

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**Mg-AI ESASLI AM60 ALAŞIMININ ÜRETİMİ VE
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Müh. Şehzat AÇIKGÖZ

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZ.
MÜHENDİSLİĞİ**

Tez Danışmanı : Doç. Dr. S. Can KURNAZ

Aralık 2009

T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**Mg-AI ESASLI AM60 ALAŞIMININ ÜRETİMİ VE
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Müh. Şehzat AÇIKGÖZ

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZ.
MÜHENDİSLİĞİ**

Bu tez 07/01/2010 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.

Doc. Dr. Ahmet TÜRK

Jüri Başkanı




Doc. Dr. Can KURAN

Üye



Yrd. Doç. Dr. Uğur ÖZSARAY

Üye



TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın yürütülmesinde ve sonuçlandırılmasında değerli fikir ve tecrübeleriyle beni yönlendiren Sayın Doç. Dr. S. Can KURNAZ' a, deneysel çalışmalarım sırasında bana her yönden yardımcı olan Metalurji ve Malzeme Yüksek Mühendisi Hüseyin ŞEVİK' e, tez çalışmamın tamamlanma sürecindeki yardımlarından dolayı Endüstri Müh. ve İşletme Bilim Uzmanı Neslihan KILIÇ' a, sağladığı maddi destek ile döküm sistemi kurulan TÜBİTAK' a, laboratuvar imkanlarından yararlanan Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü ve çalışanlarına, bugünlere gelmemde sonsuz emeği olan, maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen anne ve babama sonsuz teşekkürler.

Şehzat AÇIKGÖZ

ÖNSÖZ

Gelecek yıllar için anahtar amaçlardan birisi büyüyen çevresel tehlikeleri azaltmak için CO₂ emisyonunun düşürülmesi olacaktır. Bu nedenle tüm yapı malzemeleri içinde hafif metaller ve alaşımlar önemini her geçen gün arttırmaktadır. Magnezyum, sahip olduğu yaklaşık 1.7 g/cm³ yoğunluğu ve iyi mukavemet/ağırlık oranı ile endüstriyel uygulama alanında kullanılabilirliği olan en hafif yapı malzemelerinden bir tanesidir. Bu özelliği ile magnezyum ve alaşımları tüm dünyada özellikle de otomobil endüstrisindeki önemini her geçen gün arttırmaktadır. Ayrıca otomobil sektörü dışında elektronik, savunma, uzay sanayinde ve bio-medikal uygulamalarda da önemini arttırmaktadır.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	ii
ÖNSÖZ.....	iii
İÇİNDEKİLER	iv
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	vii
ŞEKİLLER LİSTESİ	viii
TABLolar LİSTESİ.....	x
ÖZET.....	xi
SUMMARY.....	xii
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2.	
MAGNEZYUM ALAŞIMLARI.....	6
2.1. Tanım.....	6
2.2. Magnezyum Alaşımaları.....	8
2.2.1. Mg-Al alaşımaları.....	13
2.2.2. Magnezyum-Gümüş alaşımaları.....	14
2.2.3. Magnezyum-Kalay alaşımaları.....	15
2.2.4. Alkalın ve / veya nadir elementlerin eklenmesi ile magnezyum döküm alaşımaları.....	16
2.2.5. Magnezyum alaşımlarındaki intermetalikler.....	17
BÖLÜM 3.	
MAGNEZYUMUN BASINÇLI DÖKÜMÜ.....	20
3.1. Giriş.....	20

3.2. Üretim Metotları.....	21
3.2.1. Magnezyum ve alaşımları için ergitme sistemleri.....	21
3.2.1.1. Koruyucu gaz altında ergitme.....	21
3.2.1.2. Koruyucu örtü tuzu (flaks) altında ergitme.....	22
3.2.1.3. Berilyum elementi ile ergitme.....	23
3.2.2. Basınçlı döküm	24
3.2.3. Soğuk kamaralı proses.....	27
3.2.4. Sıcak-kamaralı proses.....	28
3.2.5. Sıkıştırma döküm.....	28
3.2.5.1. Endirekt sıkıştırma döküm.....	31
3.2.5.2. Direkt sıkıştırma döküm.....	32
3.3. Magnezyum Alaşımlarının Sıkıştırma Döküm Yöntemi.....	33
BÖLÜM 4.	
DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	37
4.1. Çalışma Programı	37
4.2. Çalışmanın Amacı.....	38
4.3. Deney Malzemeleri.....	39
4.4. Metalografi Çalışmaları.....	40
4.5. Mekanik Testler.....	40
4.5.1. Sertlik Deneyi.....	40
4.5.2. Çekme Deneyi.....	41
4.5.3. Darbe Deneyi.....	41
BÖLÜM 5.	
DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELENMESİ.....	42
5.1. Alaşımların Mikroyapısı.....	42
5.2. Üretilen Alaşımlarda Sertlik.....	56
5.3. Üretilen Alaşımlarda Çekme Mukavemeti.....	59
5.4. Üretilen Alaşımlarda Darbe Direnci.....	64
BÖLÜM 6.	
SONUÇLAR	67

KAYNAKLAR.....	72
ÖZGEÇMİŞ.....	75

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

AM	: Magnezyum-Alüminyum Alaşımları
AS	: Magnezyum-Alüminyum-Silisyum Alaşımları
AZ	: Magnezyum-Alüminyum-Çinko Alaşımları
at%	: Yüzde Atomsal Ağırlık Oranı
α	: Birincil Fazlar
β	: İkincil Fazlar
CO ₂	: Karbondioksit
°C	: Santigrat Derece
EDS	: Enerji Dağılımlı Spektrometre
ϵ	: Magnezyum-Gümüş İntermetaliği(AgMg ₃)
°F	: Fahrenheit
Kg	: Kilogram
L	: Sıvı Faz
MPa	: Mega Paskal
OM	: Optik Mikroskop
QE	: Magnezyum-Gümüş ve Nadir Aelementlerden Oluşan Alaşımlar
RE	: Nadir Element
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
SF ₆	: Kükürt-Flor 6 Gazı
wt%	: Yüzde Ağırlıkça Oranı

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	a) Magnezyumda alt tane oluşumu b) magnezyumda bazal kayma ve ikizlenme c) yüksek sıcaklıkta tane sınırı kayması.....	7
Şekil 2.2.	Başlangıç düzeninde Pramidal düzlemler.....	7
Şekil 2.3.	Magnezyum alaşımları kullanım alanları.....	10
Şekil 2.4.	Magnezyum-Alüminyum ikili denge diyagramı.....	13
Şekil 2.5.	Magnezyum-Gümüş ikili denge diyagramı.....	15
Şekil 2.6.	Magnezyum-Kalay ikili denge diyagramı.....	16
Şekil 2.7.	Mg-8Al-2.5RE-1.6Ca-1.3Mn alaşımının mikroyapısı(sürekli kalıba döküm).....	17
Şekil 3.1.	Sıcak kamaralı basınçlı döküm sisteminin görünümü.....	25
Şekil 3.2.	Soğuk kamaralı basınçlı döküm sisteminin görünümü.....	25
Şekil 3.3.	Soğuk kamaralı döküm sisteminin şematik görünümü.....	27
Şekil 3.4.	Sıcak kamaralı döküm sisteminin şematik görünümü.....	28
Şekil 3.5.	Sıkıştırma Döküm Prosesinin Adımları.....	30
Şekil 3.6.	Direkt ve endirekt döküm sistemleri.....	32
Şekil 3.7.	Döküm tekniklerinin kalitesine göre grafiksel açıklaması.....	33
Şekil 3.8.	AZ91D alaşımının farklı döküm yöntemleri ile üretimi sonucu porozite miktarı	34
Şekil 3.9.	(a) basınçlı döküm ve (b) sıkıştırma döküm mikroyapılarında poroziteler.....	35
Şekil 3.10.	(a) ve (b) AZ91 Alaşımının farklı döküm yöntemleri ile üretimi ve çekme testleri sonuçları.....	36
Şekil 4.1.	Sıkıştırma Döküm sistemi.....	39
Şekil 4.2.	Üretilen disk şeklindeki alaşımlar.....	40
Şekil 4.3.	Çekme mukavemeti deneylerinde kullanılan ASTM 8-81 AASHTO No: T68 standardına göre hazırlanan yuvarlak kesitli numunelerin şematik olarak gösterimi.....	41
Şekil 5.1.	Mg-6Al alaşımının SEM mikroyapısı.....	42
Şekil 5.2.	Mg-6Al alaşımının SEM mikroyapısı.....	43
Şekil 5.3.	Mg-6Al alaşımının SEM mikroyapısı ve EDS analizi.....	43
Şekil 5.4.	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının SEM mikroyapısı.....	44

Şekil 5.5.	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının EDS analizi.....	45
Şekil 5.6.	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımının SEM mikroyapısı.	46
Şekil 5.7.	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımının EDS analizi.....	47
Şekil 5.8.	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag alaşımının SEM mikroyapısı.....	49
Şekil 5.9.	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag alaşımının EDS analizi.....	50
Şekil 5.10.	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımının SEM mikroyapısı.....	52
Şekil 5.11.	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımının EDS analizi.....	52
Şekil 5.12.	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımının SEM mikroyapısı.....	54
Şekil 5.13.	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımının EDS analizi.....	55
Şekil 5.14.	Ön çalışmalarda üretilen alaşımların Brinel sertlik değerleri.....	57
Şekil 5.15.	Üretilen alaşımların Brinel sertlik değerleri.....	58
Şekil 5.16.	Ön çalışmalarda Üretilen Alaşımların Çekme Mukavemeti Değerleri.....	60
Şekil 5.17.	Alaşım elementlerinin Mg-6Al Alaşımının Çekme Mukavemetine etkisi.....	61
Şekil 5.18.	Alaşımların Akma Mukavemetleri ve (%) Uzama Değerleri.....	62
Şekil 5.19.	Çekme testine tabi tutulmuş a) Mg-6Al b) Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti c) Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn d) Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag e) Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag f) Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımlarının optik mikroyapısı.....	63
Şekil 5.20.	Mg-6Al Alaşımının alaşım elementi ilavesi ile darbe direnci değişim grafiği.....	64

TABLULAR LİSTESİ

Tablo 2.1.	Önemli metallerin yer kabuğundaki oranı.....	6
Tablo 2.2.	Magnezyum alaşımlarının avantaj ve dezavantajları.....	9
Tablo 2.3.	Magnezyum alaşımlarının isimlendirilmesi.....	11
Tablo 2.4.	Alaşım elementlerinin Magnezyum metali üzerindeki etkileri.....	12
Tablo 3.1.	Ülke ve Firmalara göre magnezyum üretimi.....	21
Tablo 3.2.	Bazı metaloksitlerin yoğunlukları.....	24
Tablo 3.3.	Çeşitli döküm yöntemlerinde gaz miktarları($\text{cm}^3/100\text{g}$).....	35
Tablo 4.1.	Üretilen Alaşımlar.....	38

ÖZET

Anahtar kelimeler: Magnezyum, indirekt sıkıştırırmalı döküm, mekanik özellikler

Bu çalışmada, ilk etapta magnezyum-alüminyum esaslı alaşım olan Mg-6Al alaşımının üretimleri kontrollü atmosferde indirekt sıkıştırma döküm kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Mg-6Al alaşımına ağırlıkça %0,3Mn-%0,3Ti(master alaşımı), %0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn, %0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag, %0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag ve %0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag ilaveli alaşımlar üretilmiştir. Üretilen alaşımların mikroyapısı, sertlik, çekme ve darbe dirençleri incelenmiştir. Alaşım elementleri ilavesinin mikroyapıyı modifiye ettiği görülmüştür. Alaşım elementi ilavesi ile mekanik özelliklerde(sertlik, çekme, darbe) alaşım elementi oranına bağlı olarak artışlar bulunmuştur.

PRODUCTION AND INVESTIGATION ON MECHANICAL PROPERTIES OF AM60 BASED ALLOY Mg-AL

SUMMARY

Key Words: Magnesium, indirect squeeze casting, mechanical properties.

In this study, the effect of some alloying elements (%0,3Mn-%0,3Ti(master alloy), %0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn, %0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag, %0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag and %0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag) on the microstructure and mechanical properties(hardness, tensile and impact tests) of a magnesium-aluminum based alloy Mg- Al 6 wt% were investigated. The alloys were produced under a controlled atmosphere by an indirect squeeze-casting process. After casting of the various magnesium alloys, the samples were produced for mechanical and metallographic examinations. The results show that addition alloying elements effectively modifies the microstructure of Mg-Al 6 wt% alloy. The addition of alloying elements led to an increase in the mechanical properties of alloys.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Gelecek yıllar için anahtar amaçlardan birisi büyüyen çevresel tehlikeleri azaltmak için emisyonun düşürülmesi olacaktır. Bu nedenle tüm yapı malzemeleri içinde hafif metaller ki özellikle magnezyum ve alaşımları önemini her gün arttırmaktadır. Hafif metallerin alaşımları sadece Avrupa da değil tüm dünyada da özellikle otomobil endüstrisindeki potansiyeli ile dikkati çekmektedir. Otomobil sektörü dışında elektronik, savunma, uzay sanayinde ve bio-medikal uygulamalarda da önemini her geçen gün arttırmaktadır. Özellikle magnezyum, sahip olduğu bazı problemlerinin (sürünme, korozyon, aşınma gibi) çözülmesi halinde yüksek teknoloji malzemesi olarak kullanılmaya başlanacaktır ki literatür çalışmasında da dünyada özellikle de Avrupa'daki araştırmacıların magnezyum alaşımlarında korozyon ve aşınma gibi mekanik özellikleri iyileştirme yönünde çalışmalar yaptığı görülmüştür.

Magnezyum döküm alaşımlarının geliştirilmesi 1925 yılında Almanya'da yapılan ilk çalışmalar ile başlamıştır[1,2]. 1930 ile 1965 yılları arasında Mg-Al-Zn-Mn sistemine bağlı alaşımlar ticari olarak kullanılıyordu. Kullanılan alaşımlardan en yaygın olanı AZ91 alaşımıydı. Nitekim ilk çalışmalar otomobiller içerisindeki aksamlar olmuştur ki en tanınmış örnek olarak VW – Beetle verilebilir. 1939 lu yıllarda üretilmeye başlanan bu otomobillerin içerisinde kullanılan metalik parçalar (örneğin vites kutusu, elektrik jeneratörlerinin kolları gibi) olarak her geçen gün magnezyum döküm alaşımları kullanılmaya başlanmıştır. 1962'de kullanılan toplam magnezyum ağırlığı 17 kg' a ulaşmıştır ki total ağırlık çelik ile karşılaştırıldığında 50 kg lık bir kazanç söz konusu olmuştur. Bu dönem içerisinde, Volkswagen minimum %8 Al içerecek şekilde AZ91 alaşımının türevlerini geliştirdi. Bu alaşım çekme mukavemetinde biraz düşme olsa da daha yüksek süneklilik ve darbe direnci sağladı. AZ alaşımları yüksek sıcaklıkta gerekli özellikleri karşılayamadığından dolayı araştırmacılar gereksinimi karşılayacak yeni alaşımları araştırmaya yöneldiler. 1965 yılının başlarında, Dow, Norsk Hydro ve NL endüstrileri gibi birincil magnezyum

üreticileri uygulama sıcaklığında benzer çekme mukavemeti, dökülebilirlik ve AZ81 alaşımı ile aynı maliyete sahip ama 175 °C sıcaklığa kadar sürünme direnci sağlayan yeni alaşımları değerlendirmeye başladılar. Araştırma sonuçları (%1) Silisyum, (%1) RE ve (%0,2)Kalsiyum ilavesi sırasıyla AZ81 alaşımına yapıldığı zaman sünekliği düşürmesine rağmen sürünme direnci geliştirdiğini göstermiştir. Mg-Al ikili alaşımlarına Ca ilave edildiği zaman, çökelti partiküllerinin türü Ca/Al ağırlık oranına bağlıdır. Bu oran 0.8' den fazla olduğu zaman Mg₂Ca ve Al₂Ca fazının her ikisinin de olduğu tespit edilmiş ve sonuç olarak önemli derecede sertliğin arttığı görülmüştür. Mg-%8Al-1%Ca alaşımının sürünme direncini karşılamasına rağmen sıcak yırtılma gibi döküm problemleri etkili bir şekilde çözülememiştir. [3, 4]

Tane inceltici olarak Zirkonyum elementinin etkisi 1937 yılında keşfedilmiş ve EK, EZ ve ZE serilerinin(Nd elementince zengin nadir toprak elementleri ile) ısıl ve sürünme direnci olan alaşımlarında birincil olarak kullanım alanı olmuştur. Buna rağmen, Zirkonyum sadece Al, Si, Mn, Ni ve Sb içermeyen alaşımlarda kullanılır. Zr elementi sayesinde, günümüzde kullanılan tüm teknik alaşımlar yeteri kadar mukavemete sahiptir. Bu alaşımlara çinko ilavesi ile oda sıcaklığındaki özellikler geliştirilir. Zr ve nadir toprak elementleri farklı etkilere sahip olduğundan dolayı, ZE alaşımları EZ serisi alaşımlarından daha yüksek mukavemete ama daha düşük sürünme direncine sahiptir[1].

Daha sonraki çalışmalarda Gümüş elementinin Mg/RE alaşımlarının çökeltme davranışlarında pozitif etkiye sahip olduğu keşfedilmiş ve QE serisi alaşımlar geliştirilmiştir. Bu alaşımlar oda sıcaklığında yüksek mukavemete, yüksek sıcaklıkta daha iyi sürünme direncine sahiptirler. Buna rağmen, gümüş elementinin kullanılması düşük korozyon direncine sebep olmuştur. QE alaşımları 200°C sıcaklığa kadar yüksek sıcaklık direncine sahiptir, neredeyse thorium içeren alaşımlarıyla eşleştirilirler[1].

1966-75 yılları arasında başarılı bir şekilde Volkswagen tarafından AS41, AS21 ve AS11 adı verilen Mg-Al-Si döküm alaşımları geliştirilmiştir. AS41 alaşımı AZ81 alaşımından daha yüksek liküdü sıcaklığına sahip olmasına(yaklaşık 30°C) rağmen bu alaşımlarda düşük yoğunluğa, yüksek sertliğe, düşük termal genleşme katsayısına

ve en önemlisi de yüksek ergime sıcaklığına(1085°C) sahip Mg_2Si çökelti partiküllerinin oluşması yukarıda bahsedilen alaşımların özelliklerini karşılama yanında sürünme davranışını da çok daha fazla geliştirmiştir. Buna karşın, AS21 ve AS11 alaşımları daha yüksek sürünme direnci sağlmasına rağmen özellikle düşük dökülebilirlik kabiliyeti ve yüksek liküdüs sıcaklığı döküm uygulamalarında sınırlılık getirir[3,4].

1970 li yılların başlarında ZA124, ZA102(%0,3Ca) ve AZ8 alaşımları NL endüstri tarafından geliştirilmiştir. ZA124 alaşımı AS41 alaşımına benzer sürünme direnci sergiler ve daha iyi korozyon direncine ve akışkanlığa sahiptir. Yüksek çinko ilaveli alaşımlara düşük miktarda kalsiyum ilavesinin sürünme direncini önemli derece geliştirdiği görülmüştür. ZA102(%0,3Ca) alaşımının sürünme direnci ZA124 alaşımından daha yüksek ve AS21 alaşımı ile benzerdir. Dahası, bu alaşımlara kalsiyum ilave edildiği zaman herhangi bir sıcak yırtılma görülüyor. AZ88 alaşımı AZ91 alaşımından daha geniş işleme aralığına sahiptir. Aynı zamanda daha ince ve karmaşık parçalar daha az hatayla üretilebilmektedir.

Bir başka başarılı alaşım Mg-Al ikili alaşım sisteminin bir üyesi olan AM60 alaşımıdır. Bu alaşım AZ91 alaşımından daha yüksek sünekliğe ve kabul edilebilir çekme mukavemetine sahiptir ve özellikle sünekliğin istendiği yüksek performanslı arabalar için tekerlek üretiminde kullanılırlar[3, 5, 6].

Magnezyum alaşımlarının korozyon davranışı metalurjiye, mikroyapıya ve alaşım elementlerini oldukça bağlıdır. Demir, bakır ve nikel gibi katodik empritelerin varlığı üretim prosesinde ayrılmazlar ve magnezyum alaşımlarının korozyon direncini etkilerler. Bu empriteler magnezyum içerisinde düşük çözünürlüğe sahiptir ve ayrı parteküller veya bileşenler halinde çökeltirler[1, 2, 3, 7].

Magnezyum alaşımlarının korozyon direnci üzerine en önemli gelişme 1975-90 yılları arasında gerçekleşmiştir. Magnezyum alaşımlarının üretimleri üzerine teknoloji gelişimi ile emprüteler 100-200ppm değerinde 20 ppm değerlerine kadar düşürülmüştür. Bu durumda yüksek saflıkta alaşım sağlamıştır ve korozyon direncini

normalden 100 kat daha fazla arttırmıştır. Bu yıllarda AE42 kodlu yeni bir alaşım geliştirilmiştir. Bu alaşım AS21 alaşımından daha fazla sürünme direnci sağlamıştır.

Diğer üreticiler ise bazı kompleks parçaların üretiminde magnezyumu kullanmışlardır. (örneğin traktör kaputu, helikopterlerin ana vites kutusu, zeplin makineleri için krank kutuları, soğutma kulelerinin fan pervaneleri gibi) Tüm dünyada magnezyum üretimi 1986'da 322.000 ton'dan 1990 yılına kadar 360.000 ton'a çıkmıştır. 2000 yılında bu miktarın 436.000 ton, 2028'de ise hedefin 498.000 ton olacağı belirtilmektedir. Yapılan bu tahminlere rağmen günümüzde dünyadaki hızlı gelişmelere paralel olarak magnezyum üretimindeki artış hedeflerinin anormal boyutlara ulaştığı görülmektedir. Bir araştırma firması olan Roskill'in verdiği değerlere göre 2004 yılında magnezyum üretimi 660.000 ton/yıl ve 2007 yılında bu değer 964.000 ton/yıl değerlerine ulaşmıştır[1, 3, 8].

Özet olarak, geliştirilmiş çoğu döküm alaşımları Mg-Al alaşım sistemi tabanlıdır. Çinko, mangan, silisyum, kalsiyum ve nadir elementler gibi diğer elementlerde özellikler için çeşitli gereksinimleri karşılamak için eklenmiştir. Günümüzde AZ91 halen endüstride en yaygın kullanılan döküm alaşımıdır. Buna karşın, mekanik özellikleri istenilen seviye de değildir. Bu nedenle, alaşım elementleri ile yeni alaşımların üretilmesi ve istenilen ihtiyaçları karşılayabilmek için birçok araştırmacı çalışmalarını alaşım geliştirmek üzerine yoğunlaştırmıştır.

Günümüzde otomotiv sektöründe kullanılan magnezyum alaşımları yüksek basınçlı döküm yöntemi ile üretilmektedir. Bu alaşımlar göreceli olarak oda sıcaklığında iyi mukavemet veya yüksek süneklilik özelliklerinden birine sahiptirler[9, 10]. Sıkıştırma döküm(squeeze casting) yüksek basınç altında kapalı kalıp içinde ergimiş metalin katılaşmasını içeren bir prosestir. Proses alüminyum otomotiv bileşenlerinin üretiminde son derece başarılıdır. Bu teknoloji hem dövme hem de döküm özelliklerini içerdiği için hafif alaşımların çekme mukavemetini, yorulma direncini, darbe direnci gibi mekanik özelliklerini ve sünekliliği iyileştirir. Buna karşın sıkıştırma döküm ile üretilmiş magnezyum bileşenlerinin üretimi geniş çapta araştırılmamıştır. Magnezyum alaşımları için dövme döküm teknolojisinin

geliştirilmesi otomotiv sektöründeki magnezyum bileşenlerinin yarışabilirliğini arttıracaktır[11, 12].

Bu çalışma, magnezyum alaşımlarının üretimi ve karakterizasyonu hakkında bakir olan ülkemizi bilgilendirmeyi amaçlamıştır. Bu nedenle, magnezyum-alüminyum esaslı çeşitli alaşımların üretimi ve üretilen alaşımların mikroyapı ve mekanik testleri çalışmanın ana başlıklarını oluşturmuştur. Bu çalışmada, ağırlıklı olarak ticari kullanımı mevcut AM60 alaşımı temel alınmıştır. AM60 alaşımının seçilmiş olmasının nedenlerine ayrıntılı olarak literatür kısmında değinilmiştir. Bu araştırma için Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımı 8 kg'lık master alaşımı olarak üretilmiştir. Master alaşımı üretimi esnasında saf Mg, saf Al, Al-%7Mn ve Al-%6Ti kullanılmıştır. Elde edilen master alaşımı indirekt sıkıştırırmalı döküm yöntemi için kullanılmıştır. Çalışmanın 1. bölümünü genel bakış oluşturmaktadır. 2. ve 3. bölümde literatür çalışması yer almaktadır. Bu çalışmada kullanılmış deneysel prosedürler 4. bölümde tanımlanacaktır. 5. bölümde ise alaşım elementlerinin ilavesi ile üretilmiş alaşımların mikroyapı karakterizasyonu ve alaşım elementinin mekanik özellikler üzerindeki etkileri incelenecektir. Son bölüm olan 6. bölümde sonuçlar özetlenecektir.

BÖLÜM 2. MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

2.1. Tanım

Magnezyum, alüminyumdan %36 demirden %78 daha hafif olmasından dolayı modern teknoloji olan uzay, uçak ve otomotiv parçalarında kullanım için göz alıcı bir malzemedir. Tüm yapı malzemeleri arasında en yüksek mukavemet/ağırlık oranına sahiptir. 1970 deki yakıt krizinden beri, düşük emisyon ve düşük yakıt tüketimi için araçların ağırlıkları düşürülmeye çalışılmaktadır. Yeni dizaynlar ile boyut küçültme veya bunların kombinasyonu ile modern teknoloji olan uzay, uçak ve otomotivlerin ağırlıkları azaltılmaktadır.

Tablo 2.1. Önemli metallerin yer kabuğundaki oranı

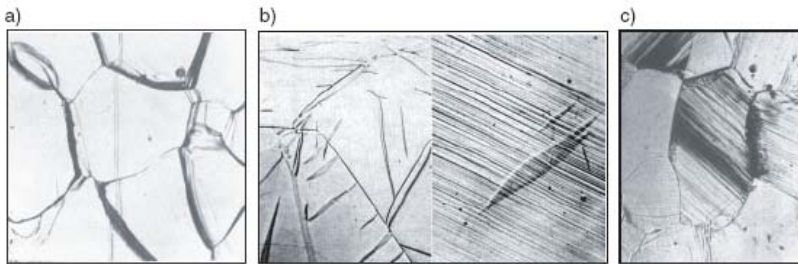
Element	Al	Fe	Mg	Ti	Zn	Ni	Cu	Pb
% oran	7,5	4,7	2,7	0,58	0,02	0,018	0,01	0,002

Magnezyum, Tablo 2.1 den görüldüğü gibi yaklaşık olarak yer kabuğunun %2,7 sini oluşturur[11]. Çeşitli ham maddelerden magnezyum metali üretilebilmektedir. Metalik magnezyum elementi şu anda dünyada kullanılabilir en düşük yoğunluğa sahip metaldir Ekonomik olarak kazanılabilir magnezyum minerali 11 ülkede 38 önemli yatakta 380 milyon ton olarak çıkarılmaktadır. Magnezyumun kazanıldığı üç temel kaynak bulunmaktadır. Deniz suyu, Mineral kayaçlar ve asbest Dünya'daki en büyük magnezyum yatakları şu şekilde dağılmıştır[1]:

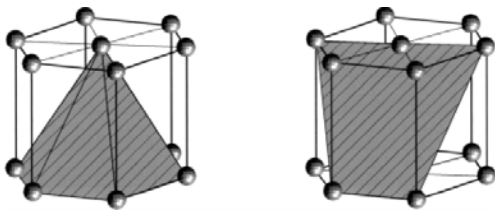
1. Kuzey Amerika: ABD, Kanada
2. Güney Amerika: Brezilya
3. Avrupa: Norveç, Avusturya, Çekoslovakya, Yunanistan, Türkiye, Rusya,
4. Yugoslavya

5. Asya: Çin, Hindistan, K.Kore
6. Okyanusya: Avustralya
7. Afrika

Magnezyum, hegzagonal sıkı paket yapıya sahiptir, diğer kristal yapılar ile karşılaştırıldığında daha az kayma sistemine sahiptir ve bu nedenle özellikle düşük sıcaklıklarda deforme edebilmek son derece sınırlıdır. Oda sıcaklığındaki kayma sistemi $\{0001\}$ bazal düzleminde $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ yönünde ve 225°C üzerinde $\{10\bar{1}1\}$ ve $\{10\bar{1}2\}$ pramidal ve $\{1010\}$ prizma kayma düzlemleri aktiftir. Oda sıcaklığı deformasyonu başlıca bazal düzlemlerdeki kaymalar ile gerçekleşir. 225°C de aktifleşen Pramidal düzlemler enteresan bir şekilde plastik deformasyonu kabiliyetinde artışa neden olur. Şekil 2.1.a ve b görüldüğü gibi yapılan çalışmalar sonucu saf magnezyumda 8-70MPa gerilme aralığında ve $90-300^\circ\text{C}$ aralığında $\{0001\}$ düzleminde bazal kayma, ikizlenme ve alt tane oluşumu gözlemlenmiştir. Bunlar birincil sürünme bölgesindeki mekanizmalardır. Yüksek sıcaklıklarda, 250°C üzeri, bazal olmayan pramidal ve prizma kayma düzlemlerinde (şekil 2.1. c) ve tane sınırı deformasyonu ve kayması meydana gelir. Şekil 2.2.'de magnezyum metalinde oluşan pramidal düzlemler gösterilmektedir.



Şekil 2.1. a) Magnezyumda alt tane oluşumu b) magnezyumda bazal kayma ve ikizlenme c) yüksek sıcaklıkta tane sınırı kayması



Şekil 2.2. Başlangıç düzeninde Pramidal düzlemler

Saf metalik magnezyum çoğu teknolojik uygulama için istenilen özellikleri sağlayamamaktadır. Magnezyumun alaşımlandırılması mukavemet, süneklik, korozyon direnci sürünme direnci gibi özellikleri elde etmek için gerçekleştirilir[3].

2.2. Magnezyum Alaşımları

Magnezyum döküm alaşımlarının geliştirilmesi 1925 yılında Almanya yapılan ilk çalışmalar ile başlamıştır[1,7]. 1930 ile 1965 yılları arasında Mg-Al-Zn-Mn sistemine bağlı alaşımlar ticari olarak kullanılıyordu. Bu kullanılan alaşımlardan en yaygın olanı AZ91 alaşımıydı. Nitekim ilk çalışmalar otomobiller içerisindeki aksamalar olmuştur ki en tanınmış örnek olarak VW – Beetle verilebilir.

Magnezyum alaşımları mükemmel işlenebilirliği ile düşük ağırlıklı malzemeler için istenen boşluğu doldurmasına rağmen hala alüminyum ve plastikler ile yarışamamaktadır. Ana faktörü düşük ve sabit maliyetlerde dünya pazarına sunulamaması ve tatmin edici mekanik özelliklerin sağlanamaması oluşturmaktadır. Bu nedenle hala araştırmacılar magnezyum alaşımları üzerinde çalışmalarını sürdürmektedir ve ana konuları aşağıdaki başlıklar oluşturmaktadır[1]:

1. Alaşım geliştirme
2. Hızlı soğuma
3. Üretim teknolojileri
4. Kompozitler
5. Korozyondan koruma
6. Geri dönüşüm

Bu konu başlıkların takibinde araştırmacıların amacını da aşağıdaki maddeler oluşturmaktadır:

7. Birincil malzemelerin düşük maliyette üretilebilmesi
8. Alaşım çeşitlerinin genişletilebilmesi ki bu sürünme davranışının geliştirilmesi ve spesifik ağırlığın düşürülmesi için gerekmektedir.
9. Yenilikçi üretim metotları geliştirmek
10. Geliştirilmiş kaplama teknikleri ile korozyon direncini arttırmak

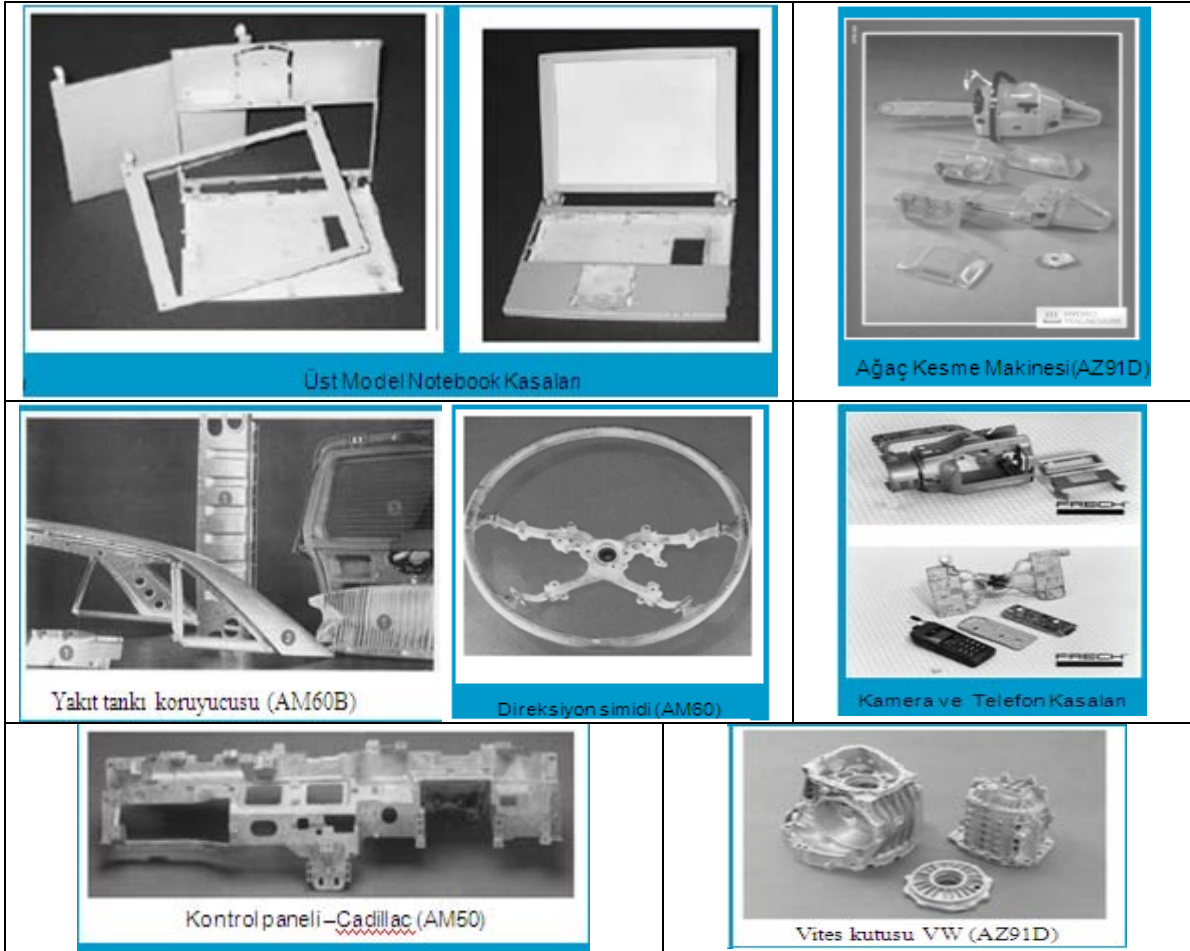
11. Hızlı soğuma proseslerinden faydalanabilme
12. En iyi şekilde magnezyum matriksli kompozitlerin kullanım alanlarının geliştirilmesi
13. İkincil geri dönüşüm tesislerinin kurulması ile geri dönüşüm kavramını genişletmek

Magnezyum parçaların sahip olduğu avantajlara rağmen hala dünya pazarında yerini tam olarak alamamıştır ki avantajları ve kullanım sınırlamaları tablo 2.2’ de sunulmuştur[1, 13].

Tablo 2.2. Magnezyum alaşımlarının avantaj ve dezavantajları

Avantajları	Dezavantajları
1. Bütün metalik malzemelerin arasında en düşük yoğunluğa sahip	1. Birkaç alaşıma sahip olması
2. Yüksek spesifik mukavemet	2. Oda sıcaklığında düşük süneklilik ve tokluğa sahip
3. Basıçlı döküm için iyi dökülebilirlik ve kullanım	3. Yüksek sıcaklıkta limitli özellikler sürünme direnci gibi
4. Yüksek kesme hızında kolay işlenebilirlik	4. Yüksek kimyasal reaksiyon
5. İnert gaz altında iyi kaynaklanabilirlik	5. Yüksek döküm çekilmesi
6. Geliştirilmiş korozyon direnci	6. Yüksek üretim maliyetleri
7. Plastikler ile karşılaştırıldığında iyi mekanik özellik, daha iyi elektrik ve termal iletkenlik, geri dönüşüm	

Magnezyum alaşımları için birçok değişik döküm yöntemi uygulanmaktadır. Bu yöntemler soğuk ve sıcak kamaralı döküm, thixocasting, savurma döküm, sürekli döküm ve kum dökümdür. Farklı magnezyum alaşımları için farklı yöntemler uygulanmakta ve bu alaşımlar farklı mekanik özellikler göstermektedir. Genellikle magnezyum alaşımları otomobil parçalarında, savunma ve uzay sanayinde, diz üstü bilgisayarlar, kamera cep telefonu gibi elektronik aletlerin aksamalarında kullanılmak üzere basınçlı döküm tekniği ile üretilirler[1, 14, 15, 16]. Şekil 2.3’ te magnezyum alaşımlarının kullanım alanları için örnekler yer almaktadır.



Şekil 2.3. Magnezyum alaşımları kullanım alanları

Magnezyum alaşımları isimlendirilmesi Magnezyum Araştırma Enstitülerince belli kurallara göre yapılmaktadır. Örneğin, alaşımların isimlendirilmesinde kullanılan “A” alüminyum, “E” nadir toprak elementlerini, “M” mangan elementini simgeler. Harflerden sonra yer alan rakamlar ise magnezyum içerisinde kullanılan harflerin temsil ettiği elementlerin yüzde miktarlarını belirtmektedir. Rakamlardan sonra gelen harfler ise alaşıma uygulanan modifikasyonları simgelemektedir. Aynı şekilde diğer elementleri de simgeleyen örnekler tablo 2.3’ te yer almaktadır.

Tablo 2.3. Magnezyum alaşımlarının isimlendirilmesi

Magnezyum Alaşımları; (MRI St.)	
AE Serisi:	Mg-alüminyum ve nadir toprak alaşımları- Örn:AE42
AJ Serisi:	Mg- alüminyum ve stronsiyum alaşımları- Örn:AJ52 HP
AM Serisi:	Mg-alüminyum ve mangan alaşımları- Örn:AM60B
AS Serisi:	Mg-alüminyum ve silisyum alaşımları- Örn:AS31
AZ Serisi:	Mg-alüminyum ve çinko alaşımları- Örn:AZ91D
EQ Serisi:	Mg-nadir toprak gümüş ve bakır alaşımları- Örn:EQ21
EZ Serisi:	Mg-nadir toprak ve çinko alaşımları- Örn:EZ33A
HM Serisi:	Mg-toryum ve mangan alaşımları- Örn:HM21A
HZ Serisi:	Mg-toryum ve zirkonyum alaşımları- Örn:HZ32A
QE Serisi:	Mg-gümüş ve nadir toprak alaşımları- Örn:QE22A
WE Serisi:	Mg- itriyum ve nadir toprak alaşımları- Örn:WE43
ZC Serisi:	Mg- çinko ve bakır alaşımları-Örn:ZC71
ZK Serisi:	Mg-çinko ve zirkonyum alaşımları- Örn:ZK11
ZT Serisi:	Mg-çinko ve toryum alaşımları-Örn:ZT32

Magnezyum alaşımlarının geliştirilmesinde, Al, Be, Ca, Li, Mn, Si, Ag, Th, Zn ve Zr elementleri katılarak mikroalaşımlandırma denenmektedir. Yüksek sıcaklık

uygulamaları için geliştirilen yeni magnezyum alaşımlarında nadir toprak metalleri kullanılmaktadır. Bu elementlerin Mg metali üzerindeki etkileri aşağıdaki tablo 2.3' de verilmiştir[1, 3, 4, 5, 6, 7, 17, 18].

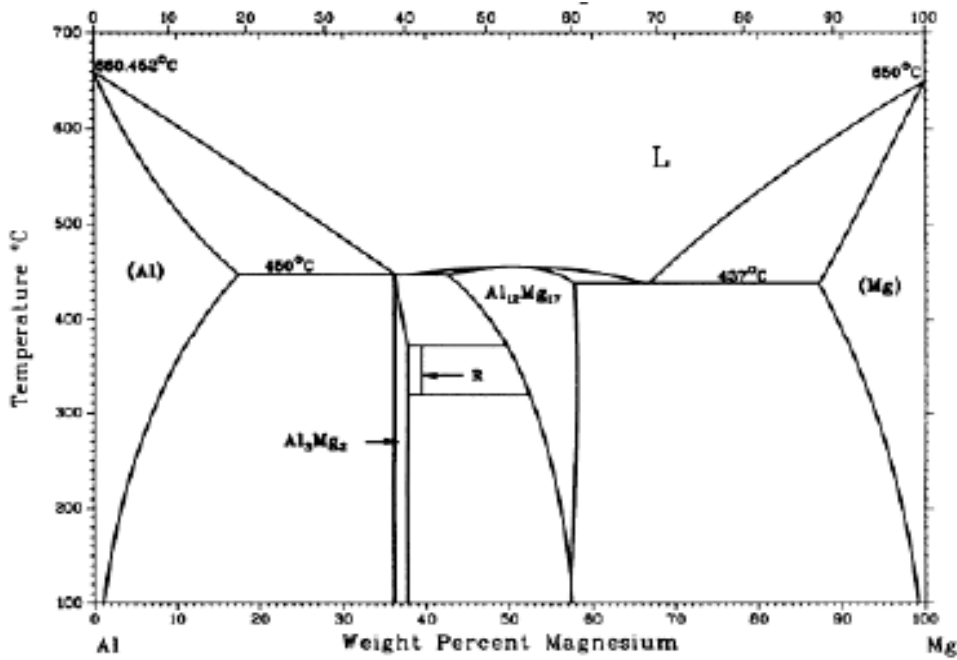
Tablo 2.4. Alaşım elementlerinin Magnezyum metali üzerindeki etkileri

Al	Magnezyum alaşımının çekme mukavemetini ve sertliğini artırır. Katı eriyik sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesi($Mg_{17}Al_{12}$) düşük sıcaklıkta($<120^{\circ}C$) alaşımın mukavemetine katkıda bulunur. Yüksek oranlarda ilavesi mikro poroziteyi artırır. Dökülebilirliği artırır.
Be	Çok düşük konsantrasyonlarda ($<30ppm$)erimiş metal yüzeyinde oksidasyonu azaltır. Mg-Al alaşımlarında berilyum tane kabalaşmasına neden olabilir.
Ca	Kararlı intermetalik bileşen Mg_2Ca ergime sıcaklığının $715^{\circ}C$ olması sürünme direncini artırır ve tane küçülmesinde pozitif etki yapar. Aynı zamanda, ergimiş metalin oksidasyonunu biraz durdurur. Buna karşın, korozyon davranışı üzerinde olumsuz etkiye sahiptir.
Li	Ortam sıcaklığında katı eriyik sertleşmesi oluşturur. Yoğunluğu düşürür ve sünekliği artırır.
Mn	Mangan Fe-Mn çökelti bileşeni vasıtası ile magnezyum eriyiğindeki demir içeriğini kontrol etmekte kullanılır. Alaşımların sürünme direncini arttırabilir ve demir kontrolü ile korozyon direncini geliştirir. Ama magnezyum alaşımlarının mukavemetinde çok az etkiye sahiptir.
Si	Silisyum oluşturduğu kararlı silisit Mg_2Si intermetalliğinden dolayı yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirebilir. Ama magnezyum alaşımlarının dökülebilirliğini düşürür. Silisyum korozyona etkisi göz ardı edilebilir.
Ag	Nadir elementler ile yüksek sıcaklıkta mukavemeti ve sürünme direncini arttırır fakat aynı zamanda korozyon direncini azaltır.
Th	Magnezyum alaşımlarının yüksek sıcaklıkta mukavemetini ve sürünme direncini arttırır fakat radyoaktif elementtir.
Zn	Ergimiş metalin akıcılığını arttırır ve tane inceltici etki gösterir buna karşın mikro porozite oluşumuna eğilim gösterir.
Zr	Zr elementi Si, Al ve Mn ile kullanılmadığı zaman tane inceltici etkiye sahiptir. Sonuç olarak ortam sıcaklığında çekme mukavemetini geliştirir.
RE	Tüm nadir elementler magnezyum ile sınırlı çözünürlük içermektedir ki bundan dolayı çökeltme sertleşmesi mümkündür. Buda sürünme davranışını, korozyon davranışını ve yüksek sıcaklık mukavemetini arttırır. Teknik alaşım elementleri olarak yttrium, neodymium ve cerium dur. Yüksek maliyetlerinden dolayı genelde yüksek teknolojik alaşımlarda kullanılırlar.

Sıvı magnezyum normal atmosferde çok hızlı bir biçimde oksijen ile reaksiyona girer. Bu yüzden, bugün SF_6 içeren gaz karışımları sıvı magnezyumu korumak için kullanılmaktadır. Eriyik magnezyum yüzeyini korumak için renksiz, kokusuz ve zehirsiz SF_6 gazı hacimce %0,2-0,5 arasında CO_2 veya kuru hava gibi gazlar ile karışım halinde kullanıldığında yeterli koruma sağlanabilmektedir [15, 17, 16, 19].

2.2.1. Mg-Al alaşımları

Magnezyum alaşımlarında en yaygın olarak Mg-Al sistemi kullanılmaktadır. Şekil 2.4' de Mg-Al ikili denge diyagramı görülmektedir. Denge diyagramından da görüldüğü gibi 437°C gibi çok düşük sıcaklıkta ötektik reaksiyon gerçekleşmektedir. Ötektik reaksiyon, $L \rightarrow Mg_{17}Al_{12} + \alpha(Mg)$, düşük sıcaklıkta meydana gelir(437°C). Bu tektik sıcaklıkta alüminyumun maksimum çözünürlüğü %12,7 ve azalan sıcaklık ile alüminyumun çözünürlüğü de keskin bir Şekilde azalır. Buradaki karakteristikler Mg-Al alaşım sisteminin alaşımlarının iyi dökülebilirlik, katı eriyik sertleşmesi ve çökelme sertleşmesi sağlayabileceğini göstermektedir[3, 20].



Şekil 2.4 Magnezyum-Alüminyum ikili denge diyagramı[21]

Mg-Al alaşımlarında % 2 den daha fazla alüminyum içerdiği zaman döküm mikroyapısında $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalideği görülür. Eğer alaşımlarda alüminyum içeriği % 8'in üzerinde ise ağ yapısını tamamlamamış $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalideği tane sınırları boyunca dağılım gösterir ve bu durum sünekliliğin hızlı bir Şekilde düşmesine neden olur. Yaklaşık 420°C de çözelti işlemi $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalideğinin çözünmesine sebep

olur, katı eriyik sertleşmesi meydana gelir ve her iki durumda çekme mukavemeti ve sünekliliği arttırır. 150°C ile 250°C aralığında $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığı çökebilir ve bu çökelti partikülleri çekme mukavemetinin artmasını sağlar. Buna karşın, Mg-Al alaşımları yapısal malzemeler olarak kullanılmak için gerekli özellikleri taşımayabilir. Çinko, mangan, silisyum, nadir elementler gibi elementleri Mg-Al alaşım sistemine ilave edilerek özelliklerin geliştirilmesi sağlanır[3].

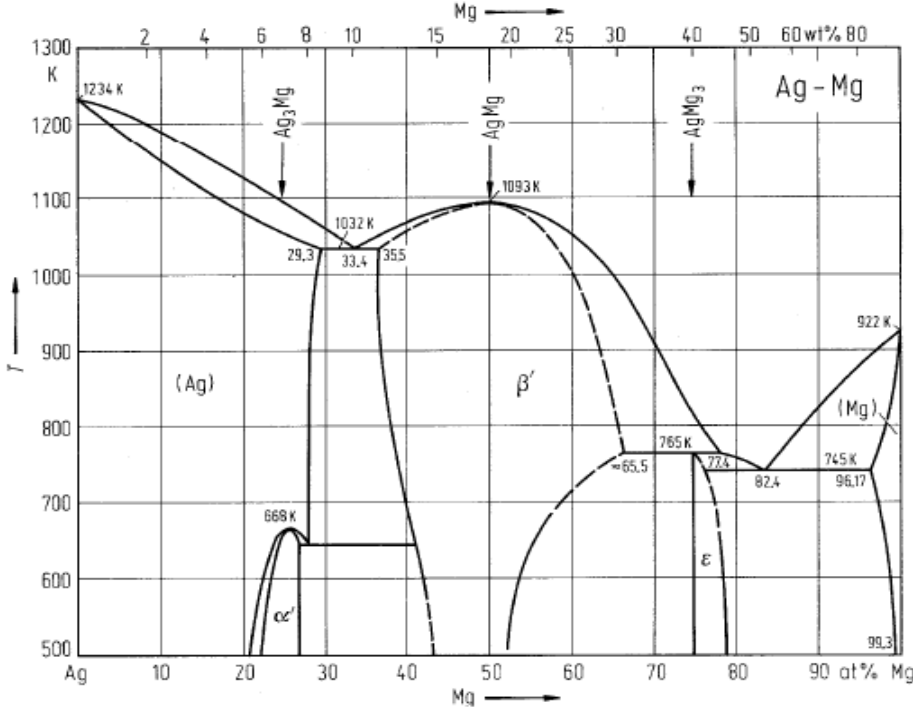
AM60 (Mg-6Al-Mn) alaşımı Mg-Al sisteminde en yaygın kullanılan alaşımdır. Mg-Al alaşım sistemine üçüncü alaşım elementi olarak mangan ilavesi Fe-Mn çökelti bileşeni vasıtası ile magnezyum eriyiğindeki demir içeriğini kontrol etmekte kullanılır. Demir kontrolü ile korozyon direnci geliştirilir. Ayrıca sırasıyla düşük ve yüksek oranda magnezyum içeren $(Mg-Al-Mn)_1$ ve $(Mg-Al-Mn)_2$ fazları bu alaşımlarda bulunmaktadır. Bu fazlar Mg-Al alaşımlarının yüksek sıcaklık mukavemetini de geliştirebilir. Bu alaşım AZ91(Mg-9Al-1Zn) alaşımından daha yüksek süneklilik gösterir ve yüksek performans beklenen arabaların tekerleklerinin özel gereksinimleri için kullanılır[1, 20].

2.2.2. Magnezyum-Gümüş alaşımları

Yapılan çalışmalarda gümüş elementinin Mg/RE alaşımlarının çökeltme davranışlarında pozitif etkiye sahip olduğu keşfedilmiş ve nadir elementlerle birlikte kullanılarak QE serisi alaşımlar geliştirilmiştir. Bu alaşımlar oda sıcaklığında yüksek mukavemete, yüksek sıcaklıkta daha iyi sürünme direncine sahiptirler. Buna rağmen, gümüş elementinin kullanılması düşük korozyon direncine sebep olmuştur. QE alaşımları 200°C sıcaklığa kadar yüksek sıcaklık direncine sahiptir, neredeyse thorium içeren alaşımlarıyla bir tutulmaktadırlar[1].

Magnezyum-Gümüş alaşımlarının önemi, düşük çekme mukavemeti gösteren Mg-RE-Zr alaşımına gümüş ilavesi ile çekme mukavemetinin artması ile anlaşılmıştır. Aynı zamanda QE22A olarak bilinen bu alaşımlar, uzaygemilerinde, vites kutularında ve helikopter pervanelerinin bağlantı elemanı gibi yerlerde kullanılmaktadır[22].

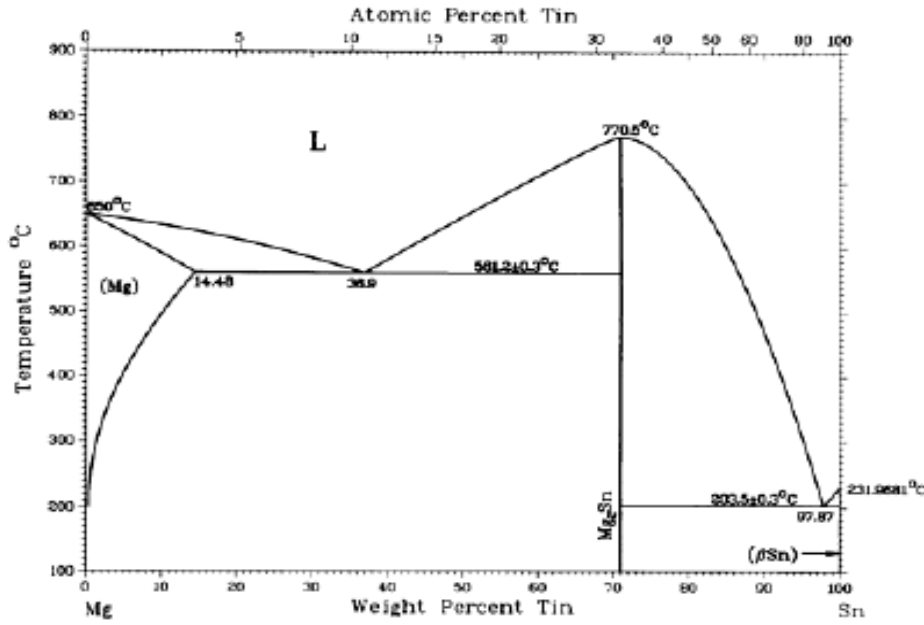
Şekil 2.5.' de görüldüğü gibi gümüş elementi magnezyum içerisinde oda sıcaklığında ağırlıkça %0,7 oranında çözünmektedir.



Şekil 2.5. Magnezyum-Gümüş ikili denge diyagramı[23]

2.2.3. Magnezyum-Kalay alaşımları

Kalay ilaveli magnezyum alaşımları ilk olarak 1934 yılında denenmiştir. Magnezyum-Kalay alaşımları literatürde (AT) olarak isimlendirilmektedir. Özellikle Şekil 2.6' da görüldüğü gibi Kalay elementi 230°C de yaklaşık ağırlıkça %0,45 değerlerinde magnezyum içerisinde çözünmektedir. Bu özellik, kalay elementini magnezyum alaşımlarında katı eriyik sertleşmesi prosesi için cazip kılmaktadır. Son dönemlerdeki Japonya patentli çalışmalara göre, Mg alaşımlarına kalay ilavesi bu alaşımların çekme mukavemetini ve sürünme direncini arttırmaktadır. Buna karşın, Alüminyum ve/veya Çinko elementi içeren alaşımlarda korozyon direncini düşürmektedir. Günümüzde halen bu alaşımlar ticari bir değer kazanamamıştır ve araştırmacılar bu alaşımların çeşitli kombinasyonları üzerine çalışmalarını sürdürmektedirler[24, 25].



Şekil 2.6. Magnezyum-Kalay ikili denge diyagramı[26]

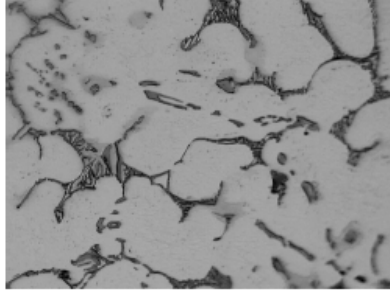
2.2.4. Alkalın ve/veya nadir elementlerin eklenmesi ile magnezyum döküm alaşımları

Son yıllarda, çoğu alüminyum içeren magnezyum alaşım sistemleri alkalın element veya nadir elementlerin eklenmesi ile geliştirilmiştir. Mg-Al-Ca-RE alaşımı Nissan Patentli ve Honda patentli alaşımın ACM522(Mg-5Al-2Ca-RE) her ikisi de AE42 alaşımının üzerinde sürünme direnci göstermektedir. ACM522 alaşımında Al-Ca intermetaliklerine ek olarak Al-RE çökeltileri için Al/RE/Ca oranının önemi büyüktür. Bu alaşım Honda tarafından hibrid arabanın yağ deposunda kullanılır[4].

Bu alaşımların mikro yapıları Al-RE ve Al-Ca intermetalik kombinasyonunu içerir. Şekil 2.7.' de verilen Mg-8Al-2.5RE-1.6Ca-1.3Mn sürekli kalıba döküm alaşımının mikro yapısıdır ki burada görülen iğne şekilli Al-RE(Ca, Mn) ve Al-Mn-RE intermetalikleri gibi Al₂Ca ötektik fazı görülür.

Dead Sea Magnezyum ve Volkswagen AG. Patentli Opsiyonel Sr ve Zn eklemiş Mg-Al-Ca-RE bazlı bir başka alaşım sistemidir. İki alaşımın kodları MRI153 ve MRI230 dur ve bu alaşımlar sırası ile 150 °C ve 180 °C de iyi yüksek sıcaklık performansına

sahiptir. Dahası MRI 153 AZ91 alaşımı gibi iyi dökülebilirlik özelliğine sahiptir. Bu alaşım sistemi kompleks olması, element sayısının fazla olmasından dolayı, mukavemet, sürünme direnci ve dökülebilirliğin optimum kombinasyonunu bulmak için daha fazla çalışmaya gereksinim duyulmaktadır[4].



Şekil 2.7. Mg-8Al-2.5RE-1.6Ca-1.3Mn alaşımının mikroyapısı(sürekli kalıba döküm)

Noranda ve General Motors tarafından geliştirilen Ca ve Sr ilaveli alaşım sistemlerinde nadir elementler mevcut değildir. Noranda alaşım düşük miktarda Ca ve Sr içeren Mg-Al-Sr-Ca alaşımıdır(AJX alaşım). Noranda N alaşımı olarak kodlanan alaşım 150°C de AS41 alaşımı ile karşılaştırılabilir bir sürünme direncine sahiptir ama 175°C de AE42 alaşımından daha iyi sürünme direnci geliştirilmiştir. General motor versiyonu bir miktar Ca ve az miktarda Sr ilaveli Mg-Al-Sr-Ca(AXJ) alaşımıdır ve süper sürünme direnci sergiler.

2.2.5. Magnezyum alaşımlarındaki intermetalikler

İntermetalik fazlar hemen tüm magnezyum alaşımlarında mevcuttur. Bu intermetalik bileşenler mikroyapı ve mekanik özellikleri optimize ederken çok önemli rol oynar. Magnezyum alaşımlarındaki intermetaliklerin etkisi yüksek sıcaklıkta termal kararlılığa ve düşük sıcaklıkta çözünebilirliğe bağlıdır[27].

İntermetalik çökelti tavlama esnasında yeniden kristalleşme çekirdeklenmesini arttırabilir buda tane ince yapısı elde etmeyi sağlar. Ayrıca, intermetalik çökelti tavlama esnasında engel mekanizmaları ile tane büyümesi engellenir. Kumar'ın araştırmaları göstermiştir ki AZ91 alaşımının yüksek sıcaklıktaki ekstrüzyonu esnasında dinamik yeniden kristalleşme ile 5 mikrondan daha küçük taneler

üretilebilir. Mohri ve arkadaşları Mg-4Y-3RE alaşımının termomekaniksel işlemi ile mikroyapıyı incelterek mukavemetini ve sünekliliğini iyileştirilebildiğini göstermişlerdir. Termomekaniksel prosesten esnasında veya sonrasında, yüksek yoğunluklu dislokasyonlar ve/veya boşluklar ortaya çıkabilir. Bu hataların oluşumu çözelti atomlarının difüzyonunu hızlandırabilir ki buda yaşlanma kinetiğini geliştirir. Diğer taraftan, çözelti atomları minimum enerji ihtiyaçlarından dolayı bu hatalarda birikmeyi tercih ederler. İntermetalik çökeltiler bu bölgelerde oluşmayı tercih eder ki intermetalik çökeltilerin dağılımını etkileyebilir. İkinci fazlar termomekanik proseslerin ve tavlama işleminin kombinasyonu kullanıldığı zaman sadece tane sınırlarında değil aynı zamanda tane içindedeki oluşabilirler.

AZ, ZK ve WE alaşımları gibi dövme ve döküm alaşımlarının her ikisinde de çökeltme sertleşmesi yapılabilir. Mg-Al alaşımlarının yaşlandırma işlemi $Mg_{17}Al_{12}$ fazların çökeltmesi ile alakalıdır. Mg-Zn alaşımlarında, çökeltme sertleşmesinde yer alan intermetalik çökeltileri, $[0001]_{Mg}$ yönüne parallel uzun eksen de β_1 dikdörtgensel çubuklar ve magnezyum matrisinin bazal düzlemine paralel uzun yüzeyde hegzagonal tabletler β_2 içerir. WE alaşımlarında, yaşlandırma süreci β' ($Mg_{12}NdY$), β_1 çökeltileri ve son denge fazı β'' ($Mg_{14}Nd_2Y$) ile alakalıdır. Yarı kararlı β' fazı ortorombik Bravais latis kafes yapısına sahiptir ki latis parametreleri $a=0.64nm$, $b=2.223nm$ ve $c=0.521nm$ dir. Denge fazı β'' yüzey merkezli kristal yapıya sahiptir.

Çökeltme sertleşmesi yapılabilir ve dövme magnezyum alaşımları için, kompozisyon belirleme işlemi yapısal çelik ve alüminyum alaşımları ile bazı benzerliklere sahiptir. Yüksek sıcaklıklarda magnezyum matris içerisinde geniş çözünebilirlik aralığına sahip çözelti atomlarına ihtiyaç vardır. Sıcaklık azaltıldığı zaman, düşük sıcaklıkta ikincil fazlar çökelebilir diye çözelti atomunun çözünürlüğü uygun bir şekilde azalır. Düşük sıcaklıklarda normalde düşük termal kararlılığa sahip intermetalikler oluşur. Bu β fazı ($Mg_{17}Al_{12}$) çökeltileri gibi yüksek sıcaklıkta çözünmez ve düşük sıcaklıklarda yaşlandırılabilir. Katılma esnasında oluşmuş intermetalikler ile karşılaştırıldığında daha küçük boyutlara sahiplerdir. Denge durumuna ulaşılmadan önce, buradaki intermetaliklerin çökeltiler birkaç yarı kararlı prosesten geçirilir. Bu yarı kararlı fazlar genelde magnezyum matris ile ilgili kristalografik oryantasyona

sahiptir. Magnezyum alaşımlarında, intermetalik çökeltiler dislokasyonlar ile etkileşimleri sayesinde düşük sıcaklıklarda mukavemetini arttırmak için kullanılır.

BÖLÜM 3. MAGNEZYUMUN BASINÇLI DÖKÜMÜ

3.1. Giriş

Magnezyum hafif konstrüksiyon kavramı ile birlikte basınçlı döküm yöntemi ile üretilmiş malzeme olarak kabul görmüştür. Bu durum otomobillerde daha fazla alüminyum ve magnezyum kullanımına neden olmuştur. 3 litre-araba arzusu arabalarda magnezyum döküm parçalarının kullanımına doğru eğilimin daha da fazla olmasını sağlamıştır. Tablo 3.1' de Ülke ve Firmalara göre magnezyum üretimi görülmektedir. Gelişmiş genleme-hata oranı ile AM20HP, AM50HP ve AM60 HP yüksek saflıktaki alaşımların geliştirilmesi araçlarda magnezyum kullanımının artmasına doğru önemli adım olmuştur. Yeni düzenlemeler ile ilgili olarak elektronik alıcıların elektro manyetik radyasyon, magnezyum basınçlı döküm parçalarının kullanması için bir yol açmıştır. Uç nokta mobil telefonların yıllardır magnezyumdan yapılmış olmasıdır ve bu durum şimdi kamera çerçevesi ve diz üstü bilgisayarlara kadar genişlemiştir. Bu uygulamalar güzel bir şekilde magnezyumun avantajlarını vurgular; böylece, mükemmel dökülebilirlik, yüksek rijitlik ve yüksek boyutsal doğruluğa sahip ince cidarlı parçalar sunulur[1].

Hafif yapılarda ve otomotiv uygulamalarında magnezyum döküm parçalarının kullanımı gözle görülür bir artış geçirmiştir; genelde magnezyum parçalarının avantajları gibi uygulama alanları ve malzemelerin özellikleri hakkında mühendislik bilgileri artıyor. Yenilikçi ve yeni ufuklar açan çözümler ham madde firmaları, dökümhaneciler, sistem firmaları ve otomobil endüstrisi arasındaki yakın temas sonucunda gerçekleşir. 3 litre-araba isteğine doğru eğilimden dolayı ve daha fazla ağırlık tasarrufuna ihtiyaç duyulması magnezyumu umut edici kılmaktadır. Bazı otomobil üreticileri ham madde üretici firmaları ile anlaşmalar imzalamakta veya imalat fabrikalarında yatırım yapmaktadırlar, çünkü otomobil üreticileri magnezyumun büyük stratejik öneme sahip olduğunu düşünmektedir.

Tablo 3.1. Ülke ve Firmalara göre magnezyum üretimi[1]

plant	country	metric tons
Hydro Magnesium	Norway, Canada	85.000
Northwest Alloys	USA	35.000
Magcorp	USA	42.000
Solikamsk	Russia	17.000
Avisma	Russia	16.000
Pechiney Electrometallurgie	France	13.000
Brasmag	Brazil	9.000
Timminco	Kanada	7.000
Kalush	Ukraine	4.000
Dead Sea Magnesium	Israel	24.000
Ust Kamenogorsk	Kazakhstan	4.000
Bela Stena	Serbia	4.000
Numerous	(People's Republic of) China	120.000
sum		380.000

1998 yılında Dünya çapında magnezyum üretimi miktarı 380.000 tondur. 1997 yılında magnezyum döküm parçalarının tüketimi miktarı 70.000 tondur. Kuzey Amerikanın arkasından Avrupa magnezyumun öneminin farkına varmıştır; bu nedenle, 2005 yılında kullanımın 3 kat artacağı tahmin edilmektedir. Magnezyum ve alaşımları hala en düşük yoğunluğa sahip ve otomotiv uygulamaları için avantajlı hafif konstrüksiyon olarak mükemmel kullanıma sahiptir.

3.2. Üretim Metotları

Magnezyumun akıcılık özelliği alüminyum ve çinko demir dışı metallerinden çok daha iyidir. İyi akıcılık özelliği ince cidarlı parçaların dökümüne izin verir ve maliyetler daha az malzeme gereksiniminden dolayı düşer. Otomotiv uygulamaları için yapısal parçaların kolaylıkla dökümü yapılabilir, proses kayda değer ağırlık azalması ile sonuçlanabilir.

3.2.1. Magnezyum ve alaşımları için ergitme sistemleri

3.2.1.1. Koruyucu gaz altında ergitme

Magnezyum, sıvı halde iken, atmosfer ile temas ettiği anda oksitlenme meydana gelmektedir. Bu hızlı oksitlenme reaksiyonlarının kontrol altına alınması, güvenli ve verimli magnezyum üretimi için önemlidir. 1960' lı yılların sonlarında yapılan araştırmalar SF₆ gazının endüstriyel alanda koruyucu gaz olarak kullanılmasına

olanak vermiştir. SO_2 ve BF_3 gazları da aynı koruyucu özellikleri göstermelerine karşın zehirli olduklarından kullanımları sakıncalı olmakla beraber, SF_6 ile kıyaslandıkları zaman daha korozif etki göstermektedirler. Geçen 20-30 yıl içinde magnezyum endüstrisi, oksidasyonu önlemek amacıyla SF_6 gazını kullanmaktadır. SF_6 gazı, renksiz ve kokusuz oluşu yanında zehirli olmaması sebebiyle tercih edilmektedir. SF_6 gazı, magnezyum endüstrisinin her alanında (birincil, ikincil üretimleri ve döküm) kuru hava veya kuru hava CO_2 karışımına, %0,3-%0,5 oranlarında karıştırılarak kullanılmaktadır. SF_6 gazını üreten ve dünya ihtiyacını karşılayan ülkeler; Japonya, ABD, İtalya, Almanya gibi ülkelerdir. Dünyada SF_6 gazı tüketimi, %80 elektrik elektronik endüstrisinde, %5-7 magnezyum endüstrisinde, %15-17 diğer alanlarda olacak şekilde dağılım göstermektedir. Artan magnezyum talebi SF_6 kullanımında da bir artışa sebep olmaktadır. Ancak SF_6 gazı, Kyoto Protokolünde sera gazları içerisinde en kuvvetli etkiye sahip gazlardan biri olarak tanımlanmıştır. Bu sebepten, kullanımının azaltılması planlanmaktadır. Hem endüstride hem de üniversitelerde SF_6 gazının yerine, koruyucu atmosfer sağlayan ve magnezyumun oksitlenmesini engelleyebilecek gazların geliştirilmesi için çalışmalar sürdürülmektedir[28].

3.2.1.2. Koruyucu örtü tuzu (flaks) altında ergitme

Magnezyum alaşımları için ince ve koruyucu sıvı flaks yapısı, alkali(Grup 1) ve toprak alkali (Grup 2) metallerinin klorürlerinden oluşmaktadır. Genellikle MgCl_2 ve CaF_2 , CaCl_2 ve MgO gibi ilave bileşiklerin karıştırılmasıyla elde edilen flaksın davranışı, flaksı oluşturan malzemelerin birbirine oranının sebep olduğu kimyasal ve fiziksel özelliklerine dayanmaktadır[28].

Magnezyum ergitme flaksları, açıkça ergimiş magnezyumdan ağırdır. Rafinasyon sırasında flaks tercihi olarak oksitleri ve metalik olmayan elementleri ıslatır ve birleşip tortu oluşturmalarını sağlar. Flaks ergimiş metale karıştırıldıktan sonra, ağır tortunu dibe çökmesine izin vermek amacıyla sıvının 20-30 dakika bekletilmesi gerekir. Bu aşamadan sonra ergimiş metal döküm kalıbına transfer için hazır konuma gelir[28].

Flaksın kullanım amacı ergimiş metali korumak olsa da kullanım esnasında korozif HCl ve MgCl₂ dumanı salınımına sebep olur. Bu duman flaks kirliliği yaratarak dökümün korozyon direncini azaltır ve metal içerisinde bir çamur oluşturarak, sıvıdan kütle kaybına sebep olur. Dolayısıyla maliyeti olumsuz etkiler. Bu sebeplerden fırın içerisinde bir koruyucu gaz sisteminin ikinci bir katman olarak kullanılması gerekir[28].

3.2.1.3. Berilyum elementi ile ergitme

Magnezyum ve alaşımlarını, atmosfere açık ortamda, koruyucu gaz yada örtü tuzu (flaks) olmadan ergitmek neredeyse imkansızdır. Ancak her iki yönteminde mekanik özelliklerde bozulma veya hava kirliliği gibi dezavantajları vardır. Bu yöntemlerin yanında Berilyum, magnezyumun oksitlenme direncini artırmada etkili bir element olduğu ve koruyucu bir yöntem olabileceği ispatlanmıştır. Ergimiş magnezyuma ağırlıkça %0,001 oranında ilave edilen berilyum, magnezyumun oksitlenme sıcaklığını 200 °C artırmaktadır. Ayrıca 3 ile 8 ppm arasında ilave edilen berilyum, magnezyumun yanma direncini büyük ölçüde artırmaktadır. Bazı alaşımlara az miktarda ilave edilen berilyum, oksitlenme inhibitörü olarak kullanılmaktadır. Alüminyum ve magnezyum alaşımlarında, berilyum varlığındaki oksitlenme direncinin, oluşan yoğun oksit tabakası sayesinde olduğu tespit edilmiştir. Ancak bu oksitlenme mekanizması pek çalışılan konulardan değildir. Ergimiş metal veya alaşım üzerindeki oksit tabakasının yapısı, termodinamik ve kinetik etkileri henüz bilinmemektedir[28].

Metalin daha fazla oksitlenip oksitlenmeyeceği, oksit filminin yoğunluğuna bağlıdır. Eğer oksit filmi kompakt ve yoğunluğu 1'den büyük ise, metal daha fazla oksitlenmez ancak oksit filmi gözenekli yapıya sahip ve yoğunluğu da 1'den küçük ise, metal oksitlenmeye devam eder. Tablo 3.2.'de bazı oksitlerin yoğunluğu verilmiştir. Berilyumun oksit filminin etkisi buradan kolayca anlaşılabilir.

Berilyum ilavesi ile magnezyum alaşımları üzerinde oluşan oksit filmi, yoğun bir yapıya dönüşür. Bu yapı, ergitme sırasında magnezyumun oksitlenmesini durdurur ve/veya ilerlemesine engel olur.

Tablo 3.2. Bazı metaloksitlerin yoğunlukları[28]

Metal	Metaloksit	Yoğunluk(gr/cm³)
Mg	MgO	0,81
Be	BeO	1,68
Al	Al ₂ O ₃	1,28
La	LaO ₃	1,10
Ce	Ce ₂ O ₃	1,16
Y	Y ₂ O ₃	1,39

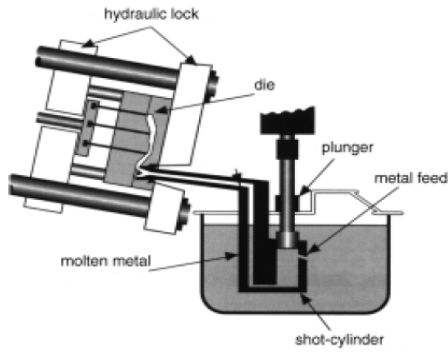
3.2.2. Basınçlı döküm

Magnezyum dökümü esnasında birkaç spesifik özelliği göz önünde bulundurmaya ihtiyaç vardır. Oksijene çok yüksek duyarlılığı fırın, borular ve pompalar içinde inert atmosfer oluşturmaya ihtiyaç vardır. Bunu sağlamak için, özel döküm setleri geliştirilmiştir.

Basınçlı döküm iki tür prosese ayrılabilir; kullanılan makineye bağlı olarak sıcak kamaralı ve soğuk kamaralı basınçlı dökümdür. Vakum altında basınçlı döküm gibi özel prosesler bu proseslerin varyasyonlarıdır. Sıcak kamaralı makine erimiş metal ile doldurulmuş döküm fırını içinde daima kalan entegre döküm odası ile döküm bölmesine sahiptir.

Fırın, metali akışkan olarak tutar; ergime bölünmüş fırın içinde yapılıır. Sıcak kamaralı döküm özellikleri:

1. Eriyik bölünmüş bölümde bulunmaktadır
2. Makine büyüklüğü 900 ton kenetlenme kuvvetine kadar uzanmaktadır
3. Eriyik basıncı 150 ile 200 bar arasındadır
4. Vuruş 5–6 kg ile sınırlıdır
5. Yüksek üretilebilirlik(saatte 100 vuruştan daha fazlası mümkün)
6. Tipik cidar kalınlığı: 1mm.

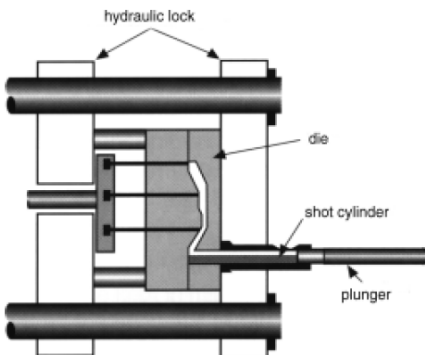


Şekil 3.1 Sıcak kamaralı basınçlı döküm sisteminin görünümü[1]

Eğer parça ince cidarlara sahipse, sıcak kamaralı makinede döküm soğuk kamaralı prosesin kullanımından daha ekonomiktir. Buna karşın, tüm alaşımlar sıcak kamaralı makinede üretilemezler[24].

Soğuk kamaralı makine eriyiğin dış tarafında döküm çerçevesine sahiptir. Metal, fırın dışından bölünmüş birim içini doldurur. Soğuk kamaralı makinenin özellikleri aşağıdaki gibidir:

1. Harici bölünmüş bölge
2. Düşük üretilebilirlik
3. 4500 tona kadar makine büyüklüğü
4. Eriyik basıncı 300 ile 900 bar arasında
5. Vuruş 60 kg ile sınırlı
6. Cidar kalınlığı 1.5 mm den 2.5 mm ye



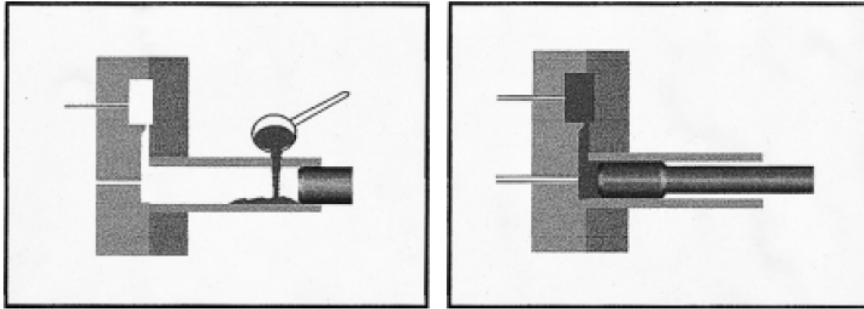
Şekil 3.2. Soğuk kamaralı basınçlı döküm sisteminin görünümü[1]

İnce cidarlı parçaların dökümü esnasında yüksek basınç yüksek derecelerde büzülmeyi karşılaması gerekmektedir. Kamaraya eriyiğin transferinden sonra, konvansiyonel döküm ardışık 3 aşamadan meydana gelir. Birinci aşamada sıvı metal girişe ulaşır(yaklaşık süre 20 ms), ikinci aşama kalıbın doldurulmasını içerir ve 3 aşamada basınç uygulanır. Basit döküm prosesi ile yüksek türbülanslı kalıp doldurma meydana gelir ve hava ve gaz çukurları ve kalıp boşlukları metal içinde oluşabilir. Bu neden ile parçalar sınırlı süneklığe ve düşük mukavemete sahiptir ve sonraki ısıl işlem veya kaynaklamayı imkansız kılar. Ayrıca kalıbın dolması esnasında hava tamponu döküm dizisinin gerçekleşmesini engelleyebilir. Bu problemler vakum altında basınçlı döküm ile giderilebilir, bu vasita ile döküm kamarası ve kalıbı boşaltılır (basınç 80 barın altında). Parçalar herhangi bir döküm boşluğu çok fazla içermezler ve kaynaklanabilirlik ve ısıl işlem uygulanabilirlik gibi gelişmiş özellikler gösterirler[1, 24].

Alüminyum ve alaşımları için, vakumlu döküm teknolojisi hali hazırda uzun zamandır biliniyor. Magnezyum içinde aynı yöntem son birkaç yılda ortaya çıkmıştır. Çeşitli döküm yöntemleri kalıba valf koyarak, kalıbın bağlantı noktalarındaki sızdırmaz ile konvansiyonel döküm makinesini kullanarak alüminyum Vacural döküm yöntemlerine adapte ederek geliştirilmiştir. Konvansiyonel yöntemler ile karşılaştırıldığında kalıp sızdırmazları ve döküm aşamalarının değişimi parçaların yüksek maliyetine neden olur[1].

Parçanın soğuk veya sıcak kamaralı basınçlı döküm prosesi ile üretilip üretilmeyeceği parçanın ağırlığına bağlıdır. Literatürde, sıcak kamaralı makineler ile üretim yapılabilmesi için genellikle 1 kg kadar olacak parçalar tavsiye edilir ve yüksek ağırlığa sahip parçalar soğuk kamaralı döküm parçaları ile dökümleri gerçekleştirilebilir[1]. AZ91 basınçlı döküm yöntemi ile üretilen en popüler magnezyum alaşımıdır. Ortam sıcaklığında basınçlı döküm yöntemi ile üretilmiş AZ91 alaşımının çekme mukavemeti kum kalıba veya sürekli döküm yöntemi ile karşılaştırıldığında çok daha yüksektir[3].

3.2.3. Soğuk kamaralı proses



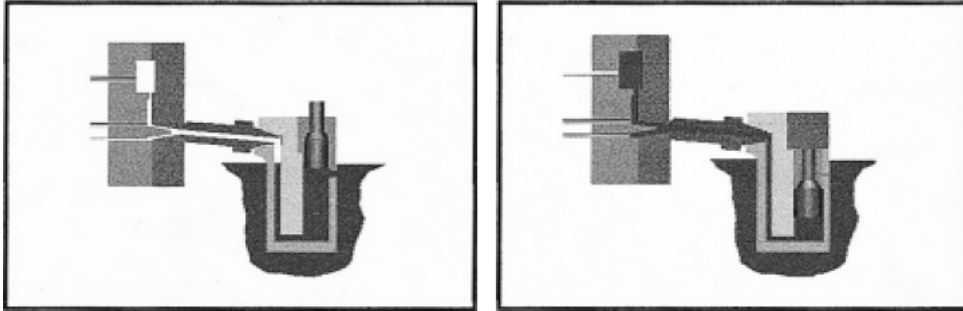
Şekil 3.3. Soğuk kamaralı döküm sisteminin şematik görünümü

“Soğuk kamara”, sıvı metal el yoluyla veya bölmelerden oluşan fırın veya kepçe vasıtası ile soğuk döküm yatağından geçirilmesidir. Şekil 3.3’ de soğuk kamaralı döküm sistemi şematik olarak gösterilmektedir.

Soğuk kamaralı proseste uygulanan yüksek basınç(300 ila 400 bar) ince cidarlı parçanın çekilmesini etkisiz hale getirir. Buna karşın, büyük döküm ağızı kullanılır. Magnezyumun akış özelliği alüminyum ve çinkodan daha iyidir. Bu avantajı elde etmek için, enjeksiyon performansı, örneğin ikinci aşamada vuruş hızı(doldurma aşaması), uygun yüksekliğin olmasına ihtiyaç vardır. Patentli damga sistem ECOPRESS 10 m/s e kadar dalıcı pompa hızlarına ulaşır.

Soğuk kamaralı proses kullanarak magnezyum dökümü için, inert gaz ile dökülebilir bölmelere sahip fırına ihtiyaç vardır. En son gelişmeler 2 veya 3 bölmeli fırınların yapılmasına neden olmuştur.

3.2.4. Sıcak-kamaralı proses



Şekil 3.4. Sıcak kamaralı döküm sisteminin şematik görünümü[1]

Şekil 3.4’de sıcak kamaralı döküm sistemi şematik olarak görülmektedir. “sıcak kamara” erimiş metal ısıtılmış döküm seti(döküm kabı, nozul) vasıtası ile direkt olarak kalıba transfer edilmesidir. Akışkan metal hemen hemen hava ile temas halinde gelir. Eriyik ve ısınmış fırınlar direkt olarak döküm makinesinin bitişik parçalarıdır.

Girişin doğru dizaynı 160 bar ila 180 bar aralığında spesifik döküm basınçlarına izin verir. Muhtemel akışkan mesafeleri büyüktür, geniş alanlı parçaların dökümüne gerçekleştirilebilir. İnce cidarlı parçalar (günümüzde 0,6 mm mümkün) yüksek enjeksiyon hızlarına gereksinim duyar ve sıcak kamaralı makinelerin kullanımını gerektirir.

Sıcak kamaralı makinenin kullanımı çok daha ekonomik olduğu için parçalar bu proses kullanarak dökümü yapılabilir.

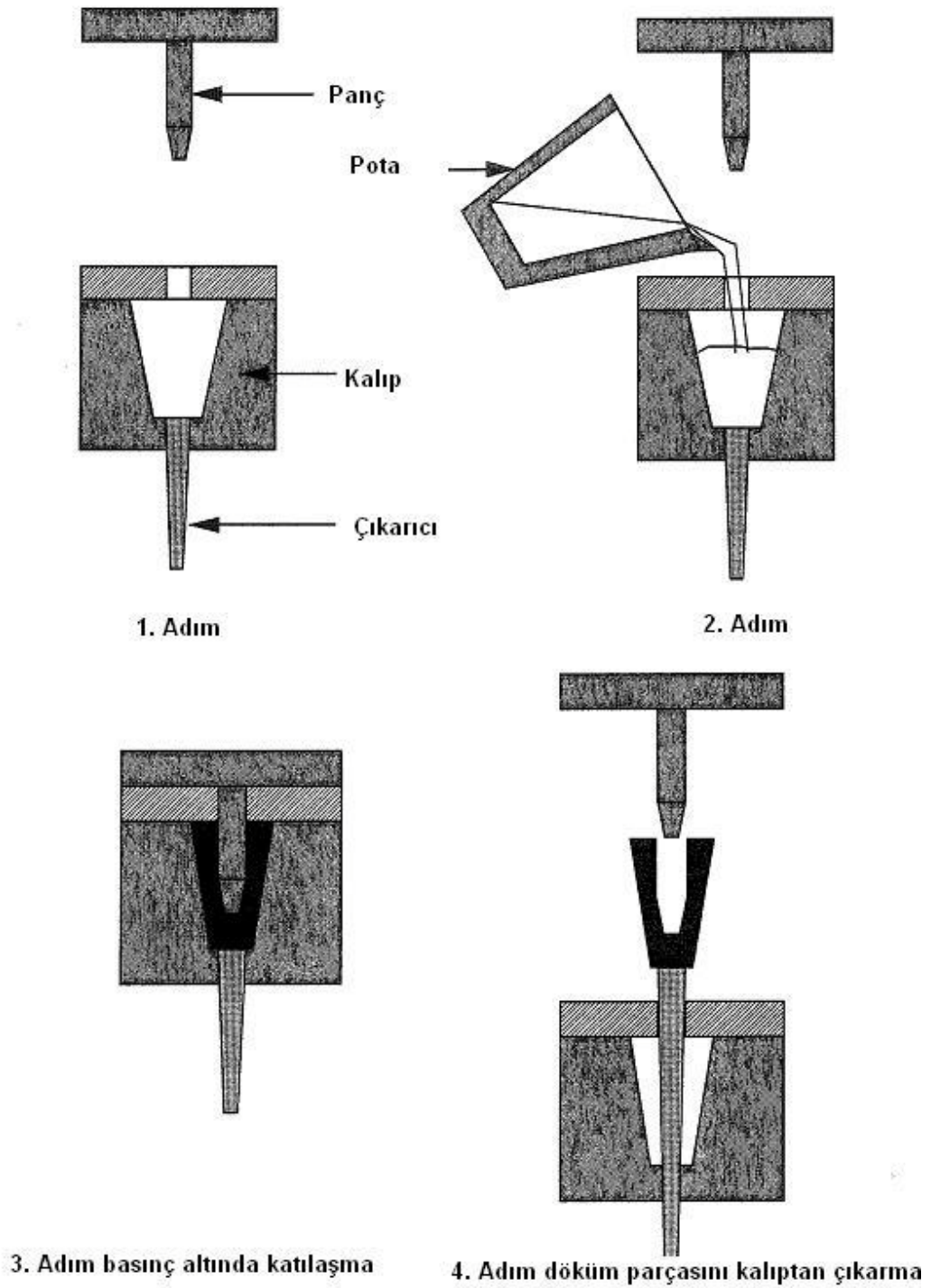
3.2.5. Sıkıştırma döküm

Sıkıştırma döküm prosesi nihai şekle yakın malzemeyi üretmek için son derece uygun bir prodestir. Alüminyum, magnezyum ve bakır alaşımları bu proses ile kolayca üretilebilir. Sıkıştırma döküm basit ve ekonomik bir sistemdir. Uygulanan basınç ve kalıp yüzeyi ile eriyik metalin temas anında ısı transferi çok hızlıdır ve ürünler dövme alaşımlarına yakın mekanik özellikler ile porozitesiz, ince taneli yapıdadır. Döküm ürünlerinde en yüksek mekanik özellikler elde edilebilir[11].

Sıkıştırma dökümde, basınçlı dökümün tersine kalıp yavaşça doldurulur(minimum türbülans ve bu nedenle düşük porozite), son basınçta da aynıdır. Buna karşın sıkıştırma-dökümde basınç tamamen soğuyana kadar uygulanır ve hatta yarı soğuma durumunda daha fazla besleme yapılır. Genelde enjeksiyon basınçlar kompakt, ince taneli mikroyapı elde etmek için 70 ile 100 MPa arasındadır. Sıkıştırma-döküm basınçlı döküm, düşük porozite, kaynaklanabilirlik, ısıl işlem uygulanabilirlik de yüksek kalitede tekrar üretilebilirlik için mükemmel bir metottür. Gittikçe artarak gravity dökümün yerini almaktadır. Mekanik özelliklerin geliştirilmesi için düşük poroziteden dolayı T6 ısıl işlemleri bile mümkündür. Döküm hızı yavaş olduğundan dolayı parçalar çapaklara sahip değildir[1, 11].

Şekil 3.5. da görülen proses bazı adımlar içermektedir[9]:

1. Uygun bir döküm sistemi hidrolik bir pres üzerine konumlandırılmıştır. Döküm sistemi ön ısıtma ile önerilen bir çalışma sıcaklığına ısıtılır. Bu ön ısıtma sırasında, döküm sistemi zaman zaman grafit yağlayıcı ile yağlanır.
2. Belirli miktardaki sıvı metal kalıbın dişi kısmına boşaltılır. Ardından erkek itici yada punç sıvı metal ile temas edene kadar indirilir.
3. Basınç hemen uygulanır, sıvı metal katılaşmaya başladıktan sonra ve tamamıyla katılaşıncaya kadar basınç uygulanmaya devam edilir.
4. Katılaşma tamamlandıktan sonra itici punç eski konumuna geri çekilir ve döküm parçası dışarı alınır.



Şekil 3.5. Sıkıştırma Döküm Prosesinin Adımları[9]

Sıkıştırma-dökümün avantajları aşağıda özetlenmiştir:

1. Düşük porozite
2. Geniş soğuma aralığında alaşımlar için sıcak yırtılmayı önleme

3. Mukavemet ve süneklilikte artış:
 - a. İnce taneli mikro yapıdan dolayı
 - b. Hatasız mikroyapıdan dolayı
4. Isıl işlemin mümkünlüğü(örneğin T6)
5. Dökümü zor alaşımların üretilebilirliği
 - a. Konvansiyonel sürünme dirençli alaşımlar(WE54, QE22)
 - b. Thiksotropik ergiyikler
6. Alaşım geliştirme
7. Magnezyum kompozit üretimi

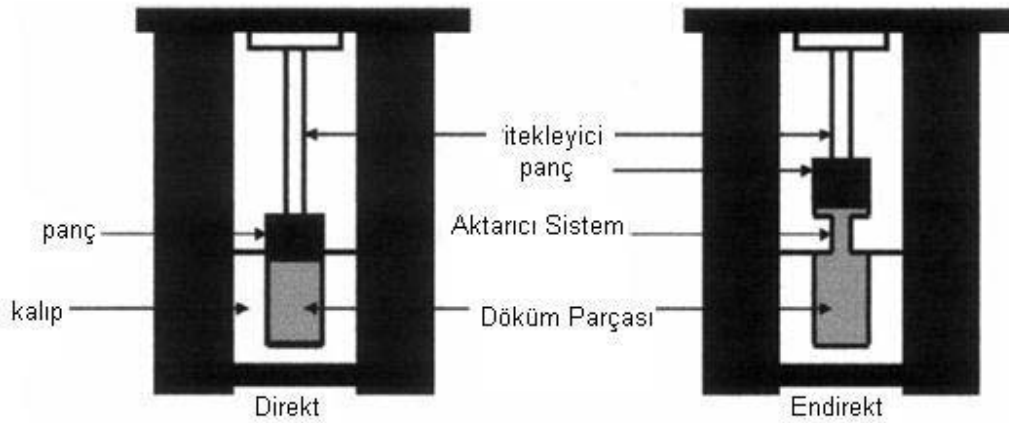
Proses direkt ve endirekt olmak üzere ikiye ayrılır.

3.2.5.1. Endirekt sıkıştırma döküm

Endirekt sıkıştırma-dökümde, basınçlı döküm ile karşılaştırıldığında basınçlı döküm sisteminde kullanılan enjeksiyon kanalından daha büyük kanaldan kalıba sıvı magnezyum enjekte edilir. Eriyiğin akış hızı yaklaşık 0.5 m/s ve bu neden ile basınçlı dökümde(30 m/s) olduğundan çok daha düşük bir değerdir. Bu düşük enjeksiyon hızı hava absorpsiyonundan eriyiği korur ve kalıp türbülanssız bir şekilde dolar. Basınç ve sıcaklık sürekli olarak kontrol edilir ve sonuçta soğuma esnasında ve soğumadan sonra boşluk içindeki basınç neredeyse sabit kalır. Bu aynı zamanda maça ve boşluktaki erkek kalıpların kullanımına izin verir. Oysa basınçlı dökümde yüksek basınç bu parçaları deforme eder.

Endirekt sıkıştırma-döküm preform olarak adlandırılan(poroziteli fiber veya partikül şekilleri) yapıya sıvı metalin girişine ve kompozit üretimine olanak sağlar. Sanayi tek adımda çeşitli bileşenler üretmek için endirekt sıkıştırma-döküm kullanır.

Endirekt prosesin bir dezavantajı gerçek parçadan ayırabilmek için büyük girişe ihtiyacının olmasıdır. Birçok malzemeden oluşur ama porozların oluşması engellenir ve soğuma esnasında mikro-çekilmeler kontrol altında tutulabilir.



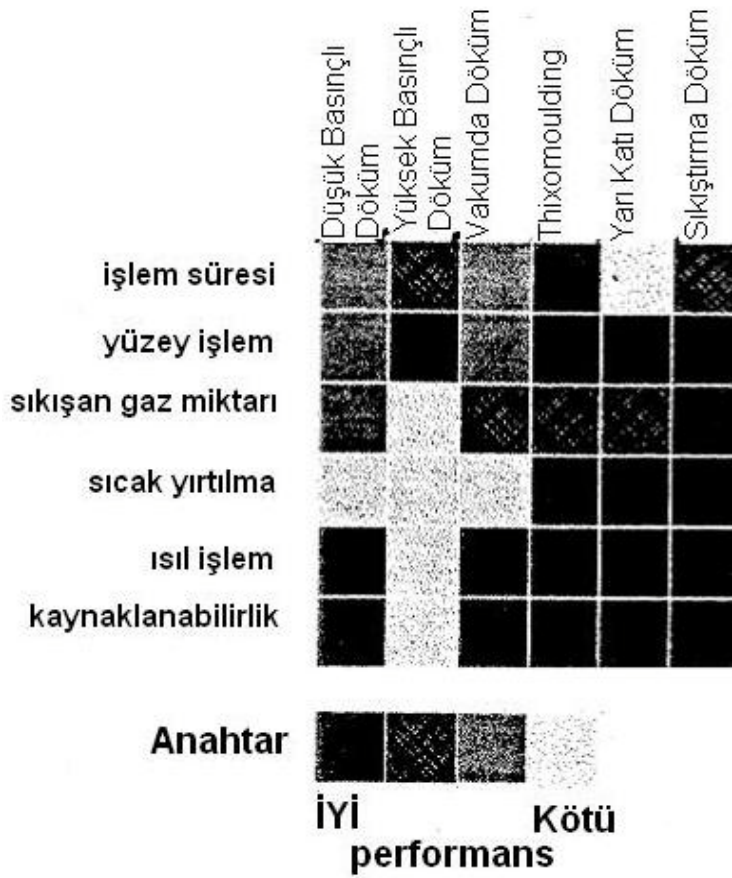
Şekil 3.6. Direkt ve endirekt döküm sistemleri[13]

3.2.5.2. Direkt sıkıştırma döküm

Direkt sıkıştırma-dökümde basıncı sağlayan panç kalıbın en küçük parçasıdır oysa endirekt döküm standart girişe ihtiyaç duyar. Bu kalıp üretiminin çok daha kolay olmasını sağlar. Bir veya iki parçadan yapılabilir. Basınç üst pançtan tarafından uygulanır; alttaki döküm parçasını atar. Bu basit kalıp endirekt döküm yöntemindeki ile karşılaştırıldığında kenetleme kuvveti gerektirmez ve neden ile maliyetler düşüktür.

Diğer taraftan direkt sıkıştırma-döküm yönteminde eriyik miktarının tam belirlenmiş olması gerekmektedir, sonuçta bu durum direkt olarak döküm parçasının şeklini etkileyecektir. Karmaşık parçalar maça ve pançlar eklenerek şekillendirilebilir. Parçanın soğumasını kalıp ve pançların farklı sıcaklıklara sahip olması etkileyebilir. Porozitesiz parça elde etmek için soğuma özellikleri ve basınç özelliklerinin direkt döküm kullanılacağı zaman giriş olmadığı için kritik değildir. Diğer taraftan endirekt döküm bu faktörlere daha fazla bağımlıdır.

Eriyik(örneğin döküm parçası) ve kalıp arasındaki ısı transferi sıkıştırma-döküm prosesindeki yüksek basınçtan dolayı oldukça iyidir çünkü takım ile parçanın cidarı arasında hava boşluğu yoktur. Sonuç olarak yüksek soğuma hızları sağlanır ve mikroyapı çok ince tane yapısına sahip olacaktır[1].



Şekil 3.7. Döküm tekniklerinin kalitesine göre grafiksel açıklaması[13]

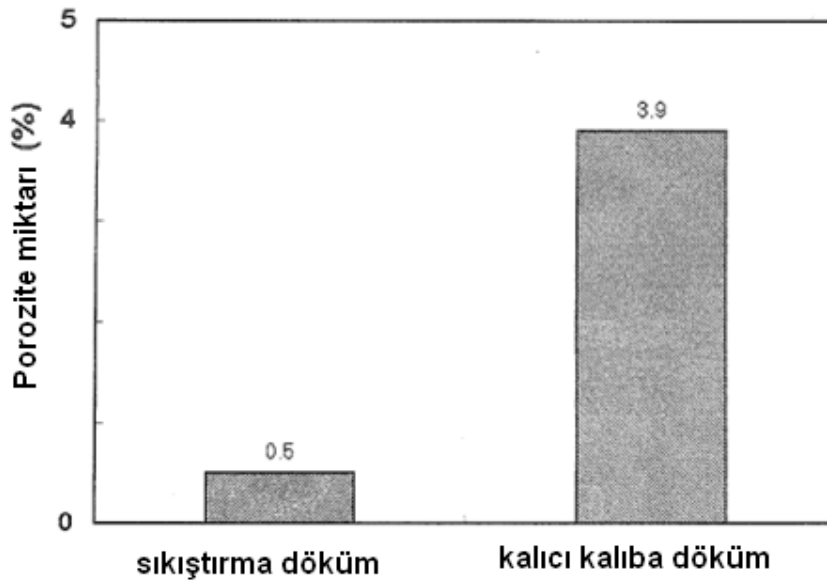
3.3. Magnezyum Alaşımlarının Sıkıştırma Döküm Yöntemi

Literatürde çok sayıda alüminyum alaşımlarının sıkıştırma döküm yöntemi yer almaktadır. Çok yakın geçmişte, çeşitli parçaların üretiminde alüminyum alaşımlarının sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilmesi prosesi kullanılmıştır. Buna rağmen magnezyum alaşımlarının sıkıştırma döküm yöntemi ile üretimi henüz geniş ölçüde kullanılmamaktadır.

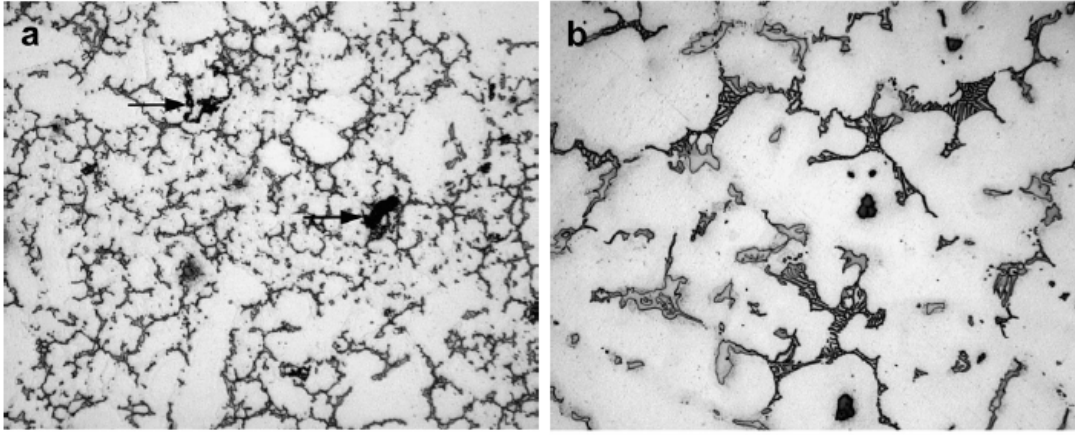
Geçmiş yakın yıllar içinde, literatür incelendiğinde magnezyum alaşımlarının sıkıştırma döküm yöntemi hakkında çok az sayıda araştırma yer almaktadır. AZ91 alaşımının çok yaygın kullanılan bir magnezyum döküm alaşımı olduğundan, bu araştırmaların çoğu bu alaşım üzerine odaklanmıştır. Ha, iki farklı magnezyum alaşım türü olan AZ91 ve AZ31 alaşımlarının katılma davranışı dizaynında üç

farklı kritik parametre olan basınç büyüklüğü, kalıp ve döküm sıcaklığı etkilerini çalışmıştır[9].

Bu sonuçlar göstermektedir ki, uygulanan basınç sonucu her iki alaşımında(sırasıyla AZ91 ve AZ31 alaşımları için 7.58 °C ve 8.70 °C, 115 MPa basınç altında) ergime sıcaklığını artırmaktadır ve toplam katılaşma süresinde önemli bir düşüş görülür. Ayrıca, görülmektedir ki, uzun katılaşma aralığına sahip alaşımda (AZ91) porozitesiz yapı üretmek için düşük katılaşma aralığına sahip alaşıma nazaran (AZ31) daha yüksek bir basınca ihtiyaç vardır. Elde edilen porozitesiz AZ91 için 100MPa, AZ31 için ise 50MPa basınç altında elde edilmiştir. Düşük kalıp ve katılaşma sıcaklıklarında ve yüksek basınç altında her iki alaşımda ince tane yapısı elde edilebilmektedir. Sıkıştırma döküm ile üretilen AZ91 ve AZ31 alaşımları için çekme değerleri, yerçekimi dökümü ile üretilenlerden daha yüksektir.



Şekil 3.8. AZ91D alaşımının farklı döküm yöntemleri ile üretimi sonucu porozite miktarı[9]

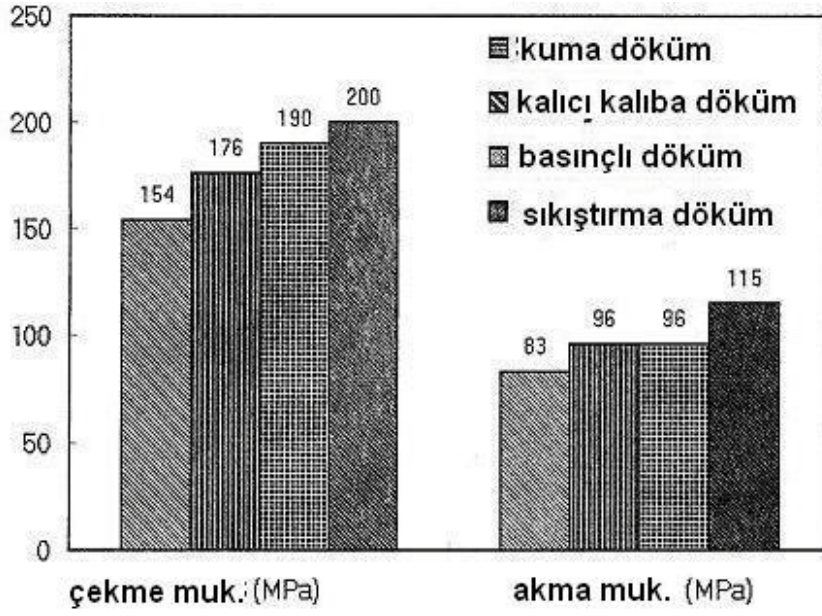


Şekil 3.9. (a) basınçlı döküm ve (b) sıkıştırma döküm mikroyapılarında poroziteler [9]

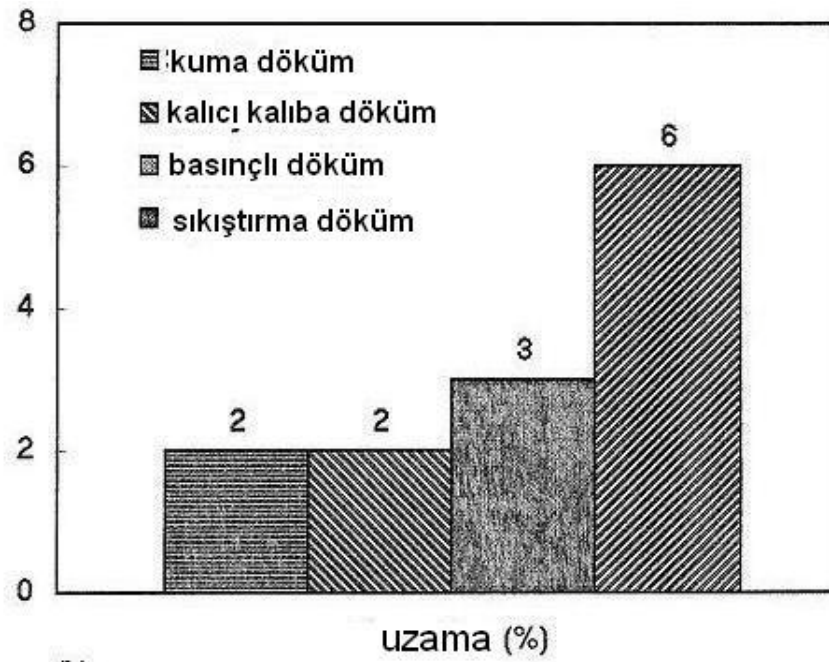
Tablo 3.3. Çeşitli döküm yöntemlerinde gaz miktarları($\text{cm}^3/100\text{g}$)[1]

Döküm Tekniği	Gaz Miktarı ($\text{cm}^3/100\text{g}$)
Düşük basınçlı döküm	1-5
Basınçlı döküm(konvensiyonel)	10-40
Basınçlı döküm(vakum)	3,5
Kum kalıba döküm	1,8-12
Direkt sıkıştırma döküm	1,2-3,5
Endirekt sıkıştırma döküm	0,6-1,2

Sonradan yapılan AZ91 üzerindeki benzeri araştırmalar yapılmıştır. Bu çalışmada, AZ91 alaşımı sıkıştırma döküm yöntemi ile 138 MPa basınç altında 250 °C sıcaklıkta ve T6 ısıl işleme tabi tutulmuştur. Elde edilen çekme sonuçları ve mikroyapılar kalıcı kalıba döküm yapılmış aynı türdeki alaşımla karşılaştırılmıştır. Karşılaştırma sonucu, çekme özelliklerinin arttığı ve tane yapısının incelendiği gözlenmiştir. Aynı zamanda porozite miktarının da azaldığı tespit edilmiştir. Chadwick ve arkadaşlarının çalışmalarında ise AZ91 alaşımının sıkıştırma döküm ile diğer prosesler ile (kuma döküm, gravity döküm ve yüksek basınçlı döküm yöntemleri) karşılaştırılmıştır. Her durumda, sıkıştırma döküm ile üretilen alaşım en yüksek akma değeri, çekme değeri ve uzama elde edilmiştir[9].



(a)



(b)

Şekil 3.10. (a) ve (b) AZ91 Alaşımının farklı döküm yöntemleri ile üretimi ve çekme testleri sonuçları[9]

BÖLÜM 4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Çalışma Programı

Bu çalışmada, düşük yoğunluğa sahip olması nedeniyle magnezyum esaslı alaşımların mukavemet/ağırlık özelliklerinin incelenmesi ve konvansiyonel alaşımlara göre kıyaslanması amaçlanmıştır. Bu nedenle, magnezyum-alüminyum esaslı çeşitli alaşımların üretimi ve üretilen alaşımların mikroyapı ve mekanik testleri çalışmanın ana başlıklarını oluşturmuştur. Bu çalışmada, ağırlıklı olarak ticari kullanımı mevcut AM60 (Magnezyum-Alüminyum) alaşımı temel alınmıştır. AM60 alaşımının seçilmiş olmasının nedenlerine ayrıntılı olarak literatür kısmında değinilmiştir. Araştırmanın ilk aşamasında Mg-%6Al alaşımı esas alınarak, bu alaşımın içerisine Mn ve değişik oranlarda Ti ilave edilmiş, çekme özellikleri test edilmiştir. Bu ön çalışmalar sonucunda Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının en yüksek çekme mukavemeti değerleri gösterdiği bulunmuştur. Bu nedenle bu araştırma için Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımı 8 kg'lık master alaşımı olarak üretilmiştir. Master alaşımı üretimi esnasında saf Mg, saf Al, Al-%7Mn ve Al-%6Ti kullanılmıştır. Al-%7Mn alaşımı laboratürde bu çalışma için üretilmiş ve kimyasal olarak test edilmiştir. Mg esaslı alaşımlar üzerine son zamanlarda yapılan çalışmalarda yüksek oranlarda Sn ilavesinin incelenmesi olmuştur[17]. Bu çalışmalarda Sn ilavesinin mukavemeti artırdığı tespit edilmiştir. Bununla birlikte yüksek Sn ilavesi alaşımın yoğunluğunu artırmakta ve mukavemet/ağırlık oranını düşürmektedir. Bu nedenle bizim çalışmamızda ise Sn ilavesi %1 olarak sabit alınmış ve Sn ya da alaşım içerisinde bulunan diğer elementlerle bileşik yapma ihtimali yüksek olan Ag ilavesinin etkileri araştırılmıştır. Böylece alaşımın yoğunluğunda düşük oranda artışların olması hedeflenmiştir. Bu çalışma için üretilen master ve diğer alaşımlar tablo 4.1' de yer almaktadır. Üretimler esnasında saf Mg, saf Al, Al-%7Mn, Al-%4Ti, saf Sn ve saf Ag kullanılmıştır.

Tablo 4.1. Üretilen Alaşımlar

Alaşım No	Üretilen Alaşımlar
1	Mg-6Al
2	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti
3	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn
4	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag
5	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag
6	Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag

Üretilen alaşımlara sertlik, çekme, sertlik ve darbe gibi mekanik deneyler uygulanmıştır. Optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak mikroyapı çalışmaları gerçekleştirilmiştir.

4.2. Çalışmanın Amacı

Çalışmanın amacı, üretilen Mg-6Al alaşımına çeşitli oranlarda seçilmiş alaşım elementleri ilave edilerek, Mg-6Al alaşımının mikroyapısında değişiklik sağlamak ve bu sayede Mg-6Al alaşımının mukavemetini artırmaktır. Mg-6Al alaşımına ilave edilen Mn, Ti ve Sn alaşım elementleri daha önce yaptığımız çalışmalarda[29] Mg-6Al alaşımına değişik oranlarda ilave edilmiş ve ağırlıkça %0,3Mn, %0,3Ti ve %1Sn ilavelerinde yapılan mekanik deneylerde yüksek değerler elde edilmiştir. Bu çalışmada optimum özelliklere sahip olarak elde edilen alaşıma Ag ilavesi yapılarak özelliklerdeki değişim incelenmiştir.

Magnezyum-Gümüş alaşımlarının önemi, düşük çekme mukavemeti gösteren Mg-RE-Zr alaşımına gümüş ilavesi ile çekme mukavemetinin artması ile anlaşılmıştır. Aynı zamanda QE22A olarak bilinen bu alaşımlar, uzaygemilerinde, vites kutularında ve helikopter pervanelerinin bağlantı elemanı gibi yerlerde kullanılmaktadır[23]. Bu bilgiler de esas alınarak Ag ilavesi ile optimum özelliklere sahip alaşımın mikroyapı ve mekanik özellikleri arasındaki değişimi incelemek çalışmanın amacını oluşturmaktadır.

4.3. Deneysel Malzemeleri

Mg-6Al alaşımı ve farklı element ilavesi ile elde edilecek alaşımların üretimi için, saf Mg, saf Al, saf kalay, saf gümüş, Al-%7Mn ve Al-%6Ti master alaşımları kullanılmıştır. Magnezyum alaşımlarının kontrollü atmosferde sıkıştırma döküm yöntemi ile üretilmesi esnasında eriyiğın korunması için % 99 CO₂ +%1 SF₆ gaz karışımı kullanılmıştır.

Bu çalışmada, tüm dökümler şekil 4.1' de görülen sıkıştırma döküm fırınında gerçekleştirilmiştir. Alaşımların üretimini ilk kademesinde 2 KW gücünde, 1100°C 'ye çıkabilen bir fırında master alaşımı koruyucu gaz atmosferinde paslanmaz çelik pota içerisinde ergitilmiştir. Ergime esnasında elde edilmesi amaçlanmış alaşım için gerekli alaşım elementleri ilave edilmiştir. Her bir alaşım için eriyik 750°C sıcaklıkta 30 dakika bekletilmiştir. Bekleme esnasında sıkıştırırmalı döküm makinesine ait disk şeklindeki kalıp 300°C sıcaklığa kadar ısıtılmıştır. Bekleme gerçekteştikten sonra koruyucu gaz ortamında karıştırma gerçekteştirilmiştir ve 100 MPa basınç uygulanabilen sıkıştırırmalı döküm makinesi kullanılarak koruyucu gaz altında döküm prosesi gerçekteştirilmiştir.



Şekil 4.1. Sıkıştırma Döküm sistemi

Tüm alaşımlar yukarıda anlatılan prosedür kullanılarak 2 şer disk şeklinde üretilmiştir.



Şekil 4.2. Üretilen disk şeklindeki alaşımlar

4.4. Metalografi Çalışmaları

Üretilen alaşımların mikro yapılarını incelemek için standart metalografik işlemler uygulanmıştır. İlk önce 240, 400, 600, 800 ve 1200 mesh'lik zımparalardan geçirilen numuneler daha sonra 0,05 μ m 'lik alümina pasta kullanılarak parlatılmıştır. Dağlayıcı kimyasalı olarak asetik glikol (20 ml asetik asit, 1 ml nitrik asit, 60 ml etilen glikol, 19 ml su) ve asetik pikrik (100 ml etil alkol, 6gr pikrik asit,5 ml asetik asit) kullanılmıştır. Hazırlanan numuneler optik mikroskopta(OM) ve taramalı elektron mikroskobunda(SEM) incelenmiştir.

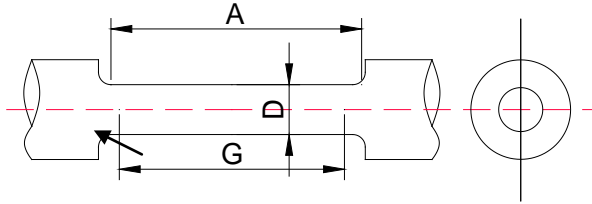
4.5. Mekanik Testler

4.4.1. Sertlik deneyi

Üretilen alaşımların sertlik deneyleri 62,5/2.5/30 kombinasyonuna sahip Brinell sertlik(HB) skalasında Brooks marka sertlik cihazı kullanılarak ölçülmüştür. Tüm alaşım sınıflarından alınan numuneler üzerinde 8 er ölçüm yapıp sertlik değeri olarak bu ölçümlerin ortalaması alınmıştır.

4.4.2. Çekme deneyi

Üretilen alaşımların çekme deneyleri INSTRON 3367 30KN luk çekme cihazında yapılmıştır. Her bir numunenin çekme mukavemeti hesaplanırken 4 adet numune kullanılmıştır ve deformasyon hızı da 2×10^{-1} olarak ayarlanmıştır.



A= 32 mm. Daralan kesitin boyu.

D= 6 mm numunenin çapı.

G= 25 mm ölçü uzunluğu

R= 6 mm eğrilik çapı.

Şekil 4.3. Çekme mukavemeti deneylerinde kullanılan ASTM 8-81 AASHTO No: T68 standardına göre hazırlanan yuvarlak kesitli numunelerin şematik olarak gösterimi

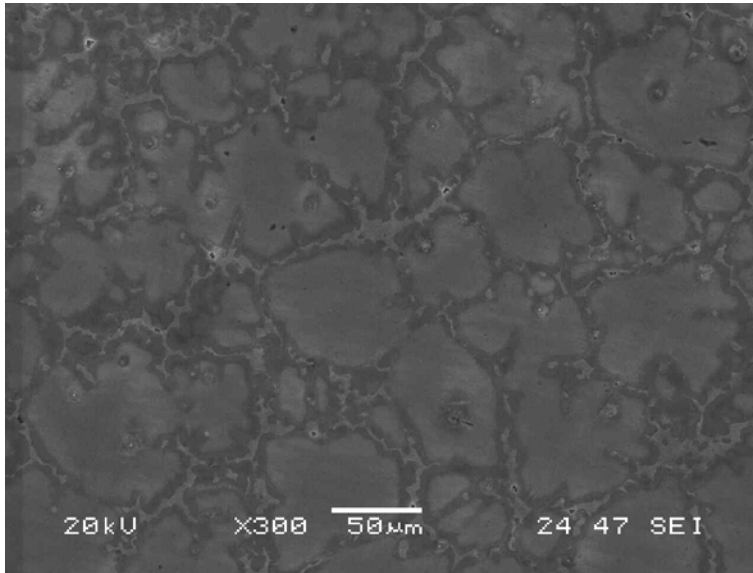
4.4.3. Darbe deneyi

Üretilen alaşımların darbe deneyleri Charpy darbe deneyi cihazında gerçekleştirilmiştir. Deney numuneleri 55x10x10mm boyutlarında hazırlanmış ve her bir alaşımdan 4 adet numune darbe testine tabi tutulmuş ve elde edilen sonuçların ortalaması alınmıştır.

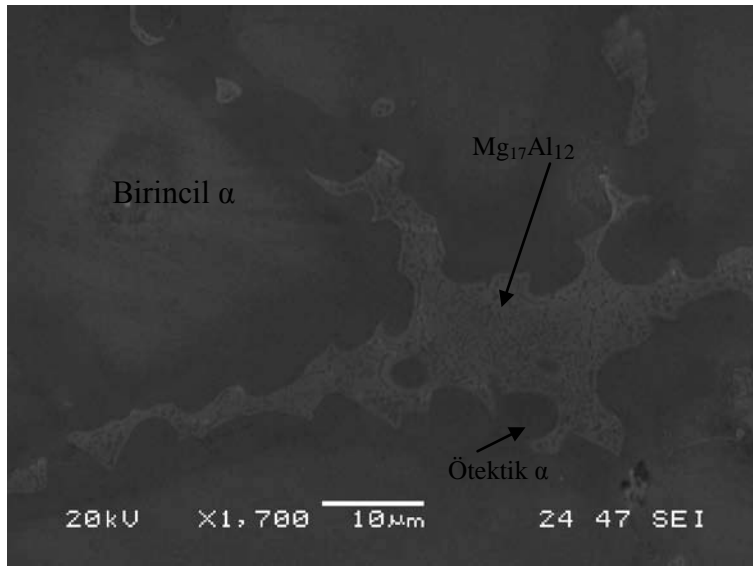
BÖLÜM 5. DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELENMESİ

5.1. Alaşımların Mikroyapısı

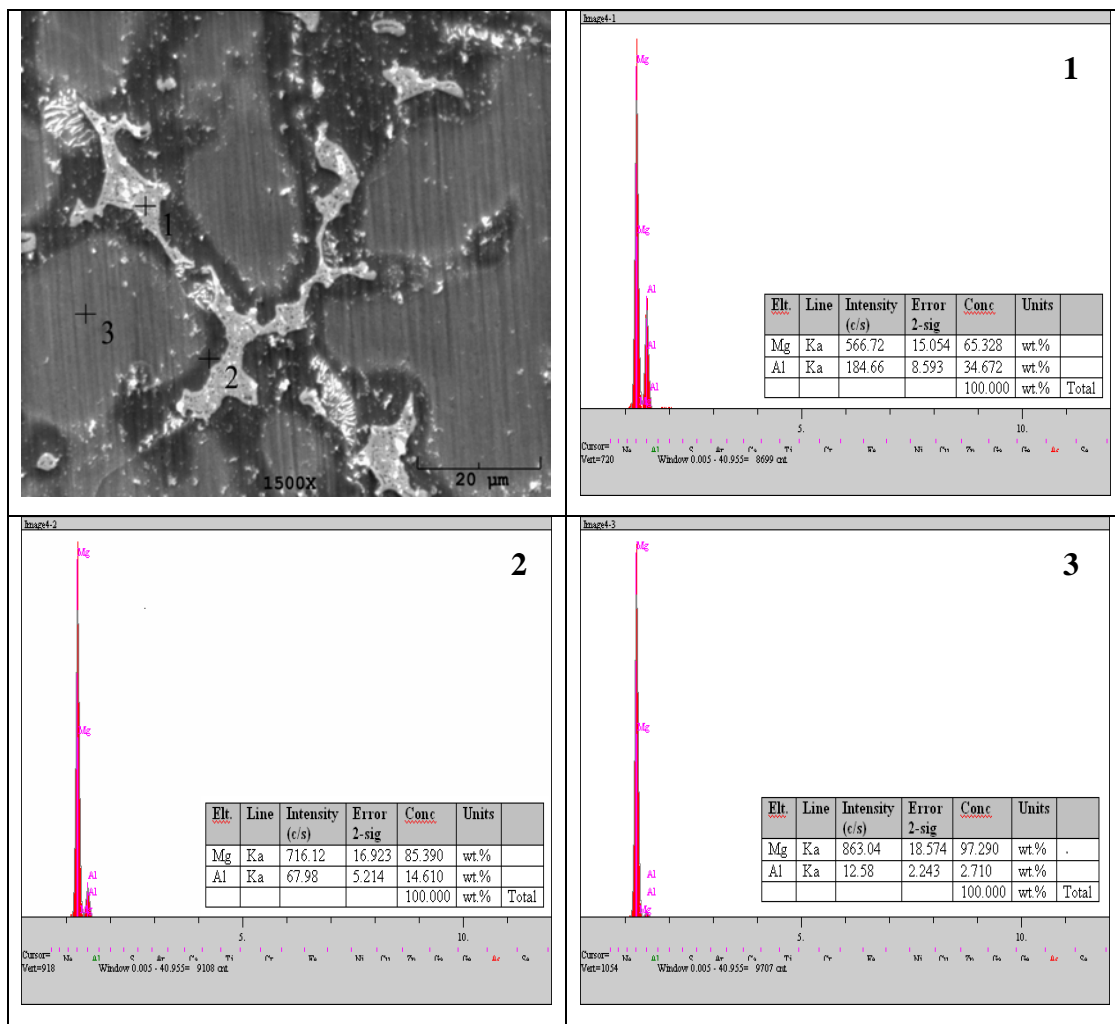
Şekil 5.1' de Mg-6Al alaşımının sıkıştırma döküm sonrası mikroyapısı görülmektedir. Bölüm 2'de bahsedildiği gibi Mg-Al alaşımlarında % 2 den daha fazla alüminyum içeriği döküm mikroyapısında $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazının varlığına neden olmaktadır[3,30]. Şekil 5.2' deki Mg-6Al alaşımının SEM görüntüsü, alaşımın 3 farklı fazdan oluştuğunu ve EDS analizi ise, açık gri renkteki bölgenin magnezyumca zengin birincil α -Mg fazı, koyu gri bölgenin alüminyumca zengin α - ötektik fazı ve beyaz bölgenin de ötektik dönüşüm esnasında dentritler arasında oluşan birincil β - $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalik fazı olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.1. Mg-6Al alaşımının SEM mikroyapısı

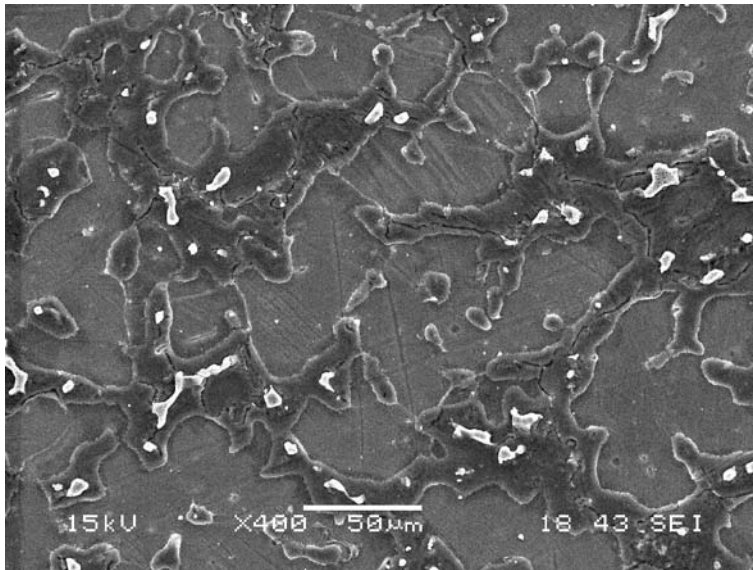


Şekil 5.2. Mg-6Al alaşımının SEM mikroyapısı



Şekil 5.3. Mg-6Al alaşımının SEM mikroyapısı ve EDS analizi

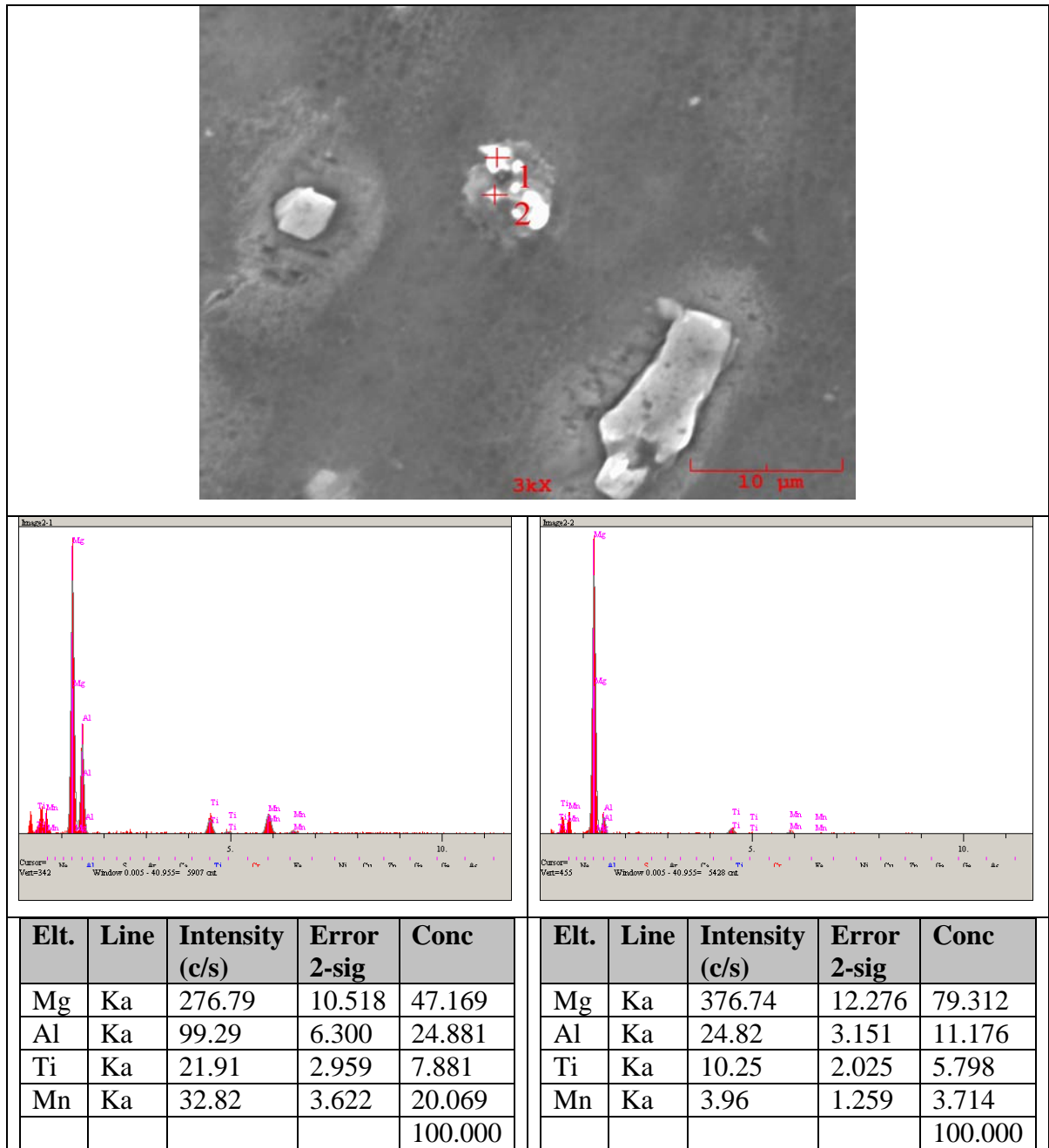
Şekil 5.4’ de Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının sıkıştırma döküm sonrası mikroyapısı görülmektedir. Mg-Al alaşımlarının ticari olarak en yaygın kullanılan alaşım kombinasyonları AM50, AM60 olarak adlandırılan alaşımlardır. Bu alaşımlar %1’in altında üçüncü alaşım elementi olarak mangan içerirler. Mangan ilavesinin birincil nedeni Al-(Fe, Mn) partiküllerin oluşumu ile Mg-Al alaşım sistemindeki demirin konsantrasyonunu azaltıp korozyon direncine olan zararlı etkisini azaltmaktır. Ergitme esnasında bu partiküllerin bir kısmı potanın altında çökeler geri kalanı da katılma esnasında döküm içerisinde kalır. Oluşan partiküller yapıda aynı anda iğnemsî, keşkin köşeli, küresel veya çiçeksi şekilde oluşabilir[31]. Barbagallo ve arkadaşları yaptığı çalışmada, oluşan bu partiküllerin hem tane içinde hem de tane sınırında bulunabileceğini göstermiştir[32,33]. Bu partiküller alaşım içerisinde muhtemelen Al_6Mn , Al_4Mn , Al_8Mn_5 ve çok az Fe içeren veya içermeyen $AlMn$ fazlarında bulunabilir.



Şekil 5.4. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının SEM mikroyapısı

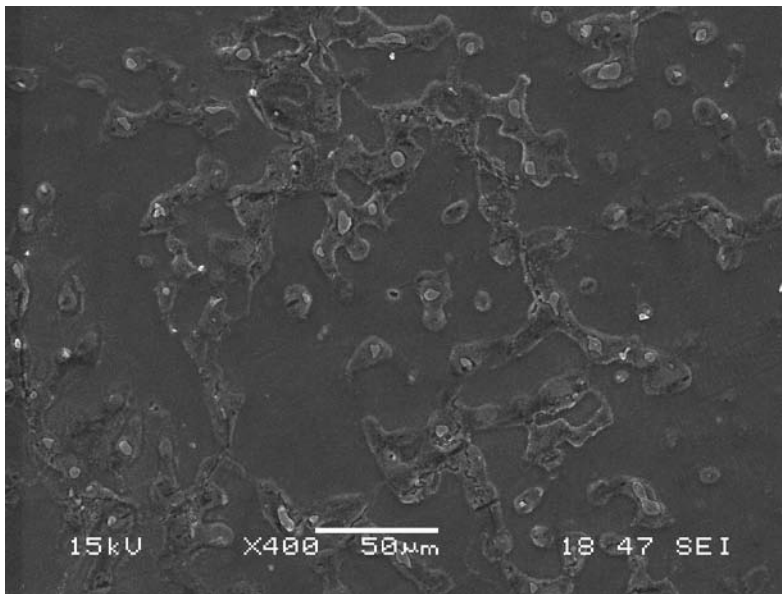
Titanyum ve Mangan elementlerinin alüminyum alaşımları için tane inceltici etkiye sahip olduğu bilinmektedir. Araştırmacı Buha Mg-Zn alaşımına ağırlıkça %0,4Ti ilave ederek titanyum elementinin tane inceltici etkisini gözlemlemiştir. Titanyum alaşım elementi magnezyum latisi içerisinde çok düşük çözünürlüğe sahiptir[34]. Yapmış olduğumuz çalışmada şekil 5.1 ve 5.4 optik görüntüleri karşılaştırıldığında Mg-6Al alaşımı için titanyum ve Mangan elementlerinin aynı etkiyi yaptığı

görülmektedir. Yani, Mn ve Ti ilavesi ile α -Mg fazı küçülmüş, alüminyumca zengin faz daha kalınlaşmış ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazı sürekli bir görünümünden çıkıp daha küçük ve adacıklar halinde yapıda dağılım göstermişlerdir. Şekil 5.5' de Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının SEM mikroyapısı ve EDS analizi görülmektedir. Bu görüntülerden de anlaşılacağı üzere, yapıda Mn ve Ti esaslı yapılar ayrı bir faz gibi yapıda bulunmaktadır.

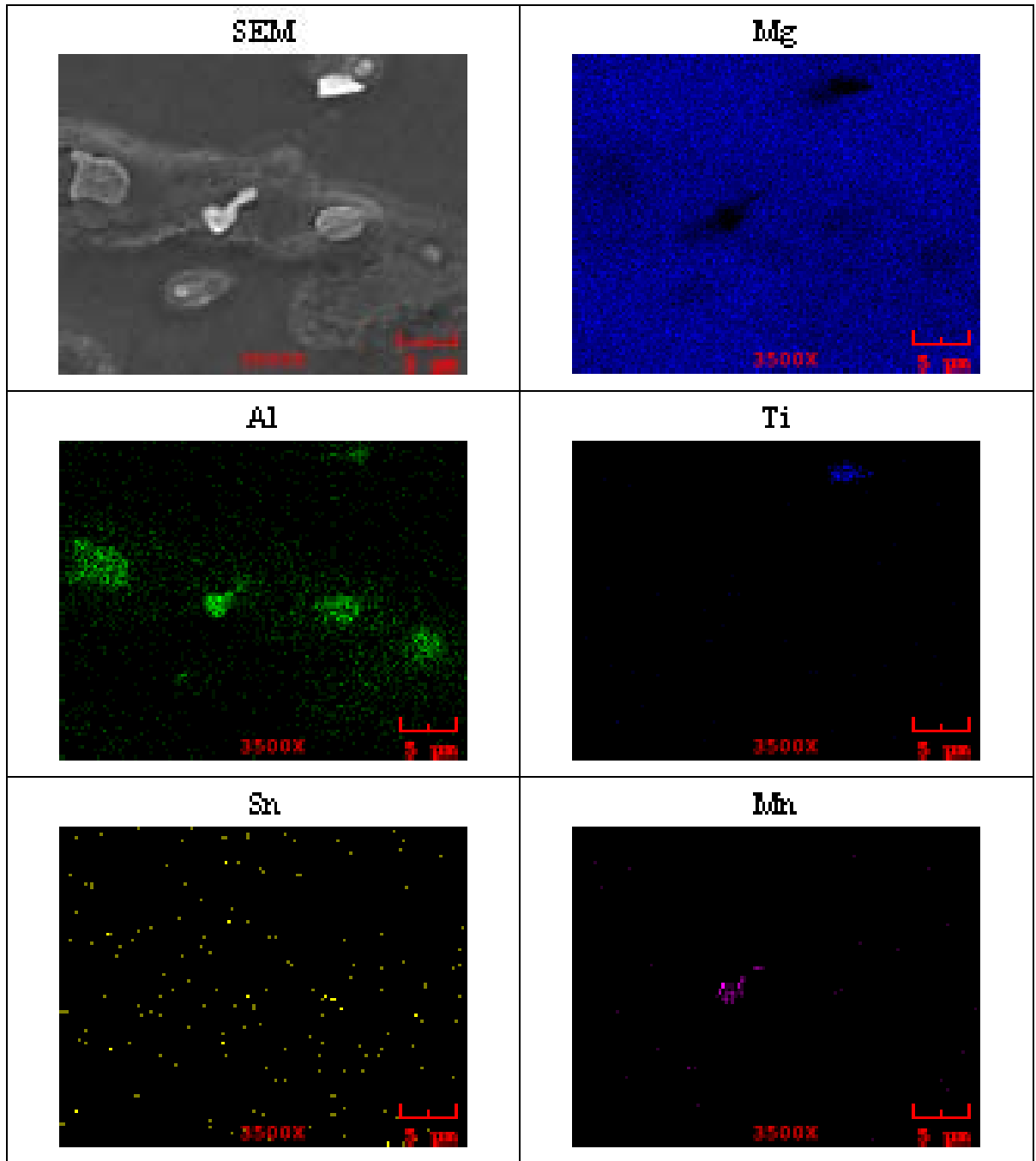


Şekil 5.5. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının EDS analizi

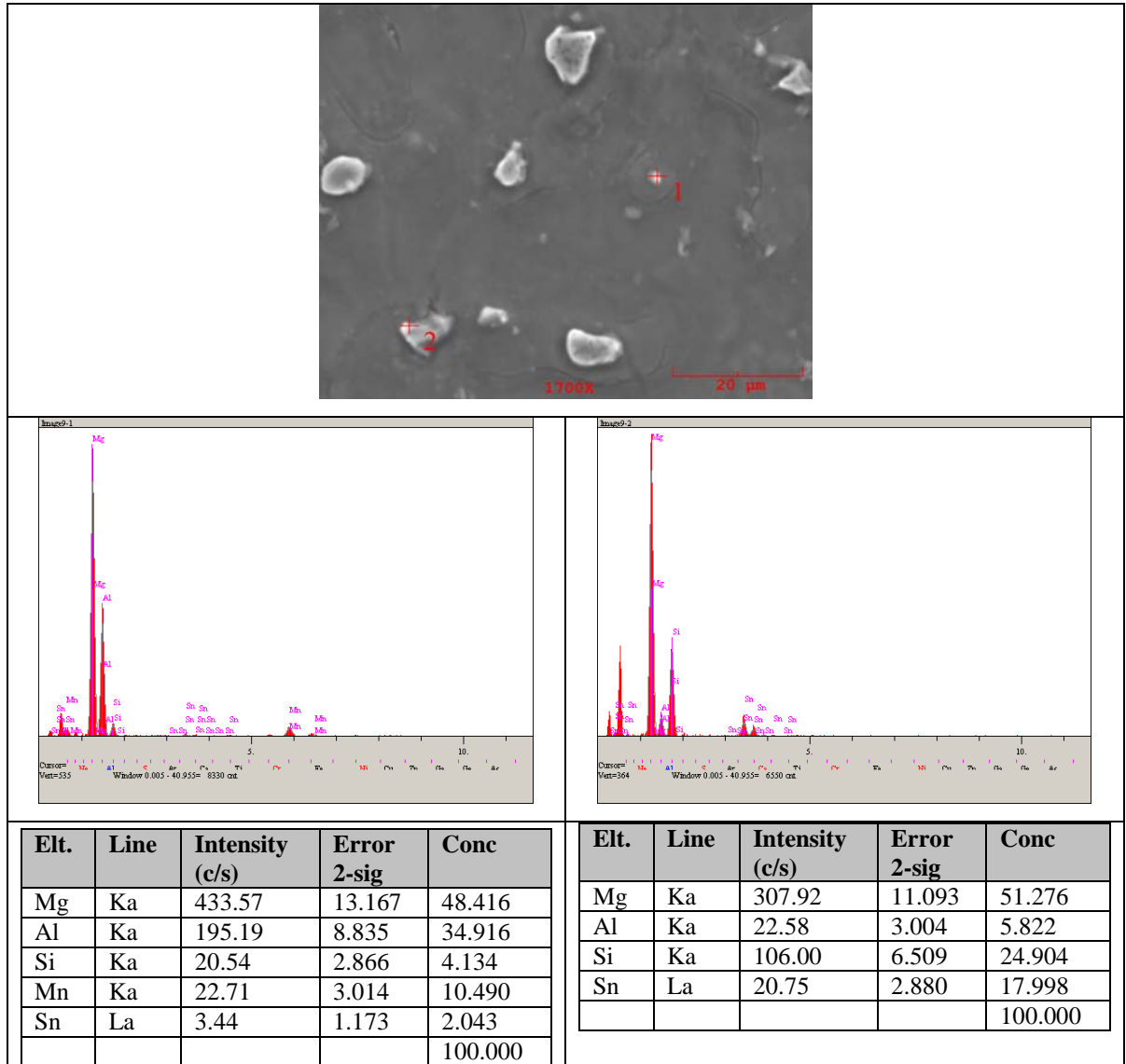
Şekil 5.6 ve Şekil 5.7’ de sırasıyla Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımının SEM görüntüleri ve EDS analizleri görülmektedir. Şekil 5.6 ve 5.7’ de görüldüğü gibi Sn alaşım elementinin ilavesi ötektik alanın artışına ve tanelerin incelmesine ve yine $Mg_{17}Al_{12}$ fazının küçük ve adacıklar şeklinde oluşmasına neden olmuştur. Öyleki, oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ fazı Sn ilavesi ile daha da küçülmüştür. Şekil 5.7 deki EDS analizlerinden görüldüğü gibi, 2 nolu bölgeden yapılan analizde Mg ve Sn esaslı bir fazın oluştuğu ve muhtemelen bu fazın Mg_2Sn olduğu düşünülmektedir. Mg-Sn denge diyagramı incelendiğinde, 561 °C’ de kalay Mg içerisinde ağırlıkça maksimum %14.85 değerlerinde çözünmekte, bu değer 200 °C’ ye kadar keskin bir şekilde azalarak %0,45 olarak görülmekte ve oda sıcaklığında çözünlük görülmemektedir. Mg-Sn ikili denge diyagramına göre sıvı Mg-Sn alaşımının hızla soğuması ve çözünlüğün keskin bir şekilde azalması nedeniyle yapıda Mg_2Sn fazının oluşmasına neden olmaktadır. Aynı zamanda Mg alaşımına ilave edilen Sn alaşım elementi, α -magnezyum dentrit kolları arasındaki mesafeyi azalttığı ve mukavemetteki artışın bu azalma ilgili olduğu belirtilmektedir. Aynı zamanda yapıda oluşan Mg_2Sn fazının tane sınırlarında bulunarak dispersiyon sertleştirmesine benzer yöntemle mukavemetin artmasına neden olduğu ifade edilmiştir. Soğuma esnasında çözünlük olmadığından dolayı, α -Mg içerisinde sıvı bölgesine doğru atılan Sn yapısal aşırı soğumaya neden olarak, dendritlerin çekirdeklenmesini ve daha fazla büyümesini engellemektedir[35]. Bu nedenle Mg alaşımlarına Sn ilavesi ile tane büyümesinin engellendiği düşünülmektedir.



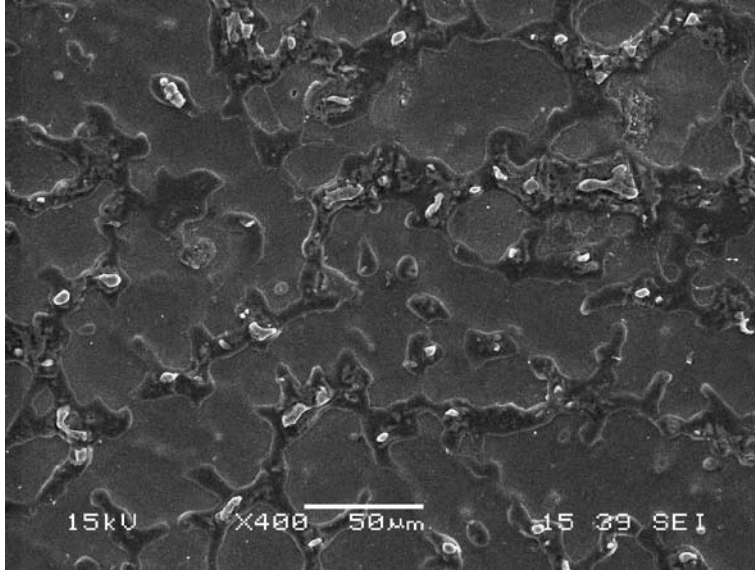
Şekil 5.6. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımının SEM mikroyapısı



Şekil 5.7. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşıımının EDS analizi

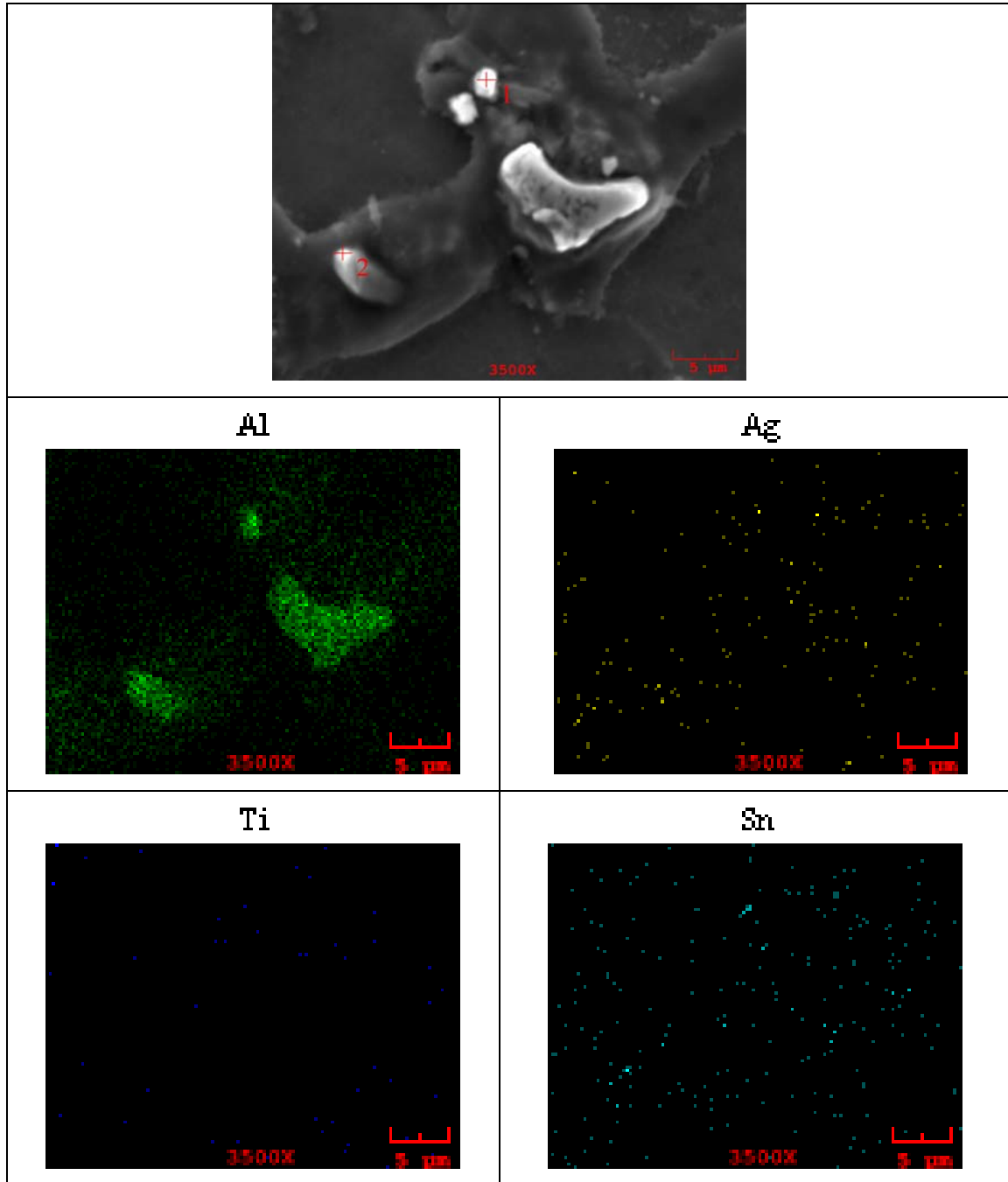


Şekil 5.7. (devam)

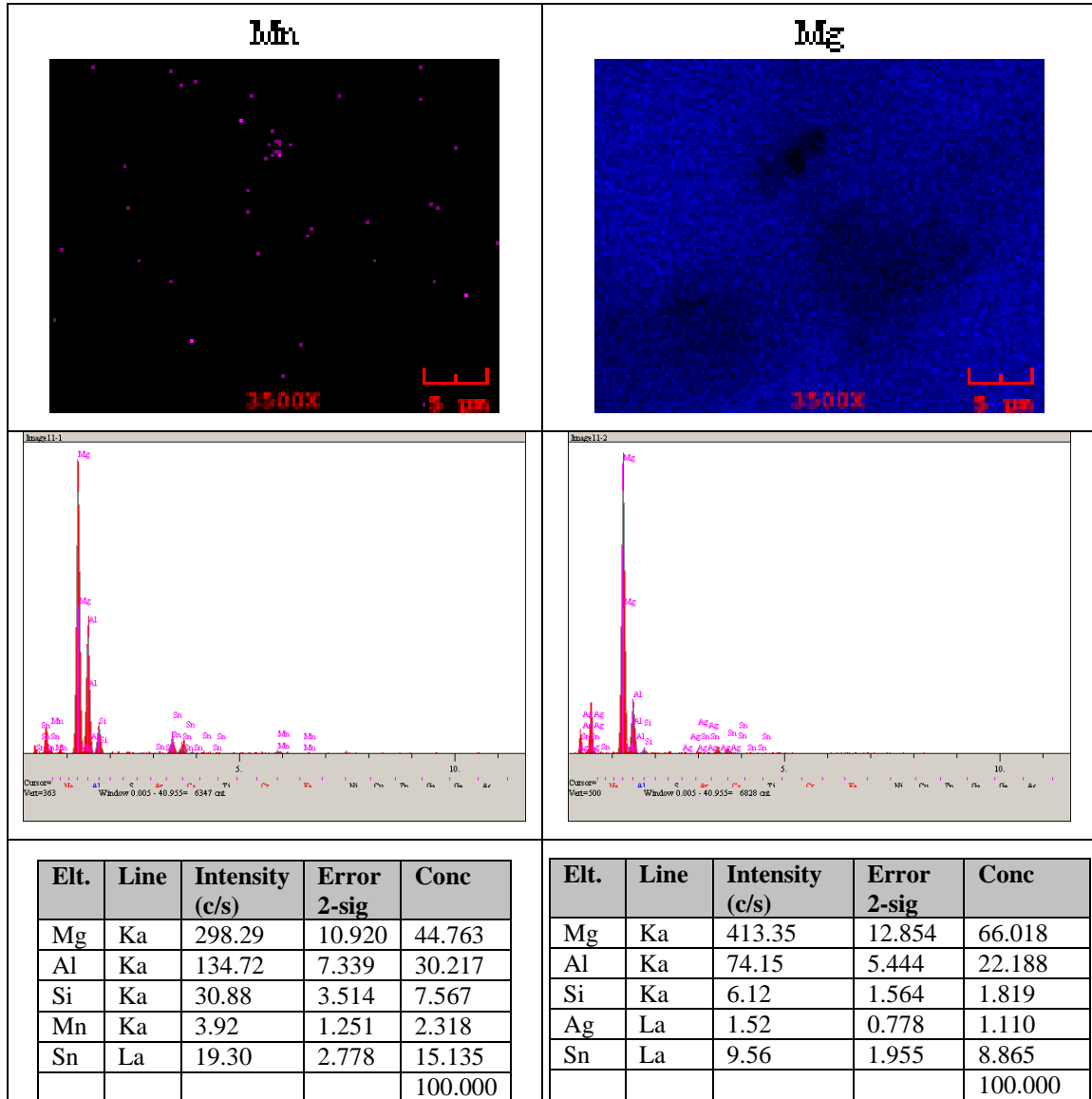


Şekil 5.8. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag alaşımının SEM mikroyapısı

Şekil 5.8 ve Şekil 5.9’ da sırasıyla 4 alaşımının SEM görüntüleri ve EDS analizleri görülmektedir. Şekil 5.8’ de görüldüğü gibi %0,2 gümüş alaşım elementinin ilavesi ile birlikte, kalay ilavesine benzer şekilde kısmen keskin köşeli, küçük ve adacıklar halinde yani süresiz $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalikleri oluşarak gevrek $Mg_{17}Al_{12}$ ağ yapısı bozulmuştur. Aynı zamanda Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımına kıyasla α -Mg taneleri bir miktar daha küçülmüştür. Şekil 5.9 incelendiğinde ise, Sn ve Ag elementleri ayrı bir faz gibi alüminyumca zengin faz içerisinde yer almaktadır. Bölüm 2’ deki Mg-Ag denge diyagramına göre gümüş elementi magnezyum içerisinde oda sıcaklığında ağırlıkça maksimum %0,7 oranında çözünmektedir. Fakat bizim master alaşımımızda ise sadece Mg olmayıp bunun yanında Al, Sn, Mn ve Ti da bulunmaktadır. EDS analizi ve haritalama sonrası görüntülerde Ag, α ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazının etrafında görülmekte ve dengesiz katılaşmadan kaynaklanan nedenlerle düşük oranlarda da olsa yapıda çözünemeyip, ϵ - $AgMg_3$ intermetalikleri şeklinde oluştuğu düşünülmektedir.



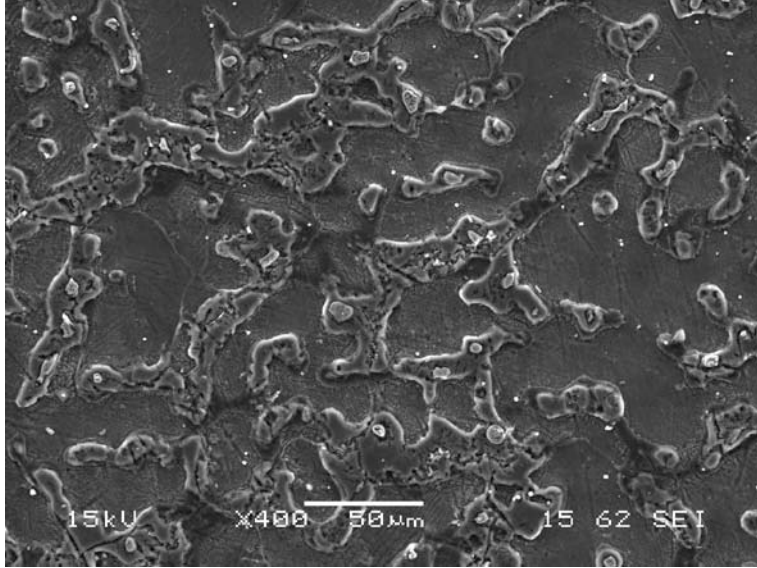
Şekil 5.9. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag alaşımının EDS analizi



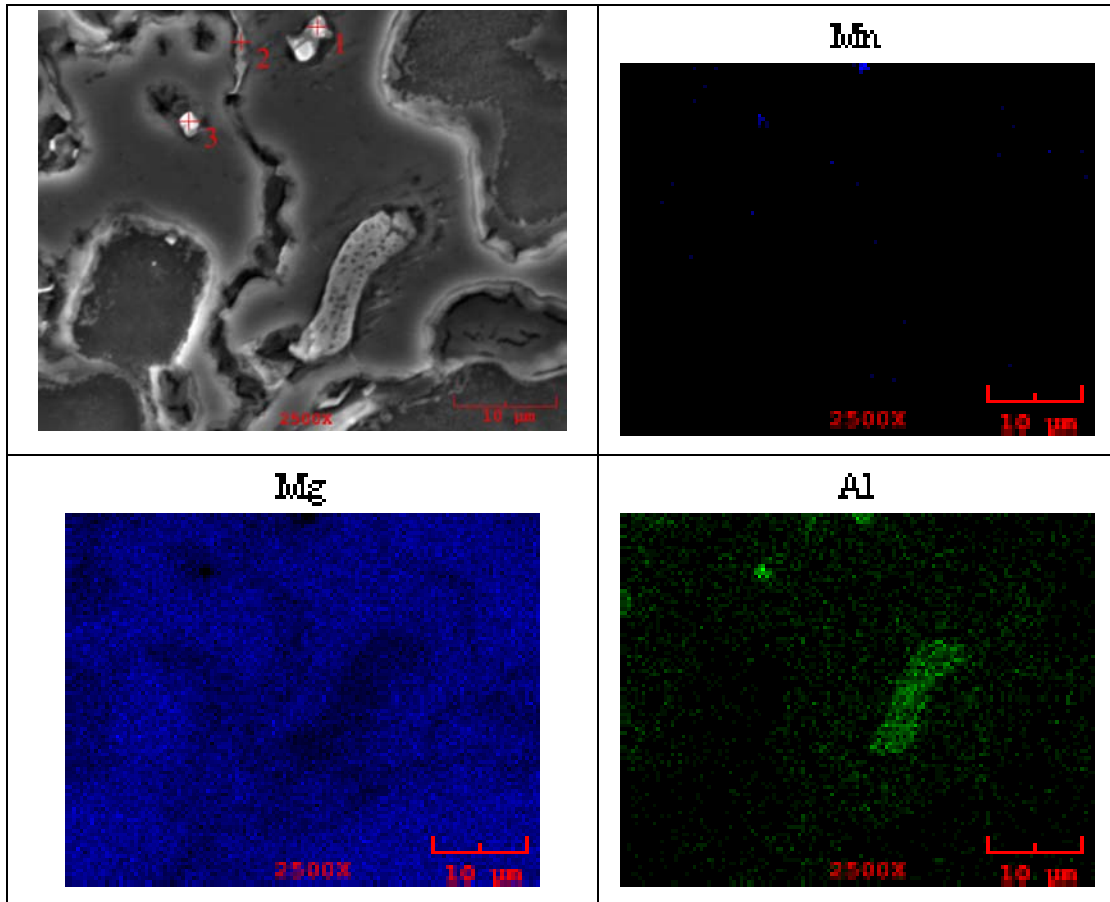
Şekil 5.9. (devam)

Şekil 5.10 ve Şekil 5.11’ de sırasıyla Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımının SEM görüntüleri ve EDS analizleri görülmektedir. Şekil 5.10’ dan görüldüğü gibi, %0,5 gümüş elementinin ilavesi ile birlikte, Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag alaşımının mikroyapısı düşünüldüğünde, α -Mg dendritlerinin az oranda da olsa küçüldüğü, keskin köşeli Mg₁₇Al₁₂ intermetaliklerinin dairesel bir görünüme büründüğü ve yine adacıklar halinde süreksiz olarak bulunduğu anlaşılmaktadır. Keskin köşeli yapının neden olduğu olumsuz etkilerin bu sayede ortadan kalkabileceği düşünülmektedir. Yapılan EDS analizleri sonuçları Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag alaşımında elde edilen sonuçlara paralel olarak elde edilmiştir. Fakat bu alaşımda gümüş içeriği daha

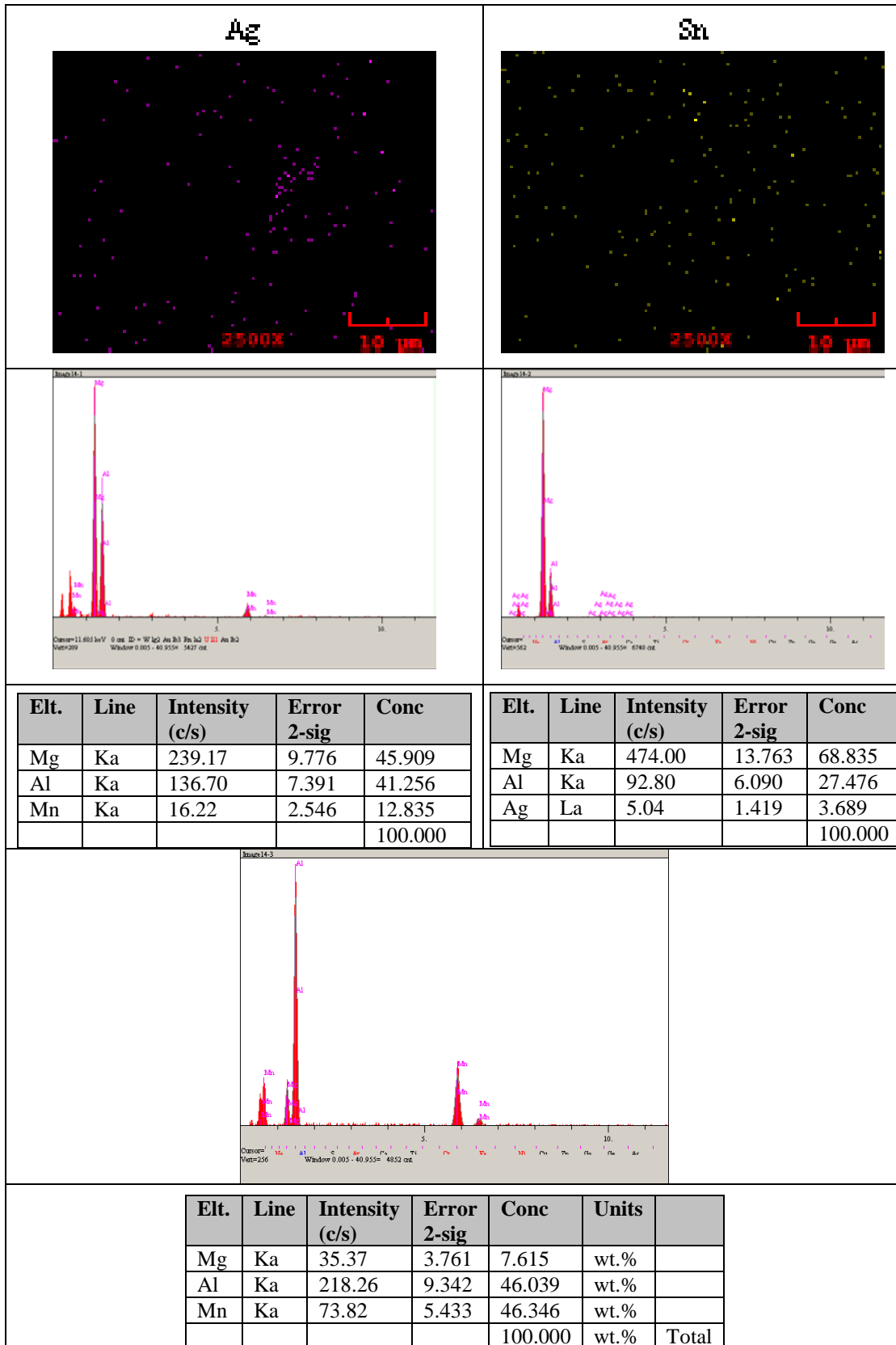
yüksek olduğundan dolayı oluşan intermetaliklerin oranının yüksek olduğu düşünülmektedir.



Şekil 5.10. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımının SEM mikroyapısı

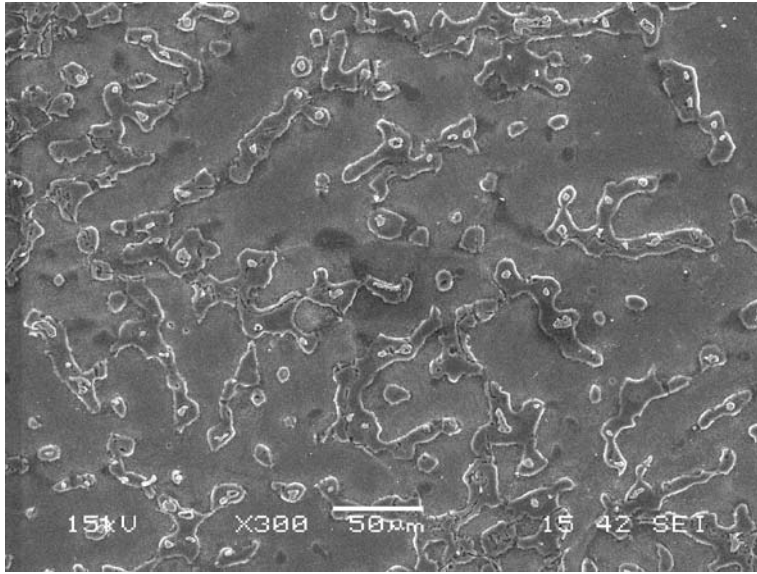


Şekil 5.11. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımının EDS analizi

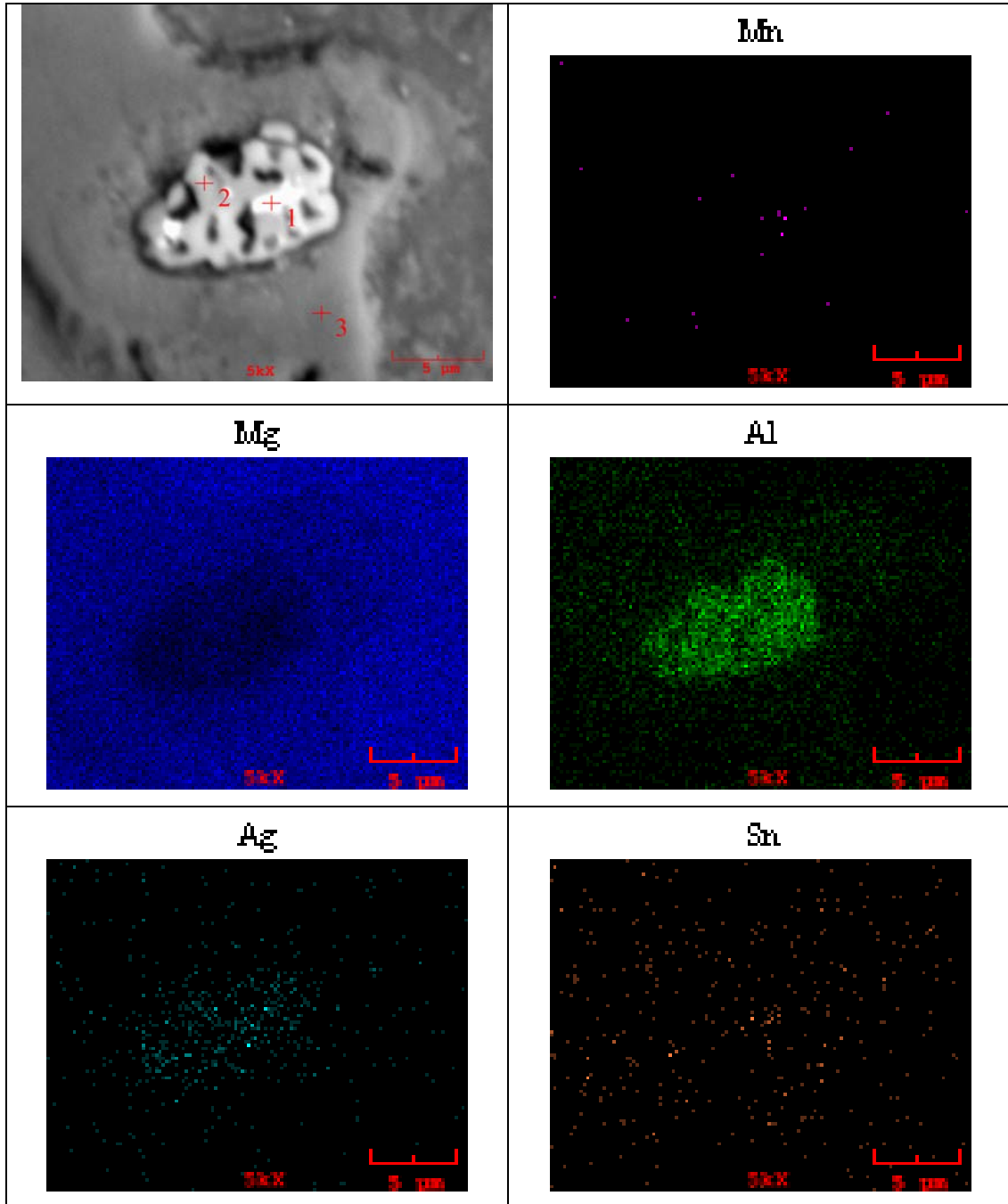


Şekil 5.11 (devam)

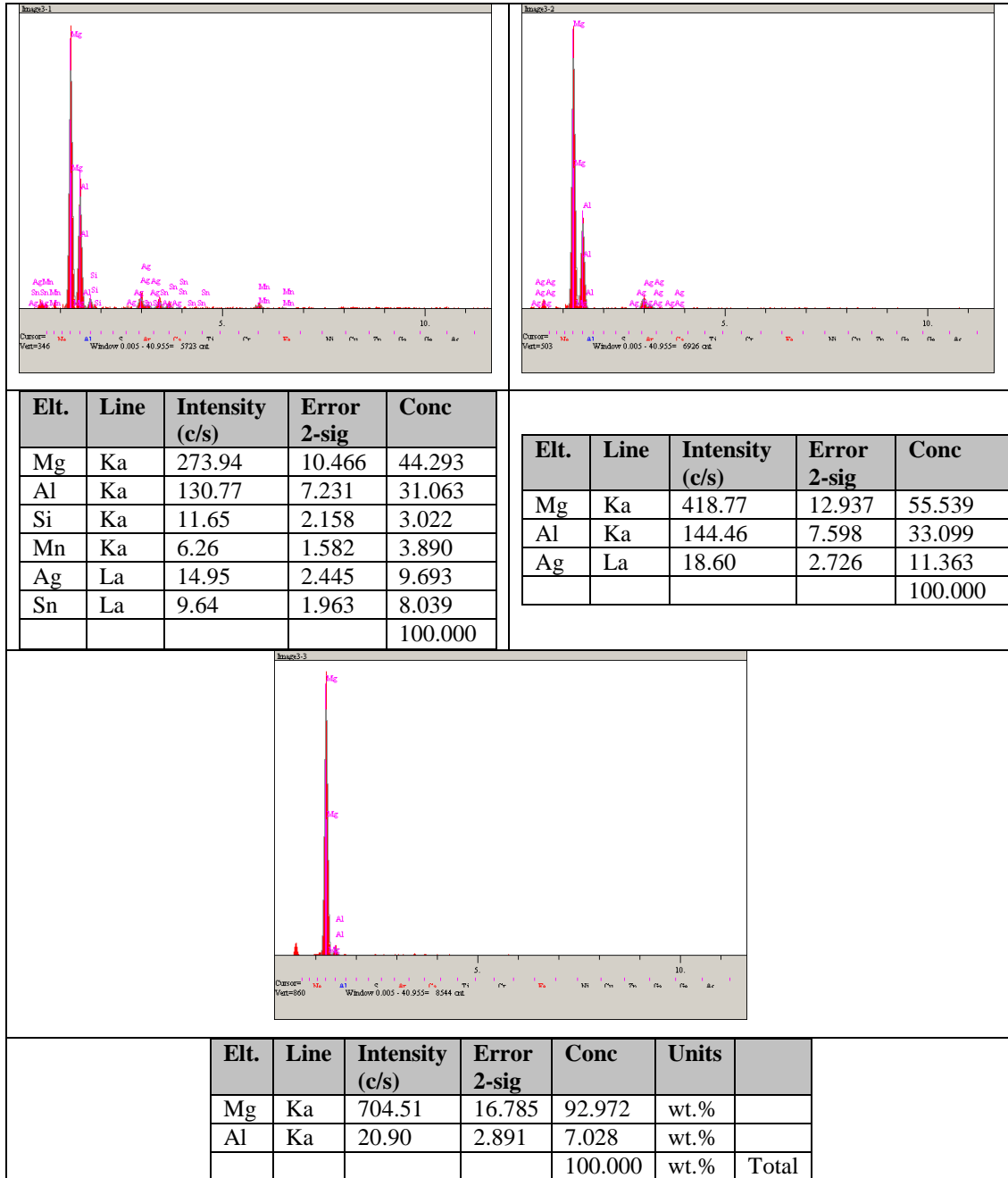
Şekil 5.12 ve Şekil 5.13’ de sırasıyla Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımının SEM görüntüleri ve EDS analizleri görülmektedir. Şekil 5.12’den, %1 gümüş elementinin ilavesi ile birlikte, α -Mg dendritlerinin Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımına göre daha da küçüldüğü, alüminyumca zengin fazın sürekli yapıdan süreksiz hale dönüştüğü ve $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin yüksek oranda dairesel görünüme sahip olacak şekilde daha küçük adacıklar biçiminde oluştukları gözlenmektedir. Şekil 5.12 ve 5.10 göz önüne alındığında, koyu gri renkteki bölge (-ötektik fazı) bölgeleri de birbirinden ayrılarak parçalanmasının nedeni olarak Ag alaşım elementinin miktarındaki artış olabileceği tahmin edilmektedir. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag ve Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımlarının EDS sonuçları ile Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımının EDS ve haritalama görüntüleri benzer olmakla birlikte, gümüş içeriğinin artmasından kaynaklı olarak, gümüş esaslı fazların $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin içerisinde de oluştuğu tespit edilmiştir.



Şekil 5.12. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımının SEM mikroyapısı



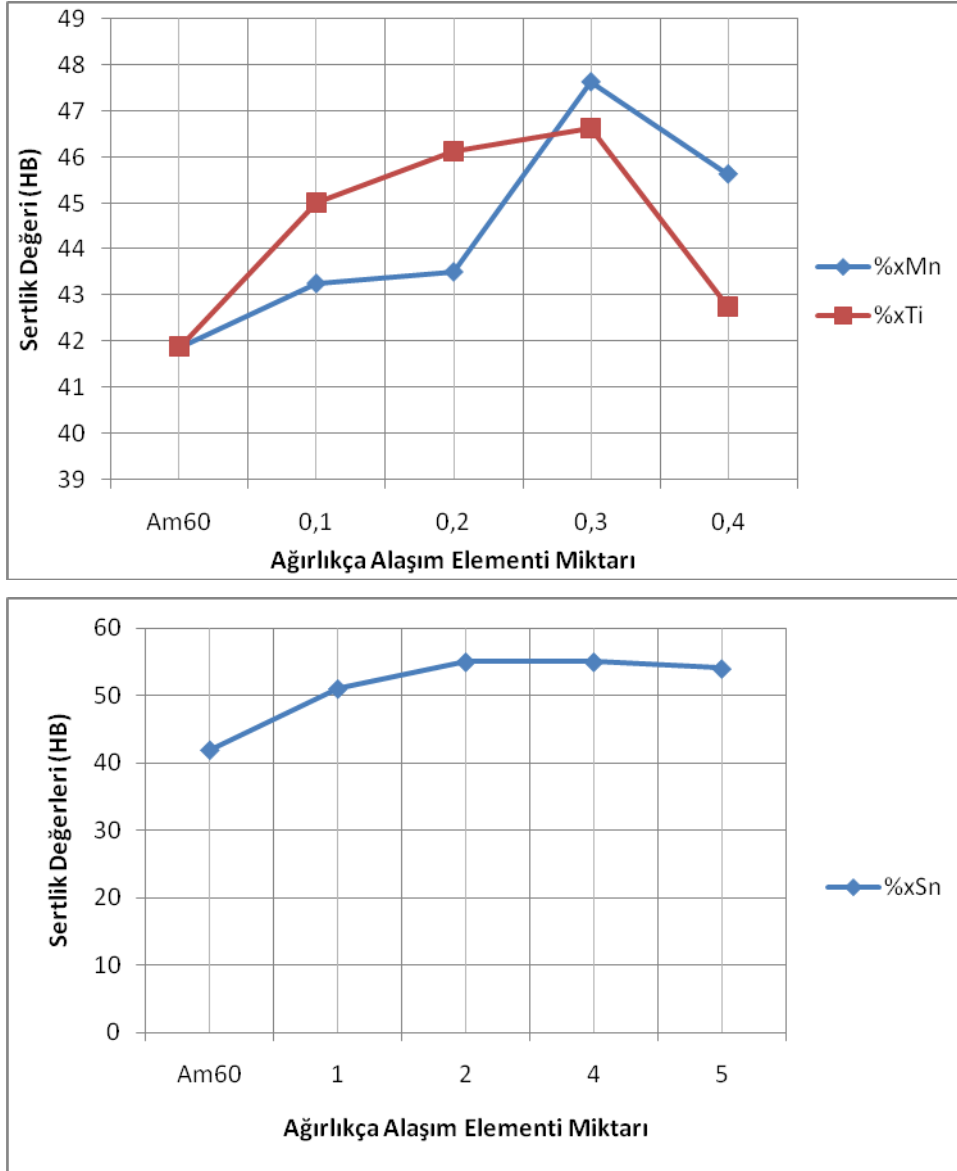
Şekil 5.13. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımının EDS analizi



Şekil 5.13. (devam)

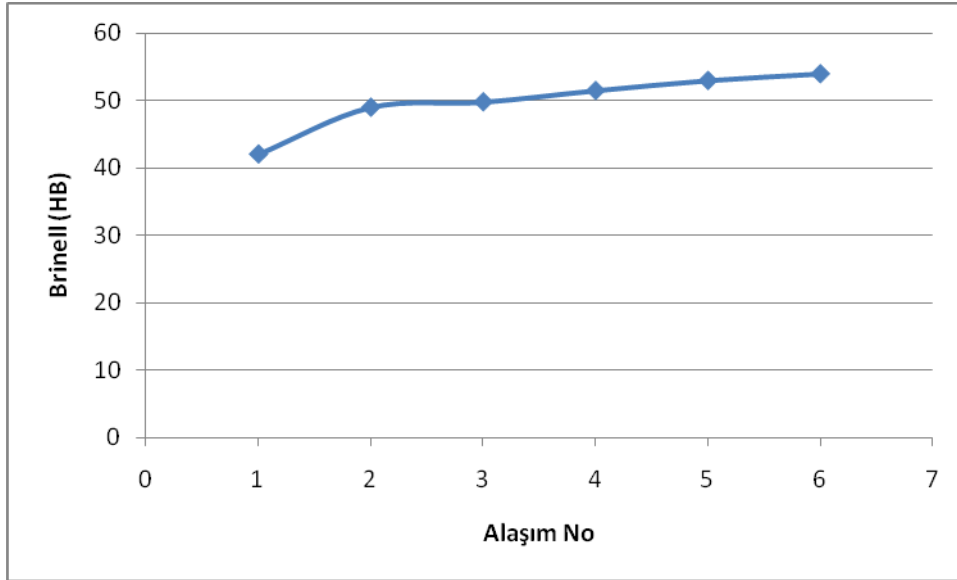
5.2. Üretilen Alaşımlarda Sertlik

Bölüm 4’ te bahsedildiği gibi Mg-6Al alaşımına ilave edilen Mn, Ti ve Sn alaşım elementleri daha ön çalışmalarda yaptığımız testlerde[29] Mg-6Al alaşımına değişik oranlarda ilave edilmiş ve ağırlıkça %0,3Mn, %0,3Ti ve %1Sn ilavelerinde yapılan mekanik deneylerde yüksek değerler elde edilmiştir. Şekil 5.14’ te bu ön çalışmalara ait sertlik değerlerinin değişim grafiği görülmektedir.



Şekil 5.14. Ön çalışmalarda üretilen alaşımların Brinel sertlik değerleri

Şekil 5.15' de ilave edilen alaşım elementi ilavesinin Mg-6Al alaşımının sertliğine etkisi görülmektedir. Şekil 5.15'den görüldüğü gibi Mg-6Al alaşımına sırasıyla ilave edilen Mn-Ti, Sn ve Ag elementleri sürekli olarak alaşımların sertliğini artırmıştır.



Şekil 5.15. Üretilen alaşımların Brinell sertlik değerleri

Şekil 5.15' ten görüldüğü gibi üretilen alaşımların döküm halindeki sertlikleri sırası ile 42, 49, 50, 52, 53 ve 54 Brinell olarak ölçülmüştür. AM60 alaşımının sertlik değeri literatürde 45 Brinell ölçülürken, Mg-6Al alaşımına ilave edilen titanyum ve mangan elementleri sayesinde sertlikte %16 artış sağlanarak Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının sertliği 49 Brinell' e yükseltilmiştir. Titanyum ve Mangan elementlerinin alüminyum alaşımları için tane inceltici etkiye sahip olduğu bilinmektedir[34]. Yapmış olduğumuz çalışmada Şekil 5.1 ve 5.4 optik görüntüleri yeniden gözden geçirildiğinde, Mg-6Al alaşımını için titanyum ve Mangan elementlerinin aynı etkiyi yaptığı görülmektedir. Yani, Mn ve Ti ilavesi ile α -Mg fazı küçülmüş, alüminyumca zengin faz daha kalınlaşmış ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazı sürekli bir görünümünden çıkıp daha küçük ve adacıklar halinde yapıda dağılım göstermişlerdir. $Mg_{17}Al_{12}$ fazının küçük ve adacıklar halinde dağılması ile bu fazın sert ve gevrek yapısı bütün matrise homojen dağılarak matrisin sertliğini artırmıştır. Sn alaşım elementinin ilavesi ötektik alanın artışına ve tanelerin incelmesine ve yine $Mg_{17}Al_{12}$ fazının küçük ve adacıklar Şeklinde oluşmasına neden olmuş ve bu sayede Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımında 50 Brinell sertlik değeri elde edilmiştir. Mg-Sn ikili denge diyagramına göre sıvı Mg-Sn alaşımının hızla soğuması ve çözünürlüğün keskin bir Şekilde azalması nedeniyle yapıda Mg_2Sn fazının oluşmasına neden olmaktadır. Mg_2Sn fazının sertliği ise yaklaşık 110 Hv olarak ölçülmüştür[35]. Bizim çalışmamızda da oluştuğu düŐünölen 110 Hv sertliğindeki

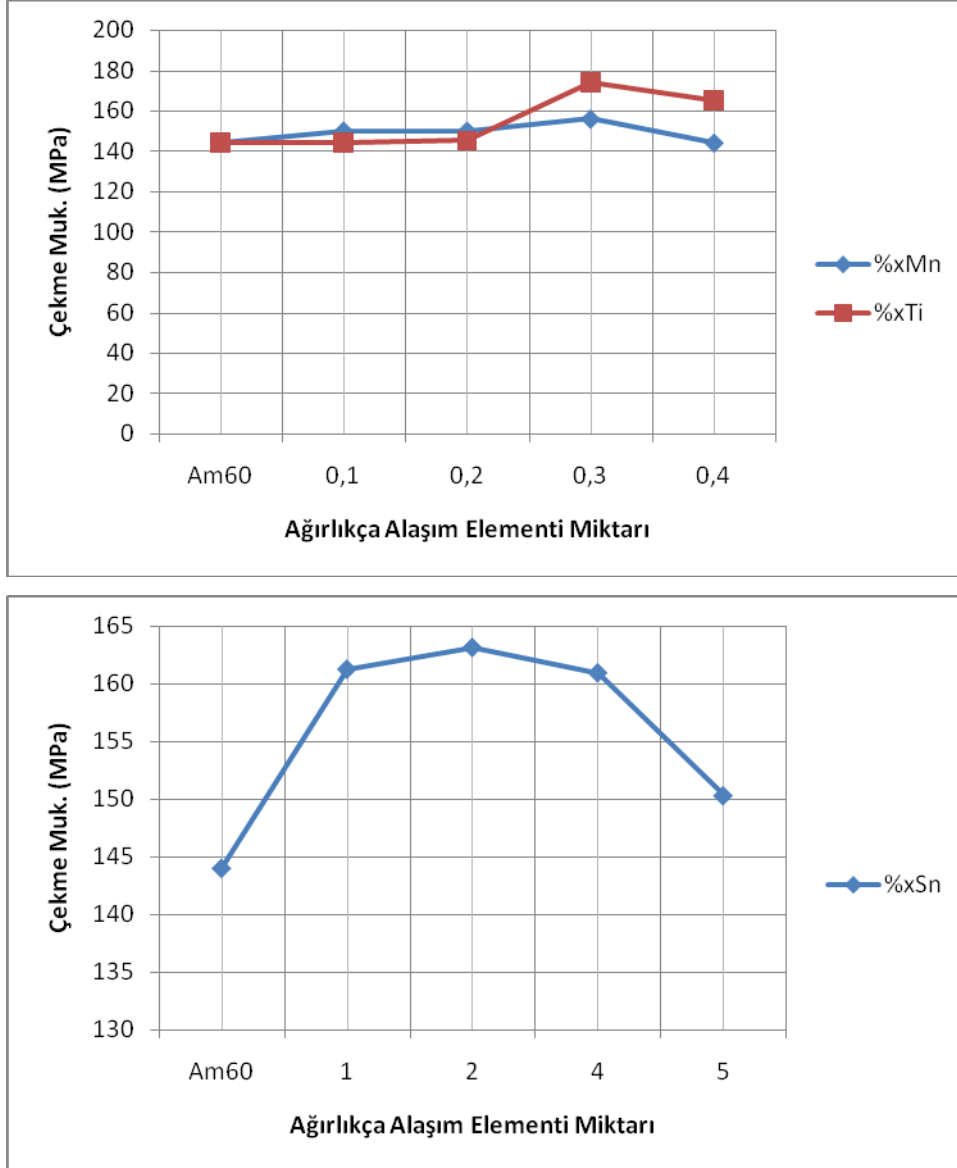
Mg₂Sn fazı ile alaşımın sertliğini arttırmış olduğu düşünülmektedir. Ayrıca mikroyapı görüntülerine yeniden baktığımızda, Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag, Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag ve Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımlarında artan gümüş elementleri nedeniyle, kalay ilavesindeki yapıya benzer şekilde süreksiz Mg₁₇Al₁₂ intermetalikleri oluşarak gevrek Mg₁₇Al₁₂ ağ yapısının bozulduğunu ve alüminyumca zengin bölgelerinin parçalanarak matriste dağılım gösterdiğini belirtmiştik. Mikroyapısal değişimlere ilave olarak yapıda muhtemelen bulunan AgMg₃ fazının da sertliğin artmasına katkı sağladığı düşünülmektedir. Sonuç olarak, alaşım elementlerinin ilaveleri ile, Mg-6Al alaşımının 42 Brinel olan sertliği Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımında %29 kadar artırılmıştır.

5.3. Üretilen Alaşımlarda Çekme Mukavemeti

Zhou'nun sıkıştırma basınçlı döküm yöntemi ile AM50 alaşımını üretmiş ve ısıtıl işlem uygulamadan yaptığı çekme deneyleri sonucu 186 MPa ve T6 ısıtıl işleminden sonra yaptığı çekme deneylerinde 203 MPa bulmuştur[9]. Fu ve arkadaşları düşük basınçlı döküm yöntemi ile yaptıkları çalışmada farklı basınç uygulama zamanları deneyerek AM50 alaşımının üretimini gerçekleştirmişlerdir. Elde ettikleri malzemelere uyguladıkları çekme testi sonucu AM50 alaşımının çekme mukavemetinin 153 MPa ile 192 MPa arasında değiştiğini görmüşlerdir[36]. Başka bir çalışmada, Wang ve arkadaşları AM60 alaşımı üzerine yaptıkları mekanik testler sonucu çekme mukavemetini 160 MPa civarında bulmuştur[37]. Yine başka bir çalışmada, Zhou ve arkadaşları AM50 alaşımını sıkıştırma döküm yöntemi ile üretmişler ve çekme testine tabi tutmuşlardır. Yapmış oldukları test sonucunda AM50 alaşımının çekme mukavemetini 173 MPa elde etmişlerdir[9]. Genel olarak yapılan çalışmalar sonucunda alaşım ilavesi olmadan AM60 alaşımlarının mukavemetinin 180-200 MPa arasında değiştiği bulunmuştur.

Bölüm 4' te bahsedildiği gibi Mg-6Al alaşımına ilave edilen Mn, Ti ve Sn alaşım elementleri daha ön çalışmalarda yaptığımız testlerde[29] Mg-6Al alaşımına değişik oranlarda ilave edilmiş ve ağırlıkça %0,3Mn, %0,3Ti ve %1Sn ilavelerinde yapılan

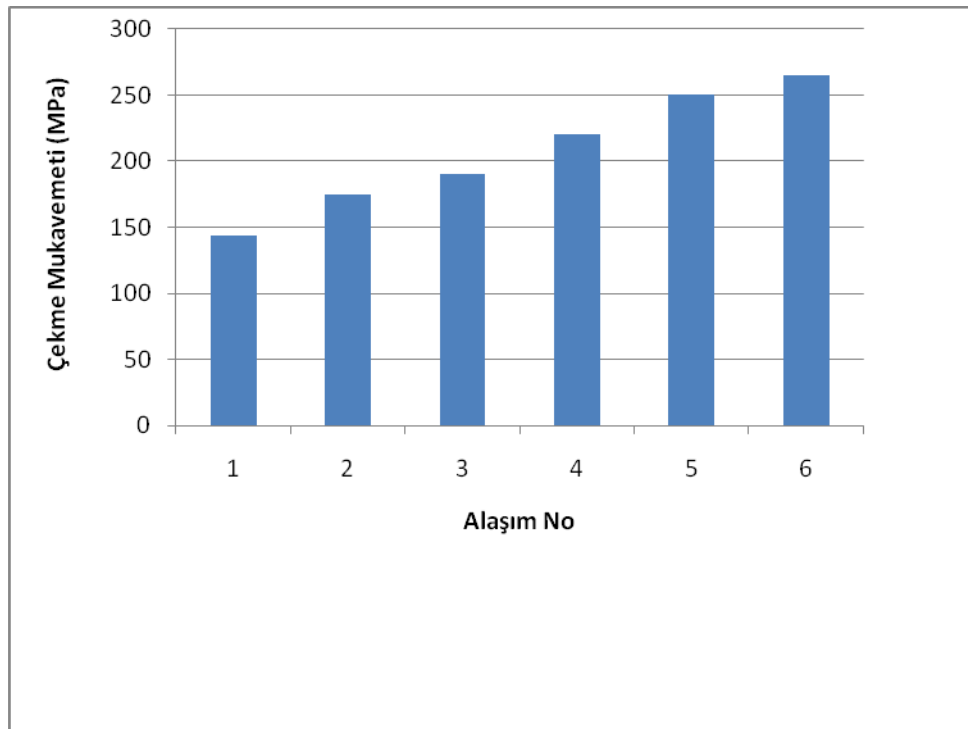
mekanik deneylerde yüksek değerler elde edilmiştir. Şekil 5.16’ da bu ön çalışmalara ait çekme mukavemeti değerlerinin değişim grafiği görülmektedir.



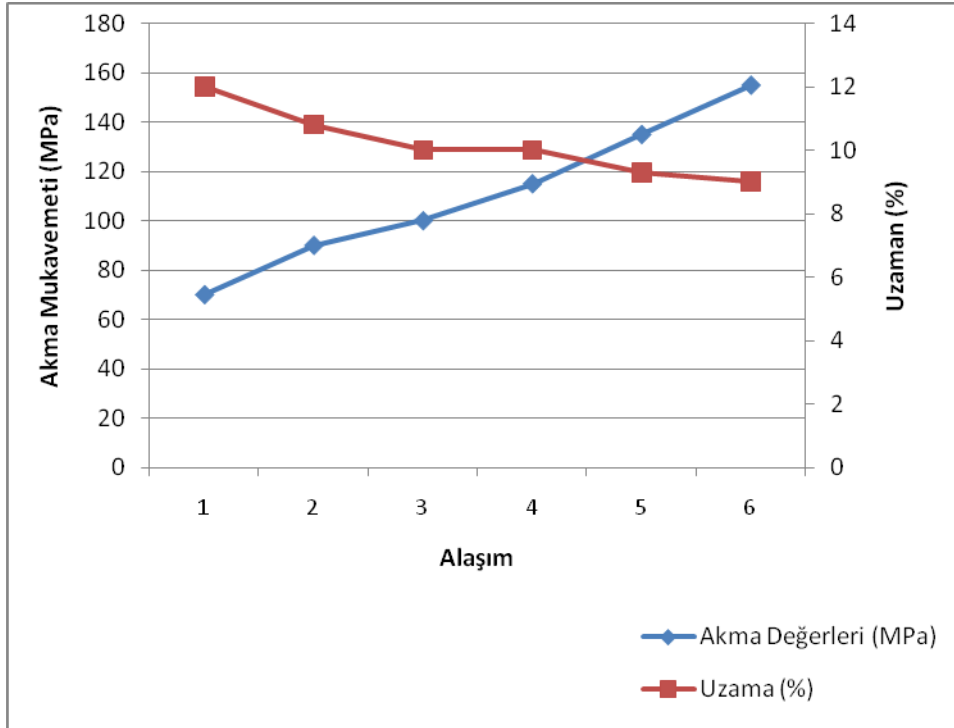
Şekil 5.16. Ön çalışmalarda Üretilen Alaşımların Çekme Mukavemeti Değerleri

Şekil 5.17’ da alaşım elementlerinin Mg-6Al alaşımının çekme mukavemetine etkisi görülmektedir. Yaptığımız çalışmada Mg-6Al alaşımının çekme mukavemeti 144 MPa olarak bulunmuştur. İlave edilen Mn ve Ti alaşım elementi ile elde edilen Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının sertliği 30 birim artarak 175 MPa’ a yükselmiş yani Mg-6Al alaşımına göre yaklaşık %21 artış göstermiştir. Titanyum ve Mangan elementlerinin alüminyum alaşımları için tane inceltici etkiye sahip olması, Mn ve Ti

ilavesi ile α -Mg fazı küçülmesi ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazı sürekli bir görünümünden çıkıp süreksiz bir yapıya geçmesi çekme mukavemetinin 30 birim artmasına neden olduğu düşünülmektedir. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımına ilave edilen ağırlıkça %1Sn alaşım elementi ise 15 birimlik bir artış daha sağlayarak Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımının çekme mukavemeti 190 Mpa' a yükseltmiştir. Yapıda oluşan Mg_2Sn fazının tane sınırlarında bulunarak dispersiyon sertleştirmesine benzer yöntemle çekme mukavemetinin artmasında büyük rol oynadığı ifade edilmektedir. Mg alaşımına ilave edilen Sn elementi, -magneyum dentrit kolları arasındaki mesafeyi azalttığı ve mukavemetteki artışın bu azalma ilgili olduğu belirtilmektedir[35]. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag ve Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımalarında ağırlıkça %0,2 ve %0,5 oranlarında Ag elementi ilavesiyle çekme mukavemetinde sırası ile %52 ve %72 artış sağlanarak, 220 ve 250 MPa çekme mukavemeti elde edilmiştir. Çekme mukavemetindeki artışa neden olarak, Sn ilavesi ile elde edilen avantajların yanında, Ag ilavesinin sebep olduğu α -Mg dendritlerinin daha da küçülmesi, keskin köşeli $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin dairesel bir görünüme büründüğü ve yine adacıklar halinde süreksiz olarak bulunması ve ϵ fazının varlığı gösterilmektedir.



Şekil 5.17. Alaşım elementlerinin Mg-6Al Alaşımının Çekme Mukavemetine etkisi

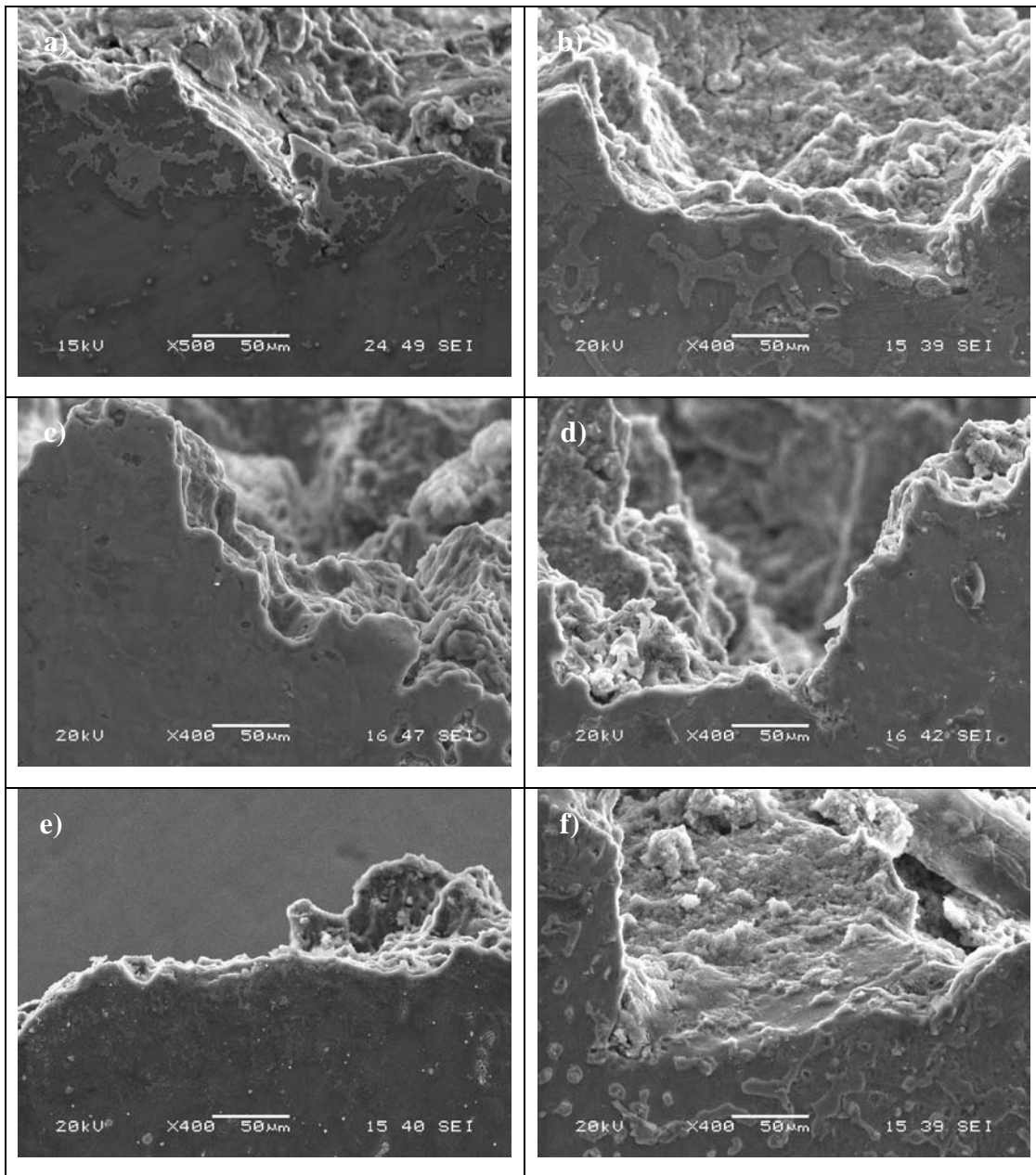


Şekil 5.18. Alaşımların Akma Mukavemetleri ve (%) Uzama Değerleri

Ağırlıkça %1 oranında ilave edilen gümüş elementinin ilavesi, α -Mg dendritlerinin Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımına göre daha da küçülmesini, alüminyumca zengin fazın sürekli yapıdan süreksiz hale dönüşmesini ve $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin yüksek oranda dairesel görünüme sahip olacak şekilde daha küçük adacıklar biçiminde oluşmasını sağlamış ve Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımının çekme mukavemetinde 15 birimlik artış sağlayarak 265 MPa olarak hesaplanmıştır. Sonuç olarak Mg-6Al alaşımının çekme mukavemetinde, alaşım elementleri takviyesi ile Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımına göre yaklaşık olarak %84 artış sağlanmıştır.

Şekil 5.19. üretilen malzemelerin çekme deneyi sonucu elde edilen kırılma yüzeylerinin yan kesitten görüntüsünü vermektedir. Mg-6Al alaşımında keskin köşeli ve sürekli bir faz şeklinde yapıda bulunan fazın Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımına doğru gidildiğinde kademeli olarak değiştiği ve, kesikli ve küçük dairesel adacıklar oluşturduğu görülmektedir. Mg-6Al alaşımında kırılmanın gevrek ve keskin köşeli β faz boyunca, fakat Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımında ise hem α fazlarının içinden hemde β faz sınırları boyunca olduğu

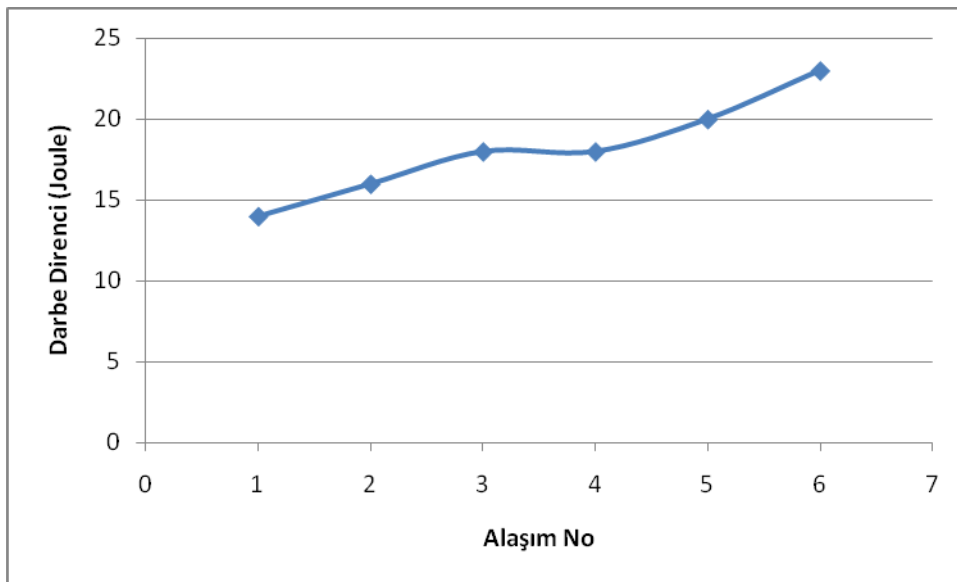
tespit edilmiştir. Mg-6Al alaşımında, uygulanan mukavemet sonucu malzeme içerisinde başlatılan kırılmalar veya çatlaklar β ve alüminyumca zengin fazların arayüzeyi boyunca kolayca ilerleyerek malzemenin erken ya da düşük yüklerde kopmasına neden olmaktadır. Fakat alaşım ilaveleri ile oluşturulan yapılarda ise mukavemet artışının, malzeme içerisinde oluşan çatlakların ilerleme esnasında, sanki seramiklerde mukavemet artırma mekanizmasına benzer şekilde, engel olarak düşünülen β fazlar ya da yapıda oluşan ilave fazlarla (ϵ , Mg_2Sn) karşılaşması sonucunda oluştuğu düşünülmektedir.



Şekil 5.19. Çekme testine tabi tutulmuş a) Mg-6Al b) Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti c) Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn d) Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag e) Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag f) Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımlarının optik mikroyapısı

5.4. Üretilen Alaşımlarda Darbe Direnci

Bu çalışmanın ana noktalarından bir tanesinde alaşım elementleri ile Mg-6Al alaşımının darbe direncini geliştirmektedir. Literatür çalışmasında bahsedildiği gibi Mg₁₇Al₁₂ intermetalığının ağ yapısı şeklinde alaşım içerisinde bulunması sünekliği düşürmekte ve aynı zamanda yapılan çalışmalar göstermiştir ki darbe direncini de olumsuz bir şekilde etkilemektedir[38].



Şekil 5.20. Mg-6Al Alaşımının alaşım elementi ilavesi ile darbe direnci değişim grafiği

Şekil 5.20' de üretilen alaşımların darbe direnci değişimi görülmektedir. Şekil 5.20' den görüldüğü gibi alaşım elementlerinin ilavesi sonucu darbe direnci artmıştır. Bu artışın temel sebebi metalografik çalışmada da bahsedildiği gibi gevrek yapıda olan Mg₁₇Al₁₂ intermetalığının tane sınırları boyunca ağ yapısının bozulmuş ve parçalı ötektik yapının oluşmuş olması ve bu sayede gevrekliğin azalması daha fazla enerji absorblamayı sağlamıştır. Ayrıca alaşım elementlerinin ilavesi ile gözlenen tane incelmeleri de bu artışta etkili olmuştur. Mg-6Al alaşımına Mn ve Ti elementleri

ilavesi ile darbe direnci 14 joule'den 16 joule'e yükselmiştir. Mn ve Ti ilavesi ile sağlanan tane küçülmesi, alaşımın tokluğunu artırmıştır. Aynı zamanda Mn ve Ti elementlerinin etkisi ile gevrek ve keskin köşeli $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalığının tane sınırları boyunca ağ yapısının sürekli halden süreksiz forma geçişi de tokluğun artışında etkili olduğu düşünülmektedir.

Metalografik çalışmada bahsedildiği gibi Sn alaşım elementinin ilavesi Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımında ötektik alanın artışına ve tanelerin incelmeye ve yine $Mg_{17}Al_{12}$ fazının küçük ve adacıklar şeklinde oluşmasına neden olmuştur. Öyleki, oluşan $Mg_{17}Al_{12}$ fazı Sn ilavesi ile daha da küçülmüştür. Meydana gelen bu değişim Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının daha fazla enerji absorblamasına yardımcı olmuştur. Sn ilavesi ile alaşımın darbe direnci 18 joule' e yükselmesinin bu etkiler sebebiyle olduğu düşünülmektedir. Sonuç olarak Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımında elde edilen tokluk değeri Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag alaşımında da değişmemiş ve 18 joule olarak hesaplanmıştır. Mikroyapı çalışmalarından hatırlanabileceği gibi, %0,2 gümüş alaşım elementinin ilavesi ile birlikte Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag numaralı alaşımında, kalay ilavesine benzer şekilde değişimler görülmüş ve alaşımın darbe direncinde değişiklik olmamıştır.

Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımında darbe direnci şekil 5.20' den görüldüğü gibi 20 joule hesaplanmıştır. %0,5 gümüş elementinin ilavesi ile birlikte elde edilen 2 birimlik artış, Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag ve Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımının mikroyapısı düşünüldüğünde, α - Mg dendritlerinin az oranda da olsa küçüldüğü, keskin köşeli $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin dairesel bir görünüme büründüğü ve yine adacıklar halinde süreksiz olarak bulunmasının etkisi olduğu düşünülmektedir.

%1 gümüş elementinin ilavesi ile birlikte, Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımında, α -Mg dendritlerinin Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag ve Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag nolu alaşıma göre daha da küçüldüğü, alüminyumca zengin fazın sürekli yapıdan süreksiz hale dönüştüğü ve $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin yüksek oranda dairesel görünüme geçmesi malzemenin tokluk

değerini yükseltebileceği ve darbe direncinin 20 joule' den 23 joule yükselmesinde büyük rol oynadığı düşünülmektedir. Mikroyapı çalışmalarından hatırlanacağı gibi, Mg-6Al alaşımında keskin köşeli ve sürekli bir faz şeklinde yapıda bulunan β fazının Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımına doğru gidildiğinde kademeli olarak değiştiği ve, kesikli ve küçük dairesel adacıklar oluşturduğu görülmektedir. Mg-6Al alaşımında, uygulanan darbe sonucu malzeme içerisinde başlayan kırılmalar veya çatlaklaş ve alüminyumca zengin fazların arayüzeyi boyunca kolayca ilerleyerek malzemenin düşük tokluğa sahip olmasına neden olabilmektedir. Fakat alaşım ilaveleri ile oluşturulan yapılarda ise tokluk artışının, malzeme içerisinde oluşan çatlakların ilerlemesine engel olarak düşünülen β fazları ya da yapıda oluşan ilave fazlarla (ϵ , Mg_2Sn) karşılaşması sonucunda oluştuğu düşünülmektedir.

BÖLÜM 6. SONUÇLAR

Bu çalışmada, düşük yoğunluğa sahip olması nedeniyle magnezyum esaslı alaşımların mukavemet/ağırlık özelliklerinin incelenmesi ve konvansiyonel alaşımlara göre kıyaslanması amaçlanmıştır. Bu nedenle, magnezyum-alüminyum esaslı çeşitli alaşımların üretimi ve üretilen alaşımların mikroyapı ve mekanik testleri çalışmanın ana başlıklarını oluşturmuştur. Üretilen alaşımlara sertlik, çekme, sertlik ve darbe gibi mekanik deneyler uygulanmıştır. Optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak mikroyapı çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Yapılan çalışmalar ışığında elde sonuçlar ve öneriler bu bölümde özetlenmektedir;

1. Yapılan çalışma sonucunda, Mg-6Al alaşımının SEM görüntüsü, alaşımın 3 farklı fazdan oluştuğunu ve EDS analizi ise, açık gri renkteki bölgenin magnezyumca zengin birincil α -Mg fazı, koyu gri bölgenin alüminyumca zengin β -ötektik fazı ve beyaz bölgenin de ötektik dönüşüm esnasında dentritler arasında oluşan birinçil β -Mg₁₇Al₁₂ intermetalik fazı olduğunu göstermektedir.

2. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının sıkıştırma döküm sonrası mikroyapısı incelendiğinde, Titanyum ve Mangan elementlerinin alüminyum alaşımları için tane inceltici etkiye sahip olduğu görülmüştür. Mn ve Ti ilavesi ile α -Mg fazı küçülmüş, alüminyumca zengin faz daha kalınlaşmış ve Mg₁₇Al₁₂ fazı sürekli bir görünümünden çıkıp daha küçük ve adacıklar halinde yapıda dağılım göstermişlerdir. Aynı zamanda, yapıda Mn ve Ti esaslı yapılar ayrı bir faz gibi yapıda bulunmaktadır. Sn alaşım elementinin ilavesi ötektik alanın artışına ve tanelerin incelmeye ve yine Mg₁₇Al₁₂ fazının daha küçük ve adacıklar şeklinde oluşmasına neden olmuştur. Oluşturduğu düşünülen Mg₂Sn fazının tane sınırlarında bulunarak dispersiyon sertleştirmesine benzer yöntemle mukavemetin artmasına neden olduğu düşünülmektedir. Sn yapısal aşırı soğumaya neden olarak, dendritlerin çekirdeklenmesini ve daha fazla

büyümesini engellemektedir. Bu nedenle Mg alaşımlarına Sn ilavesi ile tane büyümesinin engellendiği düşünülmektedir.

3. %0,2 gümüş alaşım elementinin ilavesi ile birlikte, kısmen keskin köşeli, küçük ve adacıklar halinde yani süreksiz $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalikleri oluşarak gevrek $Mg_{17}Al_{12}$ ağ yapısı bozulmuştur. Aynı zamanda Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımına kıyasla α -Mg taneleri bir miktar daha küçülmüştür. α ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazının etrafında görülmekte ve dengesiz katılaşmadan kaynaklanan nedenlerle düşük oranlarda da olsa yapıda çözünemeyip, ϵ - $AgMg_3$ intermetalikleri şeklinde oluştuğu düşünülmektedir.

4. %0,5 gümüş elementinin ilavesi ile birlikte, α -Mg dendritlerinin az oranda da olsa küçüldüğü, keskin köşeli $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin dairesel bir görünüme büründüğü ve yine adacıklar halinde süreksiz olarak bulunduğu anlaşılmaktadır. Keskin köşeli yapının neden olduğu olumsuz etkilerin bu sayede ortadan kalkabileceği düşünülmektedir.

5. %1 gümüş elementinin ilavesi ile birlikte, α -Mg dendritlerinin daha da küçüldüğü, alüminyumca zengin fazın sürekli yapıdan süreksiz hale dönüştüğü ve $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin yüksek oranda dairesel görünüme sahip olacak şekilde daha küçük adacıklar biçiminde oluştukları gözlenmektedir. Gümüş içeriğinin artmasından kaynaklı olarak, gümüş esaslı fazların $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin içerisinde de oluştuğu tespit edilmiştir.

6. Üretilen alaşımların döküm halindeki sertlikleri sırası ile 42, 49, 50, 52, 53 ve 54 Brinell olarak ölçülmüştür. Mg-%6Al alaşımına ilave edilen titanyum ve mangan elementleri sayesinde sertlikte %16 artış sağlanarak Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının sertliği 49 Brinelle yükseltilmiştir. Bunun artışın nedeni olarak, $Mg_{17}Al_{12}$ fazının küçük ve adacıklar halinde dağılması ile bu fazın sert ve gevrek yapısı bütün matrise homojen dağılarak matrisin sertliğini artırmıştır.

7. Sn alaşım elementinin ilavesi ötektik alanın artışına, tanelerin incelmesine ve yine $Mg_{17}Al_{12}$ fazının küçük ve adacıklar şeklinde oluşmasına neden olmuş ve bu sayede Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımında 50 Brinell sertlik değeri elde

edilmiştir. Bizim çalışmamızda da oluştuğu düşünülen 110 Hv sertliğindeki Mg_2Sn fazı ile alaşımın sertliğini arttırmış olduğu düşünülmektedir. Ayrıca, Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag, Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag ve Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımlarında artan gümüş elementleri nedeniyle, süreksiz $Mg_{17}Al_{12}$ intermetalikleri oluşarak gevrek $Mg_{17}Al_{12}$ ağ yapısının bozulduğunu ve alüminyumca zengin bölgelerinin parçalanarak matriste dağılım gösterdiğini belirtmiştik. Yapıda muhtemelen bulunan $AgMg_3$ fazının da sertliğin artmasına katkı sağladığı düşünülmektedir. Sonuç olarak, alaşım elementlerinin ilaveleri ile Mg-6Al alaşımının 42 Brinell olan sertliği Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımında %29 kadar artırılmıştır.

8. Yaptığımız çalışmada Mg-%6Al alaşımının çekme mukavemeti 144 MPa olarak bulunmuştur. İlave edilen Mn ve Ti alaşım elementi ile elde edilen Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımının sertliği 30 birim artarak 175 MPa' a yükselmiştir. Titanyum ve Mangan elementlerinin alüminyum alaşımları için tane inceltici etkiye sahip olması, Mn ve Ti ilavesi ile α -Mg fazı küçülmesi ve $Mg_{17}Al_{12}$ fazı sürekli bir görünümünden çıkıp süreksiz bir yapıya geçmesi çekme mukavemetinin artmasına neden olduğu düşünülmektedir.

9. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti alaşımına ilave edilen ağırlıkça %1Sn alaşım elementi ise 15 birimlik bir artış daha sağlayarak Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımının çekme mukavemeti 190 Mpa' a yükseltmiştir. Yapıda oluşan Mg_2Sn fazının tane sınırlarında bulunarak dispersiyon sertleştirmesine benzer yöntemle çekme mukavemetinin artmasında büyük rol oynadığı ve Mg alaşımına ilave edilen Sn elementi, α -magnezyum dentrit kolları arasındaki mesafeyi azalttığı ve mukavemetteki artışın bu azalma ilgili olduğu düşünülmektedir.

10. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag ve Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımlarında ağırlıkça %0,2 ve %0,5 oranlarında Ag elementi ilavesiyle çekme mukavemetinde sırası ile %52 ve %72 artış sağlanarak, 220 ve 250 MPa çekme mukavemeti elde edilmiştir. Ag ilavesinin sebebi olduğu α -Mg dendritlerinin daha da küçülmesi, keskin köşeli $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin dairesel bir görünüme büründüğü ve yine adacıklar halinde süreksiz olarak bulunması ve ϵ fazının varlığı gösterilmektedir.

11. Ağırlıkça %1 oranında ilave edilen gümüş elementinin ilavesi, -Mg dendritlerinin daha da küçülmesini, alüminyumca zengin fazın sürekli yapıdan süresiz hale dönüşmesini ve $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin yüksek oranda dairesel görünüme sahip olacak şekilde daha küçük adacıklar biçiminde oluşmasını sağlamış ve Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımının çekme mukavemetinde 15 birimlik artış sağlayarak 265 MPa olarak hesaplanmıştır. Sonuç olarak Mg-%6Al alaşımının çekme mukavemetinde, alaşım elementleri takviyesi ile Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımına göre yaklaşık olarak %84 artış sağlanmıştır.

12. Mg-%6Al alaşımında kırılmanın gevrek ve keskin köşeli fazı boyunca, fakat Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımında ise hem α fazlarının içinden hem de β fazları boyunca olduğu tespit edilmiştir. Alaşım ilaveleri ile oluşturulan yapılarda mukavemet artışının, malzeme içerisinde oluşan çatlakların ilerleme esnasında, engel olarak düşünülebilir fazlar ya da yapıda oluşan ilave fazlarla (ϵ , Mg_2Sn) karşılaşması sonucunda olduğu düşünülmektedir.

13. Mg-%6Al alaşımına Mn ve Ti elementleri ilavesi ile darbe direnci 14 joule' den 16 joule' e yükselmiştir. Mn ve Ti ilavesi ile sağlanan tane küçülmesi, alaşımın tokluğunu artırmıştır. Aynı zamanda Mn ve Ti elementlerinin etkisi ile gevrek ve keskin köşeli $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin tane sınırları boyunca ağ yapısının sürekli halden süresiz forma geçişi de tokluğun artışında etkili olduğu düşünülmektedir.

14. Sn alaşım elementinin ilavesi Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn alaşımında ötektik alanın artışına ve tanelerin incelmeye ve yine $Mg_{17}Al_{12}$ fazının küçük ve adacıklar şeklinde oluşmasına neden olmuştur. Meydana gelen bu değişim Sn ilavesi ile alaşımın darbe direncini 18 joule' e yükselmesini sağlamıştır. Elde edilen tokluk değeri Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,2Ag alaşımında da değişmemiş ve 18 joule olarak hesaplanmıştır. Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%0,5Ag alaşımında %0,5 gümüş elementinin ilavesi ile birlikte darbe direncinde 2 birimlik artış sağlanarak 20 joule hesaplanmıştır.

15. %1 gümüş elementinin ilavesi ile birlikte, Mg-%6Al-%0,3Mn-%0,3Ti-%1Sn-%1Ag alaşımında, $Mg_{17}Al_{12}$ intermetaliklerinin yüksek oranda dairesel görünüme geçmesi ve oluşan çatlakların ilerlemesine engel olarak düşünülmesi ya da yapıda oluşan ilave fazlarla (Mg_2Sn) karşılaşması malzemenin tokluk değerini yükseltebileceği ve darbe direncinin 20 joule' den 23 joule' e yükselmesinde büyük rol oynadığı düşünülmektedir.

KAYNAKLAR

- [1] KAİNER, K.U., 'Magnesium Alloys and Technology' 2003.
- [2] KİNG, J.F., in Proc. 4th international conference on Magnesium Alloys and Their Application, Wolfsburg, Germany,37., 1998,
- [3] ZHANG, Z., Ph.D. Thesis, University of Naval, Quebec, 2000.
- [4] PEKGÜLERYÜZ, M.O., KAYA, A.,A., Advanced Engineering Materials, 5, No 12, 866-878., 2003.
- [5] BASSANİ, P., GARİBOLDİ, E., TUISSİ, A., Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, Vol. 80, 739-747, 2005.
- [6] CHADHA, G., ALLİSON, J., E., Magnesium Technology, 181-186, 2004
- [7] ZHANG, Z., COUNTURE, A., in Proc. 4th international conference on Magnesium Alloys and Their Application, 1998.
- [8] <http://www.roskill.com/reports/magnesium>, 14.08.2009.
- [9] ZHOU, M., M.Sc. Thesis, University of Windsor, Ontario, 2004.
- [10] KLEİNER, S., BEFFORT, O., WAHLEN, A., Journal of Light Metals 2, 277-280, 2002
- [11] MASOUMİ, M., M.Sc. Thesis, University of Windsor, Ontario, 2003.
- [12] GAINES, L., CUENCA R., STODOLSKY F., WU S., Automotive Technology Development, 1996,
- [13] GHOMASHCHİ, M., R., VİKROV, A., Journal of Materials Processing Technology 101, 1-9, 2000.
- [14] CASHION, S.P., RICKETTS N.J., HAYES P.C., Journal of Light Metals 2, 37-42, 2002.
- [15] KIMURA, K., NISHII K., KAWARADA M., Fujitsu Science Technology, 38,102-111, 2002.

- [16] BARTOS, S., MARKS, J., KANTAMANENI, R., Lausch, C., Magnesium Technology, 23-29, 2003.
- [17] COULTES, B.J, WOOD J.T., WANG G., BERKMORTEL R., Magnesium Technology, 45-51, 2003.
- [18] CAO, P., QIAN, M. , STJOHN, D.H., Scripta Materialia 51 647-651, 2004.
- [19] AARSTAD, K. G., TRANELL, G. PETERSEN , T. A. Engh, Magnesium Technology, 2003 5-11.
- [20] RIDDLE,Y.,W., MAKHLOUF, M.,M., Magnesium Technology, 101-106, 2003
- [21] ASM Handbook, Vol.3, syf. 305
- [22] AVEDESĪAN M.M., BAKER H., 'Magnesium and Magnesium Alloys',1999.
- [23] <http://www.springerlink.com/content/v35432761292264m/fulltext.pdf?page=1> , 17.09.2009
- [24] BAKKE, P., PETERSEN, K., Magnesium Technology, 289-296, 2004
- [25] COHEN, S., DEHM, G., Magnesium Technology 301-305, 2004
- [26] ASM Handbook, Vol.3, syf. 1107.
- [27] HORT, N., KAINER,K., U., Advanced Engineering Materials, ,8,No 4, 235-240, 2006
- [28] DEMİRAY, Y., Yerli kaynaklardan rafine magnezyum metal ingot üretimi, Yüksek Lisans Tezi, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, 30-32, 2008.
- [29] KURNAZ, S.C, ÖZEL, A., ŞEVİK, H., YARKADAŞ, G., AYDAY, A., AÇIKGÖZ, Ş., Magnezyum Alaşımlarının Kontrollü Atmosferde Basınçlı Döküm Yöntemi ile Üretilmesi ve Alaşım Elementlerinin Özelliklere Etkisinin İncelenmesi, Tübitak Proje No: 106M122, 2009.
- [30] ST. JOHN, D.,H., DAHLE, A., K., Magnesium Technology 2003, 95-100, 2003.
- [31] MA, Y., ZHANG, J., YANG, M., Journal of Alloys and Compounds, 2008.
- [32] BARBAGALLO, S., LAUKLİ, H.,I., LOHNE, O., Journal of Alloys and Compounds, 378, 2004.
- [33] SİN, S., L., DUBE, D., TREMBLAY, R., Materials Characterization 58, 989-996, 2007.

- [34] BUHA, J., Journal of Materials Science, 1220-1227, 2008.
- [35] LIU, H., CHEN, Y., TANG, Y., WEI, S. NIU, G., Journal of Alloys and Compounds 440, 122-126, 2007
- [36] FU, P., LUO, A.A., JIANG, H., PENG, L. Journal of Materials Processing Technology, 2008.
- [37] WANG, L.G., ZHANG B.,F., Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 551-555 , 2006
- [38] SCHWAM, D., WALLACE, J., F., ZHU, Y., Case western Reserve University, Final report, 2000.

ÖZGEÇMİŞ

Şehzat AÇIKGÖZ, 05.04.1984 yılında Mersin' in Silifke ilçesinde doğdu. İlköğrenimini Özel Mersin Toros Okulları ve Mersin Pozcu İlköğretim Okulu'nda ve lise tahsilini İçel Anadolu Lisesi'nde tamamladı.

Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği'nde almış olduğu lisans eğitimi ardından 2007 yılında yine Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği'nde başlamış olduğu yüksek lisans öğrenimine devam etmektedir.