

**FARKLI SOĞUMA HIZLARI VE ALAŞIM
ELEMENTLERİNİN AZ91 MAGNEZYUM
ALAŞIMININ MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ**

**2011
YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

Melek YILKI

**FARKLI SOĞUMA HIZLARI VE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN AZ91
MAGNEZYUM ALAŞIMININ MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİKLERİNE
ETKİSİ**

Melek YILKI

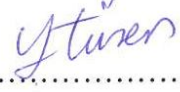
**Karabük Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metal Eğitimi Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK
Ocak 2011**

Melek YILKI tarafından hazırlanan “FARKLI SOĞUMA HIZLARI VE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN AZ91 MAGNEZYUM ALAŞIMININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE 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. 28/01/2011

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

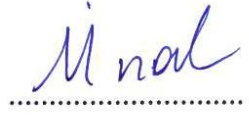
Başkan : Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI (KBÜ)


.....

Üye : Yrd. Doç. Dr. Yunus TÜREN (KBÜ)


.....

Üye : Yrd. Doç. Dr. Mehmet ÜNAL (KBÜ)

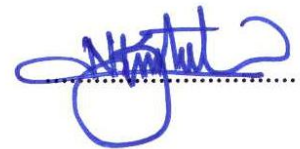

.....

...../...../2011

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.”

Melek YILKI

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

FARKLI SOĞUMA HIZLARI VE ALAŞIM ELEMENTLERİNİN AZ91 MAGNEZYUM ALAŞIMININ MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERİNE ETKİSİ

Melek YILKI

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

Tez Danışmanı:

Yrd. Doç. Dr. Yunus TÜREN

Ocak 2011, 73 sayfa

Bu çalışmada, AZ91 serisi ileri teknoloji magnezyum alaşımlarının mikroyapı ve mekanik özelliklerine Si, Pb, Sr, TiB, ilavelerinin ve farklı soğuma hızlarının etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla alaşımlar; dört farklı katılaşma hızı veren kademeli dökme demir kalıba dökülmüştür. Ayrıca her bir parametre için alaşımlara ağırlıkça % 0.5 oranlarında Si, Pb, Sr, TiB, elementleri ilave edilmiş ve soğuma hızlarının değişimi gözlenmiştir.

Sonuçlarda, AZ91 Magnezyum alaşımında soğuma hızı arttıkça çekme dayanımının ve sertliğinin arttığı Si, Pb, Sr, TiB ilavesi ile birlikte bu artışın yükseldiği gözlenmiştir. Ayrıca soğuma hızına bağlı olarak tanelerin incelendiği ve Mg₁₇Al₁₂ fazının modifiye edilebildiği gözlemlenmiştir.

Anahtar Kelimeler : Mg Alaşımları, AZ91, Soğuma Hızı, Mekanik Özellikler
Bilim Kodu : 710.3.011

ABSTRACT

M.Sc. Thesis

DIFFERENT COOLING RATE AND ALLOY ELEMENTS OF AZ91 EFFECT OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES MAGNEZYUM ALLOYS

Melek YILKI

**Karabuk University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Metallurgy Education**

Thesis Advisor:

Assist. Prof. Dr. Yunus TÜREN

January 2011, 73 pages

In this study, effect of Si, Pb, Sr, TiB additions and different cooling rates on microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloys have been investigated. For this aim; alloys have been poured to the gradual cast iron mold that gives four different solidification rates. Moreover; each parameter, Si, Pb, Sr, TiB, elements in the ratio of 0.5 wt. % have been added to the alloys and the changes in the cooling rates have been observed.

Results showed that tensile strength and hardness increased as cooling rates increased, and these rising improved with Si, Pb, Sr, TiB additions have been observed. Additionally, finer grains and modified of Mg₁₇Al₁₂ phase depending on cooling rate have been observed.

Key Words : Mg Alloys, AZ91, Cooling Rate, Mechanical Properties

Science Code : 710.3.011

TEŞEKKÜR

Çalışmam 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 teőekkürlerimi sunarım. Deneysel çalışmalar sırasında yardımlarını esirgemeyen, KBÜ Teknik Eğitim Fakóltesi sayın Yrd. Doç. Dr. Mehmet ÜNAL'a teőekkürlerimi arz ederim. Deney çalışmalarım sırasında yardımlarından dolayı arkadaşlarım Levent ELEN, İbrahim ERDEM ve Ayőegül ENGİN'e, tezin düzenlenmesi kısmında Kemal GÜLERYÜZ ve Arő. Görevlisi Musa YILDIRIM' a, beni yalnız bırakmayan ve yardımını esirgemeyen değerli dostum Erkan BİNZET' e teőekkürlerimi borç bilirim.

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

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xv
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. Yitriyum	19
2.4.9. Gümüş	19

	<u>Sayfa</u>
2.4.10. Stronsiyum.....	20
2.4.11. Toryum	21
2.4.12. Toprak Alkali Elementler (RE).....	21
2.4.13. Silisyum.....	22
2.5. MAGNEZYUM-ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI	22
2.5.1. Magnezyum-Alüminyum-Çinko Alaşimleri.....	23
2.5.1.1. AZ91 Alaşımı	25
2.5.2. Magnezyum-Alüminyum-Silisyum Alaşimleri	27
2.5.3. Magnezyum-Alüminyum-Toprak Elementleri Alaşimleri	27
2.6. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM YÖNTEMLERİ.....	28
2.6.1. Kokil Kalıba Döküm.....	31
2.6.2. Kum Kalıba Döküm	32
2.6.3. Basınçlı döküm	32
2.6.4. Yarı Katı Döküm yöntemi	33
2.7. SOĞUMA HIZININ MAGNEZYUM ALAŞIMLARINA ETKİLERİ	34
2.7.1. Soğuma Hızının Mikroyapıya Etkileri	35
2.7.2. Soğuma Hızının Mekanik Özelliklere Etkileri	36
2.8. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ MEKANİK ÖZELLİKLERİ	37
2.9. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ SOĞUMA HIZLARIYLA İLGİLİ ÇALIŞMALAR.....	39
BÖLÜM 3.	42
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	42
3.1. MALZEME	42
3.2. ATMOSFER KONTROLLÜ ERGİTME ÜNİTESİ.....	42
3.3. ERGİTME VE ALAŞIMLAMA PRATİĞİ.....	43
3.4. KATILAŞMA HIZLARI DENEYİ.....	45
3.5. MEKANİK DENEYLER.....	46
3.5.1. Çekme Deneyi.....	46
3.5.2. Sertlik Deneyi	47
3.6. MİKROYAPI ÇALIŞMALARİ.....	47

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 4.	49
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	49
4.1. MİKROYAPI İNCELEMELERİ	48
4.2. MEKANİK DENEY SONUÇLARI	53
BÖLÜM 5	60
DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ	60
5.1. MİKRO YAPI SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ	60
5.2. MEKANİK DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ	61
5.2.1. Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi	61
5.2.2. % Uzama Sonuçlarının Değerlendirilmesi	63
5.2.3. Çekme Gerilimi Sonuçlarının Değerlendirilmesi	64
BÖLÜM 6.	65
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	65

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Şekil 2.1. Yılı Dünya Ülkeleri Mg Üretim Oranları	4
Şekil 2.2. Yıllara göre ABD ve Avrupa'da magnezyum kullanımı	5
Şekil 2.3. 2001 yılında Avrupa'da Mg' un kullanım alanları.....	5
Şekil 2.4. Yüksek dayanımlı belirli malzemelerin 20.Yüzyıl'daki üretimi.....	6
Şekil 2.5. Mg Alaşımlarının CO ₂ Emisyonu üzerideki etkisi	7
Şekil 2.6. AM alaşımı döküm parçaları.....	8
Şekil 2.7. AZ91 alaşımı döküm parçaları.....	9
Şekil 2.8. AM50 Malzemedan üretilmiş bir ön panel.....	9
Şekil 2.9. WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu	10
Şekil 2.10. Li katkılı mg alaşımı kamera kutusu	10
Şekil 2.11. Mg alaşımından üretilmiş araba parçaları	11
Şekil 2.12. Mg-Al denge diyagramı.....	14
Şekil 2.13. Mg-Zn denge diyagramı	15
Şekil 2.14. Mg-Mn denge diyagramı	16
Şekil 2.15. Mg-Ca denge diyagramı	16
Şekil 2.16. Mg-Sn denge diyagramı	17
Şekil 2.17. Mg-Pb denge diyagramı	18
Şekil 2.18. Mg-Ti denge diyagramı.....	18
Şekil 2.19. Mg-Y denge diyagramı.....	19
Şekil 2.20. Mg-Ag denge diyagramı.....	20
Şekil 2.21. Mg-Sr denge diyagramı	20
Şekil 2.22. Mg-Th denge diyagramı	21
Şekil 2.23. Mg-Si denge diyagramı	22
Şekil 2.24. Mg-Al-Zn alaşım sisteminin dökülebilirliğinin şematik resmi.....	23
Şekil 2.25. Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı	24
Şekil 2.26. AZ91 alaşımının mikroyapısı	26
Şekil 2.27. AZ91 alaşımın mikroyapıda tane görünüşü.....	26
Şekil 2.28. Si'lu Mg alaşımının mikroyapısı.....	27

Sayfa

Şekil 2.29. Mg alaşımı dökümlerinde gaz kullanımı	29
Şekil 2.30. Mg alaşımı dökümlerinde ocakta ve kalıpta gaz kullanımı	30
Şekil 2.31. Mg alaşımlarında kullanılan basınçlı döküm makineleri	33
Şekil 2.32. Yarı-katı sıcaklık ve durumu	34
Şekil 2.33. Yarı-katı döküm yöntemi.....	34
Şekil 2.34. Alaşımların mikroyapıları.....	35
Şekil 2.35. AZ91 alaşımı klasik döküm ve hızlı soğutma yöntemi.....	36
Şekil 2.36. AZ91'in basınçlı ve kokil dökümünün gerilim-uzama diyagramı.....	38
Şekil 2.37. Mg alaşımlarının gerilim-uzama eğrileri.....	38
Şekil 2.38. AZ91HP döküm alaşımı mikroyapı fotoğrafları.....	40
Şekil 2.39. AZ91HP alaşımının klasik döküm makro yapısı.....	41
Şekil 3.1. Atmosfer kontrollü ergitme ünitesi kesit şekli.....	43
Şekil 3.2. Ergitme işleminde kullanılan paslanmaz çelik pota fotoğrafı.....	44
Şekil 3.3. Ocak ve metal sıcaklığı kalibrasyonu.....	44
Şekil 3.5. Kademeli Metal kalıp kesit resmi	45
Şekil 3.6. Çekme deney numunesi.....	46
Şekil 4.1. AZ91 alaşımının mikroyapı görüntüleri	49
Şekil 4.2. AZ91 + %0,5 Si alaşımının mikroyapı görüntüleri.....	50
Şekil 4.3. AZ91 + %0,5 Pb alaşımının mikroyapı görüntüleri.....	51
Şekil 4.4. AZ91 + %0,5 Sr alaşımının mikroyapı görüntüleri	52
Şekil 4.5. AZ91 + %0,5 TiB alaşımının mikroyapı görüntüleri.....	52
Şekil 4.6. AZ91 alaşımının Çekme –Akma %uzama sertlik değişimleri.....	54
Şekil 4.7. AZ91'e ilave edilen %0,5 Si miktarına bağlı Çekme –Akma %uzama sertlik değişimleri	55
Şekil 4.8. AZ91'e ilave edilen %0,5 Pb miktarına bağlı Çekme –Akma %uzama sertlik değişimleri	56
Şekil 4.9. AZ91'e ilave edilen %0,5 Sr miktarına bağlı Çekme –Akma %uzama sertlik değişimleri	57
Şekil 4.10. AZ91'e ilave edilen %0,5 TiB miktarına bağlı Çekme –Akma %uzama sertlik değişimleri.....	58

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 İntermetalik Fazlar ve Çözünübilirlikleri....	13
Çizelge 2.5. AZ91 Alaşımının Döküm Yöntemine Göre Mekanik Özellikleri.....	37
Çizelge 3.1. Deneylerde Kullanılan Alaşımların Analizleri	42

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Ce	: Seryum
Ln	: Lantanyum
Mg	: Magnezyum
Nd	: Neodmiyum
Pb	: Kurşun
RE	: Toprak Alkali Elementleri
SF ₆	: Sülfür hexaflorür
Si	: Silisyum
Sr	: Stronsiyum
Th	: Toryum
TiB	: Titanyumbor
Zn	: Çinko

KISALTMALAR

ASTM	: Amerika Malzeme ve Test Standartları Kurumu
DIN	: Alman Norm Enstitüsü
HFC	: Hidroflorokarbon
HSP	: Hegzagonal sıkı paket
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. Bu yüzden, araçlarda ağırlık azalması, sürtünmenin azaltılması, motor ve transmisyon sürtünmesinin azaltılması, araç ön alanının küçültülmesi ve aerodinamik tasarım gibi yaklaşımlar üzerine çalışılmaktadır (Vecchiarelli 1992). Örneğin araç ağırlığında yaklaşık 100 kg'lık bir azalma ile 100 km'de 0,5 litre bir yakıt tasarrufu sağlanmaktadır (Dobrzanski et al. 2007). Ağırlıktan 40 kg'lık azalma, atmosfere verilen egzoz gazlarında da azalma sağlamaktadır (Dobrzanski et al. 2007). 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). Otomotiv endüstrisinin Magnezyum (Mg) kullanımındaki artış, geçen 10 yıl içerisinde her yıl %15 olarak gerçekleşmiştir. Bu artışın önümüzdeki 10 yıl içerisinde %12'lik oranla artmaya devam etmesi beklenmektedir (Barber 2004, Luo 2000).

Dünyadaki hammadde ve enerji kaynaklarının korunmasında, malzeme seçimindeki düşük ağırlık ve geri dönüşebilirliğin önemi günden güne artmaktadır. (Mg) 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 kullanımını 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 alaşım geliştirilmesi konuları da literatürde az bulunmaktadır (Polmear 1989).

Bu çalışmanın ana hedefi, AZ91 Mg alaşımının mekanik özelliklerini geliştirmek amacıyla % 0,5 oranında Si, Pb, Sn, Sr, TiB₂, farklı hızlarda katılaştırıp, mekanik özelliklerin ve mikroyapısının incelenmesini kapsamaktadır.

BÖLÜM 2

MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

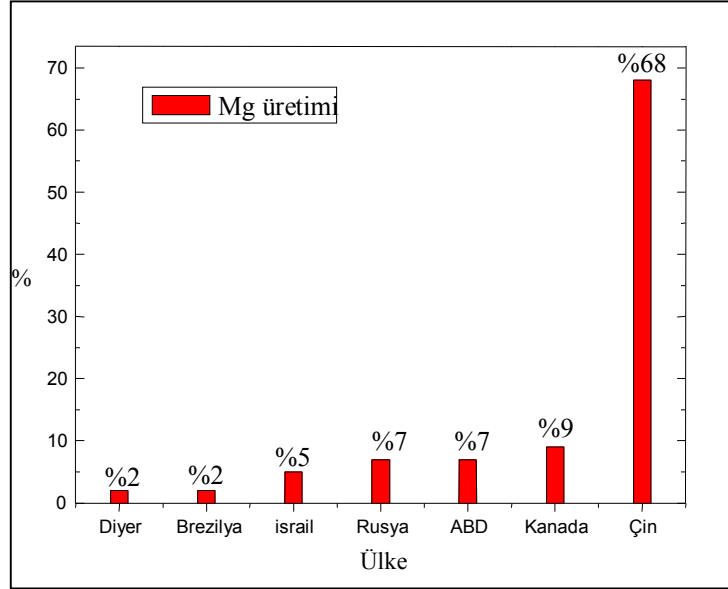
2.1. MAGNEZYUM

Mg, yapısal uygulamalarda kullanılan en hafif metaldir. Mg elementi tarihte ilk Sir Humprey Davey tarafından 1808 yılında keşfedilmiştir. Mg yer kabuğunun %2,7' sinde ve okyanusların %0,013'ünde bulunur. Periyodik Tabloda IIA gurubunda yer alan toprak alkali bir elementtir (Kramer 2002). Saf Mg' un mekanik ve fiziksel özellikleri aşağıda Çizelge 2.1'de verilmiştir (Housh 1998, Kainer 2006).

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
Atom hacmi	14,0 (atom ağırlığı/yoğunluk)
Özgül ısısı	0,25 C/gr °C
Isı iletkenliği	156 W/m ² K, s.cm. °C (oda sıcaklığında)
Elektrik iletkenliği	22,4 m/(Ω mm ²) (oda sıcaklığında)
Kaynama ısısı	32,517 kcal/atom gram

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). Şekil 2.1' de 2004 yılında Mg üretimi yapan ülkeler ve oranları gösterilmiştir.

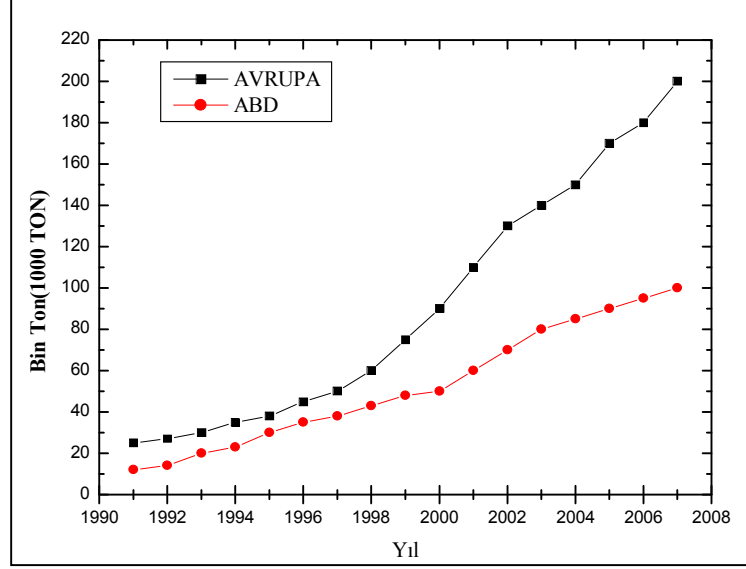


Şekil 2.1. 2004 yılı dünya ülkeleri Mg üretim oranları (Brown 2004).

Mg metali magnezit ($MgCO_3$), karnolit ($K_2MgCl_4 \cdot 6H_2O$) veya dolomit $MgCa(CO_3)_2$ 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 yöntemse doğrudan tuzlu sulardan elde edilen magnezyum oksidin (MgO) termal redüksiyonu ile üretimidir (Gaines et al. 1996).

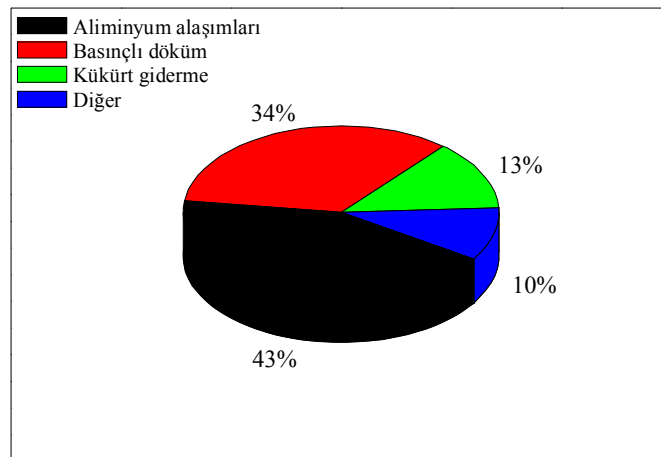
Mg alaşımlarında tane inceltici etkisi ile ilgili 1938 yılındaki önemli buluşlar ve manganezin (Mn) Mg-Al-Zn alaşımlarının korozyona karşı direncini artırabilecek etkilerinin 1925 yılında keşfedilmesi, Mg' un yapısal uygulamalarda kullanılmasını teşvik etmiştir (Zhang 2000). II. Dünya savaşı sırasında 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 2.2’de 1991-2007 yılları arasında Avrupa ve ABD’de Mg kullanımı gösterilmiştir.



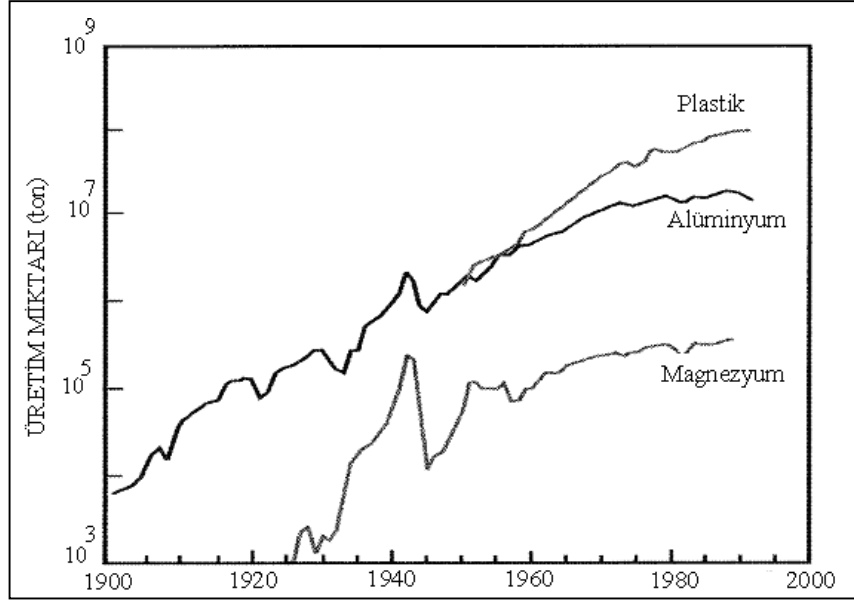
Şekil 2.2. Yıllara göre ABD ve Avrupa’da magnezyum kullanımı.

Şekil 2.2’ de görüldüğü gibi 1997–2007 yılları arası A.B.D. ve Avrupa’da Mg üretimi oldukça artmıştır (Mordike and Ebert 2001). Şekil 2.3’de 2001 yılında Avrupa’da Mg’ un kullanım alanları görülmektedir (Plano 2002).



Şekil 2.3. 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 2.4’de yüksek dayanımlı belirli malzemelerin 20.Yüzyıl’daki üretimi görülmektedir (Mordike and Ebert 2001).



Şekil 2.4. Yüksek dayanımlı belirli malzemelerin 20.Yüzyıl’daki üretimi (Mordike and Ebert 2001).

2.2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ KULLANIM ALANLARI

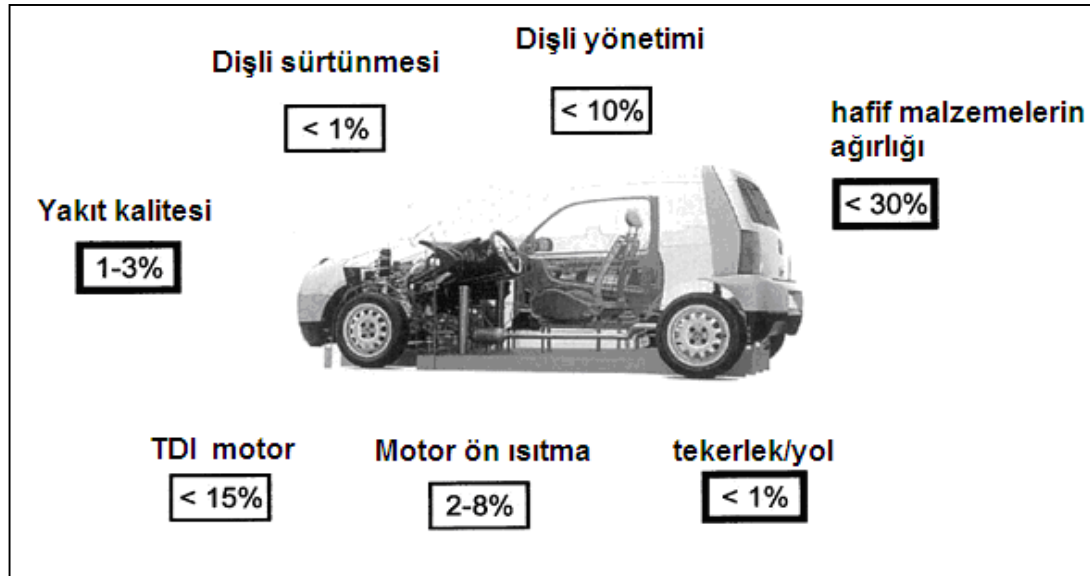
Magnezyum metalinin saf halde kullanılması çoğu diğer metallerde olduğu gibi dayanımın düşük olmasından dolayı mümkün değildir. Bu durum, değişik alaşımların üretilmesini gerektirmiştir. Mg alaşımlarının da en önemli özelliği hafifliktir. Bu açıdan bazı Mg alaşımlarının özgül çekme dayanımı, Al ve çeliğin özgül çekme dayanımından daha büyüktür.

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 2.5'de Mg alaşımlarının, CO₂ emisyonunu düşürmek için kullanıldığı yerlerde teknik ölçümlere etkileri görülmektedir.

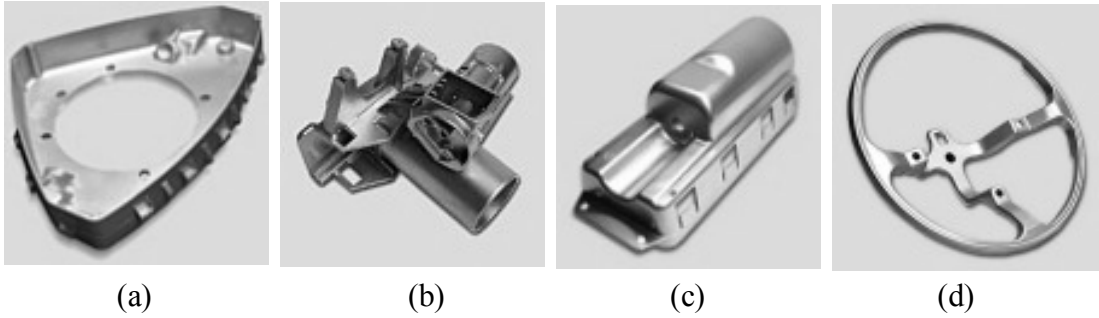


Şekil 2.5. Mg Alaşımlarının CO₂ emisyonu üzerindeki etkisi (Mordike and Ebert 2001).

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 2.6' da otomobil parçalarında Mg alaşımının kullanımı gösterilmiştir. Bu Őekilden de görüldüğü gibi Mg alaşımları otomobillerin hemen hemen her bölümünde kullanılabilir.

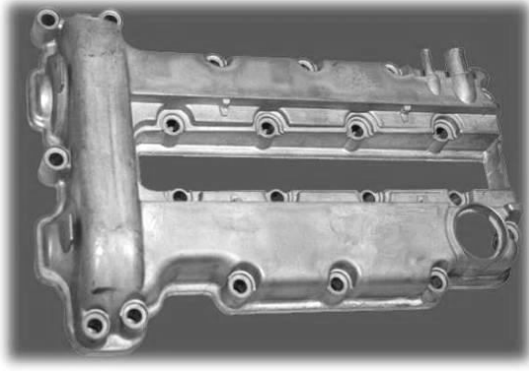


Şekil 2.6. AM alaşımı döküm parçaları a) Hava yastığı kutusu b) Direksiyon kilit kutusu c) Yolcu hava yastığı kilidi d) Direksiyon simidi (Landkof et al 2005).

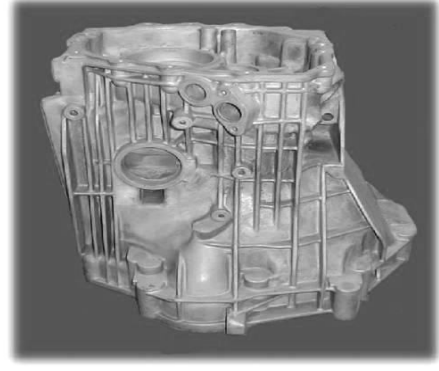
Mg döküm alaşımlarının gelecekte daha geniş kapsamlı kullanılabileceğine ışık tutan örneklerden biri de BMW firmasının yeni üretimlerde Al-Mg kompozit malzemeler kullanmaya başlamasıdır. Firmanın Mg alaşımlarını yüksek sıcaklık motor uygulamalarında kullanması yeni bir deneyimdir (Blawert et al 2004).

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 2.7'de AZ91 alaşımlarından üretilmiş döküm parçalar görülmektedir (Naiyi Li 2002).



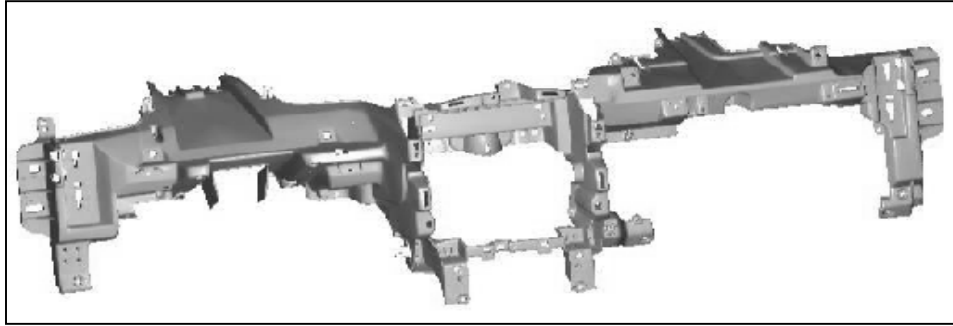
(a)



(b)

Şekil 2.7. 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 2.8’de AM alaşımından dökülmüş parçalar görülmektedir (Bolstad 2000, Mordike and Ebert 2001, Beffort and Hausmann 2004, Li 2004).



Şekil 2.8. AM50 malzemedan üretilmiş bir ön panel (Naiyi Li 2002).

AE42 alaşımları 200 °C’nin üzerindeki servis koşullarında, transmisyon elemanı ve motorlarda kullanılır (Zhang 2000). Şekil 2.9’da WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu görülmektedir (Mordike and Kainer 1998, Žaludová 2005).



Şekil 2.9. WE43 alaşımından dökülmüş helikopter vites kutusu (Mordike and Kainer 1998, Žaludová 2005).

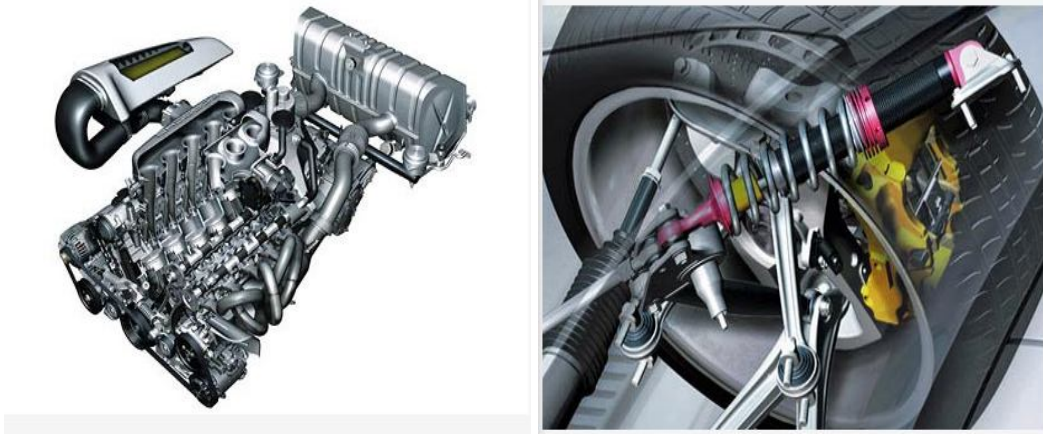
Süper hafif Mg-Li esaslı alaşımlar bilgisayar elemanı olarak plastik ve diğer benzer malzemelerin yerine kullanılabilir (Dobrzanski et al. 2007). Şekil 2.10'da Li esaslı Mg alaşımından dökülmüş kamera kutusu görülmektedir.



Şekil 2.10. 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 kullanıma eğilimi vardır. Zr içermeyen alaşımlar, ilke olarak AZ91 ve diğer alaşımlar, otomotiv ve

diğer çeşitli yüksek hacimli/miktarlı uygulamalarda kullanılmaktadır. Şekil 2.11’ de Mg alaşımından dökülmüş araba parçaları görülmektedir.



Şekil 2.11. 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→ Alaşımındaki 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	AS41	AZ61	AZ80	AZ91
Al	4,5-5,3	5,6-6,4	3,7-4,8	6,5	7,8-9,2	8,5-9,5
Zn	0,20 max.	0,20 max.	0,10 max.	1,0	0,2-0,8	0,45-0,90
Mn	0,28-0,50	0,26-0,50	0,35-0,60	0,15	0,15-0,5	0,17-0,40
Si	0,05max.	0,05max.	0,60-1,4	0,20 max.	0,10 max.	0,05 max.
Fe (max)	0,004	0,004	0,0035	-	0,05	0,004
Cu (max)	0,008	0,008	0,015	0,08	0,05	0,025
Ni (max)	0,001	0,001	0,001	0,010	0,005	0,001
Be	-	-	-	-	0,002	-
Ce	-	-	-	-	-	-
Zr	-	-	-	-	-	-
Diğer	0,01	0,01	0,01	-	-	0,01
Mg	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan	Kalan

2.4. ALAŞIM ELEMENTLERİNİN MAGNEZYUM ALAŞIMLARINA ETKİSİ

Magnezyum 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.

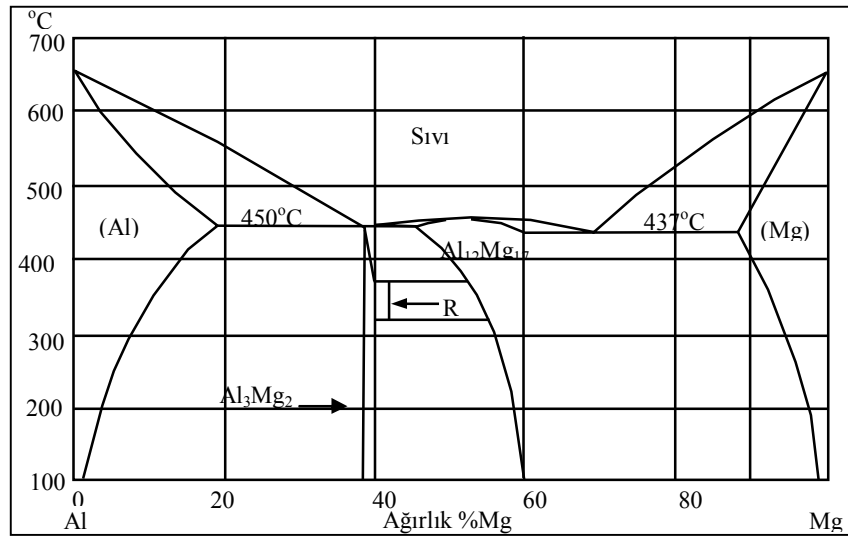
Çizelge 2.4. Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünebilirlikleri (Mordike and Kainer 1998).

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. Ergiğin dökülebilirliğini geliştirmesinin yanı sıra Mg' un katı çökelti dayanımını ve döküm alaşımlarının mikro gözeneklerini azaltır. Alaşıma eklenen Al miktarı %6'yı aştığında, alaşımın ısıl işlem kabiliyeti artar. Katı eriyik sertleşmesi ve çökelti sertleşmesi ile oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalikliği düşük sıcaklıklarda (≤ 120 °C) oluşarak alaşımın dayanımını geliştirir. (Schwam et al. 2000, Johansson 2002, Barber 2004). Şekil 2.12'de Mg-Al denge diyagramı görülmektedir.

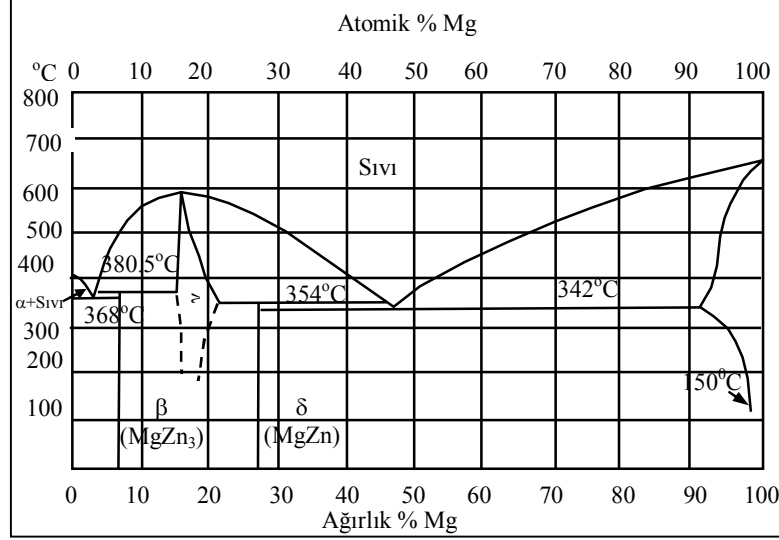


Şekil 2.12. Mg-Al denge diyagramı (Guthrie et al.1996, Baker 1998).

2.4.2. Çinko

Zn, tane sınırlardaki ötektik miktarını artırarak, alaşımın katılaşıma sıcaklığını düşürmektedir. Korozyon özelliklerinde Cu' in 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 ergiğin akıcılığını artırmakla birlikte, tane sınırlarına çökmesi ile sıcak yırtılma

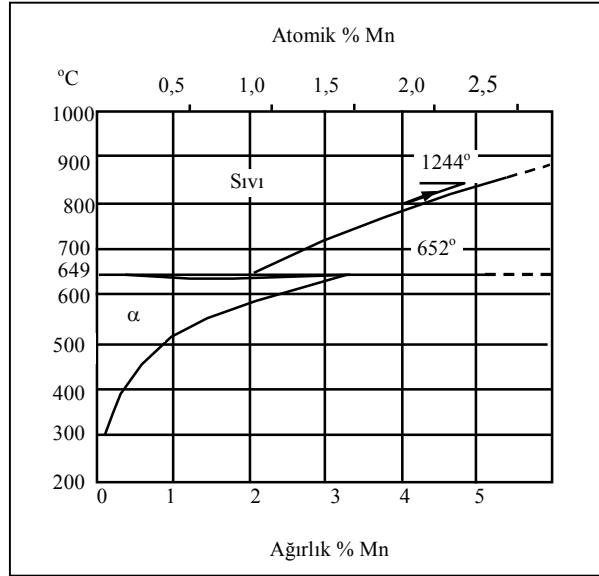
oluşturduğu için %2 ile sınırlıdır. Ayrıca Zn alaşımın çekme mukavemetini artırır (Zhang 2000, Barber 2004). Şekil 2.13’de Mg-Zn denge diyagramı görülmektedir.



Şekil 2.13. Mg-Zn denge diyagramı (Zhang 2000, Schwam et al. 2000).

2.4.3. Mangan

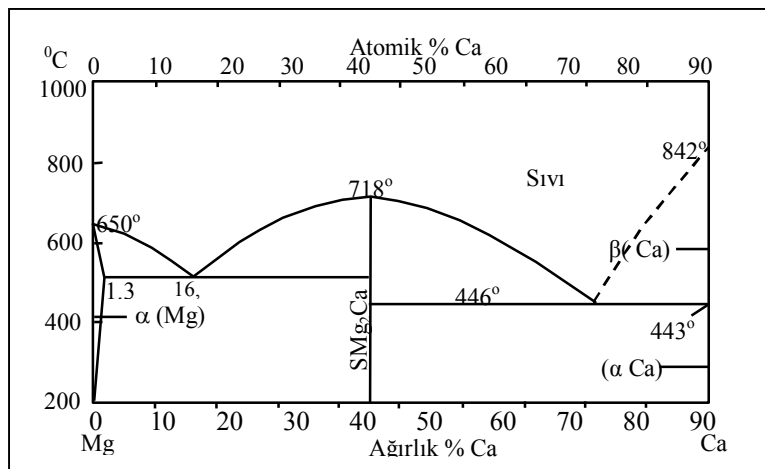
Alaşıma ilave edilen Mn daha çok korozyon direncini artırmak için %0.1-0.5 arasında kullanılır. Mn'm Mg alaşımlarında, korozyon direncine etkisi fazladır. Fe-Mn çökeltilerinde, Fe'in kontrolü için Mn kullanılır. Mn, Mg alaşımlarının sürünme direncini geliştirir ve Fe'in etkisini azalttığı için, korozyonu engeller. Fakat Mg alaşımlarının dayanımında Mn'in etkisi azdır (Schwam et al. 2000). Şekil 2.14'de Mg-Mn denge diyagramına göre Mn, Mg içersinde %3.4'e kadar sıcaklığa bağlı olarak katı eriyik oluşturabilmektedir.



Şekil 2.14. Mg-Mn denge diyagramı (Baker 1998).

2.4.4. Kalsiyum

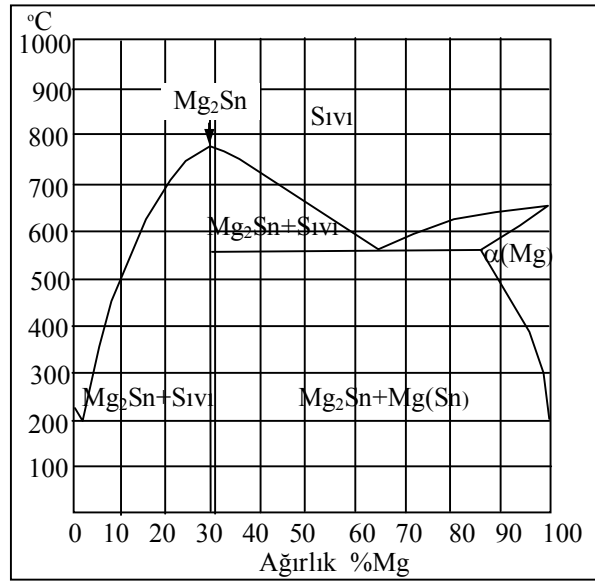
Ca'un, Mg içerisinde maksimum çözünebilirliği 565 °C'de %1.34, 200 °C'de ise yaklaşık %0'dır. İntermetalik bileşim olan Mg_2Ca 'un ergime noktası 715 °C'ye ulaşır (Şekil 2.17). Mg'da Ca sınırlı çözünebilirliği ile katı eriyik sertleşmesine etkisi sınırlıdır. Mg alaşımlarına %1 oranında katılan Ca alaşımın 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 2.15'de Mg-Ca denge diyagramı görülmektedir.



Şekil 2.15. Mg -Ca denge diyagramı (Baker 1998, Zhang 2000).

2.4.5. Kalay

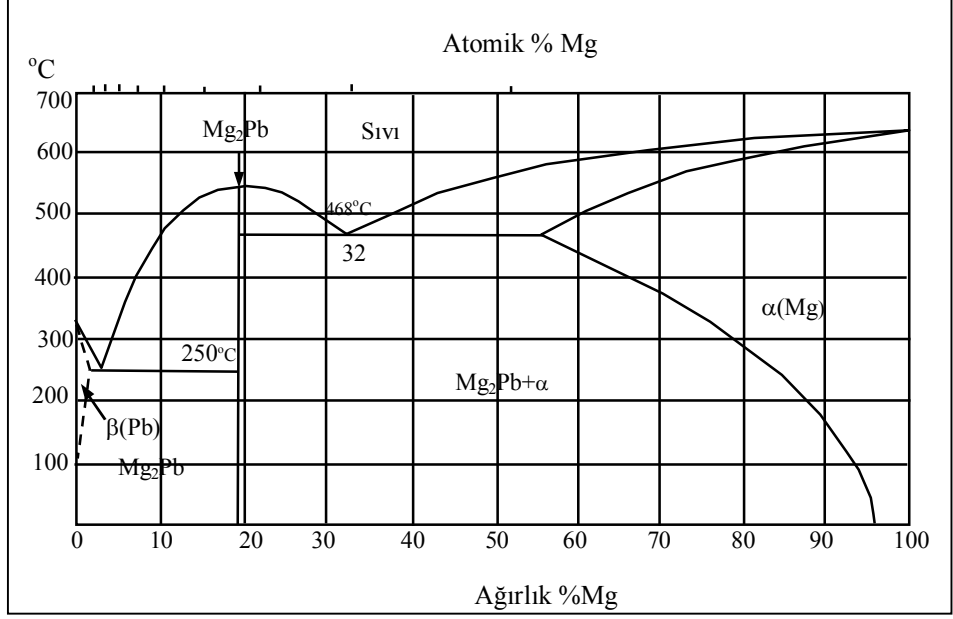
Sn, Mg'dan daha düşük ergime sıcaklığına sahip ve Mg'dan daha az akıcılığı olan bir elementtir (Aizawa and Song 2006). Mg'a ilave edilen Sn, alaşımın sünekliliğini artırır, sıcak işlem sırasında da alaşımın çatlama eğilimini azalttığı için aynı zamanda alaşımın işlenebilirliğini de artırmaktadır (Chung 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 2.16'de Mg-Sn denge diyagramı görülmektedir.



Şekil 2.16. Mg-Sn denge diyagramı (Baker 1998, Aizawa and Song 2006).

2.4.6. Kurşun

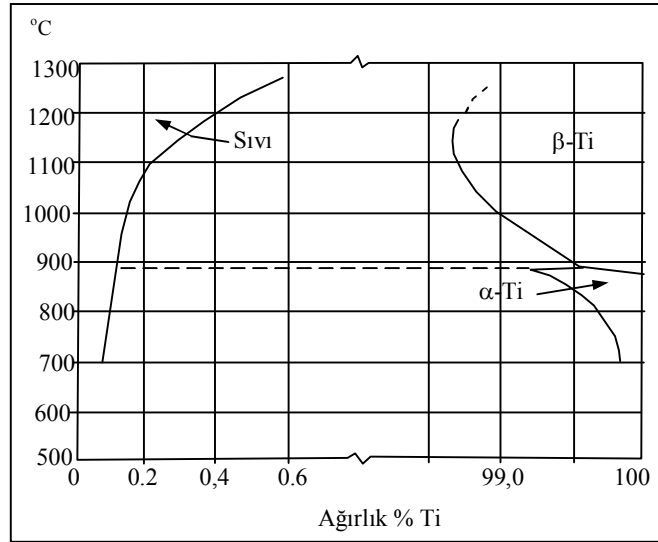
Alaşıma ilave edilen Pb iyi bir çözünürlüğe sahip olduğundan, yüksek sıcaklıklarda (yaklaşık 460 °C) %45'e kadar Pb çözünmekte ve ayrı faz olarak ortaya çıkmamasının yanı sıra $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazını da inceltmektedir (Balasubramani et al. 2007, Ünal 2008). Şekil 2.17'de verilen Mg-Pb denge diyagramı incelendiğinde alaşım sıcaklığı azaldıkça $\alpha + Mg_2Pb$ fazının oluştuğu gözlenmektedir.



Şekil 2.17. Mg-Pb denge diyagramı (Baker 1998).

2.4.7. Titanyum

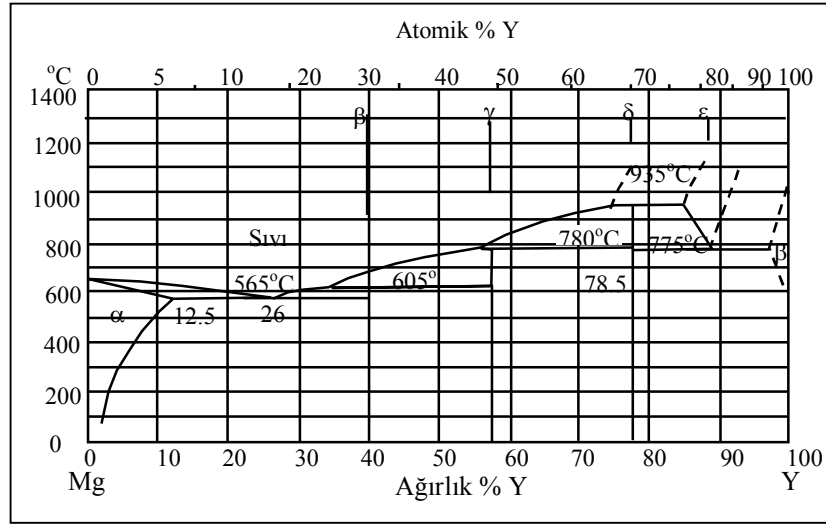
Alaşıma ilave edilen Ti, az da olsa tane inceltici görevi yapar ve Mg içinde çok az çözünürlüğe sahiptir. Hızlı katılaşma ile Mg alaşımları üretilirse Ti'un çözünürlük miktarı artırılabilir (Zhao et al. 2007). Şekil 2.18'de Mg-Ti denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.18. Mg-Ti denge diyagramı (Baker 1998).

2.4.8. Yttriyum

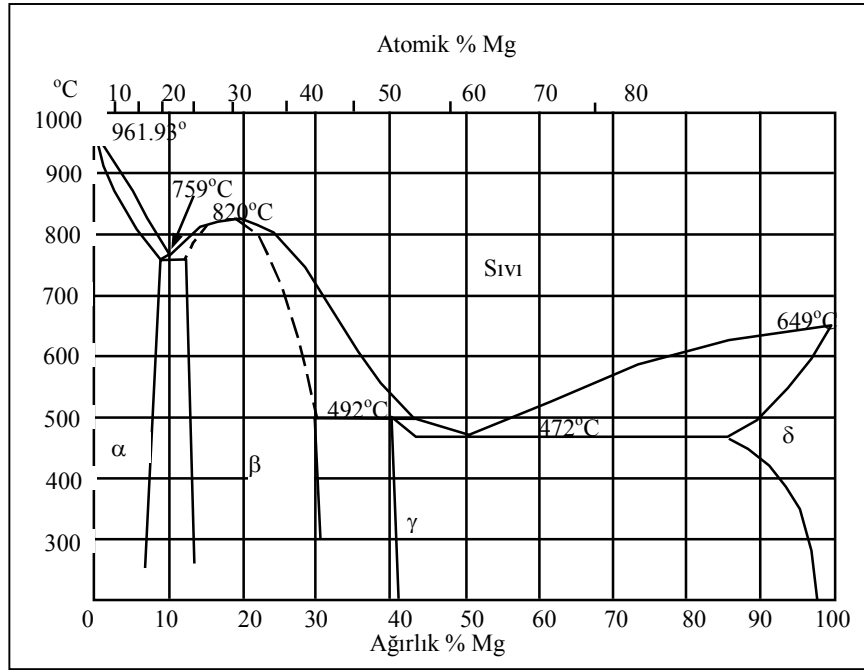
Yttriyum, Mg alaşımlarının dayanımını artırır. Diğer toprak elementleriyle birlikte kullanıldığında 300°C sıcaklıklara kadar gerilme ve sürünme özelliklerini geliştirir (Podosek and Litynska 2003). Ayrıca Y, Mg'da yüksek çözünürlüğe sahiptir (%12.5) ve azalan sıcaklıkla birlikte çözünürlük de azalmakta ve çökelti sertleşmesi oluşmasına sebep olmaktadır (Zhang 2000). Şekil 2.19'da Mg-Y denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.19. Mg-Y denge diyagramı (Baker 1998, Beggott and Hausmann 1999).

2.4.9. Gümüş

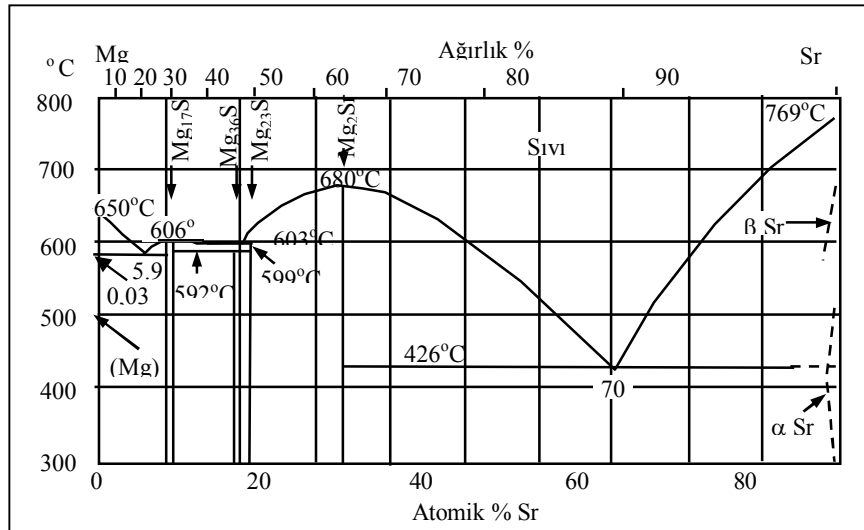
Ag elementi katkısı Mg alaşımlarının sertliğini geliştirir, ancak Ag'ün pahalı oluşundan dolayı kullanımı sınırlıdır (Barber 2004). Şekil 2.20'de Mg-Ag denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.20. Mg-Ag denge diyagramı (Baker 1998).

2.4.10. Stronsiyum

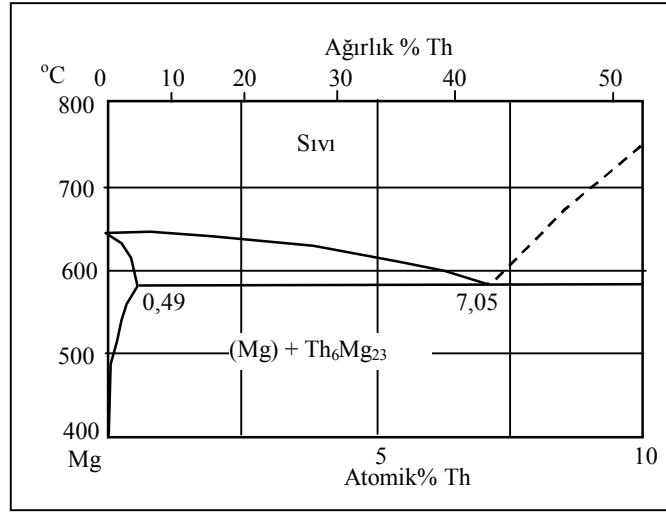
Sr' un mikro gözeneklerin dağılmasında etkisi vardır ve Mg alaşımlarının porozite eğilimini azaltır (Hirai et al. 2005). Mg alaşımına %2 Sr ilavesi ile alaşımların mekanik özellikleri ve korozyona direnci artmaktadır (Fan et al. 2007). Şekil 2.21'de Mg-Sr denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.21. Mg-Sr denge diyagramı (Baker 1998, Zhang 2000).

2.4.11. Toryum

Alaşıma ilave edilen Th, Y' da olduğu gibi, 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 2.22'deki Mg-Th denge diyagramından Th yaklaşık %0,49 oranında katı eriyik yaparken, %7,05 değerinde ötektik oluşturduğu görülmektedir.



Şekil 2.22. Mg-Th denge diyagramı (Baker 1998).

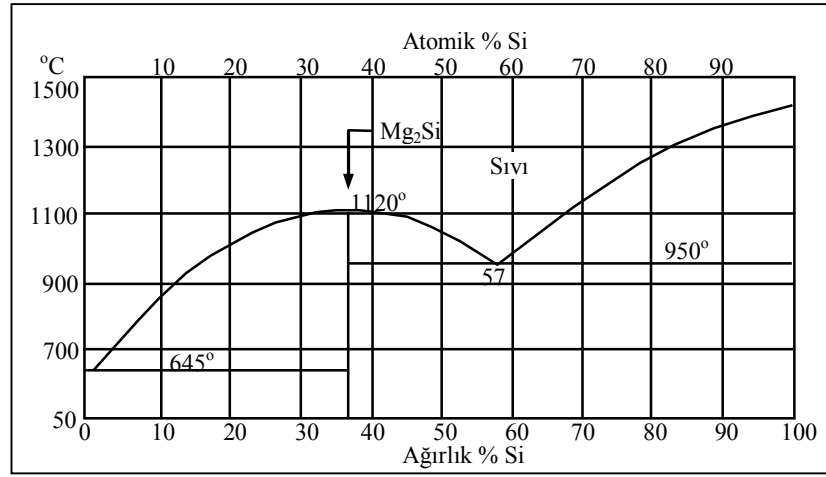
2.4.12. Toprak Alkali Elementler (RE)

RE elementleri 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.

2.4.13. Silisyum

Mg alaşımlarına eklenen Si, alaşımın yüksek sıcaklıklarda dayanımını artırmaktadır. Eğer alaşımda Fe de varsa Si, Mg alaşımlarının korozyona karşı direncini azaltır. (Zhang 2000, Vogel 2002). Si atomları Mg matrisi içerisinde, oda sıcaklığında katı halde Mg_2Si intermetalik fazını oluşturur (Aizawa and Song 2006). Kuma dökümlerde oluşan Mg_2Si fazı basınçlı dökümlerde oluşana göre yavaş soğumadan dolay kabadır ve bu da alaşımı kırılgan yapmaktadır (Kima et al. 2005). Şekil 2.23’de Mg-Si denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.23. Mg-Si denge diyagramı (Baker 1998, Aizawa and Song 2006).

2.5. MAGNEZYUM-ALÜMİNYUM ALAŞIMLARI

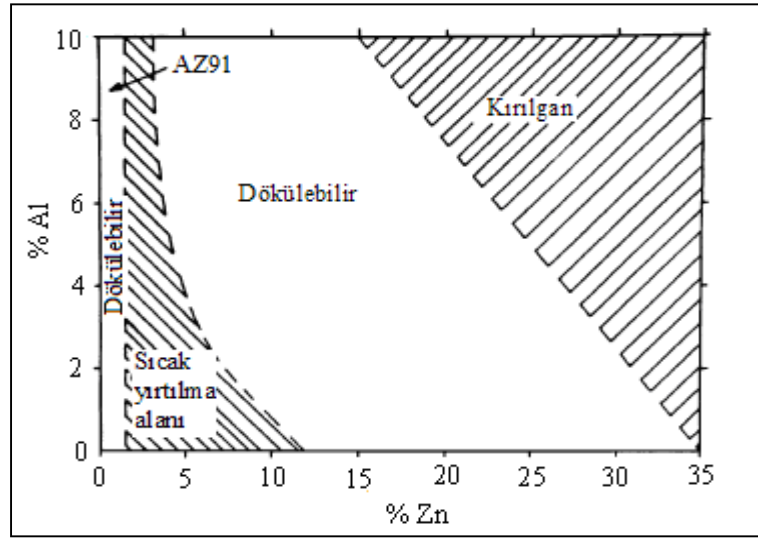
Mg-Al alaşımı sistemi kullanılan en yaygın ve en eski döküm alaşımlarıdır. AZ91, AM50 ve AM60 gibi alaşımlar tm Mg alaşım dökümünün büyük bir bölümünü kapsamaktadır (Zhang 2000, Barber 2004). Şekil 2.12’de verilen ikili Mg-Al diyagramı incelendiğinde otektik reaksiyon, bir başka deyişle $Sıvı \rightarrow Mg_{17}Al_{12} + \alpha$ (Mg) dönüşümü, 437 °C gibi düşük bir sıcaklıkta oluştuğu gözlenmektedir. Bu sıcaklıkta Al’un maksimum cznebilirliği %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 dolay kırılganlık artar. Alaşımdaki Al içeriği %8’in üzerinde olursa $Mg_{17}Al_{12}$ bileşiği tane sınırları boyunca yaymır 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 2.24’de Mg-Al-Zn esaslı döküm alaşımlarının dökülebilirlik aralıkları verilmiştir.



Şekil 2.24. Mg-Al-Zn alaşım sisteminin dökülebilirliğinin şematik resmi (Polmear 1989, Zhang et al. 1998, Zhang et al. 2006).

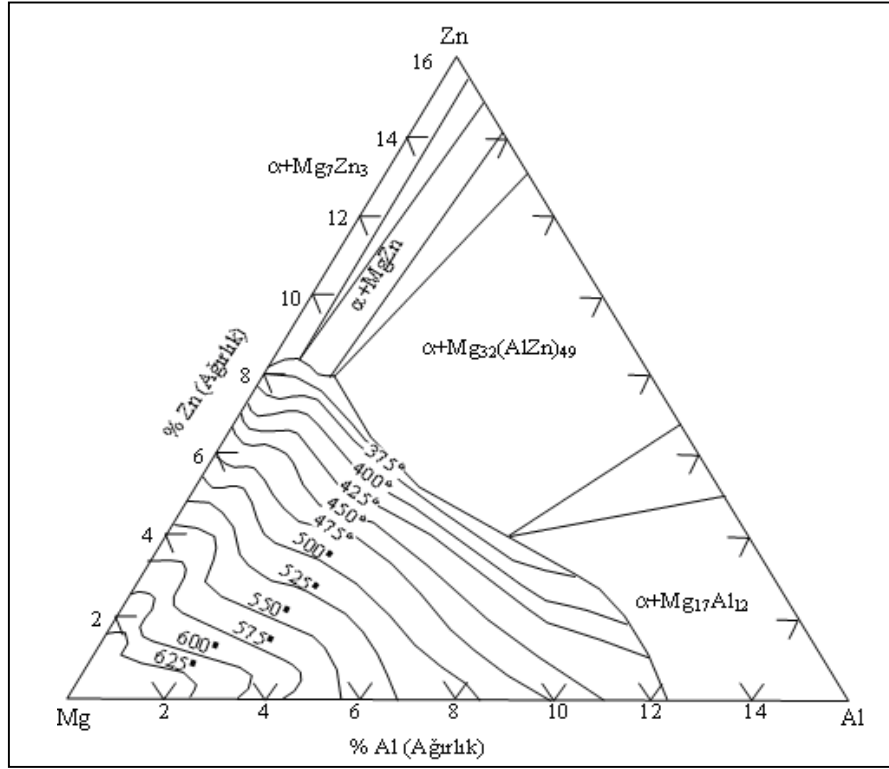
Diyagram incelendiğinde dört bölgeden oluştuğu görülmektedir.

- 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' de dökülebilir bölge: Yüksek Zn'lu alaşımın dökülebilirliğini gösterir ve $Mg_{32}(AlZn)_{49}$ intermetalik bileşiği bu bölgededir.

4) Kırılgan bölge

Şekil 2.25'de gösterilen Mg-Al-Zn alaşım sisteminin üçlü faz diyagramında Al'ca zengin bölge incelendiğinde, üç temel metalik faz olduğu görülmektedir. Bunlar; $MgZn$, $Mg_{32}(AlZn)_{49}$, ve $Mg_{17}Al_{12}$ 'dir. Bazı durumlarda $Al_2Mg_5Zn_2$ fazı $393\text{ }^{\circ}C$ 'den yüksek sıcaklıklarda ortadan kaybolur. $Mg_{32}(AlZn)_{49}$ fazının oluşma sıcaklığı $535\text{ }^{\circ}C$ 'dir. $\alpha+MgZn$ ve $\alpha+Mg_{17}Al_{12}$ ötektik fazlarının ergime sıcaklıkları sırasıyla $347\text{ }^{\circ}C$ ve $460\text{ }^{\circ}C$ 'dir (Zhang 2000, Zhang et al. 1998).



Şekil 2.25. 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 $650\text{ }^{\circ}C$ 'dir. Üçlü ötektik reaksiyon sıcaklığı olan $338\text{ }^{\circ}C$ en düşük sıcaklık noktasıdır. (sıvı \leftrightarrow $\epsilon+(Mg)+\tau$). Bu intermetalik fazlar içinde en yüksek çözünme sıcaklığına sahip iki faz $Mg_{32}(AlZn)_{49}$ (τ) ve $MgZn_2$ (η) fazlarıdır ve sıcaklıklarında

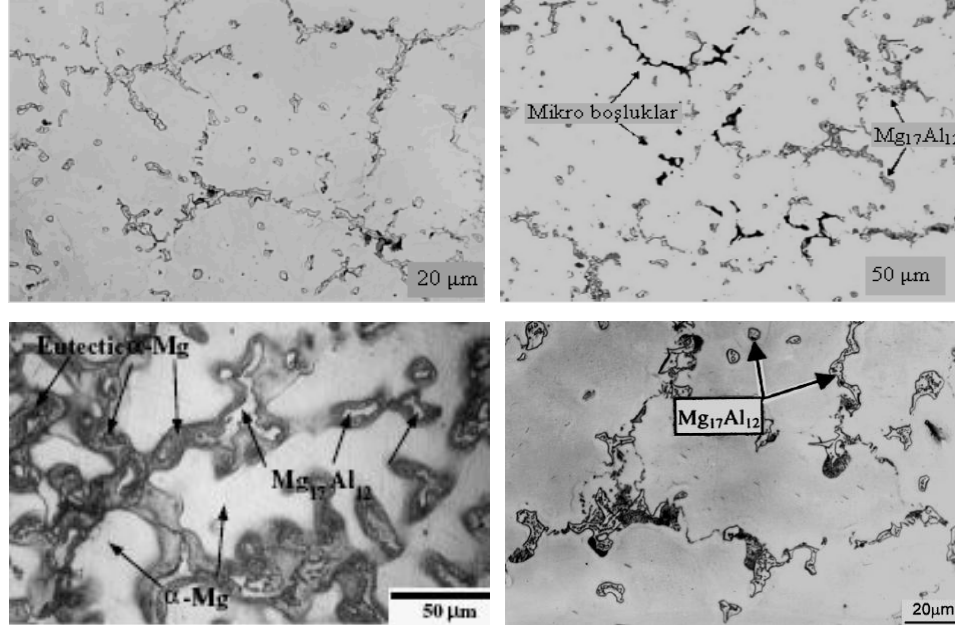
sırasıyla $\tau = 535$ °C ve $\eta = 590$ °C'dir. (Zhang et al 1998, Mordike and Kainer 1998, Zhang 2000).

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).

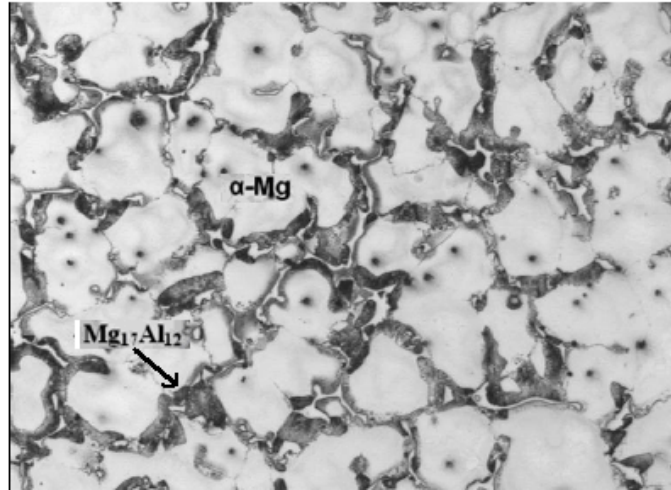
Alaşımın özelliklerini ve mikroyapılarını geliştirmek için değişik alaşımlamalar uygulanmaktadır. Örneğin; bu alaşım elementlerinden biri olan Ca'un oksidasyonu azalttığı, sızıntı emniyetini artırdığı, sıcak uygulamalara (130 -150 °C) olan yeteneği artırdığı fakat %0.2 den fazla olduğu zaman, alaşımı 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 katılaşma karakteristikleri ikili Mg-Al faz diyagramı ile anlaşılabilir (Şekil 2.9). AZ91'in dengeli katılaşması, birincil Mg olan α (Mg) katı eriyik çekirdeklenmesi ile yaklaşık 600 °C'de başlar. Bu çekirdekler büyür ve katılaşma 470 °C'de son bulur (Barber 2004, 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 2.26'da AZ91 alaşımının mikroyapıları görülmektedir.



Şekil 2.26. 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 ısıl işlem sonucu tane sınırları kolayca görülmektedir (Kang et al. 2007). Şekil 2.27’de AZ91 numunelerinin mikroyapıda tanelerinin resmi görülmektedir.



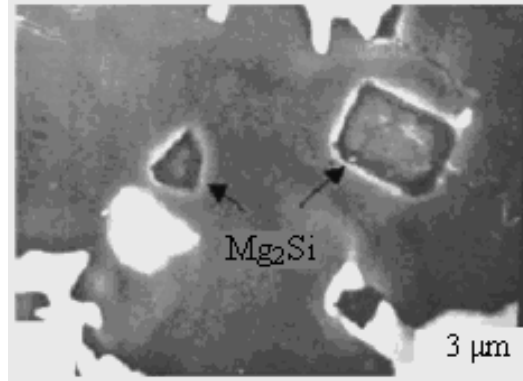
Şekil 2.27. AZ91 alaşımının mikroyapıda tane görünüşü (Cizek et al. 2007).

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-Silisyum Alaşımları

Magnezyum alaşımlarında 150 °C' ye kadar sürünme direncini geliştirmek için AS41 (%4.2 Al, %1 Si, %0.35 Mn) ve AS21 (%2.2 Al, %1 Si, %0.3 Mn) basınçlı döküm alaşımları geliştirilmiştir (Zhang 2000). Bu alaşımın dayanımı, hızlı katılaşma sonucu ince taneli yapıya sahip olan Mg₂Si fazından kaynaklanmaktadır. Alaşım kuma döküm uygulamalarında yavaş soğumadan dolayı Mg₂Si fazının kaba taneli olmasına sebebiyet verdiği için kullanılamamıştır (Feng et al. 2006). Şekil 2.28'de Si'lu Mg alaşımının mikroyapısı görülmektedir (Feng et al. 2006).



Şekil 2.28. Si'lu Mg alaşımının mikroyapısı (Feng et al. 2006).

2.5.3. 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 ergitiminde 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. Tipik koruyucu gaz karışımı için aşağıda üç örnek verilmiştir (Hillis 2002).

1- AZ91 650–725 °C → Hava+%2 SF₆

2- AZ91 650–725 °C → %75 Hava+%25 CO₂+%0,2 SF₆

3- AZ91 650–725 °C → %50 Hava+%50 CO₂+%0,3 SF₆

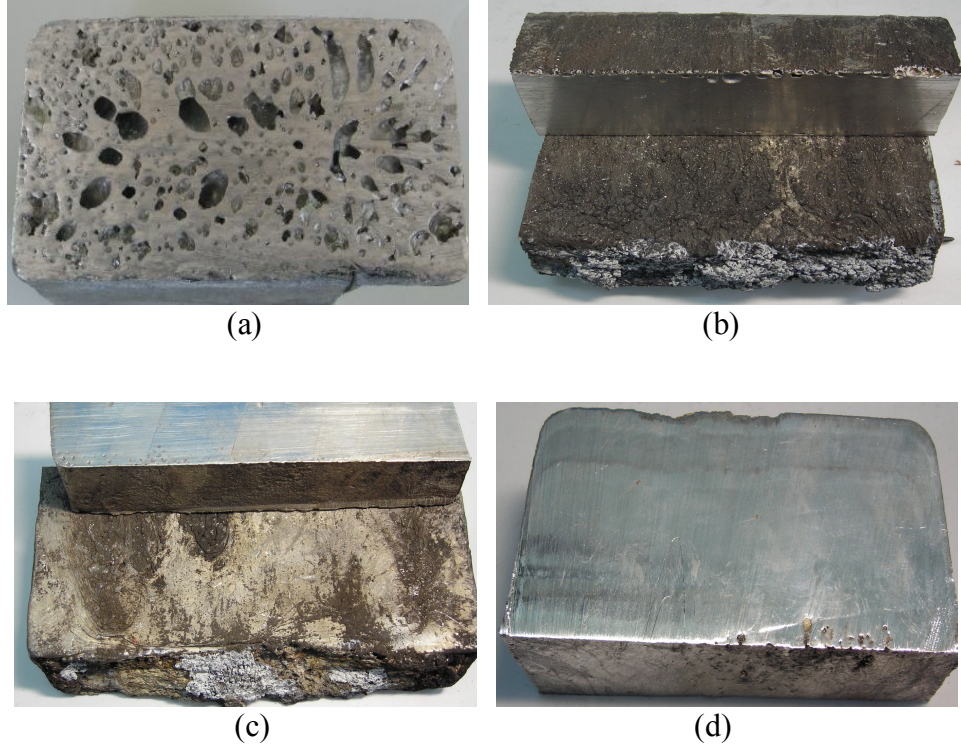
Şekil 2.29'da Mg alaşımlarında döküm yapılırken atmosfer ortamı ve SF₆ gazı kullanımı görülmektedir.



Şekil 2.29. 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 alaşımın 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 2.30'da Mg alaşımlarının dökümünde ocakta ve kalıpta en uygun gaz ortamının seçilmesi için yapılan çalışmalar görülmektedir (Ünal 2008).



Şekil 2.30. Mg alaşımı dökümlerinde ocakta ve kalıpta gaz kullanımı a) Ocak ve Kalıp atmosferi: $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{SF}_6$, b) Ocak: Argon, Kalıp: Atmosferik Ortam, c) Ocak: Argon, Kalıp: Argon, d) Ocak: Argon, Kalıp atmosferi: $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{SF}_6$ (Ünal 2008).

Şekil 2.30. a)' da görüldüğü üzere ocak ve kalıp içerisine ergitme esnasında $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{SF}_6$ uygulaması sonucunda döküm parçada gözenekli yapı oluşmuştur. Ocak atmosferinde argon gazı kullanılarak Şekil 2.30. a'daki gözenekli yapı giderilmiş fakat sıvı metalin dökümü sırasında hava ile teması sonucu oksitli bir döküm parça elde edilmiştir (Şekil 2.30. b).

Şekil 2.30. 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 $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{SF}_6$ gaz karışımı kullanılarak yapılan döküm parça yüzeyinin gözeneksiz ve daha temiz, dış yüzeyde oksitlenmenin en az olduğu döküm parça elde edilmiştir (Şekil 2.30. d). Dolayısıyla, Mg alaşımlarının dökümü için ocak atmosferi olarak Ar gazı, kalıp atmosferi olarak ise $\text{CO}_2 + \%0,8 \text{SF}_6$ 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 Gnibach 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

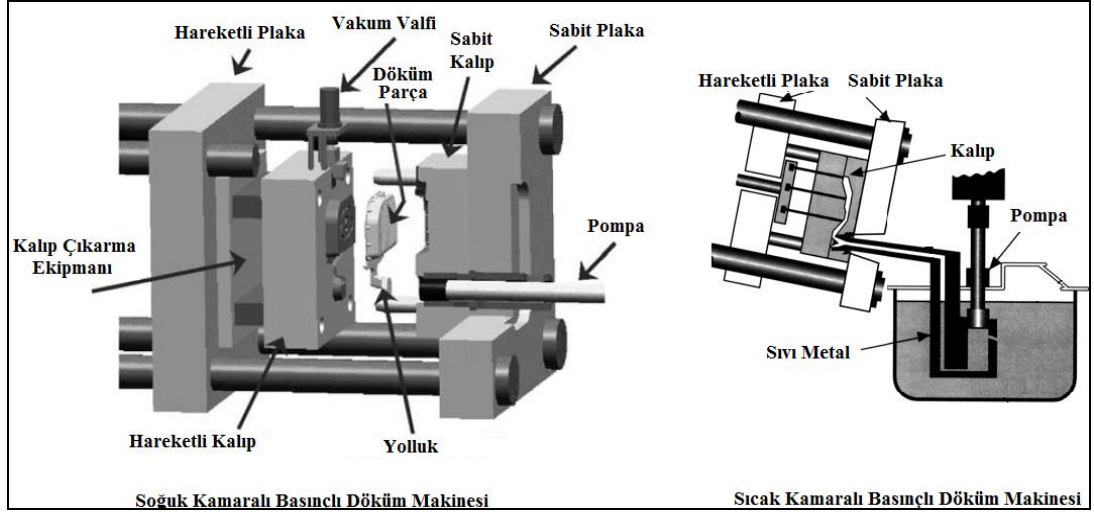
Kum kalıp dökümü, bilinen geleneksel döküm yöntemidir. Bu yöntemde kum aralarından hava alacağından Mg'un yanma tehlikesine karşı önlemler alınmalıdır. Kalıp boşluğu koruyucu gaz ile korunmalıdır. Mg alaşımlarında bilinen ve uygulanan en iyi kum döküm yöntemi kabuk kalıplığıdır (King 2006). Bu kalıpta 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 yönteminin düşük ergime sıcaklığı ve ısı kapasitesi ve 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 işlemde düşük ergime noktalı malzemeler kullanılır. Sıcak kamaralı işlemde hidrolik sistemde sıvı metalin transferi sırasında ergimiş metaldeki türbilans, ısı kaybı ve oksitlenmeye yol açar. Bu işlemde metalin kalıp içerisine enjeksiyon yoluyla ilerlemesi sağlanır.

Magnezyum alaşımlarının döküm yöntemlerinden düşük basınçlı döküm tekniğinde tamamen kapalı sistemde kaliteli temiz alaşım üretimi sağlanır. Şekil 2.31'de soğuk ve sıcak kamaralı basınçlı döküm sisteminin şematik resmi görülmektedir.

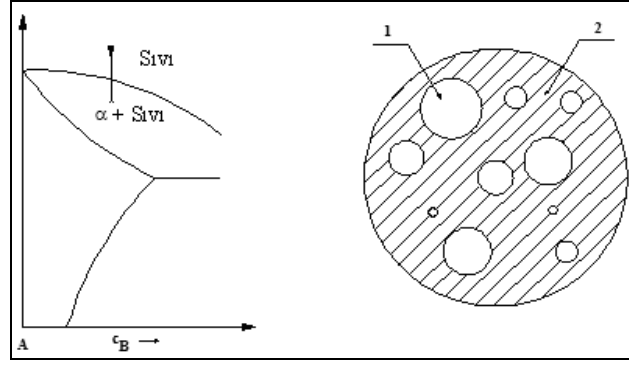


Şekil 2.31. Mg alaşımlarında kullanılan basınçlı döküm makineleri (Brungs and Mertz 2006).

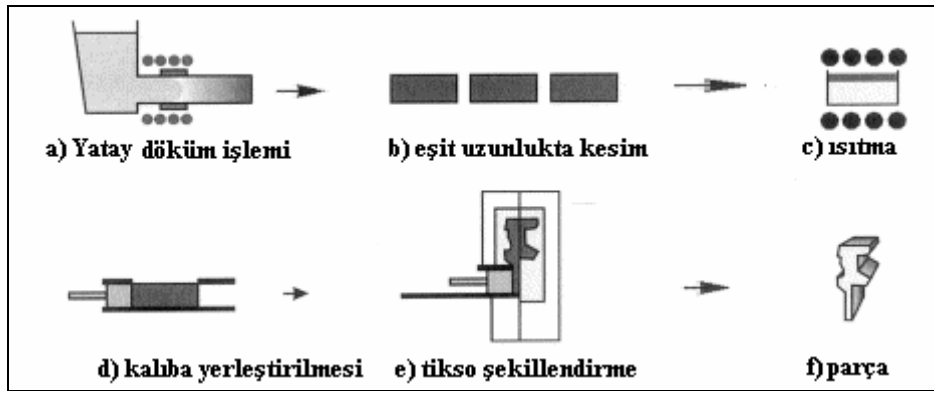
Sıcak kamaralı döküm işleminde, ergimiş metalin türbilansı azalmaktadır. AZ91, basınçlı dökümde kullanılan en önemli Mg alaşımıdır. AZ91 basınçlı döküm numunelerinin çekme özellikleri kokil ve kum döküme göre daha iyidir.

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 2.32’de yarı-katı durum şematik olarak, Şekil 2.33’de yarı-katı döküm yöntemi gösterilmiştir.



Şekil 2.32. Yarı-katı sıcaklık ve durumu (Watarai et al. 2004).



Şekil 2.33. 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).

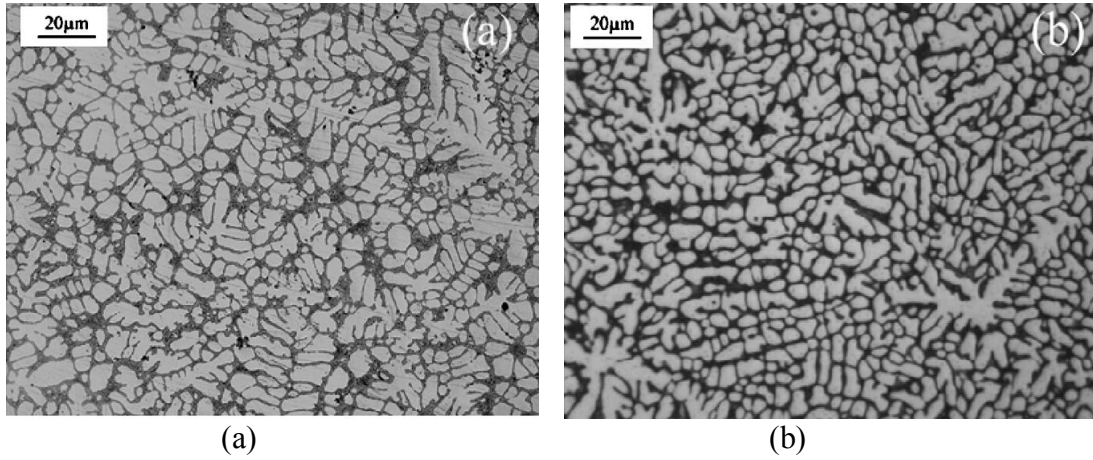
2.7. SOĞUMA HIZININ MAGNEZYUM ALAŞIMLARINA ETKİLERİ

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 inceltirilmiş 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

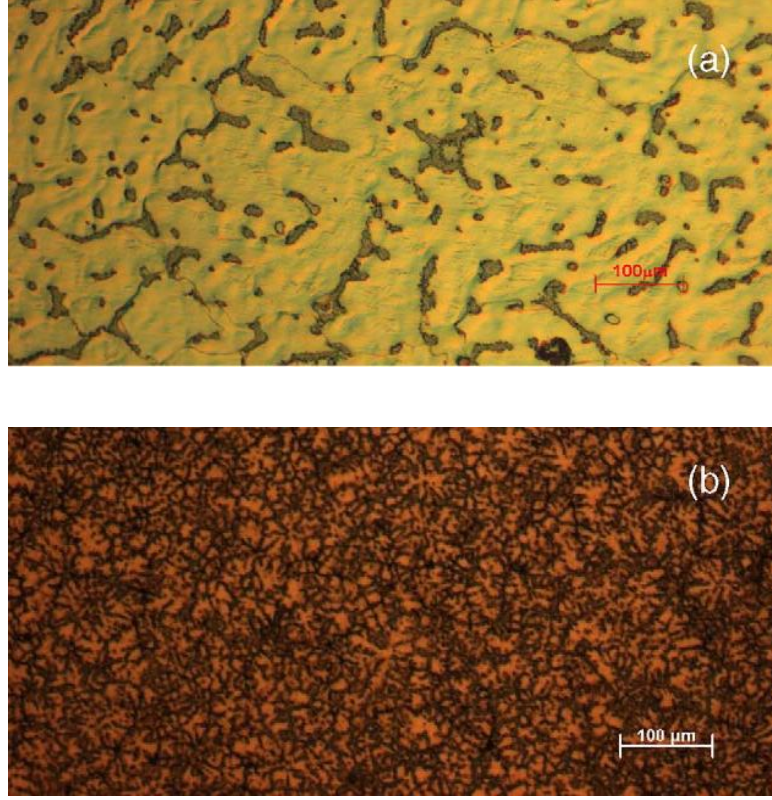
Magnezyum alaşımlarının hızlı soğutma yöntemiyle mikroyapısının geliştirilmesinin sonucunda dayanımı artmış, işlenebilirliği ve korozyon direnci gelişmiştir (Zhou et al 2009). Şekil 2.34'te farklı şekilde üretilen alaşımların mikroyapıları gösterilmiştir.



Şekil 2.34. Alaşımların mikroyapıları a) Klasik dökme yöntemi b) Hızlı katılaştırma yöntemi ile üretilmiştir (Cai et al 2007).

Şekil 2.34'de 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 2.35'de AZ91HP alaşımı klasik döküm ve hızlı soğutma yöntemi gösterilmiştir.



Şekil.2.35. 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).

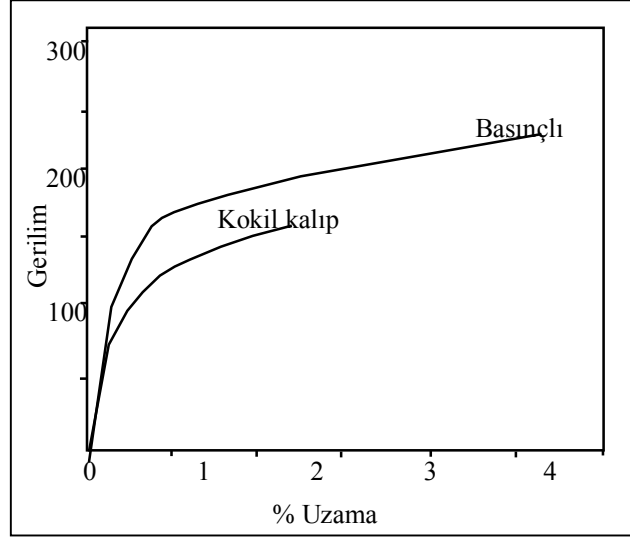
2.8. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ MEKANİK ÖZELLİKLERİ

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.

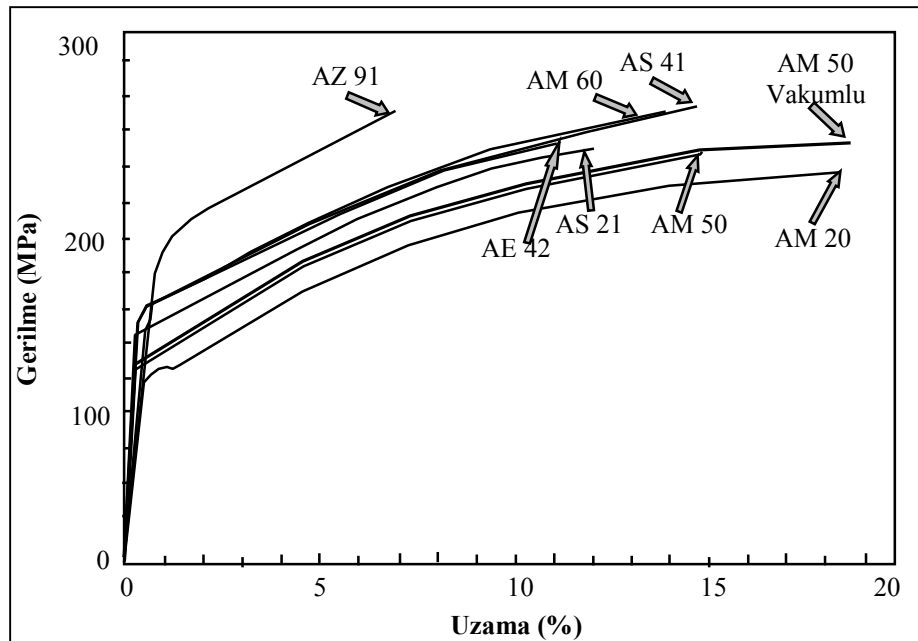
Özellik	Basınçlı döküm	Kokil döküm	Kum döküm	Yarı-katı döküm
Max. Gerilme Day (MPa)	212–230	145	125	234
Akma Dayanımı (MPa)	140–159	87	95	158
Uzama (%)	3,0– 5,6	2.6	3	6
Elastik Modül (GPa)	45	45	45	-
Brinell Sertlik (BSD)	70	69	63	75
Darbe Dayanımı (J)	6	4	-	4

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 görölmektedir. Şekil 2.36’da 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 2.36. 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 2.37'de gösterilmiştir.



Şekil 2.37. Mg alaşımlarının gerilim-uzama eğrileri (basınçlı döküm) (Mordike and Kainer, 1998, Zhang 2000, Bolstad 2000).

2.9. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ SOĞUMA HIZLARIYLA İLGİLİ ÇALIŞMALAR

(Cai et al 2007). Yaptıkları çalışmada Mg-Zn-Ce-Ag alaşımlarının klasik döküm ve hızlı katılaşma 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.

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 katılaştırma mikroyapıyı inceltmiştir. Dendritler kırılmış ve birincil α -Mg için çekirdek bölgeleri arttırılmıştır.

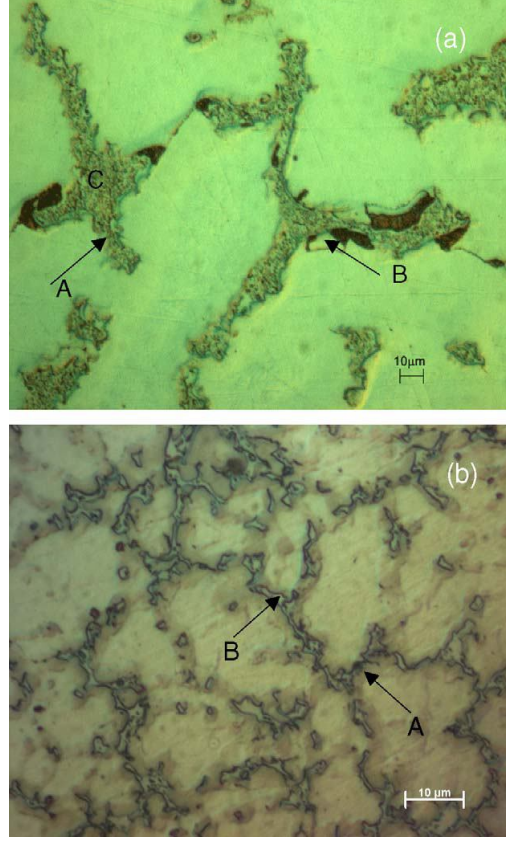
Hızlı katılaştırma yöntemi ile elde edilen alaşımların mikroyapıları daha ince taneli bir yapı oluşturmuştur. Klasik yöntemle elde edilen alaşımların mikroyapıları daha iri taneli olarak görülmektedir (Cai et al2007).

(Cai et al2006) yaptıkları çalışmada AZ91HP alaşımlarının klasik döküm ve hızlı soğutma tekniği arasındaki mikroyapı farklılıklarını ortaya koymaktadır. Deneysel sonuçlar, hızlı katılaştırmanın mikroyapı morfolojisini değiştirdiğini göstermiştir. Tanecik boyutu incelmış ve homojen olarak dağılmış β - $Mg_{17}Al_{12}$ fazı elde edilmiştir. Yüksek soğuma hızları α -Mg çekirdek bölgelerini sıklaştırmıştır. Mikroporozitenin azaltılması bakır kalıp uygulamaları ve tanecik inceltmesine dayandırılmalıdır.

β - $Mg_{17}Al_{12}$ morfolojisi AZ91HP alaşımının hızlı katılaştırma yönteminde klasik döküm yöntemine göre daha iyi ve daha homojen dağılmış tanecikler elde edilmiştir.

Ayrıca, hızlı katılaştırma mikroyapıyı inceltmiştir (Cai et al2006).

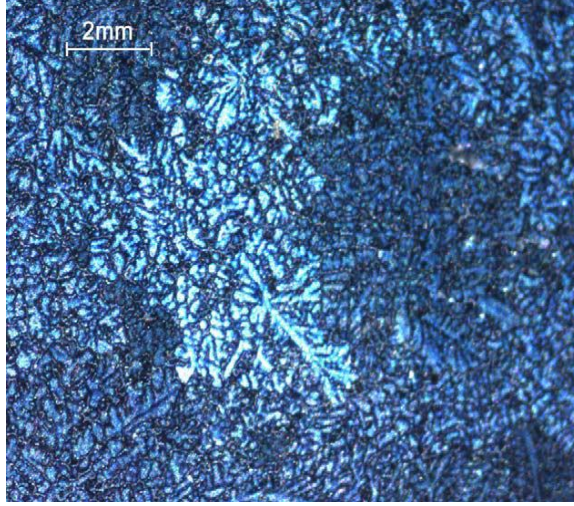
Şekil 2.38’de klasik döküm alaşımı ve hızlı soğutulmuş döküm alaşımı mikroyapı görüntüsü gösterilmiştir.



Şekil 2.38. AZ91HP döküm alaşımı mikroyapı fotoğrafları (a) Klasik döküm alaşımı, (b) Hızlı soğutulmuş (Cai et al2006).

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 ayrımlardaki $Mg_{17}Al_{12}$ dir. C bölgesi birinci Mg den çökelmiş ikincil $Mg_{17}Al_{12}$ dir (Cai et al 2006).

AZ91HP alaşımının klasik döküm makro yapısı. Şekil 2.39’da gösterilmektedir.



Şekil 2.39. AZ91HP alaşımının klasik döküm makro yapısı (Cai et al 2006).

(Deschamps et al 2008) yaptıkları çalışmada Al-Zn-Mg-alaşımının farklı su verme hızlarından sonuçlanan mikroyapı prespitasyonunun karakterizasyonu hakkında 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

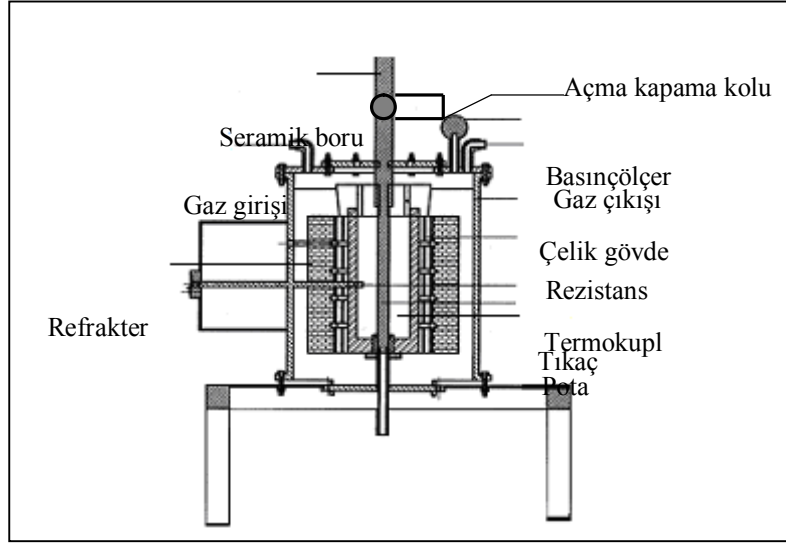
AZ91 magnezyum alaşımının hazırlanmasında %99,9 saflıkta Mg ve Al kullanılmıştır. Diğer elementlerinin ilavesinde ön alaşım gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan ön alaşımlardan ikinci bir ergitme ile deney numunelerinin dökümü yapılmıştır. AZ91 alaşımına deneysel çalışmalarda alaşım elementi olarak silisyum, kurşun, stronsiyum, titanyumbor ilave edilmiştir. Alaşıma ağırlık olarak %0,5 silisyum, kurşun, stronsiyum, titanyumbor ilave edilmiştir. Çizelge 3.1’de deneylerde kullanılan alaşımların analizleri görülmektedir.

Çizelge 3.1. Deneylerde kullanılan alaşımların analizleri.

Bileşim	% Element miktarları							
	Mg	Al	Zn	Mn	Si	Pb	Sr	TiB
AZ91	89,42	9,35	0,83	0,20	-	0,20	-	-
AZ91+%0,5 Si	89,05	9,25	0,78	0,18	0,55	0,19	-	-
AZ91+%0,5Pp	89,03	9,25	0,76	0,21	-	0,70	-	-
AZ91+%0,5 Sr	89,15	9,37	0,75	0,16	-	0,23	0,57	-
AZ91+%0,5TB	89,25	9,30	0,75	0,17	-	0,19	-	0,53

3.2. ATMOSFER KONTROLLÜ ERGİTME ÜNİTESİ

Mg alaşımlarının ergitilmesinde ve dökümünde Şekil 3.1’ de gösterilen elektrikli direnç ocağı kullanılmıştır.



Şekil 3.1. Atmosfer kontrollü ergitme ünitesi kesit şekli.

Ergitme ocağı, dış gövdesi 340 mm çapında çelik malzemedен 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 civatalarla sıkıştırılarak sızdırmazlık sağlanmıştır. Atmosfer kontrollü bir ocak ortamı sağlanmıştır.

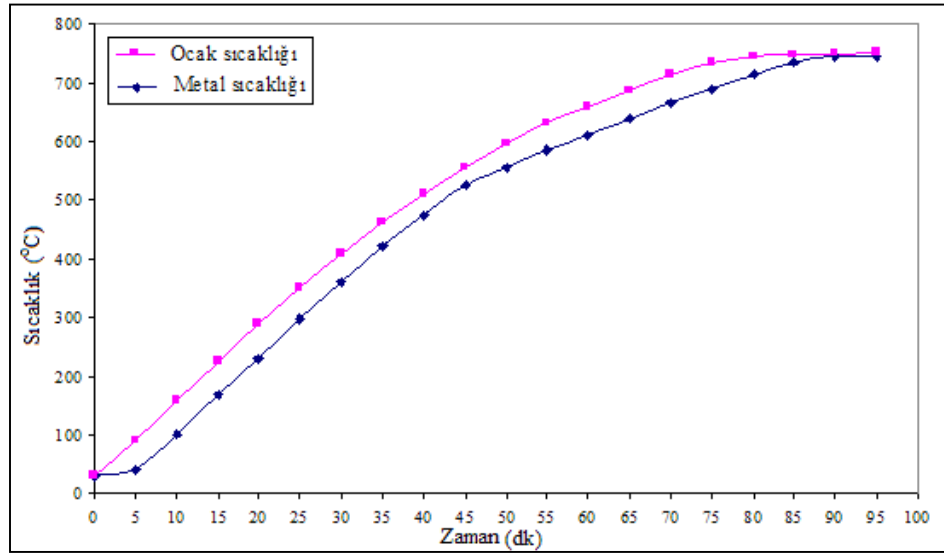
3.3. ERGİTME VE ALAŞIMLAMA PRATİĞİ

Mg ve alaşımlarının ergitilmesi, ocağın içine yerleştirilen 2kg 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.



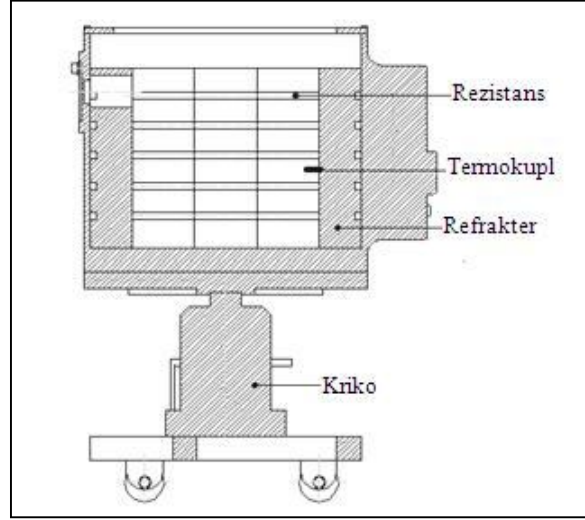
Şekil 3.2. Ergitme işleminde kullanılan paslanmaz çelik pota fotoğrafı.

Ocak ve metal sıcaklığı gerçek döküm şartları dikkate alınarak 750°C olarak seçilmiştir. Ocak istenilen sıcaklığa çıktıktan sonra yaklaşık 10 dakika bekletilerek alaşımın döküm sıcaklığına gelmesi sağlanmıştır. 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. Kalıp ısıtma fırını, tekerlekli kriko sisteminin üzerine yerleştirilip, ergitme ocağının altına sürülerek fırın içindeki kalıba dökümler yapılmıştır. Kullanılan fırın kesiti resmi Şekil 3.4'de görülmektedir.

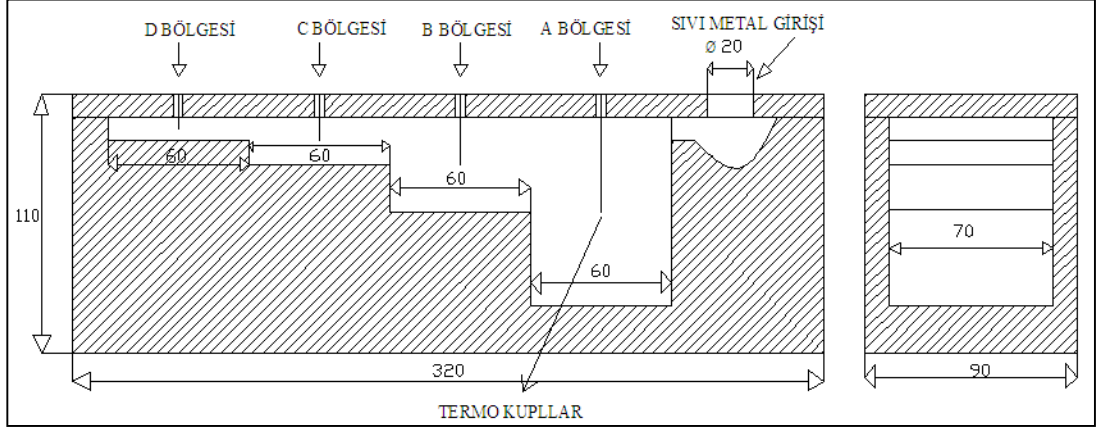


Şekil 3.4. Kalıp ısıtma fırını kesit şekli.

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).

3.4. KADEMELİ KALIP

Katılma hızlarının tespitinde döküm işleminde 4 farklı kesite sahip dökme demirden yapılmış metal kalıp kullanılmıştır. Metal kalıba dökümler oda sıcaklığında dökülmüştür. Şekil 3.5'de kademeli metal kalıp resmi gösterilmiştir.

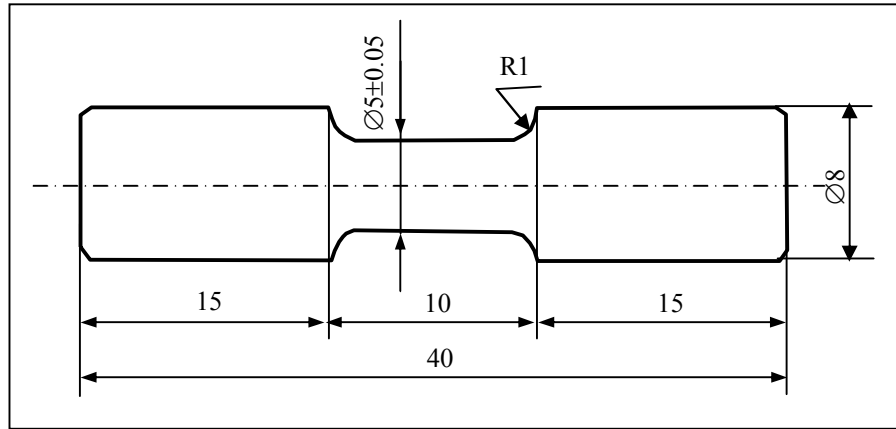


Şekil 3.5. Kademeli metal kalıp kesit resmi.

3.5. MEKANİK DENEYLER

3.5.1. Çekme Deneyi

Şekil 3.6’da ön görülen metal kalıbın her kademesinden 4’er adet çekme numunesi hazırlanmıştır. Çekme deneyleri Karabük Üniversitesi laboratuvarındaki SHIMADZU marka 5 ton çekme kapasitesine ayarlanabilen çekme cihazında ve 0.5 mm/dk çekme hızında yapılmıştır. Şekil 3.6’da çekme numunesinin şekli ve ölçüsü görülmektedir.



Şekil 3.6. Çekme deney numunesi (ASTM E 8M-99) (Yokohama 2003).

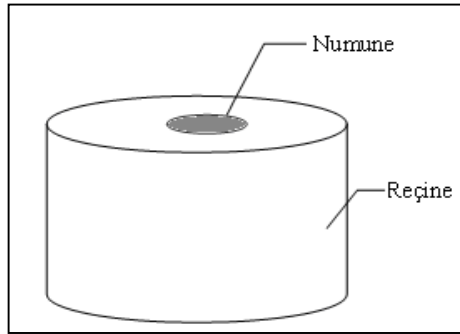
3.5.2. Sertlik Deneyi

Sertlik deneyi numuneleri döküm parçanın her bir kademesinden $\varnothing 8 \times 5$ boyutlarında çıkartılmış ve yüzeyleri zımparalanarak parlatılmıştır.

Sertlik deneylerinde Karabük Üniversitesi laboratuvarındaki FV-700 model FUTURE-TECHCOPP 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 3 farklı yerinden sertlik ölçümü yapıp bu değerlerin ortalamaları alınmıştır.

3.6. MİKROYAPI ÇALIŞMALARI

Dökümü yapılan alaşımların mikroyapı numuneleri döküm kademelerinin merkezlerinden $10 \times 10 \times 10$ mm boyutlarında çıkartılmıştır. Metalografik incelemeleri yapılmak üzere numunelerin yüzeyleri sırası ile 400, 600 ve 800 mesh zımparalar ile saf su kullanılarak zımparalama ve $1 \mu\text{m}$ alümina pasta kullanılarak polisaj keçesinde parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Daha sonra numunelerin yüzeyi saf su ve alkol ile yıkayıp kurutulmuştur. Diğer aşamada ise %75 etilen glikol, %24 saf su, %1 HNO_3 karışımı ile dağlanmıştır. Deneyimizde dört farklı alaşımın mikroyapı resimleri farklı hızlarda soğuyan bölgelerden alınan numunelerden, 10X olarak çekilmiştir. Mikroyapı resimleri Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Malzeme laboratuvarındaki Nikon Epiphot marka mikroskopta çekilmiştir Şekil 3.7’de mikroyapı numunesi görülmektedir.



Şekil 3.7. Mikroyapı ve sertlik numunesi.

BÖLÜM 4

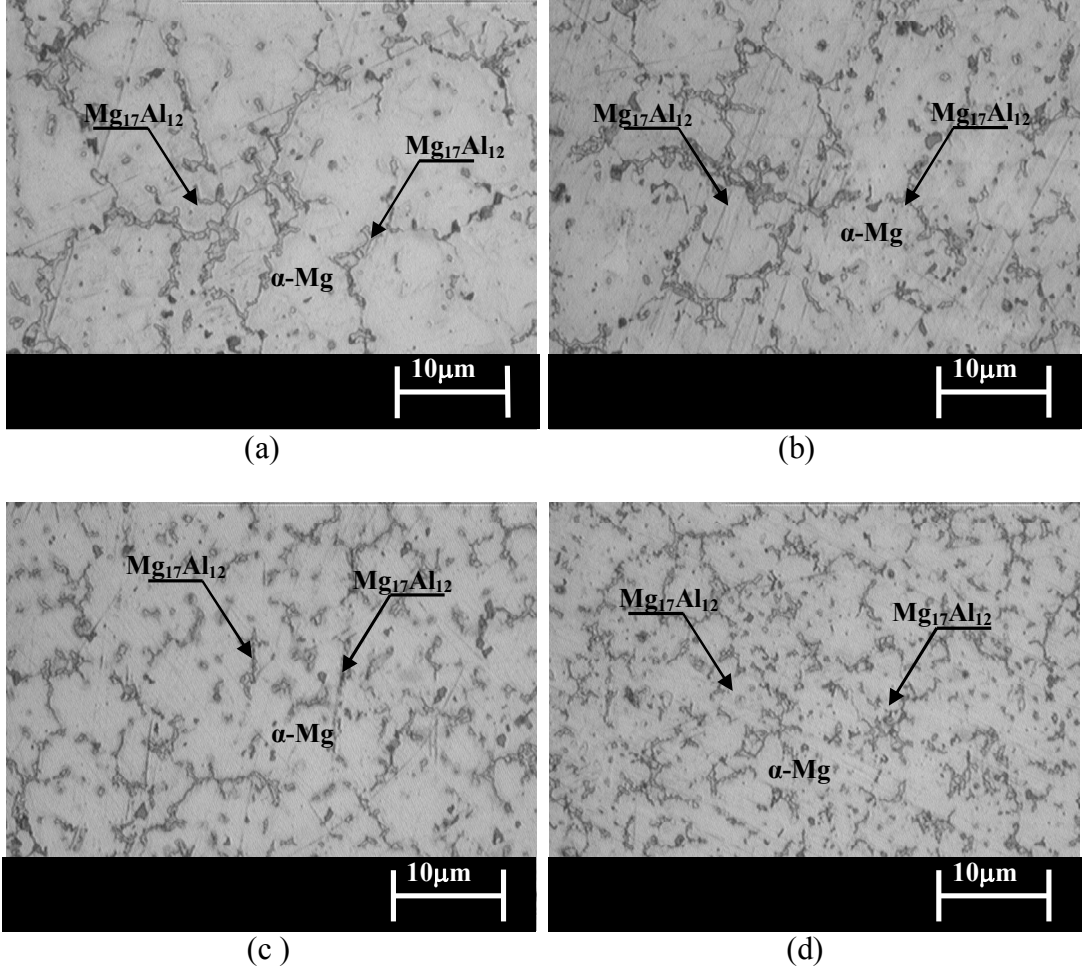
DENEYSEL SONUÇLAR

4.1. MİKROYAPI İNCELEMELERİ

Dökümü yapılan alaşımların mikroyapı numuneleri döküm bölgelerinin merkezlerinden 10x10x10 mm boyutlarında çıkartılmıştır. Metalografik incelemeleri yapılmak üzere numunelerin yüzeyleri sırası ile 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 dağlanmıştır.

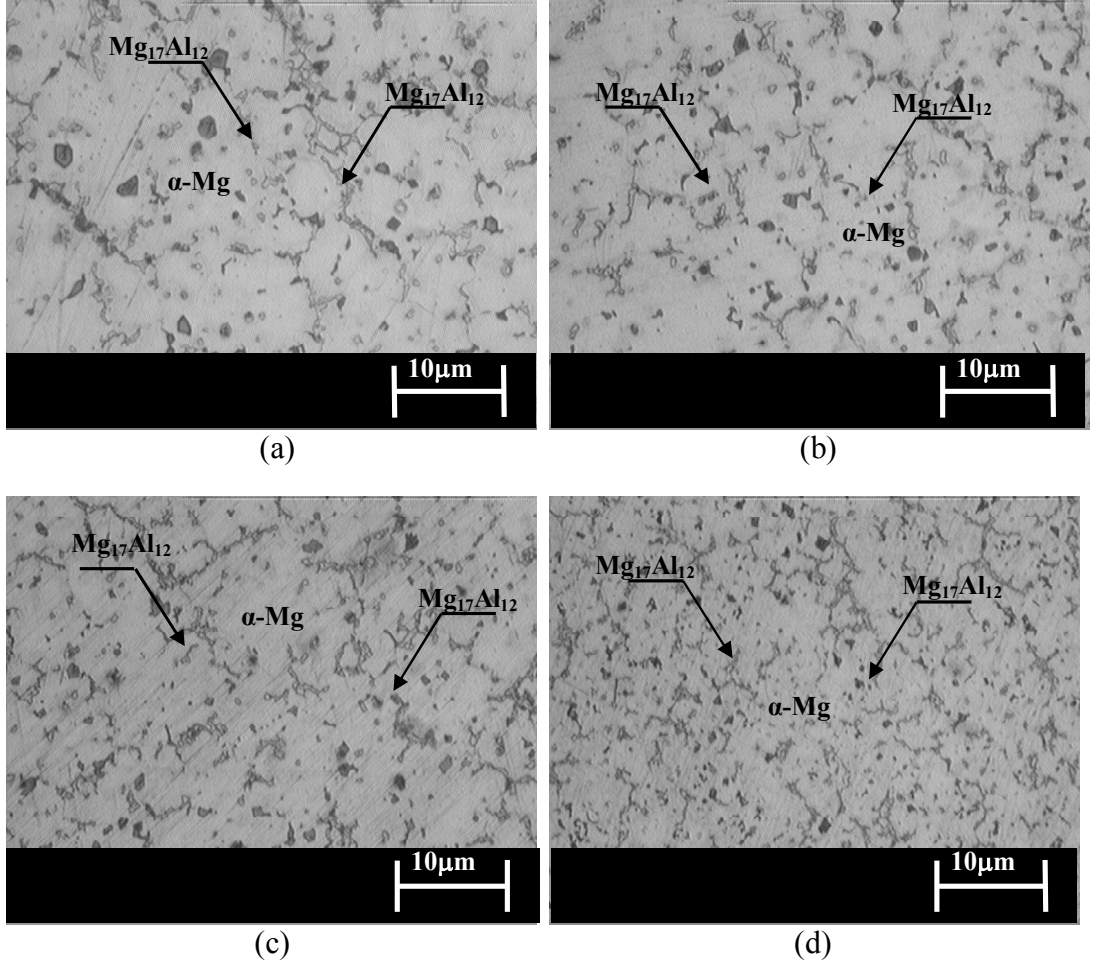
Deneyimizde dört farklı alaşımın mikroyapı resimleri farklı hızlarda soğuyan bölgelerden alınan numunelerden, 10X olarak çekilmiştir. Mikroyapı resimleri Karabük Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü Malzeme laboratuvarındaki Nikon Epiphot marka mikroskopta çekilmiştir. Mikro yapı incelemeleri AZ91 serisi alaşımlar için ayrı ayrı yapılmıştır.

Kademeli kalıba dökülen AZ91, AZ91+%0.5 Si, AZ91+%0.5 Pb, AZ91+%0.5 Sr, AZ91+%0.5 TiB alaşımlarının mikroyapı resimleri sırasıyla Şekil 4.1 - 4.5'de verilmiştir.



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

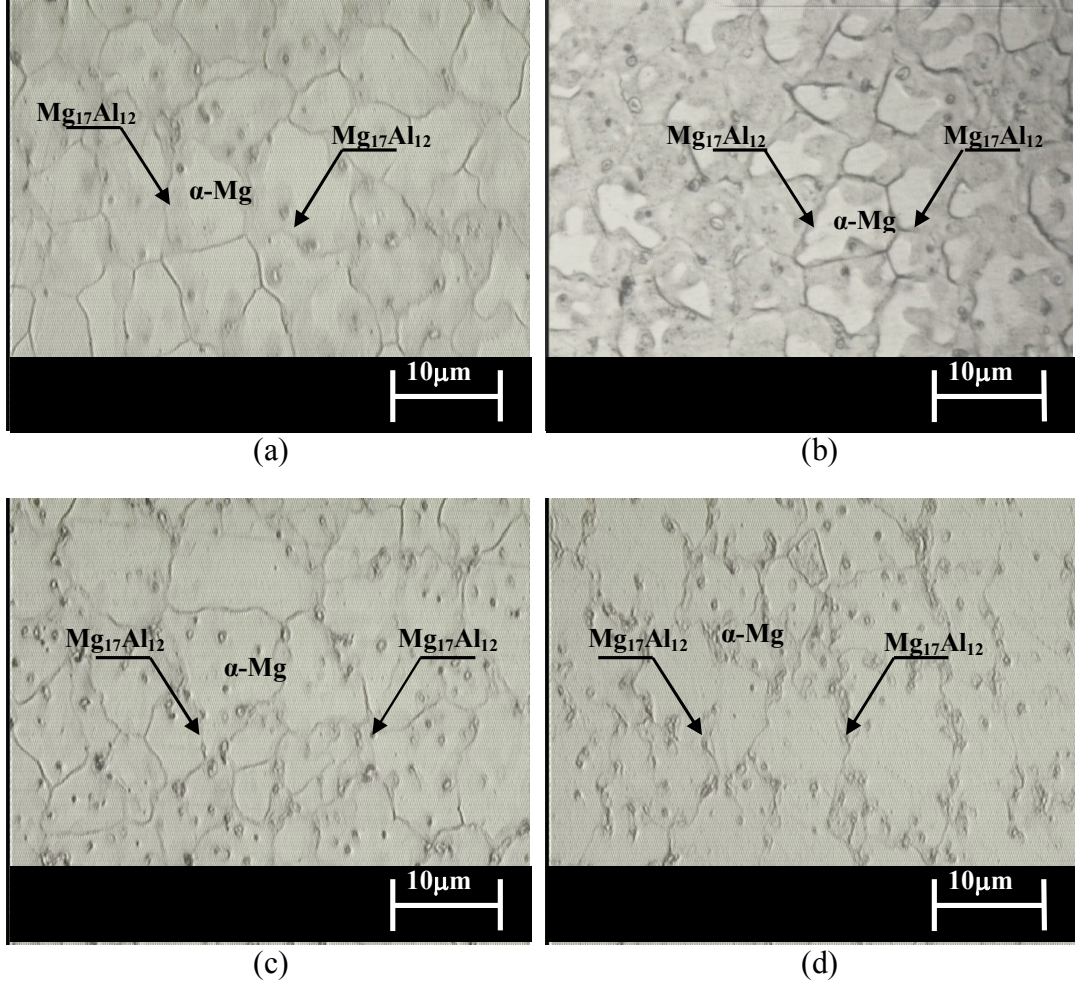
AZ91 alaşımının mikroyapısı metal kalıp kademe kalınlığına bağlı olarak değişmiş D bölgesinin hızlı katılaşma sonucu tane boyu küçülmüş ve homojen olarak dağılmış $Mg_{17}Al_{12}$ fazı elde edilmiştir.



Şekil 4.2. AZ91+%0,5 Si alaşımının mikroyapı görüntüleri a) A Bölgesi, b) B Bölgesi, c) C Bölgesi, d) D Bölgesi.

Şekilde AZ91+ % 0,5 Si alaşımın yavaş soğumasından dolayı oluşan A bölgesinde $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının daha kaba taneli olduğu görülmektedir.

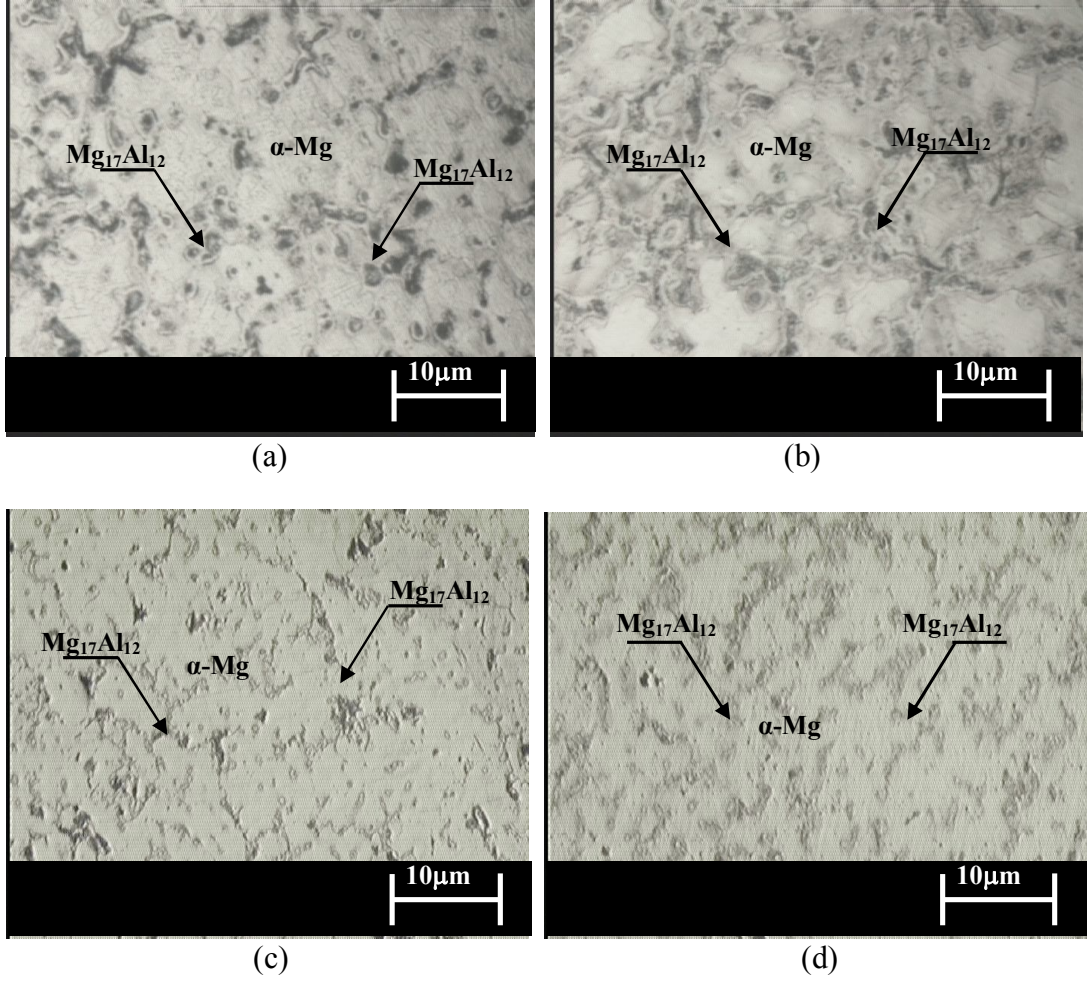
Hızlı soğumayla birlikte oluşan kaba tanelerin inceldiği bununla birlikte oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ fazında inceldiği D bölgesinde görülmektedir.



Şekil 4.3. AZ91+%0,5 Pb alaşımının mikroyapı görüntüleri a) A Bölgesi, b) B Bölgesi, c) C Bölgesi, d) D Bölgesi.

AZ91+ % 0,5 Pb alaşımında Pb iyi bir çözünürlüğe sahip olduğundan Pb ilavesinde $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazı ortaya çıkmıştır.

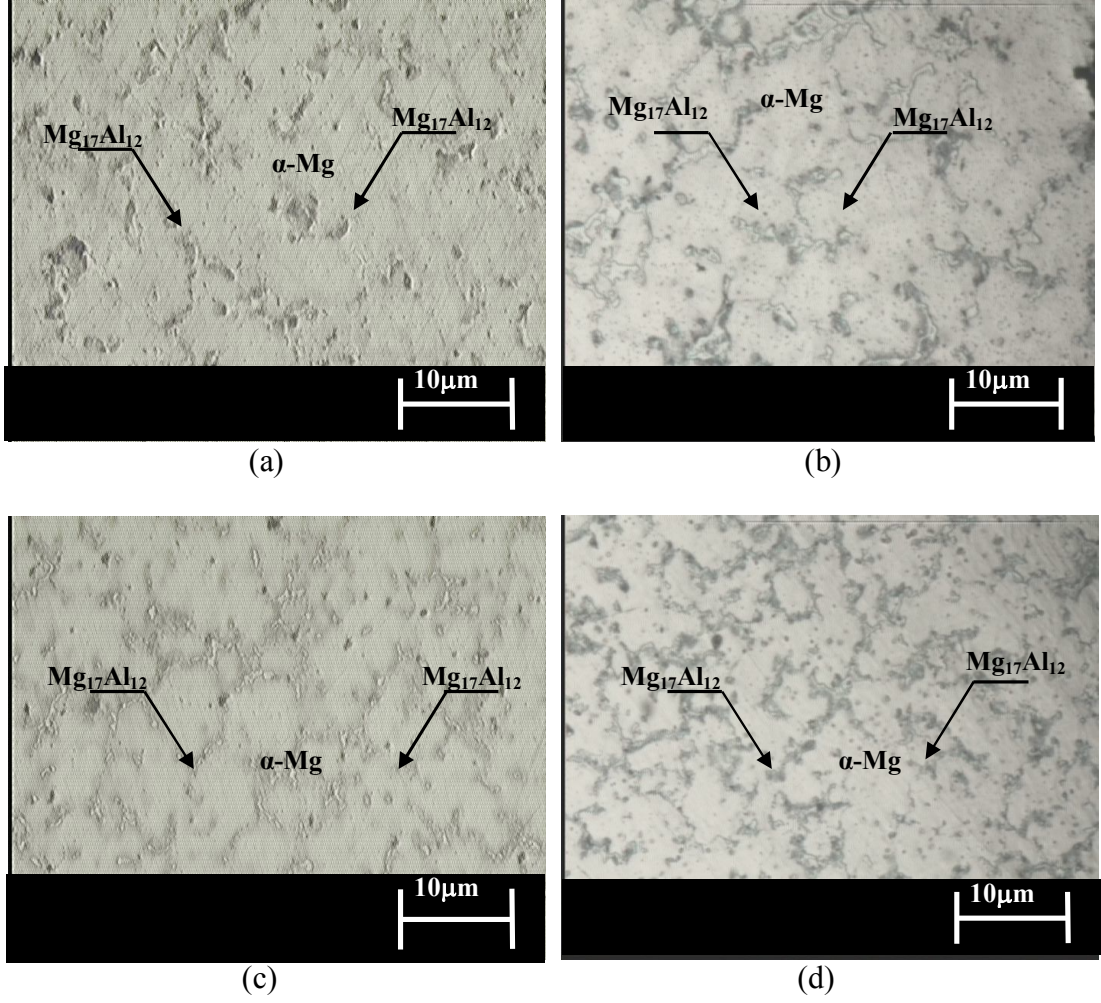
Metal kalıp kademe kalınlığına bağlı olarak hızlı katılaşmayla birlikte tane yapılarında incelerek daha homojen bir yapı ortaya çıkmıştır.



Şekil 4.4. AZ91+%0,5 Sr alaşımının mikroyapı görüntüleri. a) A Bölgesi, b) B Bölgesi, c) C Bölgesi, d) D Bölgesi.

AZ91+%0,5 Sr alaşımında hızlı katılma bölgelerinde daha ince taneli yapıların yavaş soğuma bölgelerinde ise daha kaba taneli yapıların oluştuğu Şekil 4.4. 'de görülmektedir.

Sr ilavesiyle birlikte mikroyapıda oluşan yapı daha homojen olup, $Mg_{17}Al_{12}$ fazı oluşmuştur.

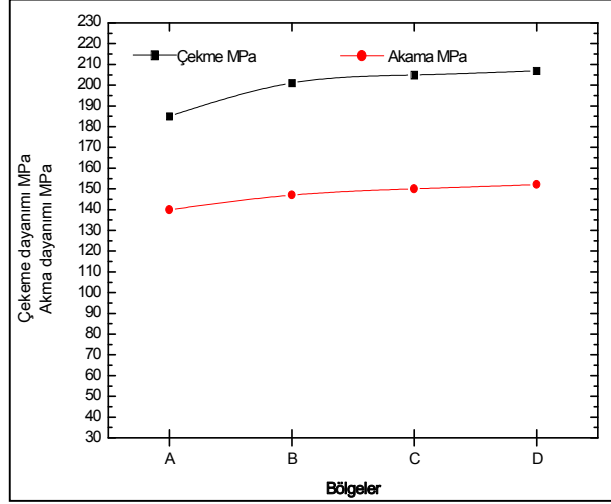


Şekil 4.5. AZ91+%0,5 TiB alaşımlarının mikroyapı görüntüleri a) A Bölgesi, b) B Bölgesi, c) C Bölgesi, d) D Bölgesi.

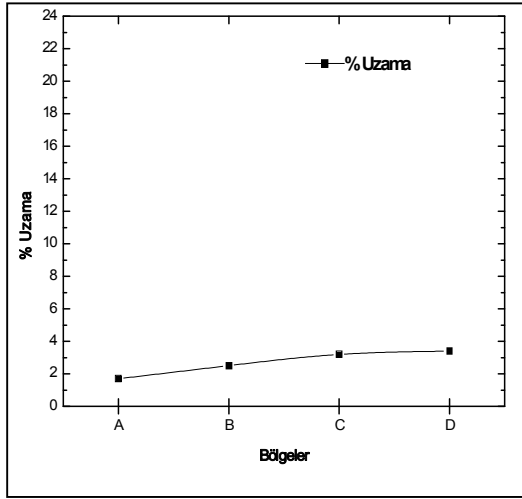
AZ91 ve AZ91 serisi alaşımların mikro yapılarına bakıldığında; hepsinde soğuma hızı arttıkça tane yapısının küçüldüğü görülmektedir. Tane sınırlarında her bir alaşım için $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının, ilave edilen elementlere bağlı olarak da Mg_2Si , Mg_2Pb , Mg_2Sr , Mg_2TiB fazlarının oluştuğu varsayılmaktadır.

4.3. MEKANİK DENEY SONUÇLARI

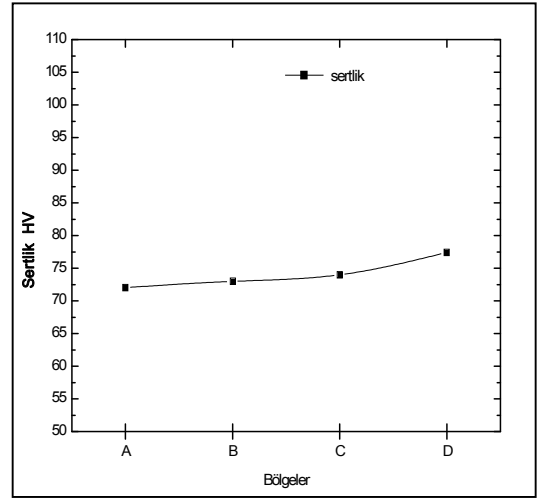
Kademeli metal kalıba dökülen alaşımların mekanik deney sonuçları (Çekme, Akma, % uzama ve Sertlik) Şekil 4.6 – 4.10 ‘da sırasıyla verilmiştir.



(a)



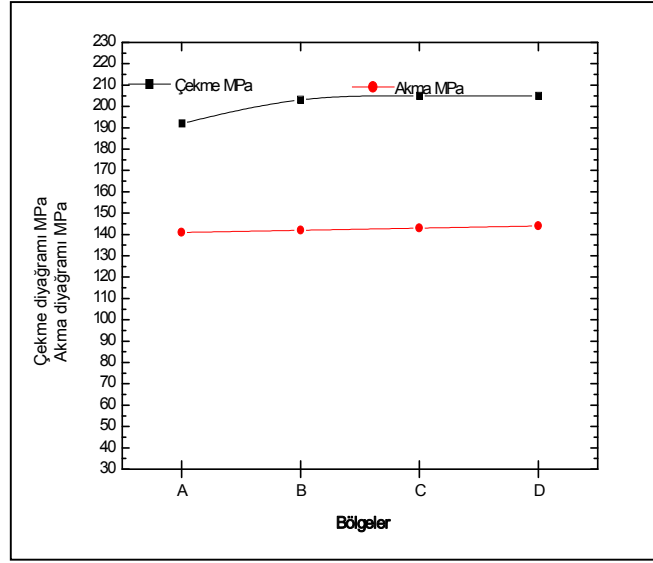
(b)



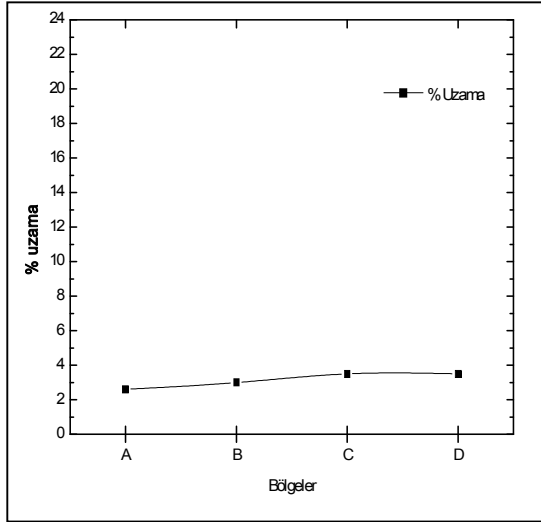
(c)

Şekil 4.6. AZ91 alaşımının a) Çekme-Akma, b) % Uzama, c) Sertlik değişimleri.

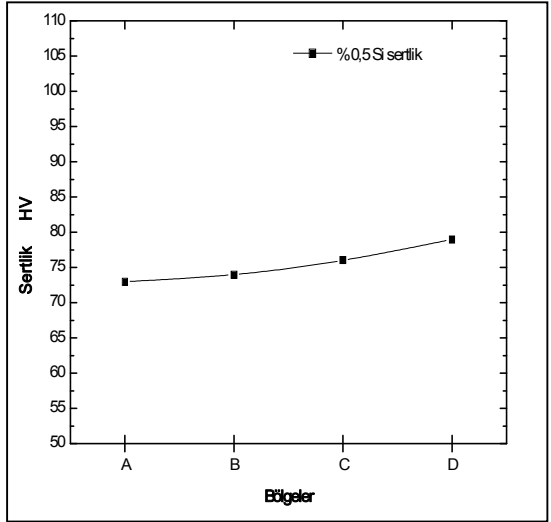
AZ91'de soğuma hızı arttıkça çekme, akma ile %uzama ve sertlikte artış gözlenmektedir. Soğuma hızının artması ile tane boyutu küçülmüş tane sınırları incelmıştır.



(a)



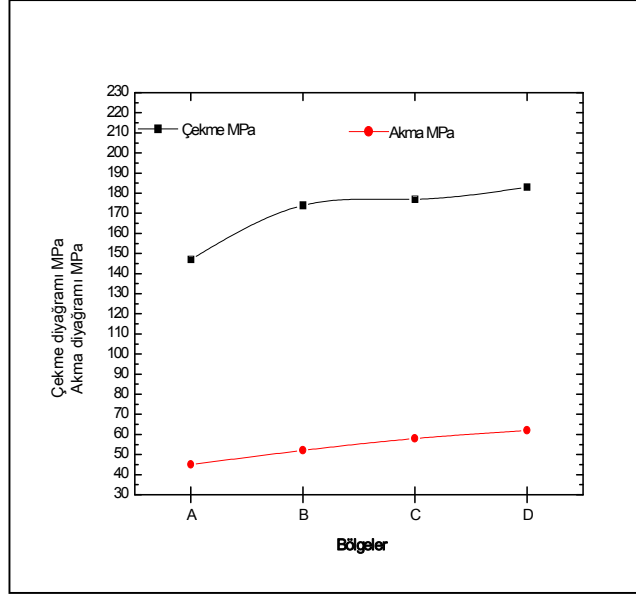
(b)



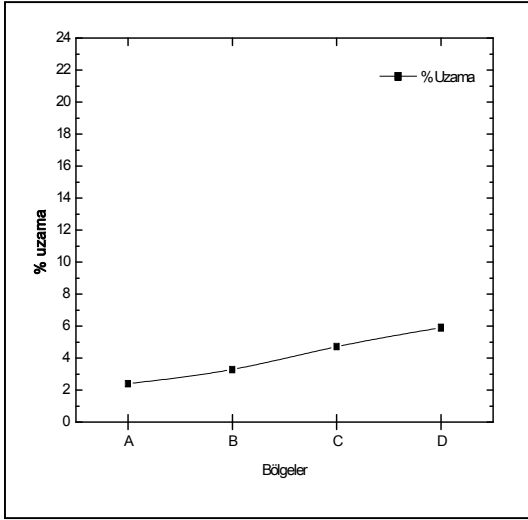
(c)

Şekil 4.7. AZ91 'e ilave edilen % 0.5 Si miktarına bağlı a) Çekme-Akma, b) % Uzama, c) Sertlik değişimleri.

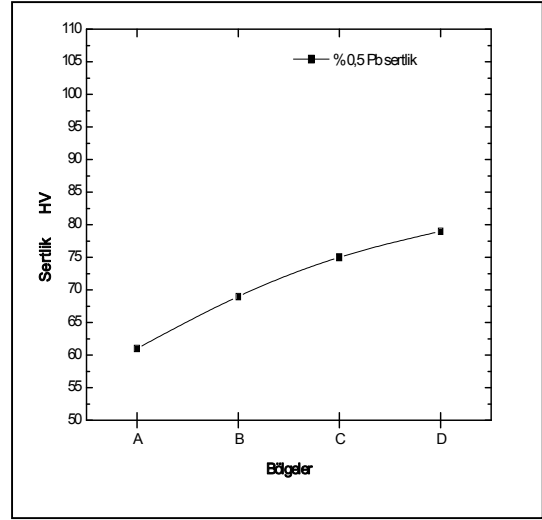
AZ91'e ilave edilen % 0.5 Si, alaşımın çekme-akma, sertlik ve % uzaması yükseltmiştir. Bu artış katılaştırma hızı ile orantılı olarak daha da artmıştır.



(a)



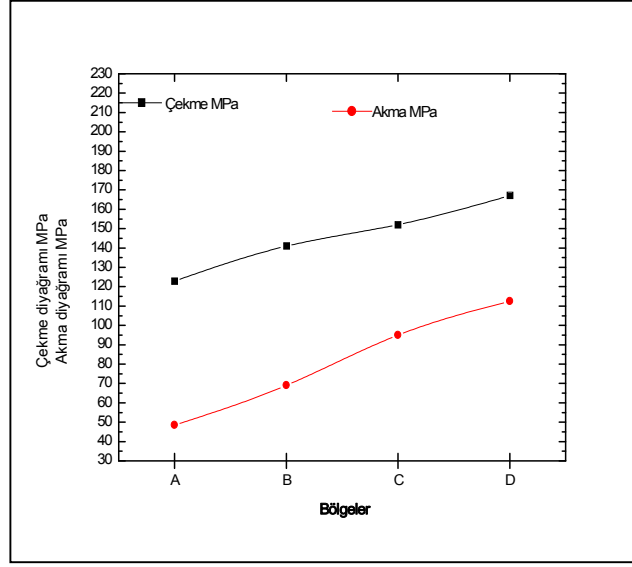
(b)



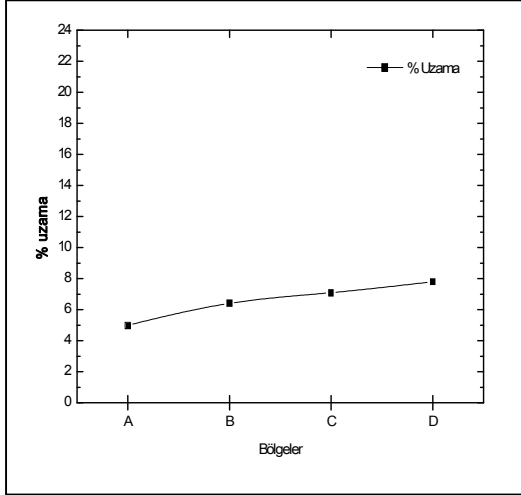
(c)

Şekil 4.8. AZ91 'e ilave edilen % 0.5 Pb miktarına bağlı a) Çekme-Akma, b) % Uzama , c) Sertlik değişimleri.

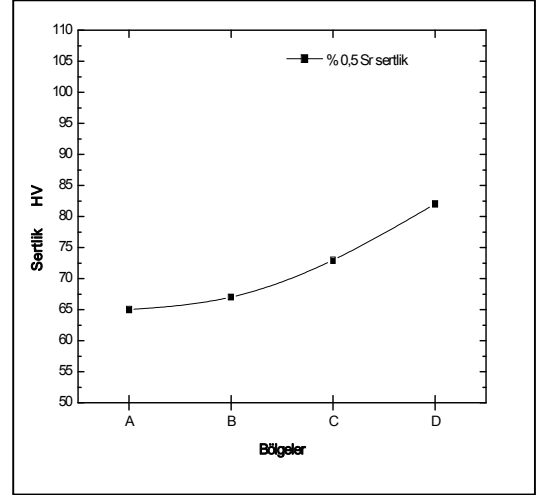
AZ91'e ilave edilen % 0,5 Pb, alaşımın çekme - akma, sertlik ve % uzamasını yükseltmiştir.



(a)



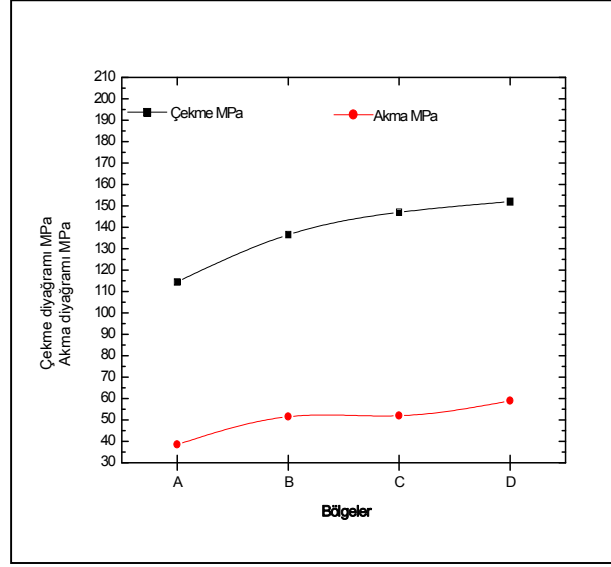
(b)



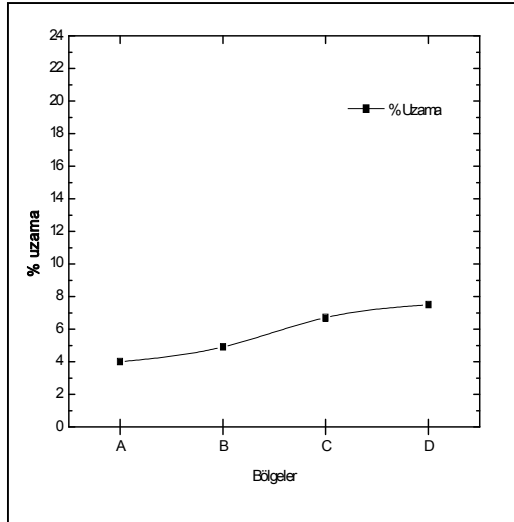
(c)

Şekil 4.9. AZ91 'e ilave edilen % 0.5 Sr miktarına bağlı a) Çekme-Akma, b) % Uzama, c) Sertlik değişimleri.

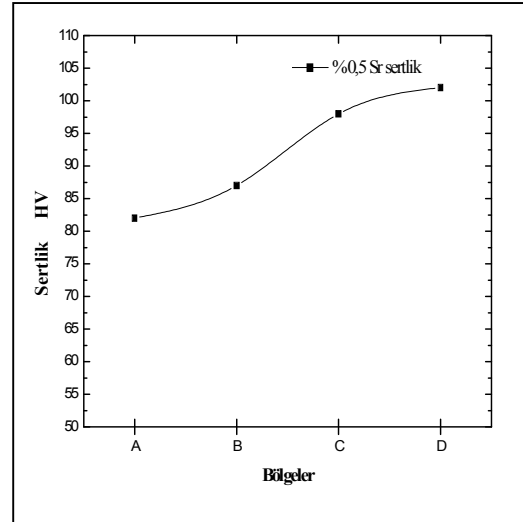
AZ91'e ilave edilen % 0.5 Sr, alaşımın çekme-akma, sertlik ve % uzamasını yükseltmiştir.



(a)



(b)



(c)

Şekil 4.10. AZ91 'e ilave edilen % 0.5 TiB miktarına bağlı a) Çekme-Akma, b) % Uzama, c) Sertlik değişimleri.

AZ91'e ilave edilen % 0.5 TiB, alaşımın çekme-akma, sertlik ve % uzamasını yükseltmiştir.

AZ91 ve AZ91 serisi alaşımların hepsinde soğuma hızı arttıkça döküm kademe kalınlığının azalması ile sertlikte artışlar gözlenmiştir. En yüksek sertlik TiB alaşımında, en düşük sertlik ise Pb alaşımında görülmüştür. Çekme gerilmesi ve akma sonuçlarına bakıldığında, en yüksek çekme ve akma gerilmesi AZ91

alaşımında, en düşük çekme ve akma gerilmesi TiB alaşımında görülmüştür. % uzama sonuçlarına bakıldığında en yüksek % uzama Sr alaşımında, en düşük % uzama ise AZ91 alaşımında görülmüştür.

BÖLÜM 5

DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

5.1. MİKROYAPI SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

AZ91 ve AZ91 alaşımlarının genel mikro yapıları gösterilmiştir (Bkz. Şekil 4.1-4.5). Mikro yapılarda görüldüğü gibi metal kalıp kademe kalınlığına bağlı olarak hızlı katılaşma sonucu tane boyu küçülmüş ve homojen olarak dağılmış $Mg_{17}Al_{12}$ fazı elde edilmiştir. Mg-Al alaşımlarının katılaşma mekanizmasına etki eden Zn'nun varlığından dolayı AZ91 alaşımında $\alpha+\beta$ ötektiği gözlenmektedir. Soğuma esnasında Zn'nun yüksek segregasyon eğiliminden ve katılaşmanın ilk evrelerinde katı-sıvı ara yüzeyi önündeki yapısal alt soğumadan dolayı, birincil dentritlerin büyümesinde dikkate değer bir yükselme göze çarpmaktadır. Bu da Al'un dentrit kolları tarafından ötelenmesine ve tane sınırlarında zenginleşmesine neden olmaktadır. Zenginleşen Al, α Mg ile ötektik yapıyı veya β fazını oluşturmaktadır. Yine Yapının genelde α -mg ana matrisi içerisinde tane sınırları boyunca uzanan ötektik ve intermetalik fazlarından meydana geldiği gözükmemektedir. Hızlı soğuma α -Mg çekirdek bölgelerini sıkıştırmış ve mikro porozitelerin azaldığı varsayılmaktadır. Yaptığımız çalışmaları (Cai et al, 2006)'da yaptığı çalışmalarda desteklemektedir.

Şekil 4.2 incelendiğinde tane sınırlarında oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ fazının parçalandığı tespit edilmiş ve Si atomlarının Mg matrisi içinde, oda sıcaklığında katı halde Mg_2Si intermetalik fazına dönüştüğü gözlenmiştir. (Aizawa ve Song 2006) tarafından çalışmalarında rapor edilmiştir. Ayrıca alaşımın yavaş soğumasından dolayı oluşan Mg_2Si intermetalik fazının daha kaba taneli olduğu 4.2'de görülmektedir. Bu durumu (Kima et al, 2006)'da yaptığı çalışmalarda desteklemektedir.

Şekil 4.3 incelendiğinde ise AZ91 alaşımında Pb iyi bir çözünürlüğe sahip olduğundan Pb ilavesinde $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazına ek olarak Mg_2Pb fazı ortaya çıkmıştır. Ayrıca kurşunun $Mg_{17}Al_{12}$ fazını incelttiği gözlenmektedir.

Şekil 4.4 İncelendiğinde AZ91 alaşımında Sr' un mikro gözeneklerin dağılmasında etkisi olduğu ve Mg alaşımlarının porozite eğilimini azalttığı gözlenmiştir. (Hirai et al. 2005).

Şekil 4.5 İncelendiğinde AZ91 alaşımında TiB' un Alaşıma ilave edilen Ti, az da olsa tane inceltici görevi yapar ve Mg içinde çok az çözünürlüğe sahiptir. Hızlı katılma ile Mg alaşımları üretilmiş ve Ti'un çözünürlük miktarının arttığı gözlemlenmiştir. Bu durumu (Zhao et al. 2007)'de yaptığı çalışmalar desteklemektedir.

Yukarıdaki açıklamalara ilave olarak Kademeli kalıp uygulamasında kalın ve ince kesit arasında mikro yapı açısından belirgin bir fark gözlenmiştir. Yavaş soğuma şartlarında (şekil a) tanelerin kabalaştığı, fakat hızlı soğuma şartlarında 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. Mikro yapı resimlerinde de bu açıkça görülmektedir.

5.2.MEKANİK DENEY SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

AZ91 ve alaşımlarına ilave edilen elementler miktarları ile birlikte ve sağuma hızlarına göre elde edilmiş olan sertlik, % uzama ve çekme dayanımı deney sonuçlarının değerlendirilmesi farklı başlıklar halinde aşağıda verilmiştir.

5.2.1. Sertlik Sonuçlarının Değerlendirilmesi

AZ91 ve AZ91 serisi alaşımların hepsinde soğuma hızı arttıkça döküm kademe kalınlığının azalması ile sertlikte artışlar gözlenmiştir.

AZ91 alaşımında; soğuma hızı ile b6lgelerin yapıları değişmiş, yavaş soğuyan b6lgenin yapısı kaba taneli iken, hızlı soğuyan b6lgenin yapısı ince taneli olduğuda mikro yapıda açıkça g6r6lmektedir (Bkz. Şekil 4.1). Kademeli d6k6m parçada kesit kalınlığının artması ile sertliğin buna bağlı olarak orantılı Şekilde arttığı g6zlemlenmiştir.

AZ91 alaşımına % 0.5 oranında Si ilavesi alaşımın AZ91 e g6re sertliğinde bir miktar artış g6zlemlenmiştir. Yavaş soğuyan kalın kesit olan a b6lgesinin sertliği 74 HV iken daha hızlı soğuyan ince kesit olan d b6lgesinin sertliği 79,8 HV dir Ayrıca hızlı soğuma ile Mg_2Si intermetalik fazının yapıda partik6l Őeklinde dağılmış olması da sertliği arttıran bir sebep olarak yorumlanabilir.

AZ91 alaşımına % 0.5 oranında Pb ilavesi alaşımın t6m kademelerinde sertliği bir miktar arttırmıştır. Yavaş soğuyan kalın kesit olan a b6lgesinin sertliği 61 HV iken daha hızlı soğuyan ince kesit olan d b6lgesinin sertliği 79 HV dir (Bkz. Şekil 4.8). Alaşıma Pb ilavesi ile tanelerin bir miktar k66lmesi ve tane sınırlarında 6kelti olarak bulunan $Mg_{17}Al_{12}$ fazına ilave olarak 6kelti t6r6 fazlar g6r6lmektedir (Bkz Şekil 4.3). G6r6len bu fazların Mg_2Pb fazı olduğu d6ř6n6lmektedir. Bu fazların 6kelme sertleşmesi t6r6 bir sertleşmeye neden olduğu varsayılmaktadır. Kademeli d6k6m parçada kesit kalınlığının sertliğe etkisi bu alaşımda da g6z6kmektedir.

AZ91 alaşımına % 0.5 oranında Sr ilavesi alaşımın t6m kademelerinde sertliği arttırmıştır. Yavaş soğuyan kalın kesit olan a b6lgesinin sertliği 65 HV iken daha hızlı soğuyan ince kesit olan d b6lgesinin sertliği 82 HV dir (Bkz Şekil 4.9). Buda yine kesit kalınlığından kaynaklanan farklı soğuma ile, kalın kesitli b6lgenin kaba taneli, ince kesitli b6lgenin yapısının daha k66k taneli olmasından kaynaklandığı varsayılmaktadır.

AZ91 alaşımına % 0,5 oranında TiB ilavesi alaşımın t6m kademelerinde sertliği b6y6k bir oranda arttırmıştır. Yavaş soğuyan kalın kesitli olan a b6lgesinin sertliği 82 HV iken hızlı soğuyan d b6lgesinin sertliği 102 HV olarak 6l6lm6řt6r (Bkz Şekil 4.10). Sertlikte değişiklik olması α matrisinde kayda değer farklılıkların olduğunun bir g6stergesidir.

5.2.2. % Uzama Sonuçlarının Değerlendirilmesi

AZ91'de soğuma hızı arttıkça %uzama da artış gözlenmektedir. Soğuma hızının artması ile tane boyutu küçülmüş tane sınırları incelmıştır. Hızlı katılma ile α -Mg matrisi Al'ca fakirleştiğinden daha yumuşak olmuştur. Buna bağlı olarak uzamanın arttığı düşünülmektedir.

AZ91 alaşımına %0,5 oranında Si ilavesi hızlı katılma ile α -Mg matrisi Al'ca fakirleştiğinden daha yumuşak olmuştur. Mg_2Si fazlarının artmasıyla % uzamayı arttırmıştır. Bunun sebebi olarak Mg_2Si fazı sertliği arttırırken taneler arasında bulunan $Mg_{17}Al_{12}$ fazının bir miktarının da Al- Mg_2Si ötektiği oluşturarak azaldığı yorumlanmaktadır. Mikroyapı şekil 4.2 incelendiğinde AZ91 yapısına göre tane sınırlarındaki fazların incelenmesi veya kesintiye uğraması bu yaklaşımı desteklemektedir. Soğuma hızının artması ile de uzamanın bir miktar artması ise hızlı soğuma ile α +Mg çekirdek bölgelerini sıklaştırarak mikro poroziteleri azaltmıştır. $Mg_{17}Al_{12}$ fazının incelenmesi Al- Mg_2Si ötektiğini oluşturarak Al'un harcanması da uzamayı arttırdığı yorumlanabilir.

AZ91 alaşımına Pb ilavesi ile meydana gelen mikro yapısı AZ91 alaşımının mikro yapısı ile kıyaslandığında tane sınırlarında meydana gelen $Mg_{17}Al_{12}$ fazı değişikliğe uğramıştır. AZ91 alaşımında Mg_2Pb fazını sünek sınıfında kabul etmek mümkündür. Dolayısı ile tane sınırında biriken $Mg_{17}Al_{12}$ fazı ile birlikte nispeten sünek olan Mg_2Pb fazı % uzamayı arttıran bir etken olduğu varsayılmaktadır. Pb' un yapıda çok ince çökelti yığılılığı halinde bulunması durumunda ise uzamada bir miktar düşüşün olabileceği varsayılmaktadır.

AZ91 alaşımına % 0,5 Sr ilavesi hızlı soğumayla birlikte % uzamada artmıştır.

AZ91 alaşımına % 0,5 TiB ilavesinde %uzama da değişiklik olmaması α matrisinde kayda değer farklılıkların olmadığını bir göstergesidir.

5.2.3. Çekme Gerilimi Sonuçlarının Değerlendirilmesi

AZ91 ve AZ91 serisi alaşımların hepsinde soğuma hızı arttıkça döküm kademe kalınlığının azalması ile çekmede artışlar gözlenmiştir. Soğuma hızının artması ile tane boyutu küçülmüş tane sınırları incelmıştır.

AZ91 alaşımına % 0,5 Si ilavesi ile çekme dayanımının yükseldiği gözlemlenmiştir (Bkz. Şekil 4.7). Si'un çekme dayanımının arttırması mikroyapıda Mg_2Si fazının oluşumunun yanı sıra taneler arası intermetalik fazların incelerak dağılım göstermesine dayandırılabilir. Ayrıca AZ91' in mikroyapısında taneler arasında bulunan $Mg_{17}Al_{12}$ fazı da dikkate değer biçimde değişikliğe uğrayarak, soğuma hızının artması ile tane sınırları arasındaki fazlar incelerak α -Mg taneleri arasındaki mesafenin daralması çekmeyi arttıran bir sebep olarak yorumlanabilir.

AZ91 alaşımına %0,5 Pb ilavesi ile çekme dayanımı yükselmiştir (Bkz. Şekil 4.8). Diğer taraftan Pb ilavesi Mg_2Pb fazını oluşturmanın yanında taneler arası $Mg_{17}Al_{12}$ fazının dağılımını , genişliğini ve sürekliliğini azaltmıştır. Buna bağlı olarak taneler arası bağın güçlü olacağı ve mesafenin az olacağından çekme dayanımının yükselmesi beklenebilir. Yine kademeli döküm parçanın kesit kalınlığı ile hızlı soğuması ile çekme geriliminin kademeli olarak arttığı gözlemlenmektedir.

AZ91 alaşımına %0,5 oranında Sr ve TiB ilaveleri çekmeyi arttırmıştır (Bkz. Şekil 4.9-Şekil 4.10). Soğuma hızlarının artması ile tane boyutu küçülmüş ve tane sınırları incelmıştır. Sonuç olarakta; çekme sonuçlarında belirgin oranlarda artış görülmüştür.

BÖLÜM 6

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada AZ91 ve AZ91'e ağırlık olarak % 0.5 oranlarında Si, Pb, Sr, TiB ilave edilerek kademeli metal kalıba dökümler yapılmıştır. Soğuma hızları farklı olan kesitlere çekme ve sertlik testleri uygulanmıştır. Ayrıca bu farklı kesitlerin optik mikroskop çalışmaları gerçekleştirilmiştir. AZ91 alaşımı ve AZ91'e Si, Pb, Sr, TiB ilavesi ile soğuma hızının mekanik özelliklere etkisi incelenen çalışma da;

Sonuçlar;

1. Sertlik test sonuçlarına göre; AZ91'e ilave edilen Si, Pb, Sr, TiB' un soğuma hızlarının artması ile sertliklerinin arttığı gözlemlenmiştir.
2. Çekme ve akma dayanımlarının da ilave edilen %0,5 Si, Pb, Sr, TiB miktarına göre arttığı gözlenmiştir. Çekme ve akma dayanımları soğuma hızı arttıkça artmıştır.
3. AZ91' e ilave edilen % 0,5 Si, Pb, Sr, TiB'un mikroyapıları incelendiğinde soğuma hızı arttıkça tanelerin incelendiği, yavaş soğuma şartlarında ise tanelerin kabalaştığı gözlenmiştir.
4. Mikroyapılar incelendiğinde, AZ91'in mikroyapısının α +Mg ana matrisinden oluştuğu ve tane sınırlarında $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazın oluştuğu gözlenmiştir.
5. AZ91'e Si ilavesi ile yapıda oda sıcaklığında Mg_2Si intermetalik fazının oluştuğu ve Mg_2Si intermetalik fazının $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazını parçaladığı varsayılmaktadır.

6. AZ91'e % 0,5 Pb ilavesi ile yapıda Mg_2Pb fazını oluşturmanın yanında taneler arası $Mg_{17}Al_{12}$ fazının dağılımını , genişliğini ve sürekliliğini azalttığı varsayılmaktadır.
7. Soğuma hızının artması ile yapının morfolojisinin değişerek $\alpha+Mg$ tanelerini küçültmüştür. Ayrıca intermetalik fazlar incelererek yapıda dağılım göstermiştir.

Öneriler;

1. Çalışma sonucunda, soğuma hızları üzerine çalışma yapacak araştırmacılara metal kalıbın ısıtılarak döküm yapılması tavsiye edilir.
2. Yapılan çalışmalarda farklı soğuma hızları verecek başka kalıp malzemeleri de kullanılabilir.
3. Metal kalıbın farklı kesitleri ayrı ayrı dökülerek sonuçlar karşılaştırılabilir.

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 (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, 8-4 (2000).

Bowles A.L. and Caceres C.H., "Anomalous hardness behaviour of high pressure die-cast Mg-Al alloys", *Metallurgical Science and Technology*, *Torino*, 25-26 (1983).

Brown, R., "Magnesium", *Mining Journal Annual Review for 2004*, 1-14 (2004).

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*, 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:A*, 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*, March 1993, Detroit, MI, USA, 930-941 (1993).

Koç E., "Alaşım elementlerinin magnezyum döküm özelliklerine etkisinin incelenmesi", Bilim Uzmanlığı Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 42-43 (2008).

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).

Feng X., Xuegang M. and Yangshan S., "Microstructures and mechanical properties of AZ91 alloy with combined additions of Ca and Si", *Journal Materials and Science*, (41): 4725-4731(2006).

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”, *Noranda Magnesium Inc, The International Magnesium Association*. 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”, *ASM Handbook*, 10 (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).

Kramer, “Magnesium It’s alloys and compounds”, *U.S. Geological Survey Open-File Report*, U.S.A., 1-341 (2002).

Landkof B., “Magnesium alloys applications”, *Magnesium Alloys Science, Tecnology and Application*, Aghion E., Eliezer D., *Dead Sea Magnesium*, Ben-Guron University, (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, Nov 21-22, (2002).
- Lin M. C., Tsai C.Y. and Uan J.Y., “Converting hcp Mg-Al-Zn alloy into bcc Mg-Li-Al-Zn alloy by Electrolytic deposition and diffusion of reduced lithium atoms in a molten salt electrolyte LiCl-KCl”, *Scripta Materialia*, (56): 597-600 (2007).
- 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 2000*, 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 (2002).
- Podosek M.S. and Litynska L., “Effect of yttrium on structure and mechanical properties of Mg alloys”, *Materials Chemistry and Physics*, (80): 472-475 (2003).
- Polmear I.J., “Light alloys”, *Metallurgy & Materials Science* John Wiley&Sons; 3 (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., *University of Cambridge*, Cambridge, 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 (2008).
- Vecchiarelli M.A., "Sand cast magnesium prototypes for automotive die casters", *SAE Technical Report Paper Series*, 920072 (1992).
- 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).
- West C. and E Gnibach., "Permanent mould casting", Metals Handbook. *ASM International*, Metals Park, (15): 275-285 (1988).
- Westengen H., "Recycling", 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).

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 Universite*, 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

Melek YILKI, 1986'da İstanbul'un Sarıyer ilçesinde doğdu. İlkokul ve Ortaokul öğrenimini Sarıyer ilçesine bağlı olan Milli Eğitim Vakfı Dumlupınar İlköğretim Okulunda tamamladı. Lise öğrenimini Sarıyer Boğaziçi Behçet Kemal Çağlar Lisesi'nden 2003 yılında mezun olduktan sonra 2004 yılında Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Döküm Öğretmenliği'ne girdi. 2008 yılında iyi derece ile mezun olduktan sonra aynı yıl "Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi ABD" da Yüksek Lisans eğitimine başladı. 2009 yılında İstanbul Kağıthane Mehmet Akif Ersoy İlköğretim Okulunda Teknoloji ve Tasarım Öğretmenliği yapmaya başladı. 2010 yılında ise Eskişehir Anadolu Üniversitesi (AÖF) Edebiyat Bölümüne girdi. Halen "Karabük Üniversitesi" Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi ABD' da Yüksek Lisans eğitimini sürdürmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Fatih Sultan Mehmet Mah. Kenan Evren Cad. Bahçe Sok. No:10

Etiler/İSTANBUL

Tel : (212) 277 99 25 – 0544 761 52 78

E-posta : angel_yilki@hotmail.com