

**AZ91 MAGNEZYUM ALAŞIMINA FARKLI
ORANLARDA Bi VE Sb İLAVESİ İLE KATILAŞMA
HIZININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE
ETKİSİ**

**2012
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

Levent ELEN

**AZ91 Mg ALAŞIMINA FARKLI ORANLARDA Bi VE Sb İLAVESİ İLE
KATILAŞMA HIZININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE
ETKİSİ**

Levent ELEN

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Ocak 2012**

Levent ELEN tarafından hazırlanan “AZ91 Mg ALAŞIMINA FARKLI ORANLARDA Bi VE Sb İLAVESİ İLE KATILAŞMA HIZININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doç. Dr. Yunus TÜREN
Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı



Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 11/01/2012

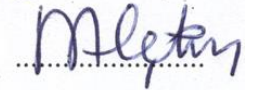
Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan: Yrd. Doç. Dr. Yavuz Sun (KBÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Melik ÇETİN (KBÜ)



Üye : Yrd. Doç. Dr. Yunus TÜREN (KBÜ)



...../...../2012

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

Doç.Dr.Nizamettin KAHRAMAN
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü



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

Levent ELEN

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

AZ91 Mg ALAŞIMINA FARKLI ORANLARDA EDİLEN Bi VE Sb İLAVESİ İLE KATILAŞMA HIZININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

Levent ELEN

**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:
Yrd. Doç. Dr. Yunus TÜREN
Ocak 2012, 76 sayfa**

Bu çalışmada, AZ91 magnezyum alaşımının mikroyapı ve mekanik ve özelliklerini geliştirmek için alaşımlara %0,2-%0,5 ve %1 oranlarında Bizmut (Bi) ve Antimon (Sb) elementleri ilave edilmiştir. AZ91 serisi alaşımlar dört farklı soğuma hızına sahip kademeli kalıba dökülmüştür.

Sonuçlar; Soğuma hızının artması ile AZ91 alaşımlarının tane yapısının küçüldüğünü ve oluşan intermetalik ($Mg_{17}Al_{12}$) fazın incelenerek parçalandığını göstermiştir. Mikroyapıdaki bu değişikliklere paralel olarak alaşımların çekme, akma ve % uzama oranları artmıştır. AZ91 magnezyum alaşımına Sb ilaveleri alaşımın mekanik dayanımını arttırmıştır. Fakat Bi ilaveleri mekanik özelliklerde kayda değer bir değişiklik göstermemiştir.

Anahtar Kelimeler : Magnezyum, AZ91, soğuma hızı, mekanik özellikler
Bilim Kodu : 710.3.011

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

EFFECTS OF Bi AND Sb ADDITIONS WITH SOLIDIFICATION RATE ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE AZ91 ALLOYS

Levent ELEN

Karabuk University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Metal Education

Thesis Advisor:

Assist. Prof. Dr. Yunus TÜREN

January 2012, 76 pages

In this study; Bi and Sb elements were added to AZ91 magnesium alloy in the ratio of 0,2 wt.% - 0,5 wt.% and 1 wt.% in order to improve its mechanical and microstructural properties. AZ91 series alloys were cast in a multi-step permanent mold casting having four different cooling rates.

The results showed that grain size of AZ91 series alloys were refined and thinner intermetallic phases were formed at higher cooling rate. It was also observed that these changes in the microstructures led to improvements in yield strength, tensile strength and elongation. Sb additions to AZ91 were increased its mechanical properties. However; no change in mechanical properties was observed by additions of Bi element.

Key Words : Magnesium, AZ91, cooling rate, mechanical properties.

Science Code : 710.3.011

TEŞEKKÜR

Çalıőmam süresince katkı ve yardımları ile beni yönlendiren, her ne koşulda olursa olsun değerli zamanını ve tüm manevi yardımlarını eksik etmeyen danışman hocam Sayın Yrd. Doç. Dr. Yunus TÜREN'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalar sırasında yardımlarını esirgemeyen, Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Sayın Yrd. Doç. Dr. Mehmet ÜNAL'a teşekkürlerimi arz ederim.

Deneysel çalışmalarım sırasında yardımlarından dolayı değerli dostlarım İbrahim ERDEM ve Ayşegül ENGİN, yardımını esirgemeyen değerli arkadaşım Ümit OZAN'a teşekkürlerimi borç bilirim.

Bu günlere gelmemde maddi ve manevi desteğini esirgemeyen, bana yürekten inanan saygıdeğer aileme sonsuz şükranlarımı sunar, tüm kalbimle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvi
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	3
MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI.....	3
2.1. MAGNEZYUM.....	3
2.2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KULLANIM ALANLARI.....	6
2.3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI VE STANDARTLARI.....	11
2.4. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN Mg ALAŞIMLARINA ETKİLERİ.....	13
2.4.1. Alüminyum.....	14
2.4.2. Çinko	14
2.4.3. Mangan	15
2.4.4. Kalsiyum.....	16
2.4.5. Kalay.....	17
2.4.6. Kurşun.....	17
2.4.7. Titanyum.....	18
2.4.8. Stronsiyum.....	19
2.4.9. Toryum	19

	<u>Sayfa</u>
2.4.10. Silisyum	20
2.4.11. Toprak Alkali Elementler (RE)	21
2.5. MAGNEZYUM-ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI	21
2.5.1. Magnezyum-Alüminyum-Çinko Alaşimleri.....	22
2.5.1.1. AZ91 Alaşımı	23
2.5.2. Magnezyum-alüminyum-Toprak Elementleri Alaşimleri	25
2.6. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM YÖNTEMLERİ.....	26
2.6.1. Kokil Kalıba Döküm	28
2.6.2. Kum Kalıba Döküm.....	29
2.6.3. Basınçlı döküm	29
2.6.4. Yarı Katı Döküm yöntemi	30
2.7. SOĞUMA HIZININ MAGNEZYUM ALAŞIMLARINA ETKİLERİ.....	31
2.7.1. Soğuma Hızının Mikroyapıya Etkileri	32
2.7.2. Soğuma Hızının Mekanik Özelliklere Etkileri	33
2.8. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ MEKANİK ÖZELLİKLERİ	33
2.9. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ SOĞUMA HIZLARIYLA İLGİLİ ÇALIŞMALAR.....	35
BÖLÜM 3	38
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	38
3.1. MALZEME	38
3.2. ATMOSFER KONTROLLÜ ERGİTME ÜNİTESİ.....	38
3.3. ERGİTME VE ALAŞIMLAMA PRATİĞİ.....	39
3.4. KALIP UYGULAMASI	41
3.5. MİKROYAPI ÇALIŞMALARİ.....	42
3.6. MEKANİK DENEYLER	43
3.6.1. Çekme Deneyi	43
3.6.2. Sertlik Deneyi	44
BÖLÜM 4	45
DENEYSEL SONUÇLAR	45
4.1. MİKROYAPI SONUÇLARI	45
4.1.1. Optik Mikroskop (OM) Mikroyapı Sonuçları	45

	<u>Sayfa</u>
4.1.1.1. AZ91 Alaşımları Mikroyapı Sonuçları	45
4.1.1.2. AZ91'e Bi İlavесinin Mikroyapı Sonuçları	47
4.1.1.3. AZ91'e Sb İlavесinin Mikroyapı Sonuçları	50
4.1.2. Elektron Mikroskop (SEM) ve EDS Sonuçları.....	52
4.1.3. AZ91 SEM ve EDS Sonuçları	53
4.1.4. AZ91'e Bi İlavесinin SEM ve EDS Sonuçları.....	53
4.1.5. AZ91'e Sb İlavесinin SEM ve EDS Sonuçları	56
4.2. MEKANİK DENEY SONUÇLARI	57
4.2.1. AZ91 Alaşımı.....	58
4.2.2. AZ91+Bi Alaşımı	59
4.2.3. AZ91+Sb Alaşımı	61
BÖLÜM 565
DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ.....	.65
5.1. MİKRO YAPI SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ.....	.65
5.2. MEKANİK DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ.....	.66
BÖLÜM 6.....	68
SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	68
KAYNAKLAR70

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Yıllara göre ABD ve Avrupa’da magnezyum kullanımı	4
Şekil 2.2. 2001 yılında Avrupa’da Mg’un kullanım alanları	5
Şekil 2.3. Yüksek dayanımlı belirli malzemelerin 20.Yüzyıl’daki üretimi.....	5
Şekil 2.4. Mg Alaşımlarının otomobil üretiminde kullanılan alanları.	7
Şekil 2.5. AM alaşımı döküm parçaları.....	8
Şekil 2.6. AZ91 alaşımı döküm parçaları.....	8
Şekil 2.7. AM50 Malzemedan üretilmiş bir ön panel	9
Şekil 2.8. WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu.....	9
Şekil 2.9. Li katkılı mg alaşımı kamera kutusu.....	10
Şekil 2.10. Mg alaşımından üretilmiş araba parçaları.....	10
Şekil 2.11. Mg-Al denge diyagramı	14
Şekil 2.12. Mg-Zn denge diyagramı	15
Şekil 2.13. Mg-Mn denge diyagramı	16
Şekil 2.14. Mg-Ca denge diyagramı	16
Şekil 2.15. Mg-Sn denge diyagramı.....	17
Şekil 2.16. Mg-Pb denge diyagramı	18
Şekil 2.17. Mg-Ti denge diyagramı	18
Şekil 2.18. Mg-Sr denge diyagramı	19
Şekil 2.19. Mg-Th denge diyagramı	20
Şekil 2.20. Mg-Si denge diyagramı.....	20
Şekil 2.21. Mg-Al-Zn alaşım sisteminin dökülebilirliğinin şematik resmi.....	22
Şekil 2.22. Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı	23
Şekil 2.23. AZ91 alaşımının mikroyapısı	24
Şekil 2.24. AZ91 alaşımının mikroyapıda tane görünüşü.....	25
Şekil 2.25. Mg alaşımı dökümlerinde gaz kullanımı	26
Şekil 2.26. Mg alaşımı dökümlerinde ocakta ve kalıpta gaz kullanımı	27
Şekil 2.27. Mg alaşımlarında kullanılan basınçlı döküm makineleri.....	30
Şekil 2.28. Yarı-katı sıcaklık ve durumu	31

Şekil 2.29. Yarı-katı döküm yöntemi.....	31
Şekil 2.30. Alaşımların mikroyapıları.....	32
Şekil 2.31. AZ91 alaşımı klasik döküm ve hızlı soğutma yöntemi	33
Şekil 2.32. AZ91'in basınçlı ve kokil dökümünün gerilim-uzama diyagramı.....	34
Şekil 2.33. Mg alaşımlarının gerilim-uzama eğrileri	35
Şekil 2.34. AZ91HP döküm alaşımı mikroyapı fotoğrafları.....	36
Şekil 2.35. AZ91HP alaşımının klasik döküm makro yapısı	37
Şekil 3.1. Atmosfer kontrollü ergitme ünitesi kesit şekli	39
Şekil 3.2. Ergitme işleminde kullanılan paslanmaz çelik pota resmi.....	39
Şekil 3.3. Ocak ve metal sıcaklığı kalibrasyonu	40
Şekil 3.4. Kalıp ısıtma fırını kesit resmi.....	40
Şekil 3.5. Kademeli metal kalıp kesit resmi.....	41
Şekil 3.6. Kademeli kalıp sıcaklık değişim grafiği	42
Şekil 3.7. Çekme deney numunesi	43
Şekil 3.8. Mikroyapı ve sertlik numunesi	44
Şekil 4.1. AZ91 alaşımının mikroyapı görüntüleri	46
Şekil 4.2. AZ91+%0,2 Bi alaşımının mikroyapı görüntüleri.....	47
Şekil 4.3. AZ91+%0,5 Bi alaşımının mikroyapı görüntüleri.....	48
Şekil 4.4. AZ91+%1 Bi alaşımının mikroyapı görüntüleri.....	49
Şekil 4.5. AZ91+%0,2 Sb alaşımının mikroyapı görüntüleri	50
Şekil 4.6. AZ91+%0,5 Sb alaşımının mikroyapı görüntüleri	51
Şekil 4.7. AZ91+%1 Sb alaşımının mikroyapı görüntüleri	52
Şekil 4.8. AZ91 alaşımının kademe kalınlığına bağlı SEM görüntüleri.	53
Şekil 4.9. AZ91+%0,2 Bi alaşımının kademe kalınlığına bağlı SEM görüntüleri..	54
Şekil 4.10. AZ91+%1 Bi alaşımının kademe kalınlığına bağlı SEM görüntüleri.....	55
Şekil 4.11. AZ91+%0,2 Sb alaşımının kademe kalınlığına bağlı SEM görüntüleri.	56
Şekil 4.12. AZ91+%1 Sb alaşımının kademe kalınlığına bağlı SEM görüntüleri. ...	57
Şekil 4.13. AZ91 alaşımının mekanik sonuçlarının grafikleri	58
Şekil 4.14. AZ91+%0,2 Bi alaşımının mekanik sonuçlarının grafikleri.....	59
Şekil 4.15. AZ91+%0,5 Bi alaşımının mekanik sonuçlarının grafikleri.....	60
Şekil 4.16. AZ91+%1 Bi alaşımının mekanik sonuçlarının grafikleri.....	61
Şekil 4.17. AZ91+%0,2 Sb alaşımının mekanik sonuçlarının grafikleri	62

Sayfa

Şekil 4.18. AZ91+%0,5 Sb alaşımının mekanik sonuçlarının grafikleri 63

Şekil 4.19. AZ91+%1 Sb alaşımının mekanik sonuçlarının grafikleri 64

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Çizelge 2.1. Magnezyum elementinin fiziksel ve kimyasal özellikleri	3
Çizelge 2.2. Alaşım elementleri ve kısaltmaları	11
Çizelge 2.3. Mg alaşımları standartları ve bileşimleri	12
Çizelge 2.4. Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünübilirlikleri	13
Çizelge 2.5. AZ91 alaşımının döküm yöntemine göre mekanik özellikleri	34
Çizelge 3.1. Deneyleerde kullanılan alaşımların analizleri	39

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

RE	: Toprak Alkali Elementleri
Nd	: Neodmiyum
Ln	: Lantanyum
Ce	: Seryum
Al	: Alüminyum
Mg	: Magnezyum
Zn	: Çinko
Sr	: Stronsiyum
Th	: Toryum
Si	: Silisyum
Pb	: Kurşun
Cd	: Kadmiyum
Sb	: Antimuan
Bi	: Bizmut

KISALTMALAR

ASTM	: Amerika Malzeme ve Test Standartları Kurumu
DIN	: Alman Norm Enstitüsü
HFC	: Hidroflorokarbon
HSP	: Hegzagonal sıkı paket
SF ₆	: Sülfür hexaflorür
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
TEM	: Geçirimli Elektron Mikroskobu

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Enerji kaynaklarının ve çevre dengesinin korunması otomotiv sektörünü, otomobil ağırlığında zorunlu kısıtlamalara götürmektedir. Araç ağırlığında azalma yakıt tasarrufuna önemli ölçüde destek olur. Yakıt tüketimini azaltmak için, otomotiv endüstrisinin mutlaka hafif, aynı zamanda da güvenilir malzeme kullanılması zorunludur. Bu kapsamda özellikle otomobil üretiminde ağırlıktan azalma üretici firmaların en önemli hedefi haline gelmiştir (Durrani, 1993).

Dünyadaki hammadde ve enerji kaynaklarının korunmasında, malzeme seçimindeki düşük ağırlık ve geri dönüşebilirliğin önemi günden güne artmaktadır. Magnezyum günümüzde yapı malzemesi olarak kullanılan metalik malzemeler içinde en hafif olanıdır. Ağırlık olarak Mg, Alüminyum (Al)'dan %36, Demir (Fe) ve çelikten %78 daha hafiftir (Gaines et al., 1996, Housh et al., 1998). Avrupa Birliği'nin hedefi otomobillerde kullanılacak malzemelerin, 2015 yılına kadar %95 geri dönüşebilir malzemelerden üretimidir. Japonya'da ise yeni otomobillerde 2015 yılına kadar %95 geri dönüşebilir malzeme kullanımı zorunlu hale getirilmiştir. Japon taşıtlarında bugün Mg çok hızlı bir şekilde yerini almaktadır. Amerika Birleşik Devletleri'nde de otomobil üretiminde Mg kullanımı artarak gelişmektedir. Bu konudaki gelişmeler Alman otomobilleri için de geçerlidir (Durrani, 1993). Magnezyum alaşımları sahip oldukları düşük yoğunluktan dolayı havacılık ve otomotiv sanayinde çok büyük bir uygulama potansiyeline sahiptir (Zhou et al., 2009).

Yoğunluğu ve buharlaşma özellikleri bakımından magnezyum, plastiklere benzetilirken, bu malzeme bir metalin mekanik özelliklerine sahiptir. Magnezyum, mühendislik plastiklerine göre sertliği çok daha yüksek ve çok daha fazla geri dönüşümü mümkün bir malzemedir (Martchek, 2000, Westengen, 2006).

Düşük yoğunluğa sahip olmalarının yanı sıra magnezyum ve magnezyum alaşımları, iyi süneklik, iyi dayanım ve iyi korozyon direncine sahip demir dışı bir metaldir. Ancak, magnezyum üzerinde, kristal yapısının hegzagonal sıkı paket (HSP) olmasından kaynaklanan şekillenebilirlik ve ergitme sırasında oksijenle temas ettiğinde alevlenebilirlik özelliği olduğu için, dökümünün problemlili olması nedeni ile üzerinde Al kadar çalışmalar yapılamamıştır (Westengen and Aune, 2006). Farklı döküm yöntemleri veya alaşımlandırma işlemi uygulanarak göreceli olarak şekillenebilirlik geliştirilebilmektedir. Özellikle AZ91 alaşımları, çekme, akma ve darbe dayanımlarındaki kayda değer mekanik özellikler sebebiyle daha fazla ilgi odağı oluşturmaktadır (Juchmann, 2006). Fakat diğer Mg alaşımları gibi AZ91 dökümü ve (Bi ve Sb) alaşımlarının geliştirilmesi konuları da literatürde az veri bulunmaktadır (Polmear, 1989).

Bu çalışmanın ana hedefi, AZ91 Mg alaşımının mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla %0,2, %0,5 ve %1 oranlarında Bi ve Sb ilavesi yapılarak, farklı hızlarda soğutarak katılaştırıp, farklı soğuma hızlarından elde edilen numunelerin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkileri incelenecektir.

BÖLÜM 2

MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

2.1. MAGNEZYUM

Mg, yapısal uygulamalarda kullanılan en hafif metaldir. Mg elementi tarihte ilk Sir Humphrey Davey tarafından 1808 yılında keşfedilmiştir. Mg yer kabuğunun %2,7'sinde ve okyanusların %0,013'ünde bulunur.

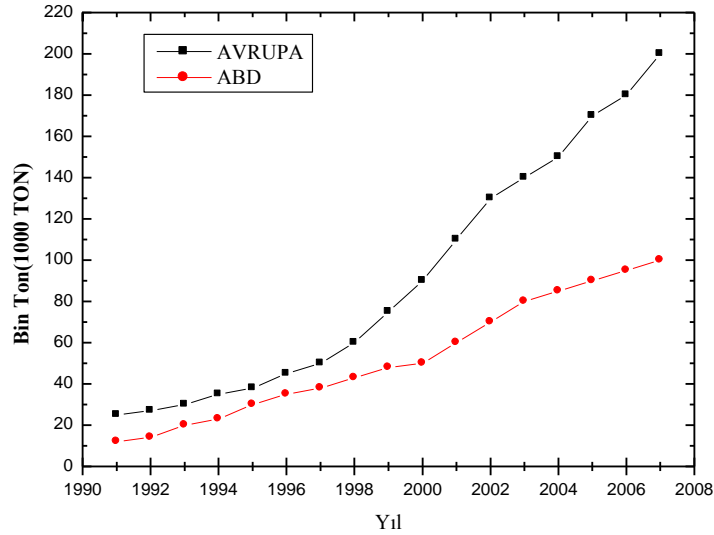
Çizelge 2.1. Magnezyum elementinin fiziksel ve kimyasal özellikleri.

Simgesi	Mg
Atom numarası	12
Atom ağırlığı	24,312 g/mol
Kaynama noktası	1090°C
Ergime noktası	650°C
Yoğunluğu	1,74gr/cm ³
Elektron düzeni	3s ²
Kristal yapısı	Hegzagonal sıkı paket
Çekme dayanımı	80–180 MPa
Young modülü	45 MPA
Çekme (katı-sıvı)	%4,2

Mg üretiminin büyük bir kısmı, I. Dünya savaşından önce fişekçilik sektöründe kullanılmakta idi. I. Dünya savaşı sırasında güçlü askeri talep nedeniyle fabrikalar Britanya, Kanada ve A.B.D'ye yayılmıştır (Zhang, 2000). Mg metali magnezit (MgCO₃), karnolit (K₂MgCl₄·6H₂O) veya dolomit MgCa (CO₃)₂ cevherlerinden, tuz depozitlerinden, doğal yeraltı ve yapay tuzlu sulardan ya da deniz suyundan üretilir. Mg üretimi iki şekilde yapılır.

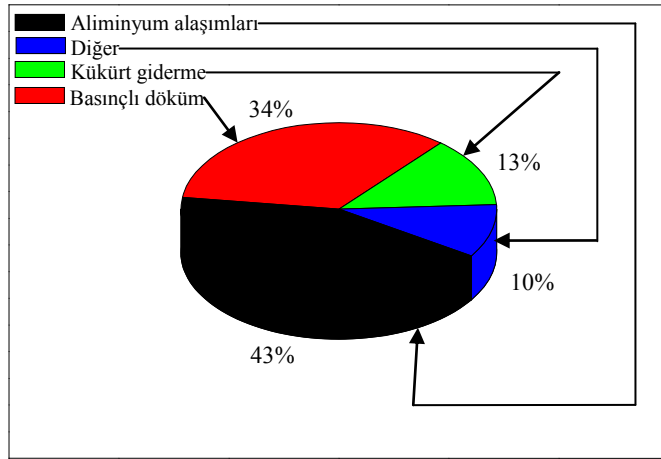
İlki erimiş magnezyum klorürün ($MgCl_2$) indirgenme prensibine göre; elektrolizi, dolomitten kimyasal yollarla çökeltme ve arıtma yöntemleridir. İkinci yöntem ise doğrudan tuzlu sulardan elde edilen magnezyum oksidin (MgO) termal redüksiyonu ile üretimdir (Gaines et al., 1996).

Mg alaşımlarında tane inceltici etkisi ile ilgili 1938 yılındaki önemli buluşlar ve manganezin (Mn) Mg-Al-Zn alaşımlarının korozyona karşı direncini artırabilecek etkilerinin 1925 yılında keşfedilmesi, Mg'un yapısal uygulamalarda kullanılmasını teşvik etmiştir (Zhang, 2000). II. Dünya savaşı sırasında Mg'a olan talep yükselmiştir. Yalnızca A.B.D.'de üretim 1943 yılında, 1938 yılındaki üretim rakamının 8 katından biraz yüksek olan 184 000 ton'a ulaşmıştır. Yapısal uygulamalar savaş esnasında askeri amaçlı kullanımlarla hava taşıtları öncelikli olmak üzere sınırlıydı. Bunun tipik uygulamaları motor parçaları, uçak iskeletleri ve iniş takımlarıdır. Şekil 2.1'de 1991-2007 yılları arasında Avrupa ve ABD'de Mg kullanımı gösterilmiştir.



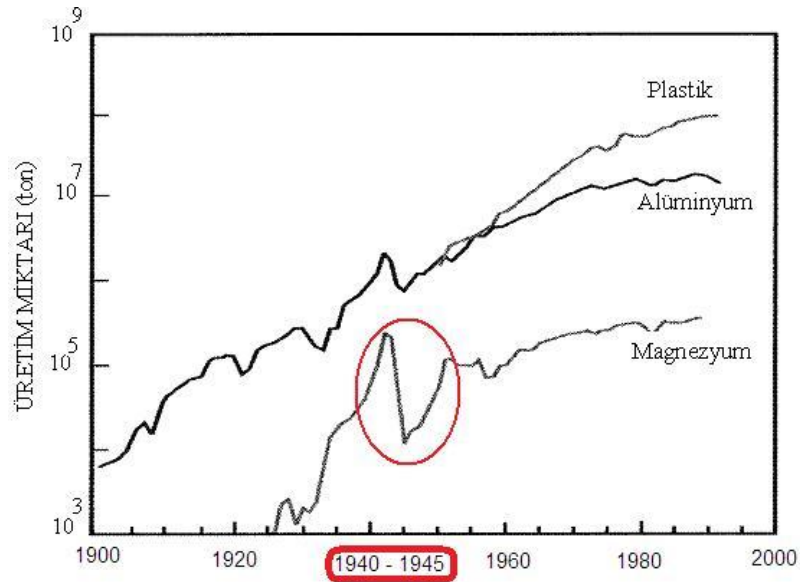
Şekil 2.1. Yıllara göre ABD ve Avrupa'da Mg kullanımı.

Şekil 2.1'de görüldüğü gibi 1997–2007 yılları arası A.B.D. ve Avrupa'da Mg üretimi oldukça artmıştır (Mordike and Ebert, 2001). Şekil 2.2'de 2001 yılında Avrupa'da Mg'un kullanım alanları görülmektedir (Plano, 2002).



Şekil 2.2. 2001 yılında Avrupa’da Mg’un kullanım alanları (330 000 ton).

2001 yılında en büyük kullanım alanı 143 190 ton/yıl ile Al-alaşımlandırma, 112 200 ton/yıl ile basınçlı döküm 42 900 ton/yıl ile kükürt giderme işlemi, 33 000 ton/yıl ile de küresel dökme demir ve dövme ürünleri yapımıdır (Plano, 2002). Şekil 2.3’de yüksek dayanımlı belirli malzemelerin 20.Yüzyıl’daki üretimi görülmektedir (Mordike and Ebert, 2001).



Şekil 2.3. Yüksek dayanımlı belirli malzemelerin 20.Yüzyıl’daki üretimi (Mordike and Ebert, 2001).

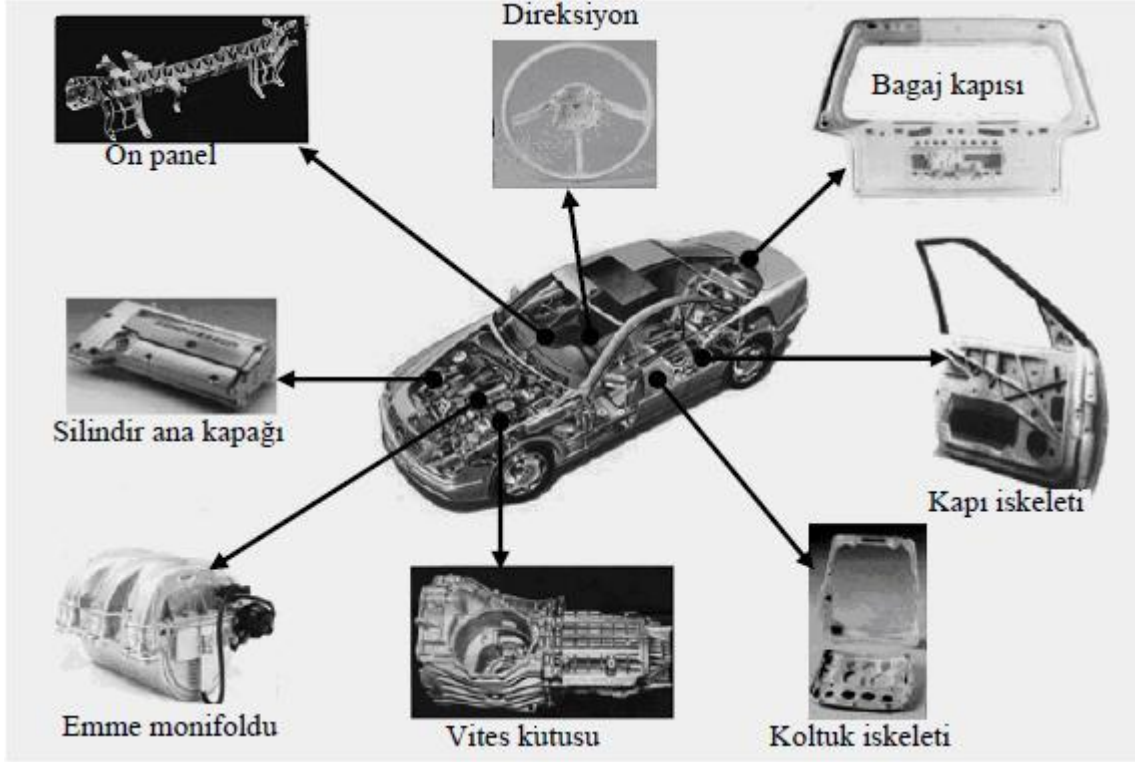
2.2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KULLANIM ALANLARI

Mg metalinin saf halde kullanılması çoğu diğer metallerde olduğu gibi dayanımın düşük olmasından dolayı mümkün değildir. Bu durum, değişik alaşımların üretilmesini gerektirmiştir. Bundan dolayı bugün elektronik, savunma, havacılık ve uzay sanayinde yaygın olarak Mg alaşımları kullanılmaktadır. (Çıtak, 2004).

Otomotiv ve uzay-uçak sanayilerindeki ağırlık tasarrufuna yönelik arayışlarda Mg metali düşük yoğunluğu ile mühendislik uygulamaları açısından en hafif yapısal metal olarak ön plana çıkar. Günümüzde de Mg alaşımlarına olan en büyük ilgi otomotiv sektöründen gelmektedir. Bunun başlıca nedeni, hafif Mg alaşımlarının kullanımı ile araç ağırlığında yapılan azalmanın yakıt ekonomisi sağlaması ve bunun sonucu olarak gaz emisyonlarının da azaltılabilecek olmasıdır. Özellikle otomotivde hafif metalik malzemelere yönelik sadece günümüz otomobilleri ile ilgili değildir.

Güneş enerjisi, elektrik veya hidrojen gibi alternatif enerji kaynakları ile çalışacağı öngörülen geleceğin otomobillerinde hafiflik bugünküne kıyasla çok daha önemli bir gereksinimdir. Önümüzdeki yıllarda binek otomobillerde ulaşılması planlanan yakıt tüketimi 3 litre/100 Km gibi zorlu bir hedeftir ve bunun için otomobil ağırlığında yaklaşık %30'luk bir azalma gerekmektedir (Friedrich and Schumann, 2001).

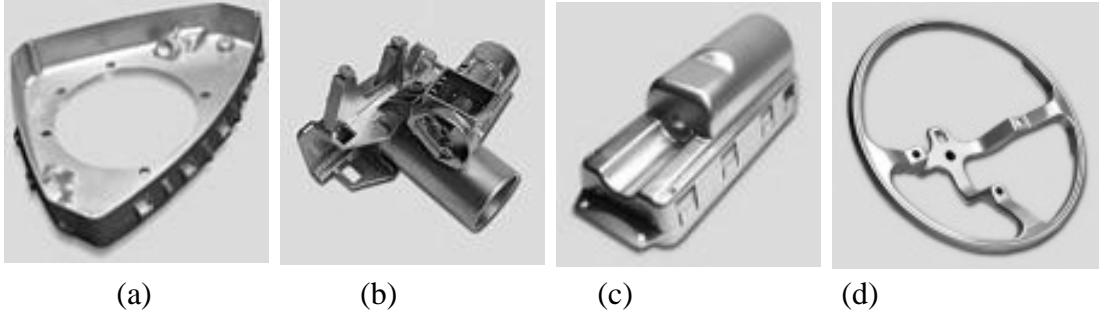
Şekil 2.4'de Mg alaşımlarının, otomobil üretiminde ki kullanım alanları görülmektedir.



Şekil 2.4. Mg alaşımlarının, otomobil üretiminde ki kullanım alanları. (Mordike and Ebert, 2001).

Mg'un Al ve çeliklerle karşılaştırıldığında yüksek fiyatlı olmasına rağmen, net şekle yakın döküm parçalar üretildiğinden otomobillerde kullanımı giderek artmaktadır (Eliezer et al., 1998). 2011 yılına kadar Mg alaşımlarının otomotiv ve elektronik endüstrisinde kullanımı %350 artması beklenmektedir (Plano, 2002). Mg-Al-Zn (AZ91) alaşımları, çoğunlukla otomobil parçalarının dökümü için kullanılır. Diğer Mg alaşımlarıyla karşılaştırıldığında; AZ91 Mg alaşımı daha iyi döküm, daha iyi akma dayanımı özellikleri göstermektedir.

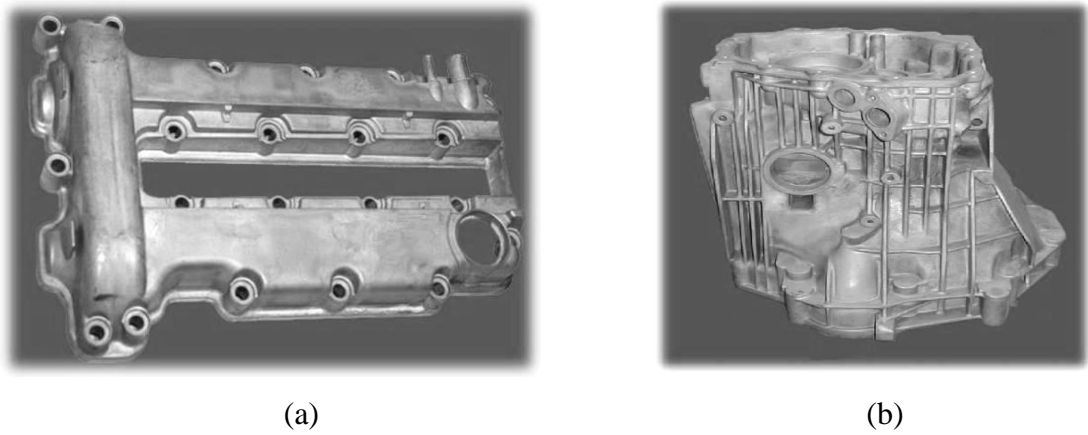
Şekil 2.5'de otomobil parçalarında Mg alaşımının kullanımı gösterilmiştir. Bu şekilden de görüldüğü gibi Mg alaşımları otomobillerin hemen hemen her bölümünde kullanılabilir.



Şekil 2.5. AM alaşımı döküm parçaları a) Hava yastığı kutusu b) Direksiyon kilit kutusu c) Yolcu hava yastığı kilidi d) Direksiyon simidi (Landkof et al., 2005).

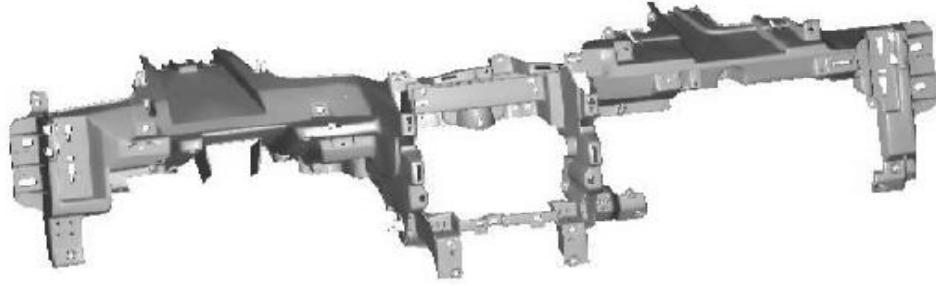
Mg döküm alaşımlarının gelecekte daha geniş kapsamlı kullanılabilmesine ışık tutan örneklerden biri de BMW firmasının yeni üretimlerde Al-Mg kompozit malzemeler kullanmaya başlamasıdır. Firmanın Mg alaşımlarını yüksek sıcaklık motor uygulamalarında kullanması yeni bir deneyimdir (Blawert et al., 2004).

Mg-Al-Mn esaslı alaşımlar (AM20, AM50, AM60) iyi uzama ve darbe dayanımlarına sahiptirler (Vogel, 2002). Toprak elementleri içeren AS41, AS21 (Mg-Al-Mn ve Mg-Al-Si-Mn) alaşımlarından daha yüksek sürünme dayanımıyla karakterize edilen aktarma parçaları imali için kullanılır (Zhang, 2000). AZ serisi alaşımlar otomobil, havacılık, bilgisayar, kamera ve mobil telefonlarda kullanılır (Dobrzanski et al., 2007). Şekil 2.6'da AZ91 alaşımlarından üretilmiş döküm parçalar görülmektedir (Naiyi Li, 2002).



Şekil 2.6. AZ91 alaşımı döküm parçaları, a) Üst yağ kapağı, b) Aktarma parçası.

Mg alaşımlarından AM serisi alaşımlar yüksek toklukları ve enerji absorblama özellikleri bakımından özellikle direksiyon, tekerlek, otomobil koltuk iskeleti yapımında kullanılır (Mordike and Ebert, 2001). Şekil 2.7’de AM alaşımından dökülmüş parçalar görülmektedir (Bolstad, 2000, Mordike and Ebert, 2001, Beffort and Hausmann, 2004, Li 2004).



Şekil 2.7. AM50 malzemededen üretilmiş bir ön panel (Naiyi Li, 2002).

AE42 alaşımları 200 °C’nin üzerindeki servis koőullarında, transmisyon elemanı ve motorlarda kullanılır (Zhang, 2000). Şekil 2.8’de WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu görülmektedir (Mordike and Kainer, 1998, Őaludov, 2005).



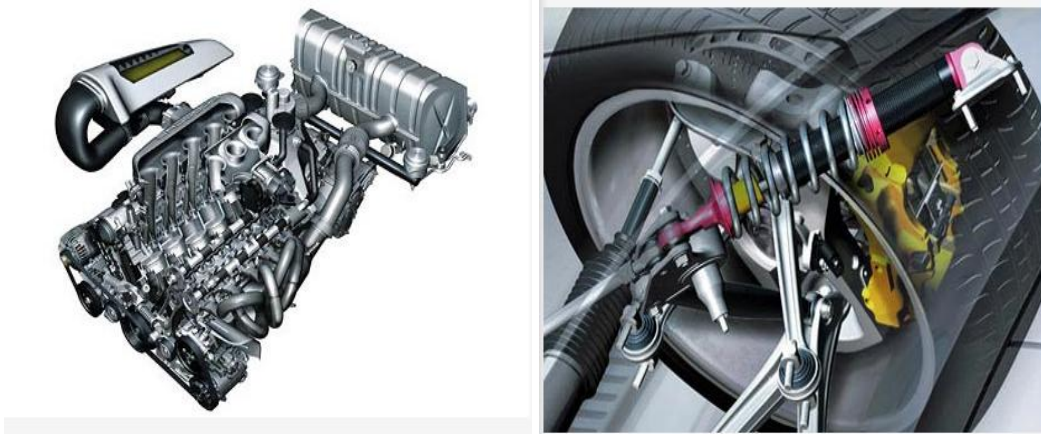
Şekil 2.8. WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu (Mordike and Kainer, 1998, Őaludov, 2005).

Süper hafif Mg-Li esaslı alaşımlar bilgisayar elemanı olarak plastik ve diğer benzer malzemelerin yerine kullanılabilir (Dobrzanski et al., 2007). Şekil 2.9’da Li esaslı Mg alaşımından dökülmüş kamera kutusu görülmektedir.



Şekil 2.9. Li katkılı mg alaşımı kamera kutusu (Dobrzanski et al., 2007).

Ağırlığın önemli avantaj sağladığı diğer birçok mühendislik uygulamasında da Mg alaşımları kullanılmaktadır. Mg-Zr alaşımları kısmen düşük hacimli uygulamalarda kum kalıba döküm veya ekstrüzyon, dövme ile işlenmiş ürünlerde kullanılma eğilimi vardır. Zr içermeyen alaşımlar, ilke olarak AZ91 ve diğer alaşımlar, otomotiv ve diğer çeşitli yüksek hacimli/miktarlı uygulamalarda kullanılmaktadır. Şekil 2.10’da Mg alaşımından dökülmüş araba parçaları görülmektedir.



Şekil 2.10. Mg alaşımından üretilmiş araba parçaları.

2.3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI VE STANDARTLARI

Mg alaşımları ASTM (A275) standart sistemi tarafından belirlenmiştir. Yöntem iki harfle birlikte iki rakamı kapsamaktadır. İki harf; iki en büyük elemanına verilmiş olan harf kısaltması; rakamları ise bu alaşımların en yakın tam sayıya yuvarlanmış yüzdelik dilimleridir. Çizelge 2.2’de yaygın bir şekilde kullanılan alaşım elementleri tek harfle listelenmiş şekilde verilmiştir (Gaines et al., 1996, Barber, 2004, Kainer, 2006).

Çizelge 2.2. Alaşım elementleri ve kısaltmaları (Gaines et al., 1996, Barber, 2004).

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

Örnek AZ91 alaşımının açıklanması aşağıda verilmektedir (Gaines et al., 1996, Barber, 2004).

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

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

9→ Alaşımdaki Al oranının yaklaşık 8,6- 9.4 arasında olacağını ifade eder.

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

Mg alaşımları ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94’de göre standartları Çizelge 2.3’de gösterilmiştir (Zhang, 2000, Bolstad, 2000 and Sarennah, 2001).

Çizelge 2.3. Mg alaşımları standartları ve bileşimleri (ASTM B 93/B 93M ve ASTM B94).

Alaşım Elementi	Mg Alaşımları									
	AM50	AM60	AS21	AS41	AZ31	AZ61	AZ80	AZ91	ZE10	ZK60
Al	4,5-5,3	5,6-6,4	1,9-2,5	3,7-4,8	2,5-3,5	6,5	7,8-9,2	8,5-9,5	0,05 max	0,05 max
Zn	0,20 max.	0,20 max.	0,15-0,25	0,10 max.	0,7-1,3	1,0	0,2-0,8	0,45-0,90	1,0-1,5	4,8-6,2
Mn	0,28-0,50	0,26-0,50	0,20 min.	0,35-0,60	0,20 min.	0,15	0,15-0,5	0,17-0,40	0,1 max.	0,1 max.
Si	0,05max.	0,05max.	0,70-1,2	0,60-1,4	0,05 max.	0,20 max.	0,10 max.	0,05 max.	0,05 max.	0,05 max.
Fe (max)	0,004	0,004	0,004	0,0035	0,005	-	0,05	0,004	0,03	0,03
Cu (max)	0,008	0,008	0,008	0,015	0,05	0,08	0,05	0,025	0,02	0,05
Ni (max)	0,001	0,001	0,001	0,001	0,005	0,010	0,005	0,001	0,005	0,005
Be	-	-	-	-	-	-	0,002	-	0,002	0,002
Ce	-	-	-	-	-	-	-	-	0,12-0,25	-
Zr	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0,3-0,9
Diğer	0,01	0,01	0,01	0,01	-	-	-	0,01	-	-
Mg	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan

2.4. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN MAGNEZYUM ALAŞIMLARINA ETKİSİ

Mg'da diğer metaller gibi nadiren saf halde kullanılır. Malzemenin dayanım özelliklerinde belirli gelişmeler sağlamak için Mg'a alaşım elementleri katılarak döküm veya dövme ürünler elde edilmektedir. Mg HSP yapıya sahiptir ve sahip olduğu tane çapı da çok fazla sayıda elementle katı çözünebilirliğe müsaade eder. Mg yapısal bir malzeme olarak kullanıldığında Al, Be, Ca, Cu, Fe, Mn, Ni, Si, Ag, Sn, Zn ve Zr gibi ana elementler ile Na, K, Li alkali ve Ce, Ln, Y, Nd gibi toprak elementleri (RE) katılarak alaşımlandırılır. Bu elementlerin biri veya birkaçı ile alaşımlandırıldığı zaman alaşımlar genellikle yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahip olur (Zhang, 2000, Johansson 2002, Barber 2004).

Mg alaşımları için katı eriyik sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi iki önemli sertleştirme mekanizmalarıdır. Hume-Ruthery kuralına göre; eğer çözünen ve çözen atomların atomik çapları arasındaki fark %14-15'i aşarsa, katı çözelti oluşmayabilir. Ayrıca, katı çözelti oluşturabilmek için iki elementinde aynı kristal yapıya sahip olması gerekir (Mordike and Kainer, 1998, Zhang 2000). Çizelge 2.4'de ikili Mg alaşımlarında oluşan katı intermetalik fazlar ve çözünebilirlik verileri verilmiştir.

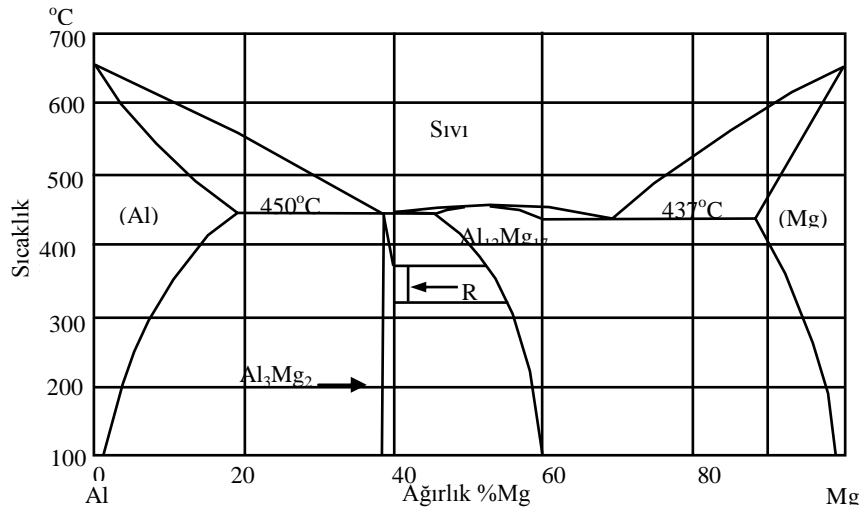
Çizelge 2.4. Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünebilirlikleri (Mordike and Kainer, 1998).

Sistem	Max. Çöz.		Faz	Ergime noktası °C	Sistem	Max. Çöz.		Faz	Ergime noktası °C
	% ağı.	% at.				% ağı.	% at.		
Mg-Al	12.7	11.6	Mg ₁₇ Al ₂	402	Mg-Sm	5.8	0.99	Mg ₆₂ Sm	-
Mg-Ca	0.95	0.58	Mg ₂ Ca	714	Mg-Nd	3.6	0.63	Mg ₄₁ Nd ₅	560
Mg-Sc	25.9	15.9	MgSc	800	Mg-Th	5.0	0.49	Mg ₂₃ Th ₆	772
Mg-Mn	2.2	1.0	Mg ₂ Mn	1245	Mg-Dy	25.8	4.83	Mg ₂₄ Dy ₅	610
Mg-Zn	8.4	3.3	MgZn	347	Mg-Ho	28.0	5.44	Mg ₂₄ Ho ₅	610
Mg-Y	12.0	3.6	Mg ₂₄ Y ₅	620	Mg-Tm	31.8	6.26	Mg ₂₄ Tm ₅	645
Mg-Zr	3.6	0.99	MgZr	1855	Mg-Yb	3.3	0.48	Mg ₂ Yb	718
Mg-Ag	15.5	4.0	Mg ₃ Ag	492	Mg-Lu	41.0	8.80	Mg ₂₄ Lu ₅	-
Mg-Sn	14.85	3.45	Mg ₂ Sn	770	Mg-Tl	60.5	15.4	Mg ₅ Tl ₂	413
Mg-Ce	0.74	0.13	Mg ₁₂ Ce	611	Mg-Pb	41.7	7.75	Mg ₂ Pb	538
Mg-Pr	1.7	0.31	Mg ₁₂ Pr	585	Mg-Bi	8.85	1.12	Mg ₃ Bi ₂	821

Ticari Mg alaşımlarında kullanılan farklı alaşım elementlerinin etkisi kısaca aşağıda belirtilmiştir.

2.4.1. Alüminyum

Mg esaslı alaşımlarda Al, en fazla kullanılan alaşım elementidir. Al katkısı alaşımın çekme dayanımını, sertliğini ve katılaşıma zamanını artırmakta, fakat sünekliğini ve darbe dayanımını azaltmaktadır. Ergiyeğin dökülebilirliğini geliştirmesinin yanı sıra Mg'un katı çökelti dayanımını ve döküm alaşımlarının mikro gözeneklerini azaltır. Alaşıma eklenen Al miktarı %6'yı aştığında, alaşımın ısı işlem kabiliyeti artar. Katı eriyik sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi ile oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliti düşük sıcaklıklarda (≤ 120 °C) oluşarak alaşımın dayanımını geliştirir. (Schwam et al., 2000, Johansson 2002, Barber 2004). Şekil 2.11'de Mg-Al denge diyagramı görülmektedir.

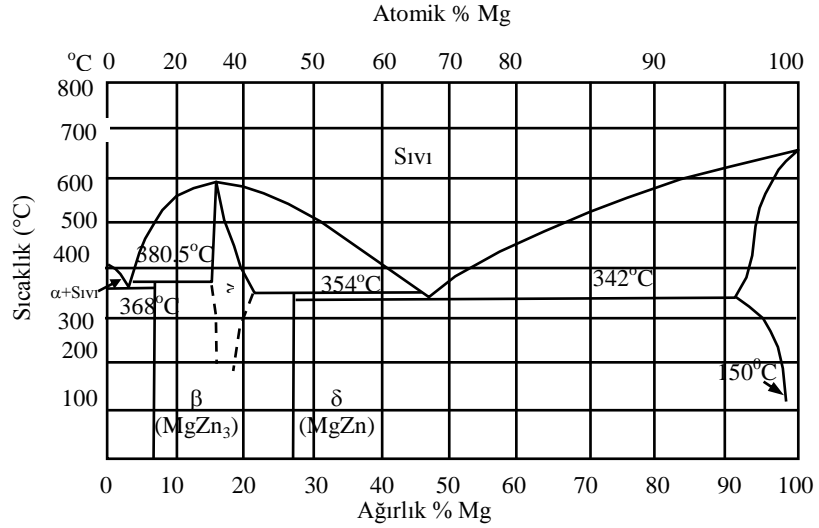


Şekil 2.11. Mg-Al denge diyagramı (Guthrie et al., 1996, Baker, 1998).

2.4.2. Çinko

Zn, tane sınırlardaki ötektik miktarını artırarak, alaşımın katılaşıma sıcaklığını düşürmektedir. Korozyon özelliklerinde Cu'nun kötü etkisini yok etmek için Zn ilave edilmektedir (Schwam et al., 2000, Barber, 2004, Watarai, 2006). Zn, çökelti sertleşmesi sayesinde ortam sıcaklıklarında sertliği, dayanımı ve aynı zamanda

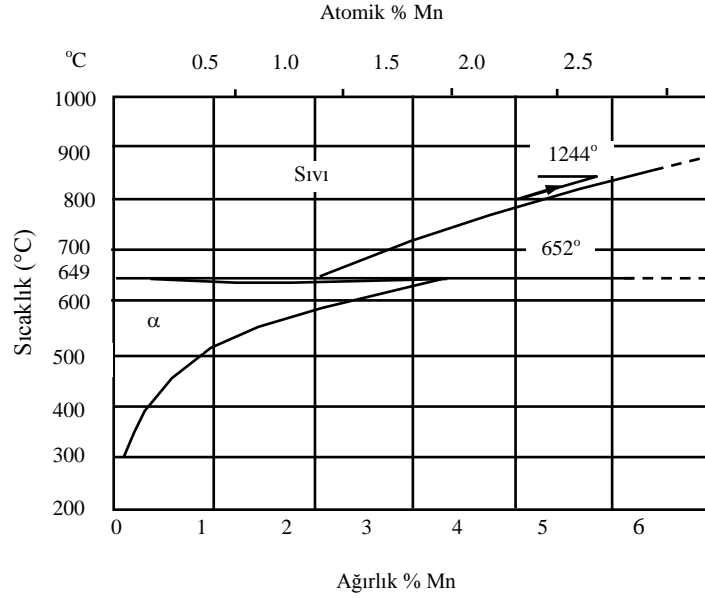
ergiyiğin akıcılığını artırmakla birlikte, tane sınırlarına çökmesi ile sıcak yırtılma oluşturduğu için %2 ile sınırlıdır. Ayrıca Zn alaşımın çekme mukavemetini artırır (Zhang, 2000, Barber, 2004). Şekil 2.12’de Mg-Zn denge diyagramı görülmektedir.



Şekil 2.12. Mg-Zn denge diyagramı (Zhang, 2000, Schwam et al., 2000).

2.4.3. Mangan

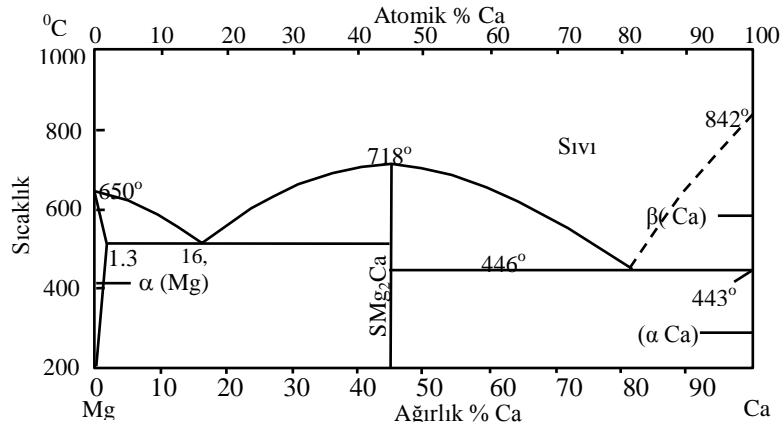
Alaşıma ilave edilen Mn daha çok korozyon direncini artırmak için %0,1-0,5 arasında kullanılır. Mn’in Mg alaşımlarında, korozyon direncine etkisi fazladır. Mn, Mg alaşımlarının sürünme direncini geliştirir ve Fe’in etkisini azalttığı için, korozyonu engeller. Fakat Mg alaşımlarının dayanımında Mn’in etkisi azdır (Schwam et al., 2000). Şekil 2.13’de Mg-Mn denge diyagramına göre Mn, Mg içersinde %3,4’e kadar sıcaklığa bağlı olarak katı eriyik oluşturabilmektedir.



Şekil 2.13. Mg-Mn denge diyagramı (Baker, 1998).

2.4.4. Kalsiyum

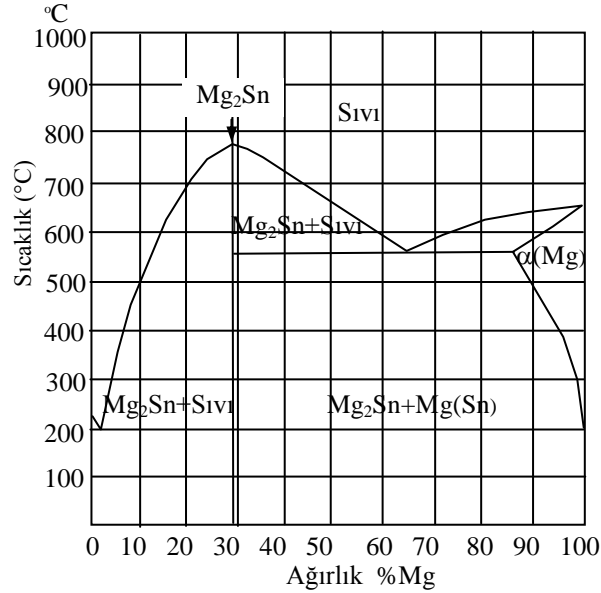
Ca'un, Mg içerisinde maksimum çözünebilirliği 565 °C'de %1.34, 200 °C'de ise yaklaşık %0'dır. İntermetalik bileşim olan Mg_2Ca 'un ergime noktası 715 °C'ye ulaşır (Şekil 2.14). Mg'da Ca sınırlı çözünebilirliği ile katı eriyik sertleşmesine etkisi sınırlıdır. Mg alaşımlarına %1 oranında katılan Ca alaşımın sürünme direncini geliştirmesinin yanı sıra sıcak yırtılmalara karşı olan eğilimi artırır. Ayrıca, az da olsa eriyik metalin oksidasyonunu azaltmaktadır. (Zhang, 2000, Schwam et al., 2000, Vogel, 2002). Şekil 2.14'de Mg-Ca denge diyagramı görülmektedir.



Şekil 2.14. Mg-Ca denge diyagramı (Baker, 1998, Zhang, 2000).

2.4.5. Kalay

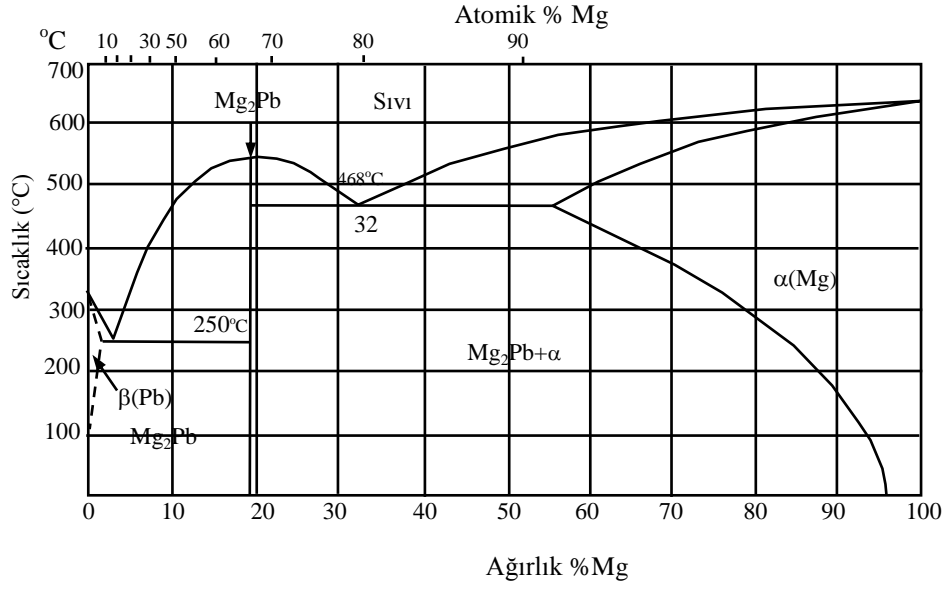
Sn, Mg'dan daha düşük ergime sıcaklığına sahip ve Mg'dan daha az akıcılığı olan bir elementtir (Aizawa and Song, 2006). Mg'a ilave edilen Sn, alaşımın sünekliliğini artırır, sıcak işlem sırasında da alaşımın çatlama eğilimini azalttığı için aynı zamanda alaşımın işlenebilirliğini de artırmaktadır (Chung et al., 2005). Sn içeren alaşımda Mg_2Sn intermetalik faz oluşumu soğuma hızına bağlıdır. Yüksek soğuma hızlarında çubuk tipi Mg_2Sn partiküllerin gözlenmesi Mg matrisi ile birlikte olur (Kang et al., 2007). Şekil 2.15'de Mg-Sn denge diyagramı görülmektedir.



Şekil 2.15. Mg-Sn denge diyagramı (Baker, 1998, Aizawa and Song, 2006).

2.4.6. Kurşun

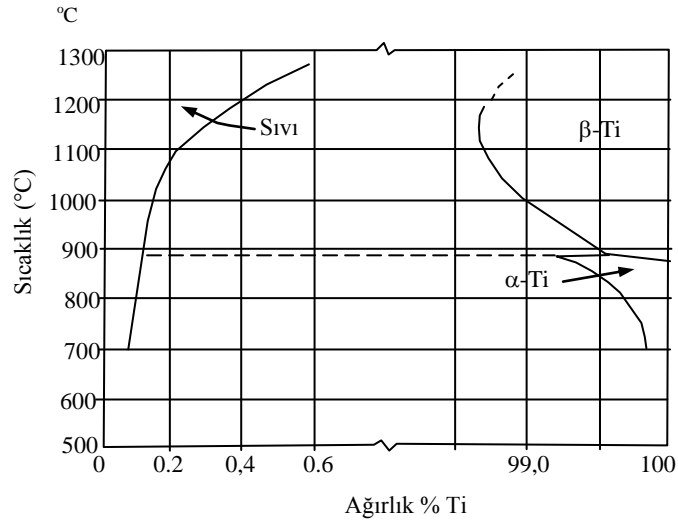
Alaşıma ilave edilen Pb iyi bir çözünürlüğe sahip olduğundan, yüksek sıcaklıklarda (yaklaşık 460 °C) %45'e kadar Pb çözünmekte ve ayrı faz olarak ortaya çıkmamasının yanı sıra $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazını da inceltmektedir (Balasubramani et al., 2007, Ünal 2008). Şekil 2.16'da verilen Mg-Pb denge diyagramı incelendiğinde alaşım sıcaklığı azaldıkça $\alpha+Mg_2Pb$ fazının oluştuğu gözlenmektedir.



Şekil 2.16. Mg-Pb denge diyagramı (Baker, 1998).

2.4.7. Titanyum

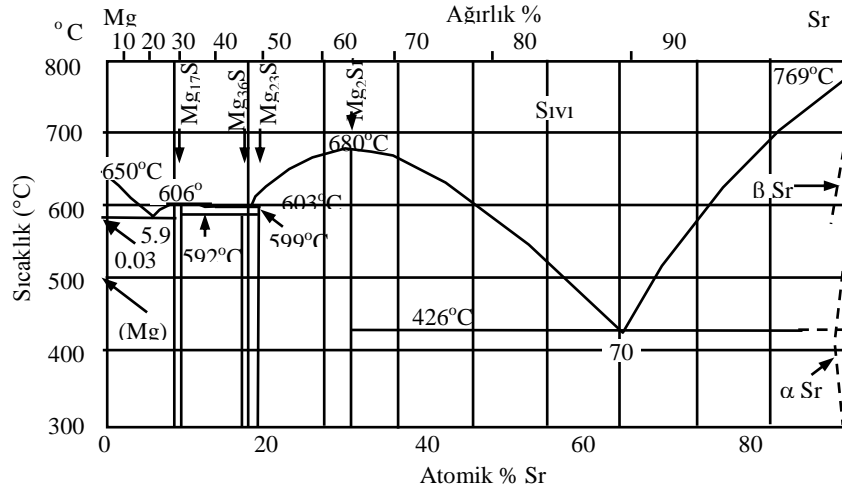
Alaşıma ilave edilen Ti, az da olsa tane inceltici görevi yapar ve Mg içinde çok az çözünürlüğe sahiptir. Hızlı katılaşma ile Mg alaşımları üretilirse Ti'un çözünürlük miktarı artırılabilir (Zhao et al., 2007). Şekil 2.17'de Mg-Ti denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.17. Mg-Ti denge diyagramı (Baker, 1998).

2.4.8. Stronsiyum

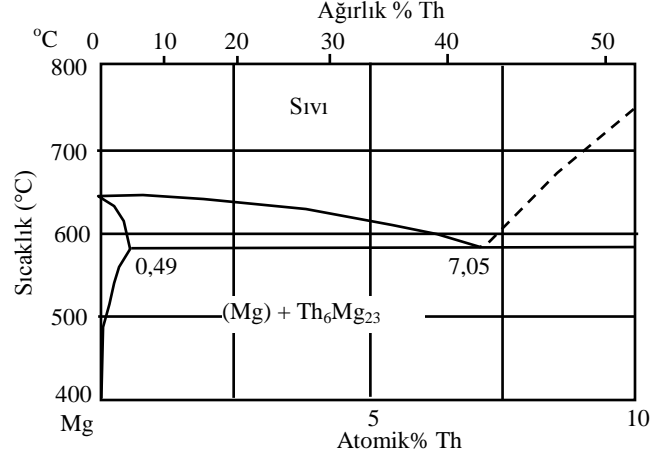
Sr'un mikro gözeneklerin dağılmasında etkisi vardır ve Mg alaşımlarının porozite eğilimini azaltır (Hirai et al., 2005). Mg alaşımına %2 Sr ilavesi ile alaşımın mekanik özellikleri ve korozyona direnci artmaktadır (Fan et al., 2007). Şekil 2.18'de Mg-Sr denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.18. Mg-Sr denge diyagramı (Baker, 1998 and Zhang, 2000).

2.4.9. Toryum

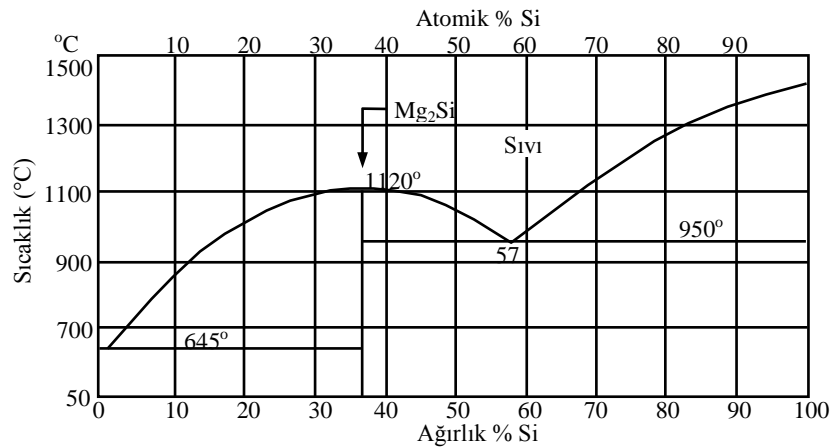
Alaşıma ilave edilen Th, 300°C sıcaklıklara kadar gerilme ve sürünme özelliklerini geliştirir (Kammer, 2006). Dökülebilirliği iyileştirir, mikroporozite eğilimini azaltır ve Zn ile birlikte kullanıldığında kaynak edilebilme kabiliyetini geliştirir (Zhang, 2000). Şekil 2.19'deki Mg-Th denge diyagramından Th yaklaşık %0,49 oranında katı eriyik yaparken, %7,05 değerinde ötektik oluşturduğu görülmektedir.



Şekil 2.19. Mg-Th denge diyagramı (Baker, 1998).

2.4.10. Silisyum

Mg alaşımlarına eklenen Si, alaşımın yüksek sıcaklıklarda dayanımını artırmaktadır. Eğer alaşımda Fe de varsa Si, Mg alaşımlarının korozyona karşı direncini azaltır. (Zhang, 2000 and Vogel, 2002). Si atomları Mg matrisi içerisinde, oda sıcaklığında katı halde Mg₂Si intermetalik fazını oluşturur (Aizawa and Song, 2006). Kuma dökümlerde oluşan Mg₂Si fazı basınçlı dökümlerde oluşana göre yavaş soğumadan dolayı kabadır ve bu da alaşımı kırılğan yapmaktadır (Kima et al., 2005). Şekil 2.20’de Mg-Si denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.20. Mg-Si denge diyagramı (Baker, 1998 and Aizawa and Song, 2006).

2.4.11. Toprak Alkali Elementler (RE)

RE elementleri (Be, Mg, Ca, Sr, Ba, Rd) yüksek ısı dayanımını ve sürünme direncinin artırdığını ve döküm porozitesini azalttığı araştırmalar sonucunda bilinmektedir (Lu et al., 2000, Zhang, 2000, Barber, 2004).

RE elementleri dökülebilirliği iyileştirir ve Mg alaşımlarında mikroporoziteyi azaltır (Kammer, 2006). Oda sıcaklıklarında ve yüksek sıcaklıklarda alaşımda katı eriyik ve çökeltme sertleşmesi yaparlar (Lu et al., 2000). Bu elementler, dayanım özelliklerini iyileştirir ve yükselen sıcaklıklarda alaşımların iyi sürünme dirençleri sayesinde kararlı çökeltileri matriste ve tane sınırlarında dağılır.

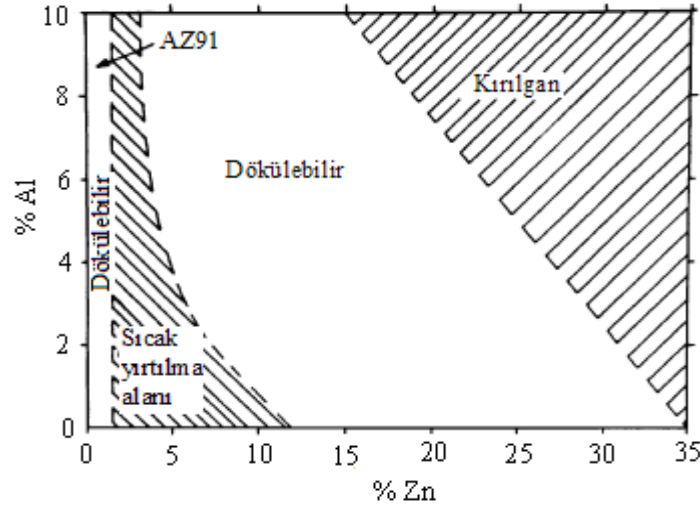
2.5. MAGNEZYUM-ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

Mg-Al alaşımı sistemi kullanılan en yaygın ve en eski döküm alaşımlarıdır. AZ91, AM50 ve AM60 gibi alaşımlar tüm Mg alaşım dökümünün büyük bir bölümünü kapsamaktadır (Zhang, 2000, Barber 2004). Şekil 2.11'de verilen ikili Mg-Al diyagramı incelendiğinde ötektik reaksiyon, bir başka deyişle $Sıvı \rightarrow Mg_{17}Al_{12} + \alpha$ (Mg) dönüşümü, 437 °C gibi düşük bir sıcaklıkta olduğu gözlenmektedir. Bu sıcaklıkta Al'un maksimum çözünebilirliği %12,7 dir. Alaşım %2'den az Al içerdiğinde dökülebilirlik zorlaşır, %2'den fazla Al içerdiğinde ise mikroyapıda $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik bileşiği oluşumundan dolayı kırılma artar. Alaşımdaki Al içeriği %8'in üzerinde olursa $Mg_{17}Al_{12}$ bileşiği tane sınırları boyunca yayılır ve bu yüzden şekillenebilirlik de hızla azalır. (Polmear, 1989, Zhang, 2000, Vogel, 2002 Barber, 2004).

Mg-Al ikili alaşımları oldukça iyi döküm özelliklerine ve mekanik özelliklere sahiptir (Cao and Wessen, 2004). En fazla kullanılan alaşım elementleri Al, Zn, Mn ve Zr dir. RE, Y ve Ca genellikle yüksek sıcaklıklar için kullanılır (Polmear, 1989, Zhang 2000). Mg-Al alaşımları Mn, Zn, RE ve Si gibi ilave elementlerle üçlü ve dörtlü alaşımlar oluştururlar (Beffort and Hausmann, 1999, Barber, 2004).

2.5.1. Magnezyum-Alüminyum-Çinko Alaşımları

Mg-Al-Zn alaşımı, Mg döküm alaşımlarında önemli bir yere sahiptir. 1913 yılında keşfedilen bu alaşım sistemi daha sonra bir çok araştırmacı tarafından geliştirilmiştir (Zhang, 2000, Zhang et al., 2006). Şekil 2.21’de Mg-Al-Zn esaslı döküm alaşımlarının dökülebilirlik aralıkları verilmiştir.



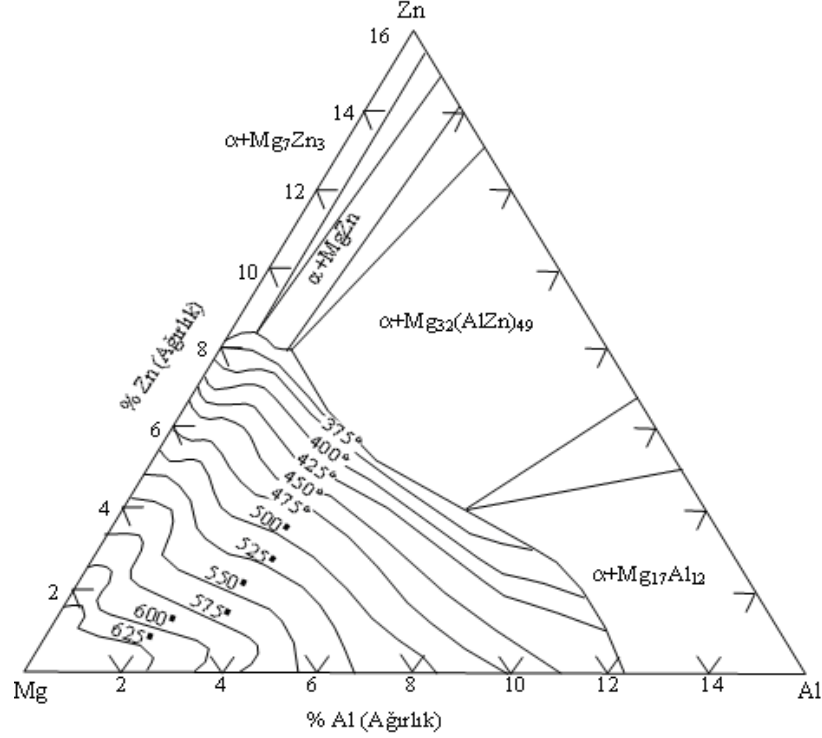
Şekil 2.21. Mg-Al-Zn alaşım sisteminin dökülebilirliğinin şematik resmi (Polmear, 1989, Zhang et al., 1998, Zhang et al., 2006).

Diyagram incelendiğinde dört bölgeden oluştuğu görülmektedir.

- 1) Düşük Zn’den dökülebilir bölge : α (Mg) ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazları vardır ve AZ alaşımı bu bölgededir.
- 2) Sıcak yırtılma bölgesi
- 3) Yüksek Zn’da dökülebilir bölge: Yüksek Zn’lu alaşımın dökülebilirliğini gösterir ve $Mg_{32}(AlZn)_{49}$ intermetalik bileşiği bu bölgededir.
- 4) Kırılgan bölge.

Şekil 2.22’de gösterilen Mg-Al-Zn alaşım sisteminin üçlü faz diyagramında Al’ca zengin bölge incelendiğinde, üç temel metalik faz olduğu görülmektedir. Bunlar; $MgZn$, $Mg_{32}(Al-Zn)_{49}$, ve $Mg_{17}Al_{12}$ ’dir. Bazı durumlarda $Al_2Mg_5Zn_2$ fazı 393 °C’den yüksek sıcaklıklarda ortadan kaybolur. $Mg_{32}(Al-Zn)_{49}$ fazının oluşma sıcaklığı 535

°C'dir. α +MgZn ve α +Mg₁₇Al₁₂ ötektik fazlarının ergime sıcaklıkları sırasıyla 347 °C ve 460 °C'dir (Zhang, 2000, Zhang et al., 1998).



Şekil 2.22. Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı (Zhang et al., 1998, Mordike and Kainer, 1998, Zhang, 2000).

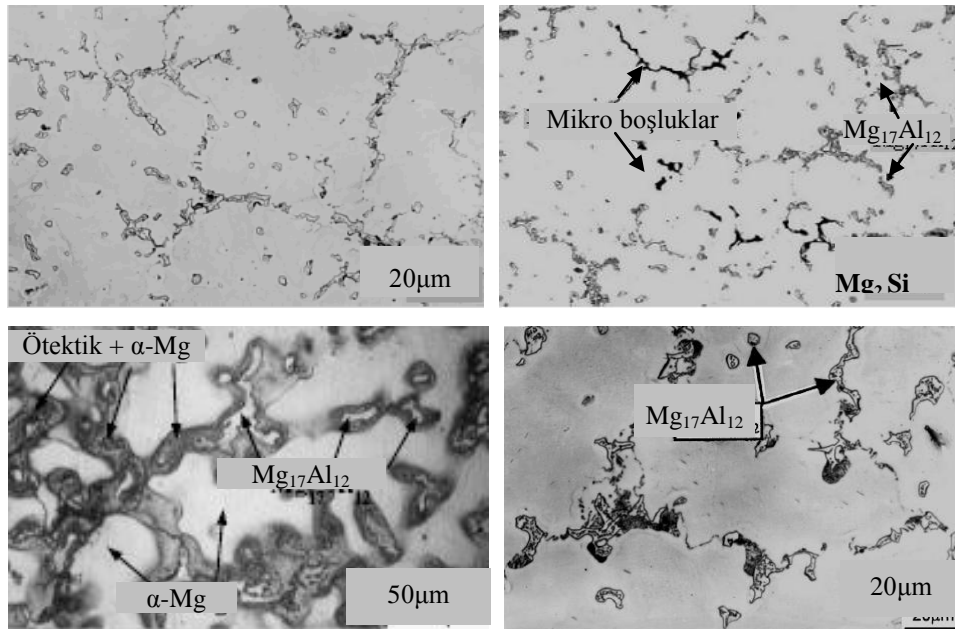
Mg-Al-Zn sisteminde sıvı bölgesindeki en yüksek sıcaklık Al'un ergime sıcaklığı olan 650 °C'dir. Üçlü ötektik reaksiyon sıcaklığı olan 338 °C en düşük sıcaklık noktasıdır. (sıvı \leftrightarrow ϵ +(Mg)+ τ). Bu intermetalik fazlar içinde en yüksek çözünme sıcaklığına sahip iki faz Mg₃₂(AlZn)₄₉ (τ) ve MgZn₂ (η) fazlarıdır ve sıcaklıklarında sırasıyla τ =535 °C ve η =590 °C'dir. (Zhang et al., 1998, Mordike and Kainer, 1998, Zhang, 2000).

2.5.1.1. AZ91 Alaşımı

AZ91 alaşımları iyi döküm ve mekanik özelliği olmasından dolayı en çok kullanılan ticari, yapısal Mg alaşımıdır (Cizek, et al. 2006). AZ91 alaşımı otomotiv endüstrisinde kokil kalıp döküm olarak kullanıldığından son yıllarda incelenmek için ilgi çekmektedir (King, 2006). Alaşımın özelliklerini ve mikroyapılarını geliştirmek

için değişik alaşımlamalar uygulanmaktadır. Örneğin; bu alaşım elementlerinden biri olan Ca'un oksidasyonu azalttığı, sızıntı emniyetini artırdığı, sıcak uygulamalara (130 -150 °C) olan yeteneği artırdığı fakat %0,2 den fazla olduğu zaman, alaşımı kırılganlaştırdığı ve sıcak yırtılma eğilimini artırdığı gözlenmiştir (Zhang, 2000, Qudong et al. 2001). Bununla birlikte AZ91 için en iyi sürünme direncinin oda sıcaklığında gerçekleştiği rapor edilmiştir (Zhang, 2000).

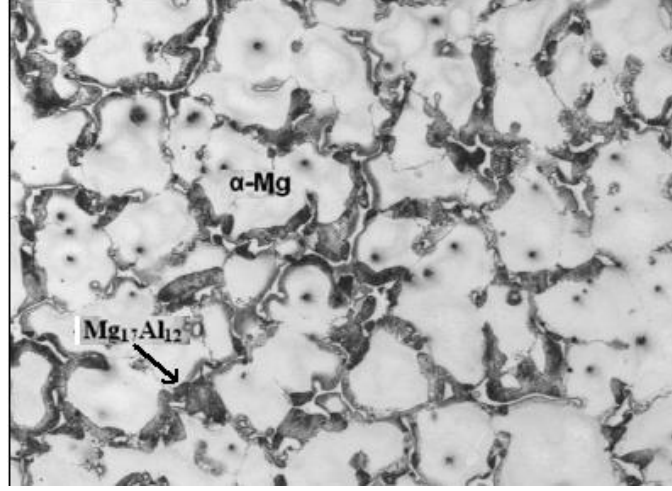
Mg-Al alaşımlarında Zn/Al oranı 1/3 oranını aştığında mikroyapıda üçlü Mg-Al-Zn fazı görülür (Mordike and Kainer, 1998). Böylece faz oluşumu ve alaşımın denge katılma karakteristikleri ikili Mg-Al faz diyagramı ile anlaşılabilir (Şekil 2.11). AZ91'in dengeli katılması, birincil Mg olan α (Mg) katı eriyik çekirdeklenmesi ile yaklaşık 600 °C'de başlar. Bu çekirdekler büyür ve katılma 470 °C'de son bulur (Barber, 2004 and Zhang, 2000). α (Mg) ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazından oluşmuş ayrık bir ötektik oluşumu mikroyapıda görülür. Böylece denge dışı AZ91'in mikroyapısı α (Mg) ve bir intermetalik faz olan $Mg_{17}Al_{12}$ 'den oluştuğu anlaşılır. Şekil 2.23'de AZ91 alaşımının mikroyapıları görülmektedir.



Şekil 2.23. AZ91 alaşımının mikroyapısı (Qudong et al., 1999, Lin et al., 2007).

Normal dökülen AZ91'deki tane sınırları baskın bir şekilde $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazı ile çevrili olduğu için ısıtma işlemi sonucu tane sınırları kolayca görülmektedir

(Kang et al., 2007). Şekil 2.24’de AZ91 numunelerinin mikroyapıda tanelerinin resmi görülmektedir.



Şekil 2.24. AZ91 alaşımının mikroyapıda tane görünüşü (Cizek et al., 2007).

Kokil kalıba döküm numunelerinin kaba tane boyutu, basınçlı dökümün yaklaşık olarak 10 katı kadardır. Bu hızlı katılaşma hızlı soğumadan dolayı olur ve ergiyik birçok çekirdeklenme oluşturur. Ayrıca tane artışı, kalıp dolumu sırasında ince tanelerin oluşumuna katkıda bulunur. Enjekte edilmiş ergiyiğin yüksek hızı ergiyikte türbülans oluşturur. Bu türbülans, kalıp yüzeyinde henüz çekirdeklenmemiş dendritlerin kırılmasına neden olur ve sonunda tane sayısı artmaktadır. Bundan başka, kalıp boşluğu bazı döküm teknikleri ile hızlı bir şekilde doldurulduğu zaman oluşan damlacıklar yeni çekirdeklenme yüzeyleri oluşturabilmektedirler (Zhang, 2000).

2.5.2. Magnezyum-Alüminyum-Toprak Elementleri Alaşımları

RE'nin %1'den fazla eklenmesiyle, Mg- Al esaslı alaşımların sürünme dirençlerinde iyileşme olduğu görülmüştür (Kima, 2005). Belli başlı toprak alkali elementler RE, kararlı Mg₁₂RE intermetalik bileşiği oluşturduğundan; hem oda sıcaklığında hem de yüksek sıcaklıklarda kararlıdır ve düzenli bir matris yapısına sahiptirler. Artan Al içeriği ile birlikte dökülebilirliğin yükselmesine rağmen, RE'nin sürünme

dirençlerindeki etkisi, bir dereceye kadar Al ilavesini sınırlı kılar (Zhang, 2000). RE miktarı arttıkça sıcak yırtılma eğilimi azalmaktadır (Weichao et al., 2006).

2.6. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM YÖNTEMLERİ

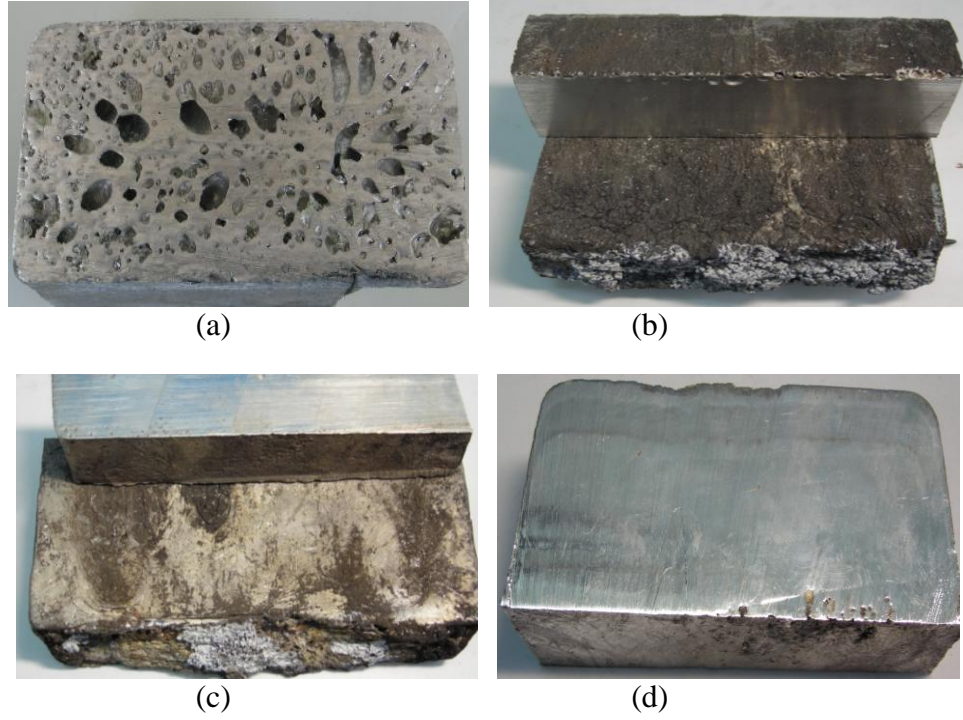
Al alaşımları 2-2,5 mm kesit kalınlıklarına kadar dökülebilirken Mg alaşımları 1-1,5 mm kesit kalınlığına kadar dökülebilen bir metaldir (Li, 2005). Mg alaşımlarının dökülmesindeki ana problem, oksitlenme ve yanma kaybıdır. Havacılıkta kullanılan Mg esaslı parçaların büyük oranının döküm yoluyla üretildiği göz önüne alınırsa parça üretiminde döküm problemlerinin çözümü ana öncelikler arasında yer almaktadır (Zhang, 2000, Barber, 2004, Ünal, 2008).

Mg alaşımları önlem alınmadığı takdirde kolayca oksitlenebilir. Ergimiş Mg alaşımları Al'den farklı davranış gösterir. Ergiyik üzerinde oksijen geçirgen ince bir film oluşturur ve oksitlenme artar. Bu oluşum oksijenin içeriye girmesini ve oksit tabakası altında yanmanın oluşmasına sebep olur. Oksitlenmenin önlenmesi için ergimiş metalin korunmasında ve dökümünde koruyucu gazlar kullanılır (Ünal, 2008). Mg alaşımının ergitimin de ve dökümünde koruyucu olarak kullanılan gazların (Ar, SF₆, N ve HFC-134a) etkileri araştırmacıların ilgisini çekmektedir (Ha and Kim, 2006, Ünal, 2008). Döküm malzemesi içindeki curuf kalıntıları korozyon dayanımını düşürmektedir. Günümüzde SF₆ içeren gaz karışımları sıvı Mg'yi korumak için daha sık kullanılmaktadır. Şekil 2.25'de Mg alaşımlarında döküm yapılırken atmosfer ortamı ve SF₆ gazı kullanımı görülmektedir.



Şekil 2.25. Mg alaşımı dökümlerinde gaz kullanımı a) Atmosfer ortamı, b) SF₆ (Hillis, 2002).

SF₆ %5'in üstündeki konsantrasyonlarda kullanıldığında Mg için çok iyi bir koruyucu olmakta, ancak çelik kalıplarla ve pota ile reaksiyona girmektedir (Cashion et al., 2000). Mg alaşımlarına çok az miktarda Be ilavesi alaşımların yanmasını engelleyici etkisi vardır (Xiaoqin et al., 2001). Alaşımların ergitilmesinde özel olarak tasarlanmış, hazırlanmış ergitme ocakları kullanılmaktadır. Bu ocaklarda Mg alaşımları atmosfer ortamından tamamen uzak ve koruyucu gaz altında ergitmeler yapılmıştır. (Ha and Kim, 2006). Şekil 2.26'da Mg alaşımlarının dökümünde ocakta ve kalıpta en uygun gaz ortamının seçilmesi için yapılan çalışmalar görülmektedir (Ünal, 2008).



Şekil 2.26. Mg alaşımı dökümlerinde ocakta ve kalıpta gaz kullanımını a) Ocak ve Kalıp atmosferi: CO₂+%0,8 SF₆, b) Ocak: Argon, Kalıp: Atmosferik Ortam, c) Ocak: Argon, Kalıp: Argon, d) Ocak: Argon, Kalıp atmosferi: CO₂+%0,8 SF₆ (Ünal, 2008).

Şekil 2.26'da görüldüğü üzere ocak ve kalıp içerisine ergitme esnasında CO₂+%0,8 SF₆ uygulaması sonucunda döküm parçada gözenekli yapı oluşmuştur. Ocak atmosferinde argon gazı kullanılarak Şekil 2.26-a'daki gözenekli yapı giderilmiş fakat sıvı metalin dökümü sırasında hava ile teması sonucu oksitli bir döküm parça elde edilmiştir (Şekil 2.26-b). Şekil 2.26-c'de görüldüğü üzere, ocak ve kalıp

atmosferinde Ar gazı kullanılarak sıvı metalin döküm sırasında hava ile teması kesilmiş ve oksitlenme azaltılmıştır. Ocak atmosferi olarak Ar gazı, kalıp atmosferinde ise CO₂+%0,8 SF₆ gaz karışımı kullanılarak yapılan döküm parça yüzeyinin gözeneksiz ve daha temiz, dış yüzeyde oksitlenmenin en az olduğu döküm parça elde edilmiştir (Şekil 2.26-d). Dolayısıyla, Mg alaşımlarının dökümü için ocak atmosferi olarak Ar gazı, kalıp atmosferi olarak ise CO₂+%0,8 SF₆ gaz karışımının en uygun gaz ortamları olduğu belirlenmiştir (Ünal, 2008).

Mg döküm teknikleri 4 grupta toplanır (Zeytin, 1999, Zhang, 2000 and Barber, 2004).

- 1) Kokil kalıba döküm
- 2) Kum kalıba döküm
- 3) Basınçlı döküm
- 4) Yarı-katı döküm

Döküm süreçlerinden birinin seçimi diğer döküm malzemelerine benzer bir şekilde büyüklük, gerekli tolerans ve üretim miktarına göre belirlenir. Son yıllarda basınçlı döküm alaşımlarının kullanımı hızla yükselmektedir (Looze et al., 2005).

2.6.1. Kokil Kalıba Döküm

Kokil kalıp döküm, iki ya da daha fazla parçadan oluşan metal kalıba döküm teknolojisidir. Aynı şekilli birçok parçanın dökümü hızlı bir şekilde yapılabilmektedir. Sıvı metal yer çekimi etkisiyle kalıba girer. Kokil döküm özellikle yüksek yoğunluklu parça üretimi için uygundur. Kum dökümle kıyaslandığında kokil kalıp dökümünün üstünlüğü; boyutsal toleransları ve yüzey kalitesi sayesinde, daha uniform döküm parçaların üretiminin sağlanmasıdır (Zhang, 2000). Döküm işleminin süresinin uzaması ile ergimiş metal, kalıba keskin bir hava burgacı ve sıçrama ile girer. Ergimiş metalin uzun sürede düşmesini önlemek amacıyla eğik döküm makinesi, üretimde sıklıkla kullanılmaktadır (West and Gribach, 1988, Zhang, 2000).

AZ tipi alaşımlar kokil döküm yöntemiyle üretilen alaşımlardır. Bu yöntemde Mg alaşımları Al alaşımlarından çok daha hızlı dökülür. Al alaşımlarına göre kalıp ömrü daha uzundur. Çünkü Mg'da kalıp yüzeyine yapışma riski daha az Al'da ise daha fazladır. Doğru bir biçimde kullanıldığında ve korunduğunda, koruyucu kaplama yöntemleri ile de kalıp ömrü daha da çok artırılabilir. Mg alaşımının farklı fiziksel ve kimyasal özellikleri Al ile karşılaştırıldığında farklı pota malzemeleri kullanılır. Ergimiş Mg, ergimiş Al'da olduğu gibi Fe ile reaksiyona girmez. Bu nedenle Mg ve alaşımları Fe ve çelik potalarda ergitilebilir ve tutulabilir (Looze et al., 2005).

2.6.2. Kum Kalıba Döküm

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

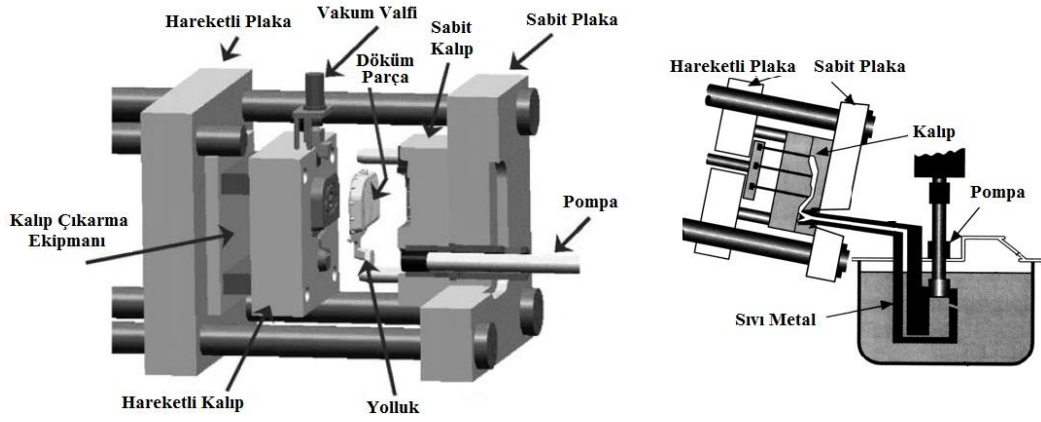
Mg-Al ve Mg-Al-Zn alaşımları genelde kolay dökülmelerine rağmen, belli durumda sınırlılıkları vardır. Kum kalıba döküldüklerinde mikro çekme gösterirler ve 95 °C'nin üzerindeki sıcaklıklardaki uygulamalar için uygun olmadığı gözlenmiştir (King, 2006). EZ33A alaşımında kuma dökümler çok iyi dayanım gösterirler (Looze et al., 2005).

2.6.3. Basınçlı Döküm

Magnezyum alaşımları genellikle yerçekimi veya basınçlı döküm ile üretilirler. Basınçlı döküm, yüksek üretilebilirlik, yüksek hassasiyet, temiz döküm yüzeyi, ince kesitli ve kompleks şekilli parçaların üretimi gibi avantajlar sağlamaktadır. Bu döküm yöntemi ile düşük ergime sıcaklığı ve ısı kapasitesi ile sıvı metalin demirle reaksiyon göstermemesi (kalıba yapışmama özelliği) nedeniyle kısa döküm döngüleri ve daha uzun kalıp ömürleri sağlanmaktadır (Blawert, 2004). Basınçlı dökümün soğuk kamaralı ve sıcak kamaralı olmak üzere iki ana işlemi vardır. Sıcak kamaralı

işlemede düşük ergime noktalı malzemeler kullanılır. Sıcak kamaralı işlemede hidrolik sistemde sıvı metalin transferi sırasında ergimiş metaldeki türbülans, ısı kaybı ve oksitlenmeye yol açar. Bu işlemede metalin kalıp içerisine enjeksiyon yoluyla ilerlemesi sağlanır.

Magnezyum alaşımlarının döküm yöntemlerinden düşük basınçlı döküm tekniğinde tamamen kapalı sistemde kaliteli temiz alaşım üretimi sağlanır. Şekil 2.27’de soğuk ve sıcak kamaralı basınçlı döküm sisteminin şematik resmi görülmektedir.



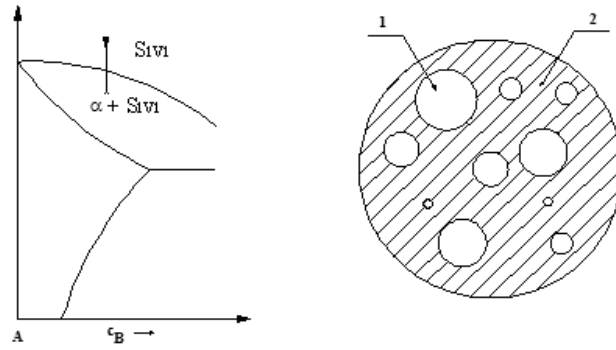
a) Soğuk Kamaralı Basınçlı Döküm

b) Sıcak Kamaralı Basınçlı Döküm

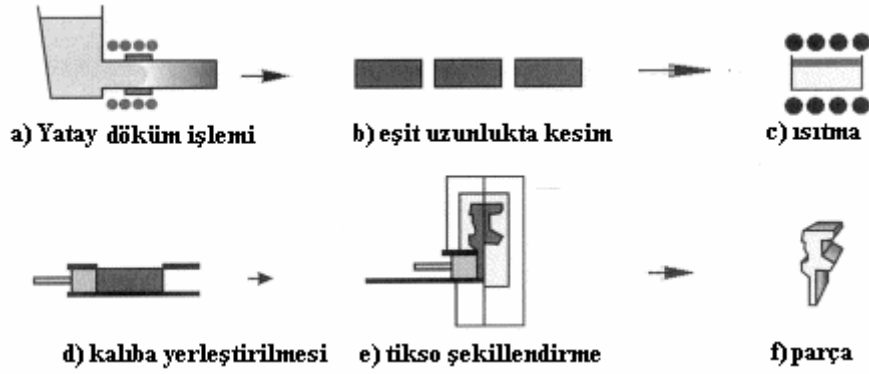
Şekil 2.27. Mg alaşımlarında kullanılan basınçlı döküm makineleri (Brungs and Mertz 2006).

2.6.4. Yarı Katı Döküm Yöntemi

Mg alaşımlarının kullanımı, esas olarak döküm teknolojisine ve yarı-katı şekillendirmeye bağlıdır. Otomobil üreticileri, otomotiv saclarının yapımında çelik ve Al yerine yarı-katı üretilmiş Mg alaşımlarının uygunluğu üzerine çalışmalar yapmaktadır (Watari et al., 2004). Alaşım sıvı durumdan soğutulur ve sıvı-katı sıcaklıkları arasındaki bir sıcaklıkta tutularak bir karıştırma hareketi uygulanırsa, normal dendritik büyüme durdurulur ve burada kaba, küresel, farklı dendrit parçacıkları oluşur. Şekil 2.28’de yarı-katı durum şematik olarak, Şekil 2.29’de yarı-katı döküm yöntemi gösterilmiştir.



Şekil 2.28. Yarı-katı sıcaklık ve durumu 1) katı, 2) sıvı (Watarai et al., 2004).



Şekil 2.29. Yarı-katı döküm yöntemi (Mordike and Ebert, 2001).

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

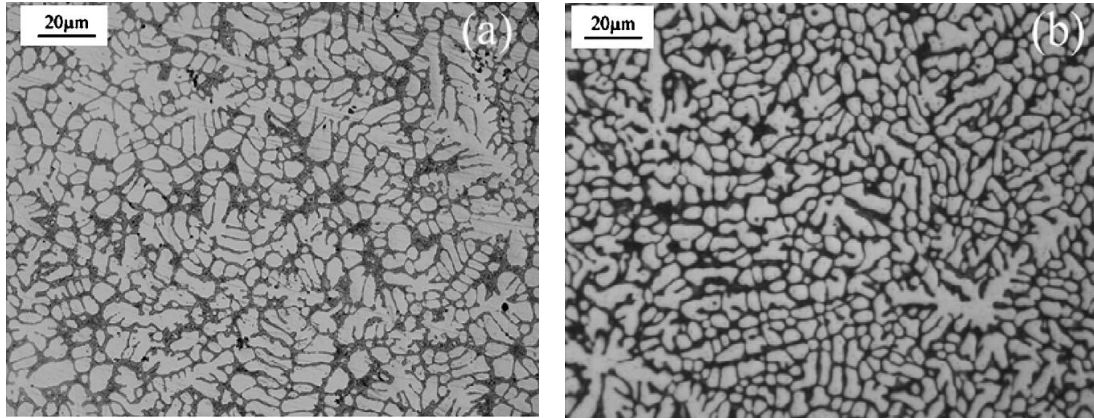
2.7. SOĞUMA HIZININ MAGNEZYUM ALAŞIMLARINA ETKİLERİ

Soğuma hızı magnezyum alaşımları için belirleyici bir özelliktir. Özellikle hızlı soğutulmuş bir Mg alaşımı ile yavaş soğutulmuş bir Mg alaşımı arasında mikroyapı ve mekanik özellikler bakımından önemli farklar görülür. Bu çalışma, Mg-Zn-Ce-Ag alaşımlarının klasik döküm ve hızlı soğuma arasındaki mekanik özellikleri ve

mikroyapı farklılıklarını sunmaktadır. Hızlı katılaştırılmış alaşımların mekanik özelliklerinin arttığı deneysel sonuçlar ile gözlenmiştir. Tanecikler inceltmiş ve homojen dağılmış $Mg_{12}Ce$ fazı elde edilmiştir. Yüksek soğuma hızı mikroyapıyı inceltmiş ve ötektik fazın morfolojisini değiştirmiştir. Hızlı soğutulmuş alaşımların mekanik özellikleri yüksek ve değişken olarak gözlenmiştir. Mikroporozite, magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerinin etkisini indirgeyecek düzeyde belirlenmiştir (Cai et al., 2007).

2.7.1. Soğuma Hızının Mikroyapıya Etkileri

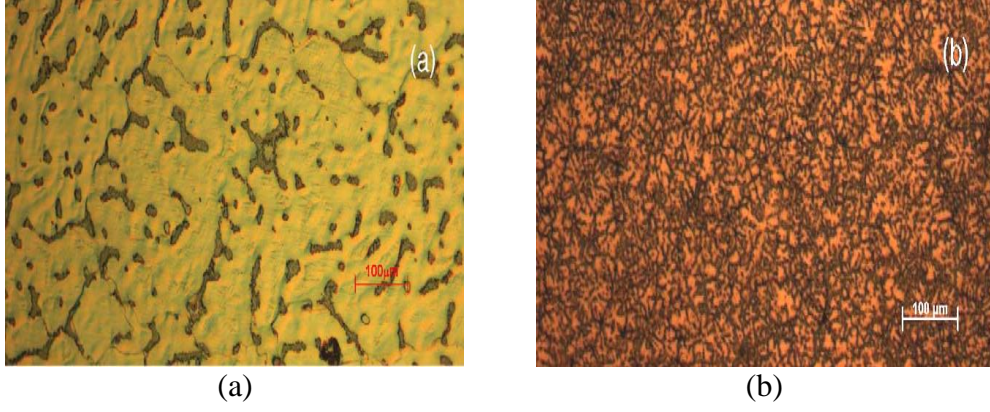
Magnezyum alaşımlarının hızlı soğutma yöntemiyle mikroyapısının geliştirilmesinin sonucunda dayanımı artmış, işlenebilirliği ve korozyon direnci gelişmiştir (Zhou et al., 2009). Şekil 2.30'da farklı şekilde üretilen alaşımların mikroyapıları gösterilmiştir.



Şekil 2.30. Alaşımların mikroyapıları. a) Klasik dökme yöntemi, b) Hızlı katılaştırma yöntemi ile üretilmiştir (Cai et al., 2007).

Şekil 2.30'da görüldüğü gibi hızlı katılaştırma yöntemi ile elde edilen alaşımların mikroyapıları daha ince taneli bir yapı oluşturmuştur. Klasik yöntemle elde edilen alaşımların mikroyapıları daha iri taneli olarak görülmektedir (Cai et al., 2007).

Şekil 2.31'de AZ91HP alaşımı klasik döküm ve hızlı soğutma yöntemi gösterilmiştir.



Şekil.2.31. AZ91 alaşımı. a) Klasik döküm, b) Hızlı soğutma yöntemi

β -Mg₁₇Al₁₂ morfolojisi AZ91 alaşımının hızlı katılaştırma yönteminde klasik döküm yöntemine göre daha iyi ve daha homojen dağılmış tanecikler elde edilmiştir. Ayrıca, hızlı katılaştırma mikroyapıyı inceltmiştir (Cai et al., 2006).

2.7.2. Soğuma Hızının Mekanik Özelliklere Etkisi

Hızlı soğutulmuş alaşımların mekanik özellikleri yüksek ve değişken olarak gözlenmiştir. Mg-Zn-Ce-Ag alaşımlarının hızlı katılaşması üzerine çalışmalar yapılmaktadır. Sonuçlar, yüksek soğuma hızlarının magnezyum alaşımlarının hem mikroyapı hem de mekanik özellikleri üzerinde güçlü bir etkisi olduğunu göstermiştir. Hızlı katılaştırılmış 4 mm'lik çapa sahip Mg-Zn-Ce-Ag alaşımları bakır dökme kalıbı ile elde edilmiştir. Hızlı katılaştırma mikroyapıyı inceltmiştir (Cai et al., 2007).

Mg-Zn alaşımları yapısında oluşturulan MgZn, MgZn₂, Mg₂Zn₃ gibi yarı kararlı fazlar yoluyla korozyon direnci ve dayanımı yeterli en fazla gelecek vaat eden alaşım türüdür (Maeng et al., 2000).

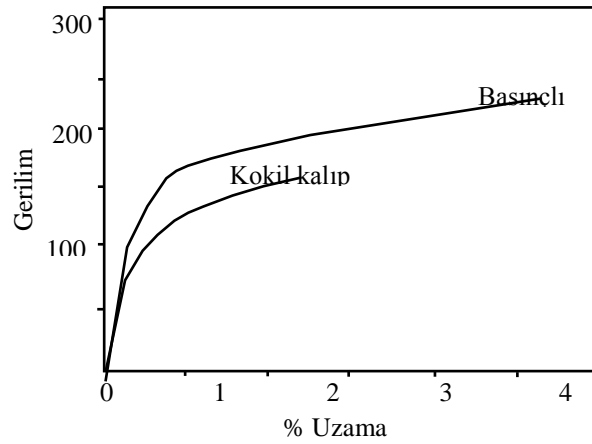
2.8. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ MEKANİK ÖZELLİKLERİ

Magnezyum alaşımlarının da döküm yöntemine göre oluşan mekanik özellikleri Çizelge 2.5'de verilmiştir (Bolstad, 2000, Lebeau and Maffia, 2002, Aghion and Bronfin, 2005).

Çizelge 2.5. AZ91 alaşımının döküm yöntemine göre mekanik özellikleri.

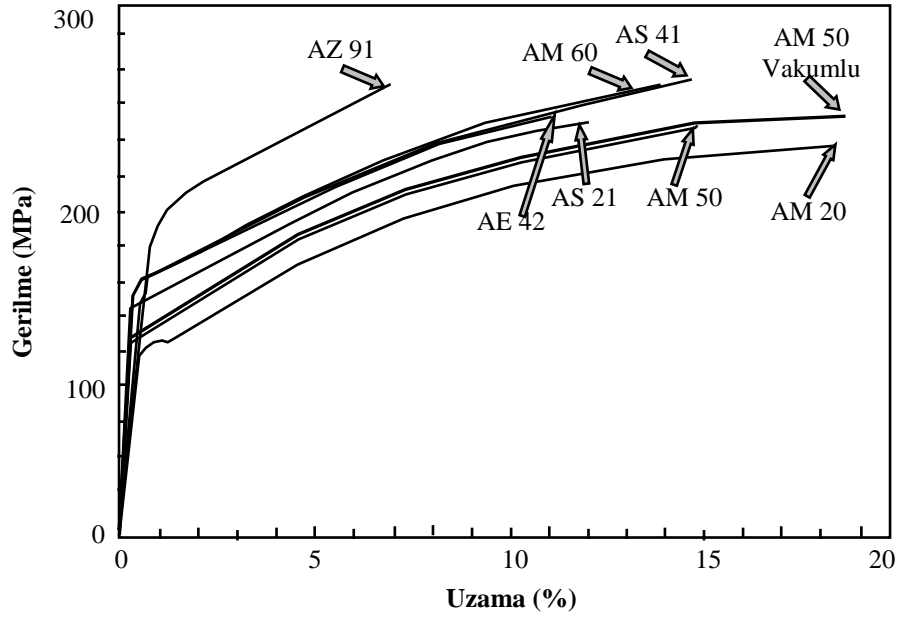
Özellik	Basınçlı döküm	Kokil döküm	Kum döküm	Yarı-katı döküm
Max. Gerilme Day (MPa)	212–230	145	125	234
Akma Dayanımı (MPa)	140–159	87	95	158
Uzama (%)	3,0– 5,6	2.6	3	6
Elastik Modül (GPa)	45	45	45	-
Brinell Sertlik (BSD)	70	69	63	75
Darbe Dayanımı (J)	6	4	-	4

Mekanik özelliklerden genellikle, akma ve çekme dayanımı, uzama ve elastikiyet gibi bilgiler malzemelerin özelliklerinin belirlenmesinde önemlidir. Çizelge 2.5’de basınçlı dökümle ve yarı-katı dökümle üretilen AZ91 alaşımının; çekme dayanımı, akma dayanımı ve uzama değerlerinin, kokil ve kum döküme göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Şekil 2.32’de kokil kalıp döküm ve basınçlı döküm için tipik bir gerilme-gerinim test eğrileri verilmiştir. Bu verilen iki eğri, sınırlı bir elastik deformasyonu göstermektedir. Özellikle eğri, kokil döküm numuneleri için uygundur (Zhang, 2000).



Şekil 2.32. AZ91’in basınçlı ve kokil dökümünün gerilim-uzama diyagramı (Zhang, 2000).

Genellikle, Mg alaşımları belli bir akma göstermezler ve akma dayanımları bazen %0,2 uzamaya karşı gelen dayanım olarak alınır. Mg alaşımlarında tane boyutunun küçülmesiyle akma dayanımı artmaktadır (Bowles and Cacaress, 1983). Bazı Mg basınçlı döküm alaşımlarının gerilim-uzama diyagramı Şekil 2.33’de gösterilmiştir.



Şekil 2.33. Mg alaşımlarının gerilim-uzama eğrileri (basınçlı döküm) (Mordike and Kainer, 1998, Zhang, 2000, Bolstad, 2000).

2.9. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ SOĞUMA HIZLARIYLA İLGİLİ ÇALIŞMALAR

Mg-Zn-Ce-Ag alaşımlarının klasik döküm ve hızlı katılaşma arasındaki mekanik özellikleri ve mikroyapı farklılıklarını (Cai et al., 2007), yaptıkları çalışmada sunmaktadır. Hızlı katılaştırılmış alaşımların mekanik özelliklerinin arttığı deneysel sonuçlar ile gözlenmiştir. Tanecikler inceltmiş ve homojen dağılmış Mg₁₂Ce fazı elde edilmiştir. Yüksek soğuma hızı mikroyapıyı inceltmiş ve ötektik fazın morfolojisini değiştirmiştir. Hızlı soğutulmuş alaşımların mekanik özellikleri yüksek ve değişken olarak gözlenmiştir. Mikroporozite, magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerinin etkisini indirgeyecek düzeyde belirlenmiştir.

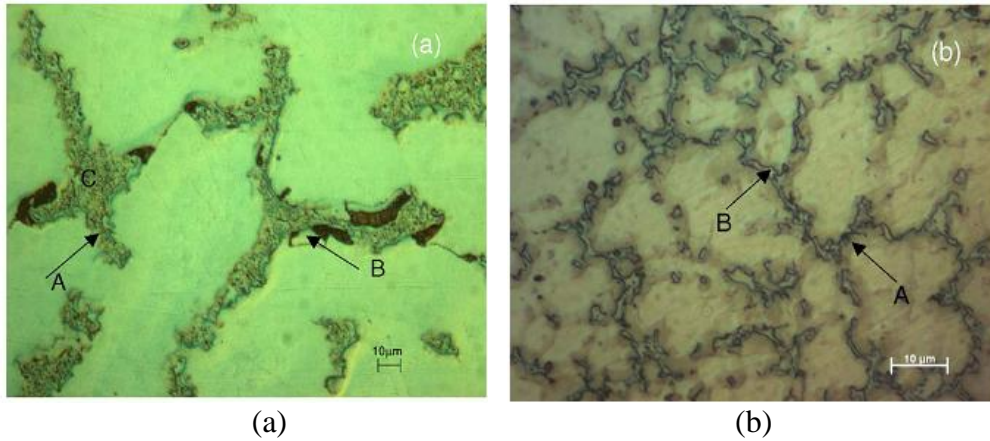
Son çalışmalar, Mg-Zn-Ce-Ag alaşımlarının hızlı katılaşması üzerine yapılmaktadır. Sonuçlar, yüksek soğuma hızlarının magnezyum alaşımlarının hem mikroyapı hem de mekanik özellikleri üzerinde güçlü bir etkisi olduğunu göstermiştir.

Hızlı katılaştırılmış 4 mm'lik çapa sahip Mg-Zn-Ce-Ag alaşımları bakır dökme kalıbı ile elde edilmiştir. Hızlı katılaşma mikroyapıyı inceltmiştir. Dendritler kırılmış ve birincil α -Mg için çekirdek bölgeleri artırılmıştır.

Hızlı katılaştırma yöntemi ile elde edilen alaşımların mikroyapıları daha ince taneli bir yapı oluşturmuştur. Klasik yöntemle elde edilen alaşımların mikroyapıları daha iri taneli olarak görülmektedir (Cai et al., 2007).

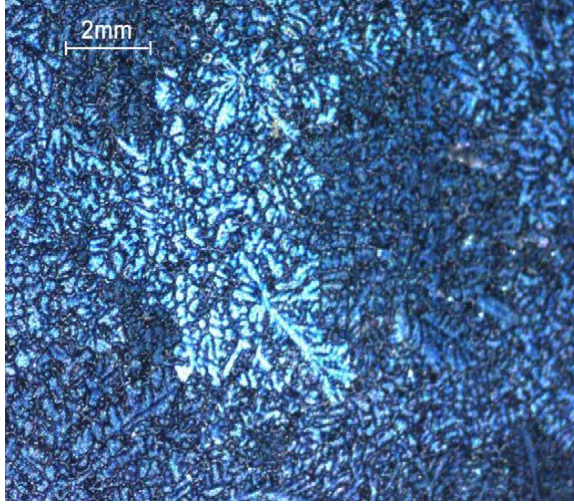
AZ91HP alaşımlarının klasik döküm ve hızlı soğutma tekniği arasındaki mikroyapı farklılıklarını (Cai et al., 2006), yaptıkları çalışmada ortaya koymaktadır. Deneysel sonuçlar, hızlı katılaştırmanın mikroyapı morfolojisini değiştirdiğini göstermiştir. Tanecik boyutu incelmış ve homojen olarak dağılmış β -Mg₁₇Al₁₂ fazı elde edilmiştir. Yüksek soğuma hızları α -Mg çekirdek bölgelerini sıklaştırmıştır. Mikroporozitenin azaltılması bakır kalıp uygulamaları ve tanecik inceltmesine dayandırılmalıdır. β -Mg₁₇Al₁₂ morfolojisi AZ91HP alaşımının hızlı katılaştırma yönteminde klasik döküm yöntemine göre daha iyi ve daha homojen dağılmış tanecikler elde edilmiştir. Ayrıca, hızlı katılaştırma mikroyapıyı inceltmiştir.

Şekil 2.34'de klasik döküm alaşımı ve hızlı soğutulmuş döküm alaşımı mikroyapı görüntüsü gösterilmiştir.



Şekil 2.34. AZ91HP döküm alaşımı mikroyapı fotoğrafları a) Klasik döküm alaşımı, b) Hızlı soğutulmuş (Cai et al., 2006).

Optik mikroskopta görüntülenmiş a) Klasik döküm alaşımı b) Hızlı soğutulmuş döküm alaşımı (gliserol nitrik asit ile dağlanmış) A bölgesi ayrık ötektiklerdeki yüksek Al içeren Mg çözeltisi. B bölgesi- ötektik ayrımındaki Mg₁₇Al₁₂ dir. C bölgesi birinci Mg den çökelmiş ikincil Mg₁₇Al₁₂ dir (Cai et al., 2006). AZ91HP alaşımının klasik döküm makro yapısı. Şekil 2.35'de gösterilmektedir.



Şekil 2.35. AZ91HP alaşımının klasik döküm makro yapısı (Cai et al., 2006).

Al-Zn-Mg-alaşımının farklı su verme hızlarından sonuçlanan mikroyapı prespitasyonunun karakterizasyonu hakkında Deschamps et al. (2008), yaptıkları çalışmada detay sunmaktadır. Bu çalışma, transmisyon elektron mikroskobu (TEM) kullanılarak yürütülmüştür. 5-200 °C/dk. Hız aralığı için katı heterojen çökeltme gözlenmiştir (Deschamps et al., 2008).

Mg alaşımları sahip oldukları düşük yoğunluklarından dolayı havacılık ve otomotiv sanayinde çok büyük bir uygulama potansiyeline sahiptir. Mg alaşımlarının, hızlı soğutma yöntemiyle mikroyapısı geliştirildiğinde, dayanımı, işlenebilirliği ve korozyon direnci geliştirilir (T. Zhou et al., 2009). Mg-Zn alaşımları yapısında oluşturulan Mg-Zn, MgZn₂ ve Mg₂Zn₃ gibi yarı kararlı fazlar yoluyla korozyon direnci ve dayanımı yeterli seviyeye getirilmesiyle en fazla gelecek vaat eden alaşım türüdür (Maeng et al., 2000).

BÖLÜM 3

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. MALZEME

AZ91 magnezyum alaşımının hazırlanmasında %99,8 saflıkta Mg ve Al kullanılmıştır. AZ91 alaşımına (Bi ve Sb) ilavesi ile ön alaşım gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan ön alaşımlardan ikinci bir ergitme ile deney numunelerinin dökümü yapılmıştır. Çizelge 3.1’de deneylerde kullanılan alaşımların analizleri görülmektedir.

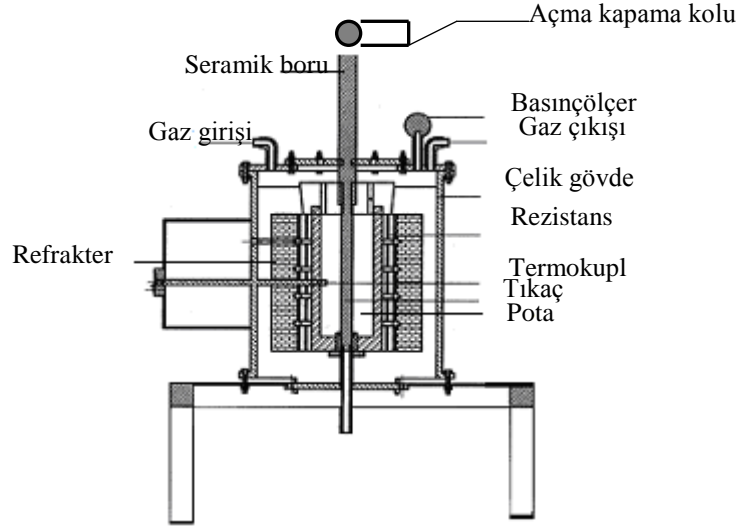
Çizelge 3.1. Deneylerde kullanılan alaşımların analizleri.

Bileşim	% Element miktarları						
	Al	Zn	Mn	Bi	Sb	Diğer	Mg
AZ91	9,11	0,76	0,16	-	-	0,021	Kalan
AZ91+%0,2 Bi	9,20	0,75	0,18	0,21	-	0,018	Kalan
AZ91+%0,5 Bi	9,25	0,77	0,19	0,53	-	0,018	Kalan
AZ91+%1 Bi	9,17	0,71	0,17	1,03	-	0,011	Kalan
AZ91+%0,2 Sb	9,21	0,76	0,18	-	0,19	0,017	Kalan
AZ91+%0,5 Sb	9,18	0,74	0,17	-	0,51	0,015	Kalan
AZ91+%1 Sb	9,15	0,69	0,19	-	1,02	0,0012	Kalan

3.2. ATMOSFER KONTROLLÜ ERGİTME ÜNİTESİ

Ergitme ocağı, dış gövdesi 340 mm çapında çelik malzemedendir yapılmış ve iç kısmı refrakter tuğla ile kaplanmıştır. Çelik gövde ile tuğla arasına ısı yalıtımı için dolgu malzemesi kullanılmıştır. Ocak içi sıcaklığını ölçmek için termokupl yerleştirilmiştir. Ocak üst kapağına sıvı conta kullanılmış ve cıvatalarla sıkıştırılarak sızdırmazlık

sağlanmıştır. Atmosfer kontrollü bir ocak ortamı sağlanmıştır. Mg alaşımlarının ergitilmesinde ve dökümünde Şekil 3.1’de gösterilen elektrikli direnç ocağı kullanılmıştır.



Şekil 3.1. Atmosfer kontrollü ergitme ünitesi kesit şekli.

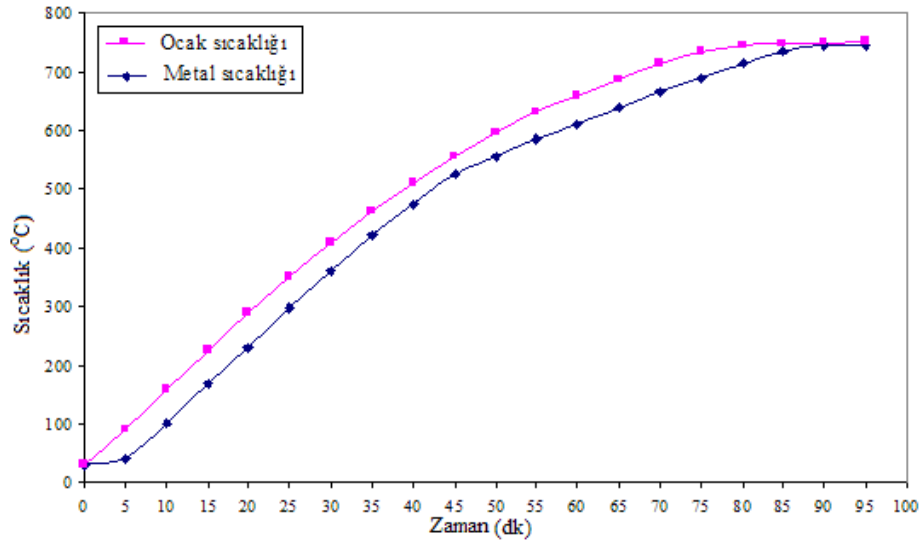
3.3. ERGİTME VE ALAŞIMLAMA PRATİĞİ

Mg ve alaşımlarının ergitilmesi, ocağın içine yerleştirilen 3kg Mg ergitme kapasiteli çelik potada yapılmıştır. Ergitme işlemi esnasında ortamın atmosferle temasını kesmek için ergitme süresince ocağa koruyucu gaz verilmiştir. Kullanılan çelik pota Şekil 3.2’de görülmektedir.



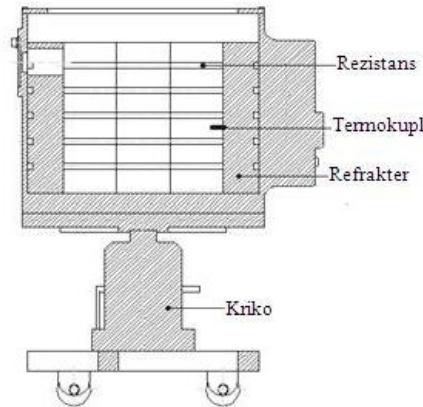
Şekil 3.2. Ergitme işleminde kullanılan paslanmaz çelik pota resmi.

Ocak ve metal sıcaklığı gerçek döküm şartları dikkate alınarak 750 °C olarak seçilmiştir. Ocak istenilen sıcaklığa çıktıktan sonra yaklaşık 20 dakika bekletilerek alaşımın döküm sıcaklığına gelmesi sağlanmıştır. Alaşım döküm sıcaklığına ulaştıktan sonra, ergitme ocağı açma kapama kolu vasıtası ile kontrollü olarak ergitme potasının tabanı açılarak kalıba sıvı metalin akması sağlanmıştır. Döküm işlemi sırasında, sıvı metale ve kalıplara koruyucu gaz verilmiştir (Ünal, 2008). Ocak ve metal sıcaklığının kalibrasyonu Şekil 3.3’de verilmiştir.



Şekil 3.3. Ocak ve metal sıcaklığı kalibrasyonu.

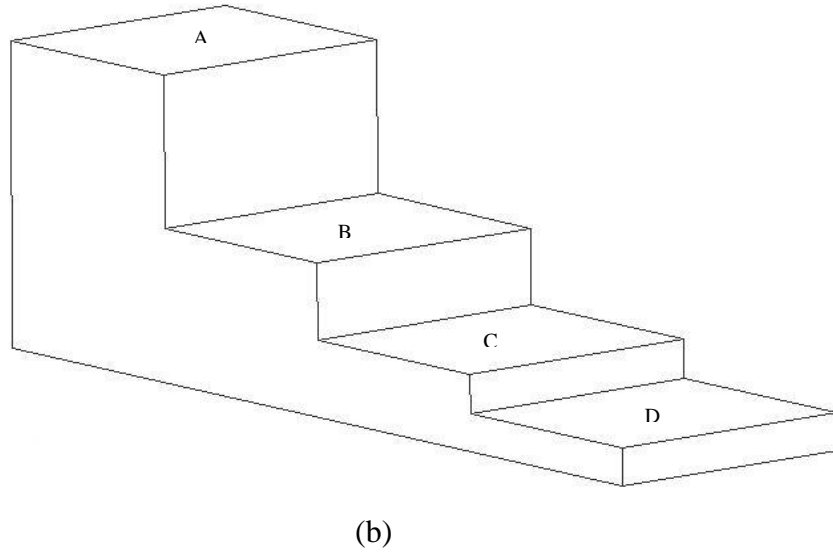
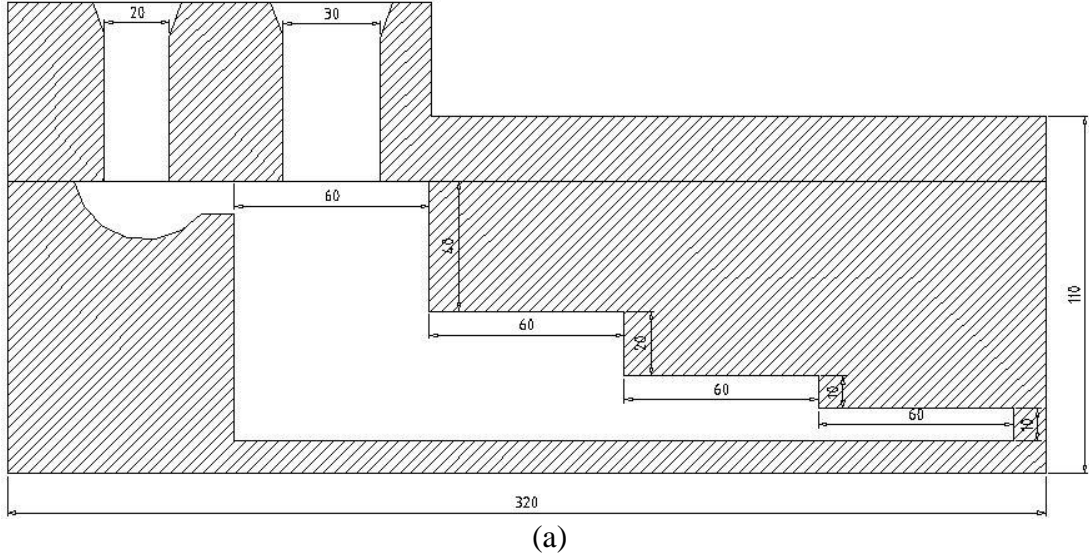
Deney kalıplarını istenilen sıcaklığa çıkarmak için, sıcaklığı 300 °C'e çıkabilen kalıp ısıtma fırını kullanılmıştır. Kullanılan fırın kesiti resmi Şekil 3.4’de görülmektedir.



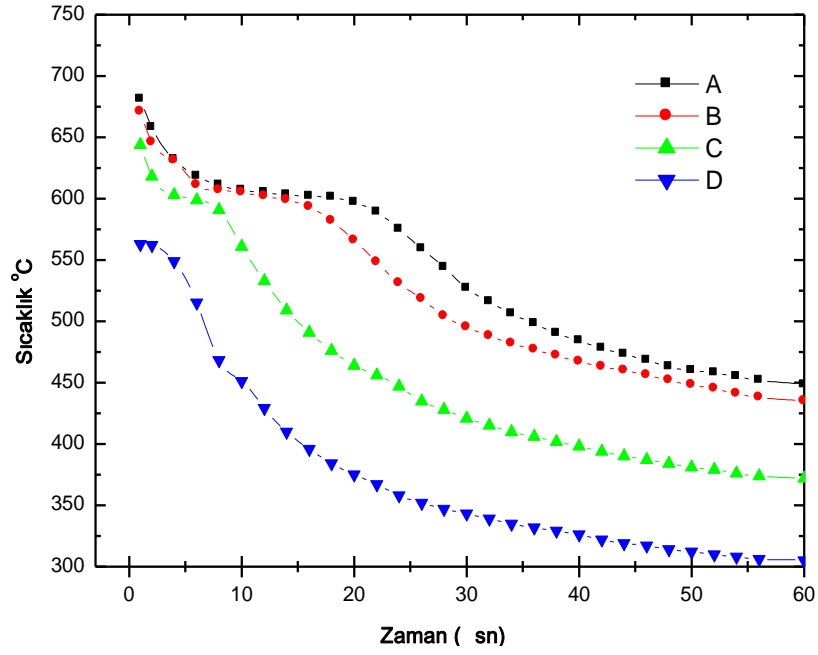
Şekil 3.4. Kalıp ısıtma fırını kesit şekli.

3.4. KALIP UYGULAMASI

Deneysel çalışmalarda 250 °C dereceye ısıtılan ve Şekil 3.5 de kesit resmi ve perspektif resmi verilen kademeli kalıp kullanılmıştır.



Şekil 3.5. Kademeli metal kalıp. a) kesit resmi b) perspektif resmi.



Şekil 3.6. AZ91 alaşımının kademeli dökme demir kalıba dökümünden elde edilen zamana bağlı sıcaklık değişim grafiği

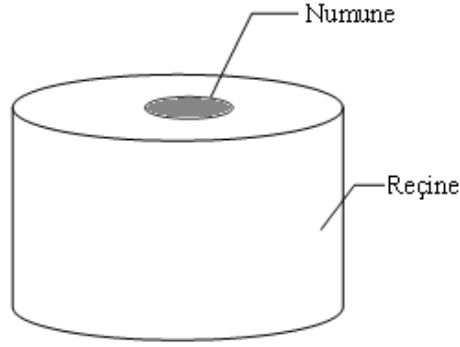
Metal kalıba dökülen alaşımların soğuma diyagramları incelendiğinde A ve B bölgesi olan kalın kesitlerdeki soğuma eğrilerinin birbirine yakın bir benzerlik gösterdiği görülmektedir. C ve D bölgeleri ise kalıbın ince kesitli olan bölgeleri olduğundan soğumanın daha hızlı olduğu açık bir şekilde görülmektedir. Fakat döküm, kalıbın kalın kesitli tarafından yapıldığı için sıvı metal ince kesitlere ulaşmaya kadar sıcaklığında düşme olduğundan, bu bölgelerdeki yarı katı bölgeler diyagramda gözlenmemiştir.

3.5. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI

Dökümü yapılan alaşımların mikroyapı numuneleri kademeli parçaların bölgelerinin merkezlerinden 10x10x10 mm boyutlarında çıkartılmıştır. Metalografik incelemeleri yapılmak üzere numunelerin yüzeyleri sırası ile 320, 400, 600 ve 800 mesh zımparalar ile saf su kullanılarak zımparalama ve 1µm alümina pasta kullanılarak polisaj keçesinde parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Daha sonra numunelerin yüzeyi saf su ve alkol ile yıkanıp kurutulmuştur. Diğer aşamada ise %75 etilen glikol, %24 saf su, %1 HNO₃ karışımı ile dağlanmışır. Deneyimizde dört farklı alaşımın

mikroyapı resimleri farklı hızlarda soğuyan bölgelerden alınan numunelerden, 20X büyütme olarak çekilmiştir.

Mikroyapı resimleri Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Malzeme laboratuvarındaki Nikon Epiphot marka mikroskopta çekilmiştir SEM çalışmaları ise İngiltere Leicester Üniversitesi laboratuvarlarında yapılmıştır. Şekil 3.6'da mikroyapı numunesi görülmektedir.

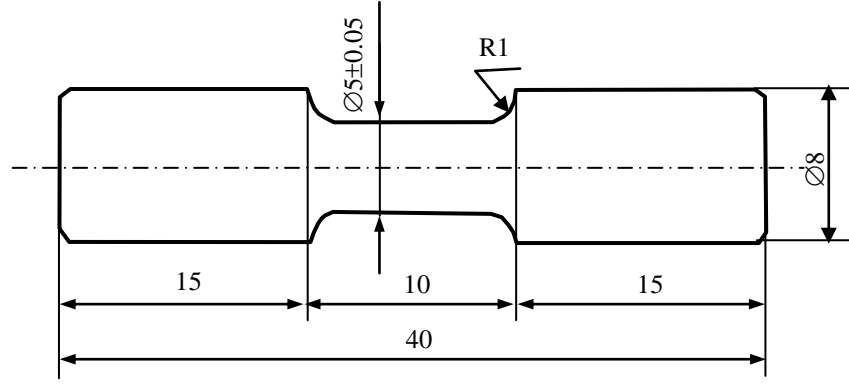


Şekil 3.7. Mikroyapı ve sertlik numunesi

3.6. MEKANİK DENEYLER

3.6.1. Çekme Deneyi

Şekil 3.5'de görünen kademeli kalıbın her bir bölgesinden dörder adet çekme numunesi hazırlanmıştır. Çekme deneyleri Karabük Üniversitesi malzeme laboratuvarındaki SHIMADZU marka 5 ton çekme kapasitesine ayarlanabilen çekme cihazında ve 0,5 mm/dk çekme hızında yapılmıştır. Şekil 3.7'de çekme numunesinin şekli ve ölçüsü görülmektedir.



Şekil 3.8. Çekme deney numunesi (ASTM E 8M-99) (Yokohama, 2003).

3.6.2. Sertlik Deneyi

Sertlik deneyi numuneleri çekme çubuğundan $\text{Ø}8 \times 5$ boyutlarında çıkartılmış ve yüzeyleri zımparalanarak parlatılmıştır. Sertlik deneylerinde Karabük Üniversitesi laboratuvarındaki FV-700 model FUTURE-TEHCOPP marka dijital VICKERS sertlik ölçme cihazı kullanılmıştır. 1 mm çaplı elmas kare piramit uç ve 50 N yük uygulanmış ve Vickers cinsinden sertlik değerleri elde edilmiştir. Numunelere sertlik deneyi uygulanırken numunenin ölçüm yapılabilecek en dış noktasından merkezine kadar eşit aralıklarda beş farklı nokta belirlenmiş ve belirlenen bu noktaların sertlik ölçümü yapıp bu değerlerin ortalamaları alınmıştır.

BÖLÜM 4

DENEYSEL SONUÇLAR

4.1. MİKROYAPI SONUÇLARI

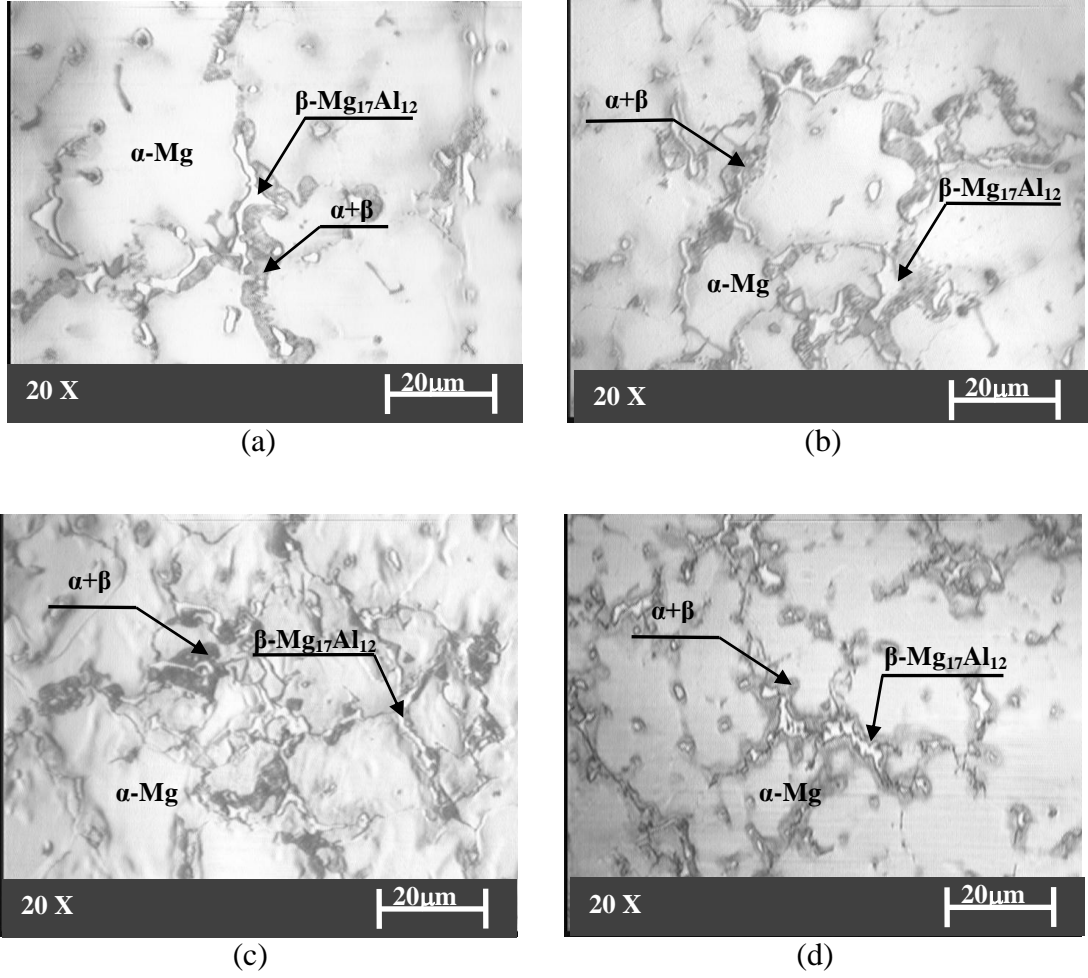
AZ91 alaşımları mikroyapı incelemeleri için dört kademedeki oluşan metal kalıp kullanılmıştır (Bkz. Şekil 3.5). AZ91 ve AZ91'e ilave edilen Bi ve Sb elementlerinin farklı soğuma hızlarına göre elde edilen mikroyapı sonuçları iki farklı gözlem tekniği vasıtasıyla belirlenmiş ve aşağıda iki alt bölümde verilmiştir.

Bu gözlem teknikleri Optik Mikroskop ve Elektron Mikroskop (SEM) şeklindedir. Optik sonuçlar metal kalıbın her bölgesi (A,B,C,D) ve her bir bileşim için (%0,2-0,5-1) alınırken SEM sonuçları ise metal kalıbın iki bölgesinden (A, D) ve bileşim için (%0,2 ve 1) alınmıştır. Ayrıca SEM çalışmalarından EDS analizleri de yapılmıştır.

4.1.1. Optik Mikroskop (OM) Mikroyapı Sonuçları

4.1.1.1 AZ91 Alaşımları Mikroyapı Sonuçları

AZ91 alaşımının farklı kademelerden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 4.1'de verilmiştir.

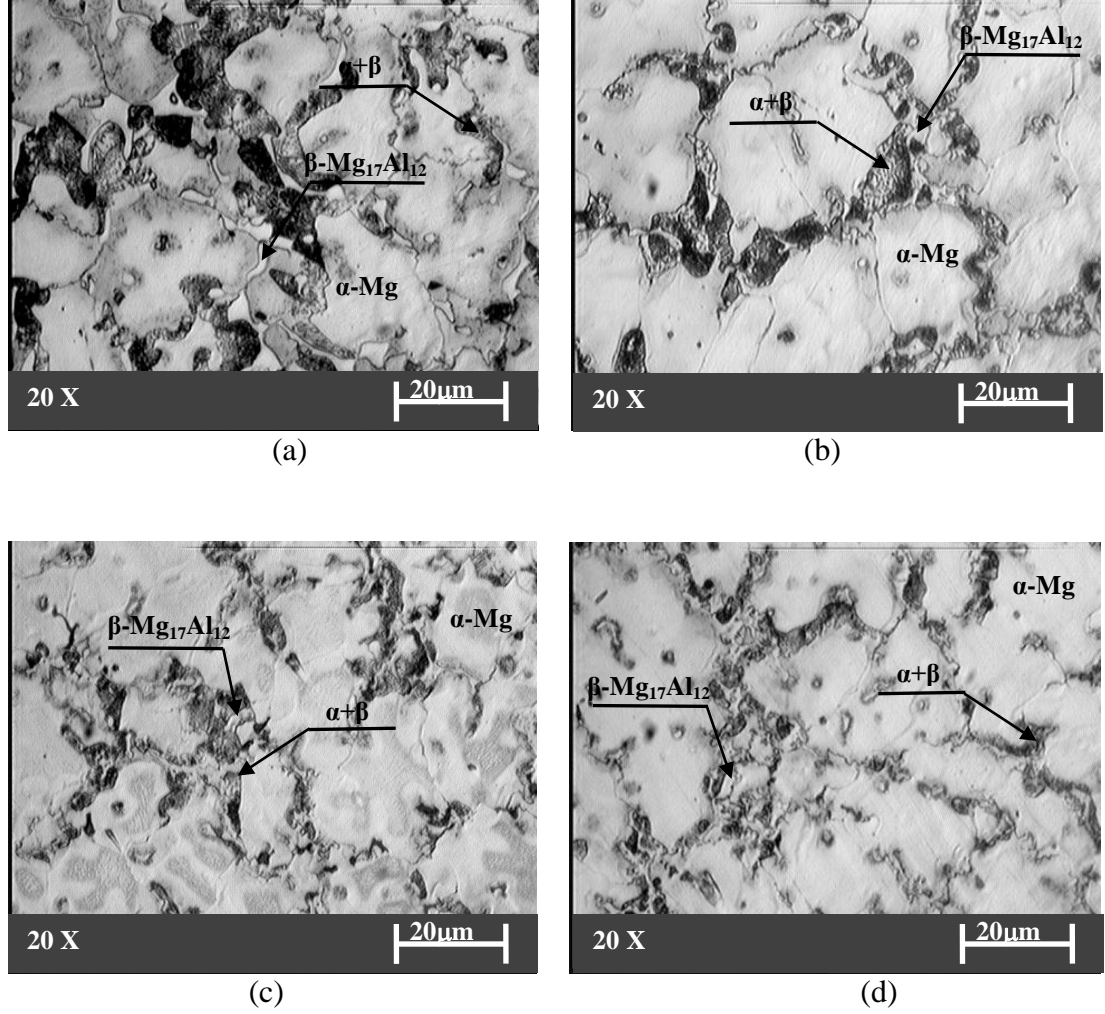


Şekil 4.1. AZ91 alaşımının mikroyapı görüntüleri a) A bölgesi, b) B bölgesi, c) C bölgesi, d) D bölgesi.

AZ91 mikroyapısı incelendiğinde (Şekil 4.1) yapının genelde α -Mg ana matrisi içerisinde tane sınırları boyunca uzanan ötektik ($\alpha+\beta$) ve intermetalik β fazlarından meydana geldiği görülmektedir. Ayrıca soğuma hızının fazla olduğu Şekil 4.1-d'de intermetalik β fazın incelendiği gözlemlenmiştir.

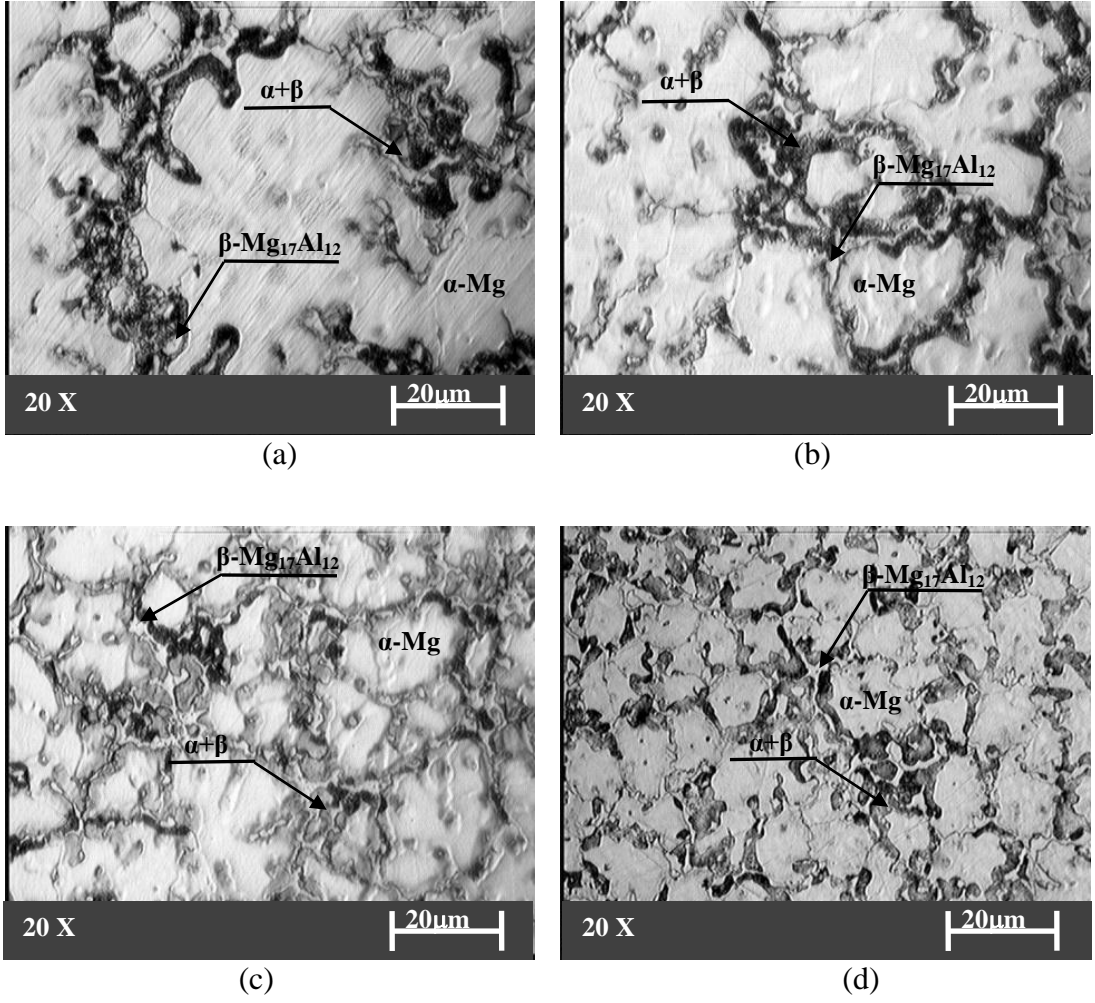
4.1.1.2 AZ91'e Bi İlavesinin Mikroyapı Sonuçları

AZ91'e farklı oranlarda (%0,2-0,5-1) ilave edilen Bi alaşımının farklı kademelerinden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 4.2-4.4'de verilmiştir.



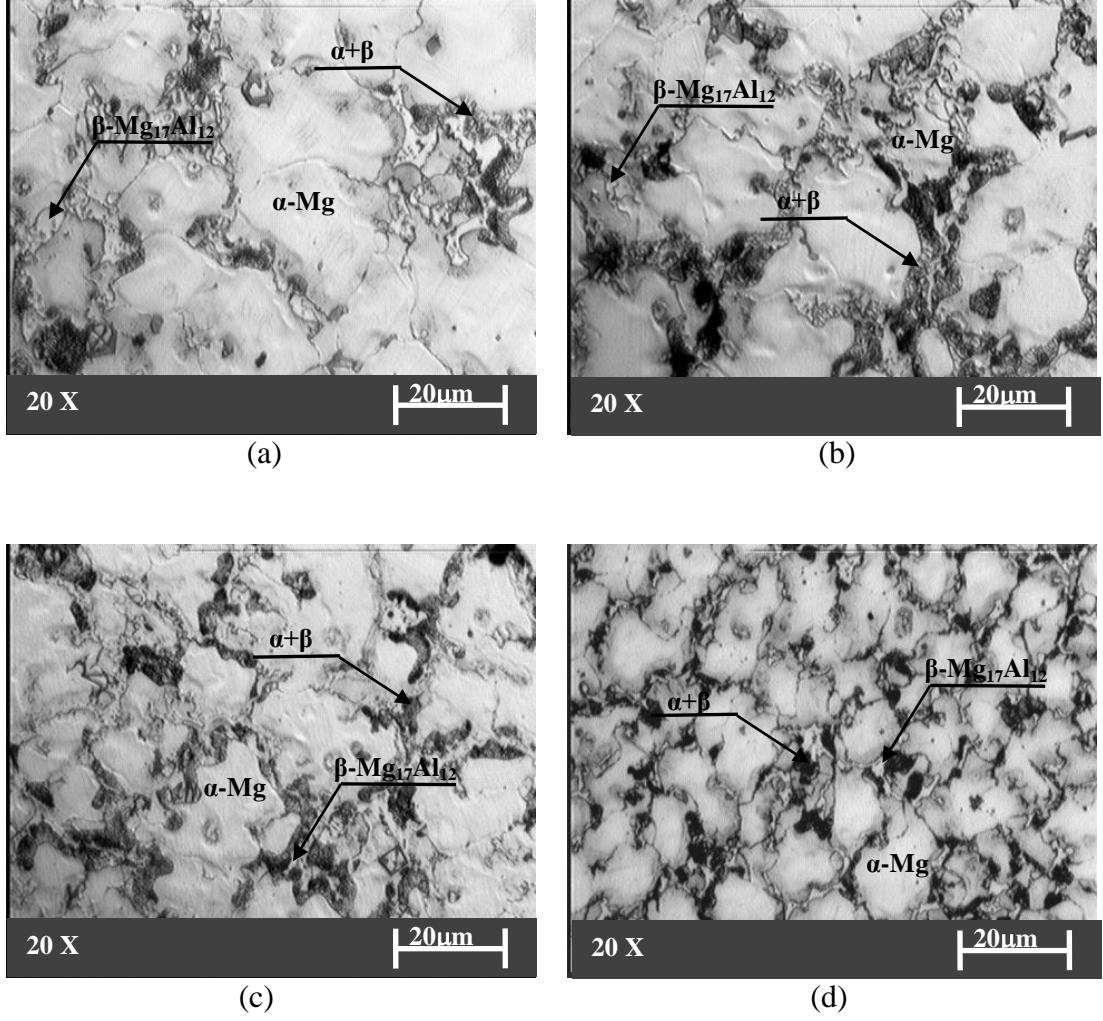
Şekil 4.2. AZ91+%0,2 Bi alaşımının bölgelerin kalınlığına bağlı mikroyapı görüntüleri a) A bölgesi, b) B bölgesi, c) C bölgesi, d) D bölgesi.

AZ91'e ilave edilen %0,2 Bi ile tane sınırlarında β intermetalik fazının oluştuğu görülmektedir. %0,2 Bi ilavesi ile α ve β fazlarının bulunduğu tane sınırlarına yakın bölgelerde α + β ötektidinin belirginleşmeye başladığı gözlemlenmiştir.



Şekil 4.3. AZ91+%0,5 Bi alaşımının bölgelerin kalınlığına bağlı mikroyapı görüntüleri a) A bölgesi, b) B bölgesi, c) C bölgesi, d) D bölgesi.

AZ91'e ilave edilen Bi miktarı %0,5'e çıkartılması ile ötektik yapının çevresinde oluşan β intermetalığının parçalandığı gözlemlenmiştir. Ayrıca bu faz tane sınırları boyunca ve dendritler arasında belirginleşmektedir.

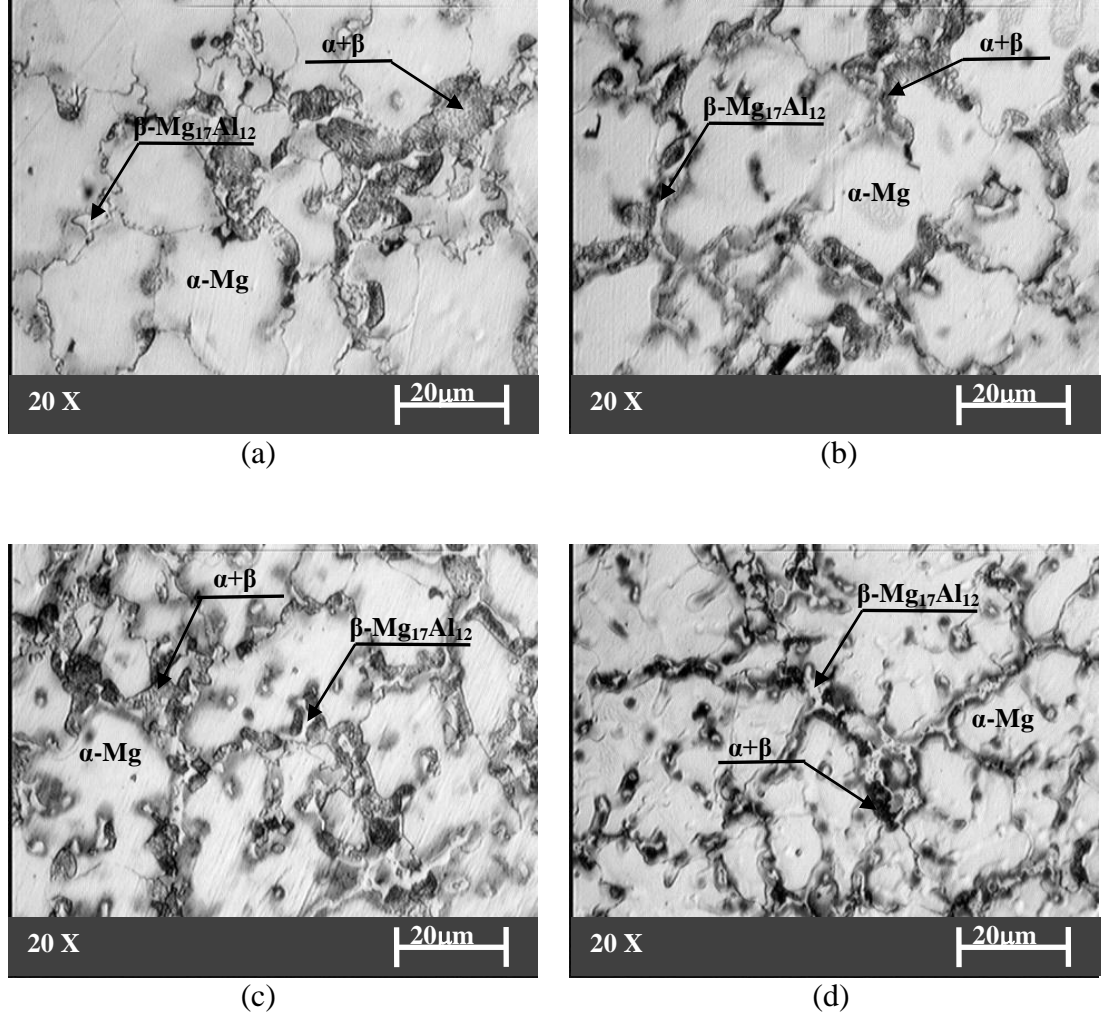


Şekil 4.4. AZ91+%1 Bi alaşımının bölgelerin kalınlığına bağlı mikroyapı görüntüleri
a) A bölgesi, b) B bölgesi, c) C bölgesi, d) D bölgesi.

AZ91'e ilave edilen Bi miktarının artmasıyla β intermetalik ve $\alpha+\beta$ ötektik fazların yapıdaki dağılımını artırmakta ve kabalaştırmaktadır. Soğuma hızı artması ile de tane yapısı küçülme göstermektedir.

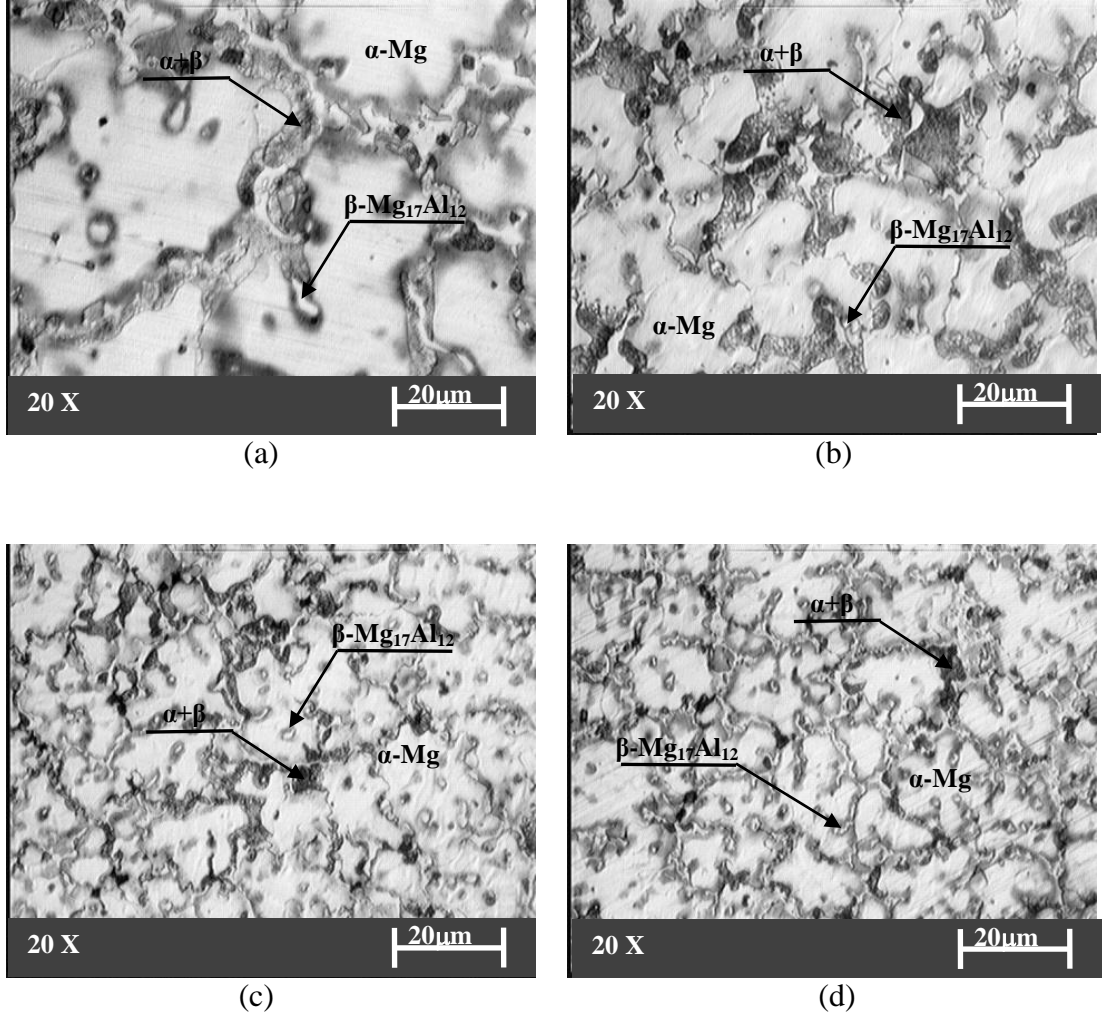
4.1.1.3 AZ91'e Sb İlavesinin Mikroyapı Sonuçları

AZ91'e farklı oranlarda (%0,2-0,5-1) ilave edilen Sb alaşımının farklı kademelerinden alınan mikroyapı görüntüleri Şekil 4.5-4.7'de verilmiştir.



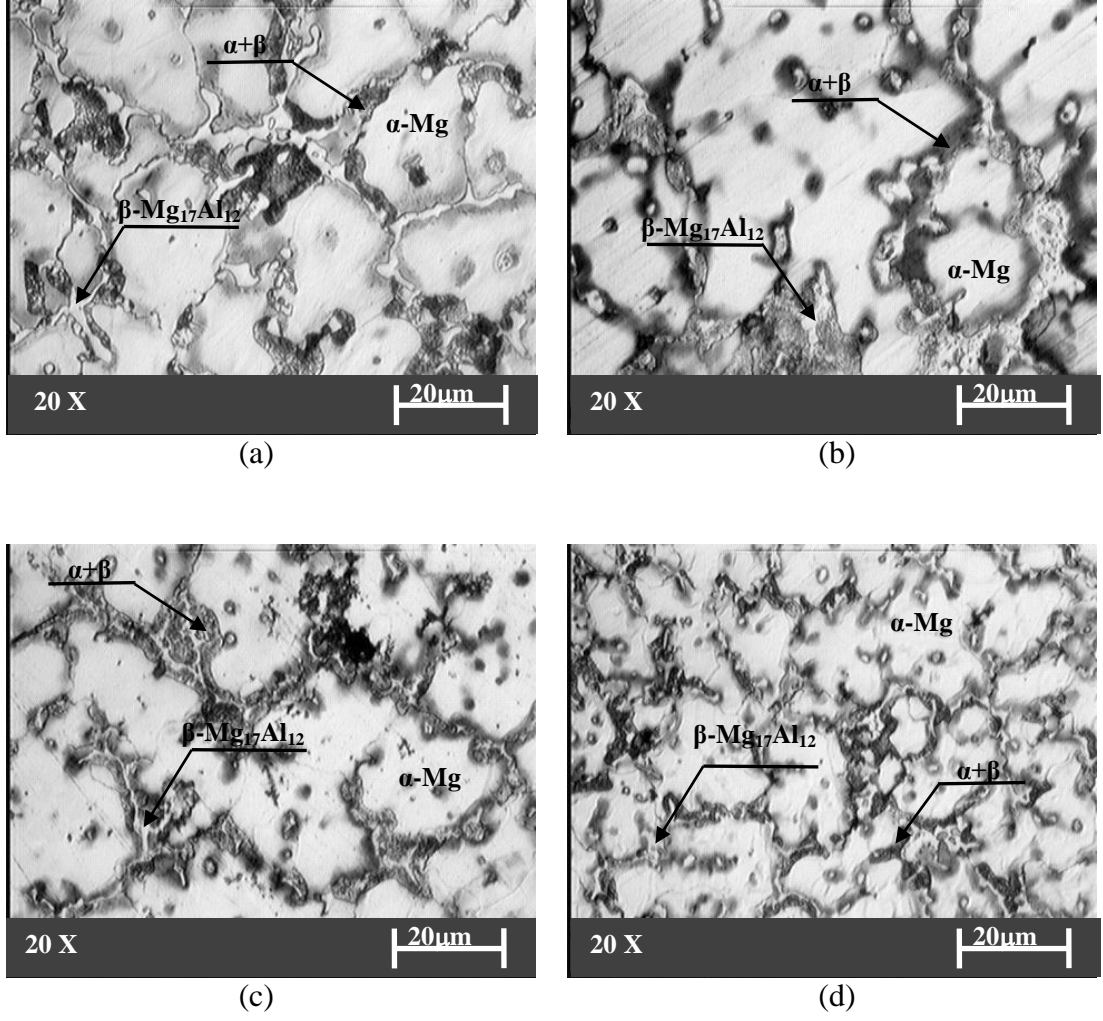
Şekil 4.5. AZ91+%0,2 Sb alaşımının bölgelerin kalınlığına bağlı mikroyapı görüntüleri a) A bölgesi, b) B bölgesi, c) C bölgesi, d) D bölgesi.

AZ91'e %0,2 oranında ilave edilen Sb yapıda kaba β intermetalik fazını oluşturduğu gözlenmiştir. Soğuma hızının arttığı bölgelerde Şekil 4.5-d'de bu intermetalik fazın kaba yapısının incelendiği gözlemlenmiştir.



Şekil 4.6. AZ91+%0,5 Sb alaşımının bölgelerin kalınlığına bağlı mikroyapı görüntüleri a) A bölgesi, b) B bölgesi, c) C bölgesi, d) D bölgesi.

AZ91'e ilave edilen Sb miktarı %0,5'e çıkartıldığında β intermetalik fazı daha fazla incelmektedir. Ayrıca β fazının tane sayısını artırdığı gözlenmiştir. Fakat tane sınırlarında bu miktar azalmaktadır α-Mg fazı içerisinde artmaktadır.



Şekil 4.7. AZ91+%1 Sb alaşımının bölgelerin kalınlığına bağlı mikroyapı görüntüleri a) A bölgesi, b) B bölgesi, c) C bölgesi, d) D bölgesi.

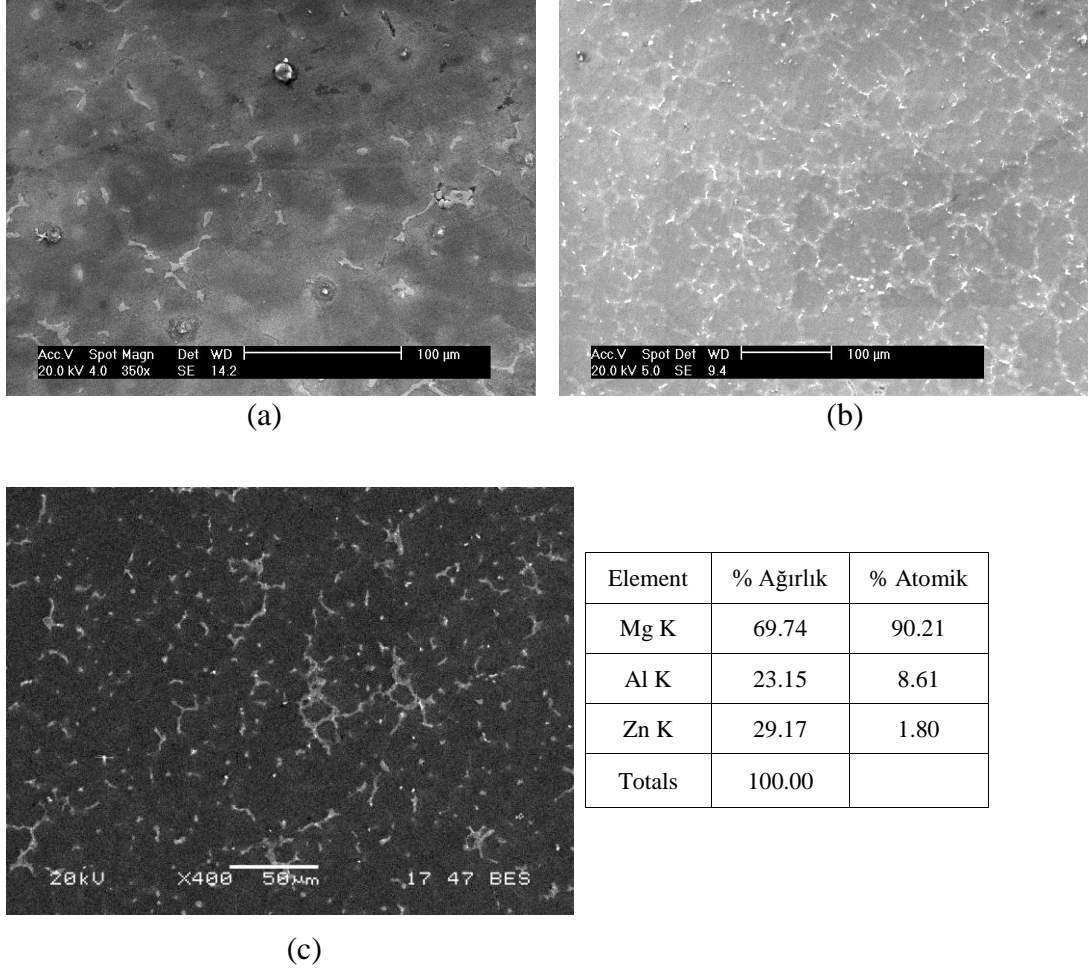
AZ91'e ilave edilen Sb miktarı %1 civarına çıkartıldığında Mg₃Sb₂ intermetalik fazının Sb oranı %0,5 olan AZ91 alaşımına nazaran daha da ince bir hal aldığı gözlemlenmiştir. Bununla birlikte hızlı soğumanın mevcut olduğu D bölgesinde Şekil 4.7-d'de β intermetalik fazın da ince bir yapıya sahip olduğu gözlemlenmiştir.

4.1.2. Elektron Mikroskop (SEM) ve EDS Sonuçları

AZ91 alaşımları SEM ve EDS görüntüleri için Şekil 4.8'de görülen kademeli metal kalıbın A bölgesi ve D bölgesinden alınan numunelerin SEM ve EDS görüntüleri incelenmiştir. AZ91 ve AZ91'e ilave edilen %0,2-%1 Bi ve Sb elementlerin

oluşturduğu dökümlerin iki farklı bölgesinden alınan numunelerin SEM ve EDS görüntüleri aşağıda verilmiştir.

4.1.3. AZ91 SEM ve EDS Sonuçları

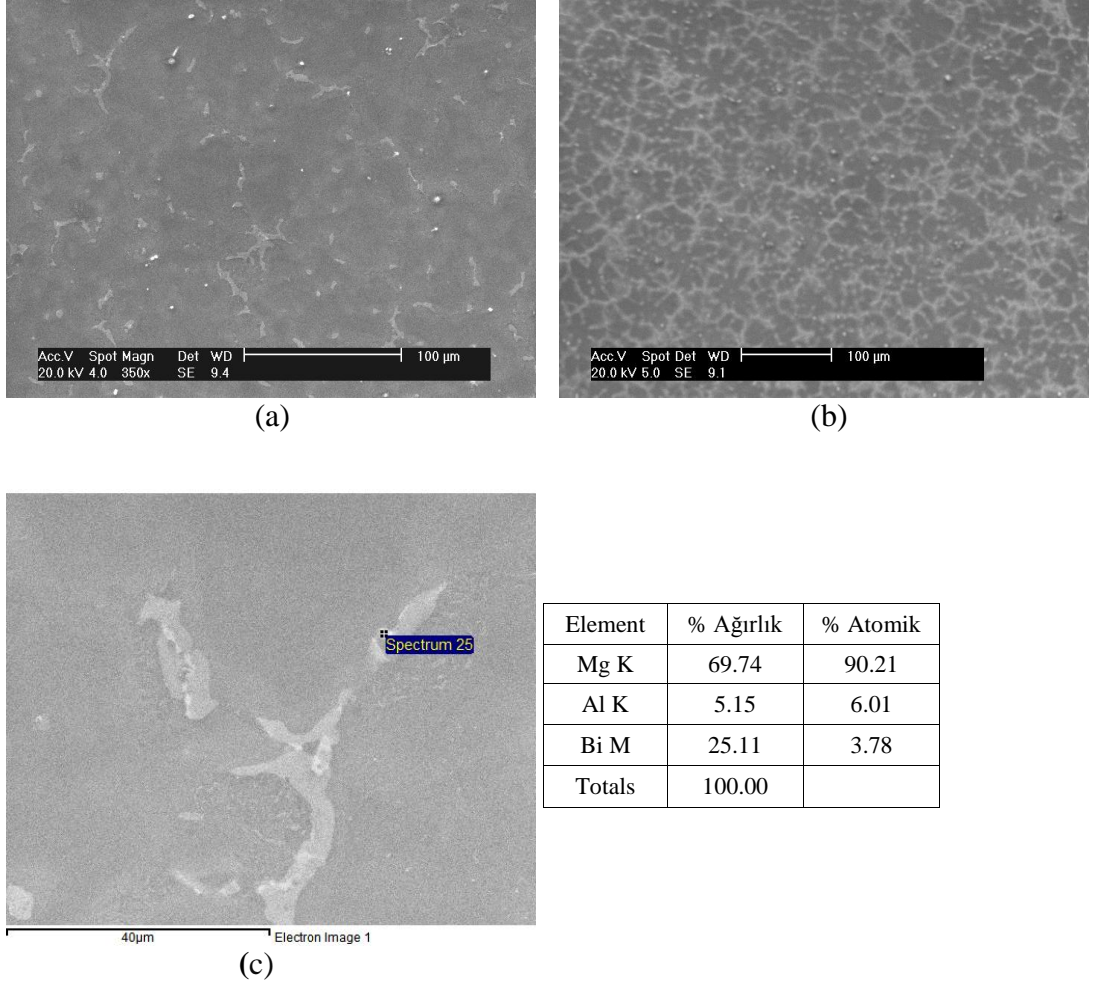


Şekil 4.8. AZ91 alaşımının bölgelerin kalınlığına bağlı SEM görüntüleri. a) A bölgesi, b) D bölgesi, c) A bölgesi EDS analiz görüntüsü.

SEM görüntüleri incelendiğinde soğuma hızının fazla olduğu D bölgesinde Şekil 4.8-b'de β intermetalik fazın daha ince bir yapıya dönüştüğü gözlenmiştir.

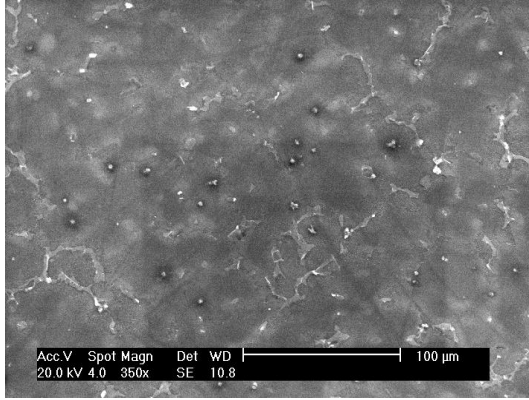
4.1.4. AZ91'e Bi İlavesinin SEM ve EDS Sonuçları

AZ91 alaşımına %0,2 ve 1 Bi ilavesinin sonuçları Şekil 4.9 ve 4.10'da verilmiştir.

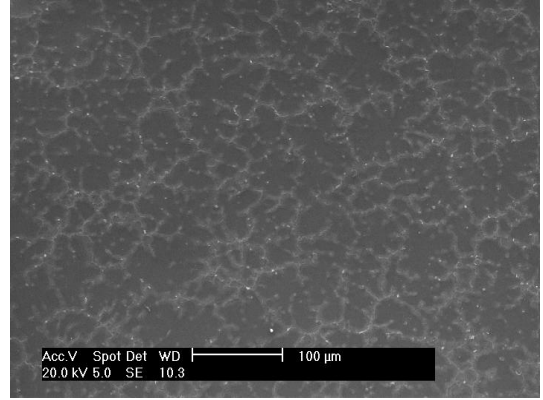


Şekil 4.9. AZ91+%0,2 Bi alaşımının bölgelerin kalınlığına bağlı SEM görüntüleri. a) A bölgesi, b) D bölgesi, c) A bölgesi EDS analiz görüntüsü.

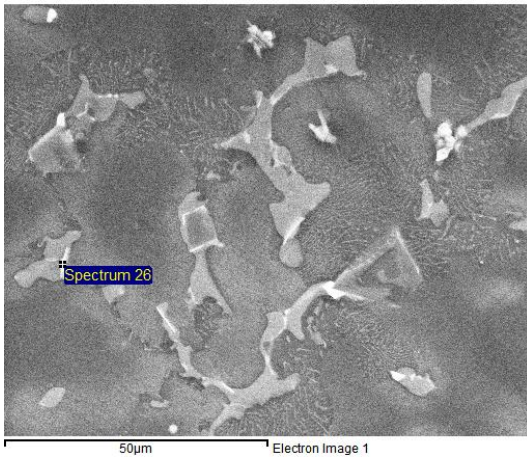
AZ91'e ilave edilen %0,2 Bi alaşımı incelendiğinde matrisin ve β intermetalik fazına yakın bölgelerinde Mg_3Bi_2 intermetalik fazının olduğu ve bu intermetalik fazın soğuma hızının fazla olduğu D bölgesinde Şekil 4.9-b'de daha da ince bir yapıya büründüğü gözlenmiştir. EDS analizleri incelendiğinde %0,2 Bi ilaveli alaşımın noktasal analizi sonucu matris bölgelerine yakın kısımlarda Bi elementinin varlığı tespit edilmiştir.



(a)



(b)



(c)

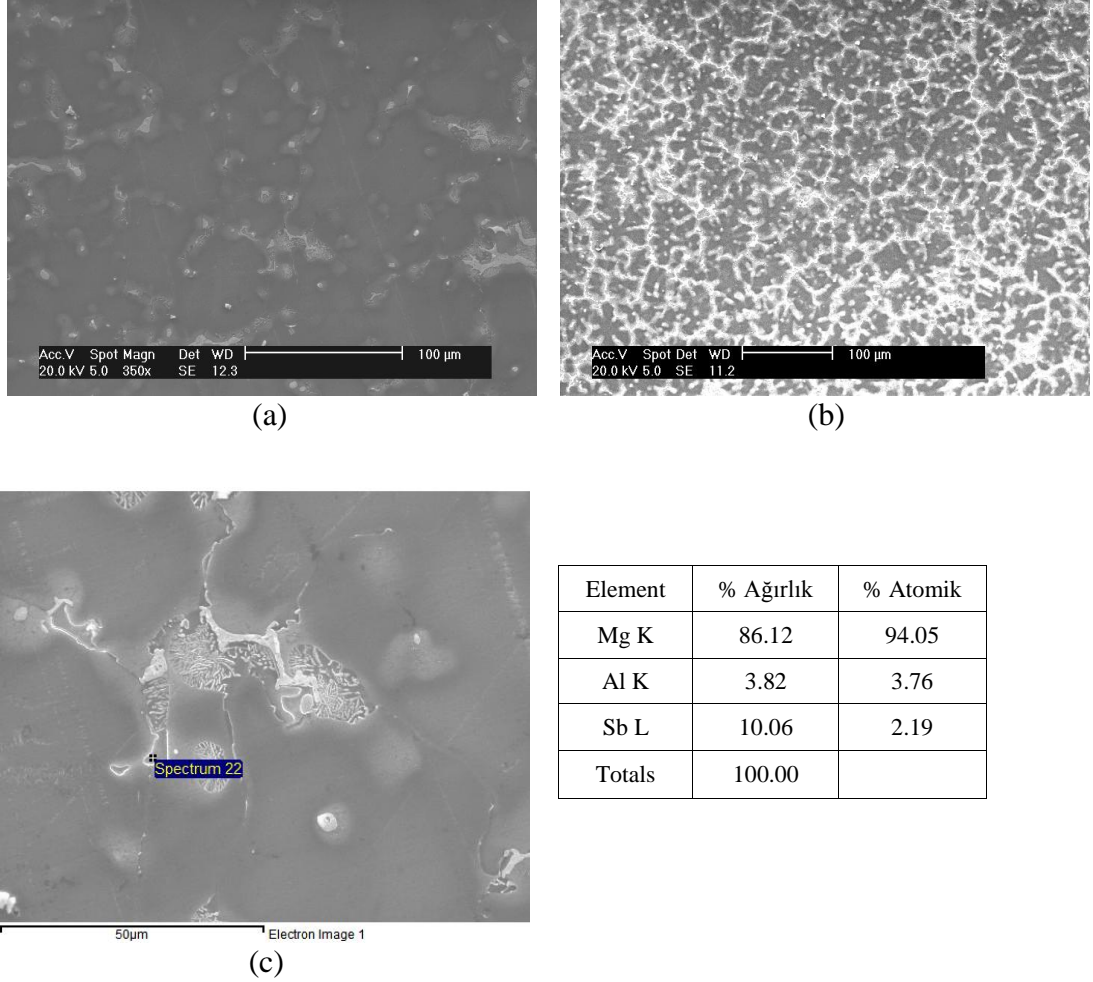
Element	% Ağırlık	% Atomik
Mg K	55.81	70.95
Al K	22.35	25.79
Bi M	21.84	3.26
Totals	100.00	

Şekil 4.10. AZ91+%1 Bi alaşımasının bölgelerin kalınlığına bağlı SEM görüntüleri. a) A bölgesi, b) D bölgesi, c) A bölgesi EDS analiz görüntüsü.

AZ91+%1Bi alaşımasının SEM görüntüleri incelendiğinde Bi'un oluşturduğu intermetalik Mg_3Bi_2 fazının kabalaştığı gözlemlenmiştir. EDS sonuçları incelendiğinde de Bi elementinin varlığı β fazına yakın bölgelerinde daha da belirgin ve kaba halde görüldüğü gözlenmiştir.

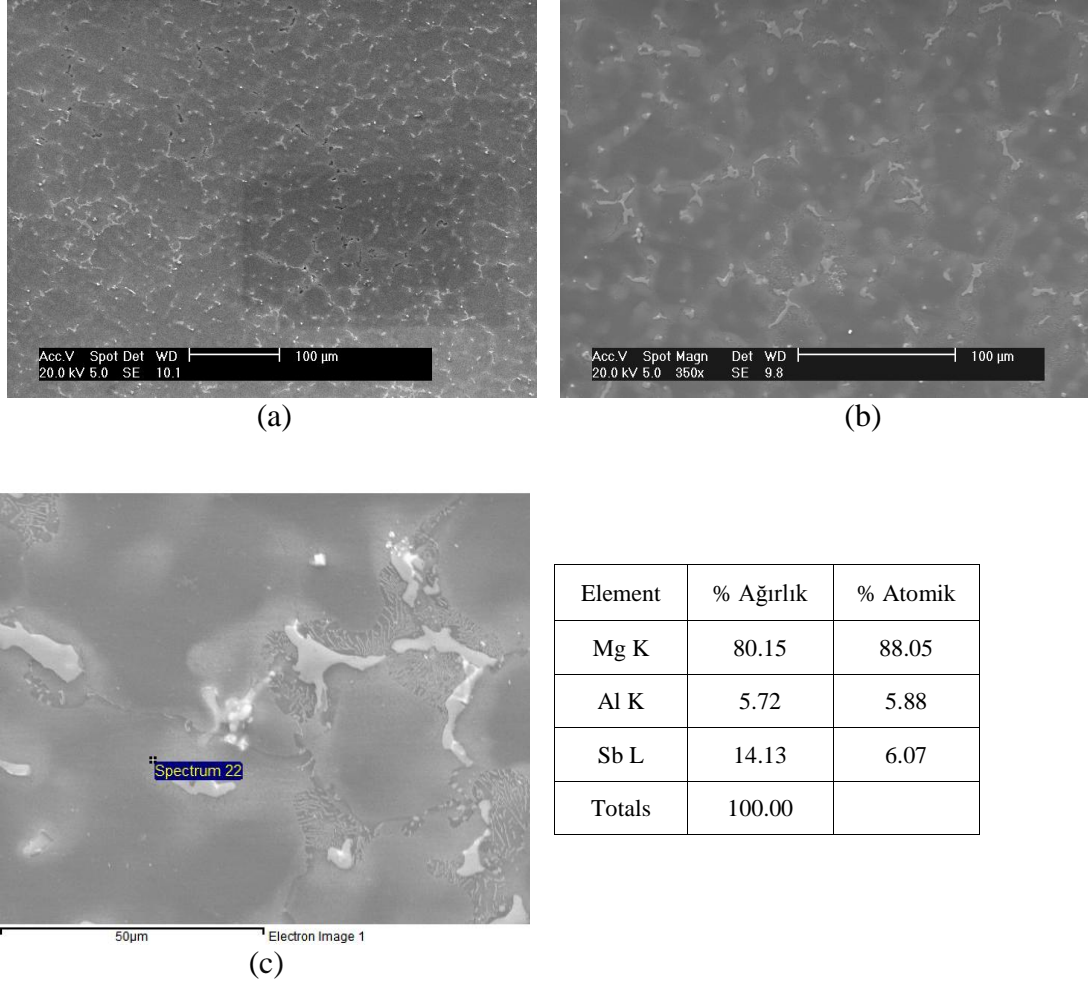
4.1.5. AZ91'e Sb İlavesinin SEM ve EDS Sonuçları

AZ91 alaşımına %0,2 ve 1 Sb ilavesinin sonuçları Şekil 4.11 ve 4.12'de verilmiştir.



Şekil 4.11. AZ91+%0,2 Sb alaşımının bölgelerin kalınlığına bağlı SEM görüntüleri a) A bölgesi, b) D bölgesi, c) A bölgesi EDS analiz görüntüsü.

AZ91'e ilave edilen %0,2 Sb alaşımı incelendiğinde matrisin ve intermetalik β fazına yakın bölgelerinde Mg_3Sb_2 intermetalikliğinin oluştuğu tespit edilmiştir. Bu intermetalikliğinde soğuma hızının fazla olduğu D bölgesinde Şekil 4.11-b'de çok daha ince bir yapıya dönüştüğü gözlenmiştir. EDS analizleri incelendiğinde %0,2 Sb ilaveli alaşımın noktasal analizi sonucu matris bölgelerine yakın kısımlarda Sb elementinin varlığı tespit edilmiştir.



Şekil 4.12. AZ91+%1 Sb alaşımının bölgelerin kalınlığına bağlı SEM görüntüleri. a) A bölgesi, b) D bölgesi, c) A bölgesi EDS analiz görüntüsü.

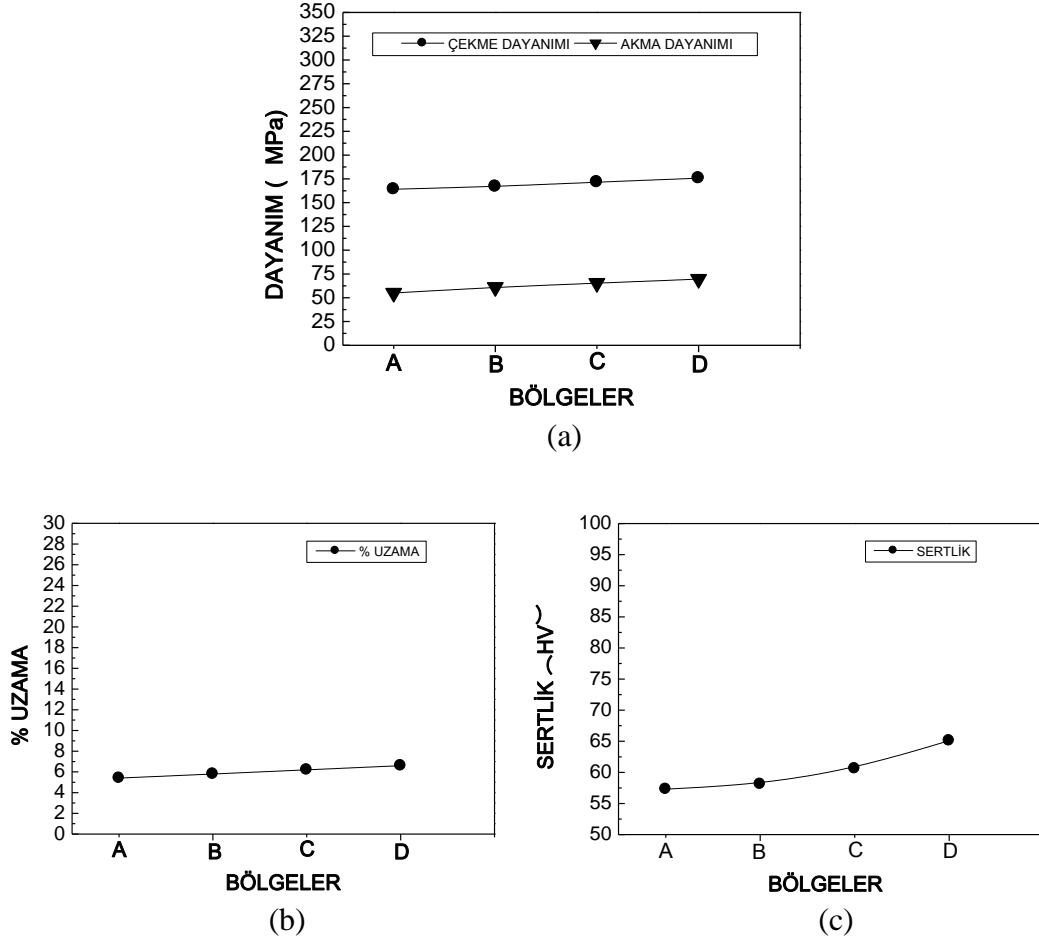
AZ91+%1 Sb alaşımının SEM görüntüleri incelendiğinde Sb'un oluşturduğu intermetalik Mg_3Sb_2 fazının daha fazla incelendiği gözlenmiştir. EDS sonuçları incelendiğinde ise Mg_3Sb_2 fazının ötektik ve β intermetalik fazının çevresinde çok ince bir miktarda oluştuğu gözlenmiştir.

4.2. MEKANİK DENEY SONUÇLARI

Kademeli metal kalıba dökülen alaşımların mekanik deney sonuçları (Çekme, Akma, % uzama ve Sertlik) Bölgelere ve ihtiva ettikleri alaşım miktarına göre incelenmiştir. Her bir bölgeden alınan dört adet çekme deneyi sonucu ortalamaları hesap edilerek grafiksel olarak gösterilmektedir.

4.2.1 AZ91 Alaşımı

AZ91 alaşımının çekme-akma dayanımı, uzama ve sertlik değişimleri Şekil 4.13’de verilmiştir.

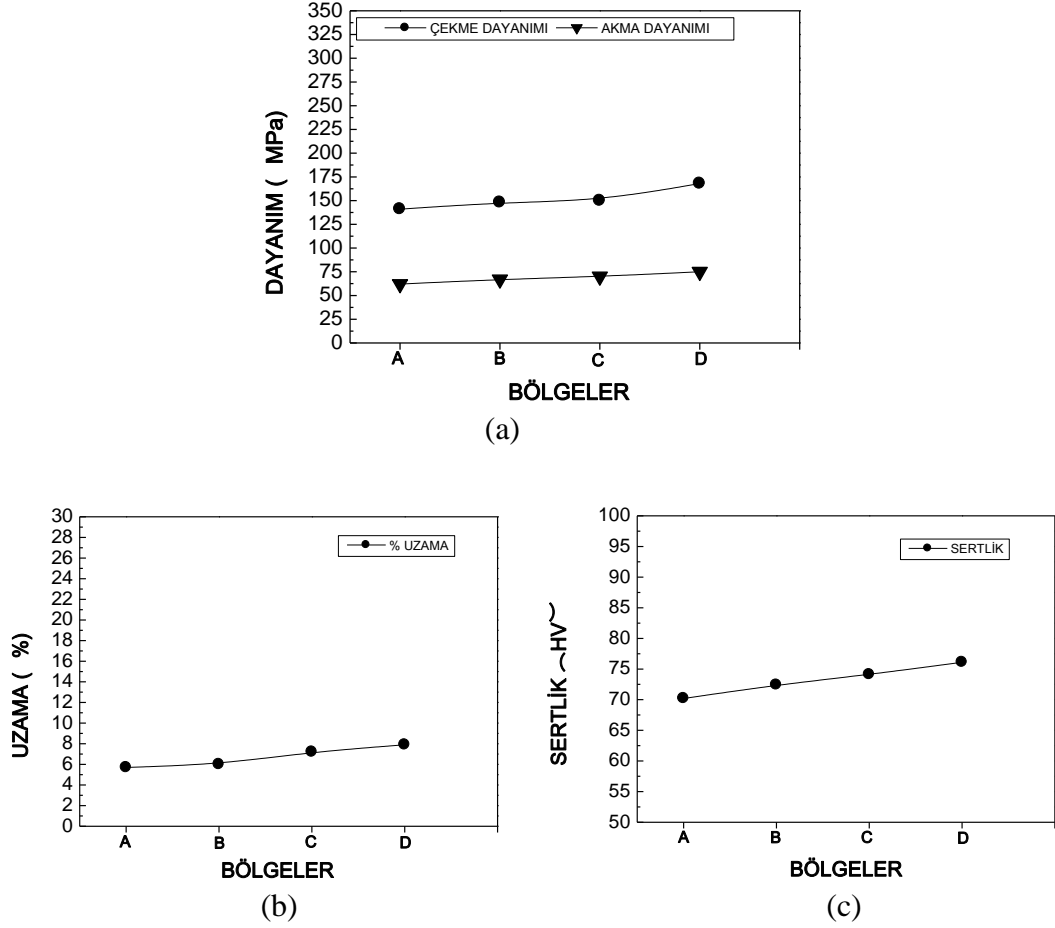


Şekil 4.13. AZ91 alaşımının a) Çekme-Akma dayanımı, b) % Uzama değişimi, c) Sertlik değişimleri.

AZ91 alaşımında soğuma hızlarının değişimi ile A ve D bölgeleri incelendiğinde çekme dayanımının 164,15 MPa’dan 175,7 MPa’a çıktığı, akma dayanımının ise 55 MPa’dan 69,6 MPa’a çıkarak bir miktar artış gösterdiği gözlenmiştir. Uzamada ve sertlik değerinde ise düşük oranlarda bir artış olmuştur. Uzama miktarı %5,4 iken %6,6’ya çıkmıştır. Sertlik miktarı ise 57,3 HV’den 65,1 HV’ye yükselmiştir.

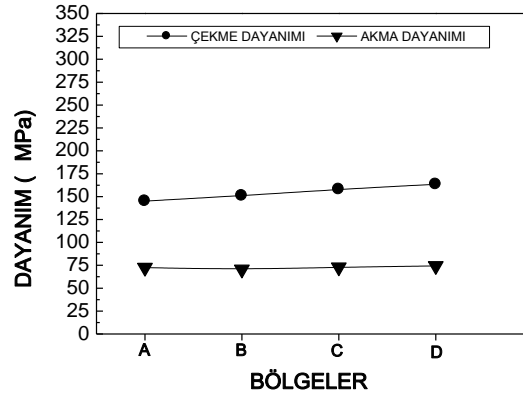
4.2.2 AZ91+Bi Alaşımı

AZ91'e ilave edilen (%0,2-0,5-1) Bi alaşımının çekme-akma dayanımı, uzama ve sertlik değişimleri Şekil 4.14-4.16'de sırası ile verilmiştir.

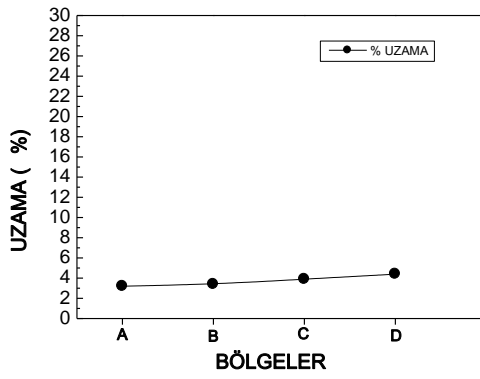


Şekil 4.14. AZ91'e ilave edilen %0,2 Bi miktarına bağlı a) Çekme-Akma dayanımı, b) % Uzama değişimi, c) Sertlik değişimleri.

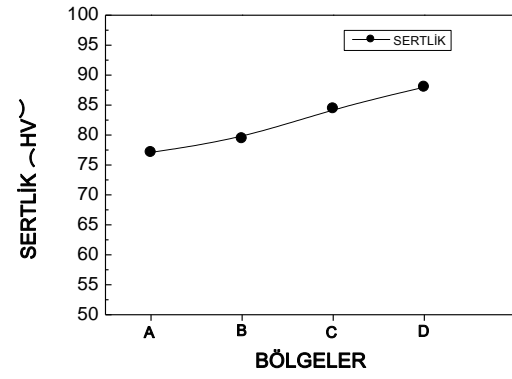
AZ91'e ilave edilen %0,2 oranında Bi'un mekanik özellikleri incelendiğinde AZ91'e kıyasla sertlik değerinde bütün bölgelerde arttığı gözlemlenmiştir. Aynı şekilde uzama değerlerinin de artmasını sağladığı gözlemlenmiştir. Yavaş soğuyan A bölgesinde çekme değeri 141MPa iken hızlı soğuyan D bölgesinde 168 MPa olduğu gözlemlenmiştir. Akma değerleri incelendiğinde ise A bölgesi 62 MPa iken D bölgesinde bu değer 75 MPa olduğu tespit edilmiştir.



(a)



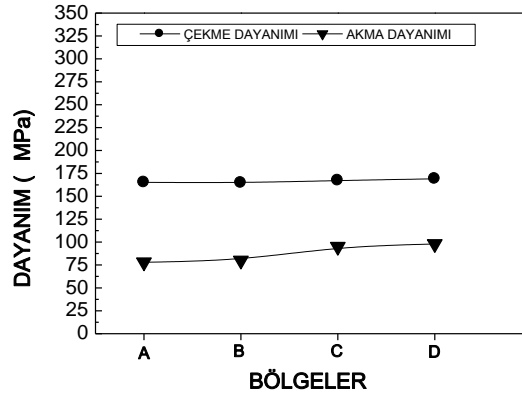
(b)



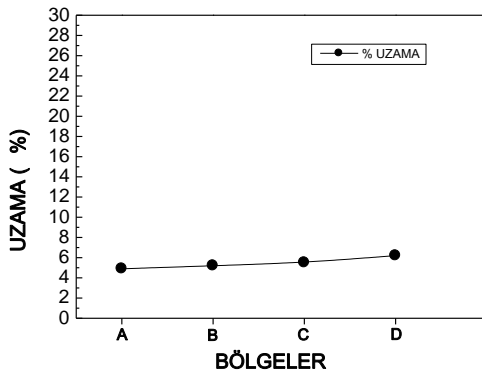
(c)

Şekil 4.15. AZ91'e ilave edilen %0,5 Bi miktarına bağlı a) Çekme-Akma dayanımı, b) % Uzama değişimi, c) Sertlik değişimleri.

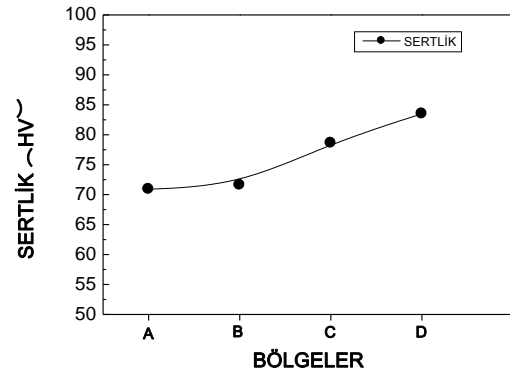
AZ91'e ilave edilen %0,5 oranında Bi'un mekanik özelliklere etkisi incelendiğinde hem AZ91 hem de AZ91+%0,2 Bi alaşımına kıyasla sertliğinde belirgin bir artış, uzama değerliğinde ise azaltma etkisi gösterdiği gözlenmiştir. Çekme ve akma değerlikleri incelendiğinde ise bölgesel olarak (A bölgesinden D bölgesine) çok az miktarlarda artış gözlenmiştir. A bölgesinde akma ve çekme değerlikleri sırasıyla 145,2 MPa ve 72,5 MPa iken D bölgesinde 163,5 MPa ve 74,3 MPa ölçülmüştür.



(a)



(b)



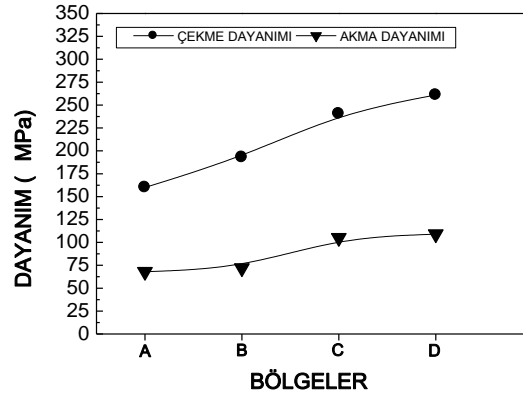
(c)

Şekil 4.16. AZ91'e ilave edilen %1 Bi miktarına bağlı a) Çekme-Akma dayanımı, b) % Uzama değişimi, c) Sertlik değişimleri.

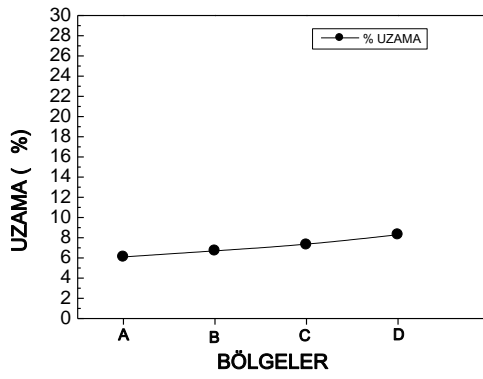
AZ91'e ilave edilen %1 oranında Bi'un mekanik özelliklere etkisi incelendiğinde %0,5 Bi ihtiva eden alaşıma kıyasla daha düşük bir sertliğe ulaştığı, uzama kabiliyetin de ise daha fazla bir değere sahip olduğu ve kesit kalınlığına bağlı olarak bu değer bir miktar da arttığı gözlenmiştir. Kalın kesit olan A bölgesinde %4,9 iken ince kesit olan D bölgesinde bu değer belirgin bir artış ile %6,2 olduğu tespit edilmiştir.

4.2.3 AZ91+Sb Alaşımı

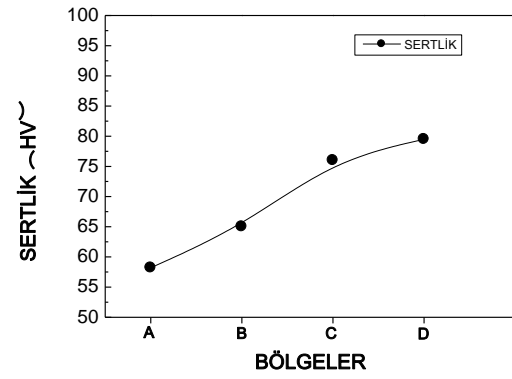
AZ91'e ilave edilen (%0,2-0,5-1) Sb alaşımının çekme-akma dayanımı, uzama ve sertlik değişimleri Şekil 4.17-4.19'da sırası ile verilmiştir.



(a)



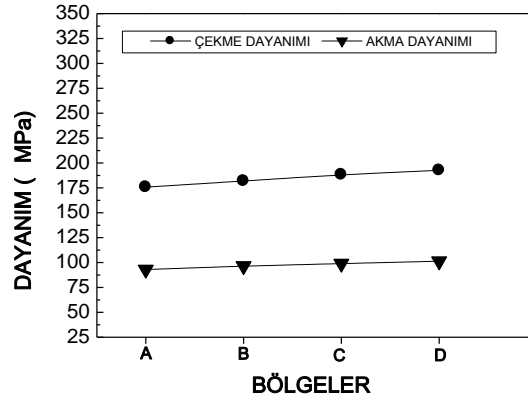
(b)



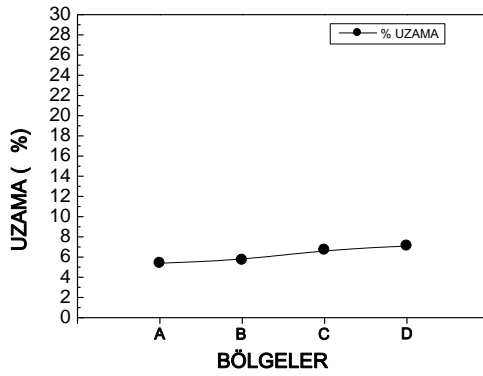
(c)

Şekil 4.17. AZ91'e ilave edilen %0,2 Sb miktarına bağlı a) Çekme-Akma dayanımı, b) % Uzama değişimi, c) Sertlik değişimleri.

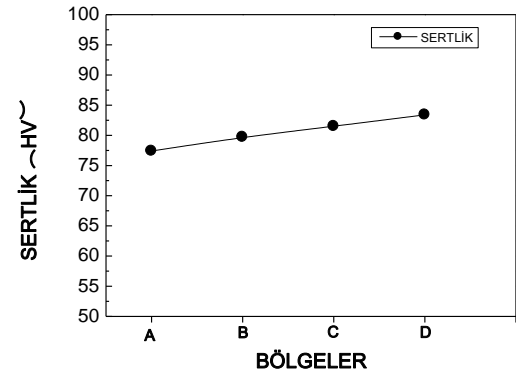
AZ91'e ilave edilen %0,2 oranında Sb'un mekanik özelliklere etkisi incelendiğinde Sertlik değerliğinin kesiti ince olan bölgelerde (C ve D bölgeleri) sırasıyla 76 HV ve 79,5 HV iken kesiti kalın olan (A ve B bölgeleri) sırasıyla 58,2 HV ve 65 HV ölçülmüştür. AZ91 alaşımının sertliği ile kıyaslandığında da bütün bölgelerde daha yüksek bir değere sahip olduğu gözlenmiştir. Uzama değerlikleri kıyaslandığında ise gene bütün bölgelerinde AZ91'e göre daha fazla değere ulaştığı görülmüştür.



(a)



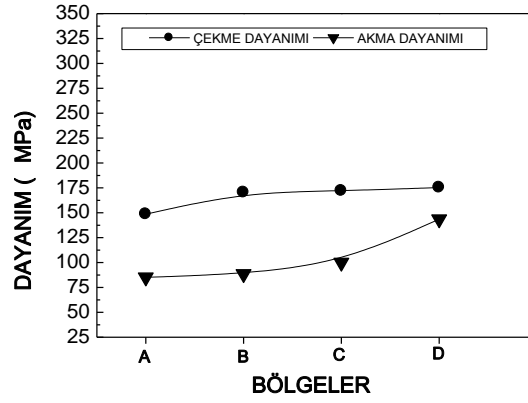
(b)



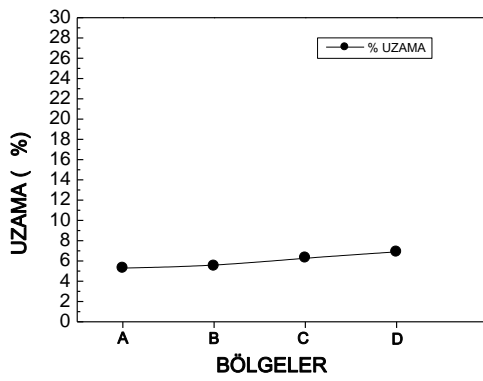
(c)

Şekil 4.18. AZ91'e ilave edilen %0,5 Sb miktarına bağlı a) Çekme-Akma dayanımı, b) % Uzama değişimi, c) Sertlik değişimleri.

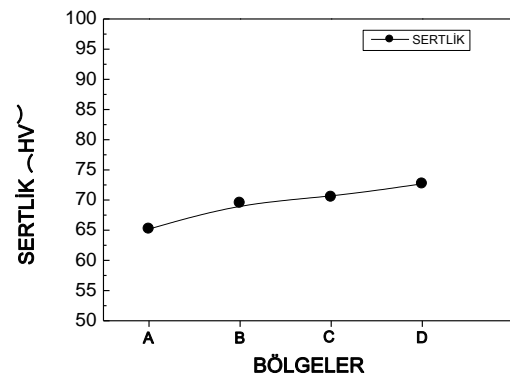
AZ91'e ilave edilen %0,5 oranında Sb'un mekanik özelliklere etkisi incelendiğinde AZ91+%0,2 Sb alaşımına göre sertlik kalın kesitlerde sırasıyla (A ve B bölgeleri) 77,4 HV ve 79,7 HV olarak belirgin bir artış gösterirken ince kesitlerde sırasıyla (C ve D bölgeleri) bu değer 81,5 HV ve 83,4 HV olarak artmıştır. Fakat uzama değeri ise oldukça düşmüştür. Çekme ve akma değerlikleri ise bölgesel olarak kalın kesitten ince kesite doğru (A bölgesinden D bölgesine) az miktarda artışlar gözlenmiştir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 4.19. AZ91'e ilave edilen %1 Sb miktarına bağlı a) Çekme-Akma dayanımı, b) % Uzama değişimi, c) Sertlik değişimleri.

AZ91'e ilave edilen %1 oranında Sb'un mekanik özelliklere etkisi incelendiğinde AZ91+%0,5 Sb alaşımının sertlik değerliğine göre daha düşük bir sertliğe ulaştığı gözlenmiştir. Bununla birlikte uzama değerlerinde ise bölgesel olarak belirgin miktarda bir artış olduğu gözlenmiştir. Kalın kesit olan A bölgesinde uzama %5,3 iken ince kesit olan D bölgesinde bu değer %6,9 olarak ölçülmüştür.

BÖLÜM 5

DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

5.1. MİKRO YAPI SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

AZ91 alaşımının mikroyapısı incelendiğinde, yapıda α -Mg matris fazının yanı sıra, diğer fazların tane sınırları boyunca dağıldığı görülmektedir (Şekil 4.1). EDS analizleri α ve β fazının her ikisinde de Mg ve Al fazlarının varlığını göstermektedir. Her ne kadar fazların tayini için XRD incelemesi yapılmamış olsa da literatür (Cizek et al., 2007) ile karşılaştırıldığında mikroyapı çok benzerlik göstermektedir. Literatürde (Cizek et al., 2007) AZ91 alaşımında α -Mg matrisin yanı sıra β ($Mg_{17}Al_{12}$) intermetalığı ve $\alpha+\beta$ ötektiği oluştuğunu rapor etmiştir. β intermetalik fazı tane sınırları boyunca ağ şeklinde ince bir faz olarak görünürken $\alpha+\beta$ ötektiği Chinese Script (Çin yazısı) şeklinde görülmektedir. Literatürdeki (Cizek et al., 2007) benzerliklerden ve EDS analizlerinden $\alpha+\beta$ ötektiği ve β fazlarının oluştuğu sonucuna varılmıştır. Mg-Al alaşımlarının katılma mekanizmasına etki eden Zn'nun varlığından dolayı AZ91 alaşımında $\alpha+\beta$ ötektiği gözlenmektedir. Soğuma esnasında Zn'nun yüksek segregasyon eğiliminden ve katılmanın ilk evrelerinde katı-sıvı ara yüzeyi önündeki yapısal alt soğumadan dolayı, birincil dendritlerin büyümesinde dikkate değer bir yükselme göze çarpmaktadır. Bu da Al'un dendrit kolları tarafından ötelenmesine ve tane sınırlarında zenginleşmesine neden olmaktadır. Zenginleşen Al, α Mg ile ötektik yapıyı veya β fazını oluşturmaktadır.

AZ91 alaşımlarında farklı miktarda Bi ilavesi ile mikroyapıda oluşan farklılıklar Şekil 4.2-4.4'de görülmektedir. Şekil 4.9-4.10'da ki EDS ve SEM görüntülerinde de elemental olarak Bi ilavesinin varlığı tespit edilmiştir. Kademeli kalıp uygulamasında kalın ve ince kesit arasında mikroyapı açısından belirgin bir fark gözlenmiştir. Yavaş soğuma şartlarında ise Mg_3Bi_2 intermetalik fazının oluştuğu ve bu fazın daha kaba olduğu düşünülmektedir. Bu durumu (Yuan et al., 2001) yaptığı çalışmalar desteklemektedir.

AZ91 alaşımlarında farklı Sb ilavesi ile mikroyapıda oluşan farklılıklar Şekil 4.17-4.19'da görülmektedir. Şekil 4.11-4.12'de EDS ve SEM görüntülerinde de elemental olarak Sb ilavesinin varlığı tespit edilmiştir. Sb ilavelerinde β -Mg₁₇Al₁₂ fazına ek olarak Mg₃Sb₂ fazı ortaya çıktığı düşünülmektedir. Kademeli kalıp uygulamalarında kalın ve ince kesit arasında mikroyapı açısından belirgin bir fark gözlenmiştir. Hızlı soğuma şartlarında ve Sb miktarının artışıyla Mg₃Sb₂ fazının çok daha ince bir hal aldığı düşünülmektedir.

Yukarıdaki açıklamalara ilave olarak kademeli kalıp uygulamasında genel olarak kalın ve ince kesit arasında mikroyapı açısından belirgin bir fark gözlenmiştir. Yavaş soğuma şartlarında (A bölgesi) tanelerin kabalaştığı, fakat hızlı soğuma şartlarında (D bölgesi) ise tane yapısının incelendiği belirlenmiştir. Bilindiği üzere dökümlerde hızlı soğuma esnasında alt soğuma miktarının artması ile çekirdeklenme için gerekli merkez sayısı artmaktadır. Bu durum, çekirdek merkez sayısının artmasına paralel olarak tanelerinde küçüleceği anlamına gelmektedir. Mikroyapı resimlerinde de bu açıkça görülmektedir

5.2.MEKANİK DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

AZ91'e ilave edilen alaşım elementlerinden en yüksek sertlik değerinin %0,5 Bi elementinin ilavesinde olduğu belirlenmiştir. Ayrıca en düşük sertlik değeri %0,2 Sb ilavesinde olmuştur. Sertlik artışında yapıda meydana gelen β -Mg₁₇Al₁₂ ve oluştuğu düşünülen Mg₃Bi₂ gibi intermetalik fazlardan kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 4.2-4.7 mikroyapıları incelendiğinde Bi ve Sb ilavelerinde β intermetalik fazına ilave olarak çökelti türü fazlar görülmektedir. Bu fazların SEM ve EDS analiz görüntülerinde sırasıyla Mg₃Bi₂ ve Mg₃Sb₂ oluşabileceği varsayılmaktadır. Bu fazlar yapı içerisinde çökelti sertleşmesi gibi bir sertleşmeye neden olmaktadır. Yavaş soğuma şartlarında yüksek sertlik verebilecek intermetalik fazlar sadece tane sınırları bölgelerinde toplanabilmektedir. Sertlik ölçümlerinde düşük sertlik değerinin olması matris kesit yüzeyinin geniş yer kapladığından ileri geldiği düşünülmektedir. Hızlı soğuma şartlarında ise oluşan çökelti fazlarının ince yapılı olarak bütün yüzey alanına yayılı olması sertlik ölçülerinde ki sonuçların artışına neden olmaktadır. Bu durum hızlı soğuyan bölgelerin mikroyapılarında kanıtlanabilir. AZ91'e %0,2

oranında ilave edilen elementlerin (Bi, Sb) %0,5 ve %1 oranında ilave edilen elementlere göre % uzamayı daha fazla arttırdığı görülmüştür. Hızlı soğuma şartlarında % uzamanın en yüksek olduğu tespit edilmiştir. AZ91 mikroyapısı ile kıyaslandığında tane sınırlarında meydana gelen β -Mg₁₇Al₁₂ fazı değişikliğe uğramıştır. Tane sınırlarında biriken kırılğan β fazı ile birlikte yapıda oluşan intermetalik fazlar % uzamayı az da olsa arttıran bir etmen olabilir. AZ91'e ilave edilen elementlerin oranlarının artmasıyla % uzamanın düşüşe geçmesi yapıda daha önce çökelti yığınları oluşmasına dayandırılabilir. Bu durum sertliğin artışı ile de uyumluluk göstermektedir. Ayrıca söz konusu elementlerin % miktarları arttıkça % uzamanın düşmesi bu değerlendirmeyi desteklemektedir.

Bu çalışmada AZ91'e %0,2 oranında ilave edilen Sb çekme dayanımını kayda değer bir şekilde arttırmıştır. Genel olarak her alaşımda en fazla çekme dayanımı etkisini D bölgeleri gösterirken A bölgeleri daha az etki göstermiştir. Sb'un çekme dayanımını arttırması yapıda intermetalik faz olarak bulunan Mg₃Sb₂ fazı yapıda ince çöktiller halinde bulunduğundan dislokasyonların hareketini engellemesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Diğer taraftan Sb ilavesi β -Mg₁₇Al₁₂ fazının dağılımını, gelişimini ve sürekliliğini azaltmıştır. Bu bağlamda taneler arası mesafenin daha az olacağı ve buna bağlı olarak daha güçleneceği yaklaşımdan çekme dayanımının yüksek çıkması beklenebilir. AZ91'e ilave edilen elementlerin Çekme sonuçları Şekil 4.14-4.19'da gösterilmektedir.

AZ91'e %0,5 ve %1 oranlarında ilave edilen elementlerden %0,5 Sb en fazla çekme dayanımını arttırırken, %0,5 oranında ilave edilen Bi çekme dayanımını düşürmüştür. AZ91 mikroyapısı taneleri arasında bulunan β -Mg₁₇Al₁₂ fazı dikkate değer biçimde değişikliğe uğramış ve tane sınırlarında ki fazlar incelererek α -Mg taneleri arası mesafe daralmıştır. Diğer tarafta yapıda oluştuğu düşünülen Mg₃Sb₂ intermetalik fazın dislokasyonları engelleme etkisini de göz ardı etmemek gerekir.

BÖLÜM 6

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada AZ91 ve AZ91'e ağırlık olarak %0,2-%0,5-%1 oranlarında Bi ve Sb ilave edilerek kademeli metal kalıba dökümler yapılmıştır. Soğuma hızları farklı olan kesitlere çekme ve sertlik testleri uygulanmıştır. Ayrıca bu farklı kesitlerinden optik ve SEM mikroskop görüntü çalışmaları yapılmıştır. AZ91 alaşımı ve AZ91'e Bi ve Sb ilavesi ile soğuma hızının mekanik özelliklere etkisi incelenen çalışma da;

SONUÇLAR

- 1) AZ91 alaşımı mikroyapısı incelendiğinde α -Mg ana matrisinden, tane sınırlarında β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazının oluştuğu gözlenmiştir.
- 2) AZ91 alaşımının hızlı soğuma şartlarında (D bölgesi) mikroyapının morfolojisi değişime uğrayarak α -Mg taneleri küçülmüştür. Ayrıca mikroyapıda β fazının incelendiği görülmektedir. Yavaş soğuma şartlarında ise (A bölgesi) tanelerin kabalaştığı gözlenmiştir.
- 3) AZ91'e Bi ilave edildiğinde yapıda Mg₃Bi₂ intermetalik fazının oluştuğu gözlenmiştir. Yüksek oranda ilave edilen Bi (%1) ve bu miktarın artmasına bağlı olarak Mg₃Bi₂ intermetalik fazının kabalaştığı tespit edilmiştir.
- 4) AZ91'e Sb ilave edildiğinde yapıda Mg₃Sb₂ intermetalik fazın oluştuğu gözlenmiştir. İlave edilen Sb miktarının artmasına bağlı olarak Mg₃Bi₂ intermetalik fazının Bi ilavesinin aksine daha da ince bir yapıya dönüştüğü tespit edilmiştir.

- 5) AZ91 alaşımının bölgesel kalınlığına bağlı (A bölgesinden D bölgesine) mekanik sonuçları incelendiğinde çekme dayanımı %7, akma dayanımı %25, uzama miktarı %30, sertlik miktarının ise %15 arasında artış gösterdiği gözlenmiştir.
- 6) AZ91 alaşımına Bi ilavelerinde en yüksek çekme değerleri %1 ilavelerinde görölmüştür. Buna paralel olarak uzama miktarları %0,2 ilavelerinde en yüksek değerlere sahipken akma değeri en yüksek %0,5 ilavelerinde çıkmıştır.
- 7) AZ91 alaşımına Sb ilavelerinde en yüksek çekme ve uzama değerleri %0,2 ilavelerinde görölmüştür. Buna paralel olarak akma değeri en yüksek %1 ilavelerinde çıkmıştır.

ÖNERİLER

- 1) AZ91 alaşımına ikili elementler (Bi-Sb) birlikte ilavesi yapılarak mikroyapı ve mekanik testlerin sonuçlarına bakılabilir.
- 2) Yapılan çalışmalarda elde edilen numunelerin homojenleştirme ve çökelti sertleşmesi sonrası mekanik özelliklerinin değişimi incelenebilir.
- 3) AZ91 alaşımı ve alaşıma ilave edilen elementlerin oluşturulan alaşımlarda sürünme testleri yapılabilir.

KAYNAKLAR

- Aghion E. and Bronfin B., “Physical metallurgy of Mg alloys”, *Magnesium Technologies Users Association*, 7-44 (2005).
- Aizawa T. and Song R., “Mechanically induced reaction for solid-state synthesis of Mg₂Si and Mg₂Sn”, *Intermetallics*, (14): 382-391 (2006).
- Baker H., “Alloy phase diagrams”, *Asm Handbook*, (3): 280-285 (1998).
- Balasubramani N., Srinivasan A., Pillai U.T.S. and Pai B.C., “Effect of Pb and Sb additions on the precipitation kinetics of AZ91 magnesium alloy”, *Materials Science & Engineering*, (457): 275-281 (2007).
- Barber L.P., “Characterization of the solidification behavior and resultant microstructures of magnesium-aluminum alloys”, M.Sc. Thesis, *Worcester Polytechnic Institute*, Worcester, USA 22- 28 (2004).
- Beffort O. and Hausmann C., “Das leichtmetall magnesium und seine legierungen”, *EMPA Mg seminar*, Thun, Switzerland 15-22 (1999).
- Blawert C., Hort N. and Kainer K. U., “Automotive applications of magnesium and its alloys”, *Trans. Indian Inst. Met.*, (57): 397-408 (2004).
- Bolstad J., “Magnesium alloy development for intelligent magnesium designs”, *SinoMaG seminar*, Beijing-China (2000).
- Bowles A.L. and Caceres C.H., “Anomalous hardness behaviour of high pressure die-cast Mg-Al alloys”, *Metallurgical Science and Technology*, Associato alla Unione Stampa Periodica Italiana, Torino, 25-26 (1983).
- Cai J., Mac G.C., Liud Z., Zhang H.F. and Hua Z.Q., “Influence of rapid solidification on the microstructure of AZ91HP alloy”, *Journal of Alloys and Compounds*, (422): 92–96 (2006).
- Cai J., Mac G.C., Liud Z., Zhang H.F., Wang A.M. and Hua Z.Q., “Influence of rapid solidification on the mechanical properties of Mg-Zn-Ce-Ag magnesium alloy”, *Materials Science and Engineering A*, (456): 364–367 (2007).
- Cashion S.P., Ricketts N.J., Frost M.T. and Korn C., “The protection of molten magnesium and its alloys during die-casting, csiro”, *Manufacturing Science and Technology*, 3-9 (2000).

Chung Y.J., Park J.L., Kim N.J. and Shin K.S., “Effects of alloying elements on mechanical properties of Mg-Al alloys”, *Materials Science*, (488-489): 845-848 (2005).

Cizek L., Greger M., Dobrzanski L.A., Juricka I., Kocich R., Pawlica L. and Tanski T., Mechanical properties of magnesium alloy AZ91 at elevated temperature”, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, (18): 203-206 (2006).

Cizek L., Hanus A., Sozanska M., Tanski T. and Pawlica L., Structure characteristics of magnesium alloys with admixture of aluminium, silicon and zirconium”, *Acta Metallurgica Slovaca*, (13): 531-538 (2007).

Çıtak K., Magnezyum alaşımları seçim ve kullanım kriterleri”, *Metal Dünyası Dergisi*, (4): 1 – 11 Eylül (2004).

Deschamps A., Texier G., Ringeval S., and Delfaut-Durut L., “Influence of cooling rate on the precipitation microstructure in a medium strength Al-Zn-Mg alloy”, *Materials Science and Engineering*, 501 (1-2): 133-139 (2009).

Dobrzanski L.A., Tanski T., Cizek L. and Brytan Z., “Structure and properties of magnesium cast alloys”, *Journal of Materials Processing Technology*, (192-193): 567-574 (2007).

Durrani S., “Optimizing convertible automobile design through the use of magnesium”, *SAE International, International Congress & Exposition*, Detroit, MI, USA, (1993).

Eliezer D., Aghion E. and Froes F.H., “Magnesium Science, Technology and Applications”, *Advanced Performance Materials*, 5 (3): 201-212 (1998).

Fan Y., Wu G. and Zhai C., “Effect of strontium on mechanical properties and corrosion resistance of AZ91”, *Materials Science*, (546-549): 567-570 (2007).

Friedrich H. and Schumann S., “Research for a new age of magnesium in the automotive industry”, *Journal of Materials Processing Technology*, (117): 276-281 (2001).

Gaines L., Cuenca R., Stodolsky F. and Wu S., “Potential automotive uses of wrought magnesium alloys”, *Automotive Technology Development*, Detroit, Michigan, 1-7 (1996).

Guthrie S.E., Thomas G.J., Bauer W. and Yang N.Y.C., “The development of lightweight hydride alloys based on magnesium”, *Sandia National Laboratories Department of Energy*, California, U.S.A., 1-35 (1996).

Ha W. and Kim Y. “Effects of cover gases on melt protection of Mg alloys”, *Journal of Alloys and Compounds*, (422): 208-213 (2006).

- Hillis J.E., “The international program to identify alternatives to SF₆ for magnesium melt protection”, *The International Magnesium Association, Noranda Magnesium Inc.* San Diego, U.S.A., 1-8 (2002).
- Hirai K., Somekawa H., Takigawa Y. and Higashi K., “Effects of Ca and Sr addition on mechanical properties of a cast AZ91 magnesium alloy at room and elevated temperature”, *Materials Science and Engineering A*, (403): 276-280 (2005).
- Housh S., Mikucki B. and Stevenson A., “Selection and application of magnesium and magnesium alloys” 10th Edition, *ASM Handbook*, (2): 455-479 (1998).
- Juchmann P., “Technology of magnesium and magnesium alloys”, *Forming*, 269-315 (2006).
- Kainer K.U., Vuch, F.B., “The current state of technology and potential for further development of magnesium applications” *Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA*, Germany, 3-20 (2006).
- Kammer, C., “Wrought alloys”, *Magnesium Casting Alloys*, *Springer*, Section 5, 204-214 (2006).
- Kang D.H., Park S.S., Oh S. and Kim N.J., “Effect of nano-particles on the creep resistance of Mg-Sn based alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 449 (451): 318-321 (2007).
- Kima J.M., Park B.K., Jun J.H., Kim K.T. and Jung W.J., “Microstructure and properties of Mg-Al based casting alloys modified with minor alloying elements”, *Materials Science*, (488-489): 149-150 (2005).
- King J.F., “Technology of magnesium and magnesium alloys”, *Magnesium Technology*, 219-225 (2006).
- Landkof B., “Magnesium alloys applications”, *Magnesium Alloys Science Tecnology and Application*, Ben-Guron Üniversty, (8): 293-316 (2005).
- Lebeau S. and Maffia J., “Thixomolding : plastic injection molding turns to metal”, *Engineered Casting Solutions*, 33-35 (2002).
- Li N., “Automotive magnesium applications and life cycle environmental assesment”, *3rd International Conference on SF₆ and the Environment*, Scottsdale, Arizona, 1-26 (2004).
- Li N., “Magnesium advances and applications in north america industry.”, *Materials Science*, (488): 931-936 (2005).
- Li N., “SF₆ and magnesium in automotive industry”. *Int’l Conference on SF₆*, San Diego, CA, 21-22, (2002).

Looze G., Carrig J. and Nguyen V., “High-yield, high-integrity, permanent mould magnesium casting”, *Foundry Trade Journal*, (3629): 280-282 (2005).

Lu Y., Wang Q., Zeng X., Ding W., Zhai C. and Zhu Y., “Effects of rare earths on the microstructure, properties and fracture behavior of Mg–Al alloys” , *Materials Science and Engineering A*, (278): 66-76 (2000).

Luo A.A., “Materials comparison and potential applications of magnesium in automobiles”, *Magnesium Technology*, Nashville, 89-99(2000).

Maeng D. Y., Kim T. S., Lee J. H., Hong S. J., Seo S. K. and Chun B. S., “Microstructure and strength of rapidly solidified and extruded Mg-Zn alloys.”, *Scripta Materialia*, 43 (5): 385-389 (2000).

Martchek K.J., “The importance of recycling to the environmental profile of metal products”, *Proceedings of the TMS Fall Extraction and Processing Conference*, 19-28, (2000).

Mordike B.L. and Ebert T., “Magnesium properties-applications-potential”, *Materials Science&Engineering A*, (302): 37-45 (2001).

Mordike B.L. and Kainer K.U., “Magnesium alloys and their applications”, *Werkstoff-Informationsgesellschaft*, Frankfurt, (34-47): 125-132, 477-482 (1998).

Plano, “Nanomag, sustainable production”, *The Role of Nanotechnologies*, Copenhagen, 34-47 (2002).

Polmear I.J., “Light alloys”, Metallurgy & Materials Science, *John Wiley&Sons*; edition, (5): 17-20 (1995).

Polmear I.J., “Magnesium alloys, light alloys”, **669.2, Honeycombe, R:V:K., Hancock, Metallurgy and Materials Science Series**, New York, 169-210 (1989).

Qudong W., Wenzhou C., Xiaoqin Z., Yizhen L., Wenjiang D., Yanping Z. and Xiaoping X., “Effects of Ca addition on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy”, *Journal Of Materials Science*, (36): 3035-3040 (2001).

Qudong W., Yizhen L., Xiaoqin Z., Wenjiang D., Yanping Z., Qinghua L. and Jie L., “Study on the fluidity of AZ91+xRE magnesium alloy”, *Materials Science and Engineering*, (271): 109-115 (1999).

Sarennah J.P., “The bolting of magnesium components in car engines”, M.Sc Thesis., *Materials Science and Engineering University of Cambridge, Cambride*, 6-10 (2001).

Schwam D., Wallace J.F., Zhu Y., Viswanathan S. and Iskander S., “Enhancements in magnesium die casting impact properties”, Final Report, *Case Western Reserve University*, Ohio, 5-22 (2000).

Ünal M., “Magnezyum alaşımlarının döküm özelliklerinin incelenmesi, Doktora Tezi”, *Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 57-61 (2008).

Vogel M., “Mikrostruktur und kriechverhalten von magnesium-druckgusslegierungen im system Mg-Zn-Al-Ca”, Doctoral Thesis (PhD), *Max-Planck-Institut für Metallforschung*, Stuttgart, 6-20 (2002).

Watarai H., “Trend of research and development for magnesium alloys”, *Science and Technology Trends*, (18): 84-97 (2006).

Watari, H., Davey, K., Rasgado, M.T., Haga, T. and Izawa. S., Semi-solid manufacturing process of magnesium alloys by twin-roll casting, *Journal of Materials Processing Technology*, 155 (156): 1662-1667 (2004).

Weichao Z., Shuangshou L., Bin T., Daben Z. and Xutao G., “Effect of rare earths on hot cracking resistant property of Mg-Al alloys”, *Journal of Rare Earths*, 24 (3): 346-351 (2006).

Westengen H, Recycling, “Properties of magnesium alloys”, Magnesium Technology, *Springer*, 633-664 (2006).

Westengen H. and Aune T.K., Magnesium casting alloys, Magnesium Technology, *Springer*, 145-204 (2006).

Xiaoqin Z., Qudong W., Yizhen L., Yanping Z., Wenjiang D. and Yunhu Z., “Influence of beryllium and rare earth additions on ignition-proof magnesium alloys”, *Journal of Materials Science*, (112): 17-23 (2001).

Yuan G., Sun Y. and Ding W., “Effects of bismuth and antimony additions on the microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy”, *Materials Science and Engineering*, (22): 38-44 (2001).

Žaludová N., “Mg-RE alloys and their applications”, *WDS’05 Proceedings of Contributed Papers*, (3): 643-648 (2005).

Zeytin K.H., “Magnezyum alaşımları : otomotiv endüstrisinde uygulaması ve geleceği”, *Tübitak*, Marmara Araştırma Merkezi, Kocaeli, 3-39 (1999).

Zhang Z., “Development of magnesium-based alloys for elevated temperature applications”, Doctoral Thesis (PhD), *Faculte Des Sciences Et De Genie Université*, Quebec-Canada, 2-75 (2000).

Zhang Z., Couture A. and Luo A., “An investigation of the properties of Mg-Zn-Al alloys”, *Scripta Materialia*, (39): 45-53 (1998).

Zhang, J., Guo, Z.X., Pan, F., Li, Z. and Xiaodong, L., “Effect of composition on the microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Al alloys”, *Materials Science and Engineering*, (456): 43-51 (2006).

Zhao H.L., Guan S.K. and Zheng F.Y., “Effects of Sr and B addition on microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy”, *Materials Research Society*, (22): 2423-2428 (2007).

ÖZGEÇMİŞ

Levent ELEN, 1983'de Bursa'nın Keles ilçesinde doğdu. İlkokul ve Ortaokul öğrenimini Osmangazi ilçesine bağlı olan Ticaret ve Sanayi Odası İlköğretim Okulunda tamamladı. Lise öğrenimini Tophane Endüstri Meslek Lisesi Döküm Bölümü'nde 2001 yılında tamamlayıp mezun olduktan sonra 2002 yılında Uludağ Üniversitesi, Teknik Bilimler Meslek Yüksek Okulu, Döküm Bölümünde eğitime başladı. 2004 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Döküm Öğretmenliğine dikey geçiş yaparak eğitime başladı. 2007'de iyi derece ile mezun olduktan 2 yıl sonra Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi ABD'da Yüksek Lisans eğitimine başladı. Halen Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi ABD'da Yüksek Lisans eğitimini sürdürmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : 100. Yıl Mah. 1002. Cad. Lale Kent Sitesi A/Blok Kat:2 Daire:7

Merkez / KARABÜK

Tel : (0370) 433 49 27 – (0505) 722 84 70

E-posta: leventelen@hotmail.com