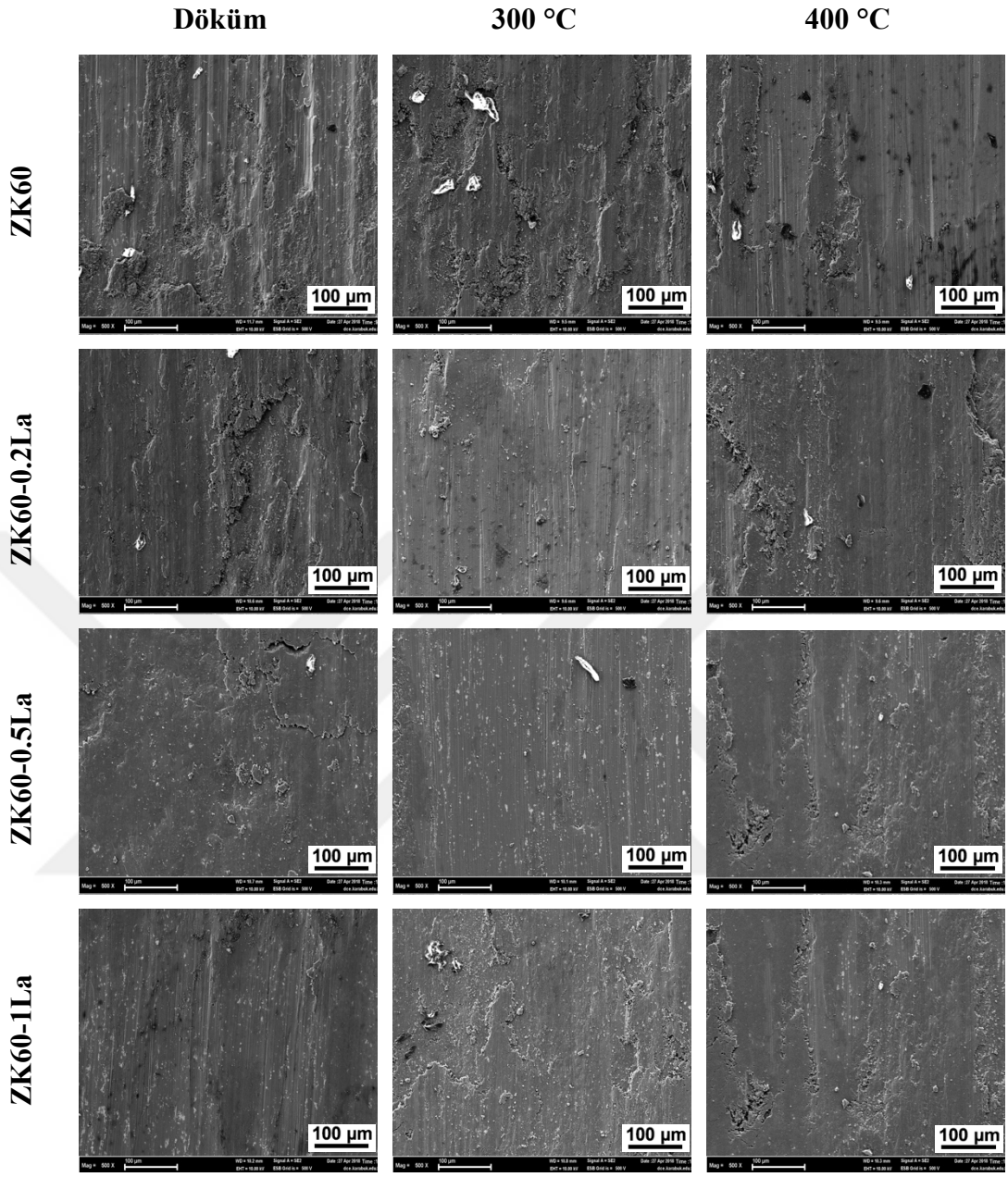


Şekil 4.85. Nd içeren alaşımların aşınma testi sırasındaki ortalama sürtünme katsayıları.

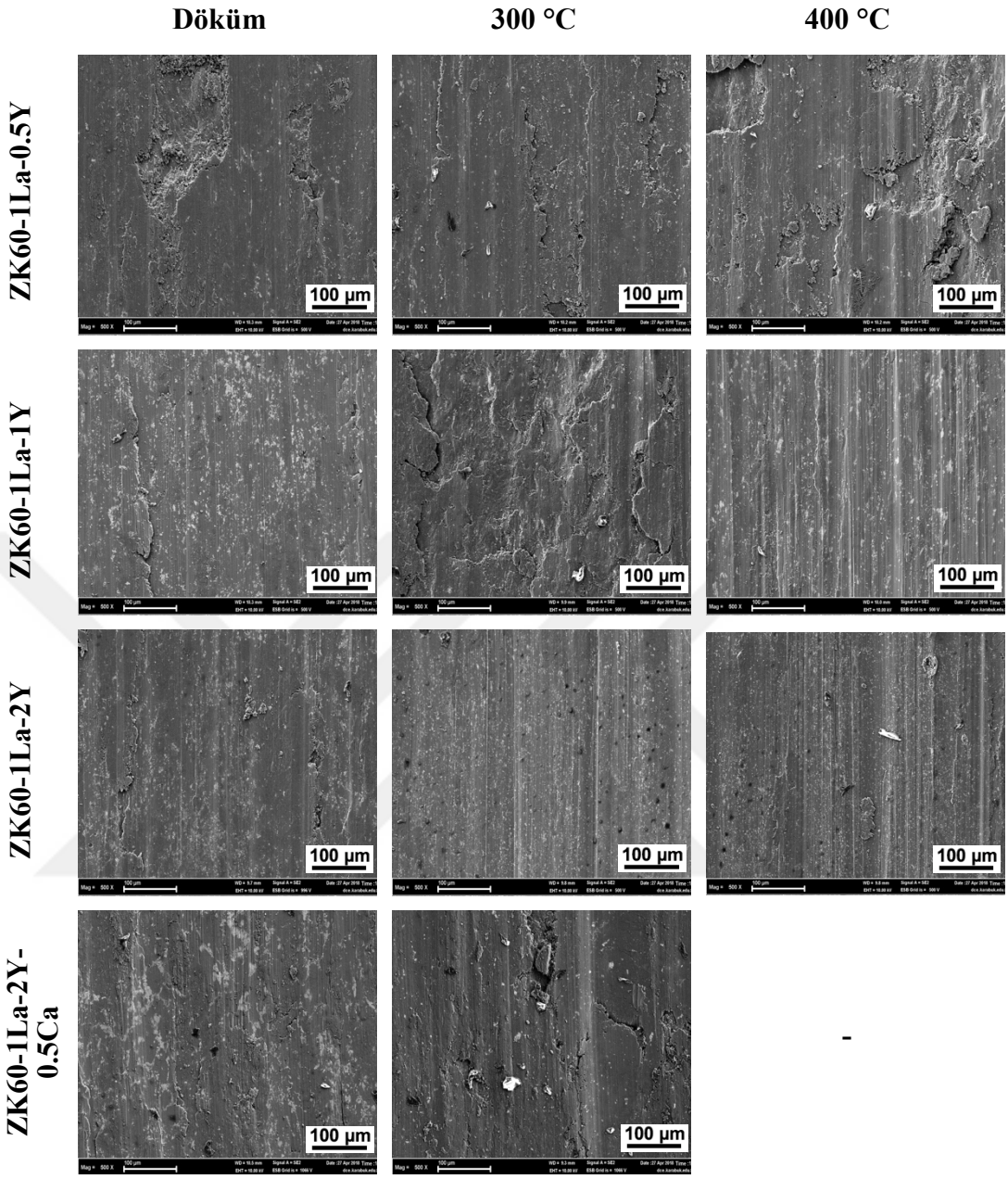
4.6.1. Aşınma Yüzeylerinin SEM Görüntüleri

Şekil 4.86-4.89' da döküm ve ekstrüzyon alaşımlarına uygulanan 20 N yük altında, 0,1 mm/s hızında ve 1000 m mesafedeki ileri geri aşınma testi sonrasında, aşınan yüzeylerden alınan SEM görüntüleri gösterilmektedir. Tüm aşınan yüzeyler, sürtünme mekanizmasının temel özellikleri olan kayma yönüne paralel olarak ince yivler ve çizik izleri sergilemiştir. Yine bütün alaşımlarda yer yer beyaz renkte görünen oksitler içermektedir ve bu oksitlerin özellikle ZK60 alaşımında daha çok ve büyük olduğu görülmektedir. Aşınma sırasında tekrarlanan yükün temas bölgesinde sürtünme ısısına neden olduğu ve böylece oksit oluşumunun meydana geldiği düşünülmektedir.

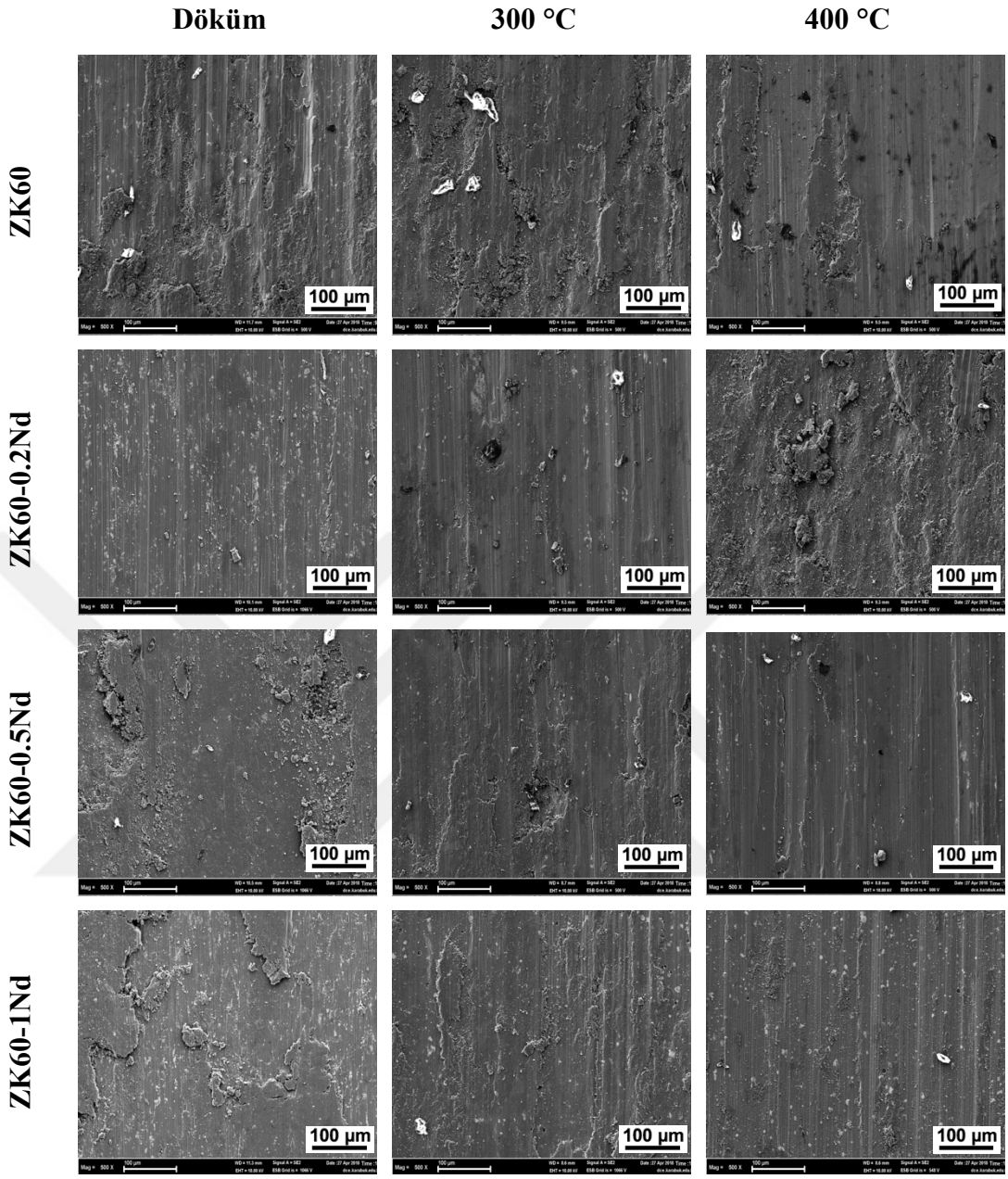
Döküm alaşımlarının aşınan yüzeylerinin birçoğunda adezyonun neden olduğu bazı kısmı metal kayıplarına rastlanmıştır. Bu durumun, Şekil 4.83 ve 4.85' de gösterilen döküm alaşımlarının yüksek sürtünme katsayılarından kaynaklandığı düşünülmektedir. Alaşımlama miktarının artması ve ekstrüzyon işlemi ile aşınan yüzeylerdeki yivlerin ve çizik izlerinin daha ince ve eşit dağılımlı olduğu göze çarpmıştır.



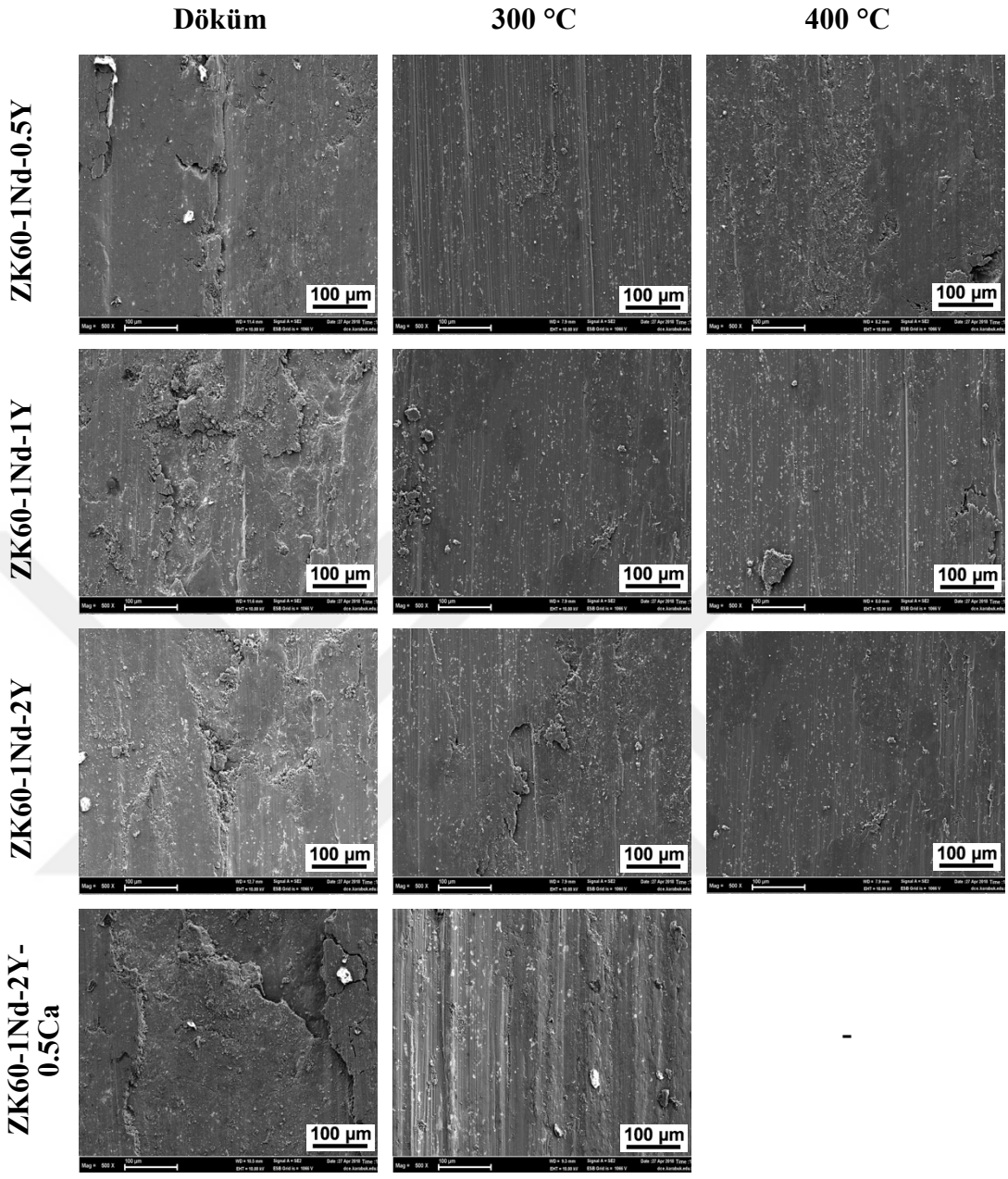
Şekil 4.86. La içeren alaşımların aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerin SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.87. La, Y ve Ca içeren alaşımların aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerin SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.88. Nd içeren alaşımların aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerin SEM mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.89. La, Y ve Ca içeren alaşımların aşınma testi sonrası aşınan yüzeylerin SEM mikroyapı görüntüleri.

BÖLÜM 5

DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

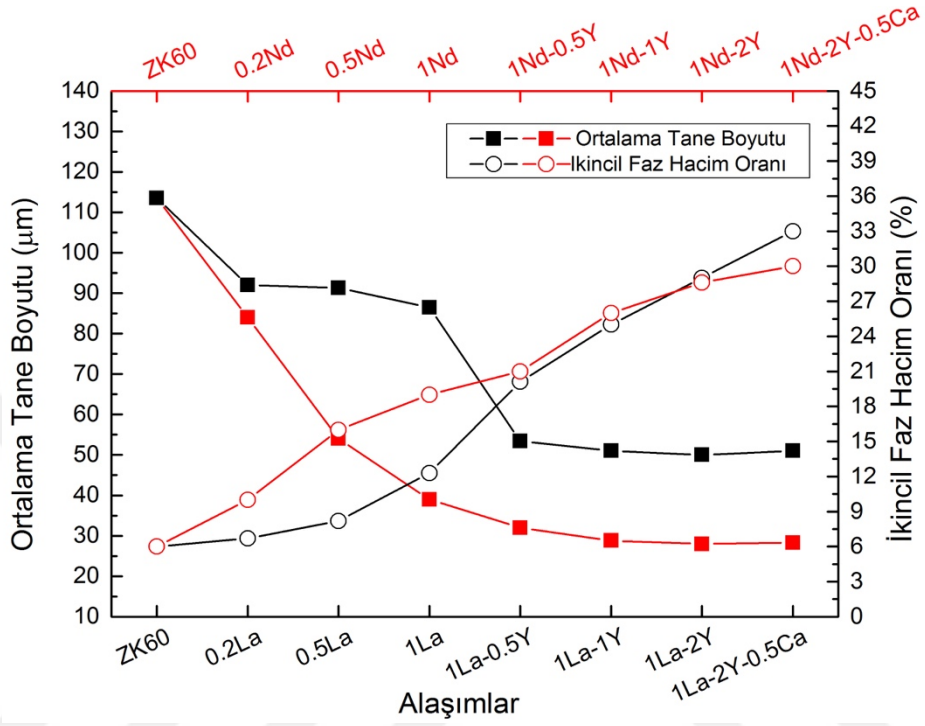
5.1. MİKROYAPI KARAKTERİZASYONU

5.1.1. Döküm ve Homojenleştirme Sonrası Mikroyapılar

Döküm alaşımlarının XRD sonuçları Şekil 4.1 ve 4.2' de, optik mikroyapı görüntüleri Şekil 4.3-4.6' da ve elementel analizler ile birlikte SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.15-4.23' de gösterilmiştir. Şekil 5.1' de, döküm alaşımlarının optik mikroyapılarından hesaplanan ikincil fazların hacim oranı ve ortalama α-Mg tane boyutları verilmiştir. Şekil 4.3' de görülen döküm ZK60 alaşımı, ortalama tane boyutu ~ 113 μm olan birincil α-Mg taneleri ve ~ %6 oranında bulunan mikroyapı boyunca homojen olarak dağılmış, ince, birbirinden ayrık ikincil fazlardan meydana gelmektedir. Artan yalnızca La ve yalnızca Nd içeriği ile birlikte bu ikincil fazların oranı Şekil 5.1' de görüldüğü gibi orantılı olarak artmış ve çoğunlukla tane sınırlarında çökelmiş yarı sürekli bir ağ yapısı halini almıştır. Ayrıca ortalama α-Mg tane boyutunda da orantılı bir şekilde düşüş gözlenmiştir. Alaşımlara artan Y ilavesi ile ikincil fazlar yapıda neredeyse tamamen sürekli bir ağ yapısı oluşturmuş ve ağ.%2 Y ilavesi ile ikincil faz hacim oranları ~ %30 seviyelerine çıkmıştır. Y ilavesi ile ortalama tane boyutunda da aynı şekilde daha fazla düşüş gözlenmiştir.

ZK60 döküm alaşımlarında La, Nd ve Y ilavelerinin artması ile elde edilenen tane inceltici etki, temel olarak bu elementlerin atomlarının, alaşımların katılaşması sırasında katı-sıvı arayüzeyinde zenginleşmesine ve bunun sonucunda meydana gelen çekirdekleşme hızındaki artışa ve dentrit büyümesinin engellenmesine dayandırılmaktadır [157]. Şekil 5.1' de yalnızca Nd içeren ZK60 alaşımlarında, yalnızca La içeren alaşımlara kıyasla, tane boyutunun daha etkili küçültüldüğü ve ikincil faz oranının daha fazla olduğu göz çarpmaktadır. Nd ile birlikte artan Y ile tane

boyutunda nispeten daha düşük bir artış görülmüştür. Buradan Nd elementinin katılaşma sırasında katı-sıvı arayüzeyde daha çok zenginleşerek dentrit büyümesini daha etkili bir şekilde engellediği ve Zn ile birlikte daha çok üçlü faz oluşturduğu çıkarımı yapılabilir.



Şekil 5.1. Döküm sonrası La ve Nd içeren ZK60 alaşımlarının ortalama tane boyutu ve ikincil faz hacim oranları.

Homojenleştirme işlemi sonrası Şekil 4.7-4.10' da gösterilen optik mikroyapılarına ve Şekil 4.24-4.27' de gösterilen SEM mikroyapıları incelendiğinde, 400 °C' de 24 saat homojenleştirme tavlamasının tane boyutunda kayda değer bir değişime neden olmadığı görülmüştür. Ancak ZK60 alaşımındaki ikincil fazların bir çoğu homojenleştirme sırasında düşük termal kararlılığından dolayı çözünürken, yüksek termal kararlılığa sahip Mg-Zn-La, Mg-Zn-Nd ve Mg-Zn-Y üçlü fazları kısmi olarak parçalansa dahi yapıda varlıklarını çoğunlukla sürdürmüşlerdir [160,168,173]. Silva ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada, ağ.%0,5, 1,5 ve 2,5 nadir toprak elementi karışımı (%55 Ce, %24 La, %15 Nd ve %4 Pr) içeren ZK60 alaşımlarına 380 °C' de 16 saat ve 500 °C' de 8 saat homojenleştirme tavlaması uygulanmış ve bu tavlamalar sonucunda yapıda bulunan Mg-Zn-RE üçlü fazları bu çalışmadakine benzer şekilde neredeyse hiç çözünmeye uğramamıştır [182]. Tahreen ve Chen, $Mg_{65}Zn_{32}Y_3$ alaşımına ait DSC soğuma eğrisinde Mg-Zn-Y üçlü fazlarından X-fazının ($Mg_{12}ZnY$)

561 °C' de, W-fazının ($Mg_3Zn_3Y_2$) 540 °C' de, I-fazının (Mg_3Zn_6Y) 419 °C' de ve Mg-Zn ikili fazının da 338 °C' de pikler verdiğini rapor etmiştir [183]. Bu termal kararlılıklar arasındaki farklar sonucunda, bu çalışmada 400 °C' de 24 saat boyunca uygulanan homojenleştirme işleminin sonucunda yalnızca Mg-Zn ikili fazları çözünmüş ve Mg-Zn-La/Nd/Y fazları yapıda neredeyse hiç çözünmeden kalmıştır.

Döküm ve homojenleştirme sonrası mikroyapılarda görülen fazların kimliklerini daha net açığa çıkarmak için XRD analizleri (Şekil 4.1 ve 4.2) ve SEM elementel analizleri (Şekil 4.15-4.27) yapılmıştır. Şekil 4.20' de verilen ZK60 alaşımına ait döküm sonrası SEM görüntüsündeki "A" harfi ile işaretli olan faz yüksek oranda Zn içermektedir ve Zn/Mg atomik oranı yaklaşık 1,78' dir. Bu oran Mg_4Zn_7 ikili alaşımının oranına çok yakın olduğundan mikroyapıdaki bu Mg-Zn ikili fazının Mg_4Zn_7' ye ait olduğu söylenebilir. Her ne kadar döküm sonrası ZK60 alaşımının XRD incelemelerinde herhangi Zn-Zr ikili fazına ait bir pik görülmese de, yine Şekil 4.20' de "B" harfi ile işaretli olan fazın yüksek oranda Zn ve Zr içerdiği görülmektedir. Hildebrand ve arkadaşları, Zr içeren Mg-Zn alaşımlarında Zn oranının ağ.%4' ü geçtiği durumda yapıda Zn-Zr intermetalik fazının oluştuğunu göstermiştir [24]. Robson and Paa-Rai yaptıkları çalışmada ZK60 alaşımında çözünmemiş Zn-Zr intermetaliklerinin solüsyona alma ısıl işleminden sonra dahi yapıda bulunduğunu belirtmişlerdir [29]. Bu çalışmada da, Şekil 4.24' de görüleceği gibi homojenleştirme sonrası ikincil fazların hemen hemen hepsi çözünmüş ancak termal kararlılığı yüksek Zn-Zr fazları yapıda varlığını sürdürmüştür.

Şekil 4.20' de artan La ilavesi ile mikroyapıda oluşan kaba ve çubuksu fazların La içeriğince zengin olduğu görülmektedir. Şekil 4.1' deki XRD sonuçları, bu fazların Mg-Zn-La üçlü fazları olduğunu göstermektedir. Du ve arkadaşları, bu Mg-Zn-La üçlü fazlarını, La içeren Mg- ağ.%6 Zn alaşımında gözlemlemiş ve bu fazların ortorombik yapıya (a = 0,96 nm, b = 1,16 nm ve c = 0,94 nm) sahip olduğunu raporlamıştır [160]. Huang ve arkadaşlarının, 345 °C' de Mg' ce zengin köşedeki Mg-Zn-La sistemindeki intermetalikler üzerine yaptıkları bir çalışmada, $(Mg,Zn)_{12}La$ ve $(Mg,Zn)_{11}La$ olmak üzere, kristal yapıları ve Zn içerikleri bakımında birbirinden farklı olan iki Mg-Zn-La üçlü fazı rapor edilmiştir [184]. Bu fazlardan $(Mg,Zn)_{11}La$ fazının, c-merkezli ortorombik kristal yapıya sahip olduğu ve Zn çözünebilirliğinin at.%8,66-43,39

aralığında olduğu belirtilmiştir. Şekil 4.20' deki Mg-Zn-La fazlarının atomik Zn içeriklerine bakıldığında, hepsinin at.%31-39 aralığında olduğu görülmüştür. Bu sebeple, bu çalışmada oluşan Mg-Zn-La üçlü fazlarının kimyasal formülünün $(Mg,Zn)_{11}La$ olduğu söylenebilir. Şekil 4.24' de gösterilen homojenleştirme sonrası EDX analizlerinde, Mg-Zn-La fazlarının şekil ve kimyasal bileşiminin değişmediği görülmektedir.

Şekil 4.21' deki Y ilavesi yapılmış ZK60-1La alaşımlarının EDX analizlerinde, ikincil fazların çoğunun yüksek oranda Y içerdiği görülmektedir. Şekil 4.1' deki XRD sonuçlarına göre de, Y içeren alaşımlarda üç farklı Mg-Zn-Y fazına ait piklere rastlanmıştır. Bu fazlar; yarıkristal (quasicrystal) yapıdaki I-fazı (Mg_3Zn_6Y), kübik yapıdaki W-fazı ($Mg_3Zn_3Y_2$) ve uzun periyotlu istif düzenine sahip (long-period stacking ordered, LPSO) X-fazı ($Mg_{12}ZnY$) olarak literatürde tanımlanmaktadır [165,168]. Literatürde daha önce yapılan çalışmalarda, bu Mg-Zn-Y üçlü fazlarının oluşumunun güçlü bir şekilde Zn/Y oranına bağlı olduğu gösterilmiştir [165,185]. Bu çalışmalar sonucunda, Zn/Y oranı azaldıkça sırasıyla I-fazı, W-fazı ve X-fazının oluştuğu genel olarak kabul görmüştür. Şekil 4.1' deki XRD sonuçlarına bakıldığında, en çok pik, sırasıyla W-fazı, I-fazı ve X-fazı için bulunmuştur. Şekil 4.21' deki EDX analizleri karşılaştırıldığında ise, artan Y ilavesi ile Mg-Zn-Y fazındaki Y içeriği de artmıştır. Bu durum EDX alınan fazların rastgele seçimine bağlı olabileceği gibi, daha çok artan Y ilavesi sonucunda Zn/Y oranının azalmasından kaynaklı, daha düşük Y içeren I-fazının yerini daha yüksek Y içeren W-fazına bırakmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Sonuç olarak, düşük Y ilavelerinde mikroyapıdaki Mg-Zn-Y fazlarının çoğunun I-fazına ait olduğu ve Y ilavesinin artmasıyla I-fazına ek olarak W-fazının da yapıyı domine ettiği söylenebilir. X-fazı, XRD sonuçlarında da çok düşük piklerde görülmüştür ve EDX analizleri sırasında bu fazın atomik oranına yakın bir sonuç elde edilemediğinden, bu faza SEM incelemelerinde rastlanmamıştır. Homojenleştirme sonrası Y içeren alaşımlarda kısmi çözünmeler meydana gelmiş ve Mg-Zn-Y fazlarındaki Y oranında artış gözlenmiştir. Bu durumun, Mg-Zn-Y fazındaki Zn' nin homojenleştirme sırasında katı çözeltiye geçmesinden kaynaklanabileceği düşünülmüştür. Şekil 4.21' de ZK60-1La-2Y-0.5Ca alaşımında yapılan iki farklı intermetaliğin EDX analizinde ise, çubuksu Mg-Zn-Y ve lamelli Mg-Zn-Ca ($Mg_6Zn_3Ca_2$) üçlü fazlarına rastlanmıştır. Zhang ve arkadaşları, Mg-Zn-Ca sisteminde

bu fazlara, düşük Zn ve Ca oranlarında dahi rast gelmiştir [186]. Bu alaşıma uygulanan homojenleştirme işlemi sonrasında, Şekil 4.25' de görüldüğü üzere, Mg-Zn-Y fazlarının daha kaba ve küresel şekle yakın hale geldiği ve Mg-Zn-Ca fazının tane içlerinde çok küçük halde kaldığı görülmektedir.

Şekil 4.22' de döküm ZK60 alaşımında artan Nd ilavesi ile yapıda meydana gelen kaba çubuksu fazların Nd bakımından zengin olduğu görülmektedir. Şekil 4.2' deki XRD sonuçlarında, her ne kadar ağ.%0,2 Nd içeren ZK60 alaşımında Mg-Zn-Nd fazına ait pikler belirgin gözükmese de, Şekil 4.22' deki EDX analizlerinde bu alaşımda da Mg-Zn-Nd fazlarına rastlanmıştır. Xu ve arkadaşları yaptıkları bir çalışmada ağ.%0,14 Nd içeren ZK60 alaşımında Mg-Zn-Nd üçlü fazının oluştuğunu göstermiştir ve raporladıkları EDX sonuçları ile Şekil 4.22' de verilen EDX sonuçları birbirine oldukça yakındır [187]. Yang ve arkadaşları Mg- ağ.%4,5 Zn alaşımına yaptıkları ağ.%1 ve 2 Nd ilavelerinden sonra, bu çalışmadaki Mg-Zn-Nd fazlarının morfolojisine çok benzer ikincil fazlar gözlemlemiş ve bunları T-fazı olarak tanımlayarak kimyasal formülünün Mg_4Zn_2Nd olduğunu belirtmiştir [188]. Bu T-fazının kimyasal bileşimi ile, bu çalışmada Şekil 4.22' de verilen Mg-Zn-Nd fazlarının EDX analiz sonuçları birbirine benzer olduğundan, bu fazların Mg_4Zn_2Nd fazına ait olduğu söylenebilir. Yalnızca Nd içeren ZK60 alaşımlarına uygulanan homojenleştirme sonrasında, Şekil 4.26' da görüldüğü üzere, Mg-Zn-Nd fazları çözünmemiş ancak neredeyse tamamen küresel hale geçmiştir. Bu durum Mg-Zn-La fazlarının homojenleştirme sonrası yapısının değişmemesi durumundan oldukça farklıdır ve literatürde buna benzer bir olay ile karşılaşılmamıştır.

Şekil 4.23' de Y ilavesi yapılmış ZK60-1Nd alaşımınlarının EDX analizleri incelendiğinde, ikincil fazların yüksek Y ve Nd içerdiği görülmektedir. Bu durum Şekil 4.21' de La ve Y içeren alaşımların durumundan oldukça farklıdır çünkü bu alaşımlardaki fazlarda yüksek Y içeriği görülürken La içeriği düşüktür. Elkaiam ve arkadaşları düşük oranda Y içeren Mg- ağ.%5 Zn içeren alaşıma ağ.%3' e kadar yaptıkları Nd ilavesi sonucunda, buna benzer sonuçlar elde etmiş ve bu fazları W-fazının farklı bir formu olarak, $Mg_3(Nd,Y)_2Zn_3$ şeklinde tanımlamıştır [189]. Şekil 4.21' de La ve Y içeren ZK60 alaşımlarından farklı olarak, Nd ve Y içeren alaşımlardaki Mg-Zn-Y üçlü fazları daha yüksek oranda Nd içerdiğinden, bu

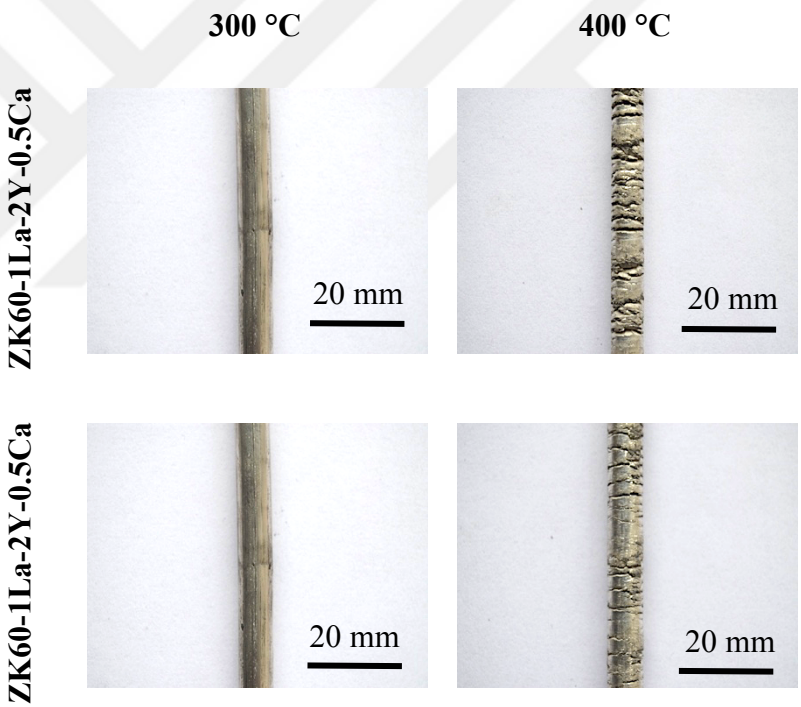
fazlardaki Y içeriği de bir miktar daha düşük kalmıştır. La ve Y içeren alaşımlarda görüldüğü gibi, burada da artan Y ilavesi ile Mg-Zn-Y üçlü fazındaki Y içeriği artış göstermiştir. Daha önce tartışıldığı üzere, Zn/Y oranı azaldıkça sırasıyla I-fazı, W-fazı ve X-fazı oluştuğundan, burada da artan Y ilavesi ile Nd içeren W-fazının ($Mg_3(Nd,Y)_2Zn_3$) mikroyapıyı domine ettiği söylenebilir. Homojenleştirme işlemi sonrasında, Şekil 4.27' de görüldüğü üzere, Y içeren ZK60-1Nd fazlarında da kısmi çözünmeler meydana gelmiş ve Mg-Zn-Y fazlarının içerdikleri Y miktarları döküm hallerine kıyasla artış göstermiştir. Buna sebep olarak, homojenleştirme sırasında Zn' nin katı çözeltiye geçmesi gösterilmiştir. ZK60-1Nd-2Y-0.5Ca alaşımda, La içeren alaşıma benzer şekilde, Mg-Zn-Y ve Mg-Zn-Ca üçlü fazlarının oluşturduğu ağsı bir ikincil faz yapısı oluşmuştur. Bu alaşımın Şekil 4.27' de gösterilen homojenleştirme sonrası SEM analizlerine bakıldığında, yüksek Nd içeren W-$Mg_3(Nd,Y)_2Zn_3$ fazının kaba ve küresel hale geldiği ve $Mg_6Zn_3Ca_2$ fazının da tane içlerinde yer aldığı görülmektedir. Bu fazların kimyasal bileşimlerinde homojenleştirme sonrası neredeyse hiç değişim görülmemiştir.

5.1.2. Ekstrüzyon Sonrası Mikroyapılar

Şekil 4.11-4.14' de optik mikroyapıları gösterilen, 300 °C ve 400 °C' de ekstrüzyon uygulanmış alaşımların yeniden kristalleşmiş tanelerinin boyut ve hacim oranlarındaki değişim sırasıyla Şekil 5.3 ve 5.4' de gösterilmiştir. Döküm alaşımlarında ~ 30-113 µm aralığında değişen tane boyutu, ekstrüzyon işlemi ile meydana gelen yeniden kristalleşme sayesinde ~ 2,5-4 µm aralığına kadar düşmüştür. Yeniden kristalleşme oranı, ekstrüzyon sıcaklığına ve alaşım elementlerine bağlı olarak ~ %72-100 aralığında değişim göstermiştir.

Şekil 4.11-4.14' deki optik mikroyapılara bakıldığında, 300 °C' de ekstrüze edilen numunelerin hemen hemen hepsinde tane yapısının, çok ince yeniden kristalleşmiş tanelerden ve kaba ve ekstrüzyon yönünde uzamış yeniden kristalleşmemiş tanelerden meydana geldiği görülmektedir. Şekil 5.3' de her iki alaşım grubunda da, artan alaşım elementi ilavesi ile yeniden kristalleşmiş tane boyutu azalmış ve yeniden kristalleşme oranı artmıştır. Nd içeren alaşımlar La içeren alaşımlara kıyasla daha iyi yeniden kristalleşme oranı sağlamıştır. Bu durum, Şekil 5.3' de gösterilen 400 °C' de

ekstrüzyon sonucunda daha da belirginleşmiştir. Bu sıcaklıkta, alaşım elementinin artması ile ZK60-1Nd-2Y ve ağ.%0,5 Ca içeren alaşımlar %100 yeniden kristalleşme oranı göstermiştir. Ağ. %0,5 Ca içeren alaşımların 400 °C' deki ekstrüzyonları sonucunda, yüzeylerinde Şekil 5.2' de gösterildiği gibi kenar çatlamaları meydana gelmiştir, ancak çatlaksız yüzeylerden yalnızca optik ve SEM görüntüleri alınmış olup diğer korozyon ve mekanik testleri uygulanmamıştır. Diğer bütün alaşımlarda herhangi yüzey hatası ile karşılaşılmamıştır. Ca içeren alaşımlardaki kenar çatlamalarına sebep olarak, 400 °C' deki ekstrüzyon başlangıç sıcaklığından itibaren ekstrüzyon sırasınca biyet sıcaklığının daha da yükselerek alaşımın solidus çizgisine yakın seviyelere geldiği ve Ca içeren intermetaliklerin bozunmaya başlayarak kenarlarda hasarlar oluşturduğu düşünülmektedir [97].



Şekil 5.2. ZK60-1La-2Y-0.5Ca ve ZK60-1Nd-2Y-0.5Ca alaşımlarının 300 °C' de ve 400 °C' deki ekstrüzyonları sonrası yüzey görüntüleri.

Şekil 4.28-4.31' de her iki sıcaklıkta ekstrüze edilen alaşımların SEM görüntülerinde, daha önce de belirtildiği gibi, homojenleştirme sonrasında yapıda kalan ikincil fazların parçalanarak ekstrüzyon yönüne paralel şekilde yönlendiği görülmektedir. Alaşım elementi ilavesi ile bu ikincil faz parçacıklarının miktarı döküm ve homojenleştirilmiş numunelerin mikroyapılarındaki gibi ekstrüzyon sonrasında da ciddi oranda artış

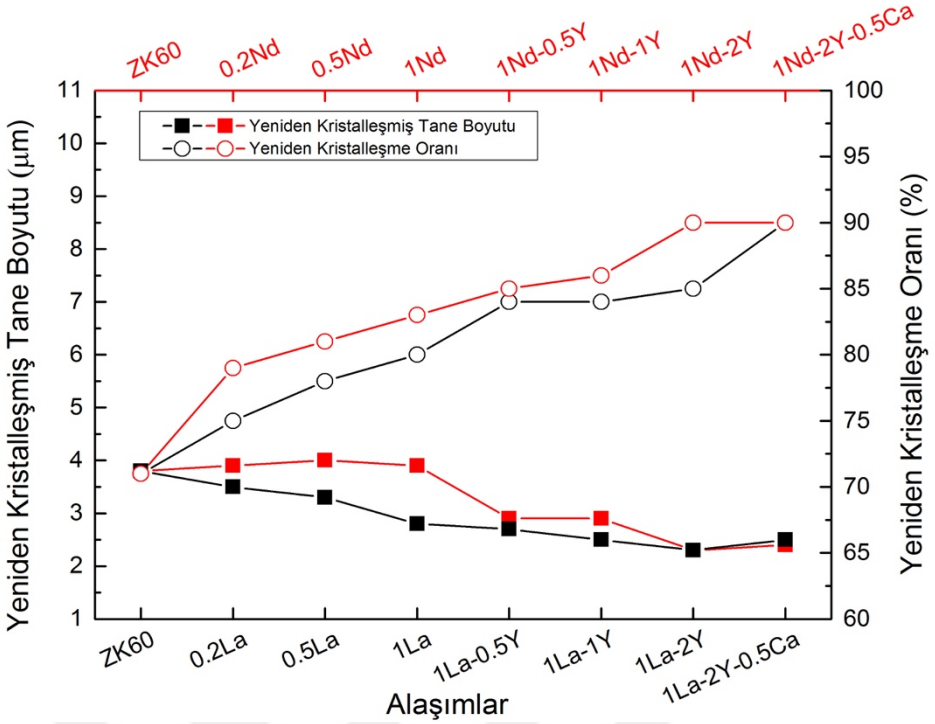
göstermiştir. Şekil 4.28' de görülen ZK60 alaşımının her iki sıcaklıktaki ekstrüzyon sonrasında yapısındaki parçacıkların çapı ~ 0,1-2 μm aralığındadır. Ancak artan La, Nd ve Y ilaveleri ile bu parçalanmış parçacıkların çoğu ~ 1-10 μm aralığında değişmektedir ve çok azı 1 μm' dan küçük çapa sahiptir. Ekstrüzyon sırasında yapıda bulunan ikincil fazlar, sahip oldukları boyut, hacim oranı ve dağılım aralıklarına göre dinamik yeniden kristalleşmeyi arttırabilir veya azaltabilir [110]. Parçacık tesirli çekirdeklenme, daha önce de açıklandığı gibi (2.2.7.1), parçacık çapının 1 μm' den büyük olduğu durumlarda meydana gelmektedir. Diğer yandan 1 μm' den küçük çapa sahip parçacıklar da tane büyümesini engelleme de büyük parçacıklara göre daha etkilidir. Bu sebeple artan alaşım elementi ilavesi ile birlikte, 1 μm' den büyük ikincil faz parçacıklarının artması ile parçacık tesirli çekirdeklenme meydana gelmiş ve Şekil 5.3' de görüldüğü üzere hem yeniden kristalleşme oranı artmış hem de küçük parçacıkların tane büyümesini engellemesi ile yeniden kristalleşmiş tane boyutu giderek azalma göstermiştir. Ayrıca, alaşım elementi olarak kullanılan La, Nd, Y ve Ca elementlerinin atomik yarıçapları (sırasıyla; 0,188 nm, 0,206 nm, 0,212 nm ve 0,194 nm), Mg elementinin atomik yarıçapından (0,160 nm) oldukça büyüktür. Buradan, bu elementlerin α-Mg içerisindeki düşük difüzyonundan kaynaklanan dinamik yeniden kristalleşmiş tane sınırlarının sürüklenme gücü ile dinamik yeniden kristalleşme kinetiklerinin azaldığı ve tane büyümesinin yavaşlatıldığı çıkarımı da yapılabilir.

Şekil 5.4' de ekstrüzyon sıcaklığının 400 °C' de olduğu durumda, her iki alaşım grubunda da yeniden kristalleşme oranı artan alaşımlama ile sürekli artış göstererek %100 oranına kadar çıkılmıştır. Ancak yeniden kristalleşmiş tane boyutları Şekil 5.3' deki 300 °C' deki durumdan daha farklı olup artan alaşım elementi ile sürekli bir azalma meydana gelmemiştir. La içeren alaşımlardaki yeniden kristalleşmiş tane boyutu kayda değer bir değişim göstermezken, Nd içeren alaşımlarda artma eğilimi gözlenmiştir. Özellikle yalnızca Nd içeren ZK60 alaşımlarının 400 °C' de ekstrüzyon sonrasında yeniden kristalleşmiş tane boyutu ciddi derecede artmış, daha sonra Y ilavesi ile tekrar bir miktar düşüş göstermiştir. Bu sıradışı artışa literatürde benzer bir çalışma ile karşılaşılmamış olup sebebi halen araştırma konusu olmakla birlikte, bu duruma sebep olarak iki öneri sunulabilir. Birincisi, Nd elementinin, yeniden kristalleşme sıcaklığını düşürücü etkisinin olması ve yüksek sıcaklıktaki ekstrüzyon

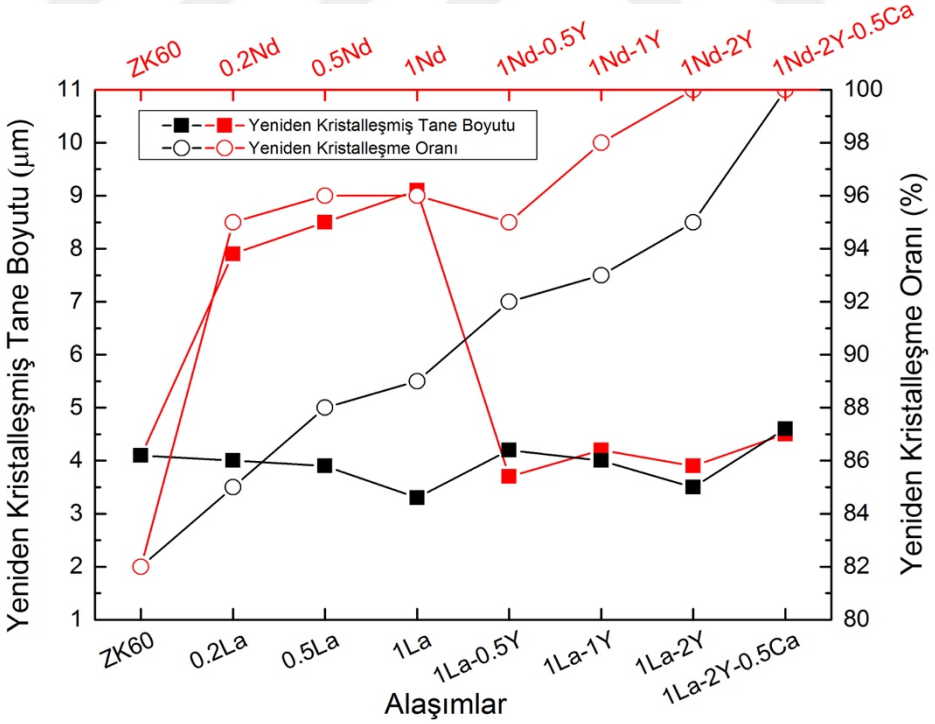
sırasında biyet sıcaklığının daha da artarak tane büyümesini daha da çok arttırmasıdır [102]. İkincisi ise, yine artan biyet sıcaklığı ile Mg-Zn-Nd ikincil fazlarının Mg-Zn-La' ya kıyasla daha düşük termal kararlılıkta olması ve ekstrüzyon sırasında α-Mg içerisinde çözünerek parçacık tesirli çekirdeklenme ve sürüklenme gücünün ortadan kalması ile tane büyümesinin önünün açılmasıdır.

Ekstrüzyon sıcaklığının dinamik yeniden kristalleşmeye olan etkisi birçok çalışmada incelenmiştir [120,102,104,105]. Deformasyon parametrelerinin kombinasyonu temsil eden Zener-Hollomon parametresi (Z parametresi) Eşitlik 2.5' de daha önce gösterilmiştir. Bu eşitlikte "$\dot{\varepsilon}$" ile gösterilen gerinme hızı ekstrüzyon işlemi için, Eşitlik 2.6' daki Feltham formülü ile hesaplanmaktadır. Bu eşitliğe göre gerinme hızı, ekstrüzyon hızı, ilk ve son biyet çaplarına bağlıdır. Bu çalışmada kullanılan ekstrüzyon hızı 0,3 mm/s, ilk biyet çapı 32 mm ve son biyet çapı 8 mm olduğundan, $\dot{\varepsilon}$, gerinme hızı, 0,158 s^{-1} olarak hesaplanmıştır. Buradan, Eşitlik 2.5' e göre, Z parametresi 300 °C ve 400 °C için sırasıyla, 3,2 x 10^{11} ve 4,8 x 10^{9} olarak hesaplanmıştır. Z parametresi ile yeniden kristalleşme tane boyutunu ifade eden Eşitlik 2.7' ye göre, Z parametresinin artması ile yeniden kristalleşen tane boyutu azalmaktadır. Bu sebeple, düşük ekstrüzyon sıcaklıklarında daha düşük Z parametresi elde edildiğinden, Şekil 5.3 ve 5.4' de görüldüğü üzere, 300 °C' de ekstrüzyon sonucunda, 400 °C' ye kıyasla daha küçük yeniden kristalleşmiş taneler elde edilmiştir.

Yüksek sıcaklıkta elde edilen daha büyük yeniden kristalleşmiş tanelerin ve daha yüksek yeniden kristalleşme oranının sebebi, yeniden kristalleşme mekanizmalarının sıcaklığa göre değişmesinden kaynaklanmaktadır [117]. Düşük sıcaklıklardaki deformasyonda, sürekli yeniden kristalleşme de denilen, güçlü bir toparlanma mekanizması meydana gelmektedir. Burada, dislokasyonlar orjinal tane sınırlarına yakın bölgelerde yeniden kendini düzenler ve düşük açılı tane sınırı ağı oluşturur. Ardından bunlar yüksek açılı tane sınırına dönüşür ve böylece yeni taneler meydana gelir. Yüksek deformasyon sıcaklıklarında ise, tabansal olmayan kayma ve dislokasyon tırmanması mekanizmaları daha kolay meydana gelir ve çekirdekleşen tanelerin yüksek açılı tane sınırlarında daha çok büyümesi ile sürekli olmayan yeniden kristalleşme gerçekleşir [114].



Şekil 5.3. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La ve Nd içeren ZK60 alaşımlarının yeniden kristalleşmiş tane boyutu ve yeniden kristalleşme oranları.



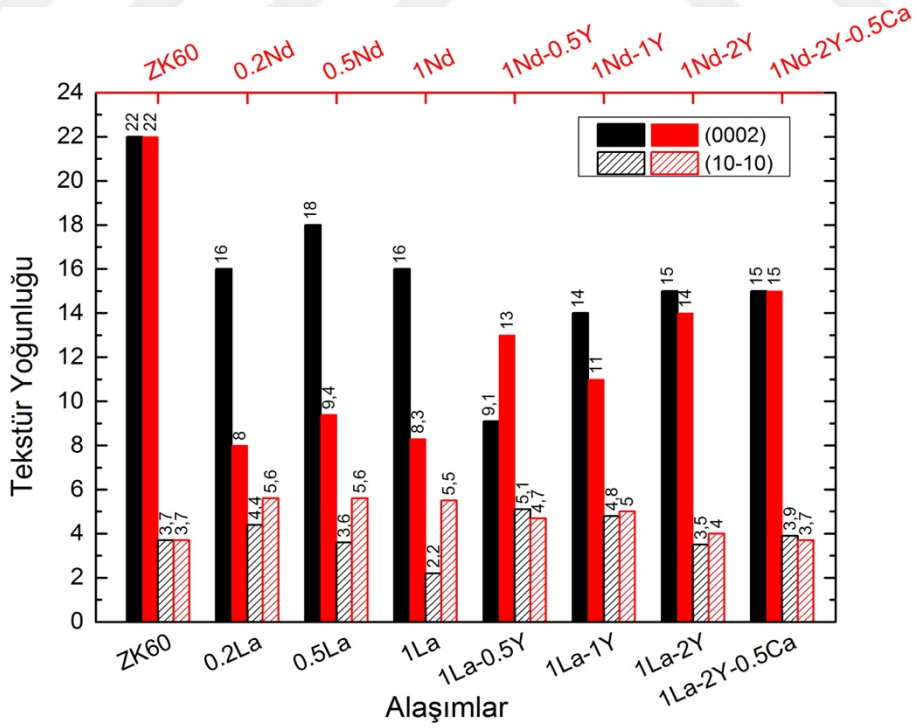
Şekil 5.4. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La ve Nd içeren ZK60 alaşımlarının yeniden kristalleşmiş tane boyutu ve yeniden kristalleşme oranları.

5.1.3. Mikroyapı ile Tekstür Arasında İlişki

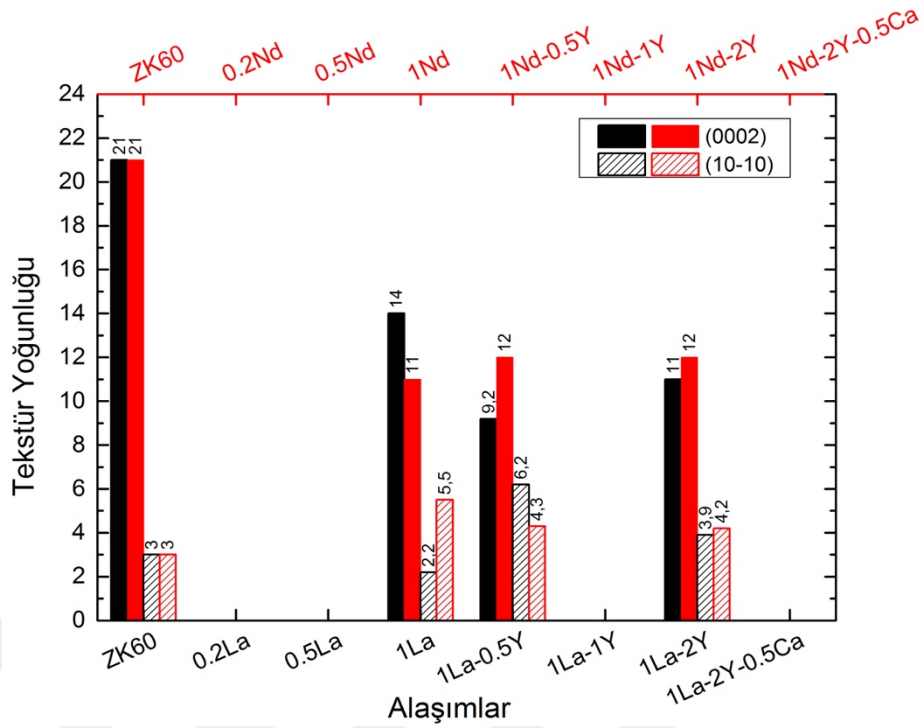
Şekil 4.32-4.37' de pole figure sonuçları verilen ekstrüzyon alaşımlarının tekstür yoğunlukları 300 °C' de ekstrüzyon için Şekil 5.5' de, 400 °C' de ekstrüzyon için Şekil 5.6' da gösterilmektedir. Daha önce de belirtildiği üzere, Şekil 4.32-4.37' de verilen pole figure sonuçlarında, bütün alaşımlar her iki ekstrüzyon sıcaklığında da yüksek (0002) tabansal fiber tekstür sergilemiştir. Şekil 5.5-5.6' da görüldüğü üzere en yüksek (0002) tekstür yoğunluğu ZK60 alaşımına aittir. Şekil 5.5' deki 300 °C' de ekstrüzyona uğramış alaşımlar için, yalnızca La ilavesi ile taban tekstür yoğunluğu bir miktar azalmıştır. ZK60-1La alaşımına ağ.%0,5 Y ilavesi ile tekstür daha da çok azalmış ancak artan Y ilavesi tekstür yoğunluğunu tekrar artış göstermiştir. Yalnızca Nd ilavesi, çok düşük oranlarda dahi taban tekstür yoğunluğunu yalnızca La ilavesine kıyasla çok daha fazla düşürmüştür. Öyle ki, sadece ağ.%0,2 Nd ilavesi sonucunda tekstür yoğunluğu ~ %63 oranında azaltılmıştır. Ancak artan Nd ve ekstra yapılan Y ve Ca ilaveleri ile tekstür yoğunluğunda dalgalanmalar olsa da genel olarak bir artış gözlenmiştir.

Parçacık tesirli çekirdeklenmenin dinamik yeniden kristalleşmiş tanelerin dağılımı rastgele hale getirdiği ve taban tekstürü yoğunluğunu düşürdüğü daha önce yapılan çalışmalarda belirtilmiştir [119,140]. Dinamik yeniden kristalleşmeye uğramamış tanelerin, dinamik yeniden kristalleşmiş tanelere kıyasla çok daha yüksek oranda tekstür sergilediği Yu ve arkadaşları tarafından gösterilmiştir [190]. Alaşım elementi ilaveli ekstrüzyon numunelerinde, 1 μm' den büyük ikincil fazların oranının artması ile parçacık tesirli çekirdeklenmenin meydana gelerek yeniden kristalleşme mekanizmalarını arttırdığı bir önceki bölümde irdelenmiştir. Bu sebeple, ZK60 alaşımlarına yapılan alaşım elementi ilaveleri ve daha yüksek ekstrüzyon sıcaklığı sonucunda tekstür yoğunluğunda görülen azalmanın, temel olarak Şekil 5.3 ve 5.4' de gösterildiği gibi, artan yeniden kristalleşme oranına bağlı olduğu düşünülmektedir. Ancak Şekil 5.3 ve 5.4' de, artan alaşım elementi ilavesi ile yeniden kristalleşme oranı doğru orantılı bir şekilde artarken, Şekil 5.5 ve 5.6' daki taban tekstür yoğunluklarında aynı şekilde bir azalma trendi görülmemiştir. Bu durumun temel sebebi, Stanford ve arkadaşları tarafından önerilen çözünen atom segregasyonunun tekstür üzerindeki etkisinden kaynaklandığı düşünülmektedir [191]. Bu çalışmaya göre, tane sınırlarında

ve buraya yakın bölgelerdeki çözünen atomların segregasyonu, yeniden kristalleşmeyi geciktirerek, tekstür yoğunluğunu azaltmada önemli rol oynamaktadır. Şekil 5.5 ve 5.6' da, her iki sıcaklıkta yapılan ekstrüzyon sonucunda, yalnız La ve Nd ilaveleri ile taban tekstürün önemli derecede azalma görülmüş ancak bu alaşımlara ekstra yapılan Y ilavesi sonucunda, La içeren alaşımlarda taban tekstürünün önce azaldığı daha sonra arttığı, Nd içeren alaşımlarda ise taban tekstürünün Y ilavesi ile artma eğilimi gösterdiği görülmüştür. Bu durum şöyle açıklanabilmektedir: Yalnız La ve Nd ilavesi ile hem parçacık tesirli çekirdeklenme hem de çözünen atom segregasyonu etkili olarak taban tekstürünü düşürürken, Y ilavesi, La ve Nd alaşımlarında farklı etkiler göstermiştir. La elementinin Mg içerisindeki çözünürlüğü Nd elementine göre daha yüksek olduğundan, düşük oranda Y ilavesi sonucunda parçacık tesirli çekirdeklenme artmış ve çözünen atom segregasyonu etkisi de azalmamıştır. Ancak daha çok Y ilavesinin çözünen atom segregasyonu etkisini azaltarak tekstürü arttırdığı düşünülmektedir. Nd içeren alaşımlarda ise, düşük oranda Y ilavesi Nd' nin sahip olduğu çözünen atom segregasyonu etkisini azaltarak tekstürü arttırmıştır. Artan Y ilavesi ile meydana gelen dalgalanmaların, bu iki mekanizmanın farklı oranlarda gerçekleşmesi ile alakalı olabileceği düşünülmektedir.

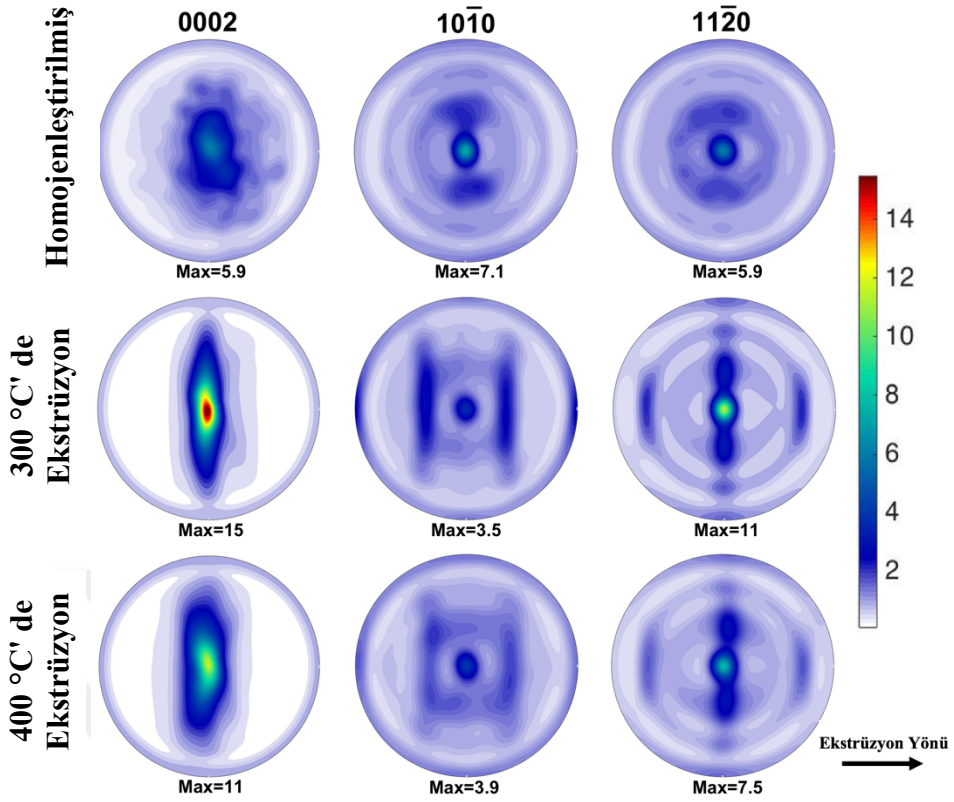


Şekil 5.5. 300 °C' de ekstrüzyon sonrası La ve Nd içeren ZK60 alaşımların (0002) ve $(10\bar{1}0)$ düzlemlerinin tekstür yoğunlukları.



Şekil 5.6. 400 °C' de ekstrüzyon sonrası La ve Nd içeren ZK60 alaşımların (0002) ve $(10\bar{1}0)$ düzlemlerinin tekstür yoğunlukları.

Şekil 5.7, homojenleştirilmiş ve ekstrüze edilmiş ZK60-1La-2Y numunesinin (0002), $(10\bar{1}0)$ ve $(11\bar{2}0)$ düzlemlerinin pole figure ölçümlerini göstermektedir. Burada, Şekil 4.32-4.37' de verilen pole figure sonuçlarından farklı olarak, daha iyi karşılaştırma yapabilmek için bütün ölçümler sabit bir ölçekte yeniden hesaplanmıştır. Homojenleştirilmiş numune, (0002), $(10\bar{1}0)$ ve $(11\bar{2}0)$ düzlemleri için sırasıyla 5,9, 7,1 ve 5,9 tekstür yoğunluğu sergilemiştir. Görüldüğü üzere homojenleştirilmiş numunede farklı düzlemlerin numune yüzeyinde yönlenme yoğunlukları birbirine yakındır ve herhangi bir düzlem tercihli olarak yönlenmemiştir. Diğer yandan, 300 °C ve 400 °C' de ekstrüze edilen numuneler güçlü taban tekstürü sergileyerek, sırasıyla 15 ve 11 taban düzlemi tekstür yoğunluğu göstermiştir. Ekstrüzyon sıcaklığının artması ile (0002) taban tekstür yoğunluğu ekstrüzyon yönüne dik yönde daha çok yönlenmiş ve daha çok rastgele hale gelmiştir. $(11\bar{2}0)$ düzlemi tekstür yoğunluğu da ekstrüzyon sıcaklığının artması ile azalma göstermiştir. Ekstrüzyon sıcaklığının artması ile Şekil 5.3 ve 5.4' de gösterildiği gibi yeniden kristalleşme oranı arttığından, bu yeniden kristalleşmiş taneler daha çok rastgele dağılım sergilemiş ve tekstür yoğunluğunu azaltmıştır.



Şekil 5.7. Homojenleştirilmiş ve ekstrüze edilmiş ZK60-1La-2Y numunesinin (0002), (10$\bar{1}$0) ve (11$\bar{2}$0) düzlemlerinin pole figure sonuçları.

5.2. MEKANİK ÖZELLİKLERİN KARAKTERİZASYONU

5.2.1. Sertlik

Şekil 4.38-4.39' da sırasıyla La ve Nd içeren alaşımların döküm ve ekstrüzyon sonrası mikro sertlik değerlerine bakıldığında, öncelikle her iki alaşım grubunda da, 300 °C' de ekstrüze edilen numunelerin bütün alaşımlarda en yüksek ve döküm alaşımlarının da yine bütün alaşımlarda en düşük sertlik değerlerini gösterdiği görülmektedir. Ekstrüzyon sonrası Şekil 5.3-5.4' de gösterildiği gibi, dinamik yeniden kristalleşmeden kaynaklı elde edilen çok ince taneli yapı ve ekstrüzyon yönünde uzamış sert ve ince ikincil fazlar sayesinde sertlik değerleri döküm alaşımlarına kıyasla daha yüksek bulunmuştur. 300 °C' de ekstrüze edilen numunelerin sertliğinin 400 °C' de ekstrüze edilen numunelere kıyasla daha yüksek olmasının sebebi ise, temel olarak düşük sıcaklıkta numunelerin çift modlu tane yapısı göstermesinden kaynaklanmaktadır. Düşük sıcaklıkta yeniden kristalleşmeye uğramamış taneler ekstrüzyon sırasında

deforme olarak ekstrüzyon yönünde uzama göstermiştir. Bu deforme olan tanelerin dislokasyon yoğunluğu arttığından sertlik değerleri de daha yüksek çıkmıştır.

Döküm alaşımlarında, artan alaşım elementi ilavesi ile neredeyse tamamen orantılı olarak sertlikte artış görülürken, ekstrüzyona uğramış numunelerde sertlik değerleri artan alaşım elementi ilavesi ile kayda değer değişimler göstermemiştir. Buna sebep olarak ekstrüzyon sonrası meydana gelen yeniden kristalleşmiş ince taneli yapının döküm yapısına göre daha yüksek homojenliğe sahip olması gösterilebilir. Ayrıca La içeren alaşımlarda döküm ve ekstrüzyon sonrası, Nd içeren alaşımlara kıyasla bir miktar daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Bu durumun La içeren ikincil fazların rijitliğinin Nd içerenlere kıyasla daha yüksek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

5.2.2. Döküm Alaşımlarının Çekme Özellikleri

Şekil 4.40-4.41' de döküm sonrası sırasıyla La ve Nd içeren alaşımların çekme testi sonuçlarına bakıldığında, ağ.%0,2 La ve ağ.%0,2 Nd içeren ZK60 alaşımlarının kendi gruplarında en yüksek dayanım ve uzama değerlerini sergilediği görülmektedir. Bu en düşük alaşımlama oranından itibaren artan La, Nd, Y ve Ca ilaveleri ile döküm alaşımlarında maksimum çekme dayanımı ve %kopma uzaması değeleri orantılı olarak düşüş göstermiş ancak akma dayanımı artarak, akma ve çekme dayanımı arasındaki fark azalmıştır.

La ve Nd elementlerinin Mg içerisinde çözünürlükleri sırasıyla ağ.%0,74 ve ağ.%3,6' dır [65]. Bu elementler, sistemde Zn olduğunda düşük oranlarda ilave edildiklerinde dahi Mg-Zn-RE üçlü fazları oluştururlar. Ancak Şekil 4.1 ve 4.2' deki XRD sonuçlarında ve Şekil 4.20 ve 4.22' deki SEM incelemelerinde görüleceği gibi, ağ.%0,2 La ağ.%0,2 Nd içeren ZK60 alaşımları çok düşük oranda Mg-Zn-La/Nd üçlü fazları içermektedir. Ayrıca Şekil 5.1' de, bu alaşımalar sonucunda döküm sonrası α-Mg tane boyutunun etkili bir şekilde düşürüldüğü görülmektedir. Bu sebeple, düşük La ve Nd alaşımlaması ile döküm alaşımlarında elde edilen iyi mekanik özellikler, bu mikroyapısal değişimler bakımından değerlendirilmelidir.

Metalurjide yaygın olarak bilindiği üzere, tane boyutu ile akma dayanımı birbirine ters orantılı olarak bağlıdır ve bu ilişki Hall-Petch eşitliği ile aşağıdaki gibi ifade edilir [19,18]:

$$\sigma_y = \sigma_i + \frac{k_y}{\sqrt{D}} \tag{5.1}$$

burada, σ_y akma dayanımı, σ_i sürtünme dayanımı, k_y Hall-Petch sabiti ve D tane boyutudur. Eşitlik 5.1' e göre, tane boyutu azaldıkça, akma dayanımı artar ve süneklilik de azalma göstermez. Bunun sebebi, azalan tane boyutu ile daha çok tane sınırı meydana gelir ve bu tane sınırları deformasyon sırasında dislokasyon hareketini önleyerek dayanımı arttırır. Diğer yandan, mikroyapıdaki kaba olmayan ve eşit bir şekilde dağılım göstermiş ikincil parçacıklar da, dislokasyon hareketini engelleyerek dispersiyon sertleşmesi sağlar ve malzemenin dayanımı ayrıca arttırabilir [192]. Ancak bu ikincil fazların oranının artması ve kaba olması durumunda, bu parçacıklar etrafında yüksek gerilim konsantrasyonu oluşur ve bu bölgelerden deformasyon sırasında çatlak başlangıcı meydana gelerek malzemenin sünekliliğini düşürür. Bu sebeple, ağ.%0,2 La ağ.%0,2 Nd içeren ZK60 alaşımlarının diğer alaşımlara kıyasla yüksek dayanım ve uzama göstermesinin temel sebebi olarak, bu oranlarda elde edilen etkili tane küçülmesi ve mikroyapıda bulunan, kaba olmayan ve homojen dağılmış ikincil fazların optimum düzeyde bulunması gösterilebilir.

Artan yalnızca La ve Nd ilaveleri sonucunda akma ve çekme dayanımlarında ve % uzama değerlerinde önemli derecede azalma meydana gelmiştir. Şekil 4.20 ve 4.22' deki SEM görüntülerinde, ZK60-0.5La/Nd veZK60-1La/Nd alaşımlarındaki çubuksu Mg-Zn-La/Nd ikincil fazlarının giderek daha çok kabalaştığı ve hacim oranlarının arttığı görülmektedir. Bu kaba fazlar, Şekil 4.46-4.49' daki döküm alaşımlarının kırık yüzeylerinden de görüleceği gibi, çekme testi sırasında çatlak başlangıç bölgeleri oluşturarak malzenin erken kopmasına sebep olmuş ve bunun sonucunda hem dayanım hem de % uzama değerleri düşüş göstermiştir.

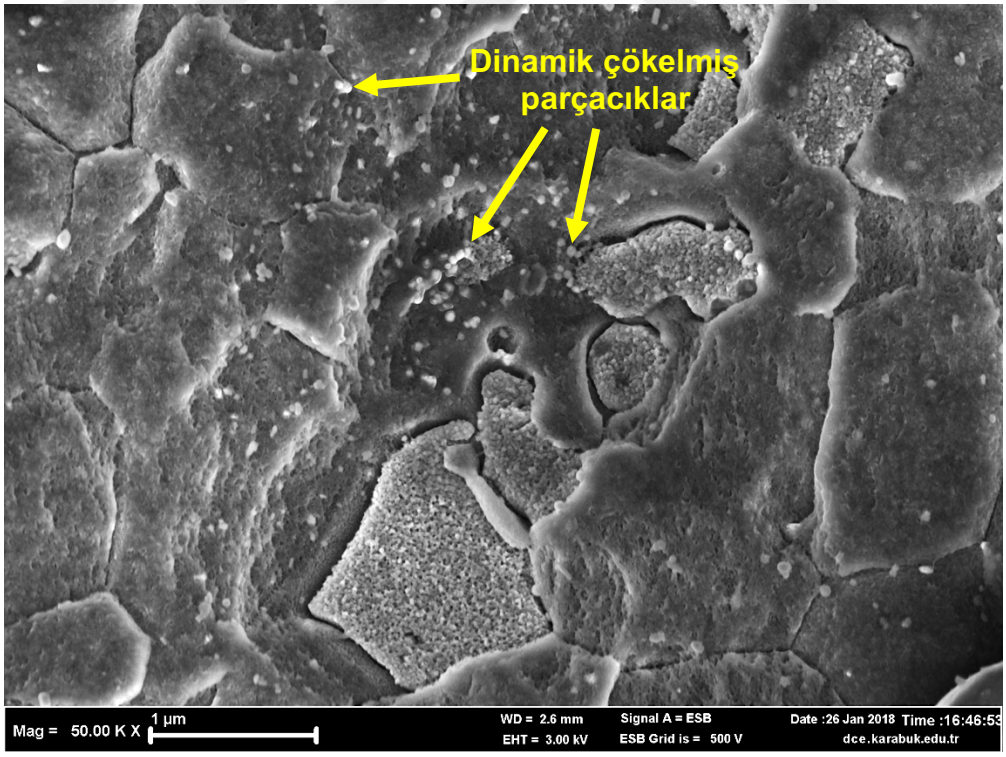
La ve Nd içeren alaşımlara yapılan Y ilavesi ile % uzama değerleri daha da çok düşüş gösterirken, özellikle akma dayanımı tekrar bir miktar artış göstermiştir. Şekil 5.1' de

gösterildiği üzere, özellikle ZK60-1La alaşımına yapılan ağ.%0,5 Y ilavesi ile α-Mg tane boyutu çok fazla düşüş göstermiştir. Ayrıca Y ilavesi, mikroyapıdaki ikincil fazları ağsı bir yapı haline dönüştürerek bütün mikroyapı boyunca eşit bir şekilde dağılmasını sağlamıştır. Bu durum sonucunda, Şekil 4.40' da görüleceği üzere, ağ.%0,5 Y ilavesi sonucunda ZK60-1La alaşımının akma ve çekme dayanımı ciddi derecede artış göstermiştir. Bu artış ZK60-1La-1Y alaşımında da devam etmiştir ancak ZK60-1La-2Y ve ZK60-1La-2Y-0.5Ca alaşımlarında akma ve çekme dayanımları orantılı bir şekilde düşüş göstermiştir. Bunun sebebi ise, artan Y ilavesi ile ağsı yapıdaki Mg-Zn-La ve Mg-Zn-Y ikincil fazlarının miktarı artarak, daha kaba hale gelmesi ve erken kırılmaya yol açmasıdır. ZK60-1Nd alaşımına yapılan Y ilaveleri sonucunda ise % uzama azalma gösterirken, dayanımda kayda değer değişimler gözlenmemiştir. Bunun sebebi ise Şekil 5.1' de görüldüğü üzere ZK60-1Nd alaşımının α-Mg tane boyutunun Y ilavesi ile çok fazla değişim göstermemesine dayandırılmıştır. Nd içeren alaşımlarda da, La içeren alaşımlara benzer şekilde ağ.%2 Y ve ağ.%0,5 Ca ilaveleri sonucunda dayanım ve % uzama değerleri ikincil fazlardaki kabalaşma sebebiyle düşüş göstermiştir. Şekil 4.46-4.49' daki döküm alaşımlarının kırık yüzeylerine bakıldığında, yüksek alaşım elementi ilaveleri ile kırık yüzeylerde parçalanmış ikincil fazların var olduğu ve bunların yüksek gerilim konsantrasyonu oluşturması ile erken kırılmalara neden olduğu çıkarımı yapılabilir.

5.2.3. Ekstrüzyon Alaşımlarının Çekme Özellikleri

Şekil 4.42 ve 4.43, 300 °C' de ekstrüze edilen, Şekil 4.44 ve 4.45 ise 400 °C' de ekstrüze edilen, sırasıyla La ve Nd içeren numunelerin çekme testi sonuçlarını göstermektedir. Öncelikle, bütün ekstrüzyon alaşımlarının döküm alaşımlarına kıyasla çok daha yüksek dayanım ve süneklilik özellikleri sergilediği göze çarpmaktadır. Bu mekanik özelliklerdeki büyük gelişimin temel nedeni, alaşımların sıcak ekstrüzyon sırasında dinamik yeniden kristalleşme mekanizması sayesinde çok küçük taneli mikroyapıya sahip olmasıdır. Eşitlik 5.1' deki Hall-Petch teorisine göre, tane boyutunun azalması akma dayanımını önemli derecede arttırmaktadır. Bu sebeple, ekstrüzyon sonucunda dayanımda elde edilen bu artışın ana nedeni, tane boyutundaki çok fazla küçülmedir. Bunun yanında, Şekil 4.11-4.14' de görüldüğü üzere, döküm mikroyapılarındaki kaba ikincil fazlar, ekstrüzyon sırasında parçalanarak ekstrüzyon

yönüne paralel olarak yönlenmişlerdir. Bu küçük ikincil faz parçacıkları da dispersiyon sertleşmesi mekanizması ile dislokasyon hareketini engellemiş ve dayanımdaki artışa katkı sağlamıştır [193]. Bütün bunlara ek olarak, bazı çalışmalarda ekstrüzyon sırasında aşırı doymuş katı çözeltiden çok küçük nano boyutlu çökeltilerin oluştuğu rapor edilmiştir [156,190]. Şekil 5.8' de ZK60-1Nd-2Y-0.5Ca alaşımının 300 °C' deki ekstrüzyonu sonrasındaki çok yüksek büyütmedeki geri saçınımlı elektron SEM görüntüsünde, ekstrüzyon sırasında dinamik olarak çökeldiği düşünülen nano boyutlu ikincil faz partiküllerinin oluştuğu görülmektedir. Yüksek büyütmedeki bu görüntü üzerinde EDX analizi sapmalar yüzünden yapılamadığından, bu partiküllerin hangi bileşimde olduğu bilinmemektedir. Ancak bu parçacıkların, literatürdeki diğer çalışmalardan da yola çıkarak, Mg-Zn-Nd, Mg-Zn-Y ve Mg-Zn-Ca üçlü fazları olduğu düşünülmektedir. Bu sebeple, bu çalışmada yapılan ekstrüzyon işlemleri sonucunda da, Zn, La, Nd, Y ve Ca içeren ekstrüzyon sırasında dinamik olarak çökelmiş parçacıkların Orowan prosesine göre toplam dayanıma büyük katkı sağladığı düşünülmektedir [190].



Şekil 5.8. ZK60-1Nd-2Y-0.5Ca alaşımının 300 °C' de ekstrüzyon sonrası yüksek büyütmede geri saçınımlı elektron SEM görüntüsü.

Şekil 4.42 ve 4.43' deki 300 °C' de ekstrüze edilen sırasıyla La ve Nd içeren alaşımların çekme testi sonuçlarına bakıldığında, alaşım elementi ilavesi ile özellikle dayanımda gerçekleşen değişimin, döküm alaşımlara kıyasla çok daha farklı ilerlediği görülmektedir. Şekil 4.42' de, La ilavesi ve ardından yapılan Y ve Ca ilaveleri sonucunda akma ve çekme dayanımının neredeyse orantılı bir şekilde artış gösterdiği görülmektedir. Akma dayanımındaki artış maksimum çekme dayanımdan daha çok olduğundan, alaşım elementinin artması ile akma ve çekme dayanımı arasındaki fark da azalma göstermiştir. Akma ve çekme dayanımı arasındaki fark, alaşımın deformasyon sertleşmesi kabiliyetinin bir ölçüsü olduğundan, artan alaşım elementi ile alaşımların deformasyon ile sertleşme kabiliyeti azalmıştır. Şekil 5.3' de gösterildiği üzere, ekstrüzyon alaşımlarında artan alaşım elementi ilavesi ile yeniden kristalleşmiş tanelerin boyutu azalmıştır ve Eşitlik 5.1' deki Hall-Petch eşitliğine göre akma dayanımı tane inceltme etkisi ile ve dispersiyon sertleşmesi sonucunda önemli derecede artış göstermiştir. Ancak artan alaşım elementi ilavesi ile yapıda artış gösteren ikincil fazlar, döküm alaşımlarında olduğu gibi ekstrüzyon alaşımlarında da çekme testi sırasında çatlak başlangıç bölgeleri oluşturmuş ve erken kırılmaya neden olarak % uzama değerini önemli derecede düşürmüştür ve maksimum çekme dayanımındaki artışın giderek azalmasına neden olmuştur. Bunun sonucunda akma ve çekme dayanımları arasındaki fark ZK60-1La-2Y-0.5 Ca alaşımında 8 MPa değerine kadar düşmüştür. Döküm alaşımlarında olduğu gibi, yalnız ağ.%0,2 La içeren ZK60 alaşımı da en yüksek % uzama değeri göstermiştir ve artan alaşım elementi ile alaşımların % uzama değerleri orantılı bir şekilde azalmıştır. Bu duruma sebep olarak da, ağ.%0,2 La içeren alaşımın optimum yeniden kristalleşmiş tane boyutu, yeniden kristalleşme oranı ve iyi dağılmış ikincil faz oranına sahip olması gösterilebilir.

Şekil 4.43' de, Nd ilavesi ve ardından yapılan Y ve Ca ilaveleri ile, akma ve çekme dayanımları, La içeren alaşımlara benzer şekilde artma eğilimi göstermiştir. Ancak La içeren alaşımlardan farklı olarak, alaşımlama miktarının artması ile % uzama değerlerinde küçük dalgalanmalar haricinde kayda değer bir değişim görülmemiştir. Şekil 5.3' de 300 °C' de ekstrüze edilen Nd içeren alaşımların, La içeren alaşımlara kıyasla daha yüksek yeniden kristalleşme oranı gösterdiği ve daha büyük yeniden kristalleşmiş tanelere sahip olduğu görülmektedir. Bu durum sonucunda, Nd içeren alaşımlarda yeniden kristalleşmeye uğramamış ve yüksek dislokasyon yoğunluğu

içeren bölgeler daha az olduğundan, % uzama değerleri La içeren alaşımlara kıyasla daha yüksek çıkmıştır. Ayrıca tekstür yoğunluğunun da alaşımların dayanım ve % uzama değerleri üzerinde önemli etkileri vardır ve bunun etkileri bir sonraki alt başlık altında detaylı olarak ele alınacaktır.

Şekil 4.44 ve 4.45' deki 400 °C' de ekstrüze edilen, sırasıyla La ve Nd içeren alaşımların çekme testi sonuçlarına bakıldığında ise, öncelikle bütün alaşımların akma ve maksimum çekme dayanımlarının 300 °C' de ekstrüze edilen numunelere kıyasla çok daha düşük olduğu, diğer yandan % uzama değerlerinin çok daha yüksek olduğu görülmektedir. Barnett, ekstrüzyon numunelerinin ekstrüzyon yönüne paralel olarak yapılan çekme testi sırasında meydana gelen $(10\bar{1}1)$-$(10\bar{1}2)$ çift ikizlenmesinin çatlak başlangıç bölgeleri oluşturarak malzemelerin sünekliliğini azalttığını rapor etmiştir [95]. Park ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmalarda ise, yeniden kristalleşmeye uğramamış tanelerin daha çok $(10\bar{1}1)$-$(10\bar{1}2)$ çift ikizlenmesine sahip olduğu gösterilmiştir [102,194]. Bunlara ek olarak, yeniden kristalleşmeye uğramamış taneler deformasyona uğradığından, yüksek dislokasyon yoğunluğu içerirler ve bundan dolayı deformasyon sertleşmesi gösterirler [195,104]. Bu bilgilerden yola çıkarak, yeniden kristalleşme oranının, ekstrüzyon sıcaklığındaki artış ile görülen mekanik özelliklerdeki bu değişimlerin temel nedeni olduğu çıkarımı yapılabilir. Şekil 5.3 ve 5.4 karşılaştırıldığında, 400 °C' de yapılan ekstrüzyonun, 300 °C' ye kıyasla çok daha yüksek yeniden kristalleşme oranı sağladığı görülmektedir. Bu durum, yeniden kristalleşmemiş ve deformasyon sertleşmesine uğramamış tanelerin daha az olmasına ve bundan dolayı da $(10\bar{1}1)$-$(10\bar{1}2)$ çift ikizlenmesinin oluşumunu azalmasına sebep olduğundan, 400 °C' de ekstrüzyon sonucunda alaşımların % uzama değerlerinde artış ve akma ve çekme dayanımlarında da azalma görülmüştür. Şekil 5.4' de yalnız Nd içeren alaşımların yeniden kristalleşmiş tane boyutunun ZK60 alaşımına kıyasla çok daha yüksek olduğu daha önce tartışılmıştır. Bu tane kabalaşmasının mekanik özellikler üzerindeki etkisi de Şekil 4.45' de görülmektedir. Şekil 4.44' deki yalnız La içeren alaşımlar ile kıyaslama yapıldığında, dayanım ve % uzama değerlerinin yalnız Nd içeren alaşımlarda daha düşük bulunduğu görülmüştür. Bu düşüşün temel sebebi, 400 °C' de ekstrüze edilen yalnız Nd içeren ZK60 alaşımlarında meydana gelen tane kabalaşmasıdır.

Ekstrüzyon alaşımlarına uygulanan çekme testi ekstrüzyon yönüne paralel olduğu durumda, yüksek taban tekstürüne sahip malzemelerde taban düzlemi aktivasyonu zorlaşır ve bu durum malzemenin dayanımında artışa ve sünekliliğinde düşüşe neden olur [196]. Bu sebeple bu çalışmada ekstrüzyon numunelerinin özellikle % uzama değerleri tekstür yoğunlukları bakımından da ele alınmalıdır. Şekil 5.5' deki 300 °C' de ekstrüze edilen ZK60 alaşımının taban tekstür yoğunluğu, ağ.%0,2 La/Nd ilaveleri ile önemli derecede azalmıştır. Bu azalmanın da bu alaşımlarda elde edilen iyi süneklilik değerlerine katkı sağladığı hesaba katılmalıdır. Ekstra yapılan alaşımlamalar ile tekstür yoğunlukları bazı dalgalanmalar haricinde artma eğilimi gösterdiğinden, bu artış da süneklilik değerlerinin düşmesinde rol oynamıştır. Ekstrüzyon sıcaklığının artması ile Şekil 5.6' da gösterildiği üzere, taban tekstür yoğunlukları önemli derecede azalma göstermiştir. Bu durum da, ekstrüzyon sıcaklığının artması ile daha yüksek % uzama değerlerinin elde edilmesini açıklamaktadır.

5.3. KOROZYON ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

5.3.1. Daldırma Testi

Şekil 4.50-4.53' de La içeren, Şekil 4.54-4.57' de Nd içeren döküm ve ekstrüzyon alaşımlarının daldırma testi sonuçlarına bakıldığında, bütün alaşımlarda ağırlık kaybının daldırmanın genel olarak ilk 9-12 saat aralığında hızlı olduğu, bu saatlerden sonra daha yavaş ilerlediği görülmektedir. Magnezyum yüzeyinde koruyucu oksit film tabakası, diğer bir çok metalin oksit tabakasına kıyasla daha az kararlı yapıdadır ve korozyonun özellikle ilk başladığı sırada korozyon ilerlemesini etkili bir şekilde pasif hale getiremez [197]. Bu yarı kararlı oksit yüzünden, magnezyum alaşımları tipik olarak korozif ortamda öncelikle hızlı çözünme sergiler. Çözünme meydana geldikçe yüzeydeki oksit tabakası daha kararlı bir hale gelir. Şekil 4.50-4.57' de de görüldüğü üzere, bu çalışmadaki alaşımların yüzeyindeki oksit 9-12 saat aralığında çok daha fazla kararlı hale gelerek, korozyondaki ivme bu saatlerden sonra önemli derecede düşüş göstermiştir.

Daldırma testleri sonrasında, alaşımların korozyon oranları, birim zamanda ve birim alandaki kütle kaybı cinsinden hesaplanmış ve sırasıyla La ve Nd alaşımları için Şekil 4.53 ve 4.57' de gösterilmiştir. Buradaki sonuçların farklı bir ifadesi olan korozyon hızı, mm/y cinsinden aşağıdaki formül ile yeniden hesaplanarak Şekil 5.10 ve 5.11' de gösterilmiştir.

$$mm/y = \frac{KxW}{AxTxD} \tag{5.2}$$

burada, mm/y korozyon hızı, K sabiti $8{,}76x10^4$, A korozyona uğrayan bölgenin alanı, W ağırlık kaybı, T test süresi ve D numunenin yoğunluğudur. Numunelerin yoğunlukları içerdikleri alaşım elementine göre teorik olarak hesaplanmıştır.

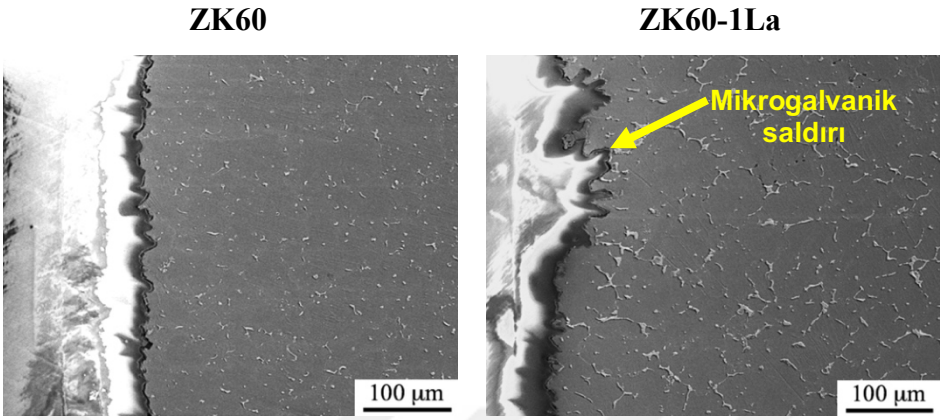
Şekil 5.10 ve 5.11' de gösterilen döküm ve ekstrüzyon alaşımlarının korozyon hızları birbiri ile karşılaştırıldığında, 300 °C' de yapılan ekstrüzyon sonucunda korozyon hızlarının döküm alaşımlarına kıyasla çok fazla arttığı ve bütün alaşımlar için en yüksek değerde olduğu görülmektedir. Ancak 400 °C' de ekstrüzyon sonucunda, korozyon hızlar tekrar düşüş göstermiştir ama yine de döküm alaşımlarının seviyesine inememiştir. Literatürde yapılan bazı çalışmalarda, tane boyutunun azalması ile artan yüksek açılı tane sınırı oranının yüzeydeki oksit tabakayı daha koherent hale getirdiği ve korozyon direncini arttırdığı gösterilmiştir [81,82]. Ayrıca bazı diğer çalışmalarda da, tam yeniden kristalleşmenin gerçekleştiği durumlarda meydana gelen düşük dislokasyon yoğunluğunun ve düşük iç kalıntı gerilmelerinin korozyon direncini arttırabileceği belirtilmiştir [75,198]. Bu çalışmalardan çıkan sonuçlara göre, ekstrüzyon işlemi ile korozyon direncinin artacağı beklentisine girilebilir. Ancak, söz konusu çalışmalarda elde edilen mikroyapılar, %100 yeniden kristalleşmiş ince tanelerden ve çok az sayıda ikincil fazlardan meydana gelmektedir. Bunun sonucunda da yalnızca tane yapısının korozyon direnci üzerindeki etkileri incelenmiştir. Bu çalışmada ise, özellikle 300 °C' de ekstrüzyon ile Şekil 5.3' de gösterildiği üzere tam yeniden kristalleşme gerçekleşmemiş ve çift modlu tane yapısı meydana gelmiştir. Yeniden kristalleşmeye uğramamış ve yüksek dislokasyon ve kalıntı gerilmelere sahip olan deforme olmuş taneler korozyon başlangıç bölgeleri oluşturarak korozyon hızını çok fazla arttırmıştır. Şekil 4.58-4.61' deki 72 saat sonunda korozyona uğramış döküm

ve ekstrüzyon numunelerinin yüzey SEM görüntüleri karşılaştırıldığında, ekstrüzyon numunelerinin döküm numunelerine kıyasla daha fazla, küçük ve derin çukurcuk korozyonuna uğradığı görülmektedir. Bu durum, korozyonun iç gerilmeler ve noktasal hatalardan başlayarak tane sınırları boyunca ilerlediğini göstermektedir. Artan ekstrüzyon sıcaklığı ile Şekil 5.4' de görüldüğü üzere, yeniden kristalleşme miktarı önemli derecede arttığından, dislokasyon yoğunluğu ve kalıntı gerilmesi azalmış olan ekstrüzyon numuneleri daha üstün korozyon performansı göstermiştir.

Alaşım elementi ilavelerinin magnezyum alaşımlarının korozyon direnci üzerinde büyük etkisi vardır. İlave edilen alaşım elementinin çözünürlüğünün düşük olması durumunda, katılaşma sırasında oluşan intermetalik fazlar çoğunlukla α-Mg taneleri ile yarattığı mikrogalvanik etkiden dolayı korozyon başlangıç bölgeleri oluşturarak korozyon direncinin düşmesine neden olurlar [59]. Şekil 5.9' da ZK60 ve ZK60-1La alaşımlarının 72 saat daldırma testi sonrası enine kesitlerinden alınan SEM görüntülerinde, ZK60-1La alaşımında korozyon saldırısının ZK60 alaşımına göre çok daha fazla olduğu görülmektedir. ZK60 alaşımında korozyon homojen bir şekilde dağılım gösterirken, ZK60-1La alaşımında Mg-Zn-La fazlarının mikrogalvanik etki yaratarak korozyon başlangıç bölgeleri oluşturduğu ve korozyon hızını arttırdığı söylenebilir.

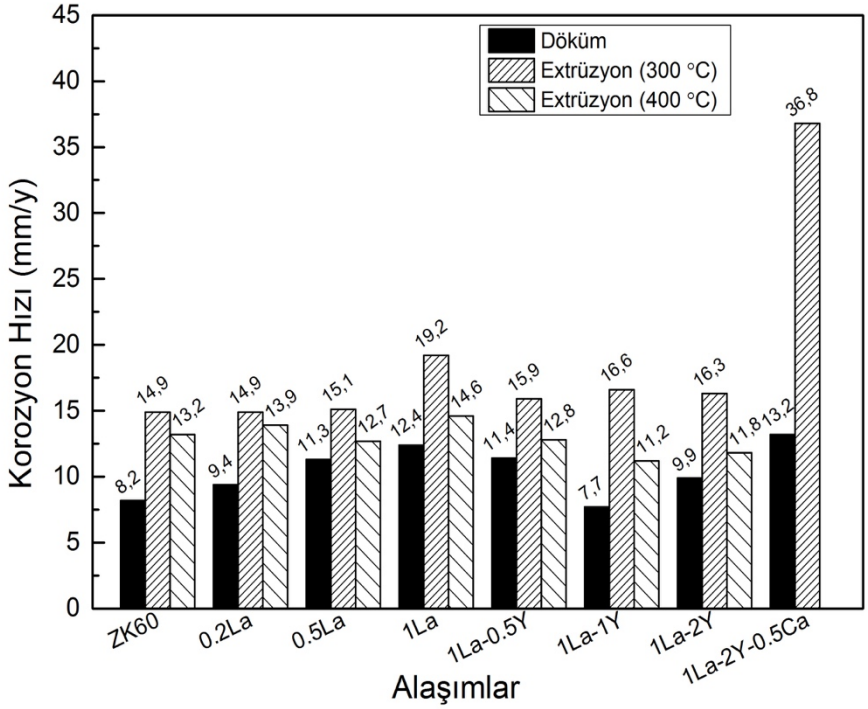
Şekil 5.10' daki La içeren alaşımlarda, döküm ve ekstrüzyon alaşımlarının korozyon hızı ZK60-1La alaşımına yapılan ağ.%0,5 ve ağ.%1 Y ilavesi ile bir miktar azalma göstermiştir ve ardından tekrar artış göstererek, en son yapılan Ca ilavesi ile en yüksek değere ulaşmıştır. Saf Mg alaşımına yapılan Y ilavesinin korozyon direncini arttırdığı Xu ve arkadaşları tarafından gösterilmiştir [199]. Zhang ve arkadaşları tarafından yapılan başka bir çalışmada ise Mg-Zn-Y alaşımlarında ikincil fazların tek I-fazından oluşması durumunda korozyon direncinin en iyi seviyede olduğu ve Zn/Y oranının çok fazla azalmasıyla korozyon direncinin zayıfladığı gösterilmiştir [200]. Bu sebeple düşük oranlarda ilave edilen Y ile alaşımların yüzeyinde oluşan koruyucu oksit film tabakası daha koherent hale gelmiş ve korozyon direnci gelişme göstermiştir. ZK60-1La-2Y alaşımına yapılan ağ.%0,5 Ca ilavesi sonucunda korozyon hızı özellikle 300 °C' de ekstrüze edilen alaşımda çok fazla artış göstermiştir. Baek ve arkadaşları, Ca ilavesinin magnezyum alaşımının korozyon özelliklerini neden olduğu çok yüksek

mikrogalvanik etkilerden dolayı düşürdüğünü, yaptıkları bir çalışmada göstermiştir [201].

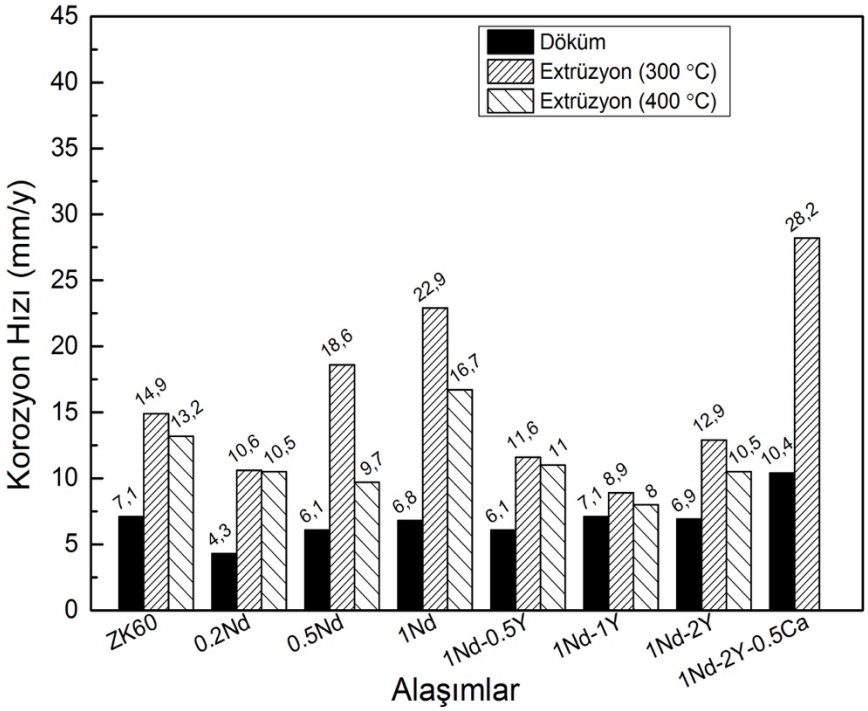


Şekil 5.9. ZK60 ve ZK60-1La döküm alaşımlarının 72 saat daldırma testi sonrası enine kesitlerinden alınan SEM görüntüleri.

Şekil 5.11' deki Nd içeren alaşımların korozyon hızlarına bakıldığında ise, La içeren alaşımlardakine benzer şekilde, Y ilavesi sonucunda korozyon hızının önemli derecede düşüş gösterdiği görülmektedir. Burada Şekil 5.10' dan farklı olarak, ağ.%0,2 Nd ilavesi ile döküm ve ekstrüzyon alaşımlarında ZK60 alaşımına kıyasla korozyon hızında küçük bir azalma meydana gelmiştir. Ancak artan yalnız Nd ilavesi ile Mg-Zn-Nd intermetaliklerinin mikrogalvanik etki yaratması sonucunda korozyon hızı artış göstermiştir. Şekil 5.11' de göze çarpan bir diğer husus ise, Nd içeren alaşımların hemen hemen hepsinin döküm ve ektrüzyon hallerinin korozyon hızları, La içeren karşıtlarına kıyasla daha düşük bulunmuştur. Diğer bir deyişle, Nd ilavesi La ilavesine kıyasla daha iyi korozyon performansı göstermiştir. Birbilis ve arkadaşlarının, La, Ce ve Nd içeren Mg alaşımlarına yapay sinir ağı yöntemi ile yaptıları korozyon incelemelerinde, Nd' nin La ve Ce elementlerinden daha az korozyona zarar verdiğini göstermişlerdir [202]. Nd' nin magnezyum alaşımlarının korozyonu sırasında oluşan koruyucu oksit tabakasının oluşumuna katkı sağladığı önerilmiştir [203].



Şekil 5.10. La içeren alaşımların daldırma testi sonrası hesaplanan korozyon hızları.



Şekil 5.11. Nd içeren alaşımların daldırma testi sonrası hesaplanan korozyon hızları.

5.3.2. Potansiyodinamik Polarizasyon Testi

Şekil 4.62-4.66' da La içeren, Şekil 4.72-4.76' da Nd içeren alaşımlara ait olan polarizasyon eğrilerinden elde edilen korozyon akım yoğunluğu (i_{kor}) ve korozyon potansiyel (E_{kor}) değerleri sırasıyla Şekil 4.67-4.71 ve Şekil 4.77-4.81' de verilmiştir. Potansiyodinamik polarizasyon testler, döküm ve ekstrüzyon yönüne paralel ve dik kesitten alınan numunelere uygulanmıştır. Korozyon direncinin ekstrüzyon yönü ile olan ilişkisi bu grafiklerin karşılaştırılması ile incelenecekse de, ekstrüzyon yönüne dik ve paralel olan kesitler sonuç olarak aynı numuneyi temsil ettiğinden, her yüzeyden ölçülen i_{kor} değerlerinin ortalaması ayrıca alınmış ve döküm alaşımlarının i_{kor} değerleri ile birlikte Çizelge 5.1' de listelenmiştir. Bu i_{kor} değerlerinden, ASTM G-102 standardına göre korozyon hızları mm/y cinsinden aşağıdaki formüle göre hesaplanmıştır ve hesaplanan korozyon hızları La ve Nd içeren alaşımlar için sırasıyla Şekil 5.12 ve 5.13' de gösterilmiştir [204].

$$mm/y = K\frac{i_{kor}}{\rho}EA \tag{5.3}$$

burada, K sabiti $3{,}27x10^{-3}$, i_{kor} değeri μA/cm^2 cinsinden korozyon akım yoğunluğu değeri, ρ yoğunluk (gr/cm^3) ve EA eşdeğer ağırlıktır.

Eşitlik 5.3' e göre, Çizelge 5.1' deki polarizasyon eğrilerinden elde edilen i_{kor} değerlerinden hesaplanan ve Şekil 5.12 ve 5.13' de gösterilen korozyon hızları, Şekil 5.10 ve 5.11' deki daldırma testi sonrası elde edilen korozyon hızları ile karşılaştırıldığında, değerlerin birbirinden oldukça farklı olduğu görülmektedir. Magnezyum alaşımlarının sabit daldırma ve potansiyodinamik testleri sonucunda hesaplanan bu korozyon hızları arasındaki büyük fark, literatürdeki birçok çalışmada da benzer şekilde rapor edilmiştir [53,59,65,71]. Bu durum, temel olarak magnezyumun farklı korozyon testlerine farklı şekilde yanıt vermesinden kaynaklanmaktadır ve literatürde negatif fark etkisi (negative difference effect, NDE) olarak ifade edilmektedir. Magnezyum yüzeyinde korozyon testi sırasında oluşan oksit tabakası güçlü kararlılığa sahip değildir ve uzun süre boyunca uygulanan sabit daldırma testi sırasında bu koruyucu oksit film zamanla daha kararlı bir form alırken,

çok daha hızlı gerçekleşen potansiyodinamik korozyon testleri sırasında sürekli olarak değişkenlik gösterdiğinden, bu iki deneyin sonuçları arasında farklılıklar görülmektedir.

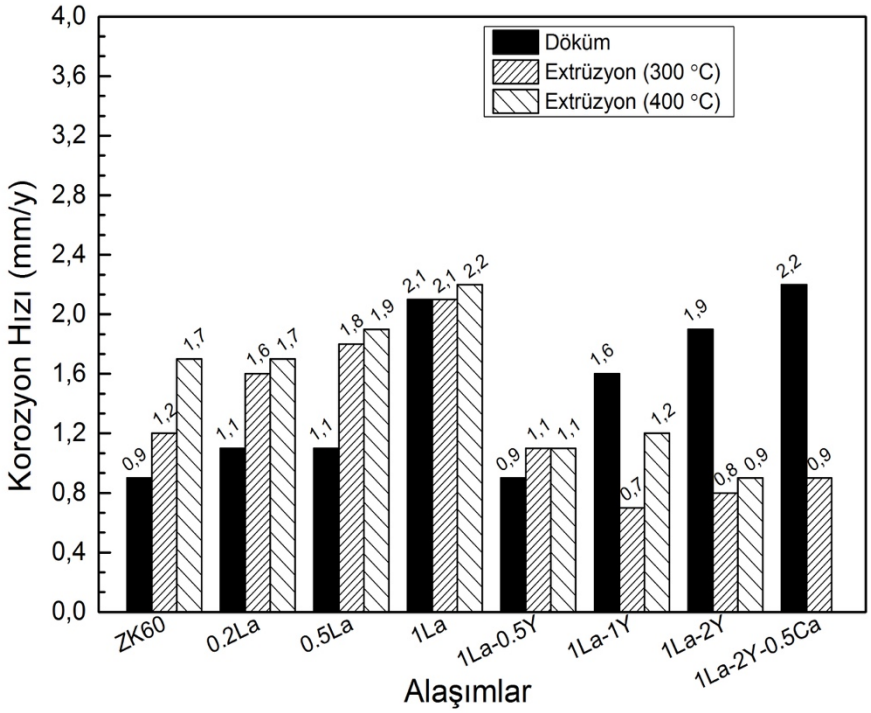
Daldırma testleri sonucunda bütün alaşımların döküm hallerinin ekstrüzyon hallerine göre daha iyi korozyon direnci gösterdiği ve artan ekstrüzyon sıcaklığı ile korozyon direncinin iyileşme gösterdiği daha önce belirtilmiştir. Ancak Şekil 5.12 ve 5.13' de görüldüğü üzere potansiyodinamik test sonuçlarında, döküm ve ekstrüzyon hallerinin korozyon hızları birbiri arasında değişkenlik göstermiştir. Şekil 5.12' deki La içeren alaşımlarda, ağ.%1 Y ilavesine kadar, Şekil 5.13' deki Nd içeren alaşımlarda ise ağ.%0,5 Y ilavesine kadar alaşımların döküm halleri daha iyi korozyon direnci gösterirken, bu alaşımlardan itibaren alaşımlama miktarı arttıkça, döküm alaşımları düşük korozyon direnci sergilemiştir ve ekstrüzyon alaşımlarının korozyon direnci önemli ölçüde artmıştır. Bu duruma sebep olarak, Y ilavesi sonucunda, Şekil 4.67-4.71' de gösterilen korozyon potansiyellerinin aniden ekstrüzyon alaşımlarında daha pozitif değerlere çekilmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Daha önce de belirtildiği üzere Y ilavesi magnezyumun korozyon direncini, korozyon potansiyelini daha asil seviyelere çekerek arttırmaktadır [199]. Potansiyodinamik polarizasyon eğrilerinde de Y içeren alaşımların korozyon potansiyellerinin daha pozitif değerlere çekildiği görülmektedir. Bu durum Şekil 5.12 ve 5.13' de görüldüğü üzere, hem döküm hem de ekstrüzyon alaşımlarının korozyon direncinde benzer etkilere sahip olup korozyon hızını düşürmüştür ancak ekstrüzyon alaşımlarında Y ilavesinin yüzeydeki çukurcuk korozyon oluşum potansiyelini geciktirdiği ve böylece döküm alaşımlarından daha iyi performans sergilediği düşünülmektedir. Şekil 5.13' deki Nd içeren alaşımlarda da, benzer şekilde alaşımlama miktarının ağ.%1' den itibaren artması ile ekstrüzyon alaşımları, döküm alaşımlarına kıyasla çok daha iyi korozyon direnci göstermektedir. Aynı şekilde bu durumun da ekstrüzyon sonrası Nd ve Y içeren alaşımların çukurcuk korozyon potansiyelinin döküm hallerine kıyasla daha pozitif değerlerde olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Alaşım elementleri ilavesinin korozyon hızı üzerindeki etkisine bakılacak olursa, daldırma testinde olduğu gibi yine artan yalnız La ve Nd ilaveleri ile hem döküm hem de ekstrüzyon numunelerinde korozyon hızları, Nd içeren alaşımlardaki bazı

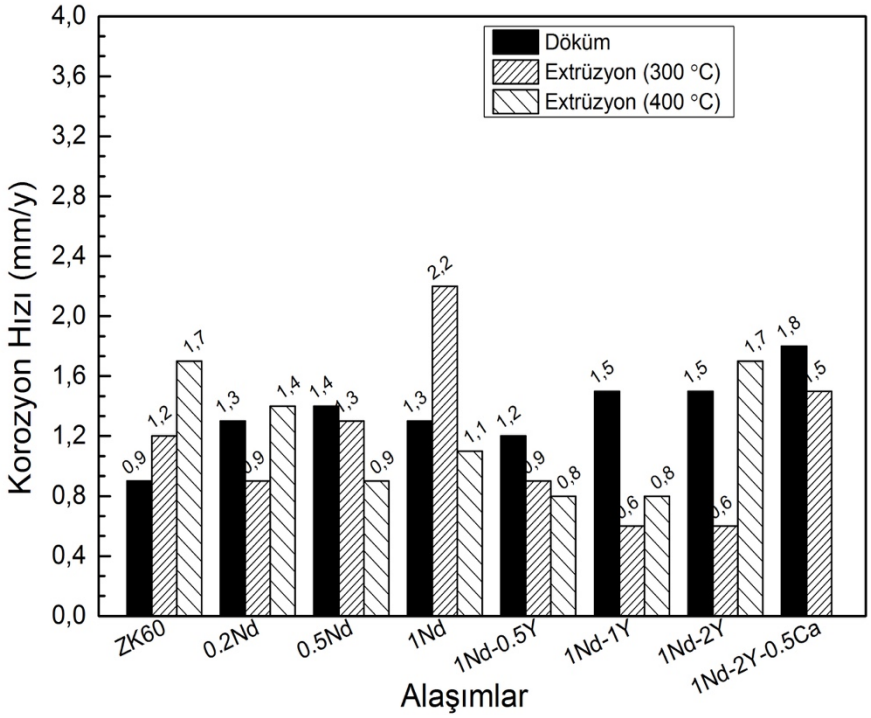
dalgalanmalar haricinde, neredeyse tamamen orantılı bir şekilde artış göstermiştir. Mg-Zn-La/Nd üçlü fazlarının güçlü mikrogalvanik etkisi olduğu Şekil 5.9' da ve korozyon kinetiklerinin de önemli derecede artarak korozyon direncinin düştüğü literatürde yapılan birçok çalışmada gösterilmiştir [69,162,205,206]. Şekil 5.12 ve 5.13' de görüldüğü gibi özellikle döküm alaşımlarında artan Mg-Zn-La/Nd üçlü fazlarının korozyon hızını arttırdığı ve direncini düşürdüğü görülmektedir. Şekil 5.12 ve 5.13' deki korozyon hızları karşılaştırıldığında ise La içeren alaşımların genel olarak Nd içeren alaşımlardan daha yüksek korozyon hızı sergilediği görülmektedir. Bu durum, daldırma testi sonucunda elde edilen, Şekil 5.10 ve 5.11' de verilen korozyon hızları ile örtüşmekte olup, Nd elementinin korozyon sırasında oluşan koruyucu oksit tabakasının oluşuma La elementinden daha çok katkı sağlamasından kaynaklanmaktadır.

Çizelge 5.1. Alaşımların ortalama korozyon akım yoğunluk (i_{kor}) değerleri.

Alaşım	**Korozyon Akım Yoğunluğu, i_{kor} ($\mu A/cm^2$)**		
	Döküm	**Ekstrüzyon (300 °C)**	**Ekstrüzyon (400 °C)**
ZK60	39,3	50,9	75,8
ZK60-0.2La	46,4	71,7	76,1
ZK60-0.5La	50	77,8	81,9
ZK60-1La	90	93,5	91,8
ZK60-1La-0.5Y	37,5	45,1	45,4
ZK60-1La-1Y	69,3	29,7	71,4
ZK60-1La-2Y	82,3	35,8	40
ZK60-1La-2Y-0.5Ca	95,7	24,9	-
ZK60-0.2Nd	55,3	39,3	62,8
ZK60-0.5Nd	62,6	54,6	41
ZK60-1Nd	46,9	97,5	46,6
ZK60-1Nd-0.5Y	53,7	37,9	36,1
ZK60-1Nd-1Y	75	25,4	35,8
ZK60-1Nd-2Y	63,3	25,3	74
ZK60-1Nd-2Y-0.5Ca	80,5	64	-

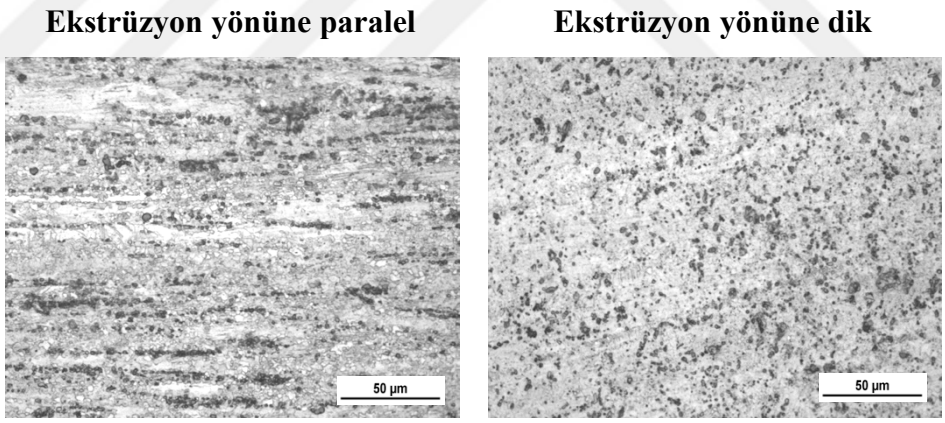


Şekil 5.12. La içeren alaşımların potansiyodinamik testi sonrası hesaplanan korozyon hızları.



Şekil 5.13. Nd içeren alaşımların potansiyodinamik testi sonrası hesaplanan korozyon hızları.

Korozyon direncinin ekstrüzyon numunelerinde yöne olan bağlılığını belirlemek için La ve Nd içeren alaşımların her iki ekstrüzyon sıcaklığı için ekstrüzyon yönüne paralel ve dik kesitlerinden alınan i_{kor} ve E_{kor} değerleri, sırasıyla Şekil 4.68-4.71 ve Şekil 4.78-4.81' de daha önce gösterilmiştir. Burada, korozyon kinetiklerinin genellikle ektrüzyon yönüne dik kesitte daha hızlı olduğu görülmektedir. Ancak korozyon potansiyellerinde aynı ekstrüzyon numunesinin farklı kesitlerinde birbirine çok benzer sonuçlar elde edilmiştir. Literatürde de benzer şekilde bazı çalışmalarda ekstrüzyon yönüne dik kesitin daha yüksek i_{kor} ve benzer E_{kor} değerleri verdiği raporlanmıştır [199,207]. Şekil 5.14' de ZK60-1La-2Y alaşımının 300 °C' de ekstrüzyon sonrası paralel ve dik kesitlerinden alınan mikroyapılarına bakıldığında, ikincil fazların paralel kesitte ekstrüzyon yönünde uzamış uzunlamasına kiriş şeklinde bölgesel olarak, dik kesitte ise küresel şekle yakın ve birbirinden ayrık şekilde bütün mikroyapı boyunca dağıldığı görülmektedir. Bu birbirinden ayrık ikincil fazların daha çok yüzey alınana sahip olması sebebiyle mikrogalvanik etkiyi arttırarak korozyon hızını arttırdığı düşünülmektedir



Şekil 5.14. ZK60-1La-2Y alaşımının 300 °C' de ekstrüzyon sonrası paralel ve dik kesitlerinden alınan optik mikroyapı görüntüleri.

5.4. AŞINMA ÖZELLİKLERİNİN KARAKTERİZASYONU

Şekil 4.82 ve 4.84' de sırasıyla La ve Nd içeren döküm ve ekstrüzyon alaşımlarının hacim kaybı olarak aşınma oranları sonuçlar kısmında verilmiştir. Her iki alaşım grubundaki bütün alaşımların aşınma kayıpları karşılaştırıldığında, ZK60 alaşımının hem döküm hem de ekstrüzyon alaşımlarının en yüksek aşınma oranını gösterdiği

görülmektedir. Yine her iki alaşım grubunda da artan alaşım elementi oranı ile aşınma direnci azalma göstermiştir. Genel olarak sertliği yüksek olan malzemeler, daha yumuşak malzemelere göre daha iyi aşınma direnci gösterirler [208]. Şekil 4.38-4.39' daki alaşımların sertlik değerlerine bakıldığında, ekstrüzyon alaşımlarının döküm alaşımlarına kıyasla daha yüksek sertlikte olduğu görülmektedir. Buradan yola çıkarak, bütün alaşımlar için ekstrüzyon hallerinin döküm hallerine kıyasla daha az aşınma kaybı ve dolayısıyla daha yüksek aşınma direnci göstereceği beklenebilir. Ancak Şekil 4.82 ve 4.84' e bakıldığında, alaşım elementi ilavesinin artması ile döküm alaşımlarının aşınma kayıpları, ekstrüzyon alaşımlarından daha az hale gelmeye başlamıştır. Bu durum sertlik değerleri ile örtüşmemekte olup, intermetaliklerin alaşımların durumuna göre farklı etki ettiği anlamına gelmektedir. Döküm alaşımlarında artan alaşım elementi ile aşınma kaybı önemli derecede azalırken, ekstrüzyon alaşımlarda çok daha az oranlarda azalma göstermiştir. Çiçek ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada, aşınma direncinin mikroyapıdaki intermetaliklerin tipine, boyutuna ve hacim oranına bağlı olduğu belirtilmiştir [209]. Ekstrüzyon mikroyapısındaki intermetalikler, döküm mikroyapısındakilere kıyasla çok daha ince ve mikroyapı boyunca dağılmış olduğundan, bu sert fazların aşınma direncine etkisi, döküm hallerindeki tane sınırları boyunca uzanan kaba ve sürekli intermetalikler kadar etkili olmamıştır ve bu durum yüksek alaşımlamalarda döküm alaşımlarının aşınma direncininin ekstrüzyon alaşımlarından daha yüksek çıkmasına sebep olmuştur.

Şekil 4.82' de, artan La, Y ve Ca ilaveleri ile aşınma oranı orantılı olarak düşüş göstermiş ve dolayısıyla aşınma dirençleri artmıştır. Bu artışın temel nedeni, mikroyapılarda oluşan sert Mg-Zn-La, Mg-Zn-Nd, Mg-Zn-Y ve Mg-Zn-Ca üçlü fazlarının giderek hacim oranlarının artmasıdır. Şekil 4.86 ve 4.87' deki bu alaşımların aşınan yüzeylerinin SEM görüntülerine bakıldığında, kayma yönüne paralel çiziklerin ve ince yivlerin alaşım elementi ilavesindeki artış ile orantılı olarak arttığı görülmektedir. Bu durum, aşındırıcı bilya ve numune arasındaki yüzeyde kalan ve ileri geri hareket sonucunda temas yüzeyinden kopan kaba ve sert intermetaliklerin numune yüzeyinde çizikler oluşturmasından kaynaklanmaktadır. Şekil 4.83' deki La içeren alaşımların sürtünme katsayılarında önemli farklılıklar görülmemiştir ancak sürtünme katsayısı artan alaşım elementi ilavesi ile küçük bir miktar azalma eğilimi göstermiştir.

Bunun da, temas yüzeyinden kopan intermetaliklerin aşındırıcı bilya ve numune arasındaki sürtünme katsayısını azaltmasından kaynaklanmış olabileceği düşünülmektedir.

Şekil 4.83' deki Nd içeren alaşımların aşınma oranlarına bakıldığında ise La içeren alaşımlardakine benzer şekilde, artan Nd, Y ve Ca ilaveleri ile aşınma oranı azalma eğilimi göstermiştir. Aynı şekilde, alaşım elementi ile artan intermetalikler aşınma direncinin artmasındaki en büyük etkendir. Ancak bu alaşımlarda görülen aşınma kayıplarının, La içeren alaşımlara kıyasla daha çok olduğu, Şekil 4.82 ve 4.84' e bakarak söylenebilir. Bunun da, La içeren ikincil fazların daha yüksek sertlikte ve farklı dağılımda olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 4.85' deki Nd içeren alaşımlara ait sürtünme katsayılarında, alaşım elementindeki artış ile kayda değer değişimler görülmemiştir.

Şekil 4.86-4.89' daki aşınan yüzeylerin SEM görüntüleri, aşınma mekanizmaları hakkında bilgiler vermektedir. Genel olarak, aşınan yüzeylerde aşınma yönünde gerçekleşen ince yivler ve çizik izleri abrasyon aşınma mekanizmasını, görüntülerde bazı numunelerde beyaz renkte görünen küçük parçacıklar oksidasyonu ve yine bazı yüzeylerde karşılaşılan kısmi metal kayıpları da adezyon aşınma mekanizmasının var olduğu görülmektedir [210]. Oksidasyonun, tekrarlanan hareket ile bilya ile numune arasındaki ısının artması sonucunda oluştuğu düşünülmektedir. Adezyon sonucunda gerçekleşen kısmi metal kayıpları da genellikle yüksek sürtünme katsayısı gösteren numunelerde görülmüştür. Örneğin Nd ve Y içeren döküm alaşımlarının Şekil 4.85' de gösterildiği gibi sergiledikleri yüksek sürtünme katsayısı sonucunda, adezyon mekanizmasının Şekil 4.89' da gösterildiği üzere diğer alaşımlardan daha çok meydana geldiği görülmektedir.

Genellikle yüksek aşınma yükü ve hızlarında karşılaşılan delaminasyon ve aşırı plastik deformasyon aşınma mekanizmaları ile bu çalışmada karşılaşılmamıştır.

BÖLÜM 6

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Düşük basınçlı döküm yöntemi ile üretilen ZK60 (Mg-6Zn-0,5Zr ağ.%) magnezyum alaşımlarına La, Nd, Y ve Ca alaşım elementlerinin mikroyapı, tekstür (tane yönlenmesi), mekanik özellikleri, aşınma direnci ve korozyon direncine etkileri bu çalışma kapsamında incelenmiştir. Uygulanan testler neticesinde elde edilen bulgular aşağıda verilmiştir.

- Mikroyapı incelemeleri, döküm halinde alaşımlama miktarı arttıkça birincil α-Mg tane boyutunun azaldığını ve ikincil fazların hacim oranının önemli ölçüde arttığını göstermiştir. Ayrıca Nd içeren alaşımlarda α-Mg tanelerinin La içerenlere nazaran daha etkin küçüldüğü ancak ikincil fazların hacim oranının daha az olduğu gözlenmiştir. Homojenleştirme sonrası α-Mg tane boyutu bir miktar artmış, ikincil faz oranları ciddi miktarda azalmıştır. Ekstrüzyon sonrası bütün alaşımlarda dinamik yeniden kristalleşme mekanizması ile tane boyutları döküm ve homojen mikroyapılarına kıyasla aşırı derecede incelmiştir.
- Mekanik testler sonucunda, döküm numunelerinde artan alaşım elementi ilavesi ile akma gerilmesinde sürekli bir artış gözlenmesine rağmen, maksimum çekme gerilmesinde ve % uzama değerlerinde sadece ağ. 0,2 La ve ağ. 0,2 Nd içeren alaşımlarda artış gözlenmiştir. Bu ilavelerin üzerinde maksimum çekme gerilmesi ve % uzama değerleri kaba ikincil fazların varlığı sebebiyle azalma göstermiştir. Ekstrüzyon sonrası mekanik özellikler döküm hallerine kıyasla ciddi miktarda artış göstermiştir. 300 °C' de ekstrüzyon sonucunda 400 °C' dekilere göre daha yüksek akma ve çekme değerleri elde edilmiştir ancak % uzama değerleri artan ekstrüzyon sıcaklığı ile artış göstermiştir.
- Korozyon deneyleri sonucunda, döküm halinin ekstrüzyon haline göre daha iyi korozyon direnci gösterdiği, alaşım elementi ilavesinin artması ile döküm ve ekstrüzyon halinde korozyon direncinin bir miktar azaldığı görülmüştür.

- Ekstrüzyon sıcaklığının korozyon direnci üzerinde kayda değer bir değişime neden olmadığı görülmüştür.
- Aşınma deneyleri sonucunda, artan alaşım elementi ilavesi ile aşınma dirençlerinde artış görülmüştür ve 300 °C' de ekstrüze edilmiş numuneler diğerlerine göre daha iyi aşınma direnci göstermiştir.

Son yıllarda otomotiv ve havacılık sanayisindeki artan gelişmeler ile birlikte ortaya çıkan ağırlık kazancı ihtiyacı sebebiyle, yüksek özgül dayanıma sahip magnezyum alaşımlarının kullanımı artış göstermiştir. Bu sebeple, bu konu ile ilgili bilimsel araştırmalar da aynı oranda artış göstermiş ve magnezyum alaşımlarının performansının geliştirilmesi güncel bir konu haline gelmiştir. Bu çalışmada da yaygın bir ekstrüzyon alaşımı olan ZK60 alaşımına yapılan farklı alaşımlamalar ve şekillendirme işlemleri ile mekanik ve korozyon özellikleri incelenmiştir ve mekanik özelliklerde önemli gelişmeler elde edilirken korozyon direncinde azalma meydana gelmiştir. Ancak bu çalışmada uygulanan işlemlerin üzerine farklı eklemeler yapılarak daha üstün performanslı alaşımların geliştirilmesi mümkündür. Bu çalışmada ilave edilen alaşım elementleri daha farklı oranlarda eklenerek ve farklı ekstrüzyon parametrelerinin uygulanması ile alaşım özellikleri üzerindeki etkileri incelenebilir.

KAYNAKLAR

1. Avedesian, M. M. and Baker, H., "ASM Specialty Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys", ***ASM International***, 336 (1999).

2. Kiani, M., Gandikota, I., Rais-Rohani, M., and Motoyama, K., "Design of lightweight magnesium car body structure under crash and vibration constraints", ***Journal Of Magnesium And Alloys***, 2 (2): 99–108 (2014).

3. Friedrich, H. E. and Mordike, B. L., "Magnesium Technology: Metallurgy, Design Data, Applications", ***Springer Science & Business Media***, 696 (2006).

4. Bettles, C. and Gibson, M., "Current wrought magnesium alloys: Strengths and weaknesses", ***JOM***, 57 (5): 46–49 (2005).

5. Bettles, C. and Barnett, M., "Advances in Wrought Magnesium Alloys: Fundamentals of Processing, Properties and Applications", ***Elsevier***, 478 (2012).

6. Cai, S., Lei, T., Li, N., and Feng, F., "Effects of Zn on microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of Mg–Zn alloys", ***Materials Science And Engineering: C***, 32 (8): 2570–2577 (2012).

7. Rokhlin, L. L., "Magnesium Alloys Containing Rare Earth Metals: Structure and Properties", ***CRC Press***, 260 (2003).

8. Liu, P., Jiang, H., Cai, Z., Kang, Q., and Zhang, Y., "The effect of Y, Ce and Gd on texture, recrystallization and mechanical property of Mg–Zn alloys", ***Journal Of Magnesium And Alloys***, 4 (3): 188–196 (2016).

9. Busk, R. S., "Lattice parameters of magnesium alloys", ***JOM***, 2 (12): 1460–1464 (1950).

10. Mouritz, A. P., "Introduction to Aerospace Materials", ***Elsevier***, 637 (2012).

11. Pekguleryuz, M. O., Kainer, K., and Kaya, A. A., "Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy", ***Elsevier***, 381 (2013).

12. Dahle, A. K., Lee, Y. C., Nave, M. D., Schaffer, P. L., and StJohn, D. H., "Development of the as-cast microstructure in magnesium–aluminium alloys", ***Journal Of Light Metals***, 1 (1): 61–72 (2001).

13. 13."Binary Alloy Phase Diagrams", 2Rev Ed edition. Ed., ***ASM International***, Materials Park, Ohio, 3589 (1990).

14. Polmear, I., "Light Alloys, Fourth Edition: From Traditional Alloys to Nanocrystals", 4 edition. Ed., ***Butterworth-Heinemann***, Oxford ; Burlington, MA, 416 (2005).

15. Hutchinson, C. R., Nie, J. F., and Gorsse, S., "Modeling the precipitation processes and strengthening mechanisms in a Mg-Al-(Zn) AZ91 alloy", ***Metallurgical And Materials Transactions A***, 36 (8): 2093–2105 (2005).

16. Nie, J.-F., "Precipitation and Hardening in Magnesium Alloys", ***Metallurgical And Materials Transactions A***, 43 (11): 3891–3939 (2012).

17. StJohn, D. H., Qian, M., Easton, M. A., Cao, P., and Hildebrand, Z., "Grain refinement of magnesium alloys", ***Metallurgical And Materials Transactions A***, 36 (7): 1669–1679 (2005).

18. Petch, N. J., "The Cleavage Strength of Polycrystals", ***Journal Of The Iron And Steel Institute***, 174: 25–28 (1953).

19. Caceres, C. H., Mann, G. E., and Griffiths, J. R., "Grain Size Hardening in Mg and Mg-Zn Solid Solutions", ***Metallurgical And Materials Transactions A***, 42 (7): 1950–1959 (2011).

20. Wei, L. Y., Dunlop, G. L., and Westengen, H., "Precipitation Hardening of Mg-Zn and Mg-Zn-RE alloys", ***Metallurgical And Materials Transactions A***, 26 (7): 1705–1716 (1995).

21. Gao, X. and Nie, J. F., "Characterization of strengthening precipitate phases in a Mg–Zn alloy", ***Scripta Materialia***, 56 (8): 645–648 (2007).

22. Cáceres C.H. and Blake A., "The Strength of Concentrated Mg–Zn Solid Solutions", ***Physica Status Solidi (A)***, 194 (1): 147–158 (2002).

23. Blake, A. H. and Cáceres, C. H., "Solid-solution hardening and softening in Mg–Zn alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 483–484: 161–163 (2008).

24. Hildebrand, Z. C. G., Qian, M., StJohn, D. H., and Frost, M. T., "Influence of zinc on the soluble zirconium content in magnesium and the subsequent grain refinement by zirconium", ***ResearchGate***, (2004).

25. Doan, J. P. and Ansel, G., "Some effects of zirconium on extrusion properties of magnesium- base alloys containing zinc", ***AIME***, 286–305 (1947).

26. Bohlen, J., Letzig, D., and Kainer, K. U., "New Perspectives for Wrought Magnesium Alloys", ***Materials Science Forum***, 546–549: 1–10 (2007).

27. Bhan, S. and Lal, A., "The Mg-Zn-Zr system (magnesium-zinc-zirconium)", ***Journal Of Phase Equilibria***, 14 (5): 634–637 (1993).

28. Arroyave, R. and Liu, Z. K., "Thermodynamics of Mg-Zn-Zr: Implication on the effect of Zr on grain refining of Mg-Zn alloys", Magnesium Technology 2015, ***TMS***, 203–208 (2005).

29. Robson, J. D. and Paa-Rai, C., "The interaction of grain refinement and ageing in magnesium–zinc–zirconium (ZK) alloys", ***Acta Materialia***, 95: 10–19 (2015).

30. Ren, Y. P., Guo, Y., Chen, D., Li, S., Pei, W. L., and Qin, G. W., "Isothermal section of Mg–Zn–Zr ternary system at 345 ° C", ***Calphad***, 35 (3): 411–415 (2011).

31. He, M. L., Luo, T. J., Zhou, J. X., and Yang, Y. S., "Microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-4Zn-0.5Zr-0.2Cu-0.2Ce alloy", ***Materials Science And Technology***, 0 (0): 1–9 (2018).

32. Bernstein, B. T., "A calculation of the elastic constants of yttrium and the rare earth metals", ***Iowa State University Of Science and Technology***, Ames, Iowa, (1959).

33. Mordike, B. L. and Ebert, T., "Magnesium: Properties — applications — potential", ***Materials Science And Engineering: A***, 302 (1): 37–45 (2001).

34. Berkmortel, J. J., Hu, H., Kearns, J. E., and Allison, J. E., "Die castability assessment of magnesium alloys for high temperature applications: Part 1 of 2", ***SAE 2000 World Congress***, ***SAE 2000 World Congress***, (2000).

35. İnternet: **http://www.weijindiecastingmachine.com/cold-chamber-die-casting-machine/magnesium-alloy-die-casting-machine/magnesium-phone-cover-computer-cover-camera.html** (2018).

36. İnternet: **https://www.head.com/shop/en-IC/mxg-3-6.html** (2018).

37. İnternet: **http://www.weijindiecastingmachine.com/cold-chamber-die-casting-machine/magnesium-alloy-die-casting-machine/magnesium-wheel-hub-steering-wheel-floodlight.html** (2018).

38. İnternet: **http://c.ymcdn.com/sites/intlmag.site-ym.com/resource/resmgr/docs/electronic/MgShowcase16_May2011.pdf** (2018).

39. İnternet: **https://www.head.com/shop/en-IC/mxg-3-6.html** (2018).

40. Poole, W. J. and Kainer, K.-U., "9th International Conference on Magnesium Alloys and Their Applications: Conference Proceedings, July 8-12, 2012, Vancouver, BC, Canada", book (2012).

41. Luo, A. A., "Magnesium casting technology for structural applications", ***Journal Of Magnesium And Alloys***, 1 (1): 2–22 (2013).

42. Hu, H., Yu, A., Li, N., and Allison, J. E., "Potential Magnesium Alloys for High Temperature Die Cast Automotive Applications: A Review", ***Materials And Manufacturing Processes***, 18 (5): 687–717 (2003).

43. Kulekci, M. K., "Magnesium and its alloys applications in automotive industry", ***The International Journal Of Advanced Manufacturing Technology***, 39 (9–10): 851–865 (2008).

44. İnternet: **https://mmta.co.uk/2016/06/01/materials-selection-in-bicycles/** (2018).

45. İnternet: **https://c.ymcdn.com/sites/intlmag.site-ym.com/resource/resmgr/docs/other/MgShowcase11_Jan10.pdf** (2018).

46. İnternet: **https://www.axelfoto.com/stativi-sa-glavama/axelfoto-q111-pro-tripod-magnesium-aluminium-q08-rocker-arm-ball-head/pro/2795** (2018).

47. İnternet: İstanbul Üniversitesi Makina Fakültesi, "İmal Usulleri Ders Notları, Turgut Gülmez", **http://web.itu.edu.tr/gulmezt/IMAL%20USULLERI/ch11-Dokum%20Yontemleri.ppt** (2018).

48. Sahoo, M., Weiss, D., and Marlatt, M., "Factors Affecting Successful Permanent Mold Casting of Magnesium", ***International Conference on Permanent Mold Casting of Al and Mg***, Dallas, Texas, USA, (2008).

49. Fu, P., Luo, A. A., Jiang, H., Peng, L., Yu, Y., Zhai, C., and Sachdev, A. K., "Low-pressure die casting of magnesium alloy AM50: Response to process parameters", ***Journal Of Materials Processing Technology***, 205 (1): 224–234 (2008).

50. Luo, A. A., Sachdev, A. K., Fu, P. H., Peng, L. M., Jiang, H. Y., Zhai, C. Q., and Yu, Y. D., "Low Pressure Die Casting of AZ91 and AM50 Magnesium Alloys", ***Transactions Of The American Foundrymen's Society***, 116: 805 (2008).

51. Gertsman, V. Y., Li, J., Xu, S., Thomson, J. P., and Sahoo, M., "Microstructure and second-phase particles in low- and high-pressure die-cast magnesium alloy AM50", ***Metallurgical And Materials Transactions A***, 36 (8): 1989–1997 (2005).

52. Coates, G. E., "The standard electrode potential of magnesium", ***Journal Of The Chemical Society (Resumed)***, 0 (0): 478–479 (1945).

53. Song, G. L. and Atrens, A., "Corrosion Mechanisms of Magnesium Alloys", ***Advanced Engineering Materials***, 1 (1): 11–33 (1999).

54. Makar, G. L. and Kruger, J., "Corrosion of magnesium", ***International Materials Reviews***, 38 (3): 138–153 (1993).

55. Lunder, O., Nisancioglu, K., and Hansen, R. S., "Corrosion of Die Cast Magnesium-Aluminum Alloys", (1993).

56. Song, G., Atrens, A., Wu, X., and Zhang, B., "Corrosion behaviour of AZ21, AZ501 and AZ91 in sodium chloride", ***Corrosion Science***, 40 (10): 1769–1791 (1998).

57. Song, G., Atrens, A., and Dargusch, M., "Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D", ***Corrosion Science***, 41 (2): 249–273 (1998).

58. Hanawalt, J. D., Nelson, C. E., and Peloubet, J. A., "Corrosion studies of magnesium and its alloys", ***Trans. AIME***, 147: 273–299 (1942).

59. Song, G. and Atrens, A., "Understanding Magnesium Corrosion—A Framework for Improved Alloy Performance", ***Advanced Engineering Materials***, 5 (12): 837–858 (2003).

60. Baliga, C. B. and Tsakiropoulos, P., "Development of corrosion resistant magnesium alloys Part 2 Structure of corrosion products on rapidly solidified Mg–16Al alloys", ***Materials Science And Technology***, 9 (6): 513–519 (1993).

61. Pardo, A., Merino, M. C., Coy, A. E., Arrabal, R., Viejo, F., and Matykina, E., "Corrosion behaviour of magnesium/aluminium alloys in 3.5wt..%NaCl", ***Corrosion Science***, 50 (3): 823–834 (2008).

62. Lunder, O., Lein, J. E., Aune, T. K., and Nisancioglu, K., "The Role of Mg17Al12 Phase in the Corrosion of Mg Alloy AZ91", ***Corrosion***, 45 (9): 741–748 (1989).

63. Candan, S., Unal, M., Koc, E., Turen, Y., and Candan, E., "Effects of titanium addition on mechanical and corrosion behaviours of AZ91 magnesium alloy", ***Journal Of Alloys And Compounds***, 509 (5): 1958–1963 (2011).

64. Hillis, J. E., "The Effects of Heavy Metal Contamination on Magnesium Corrosion Performance", (1983).

65. Gusieva, K., Davies, C. H. J., Scully, J. R., and Birbilis, N., "Corrosion of magnesium alloys: the role of alloying", ***International Materials Reviews***, 60 (3): 169–194 (2015).

66. Sun, M., Wu, G., Wang, W., and Ding, W., "Effect of Zr on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of Mg–10Gd–3Y magnesium alloy", ***Materials Science And Engineering: A***, 523 (1): 145–151 (2009).

67. Song, G. and StJohn, D., "The effect of zirconium grain refinement on the corrosion behaviour of magnesium-rare earth alloy MEZ", ***Journal Of Light Metals***, 2 (1): 1–16 (2002).

68. Gandel, D. S., Easton, M. A., Gibson, M. A., Abbott, T., and Birbilis, N., "The influence of zirconium additions on the corrosion of magnesium", ***Corrosion Science***, 81: 27–35 (2014).

69. Neil, W. C., Forsyth, M., Howlett, P. C., Hutchinson, C. R., and Hinton, B. R. W., "Corrosion of magnesium alloy ZE41 – The role of microstructural features", ***Corrosion Science***, 51 (2): 387–394 (2009).

70. Williams, G., Birbilis, N., and McMurray, H. N., "The source of hydrogen evolved from a magnesium anode", ***Electrochemistry Communications***, 36: 1–5 (2013).

71. Esmaily, M., Svensson, J. E., Fajardo, S., Birbilis, N., Frankel, G. S., Virtanen, S., Arrabal, R., Thomas, S., and Johansson, L. G., "Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion", ***Progress In Materials Science***, 89 (Supplement C): 92–193 (2017).

72. Rafiee, E., Farzam, M., Golozar, M. A., and Ashrafi, A., "An Investigation on Dislocation Density in Cold-Rolled Copper Using Electrochemical Impedance Spectroscopy", ***International Scholarly Research Notices***, (2013).

73. Aung, N. N. and Zhou, W., "Effect of grain size and twins on corrosion behaviour of AZ31B magnesium alloy", ***Corrosion Science***, 52 (2): 589–594 (2010).

74. Ahmadkhaniha, D., Fedel, M., Sohi, M. H., and Deflorian, F., "Corrosion behavior of severely plastic deformed magnesium based alloys: A review", ***Surface Engineering And Applied Electrochemistry***, 53 (5): 439–448 (2017).

75. Jiang, J., Ma, A., Saito, N., Shen, Z., Song, D., Lu, F., Nishida, Y., Yang, D., and Lin, P., "Improving corrosion resistance of RE-containing magnesium alloy ZE41A through ECAP", ***Journal Of Rare Earths***, 27 (5): 848–852 (2009).

76. Hosaka, T., Yoshihara, S., Amanina, I., and MacDonald, B. J., "Influence of Grain Refinement and Residual Stress on Corrosion Behavior of AZ31 Magnesium Alloy Processed by ECAP in RPMI-1640 Medium", ***Procedia Engineering***, 184: 432–441 (2017).

77. Song, G.-L., "The Effect of Texture on the Corrosion Behavior of AZ31 Mg Alloy", ***JOM***, 64 (6): 671–679 (2012).

78. Xin, R., Li, B., Li, L., and Liu, Q., "Influence of texture on corrosion rate of AZ31 Mg alloy in 3.5wt..%NaCl", ***Materials & Design***, 32 (8): 4548–4552 (2011).

79. Ahmad, Z., "Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control", ***Elsevier***, 674 (2006).

80. Ralston, K. D., Birbilis, N., and Davies, C. H. J., "Revealing the relationship between grain size and corrosion rate of metals", ***Scripta Materialia***, 63 (12): 1201–1204 (2010).

81. Argade, G. R., Panigrahi, S. K., and Mishra, R. S., "Effects of grain size on the corrosion resistance of wrought magnesium alloys containing neodymium", ***Corrosion Science***, 58: 145–151 (2012).

82. Birbilis, N., Ralston, K. D., Virtanen, S., Fraser, H. L., and Davies, C. H. J., "Grain character influences on corrosion of ECAPed pure magnesium", ***Corrosion Engineering, Science And Technology***, 45 (3): 224–230 (2010).

83. Fan, H. and El-Awady, J. A., "Molecular Dynamics Simulations of Orientation Effects During Tension, Compression, and Bending Deformations of Magnesium Nanocrystals", ***Journal Of Applied Mechanics***, 82 (10): 101006-101006–11 (2015).

84. Hertzberg, R. W., Vinci, R. P., and Hertzberg, J. L., "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, 5th Edition", ***Wiley***, 785 (2012).

85. Akhtar, A. and Teghtsoonian, E., "Solid solution strengthening of magnesium single crystals—I alloying behaviour in basal slip", ***Acta Metallurgica***, 17 (11): 1339–1349 (1969).

86. Akhtar, A. and Teghtsoonian, E., "Solid solution strengthening of magnesium single crystals—ii the effect of solute on the ease of prismatic slip", ***Acta Metallurgica***, 17 (11): 1351–1356 (1969).

87. Flynn, P. W., Mote, J., and Dorn, J. E., "On the thermally activated mechanism of prismatic slip in magnesium single crystals", ***California. Univ., Berkeley. Materials Research Lab.***, (1960).

88. Reed-Hill, R. E. and Robertson, W. D., "The crystallographic characteristics of fracture in magnesium single crystals", ***Acta Metallurgica***, 5 (12): 728–737 (1957).

89. Yoshinaga, H. and Horiuchi, R., "Deformation Mechanisms in Magnesium Single Crystals Compressed in the Direction Parallel to Hexagonal Axis", ***Transactions Of The Japan Institute Of Metals***, 4 (1): 1–8 (1963).

90. Ando, S. and Tonda, H., "Non-Basal Slip in Magnesium-Lithium Alloy Single Crystals", ***Materials Transactions, JIM***, 41 (9): 1188–1191 (2000).

91. Barnett, M. R., "A taylor model based description of the proof stress of magnesium AZ31 during hot working", ***Metallurgical And Materials Transactions A***, 34 (9): 1799–1806 (2003).

92. Christian, J. W. and Mahajan, S., "Deformation twinning", ***Progress In Materials Science***, 39 (1): 1–157 (1995).

93. Gehrmann, R., Frommert, M. M., and Gottstein, G., "Texture effects on plastic deformation of magnesium", ***Materials Science And Engineering: A***, 395 (1): 338–349 (2005).

94. Barnett, M. R., "Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part I: “Tension” twins", ***Materials Science And Engineering: A***, 464 (1–2): 1–7 (2007).

95. Barnett, M. R., "Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part II. “Contraction” twins", ***Materials Science And Engineering: A***, 464 (1–2): 8–16 (2007).

96. Lentz, M. C., "Deformation behavior of extruded magnesium alloys ME21, WE54, L4 and LA41", ***Technischen Universität Berlin***, (2015).

97. Kalpakjian, S., Schmid, S. R., and Kok, C.-W., "Manufacturing, Engineering and Technology SI", Sixth edition. Ed., ***Pearson Education***, Singapore Etc., 1216 (2009).

98. "Extrusion", 2nd ed. Ed., ***ASM International***, Materials Park, OH, 592 (2006).

99. Kainer, K. U., Bohlen, J., and Letzig, D., "New Developments in Extruded Magnesium Alloys for Structural Applications", ***Materials Science Forum***, (2007).

100. Atwell, D. L. and Barnett, M. R., "Extrusion Limits of Magnesium Alloys", ***Metallurgical And Materials Transactions A***, 38 (12): 3032–3041 (2007).

101. Sillekens, W. H., van Hout, M. H. F. M., and Pravdic, F., "Extrusion technology for magnesium: Avenues for improving performance", ***Conference: 2nd International Light Metals Technology Conference***, St. Wolfgang, Austria, (2005).

102. Park, S. H., You, B. S., Mishra, R. K., and Sachdev, A. K., "Effects of extrusion parameters on the microstructure and mechanical properties of Mg–Zn–(Mn)–Ce/Gd alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 598: 396–406 (2014).

103. Govind, Nair, K. S., Mittal, M. C., Sikand, R., and Gupta, A. K., "Effect of extrusion parameters on microstructure and mechanical properties of ZK30 Mg Alloy", ***Materials Science And Technology***, 24 (4): 399–405 (2008).

104. Ross, N. G., Barnett, M. R., and Beer, A. G., "Effect of alloying and extrusion temperature on the microstructure and mechanical properties of Mg–Zn and Mg–Zn–RE alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 619: 238–246 (2014).

105. Zhang, B. P., Geng, L., Huang, L. J., Zhang, X. X., and Dong, C. C., "Enhanced mechanical properties in fine-grained Mg–1.0Zn–0.5Ca alloys prepared by extrusion at different temperatures", ***Scripta Materialia***, 63 (10): 1024–1027 (2010).

106. Chen, Y., Wang, Q., Peng, J., Zhai, C., and Ding, W., "Effects of extrusion ratio on the microstructure and mechanical properties of AZ31 Mg alloy", ***Journal Of Materials Processing Technology***, 182 (1–3): 281–285 (2007).

107. Isihara, S., Shibata, H., Komano, K., Goshima, T., and Nan, Z. Y., "Effect of Extrusion Ratio on Fatigue Properties of Hot-Extruded Magnesium Alloys", ***Key Engineering Materials***, (2007).

108. Uematsu, Y., Tokaji, K., Kamakura, M., Uchida, K., Shibata, H., and Bekku, N., "Effect of extrusion conditions on grain refinement and fatigue behaviour in magnesium alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 434 (1–2): 131–140 (2006).

109. 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).

110. Humphreys, F. J. and Hatherly, M., "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", ***Elsevier***, 520 (2012).

111. 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***, 0 (0): 1–36 (2018).

112. 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).

113. Mackenzie, L. W. F., Lorimer, G. W., Humphreys, J. F., and Wilks, T., "Recrystallization Behaviour of Two Magnesium Alloys", ***Materials Science Forum***, (2004).

114. 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).

115. 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).

116. Sitdikov, O., Kaibyshev, R., and Sakai, T., "Dynamic Recrystallization Based on Twinning in Coarse-Grained Mg", ***Materials Science Forum***, (2003).

117. 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).

118. 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).

119. 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).

120. Shahzad, M. and Wagner, L., "Influence of extrusion parameters on microstructure and texture developments, and their effects on mechanical properties of the magnesium alloy AZ80", ***Materials Science And Engineering: A***, 506 (1–2): 141–147 (2009).

121. Sanjari, M., Farzadfar, S. A., Jung, I. H., Essadiqi, E., and Yue, S., "Influence of strain rate on hot deformation behaviour and texture evolution of AZ31B", ***Materials Science And Technology***, 28 (4): 437–447 (2012).

122. Feltham, P., "Extrusion of Metals", ***Metal Treatment And Drop Forging***, 23: 440–444 (1956).

123. Ammouri, A. H., Kridli, G., Ayoub, G., and Hamade, R. F., "Relating grain size to the Zener–Hollomon parameter for twin-roll-cast AZ31B alloy refined by friction stir processing", ***Journal Of Materials Processing Technology***, 222: 301–306 (2015).

124. Chang, C. I., Lee, C. J., and Huang, J. C., "Relationship between grain size and Zener–Holloman parameter during friction stir processing in AZ31 Mg alloys", ***Scripta Materialia***, 51 (6): 509–514 (2004).

125. Wang, J., Wu, Z., Gao, S., Lu, R., Qin, D., Yang, W., and Pan, F., "Optimization of mechanical and damping properties of Mg–0.6Zr alloy by different extrusion processing", ***Journal Of Magnesium And Alloys***, 3 (1): 79–85 (2015).

126. Derby, B., "The dependence of grain size on stress during dynamic recrystallisation", ***Acta Metallurgica Et Materialia***, 39 (5): 955–962 (1991).

127. Watanabe, H., Tsutsui, H., Mukai, T., Ishikawa, K., Okanda, Y., Kohzu, M., and Higashi, K., "Grain Size Control of Commercial Wrought Mg-Al-Zn Alloys Utilizing Dynamic Recrystallization", ***Materials Transactions***, 42 (7): 1200–1205 (2001).

128. Porter, D. A. and Easterling, K. E., "Phase Transformations in Metals and Alloys", 2 Sub edition. Ed., ***Chapman & Hall***, London U.A., 1 (1992).

129. 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 (17): 5093–5103 (2004).

130. Wang, M., Xin, R., Wang, B., and Liu, Q., "Effect of initial texture on dynamic recrystallization of AZ31 Mg alloy during hot rolling", ***Materials Science And Engineering: A***, 528 (6): 2941–2951 (2011).

131. Huang, X., Suzuki, K., and Chino, Y., "Influences of initial texture on microstructure and stretch formability of Mg–3Al–1Zn alloy sheet obtained by a combination of high temperature and subsequent warm rolling", ***Scripta Materialia***, 63 (4): 395–398 (2010).

132. Barnett, M. R., "Recrystallization During and Following Hot Working of Magnesium Alloy AZ31", ***Materials Science Forum***, (2003).

133. Wang, Y. N. and Huang, J. C., "Texture analysis in hexagonal materials", ***Materials Chemistry And Physics***, 81 (1): 11–26 (2003).

134. Bohlen, J., Yi, S. B., Swiostek, J., Letzig, D., Brokmeier, H. G., and Kainer, K. U., "Microstructure and texture development during hydrostatic extrusion of magnesium alloy AZ31", ***Scripta Materialia***, 53 (2): 259–264 (2005).

135. Chen, S.-F., Zheng, L., Zhang, S.-H., Song, H.-W., and Cheng, M., "Deformation Mechanism of AZ31B Magnesium Alloy Under Different Loading Paths", ***Acta Metallurgica Sinica (English Letters)***, 28 (12): 1426–1434 (2015).

136. Kocks, U. F., Tomé, C. N., Wenk, H.-R., and Beaudoin, A. J., "Texture and Anisotropy: Preferred Orientations in Polycrystals and Their Effect on Materials Properties", ***Cambridge University Press***, 672 (2000).

137. Wang, C., Luo, T., Zhou, J., and Yang, Y., "Effects of solution and quenching treatment on the residual stress in extruded ZK60 magnesium alloy", ***Materials Science And Engineering: A***, 722: 14–19 (2018).

138. Bohlen, J., Cano, G., Drozdenko, D., Dobron, P., Kainer, K. U., Gall, S., Müller, S., and Letzig, D., "Processing Effects on the Formability of Magnesium Alloy Sheets", ***Metals***, 8 (2): 147 (2018).

139. Hantzsche, K., Bohlen, J., Wendt, J., Kainer, K. U., Yi, S. B., and Letzig, D., "Effect of rare earth additions on microstructure and texture development of magnesium alloy sheets", ***Scripta Materialia***, 63 (7): 725–730 (2010).

140. Ball, E. A. and Prangnell, P. B., "Tensile-compressive yield asymmetries in high strength wrought magnesium alloys", ***Scripta Metallurgica Et Materialia***, 31 (2): 111–116 (1994).

141. Bohlen, J., Nürnberg, M. R., Senn, J. W., Letzig, D., and Agnew, S. R., "The texture and anisotropy of magnesium–zinc–rare earth alloy sheets", ***Acta Materialia***, 55 (6): 2101–2112 (2007).

142. Mackenzie, L. W. F. and Pekguleryuz, M. O., "The recrystallization and texture of magnesium–zinc–cerium alloys", ***Scripta Materialia***, 59 (6): 665–668 (2008).

143. Zhang, S., Liu, W., Gu, X., Lu, C., Yuan, G., and Ding, W., "Effect of solid solution and aging treatments on the microstructures evolution and mechanical

properties of Mg–14Gd–3Y–1.8Zn–0.5Zr alloy", ***Journal Of Alloys And Compounds***, 557: 91–97 (2013).

144. Han, X. Z., Xu, W. C., and Shan, D. B., "Effect of precipitates on microstructures and properties of forged Mg–10Gd–2Y–0.5Zn–0.3Zr alloy during ageing process", ***Journal Of Alloys And Compounds***, 509 (35): 8625–8631 (2011).

145. Jung, J.-G., Park, S. H., and You, B. S., "Effect of aging prior to extrusion on the microstructure and mechanical properties of Mg–7Sn–1Al–1Zn alloy", ***Journal Of Alloys And Compounds***, 627: 324–332 (2015).

146. Homma, T., Kunito, N., and Kamado, S., "Fabrication of extraordinary high-strength magnesium alloy by hot extrusion", ***Scripta Materialia***, 61 (6): 644–647 (2009).

147. Xu, C., Zheng, M. Y., Xu, S. W., Wu, K., Wang, E. D., Kamado, S., Wang, G. J., and Lv, X. Y., "Ultra high-strength Mg–Gd–Y–Zn–Zr alloy sheets processed by large-strain hot rolling and ageing", ***Materials Science And Engineering: A***, 547: 93–98 (2012).

148. Bhattacharjee, T., Suh, B.-C., Sasaki, T. T., Ohkubo, T., Kim, N. J., and Hono, K., "High strength and formable Mg–6.2Zn–0.5Zr–0.2Ca alloy sheet processed by twin roll casting", ***Materials Science And Engineering: A***, 609: 154–160 (2014).

149. Bhattacharjee, T., Nakata, T., Sasaki, T. T., Kamado, S., and Hono, K., "Effect of microalloyed Zr on the extruded microstructure of Mg–6.2Zn-based alloys", ***Scripta Materialia***, 90–91: 37–40 (2014).

150. Homma, T., Mendis, C. L., Hono, K., and Kamado, S., "Effect of Zr addition on the mechanical properties of as-extruded Mg–Zn–Ca–Zr alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 527 (9): 2356–2362 (2010).

151. Mendis, C. L., Bae, J. H., Kim, N. J., and Hono, K., "Microstructures and tensile properties of a twin roll cast and heat-treated Mg–2.4Zn–0.1Ag–0.1Ca–0.1Zr alloy", ***Scripta Materialia***, 64 (4): 335–338 (2011).

152. Oh-ishi, K., Mendis, C. L., Homma, T., Kamado, S., Ohkubo, T., and Hono, K., "Bimodally grained microstructure development during hot extrusion of Mg–2.4 Zn–0.1 Ag–0.1 Ca–0.16 Zr (at.%) alloys", ***Acta Materialia***, 57 (18): 5593–5604 (2009).

153. Stanford, N., "Micro-alloying Mg with Y, Ce, Gd and La for texture modification—A comparative study", ***Materials Science And Engineering: A***, 527 (10–11): 2669–2677 (2010).

154. Luo, A. A., Mishra, R. K., and Sachdev, A. K., "High-ductility magnesium–zinc–cerium extrusion alloys", ***Scripta Materialia***, 64 (5): 410–413 (2011).

155. Mishra, R. K., Gupta, A. K., Rao, P. R., Sachdev, A. K., Kumar, A. M., and Luo, A. A., "Influence of cerium on the texture and ductility of magnesium extrusions", ***Scripta Materialia***, 59 (5): 562–565 (2008).

156. Jeong, H. Y., Kim, B., Kim, S., Kim, H. J., and Park, S. S., "Effect of Ce addition on the microstructure and tensile properties of extruded Mg–Zn–Zr alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 612: 217–222 (2014).

157. Liu, L., Chen, X., Pan, F., Wang, Z., Liu, W., Cao, P., Yan, T., and Xu, X., "Effect of Y and Ce additions on microstructure and mechanical properties of Mg–Zn–Zr alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 644: 247–253 (2015).

158. Du, Y., Zheng, M., Qiao, X., Wang, D., Peng, W., Wu, K., and Jiang, B., "Improving microstructure and mechanical properties in Mg–6 mass%Zn alloys by combined addition of Ca and Ce", ***Materials Science And Engineering: A***, 656: 67–74 (2016).

159. Du, Y. Z., Qiao, X. G., Zheng, M. Y., Wu, K., and Xu, S. W., "Development of high-strength, low-cost wrought Mg–2.5 mass%Zn alloy through micro-alloying with Ca and La", ***Materials & Design***, 85: 549–557 (2015).

160. Du, Y., Zheng, M., Qiao, X., Peng, W., and Jiang, B., "Effect of La addition on the microstructure and mechanical properties of Mg–6 wt.%Zn alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 673: 47–54 (2016).

161. Zhang, J. B., Tong, L. B., Xu, C., Jiang, Z. H., Cheng, L. R., Kamado, S., and Zhang, H. J., "Influence of Ca-Ce/La synergistic alloying on the microstructure and mechanical properties of extruded Mg–Zn alloy", ***Materials Science And Engineering: A***, 708 (Supplement C): 11–20 (2017).

162. Tong, L. B., Zhang, Q. X., Jiang, Z. H., Zhang, J. B., Meng, J., Cheng, L. R., and Zhang, H. J., "Microstructures, mechanical properties and corrosion resistances of extruded Mg–Zn–Ca–xCe/La alloys", ***Journal Of The Mechanical Behavior Of Biomedical Materials***, 62: 57–70 (2016).

163. Zhang, Q., Tong, L., Cheng, L., Jiang, Z., Meng, J., and Zhang, H., "Effect of Ce/La microalloying on microstructural evolution of Mg-Zn-Ca alloy during solution treatment", ***Journal Of Rare Earths***, 33 (1): 70–76 (2015).

164. Fang, X., Lü, S., Wang, J., Yang, X., and Wu, S., "Effects of Ce/La misch metal content on microstructure evolution and mechanical properties of Mg-Zn-Y alloy", ***Materials Science And Engineering: A***, 699: 1–9 (2017).

165. Luo, S., Tang, A., Pan, F., Song, K., and Wang, W., "Effect of mole ratio of Y to Zn on phase constituent of Mg-Zn-Zr-Y alloys", ***Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China***, 21 (4): 795–800 (2011).

166. Zhang, Y., Zeng, X., Liu, L., Lu, C., Zhou, H., Li, Q., and Zhu, Y., "Effects of yttrium on microstructure and mechanical properties of hot-extruded Mg–Zn–Y–Zr alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 373 (1–2): 320–327 (2004).

167. Xu, D. K., Liu, L., Xu, Y. B., and Han, E. H., "Effect of microstructure and texture on the mechanical properties of the as-extruded Mg–Zn–Y–Zr alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 443 (1–2): 248–256 (2007).

168. Lee, J. Y., Kim, D. H., Lim, H. K., and Kim, D. H., "Effects of Zn / Y ratio on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Y alloys", ***Materials Letters***, 59 (29–30): 3801–3805 (2005).

169. Chen, Q., Lin, J., Shu, D., Hu, C., Zhao, Z., Kang, F., Huang, S., and Yuan, B., "Microstructure development, mechanical properties and formability of Mg–Zn–Y–Zr magnesium alloy", ***Materials Science And Engineering: A***, 554: 129–141 (2012).

170. Zhang, Z., Liu, X., Hu, W., Li, J., Le, Q., Bao, L., Zhu, Z., and Cui, J., "Microstructures, mechanical properties and corrosion behaviors of Mg–Y–Zn–Zr alloys with specific Y/Zn mole ratios", ***Journal Of Alloys And Compounds***, 624: 116–125 (2015).

171. Zhou, H. T., Zhang, Z. D., Liu, C. M., and Wang, Q. W., "Effect of Nd and Y on the microstructure and mechanical properties of ZK60 alloy", ***Materials Science And Engineering: A***, 445–446: 1–6 (2007).

172. Feng, H., Liu, H., Cao, H., Yang, Y., Xu, Y., and Guan, J., "Effect of precipitates on mechanical and damping properties of Mg–Zn–Y–Nd alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 639: 1–7 (2015).

173. Lan, A. and Huo, L., "Effect of substitution of minor Nd for Y on mechanical and damping properties of heat-treated Mg–Zn–Y–Zr alloy", ***Materials Science And Engineering: A***, 651: 646–656 (2016).

174. He, S. M., Peng, L. M., Zeng, X. Q., Ding, W. J., and Zhu, Y. P., "Comparison of the microstructure and mechanical properties of a ZK60 alloy with and without 1.3 wt..%gadolinium addition", ***Materials Science And Engineering: A***, 433 (1–2): 175–181 (2006).

175. Yu, H., Hongge, Y., Jihua, C., Bin, S., Yi, Z., Yanjin, S., and Zhaojie, M., "Effects of minor Gd addition on microstructures and mechanical properties of the high strain-rate rolled Mg–Zn–Zr alloys", ***Journal Of Alloys And Compounds***, 586: 757–765 (2014).

176. Li, J., Du, W., Li, S., and Wang, Z., "Effect of aging on microstructure of Mg-Zn-Er alloys", ***Journal Of Rare Earths***, 27 (6): 1042–1045 (2009).

177. Zhang, J., Ma, Q., and Pan, F., "Effects of trace Er addition on the microstructure and mechanical properties of Mg–Zn–Zr alloy", ***Materials & Design***, 31 (9): 4043–4049 (2010).

178. Chen, B. and Zhang, J., "Microstructure and mechanical properties of ZK60-Er magnesium alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 633: 154–160 (2015).

179. Chen, Q., Shu, D., Zhao, Z., Zhao, Z., Wang, Y., and Yuan, B., "Microstructure development and tensile mechanical properties of Mg–Zn–RE–Zr magnesium alloy", ***Materials & Design***, 40: 488–496 (2012).

180. "ASTM E112-13, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size", ***ASTM International, West Conshohocken, PA***, (2013).

181. "EN ISO 6892-1, Metallic Materials-Tensile testing-Part 1: Method of Test at Room Temperature (ISO 6892-1:2009)", ***European Committee for Standardization***, .

182. Silva, E. P. da, Batista, L. F., Callegari, B., Buzolin, R. H., Warchomicka, F., Requena, G. C., Brito, P. P., and Pinto, H. C., "Solution and ageing heat treatments of ZK60 magnesium alloys with rare earth additions produced by semi-solid casting", ***Materials Research***, 17 (6): 1507–1512 (2014).

183. Tahreen, N. and Chen, D. L., "A Critical Review of Mg–Zn–Y Series Alloys Containing I, W, and LPSO Phases", ***Advanced Engineering Materials***, 18 (12): 1983–2002 (2016).

184. Huang, M. L., Li, H. X., Ding, H., Zhao, J. W., and Hao, S. M., "Study of intermetallics and phase equilibria of Mg–Zn–La system in Mg-rich corner at 345 °C", ***Journal Of Alloys And Compounds***, 612: 479–485 (2014).

185. Lee, J. Y., Kim, D. H., Lim, H. K., and Kim, D. H., "Effects of Zn/Y ratio on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Y alloys", ***Materials Letters***, 59 (29): 3801–3805 (2005).

186. Zhang, B., Wang, Y., Geng, L., and Lu, C., "Effects of calcium on texture and mechanical properties of hot-extruded Mg–Zn–Ca alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 539: 56–60 (2012).

187. Xu, C., Wang, X., Zhang, J., and Zhang, Z., "Effect of Nd and Yb on the Microstructure and Mechanical Properties of Mg-Zn-Zr Alloy", ***Rare Metal Materials And Engineering***, 43 (8): 1809–1814 (2014).

188. Yang, J., Wang, J., Wang, L., Wu, Y., Wang, L., and Zhang, H., "Microstructure and mechanical properties of Mg–4.5Zn–xNd (x=0, 1 and 2, wt.%) alloys", ***Materials Science And Engineering: A***, 479 (1): 339–344 (2008).

189. Elkaiam, L., Hakimi, O., Goldman, J., and Aghion, E., "The Effect of Nd on Mechanical Properties and Corrosion Performance of Biodegradable Mg-5%Zn Alloy", ***Metals***, 8 (6): 438 (2018).

190. Yu, H., Kim, Y. M., You, B. S., Yu, H. S., and Park, S. H., "Effects of cerium addition on the microstructure, mechanical properties and hot workability of ZK60 alloy", ***Materials Science And Engineering: A***, 559: 798–807 (2013).

191. Stanford, N., Sha, G., Xia, J. H., Ringer, S. P., and Barnett, M. R., "Solute segregation and texture modification in an extruded magnesium alloy containing gadolinium", ***Scripta Materialia***, 65 (10): 919–921 (2011).

192. Cheng, W., Tian, L., Wang, H., Bian, L., and Yu, H., "Improved tensile properties of an equal channel angular pressed (ECAPed) Mg-8Sn-6Zn-2Al alloy by prior aging treatment", ***Materials Science And Engineering: A***, 687 (Supplement C): 148–154 (2017).

193. Chun, J. S. and Byrne, J. G., "Precipitate strengthening mechanisms in magnesium zinc alloy single crystals", ***Journal Of Materials Science***, 4 (10): 861–872 (1969).

194. Park, S. H., Yu, H., Bae, J. H., Yim, C. D., and You, B. S., "Microstructural evolution of indirect-extruded ZK60 alloy by adding Ce", ***Journal Of Alloys And Compounds***, 545: 139–143 (2012).

195. Yu, H., Hyuk Park, S., Sun You, B., Min Kim, Y., Shun Yu, H., and Soo Park, S., "Effects of extrusion speed on the microstructure and mechanical properties of ZK60 alloys with and without 1 wt.%cerium addition", ***Materials Science And Engineering: A***, 583: 25–35 (2013).

196. Sandlöbes, S., Zaefferer, S., Schestakow, I., Yi, S., and Gonzalez-Martinez, R., "On the role of non-basal deformation mechanisms for the ductility of Mg and Mg–Y alloys", ***Acta Materialia***, 59 (2): 429–439 (2011).

197. Atrens, A., Song, G.-L., Cao, F., Shi, Z., and Bowen, P. K., "Advances in Mg corrosion and research suggestions", ***Journal Of Magnesium And Alloys***, 1 (3): 177–200 (2013).

198. Yang, H.-M., Zhang, N.-Y., Liu, N., Xie, W.-D., and Peng, X.-D., "Microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of Mg–9Li–3Al–1.6Y alloy", ***Rare Metals***, 35 (5): 374–379 (2016).

199. XU, H., ZHANG, X., ZHANG, K., SHI, Y., and REN, J., "Effect of extrusion on corrosion behavior and corrosion mechanism of Mg-Y alloy", ***Journal Of Rare Earths***, 34 (3): 315–327 (2016).

200. Zhang, E., He, W., Du, H., and Yang, K., "Microstructure, mechanical properties and corrosion properties of Mg–Zn–Y alloys with low Zn content", ***Materials Science And Engineering: A***, 488 (1–2): 102–111 (2008).

201. Baek, S.-M., Kim, H. J., Jeong, H. Y., Sohn, S.-D., Shin, H.-J., Choi, K.-J., Lee, K.-S., Lee, J. G., Yim, C. D., You, B. S., Ha, H.-Y., and Park, S. S., "Effect of alloyed Ca on the microstructure and corrosion properties of extruded AZ61 Mg alloy", ***Corrosion Science***, 112: 44–53 (2016).

202. Birbilis, N., Cavanaugh, M. K., Sudholz, A. D., Zhu, S. M., Easton, M. A., and Gibson, M. A., "A combined neural network and mechanistic approach for the prediction of corrosion rate and yield strength of magnesium-rare earth alloys", ***Corrosion Science***, 53 (1): 168–176 (2011).

203. Takenaka, T., Ono, T., Narazaki, Y., Naka, Y., and Kawakami, M., "Improvement of corrosion resistance of magnesium metal by rare earth elements", ***Electrochimica Acta***, 53 (1): 117–121 (2007).

204. "ASTM G102 - 89(2015)e1, Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements", ***ASTM International, West Conshohocken, PA***, (2015).

205. Liu, W., Cao, F., Chang, L., Zhang, Z., and Zhang, J., "Effect of rare earth element Ce and La on corrosion behavior of AM60 magnesium alloy", ***Corrosion Science***, 51 (6): 1334–1343 (2009).

206. Zhao, M.-C., Liu, M., Song, G. L., and Atrens, A., "Influence of Microstructure on Corrosion of As-cast ZE41", ***Advanced Engineering Materials***, 10 (1–2): 104–111 (2008).

207. Zeng, R., Kainer, K. U., Blawert, C., and Dietzel, W., "Corrosion of an extruded magnesium alloy ZK60 component—The role of microstructural features", ***Journal Of Alloys And Compounds***, 509 (13): 4462–4469 (2011).

208. Archard, J. F., "Elastic deformation and the laws of friction", ***Proc. R. Soc. Lond. A***, 243 (1233): 190–205 (1957).

209. Çiçek, B., Ahlatçı, H., and Sun, Y., "Wear behaviours of Pb added Mg–Al–Si composites reinforced with in situ Mg2Si particles", ***Materials & Design***, 50: 929–935 (2013).

210. Taltavull, C., Rodrigo, P., Torres, B., López, A. J., and Rams, J., "Dry sliding wear behavior of AM50B magnesium alloy", ***Materials & Design***, 56: 549–556 (2014).

ÖZGEÇMİŞ

Hüseyin ZENGİN 1986 yılında Zonguldak' da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini aynı şehirde tamamladı. Zonguldak Atatürk Anadolu Lisesi' nden 2004 yılında mezun oldu ve aynı sene Gebze Teknik Üniversitesi Malzeme Bilimi ve Mühendisliği bölümünü kazandı. Lisans eğitimini 2010 Ocak ayında tamamladıktan sonra aynı sene içerisinde askerlik hizmetini yerine getirdi. 2011 yılında Düzce' de bulunan TT. Çelikyay firmasında kalite mühendisi olarak çalıştı. 2012' de MEB yurtdışı lisansüstü bursu kazandı ve aynı sene İngiltere' ye giderek Sheffield Üniversitesi' nde İleri Metalurji alanında yüksek lisans eğitimine başladı. 2013 yılında yüksek lisans eğitimini tamamladıktan sonra, 2014 yılında Karabük Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde araştırma görevlisi olarak çalışmaya başladı ve halen aynı yerde çalışmaya devam etmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Karabük Üniversitesi
Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
Balıklarkayası Mevkii / KARABÜK
Tel : (544) 741 6449
E-posta : huseyinzengin@karabuk.edu.tr