

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

**AT 33 MAGNEZYUM ALAŞIMINA Ti VE Nd ELEMENTLERİ  
İLAVESİNİN ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Sinem SEVEN**

**İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı**

**NİSAN 2023**



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

**AT 33 MAGNEZYUM ALAŞIMINA Ti VE Nd ELEMENTLERİ  
İLAVESİNİN ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Sinem SEVEN**

**İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı: Prof. Dr. Süleyman Can KURNAZ**

**NİSAN 2023**







## **ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ**

Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Lisansüstü Eğitim-Öğretim Yönetmeliğine ve Yükseköğretim Kurumları Bilimsel Araştırma ve Yayın Etiği Yönergesine uygun olarak hazırlamış olduğum “AT 33 MAGNEZYUM ALAŞIMINA Ti VE Nd ELEMENTLERİ İLAVESİNİN ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ” başlıklı tezin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu; çalışmamın tüm aşamalarında yukarıda belirtilen yönetmelik ve yönergeye uygun davrandığımı, tezin içerdiği yenilik ve sonuçları başka bir yerden almadığımı, tezde kullandığım eserleri usulüne göre kaynak olarak gösterdiğimi, bu tezi başka bir bilim kuruluna akademik amaç ve unvan almak amacıyla vermediğimi ve 20.04.2016 tarihli Resmi Gazete’de yayımlanan Lisansüstü Eğitim ve Öğretim Yönetmeliğinin 9/2 ve 22/2 maddeleri gereğince Sakarya Üniversitesi’nin abonesi olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Enstitü tarafından belirlenmiş ölçütlere uygun rapor alındığını, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun ortaya çıkması halinde doğabilecek her türlü hukuki sorumluluğu kabul ettiğimi beyan ederim.

(...../...../20.....).

Sinem SEVEN





*Eşime ve aileme*



## **TEŞEKKÜR**

Tezimin hazırlanması sırasında bilgisinden ve tecrübelerinden faydalandığım, bana her türlü imkânı sağlayan değerli danışmanım Sayın Prof. Dr. Süleyman Can KURNAZ'a teşekkür ve saygılarımı sunarım.

Hayatım boyunca benden maddi ve manevi desteklerini esirgemeyen, her zaman yanımda olduğunu hissettiğim en değerlilerim olan eşim Sezgin SEVEN'e, babam Ferhat HARMANCI'ya, annem Ayşe HARMANCI'ya ve abim Sinan HARMANCI'ya tüm kalbimle teşekkür ederim.

Sinem SEVEN



## İÇİNDEKİLER

### Sayfa

ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ .....	v
TEŞEKKÜR .....	ix
İÇİNDEKİLER .....	xi
KISALTMALAR .....	xiii
SİMGELER .....	xv
TABLO LİSTESİ .....	xvii
ŞEKİL LİSTESİ .....	xix
ÖZET .....	xxi
SUMMARY .....	xxiii
<b>1. GİRİŞ .....</b>	<b>1</b>
<b>2. MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI .....</b>	<b>3</b>
2.1. Magnezyum .....	3
2.2. Magnezyum Alaşımları ve Standartlarla Tanımlanması .....	5
2.3. Magnezyum Alaşımlarının Kullanım Alanları .....	7
2.4. Alaşım Elementlerinin Magnezyum Alaşımlarına Etkileri .....	8
2.4.1. Alüminyum .....	9
2.4.2. Kalay .....	10
2.4.3. Titanyum .....	10
2.4.4. Neodyum .....	11
2.4.5. Diğer alaşım elementlerinin etkisi .....	12
2.5. Magnezyum-Alüminyum Alaşımları .....	13
2.5.1. Magnezyum-alüminyum-silisyum alaşımları .....	13
2.5.2. Magnezyum-alüminyum-toprak elementi alaşımları .....	15
2.5.3. Magnezyum-alüminyum-çinko alaşımları .....	16
2.5.4. Magnezyum-kalay-alüminyum alaşımları .....	17
<b>3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM YÖNTEMLERİ .....</b>	<b>19</b>
3.1. Kum Kalıba Döküm Yöntemi .....	19
3.2. Kokil Kalıba Döküm Yöntemi .....	20
3.3. Basınçlı Döküm .....	21
3.4. Yarı-katı Döküm .....	21
<b>4. ISIL İŞLEM .....</b>	<b>23</b>
4.1. Homojenleştirme .....	23
4.2. Çökelme Sertleşmesi .....	24
4.2.1. Çözeltiye alma .....	25
4.2.2. Ani Soğutma .....	26
4.2.3. Yaşlandırma .....	26
4.3. Mg Alaşımlarının Isıl İşlemi .....	27
<b>5. MATERYAL VE YÖNTEM .....</b>	<b>29</b>
5.1. Çalışma Programı .....	29
5.2. Alaşımların Hazırlanması-Döküm .....	29
5.3. Isıl İşlem Uygulaması .....	31

5.4. Metalografik İncelemeler .....	31
5.5. Çekme Deneyi .....	31
<b>6. DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRİLMESİ .....</b>	<b>33</b>
6.1. Mikroyapı İncelemesi .....	33
6.1.1. Isıl işlem öncesi mikroyapı ve EDS analizi .....	33
6.1.2. Isıl işlem sonrası mikroyapı ve EDS analizi .....	37
6.2. Çekme Deney Sonuçları .....	44
6.2.1. Isıl işlem öncesi çekme deneyi sonuçları .....	44
6.2.2. Isıl işlem sonrası çekme deneyi sonuçları .....	45
<b>7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....</b>	<b>49</b>
7.1. Genel Sonuçlar .....	49
7.2. Öneriler.....	50
<b>KAYNAKLAR.....</b>	<b>53</b>
<b>ÖZGEÇMİŞ.....</b>	<b>63</b>

## **KISALTMALAR**

<b>ASTM</b>	: Amerikan Test ve Materyaller
<b>AT 33</b>	: Magnezyum-3-Kalay-3-Alüminyum
<b>EDM</b>	: Elektro Erozyon
<b>EDS</b>	: Enerji Dispersiv Spektrum
<b>HCP</b>	: Hegzagonal Sıkı Paket
<b>HPDC</b>	: Yüksek Basınçlı Döküm
<b>SEM</b>	: Taramalı Elektron Mikroskobu
<b>SSP</b>	: Kararlı Hal Polimerizasyonu





## SİMGELER

<b>Al</b>	: Alüminyum
<b>°C</b>	: Sıcaklık
<b>CO<sub>2</sub></b>	: Karbondioksit
<b>mm</b>	: Numune boyutu
<b>MPa</b>	: Çekme mukavemeti
<b>Mg</b>	: Magnezyum
<b>Nd</b>	: Neodyum
<b>Sn</b>	: Kalay
<b><math>\rho</math></b>	: Yoğunluk [g/cm <sup>3</sup> ]
<b>E</b>	: Elastisite Modülü



## TABLO LİSTESİ

### Sayfa

<b>Tablo 2.1.</b> Yerkabuğunda bulunan önemli metallerin oranı.....	3
<b>Tablo 2.2.</b> Mg'nin fiziksel ve kimyasal özellikleri. ....	5
<b>Tablo 2.3.</b> Yaygın kullanılan alaşım elementleri ve kısaltmaları.....	7
<b>Tablo 2.4.</b> Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünebilirlikleri. ....	9
<b>Tablo 2.5.</b> WE43, WE54 ve AZ91'in oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri.....	15
<b>Tablo 5.1.</b> Üretilen alaşımların % ağırlıkça kimsayal bileşimleri. ....	29
<b>Tablo 6.1.</b> Isıl işlem öncesi alaşımların mekanik özellikleri. ....	45
<b>Tablo 6.2.</b> Isıl işlem sonrası alaşımların mekanik özellikleri.....	46



## ŞEKİL LİSTESİ

### Sayfa

Şekil 2.1. Magnezyum alaşımları otomobil parçaları. ....	7
Şekil 2.2. Mg-Al ikili faz diyagramı. ....	9
Şekil 2.3. Mg-Sn ikili faz diyagramı. ....	10
Şekil 2.4. Mg-Ti ikili faz diyagramı. ....	11
Şekil 2.5. Mg-Nd ikili faz diyagramı. ....	11
Şekil 2.6. Mg-Al-Si üçlü faz diyagramı. ....	14
Şekil 2.7. Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı. ....	16
Şekil 2.8. Mg-Sn-Al üçlü faz diyagramı. ....	18
Şekil 5.1. Hazırlanan alaşımların ergitilmesi. ....	30
Şekil 5.2. Kokil kalıba döküm. ....	30
Şekil 5.3. Döküm sonrası elde edilen numuneler. ....	30
Şekil 5.4. Çekme deneyi numunesi. ....	32
Şekil 6.1. Isıl işlem uygulanmamış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7. ....	34
Şekil 6.2. Isıl işlem öncesi alaşımların SEM mikroyapısı ve EDS analizi görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Al <sub>3</sub> Ti parçacıkları, c) Alaşım 5, d) Alaşım 6, ve e) Alaşım 7. ....	36
Şekil 6.3. T6 ısıl işlemi 100 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7. ....	38
Şekil 6.4. T6 ısıl işlemi 300 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7. ....	39
Şekil 6.5. T6 ısıl işlemi 100 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri ve EDS analizleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7. ....	41
Şekil 6.6. T6 ısıl işlemi 300 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri ve EDS analizleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7. ....	43
Şekil 6.7. Alaşımlara göre çekme mukavemeti ve uzama değişimi. ....	45
Şekil 6.8. T6 ısıl işlemlili ve 100 saat yaşlandırma süreli alaşımlara göre çekme mukavemeti ve uzama değişimi. ....	46
Şekil 6.9. T6 ısıl işlemlili ve 300 saat yaşlandırma süreli alaşımlara göre çekme mukavemeti ve uzama değişimi. ....	47



## AT 33 MAGNEZYUM ALAŞIMINA Ti VE Nd ELEMENTLERİ İLAVESİNİN ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

### ÖZET

Yüksek özgül mukavemeti ve hafiflik özelliklerinden dolayı magnezyum alaşımları, başta savunma sanayi ve taşımacılık sektörü olmak üzere otomotiv, bilgisayar, havacılık gibi birçok sektörde tercih edilmektedir. Magnezyumun iyi dökülebilirliği, yüksek sönümlenmesi, iyi işlenebilmesi, yüksek ısı iletkenliği gibi bütün bu özellikleri magnezyumu kullanıma uygun bir metal yapmaktadır. Fakat magnezyum, alaşımsız olarak düşük mukavemet ve kırılma tokluğu değerlerine sahip olmasından dolayı genellikle alaşımlandırılarak kullanılmaktadır.

Bu çalışmada AT 33 Magnezyum Alüminyum ve Kalay alaşımına Titanyum (Ti) ve Nadir Toprak Elementi Neodyumun (Nd) ilave edilerek alaşımın mikroyapısındaki ve mekanik özelliklerindeki değişimin incelenmesi amaçlanmıştır. Alaşımların üretiminde Mg (99,85), Al (%99,90), Sn (%99,90), Al-6Ti ve Mg-20Nd malzemeleri kullanılarak kokil döküm yöntemi ile üretimler gerçekleştirilmiştir. Döküm işlemi sırasında koruyucu gaz olarak CO<sub>2</sub> +%2SF<sub>6</sub> kullanılmıştır. AT 33 alaşımına ayrı ayrı ağırlıkça %0,05-0,1-0,2 oranlarında titanyum ve neodyum elementi ilaveleri yapılmış ve üretilen tüm alaşımlar üzerinde mikroyapı ve çekme testleri uygulanmıştır. Elde edilen her bir alaşım için çekme testleri uygulanmıştır. Yapılan deneyler sonucu alaşımların mikroyapısal özellikleri, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve optik mikroskobu kullanılarak incelenmiş ve sonuçları yorumlanmıştır.

Yapılan çalışma sonucunda, Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alaşımının mikroyapısı; alaşımın α-Mg dendritlerinden, ötektik ağdan ve Mg<sub>2</sub>Sn intermetalik fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir. Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alaşımının tane boyutu analizi ile α-Mg dendritlerin ortalama tane boyutu 50-80 µm olarak hesaplanmıştır. Titanyum ilavesinin AT 33 alaşımı mikroyapısını modifiye ettiği, α-Mg dendritlerinin boyutlarında azalmalara neden olduğu ve çekme mukavemeti değerlerini artırdığı tespit edilmiştir. Bununla birlikte, Neodyum ilavesi ile de AT 33 alaşımında mikroyapının incelenmesi ile birlikte yapıda intermetalikler oluşturarak çekme mukavemetinde artışlar neden olduğu bulunmuştur.

Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alaşımının çekme mukavemeti değeri 150 MPa olarak bulunmuştur. Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alaşımına ağırlıkça %0,1'e kadar titanyum ve neodyum ilavesinin, alaşımın çekme mukavemeti değerlerini artırmıştır. Çekme deneyi sonucu kırılma yüzeyleri incelendiğinde, Ti ve Nd katkısının Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alaşımının gevrek kırılmadan yarı sünek- gevrek kırılma davranışına uğradığı görülmüştür. Ayrıca yapılan çekme testleri sonucunda Ti ve Nd ilavesinin Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alaşımının % uzama değerlerinin arttığı tespit edilmiştir.

Yapısal bileşenlerin hafif olması, maliyetleri düşürmek, çevresel etkiyi ve enerji tüketimini azaltmak için oldukça önemlidir. Bunu başarmak için çelik gibi malzemelerin alüminyum veya magnezyum gibi daha az yoğunluğa sahip malzemelerle değiştirilerek yapısal bileşenleri hafifletmek en popüler yöntemlerden birisidir. Bununla birlikte, bu gibi daha hafif malzemelerin her zaman yapısal

uygulamalarda mukavemet gereksinimlerini karşılayamaz ve bu nedenle mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi gerekmektedir. Bu nedenle mekanik özellikleri iyileştirmek için daha fazla malzeme geliştirmeye ihtiyaç duyulmaktadır. Ayrıca bu tez, kokil kalıba döküm yöntemi ile üretilen magnezyum alaşımlarının çökeltme sertleşmesi, ısıtım işlem öncesi ve sonrası alaşımların mikroyapısı ve mekanik özelliklerinin incelenmesini içerir. Üretilen alaşımlardan bir kısmı oda sıcaklığında diğerk kısmı ise çökeltme sertleşmesi işlemi uygulanarak çekme testine tabi tutulmuştur. Daha yüksek mukavemet ve deformasyon kabiliyetine sahip Mg alaşımları üreterek alaşımların mekanik özellikleri, mikroyapısı ve ısıtım işlem çerçevesinde karakterizasyon işlemi yapılmıştır.



## INVESTIGATION OF THE EFFECT OF ADDITION OF Ti AND Nd ELEMENTS TO AT 33 MAGNESIUM ALLOY ON PROPERTIES

### SUMMARY

Due to their high specific strength and lightness properties, magnesium alloys are preferred in many sectors such as automotive, computer and aviation, especially in the defense industry and transportation sector. All these properties of magnesium such as good castability, high damping, good machinability and high thermal conductivity make magnesium a suitable metal for use. However, since magnesium has low strength and fracture toughness values as unalloyed, it is generally used by alloying.

In this study, it was aimed to investigate the change in the microstructure and mechanical properties of the alloy by adding Titanium (Ti) and Rare Earth Element Neodymium (Nd) to the AT 33 Magnesium Aluminum and Tin alloy. In the production of alloys, Mg (99.85), Al (99.90%), Sn (99.90%), Al-6Ti and Mg-20Nd materials were used in the production by permanent casting method. CO<sub>2</sub>+%2SF<sub>6</sub> was used as shielding gas during the casting process. Titanium and neodymium elements were added separately at the rate of 0.05-0.1-0.2% by weight to the AT 33 alloy, and microstructure and tensile tests were applied on all alloys produced. Tensile tests were applied for each alloy obtained. As a result of the experiments, the microstructural properties of the alloys were examined using scanning electron microscope (SEM) and optical microscope and the results were interpreted.

As a result of the study, the microstructure of Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alloy; It was determined that the alloy consists of  $\alpha$ -Mg dendrites, eutectic network and Mg<sub>2</sub>Sn intermetallic phases. The average grain size of  $\alpha$ -Mg dendrites was calculated as 50-80  $\mu$ m by grain size analysis of Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alloy. It was determined that the addition of titanium modified the microstructure of the AT 33 alloy, caused a decrease in the size of the  $\alpha$ -Mg dendrites and increased the tensile strength values. However, with the addition of Neodymium, it was found that the AT 33 alloy caused an increase in tensile strength by forming intermetallics in the structure with the thinning of the microstructure.

The tensile strength value of Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alloy was found to be 150 MPa. The addition of titanium and neodymium up to 0.1% by weight to the Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alloy increased the tensile strength values of the alloy. When the fracture surfaces were examined as a result of the tensile test, it was observed that the Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alloy of Ti and Nd additives underwent semi-ductile-brittle fracture behavior without brittle fracture. In addition, as a result of the tensile tests, it was determined that the % elongation values of Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alloy increased with the addition of Ti and Nd.

For the heat treatment of 7 tensile samples taken from Mg alloys produced by the gravity casting method, the samples were first placed in a stainless-steel box. The stainless-steel box is filled with graphite powder to prevent the samples from oxidizing. After placing the tensile samples in the furnace in this way, the samples were kept in the single-phase zone at 430°C for approximately 24 hours. Then, all the phases ( $\alpha$  and  $\beta$ ) in the alloy were dissolved and instant cooling was applied to the

samples one by one in order to prevent the formation of precipitates from the solid solution obtained as a single phase ( $\alpha$ ). Then, the samples were kept in an oven at 175°C for approximately 100 and 300 hours. Then, the samples were taken and aging was carried out by cooling them at room temperature (air).

When we examine the microstructures of the alloys after heat treatment, it seems that they are quite different from the microstructures before the heat treatment. After heat treatment, the grains in the microstructures are separated from each other. Although the strength of the alloys whose microstructure was changed with the applied heat treatment did not change much, the amount of deformation increased. As a result, a more spherical microstructure was obtained after heat treatment.

The lightness of structural components is very important to reduce costs, reduce environmental impact and energy consumption. To achieve this, one of the most popular methods is to lighten structural components by replacing materials such as steel with less dense materials such as aluminum or magnesium. However, such lighter materials cannot always meet the strength requirements in structural applications and therefore their mechanical properties need to be improved. Therefore, further material development is needed to improve mechanical properties.

In addition, this thesis includes the precipitation hardening of magnesium alloys produced by the permanent mold casting method, the microstructure and mechanical properties of the alloys before and after heat treatment. Some of the alloys produced were subjected to tensile testing at room temperature, while the other part was subjected to precipitation hardening. By producing Mg alloys with higher strength and deformation ability, the characterization process was carried out within the framework of the mechanical properties, microstructure and heat treatment of the alloys.

Non-ferrous alloys of titanium, aluminum and magnesium have wide applications in technological fields. Due to their unique properties, they are considered the most suitable alternatives to steel in structural applications. Among them, magnesium and its alloys constitute the lightest structural metals. With the development of technology, the use of Mg alloys in structural and biomedical applications is increasing day by day. In the formation of alloys, the compatibility of Mg with its alloys in other engineering materials was investigated.

Classification of Mg alloys according to machining techniques can be categorized as cast magnesium alloys, wrought magnesium alloys for engineering applications. Magnesium alloys produced by mold and other casting techniques are casting alloys. In the recent past, cast alloys have been used for commercial and industrial applications. Although high pressure permanent mold casting is popular, sand or permanent mold casting methods are also used in the production of some Mg parts. With the sand-casting method, parts weighing up to 1.5 tons can be produced. Here, the cost of production is low, but since Mg has low density, its nutritious and runner design requires significant expertise. In permanent mold casting, it enables more solid parts to be produced because it provides fast solidification.

In the past years, magnesium alloys have been used as a building material, especially in warplanes. In the following periods, Mg alloys were replaced by aluminum alloys due to reasons such as the amount of ore and production cost. However, recently, the use of Mg alloys has been brought to the agenda again due to increasing CO<sub>2</sub> emissions and decreasing energy efficiency, lightness and special strength. Mg alloys, which are mainly used in automotive industry and aviation applications, are indispensable in our daily lives, even in the cases of devices such as mobile phones and laptops.

The aim of this thesis is primarily to produce AT-33 Mg alloys containing Ti and Nd by casting method. The produced alloys were then heat treated to produce materials that can be easily formed, have higher strength and better corrosion resistance and wear behavior compared to the AT-33 Mg alloy.

It aims to better understand the effect of alloying elements on the deformation behavior of Mg alloys. Four representative alloying elements were selected from among the various elements used in Mg alloys; The most commonly used alloying elements in Mg alloys are Al and Sn, Ti, which is added to Mg alloys and acts as a grain refiner, albeit slightly, and Nd, one of the rare earth elements used in many Mg alloys. Binary alloys containing these elements were cast in similar grain sizes and subjected to various thermomechanical processes. Deformation behaviors were analyzed by in situ SEM and EDS. The aim of this thesis is to produce magnesium alloys with higher strength and deformation ability by characterizing alloys within the framework of mechanical properties, microstructure and heat treatments.



## 1. GİRİŞ

Günümüzde dünya genelinde artan karbondioksit (sera gazı emisyonu) seviyeleri ve sıcaklığın artmasından kaynaklı küresel ısınma gibi dünyamız kritik bir sorunla karşı karşıya kalmaktadır (Hwang, 2017; Prasad ve ark., 2021) Küresel ısınma, özellikle ulaştırma sektöründe enerjiden kaynaklı CO<sub>2</sub> emisyonlarda birinci sırada yer alırken enerji tüketiminde ise ikinci sırada yer almaktadır. Başta otomobil olmak üzere ulaşım sektöründe aşırı fosil yakıt tüketiminden kaynaklı sera gazı emisyonları artmaktadır. Bu tür sorunların en etkili çözümü ise enerji verimliliğinin iyileştirilmesidir (Hwang, 2017). Enerji verimliliği açısından otomobil kütlelerinin azaltılması fosil yakıt tüketimini azaltacaktır (Prasad ve ark., 2021).

Bir otomobil tasarımında ve üretiminde kullanılacak olan malzemenin seçimi oldukça önemli bir faktördür. Bu nedenle magnezyum alaşımları, muadillerine göre (yüksek mukavemetli çelik ve alüminyum alaşımlarına kıyasla) en hafif olanıdır. Magnezyum; otomotiv sektörü, havacılık ve uzay endüstrisi, tıp alanı gibi çeşitli mühendislik uygulamalarında kullanılan hafif malzemelerden birisidir (M. Liu ve ark., 2018). Uzun zamandır otomotiv endüstrisinde kullanılmakta olan magnezyum bileşenlerinin %90'ı direksiyon simidi, direksiyon kolunu parçaları, koltuklar, vites kutuları vb. döküm yöntemi ile üretilmiş ürünlerdir (Farzadfar ve ark., 2012; M. Liu ve ark., 2018). Bu hafif malzemelerin otomotiv sektöründe kullanılması, otomobillerin verimini artırmakta ve aynı zamanda yakıt tüketiminin azalmasından kaynaklı karbondioksit emisyonlarını azaltmaktadır (Kainer ve Buch, 2003).

Magnezyum, yaklaşık 1.738 g/cm<sup>3</sup> yoğunluğa sahip olmakla birlikte diğer tüm yapısal metallerin en hafifidir (Hakamada ve ark., 2007). Magnezyumun sahip olduğu en önemli özelliklerden biri de mükemmel dökülebilirliğidir (Avedesian ve Baker, 1999). Ayrıca yüksek sönümlenme, iyi işlenebilirlik, yüksek ısıl iletkenlik gibi özelliklere de sahiptir (Friedrich ve Schumann, 2001; Froes ve ark., 1998; Furuya ve ark., 2000) Bu özellikleri sayesinde magnezyum, otomobil ve havacılık endüstrilerindeki bileşenler için ağırlığın önemli olduğu uygulamalarda mükemmel bir aday olmaktadır (Casadei ve Broda, 2007; Ribeiro ve ark., 2007). Bütün bu özellikler magnezyumu kullanıma

uygun bir metal yapmaktadır. Ancak magnezyum alaşımsız olarak düşük mukavemet ve tokluk değerlerine sahip olmasından kaynaklı genellikle alaşımlandırılarak kullanılmaktadır (Friedrich ve Schumann, 2001; Froes ve ark., 1998; Furuya ve ark., 2000).

Magnezyum alaşımının özgül ağırlığı, çelik alaşımlarının dörtte biri ve alüminyum alaşımlarının üçte ikisi kadar olmakla birlikte, bu da hafif bir malzeme olan magnezyumun büyük bir ilgi görmesine yol açmaktadır (Hwang, 2017). Birçok sektörde olduğu gibi otomotiv sektöründe de otomobil ağırlıklarının azaltılması için kullanılabilecek çeşitli farklı teknikler bulunmaktadır. Bu teknikler içerisinde en belirgin yaklaşım ise daha yüksek yoğunluklu malzemelerin daha düşük yoğunluklu malzemelerle değiştirilmesidir (Klarner, 2018). Otomobilin büyük bir çoğunluğunu oluşturan tüm çelik ve alüminyum parçalarının yerine magnezyum alaşımlarından üretilen parçalar kullanıldığında otomobil ağırlığında önemli miktarda bir azalma sağlanacaktır (Hwang, 2017). Günümüzde hafif ve yakıt tasarruflu araçlara yönelik taleplerin artması sonucu tüm yapısal metaller arasında en düşük yoğunluğa sahip, önemli miktarda ağırlık tasarrufu sağlayabilen ve bu nedenle zararlı CO<sub>2</sub> emisyonlarını azaltabilen magnezyumun, otomotiv sektöründe kullanımı giderek artmaktadır (Huang ve ark., 2011). Örnek olarak, bir binek otomobilin ağırlığı yaklaşık %10 oranında azaltılırsa, araç tasarımında herhangi bir büyük değişiklik yapılmadan %20 ila %30 arasında yakıt tasarrufuna ve %6 ila %8 arasında CO<sub>2</sub> emisyonunda bir azalmaya yol açabileceği tahmin edilmektedir (Huang ve ark., 2011; Hwang, 2017; M. Liu ve ark., 2018).

## 2. MAGNEZYUM VE MAGNEZYUM ALAŞIMLARI

### 2.1. Magnezyum

1808'de Sir Humphrey Davy, magnezyum oksidin yeni tanınan bir metalin oksidi olduğunu tespit etmiştir. Magnezyum metali ilk olarak 1828'de metalik magnezyum elde etmek için magnezyum klorürü metalik potasyumla birleştiren Fransız bilim adamı Antoine Alexander Bussy tarafından izole edilmiştir. Klorürden elektrolitik indirgeme yoluyla ilk magnezyum üretimi, 1833'te Michael Faraday tarafından gerçekleştirildi (Avedesian ve Baker, 1999). Mg alaşımlarının ilk uygulama örnekleri ise 20 kg Mg içeren Volkswagen Beetle ve 19.000 lb Mg parça içeren B-36 bombardıman uçağıdır. Hafif bir metal olan magnezyum günümüzde çeşitli mühendislik uygulamalarında kullanılmaktadır (Prasad ve ark., 2021).

Magnezyum (Mg), bileşiminin yaklaşık %2,7'sini oluşturan yerkabuğunda en bol bulunan altıncı elementtir. Magnezyum bazlı malzemeler, alüminyum, titanyum ve demirden sırasıyla yaklaşık %33, %61 ve %77 daha düşük yoğunluklu, yaklaşık 1.738 g/cm<sup>3</sup> yoğunluğa ve yüksek özgül mukavemete (yaklaşık 130 kNm/kg) sahip en hafif yapısal malzeme oldukları için ağırlığa duyarlı uygulamalarda Mg alaşımları oldukça tercih edilmektedir (M. Gupta ve Sharon, 2011; King, 2007; Mordike ve Ebert, 2001). Magnezyum tüm yapısal metallerin en hafifi ve bu nedenle, çok çeşitli uygulamalarda başarılı kullanım alanı bulan ticari alaşımların temelini oluşturur (Avedesian ve Baker, 1999). Tablo 2.1'de yerkabuğunda bulunan önemli metallerin oranlarına yer verilmiştir.

**Tablo 2.1.** Yerkabuğunda bulunan önemli metallerin oranı (Kainer ve Buch, 2003).

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 doğada metalik formda bulunmamasına rağmen, magnezyum bileşikleri dünya çapında bulunur ve çoğu ülkede ticari miktarlarda magnezyum cevheri bulunmaktadır. Magnezyum doğada element formunda bulunmaz, sadece magnezyum bileşikleri şeklinde doğada bulunur. MgCO<sub>3</sub> (manyezit), KCl•MgCl<sub>2</sub>•6H<sub>2</sub>O (karnallit)

ve  $MgCO_3 \cdot CaCO_3$  (dolomit) en yaygın bileşiklerdir. Bununla birlikte, ana magnezyum kaynağı okyanus suyudur. Magnezyum dünya okyanuslarının %0,13'ünü oluşturur; bu nedenle, deniz suyu neredeyse tükenmez bir metal kaynağı sağlamaktadır (Shigley, 1951).

Çelik ve alüminyumdan sonra yapı elemanı olarak magnezyum üçüncü sırada yer almaktadır. Magnezyum, tüm mühendislik malzemeleri arasında en aktif olanıdır (G. Song ve Atrens, 2003; G. L. Song ve Atrens, 1999). Magnezyumun kullanımı, özellikle in vivo ve agresif kimyasal ortamlar gibi sulu çözeltilere maruz kalmanın olduğu uygulamalarda, paslanma kabiliyeti nedeniyle birçok uygulamada sınırlıdır (Atrens ve ark., 2013). Ancak magnezyum ve alaşımları, çelik ve alüminyum muadillerine göre daha düşük bir korozyon oranına sahiptir (G. Song ve Atrens, 2003; G. L. Song ve Atrens, 1999). Galvanik korozyon en etkili faktördür çünkü magnezyum çelikler, SS (paslanmaz çelikler), Cu alaşımları (bakır alaşımları), Al alaşımları (alüminyum alaşımları), Ti alaşımları (titanyum alaşımları) gibi malzemelerle birleştğinde korozyona uğrar. Yüksek saflıkta magnezyum (Mg), mikro yapısında alfa Mg bulunduğundan en düşük korozyon oranına sahiptir. Bu alfa magnezyum (Mg), tolerans sınırından daha az demir, nikel, bakır, kobalt gibi saf olmayan elementlere sahip Mg eriyiğinden normal soğutma ile oluşturulur (Atrens ve ark., 2013).

Her geçen gün hafif araçlara yönelik talebin artması, magnezyumun daha yüksek yakıt ekonomisi, sera gazı emisyonunu azaltması gibi özellikleri elde etmek için çeşitli mühendislik uygulamalarında kullanılmasına yönelik ilgiyi artırmaktadır. Magnezyum bazlı malzemeler, düşük yoğunluğunun yanı sıra yüksek spesifik mekanik özellikler, mükemmel dökülebilirlik ve işlenebilirlik, yüksek sönümleme özellikleri, yüksek termal stabilite, yüksek termal ve elektriksel iletkenlik ve elektromanyetik radyasyona karşı direnç sergilemektedirler (Froes ve ark., 1998; Itoi ve ark., 2008; Jun ve ark., 2005; G. L. Song ve Atrens, 1999; Winzer ve ark., 2005) Bu özellikler magnezyumu kullanıma uygun bir metal yapar, ancak saf magnezyumun sahip olduğu mukavemet eksikliğinden dolayı çoğu uygulamada kullanılabilmesi için alaşımlanması gerekmektedir (Klarner, 2018). Magnezyum diğer metallerle alaşımlanmadan nadiren mühendislik uygulamalarında kullanılır. Bunun yerine, yapısal kullanımlar için gerekli olan güçlü, hafif alaşımları elde etmek için alüminyum, çinko, manganez, nadir topraklar, zirkonyum, gümüş ve toryum gibi diğer bazı metaller eklenir. Bununla birlikte, yapısal olmayan uygulamalar için üretilen çeşitli



ticari derecelerde alaşımsız magnezyum bulunmaktadır (Avedesian ve Baker, 1999). Magnezyumun uygulama alanları, düşük korozyon direnci ve düşük elastik modül, düşük mukavemet, sınırlı oda sıcaklığında süneklik ve tokluk, sıcaklıkla hızlı mukavemet kaybı ve zayıf sürünme direnci gibi nispeten zayıf mekanik özellikleri ile sınırlandırılmıştır (Johnston ve ark., 2015; Toda-Caraballo ve ark., 2014). Tablo 2.2’de görüldüğü üzere magnezyumun fiziksel özellikleri verilmiştir.

**Tablo 2.2.** Mg’nin fiziksel ve kimyasal özellikleri (Elen, 2012).

Sıra No.	Malzeme Özelliği	Sayısal Değer
1	Atom numarası	12
2	Atom ağırlığı (g/mol)	24,3
3	Kaynama noktası (°C)	1103 ± 8
4	Ergime noktası (°C)	650
5	Yoğunluğu (g/cm <sup>3</sup> )	1,738
6	Kristal yapısı	HSP
7	Eletrik iletkenliği (m/ΩK)	22,2
8	Termal iletkenliği (W/m.K)	154
9	Çekme dayanımı (MPa)	80-180
10	Young modülü (MPa)	45

Magnezyum bazlı malzemeler genellikle deformasyon işleme, döküm ve toz metalürjisi (P/M) teknikleri gibi geleneksel imalat yöntemleriyle üretilmektedir. Genellikle yüksek performansa sahip hafif mühendislik parçaları, magnezyum esaslı malzemelerin deformasyon işlemlerinden elde edilebilirler. Bununla birlikte, magnezyumun hegzagonal sıkı paket (HCP) yapısından dolayı, magnezyum alaşımları oda sıcaklığında düşük soğuk işlenebilirlik özelliği sergilemektedirler. Bu nedenle magnezyumun deformasyon işleminin, daha fazla kayma sistemini etkinleştirmek ve daha iyi şekillendirilebilirliğe izin vermek için yüksek şekillendirme sıcaklıklarında gerçekleştirilmesi gerekir, bu da zayıf yüzey kalitesine ve parçaların oksidasyonuna yol açar ve verimliliği sınırlar (Gehrmann ve ark., 2005). Sonuç olarak, işlenmiş magnezyum ürünlerinin tüketimi toplam magnezyum tüketiminin sadece küçük bir bölümünü, sadece yaklaşık %1,5'ini temsil etmektedir (Kulekci, 2008).

## 2.2. Magnezyum Alaşımları ve Standartlarla Tanımlanması

Günümüzde magnezyum alaşımlarının fiyatlarının geçmişe göre düşmesi nedeniyle çeşitli mühendislik uygulamalarında kullanımı artmıştır. Magnezyum alaşımlarının sağlam özellikleri, bakır ve alüminyum bazlı alaşımlar gibi diğer metallere göre daha

çok tercih edilmiştir (Luo, 2013). Döküm, en çok magnezyum bazlı alaşımların üretilmesinde tercih edilmekte ve yaklaşık %98 yapısal uygulama göstermektedir (Avedesian ve Baker, 1999). Magnezyum alaşımları, daha düşük yoğunlukları, ince özgül mukavemetleri ve iyi sönümlenme kapasiteleri nedeniyle otomotiv, havacılık ve tıp alanlarında yaygın olarak kullanılmaktadır ve magnezyum alaşımları, alüminyum alaşımları gibi diğer alaşımlarla karşılaştırıldığında daha az ağırlığa sahiptir. Ayrıca magnezyum alaşımlarının mukavemet-ağırlık oranı çok iyidir (Xia ve ark., 2009). Otomotiv alanında, magnezyum alaşımları, yüksek sertlikleri, yüksek titreşimleri emme kapasiteleri ve üstün kesme kapasiteleri nedeniyle çok önemli bir rol oynamaktadır (Zheng ve ark., 2014).

Magnezyum alaşımları, iyi mekanik ve fiziksel özelliklere sahip magnezyumun biyouyumluluğu nedeniyle biyolojik olarak parçalanabilen implantlar olarak da kullanımı bulunmaktadır (Agha ve ark., 2016; Fariñas ve ark., 2016; Lentz ve ark., 2016; J. Wang ve ark., 2016). Magnezyum alaşımları, hidrojen gözenekliliğine karşı daha az hassastır ve son derece akışkandır. Bu nedenle dökülebilirlikleri alüminyum ve bakırdan daha iyidir (Luo ve Sachdev, 2012). Magnezyum, polimerlerden daha yüksek bir termal iletkenliğe sahiptir ve polimerlerin aksine tamamen geri dönüştürülebilir (Mordike ve Ebert, 2001). Aslında, ısı dağılımı magnezyumda plastikten 100 kat daha iyidir (J. L. Wang ve ark., 2020).

Magnezyum alaşımları, prosese faydalı özelliklerinden dolayı döküm proseslerinde yaygın olarak kullanılmaktadır (M. Pekguleryuz ve Celikin, 2010). Dökülmüş saf magnezyum, yüksek korozyon oranı ile düşük bir güce (20 MPa) sahiptir. Magnezyum hızlı oksidasyon nedeniyle havada yanar (Esmaily ve ark., 2017). Bu nedenle hava ile temas ettiğinde hidrojen gazının açığa çıkması magnezyumun korozyonuna neden olur (J. Song ve ark., 2020).

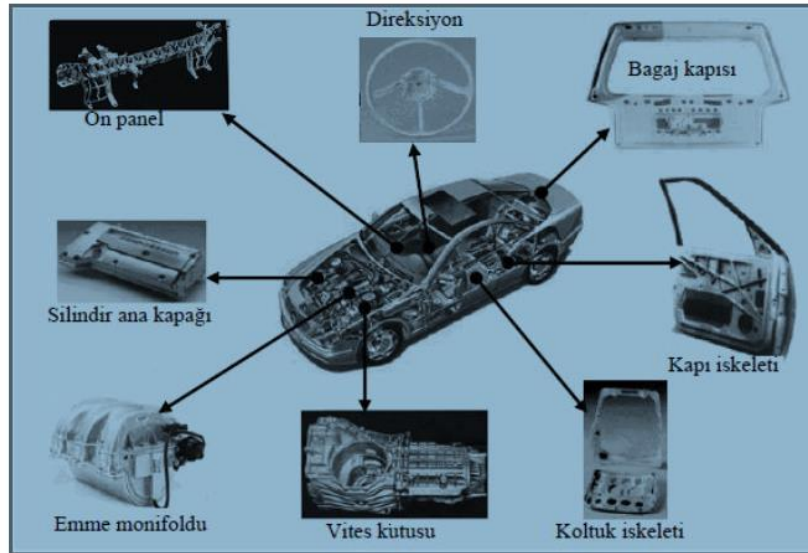
ASTM B 275, bazı demir dışı metallerin ve alaşımların kodlanması, dökme ve dövülmüş, kimyasal bileşime dayanan tanımlama sisteminin bir parçası olarak magnezyum alaşımlarını içermektedir. Alfabetik olarak veya azalan içerik sırasına göre düzenlenmiş ana alaşım elementlerini temsil eden iki harften oluşur. Harflerin ardından, sonunda bir seri harf olacak şekilde, tam sayılara yuvarlanan ilgili yüzdeleri gelir. Seri harf, aynı nominal bileşim içindeki bazı varyasyonları gösterir. Tablo 2.3'de yaygın kullanılan alaşım elementlerine ve kısaltmalarına yer verilmiştir.

**Tablo 2.3.** Yaygın kullanılan alaşım elementleri ve kısaltmaları (Barber, 2004).

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

### 2.3. Magnezyum Alaşımlarının Kullanım Alanları

Geçmiş yıllarda magnezyum, barınak çerçeveleri, harç tabanları ve füzeler gibi askeri teçhizat yapımında kullanılmıştır. Uçak ve yüzey aracı çerçevelerinde, panellerde, zeminlerde, braketlerde ve tekerleklerde ve ayrıca pistonlar ve yuvalar gibi motor bileşenlerinde kullanılmıştır. Tekstil çözümler ve elektrik motoru uç çanları gibi endüstriyel makineler, yükleme tahtaları ve toplu nakliye konteynırları gibi mal taşıma ekipmanı parçaları gibi magnezyum kullanır. Sıvacı aletleri ve diğer elle kullanılan aletler, bilgisayar kasaları ve diğer ofis makinelerinde olduğu gibi magnezyum kullanır. Magnezyum ayrıca dikiş makineleri gibi ev eşyalarında ve okçuluk sapları gibi spor ürünlerinde de kullanılır (Avedesian ve Baker, 1999). Hafif bir metal olan magnezyum günümüzde çeşitli mühendislik uygulamalarında kullanılmaktadır (Prasad ve ark., 2021). Şekil 2.1’de görüldüğü üzere otomotiv sektöründe magnezyum alaşımlarının kullanım alanları yer almaktadır.



**Şekil 2.1.** Magnezyum alaşımları otomobil parçaları (Mordike ve Ebert, 2001).

Mg alaşımının ilk kullanımı askeri uygulamalarda görülmektedir. Günümüzde otomotiv sektörü başta olmak üzere daha az enerji tüketimi ve daha az gaz emisyonuna ihtiyaç duyulan alanlara yayılmıştır. Mg alaşımlarının otomotiv endüstrisindeki

geçmiş 1920'lere kadar dayanmaktadır. İlk uygulama Amerika'daki Indy 500 yarış arabasının motor pistonlarıdır. 1937'de Almanya'da yaklaşık 4 milyon adet Mg piston üretildi. 1931'de genel motor tarafından başka bir Mg palet karteri üretildi. 1970'li yıllara doğru otomotiv sanayinde şanzıman ve hava soğutmalı motor uygulamaları yerini almıştır. Artan motor gücü ve aşırı ısınma, hava soğutmalı motorlar yerine su soğutmalı motorların kullanılmasına yol açmış, dolayısıyla Mg parça kullanımı azalmaya başlamıştır. Buna rağmen Mg koltuk çerçevesi, yolcu kapısı ve direksiyon çerçevesi gibi uygulamalar 1990'lı yıllardan itibaren Mercedes ve BMW gibi markalar tarafından üretilmeye devam edilmektedir. Ayrıca tüm taşınabilir elektronik cihazlar için ideal bir alaşımdır (Luo, 2013).

#### **2.4. Alaşım Elementlerinin Magnezyum Alaşımlarına Etkileri**

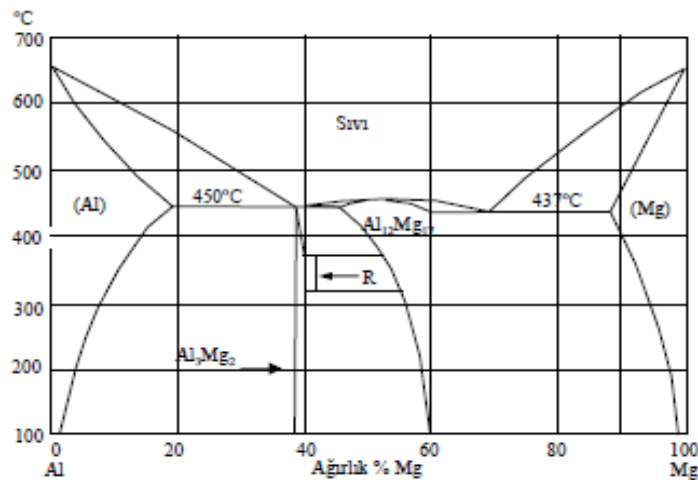
Dökme magnezyum zayıf güce ve aşırı bozunma hızına sahiptir (Radha ve Sreekanth, 2017). Bu nedenle malzeme özellikleri, uygun alaşımlama ve işleme tekniği ile geliştirilebilir. Kimyasal olarak aktif magnezyum, alaşım bileşikleri ile reaksiyona girerek metaller arası bileşikler oluşturur (Montani ve ark., 2017). Magnezyum alaşımlarında gözlenen bu intermetalik fazlar mikroyapıyı etkileyerek malzeme özelliklerini etkiler (M. Gupta ve Sharon, 2011). Mekanik özellikler, çökeltme sertleştirme, tane inceltme güçlendirme ve katı çözeltili güçlendirme yoluyla doğrudan alaşım elementleri tarafından güçlendirilir (Bamberger ve Dehm, 2008). Yüksek sıcaklığa bağlı çözünürlüğe sahip elementler, matrisini güçlendirmek için magnezyum ile alaşımlandırılacaktır. Elementin magnezyum ile atomik boyutu, değeri çözünürlüğü etkileyen anahtar parametrelerdir (Avedesian ve Baker, 1999). HCP (altıgen sıkı paketlenmiş) yapılandırılmış Mg (magnezyum) ( $c/a = 1,624$ ) ve 0,320 nm atomik çap çeşitli elementlerle katı çözeltilerin oluşumunu sağlar (Prasad ve ark., 2021). İkili Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünebilirlikleri Tablo 2.4'de belirtilmiştir.

**Tablo 2.4.** Mg alaşımlarında oluşan intermetalik fazlar ve çözünebilirlikleri (Elen, 2012).

Sistem	Max. Çöz.		Faz	Ergime Noktası (°C)	Sistem	Max. Çöz.		Faz	Ergime Noktası (°C)
	(% ağı.)	(% at.)				(% ağı.)	(% at.)		
Mg-Al	12,7	11,6	Mg <sub>17</sub> Al <sub>12</sub>	402	Mg-Sm	5,8	0,99	Mg <sub>62</sub> Sm	-
Mg-Ca	0,95	0,58	Mg <sub>2</sub> Ca	714	Mg-Gd	23,5	4,53	Mg <sub>6</sub> Gd	640
Mg-Sc	25,9	15,9	MgSc	-	Mg-Tb	24,0	4,57	Mg <sub>24</sub> Tb <sub>5</sub>	-
Mg-Mn	2,2	1,0	Mn	1245	Mg-Dy	25,8	4,83	Mg <sub>24</sub> Dy <sub>5</sub>	610
Mg-Zn	8,4	3,3	MgZn	347	Mg-Ho	28,0	5,44	Mg <sub>24</sub> Ho <sub>5</sub>	610
Mg-Y	12,0	3,6	Mg <sub>24</sub> Y <sub>5</sub>	620	Mg-Tm	31,8	6,26	Mg <sub>24</sub> Tm <sub>5</sub>	645
Mg-Zr	3,6	0,99	Zr	1855	Mg-Yb	3,3	0,48	Mg <sub>2</sub> Yb	718
Mg-Ag	15,5	4,0	Mg <sub>3</sub> Ag	492	Mg-Lu	41,0	8,80	Mg <sub>24</sub> Lu <sub>5</sub>	-
Mg-Sn	14,85	3,45	Mg <sub>2</sub> Sn	770	Mg-Tl	60,5	15,4	Mg <sub>5</sub> Tl <sub>2</sub>	413
Mg-Nd	3,6	0,63	Mg <sub>41</sub> Nd <sub>5</sub>	560	Mg-Th	5,0	0,49	Mg <sub>23</sub> Th <sub>6</sub>	772

### 2.4.1. Alüminyum

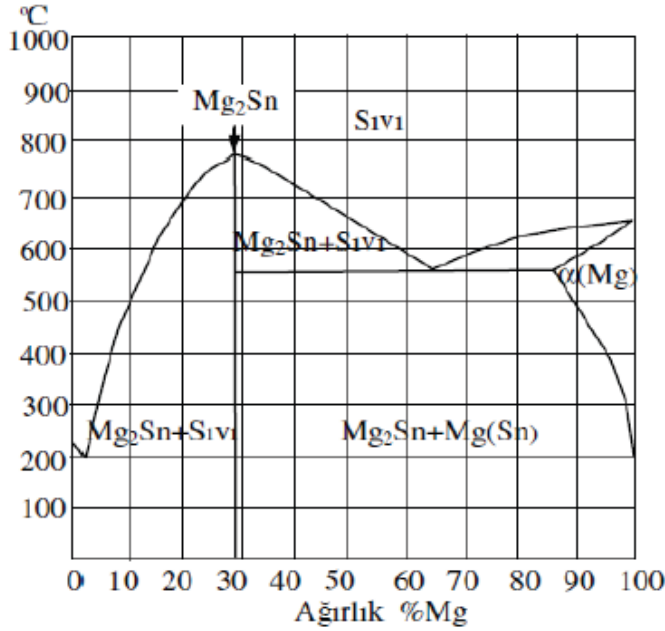
Magnezyum üzerinde en olumlu etkiye sahiptir. Bir alaşımın mukavemeti, alüminyumun varlığından dolayı 180 MPa artar. Bu nedenle, Mg (magnezyum) alaşımlarında en yaygın şekilde alaşımlıdır. Bir alaşımın ısıl işlemi, ağırlığının %6'sından fazla alüminyum içeriyorsa gerçekleştirilebilir (Avedesian ve Baker, 1999). Al'nin magnezyum içindeki çözünürlüğü ağırlıkça yaklaşık %12'dir ancak bu, sıcaklıktan etkilenir. Alüminyum, Al içeriği zengin alaşımlarda ortam sıcaklığında daha az çözünür. Ağırlıkça %3'ten fazla Al, katodik reaksiyonu artırarak korozyon hızını artırır (Blawert ve ark., 2010). Çözünürlük sınırının altında, Mg'ye Al eklendiğinde anottaki kinetik azalır. Al, önemli miktarda β-fazı içeren alaşımlarda gerilimli korozyon çatlama karşı hassasiyeti artırır (Gusieva ve ark., 2015). Şekil 2.2'de görüldüğü üzere Mg-Al ikili faz diyagramına yer verilmiştir.



**Şekil 2.2.** Mg-Al ikili faz diyagramı (Baker, 1998; Guthrie ve ark., 1996).

### 2.4.2. Kalay

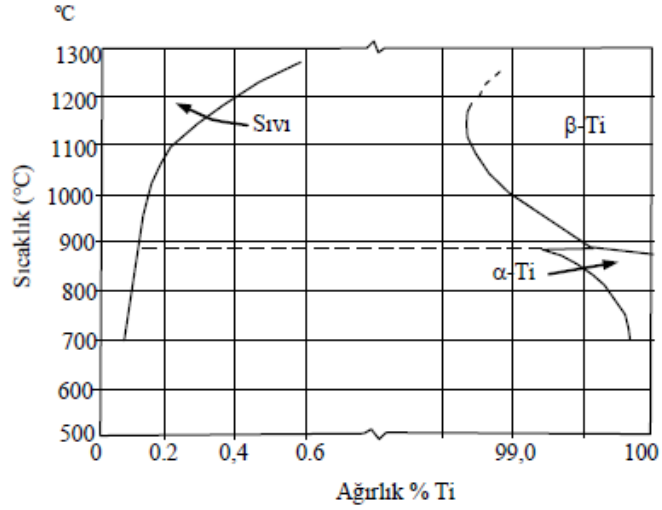
Küçük miktarlarda alüminyum varlığında kalay, termal olarak kararlı  $Mg_2Sn$  çökeltileri oluşturarak sıcak çalışma prosesleri sırasında sıcak yırtılma riskini azalttığı için yüksek sıcaklıkta şekillendirilebilirliği artırır (Avedesian ve Baker, 1999; J. Chen ve ark., 2008; Friedrich H. E. ve Mordike, 2006). Şekil 2.3, Mg-Sn ikili alaşımlarında oluşan tek uygun çökeltilinin  $Mg_2Sn$  olduğu Mg-Sn ikili faz diyagramını göstermektedir. Kalayın magnezyumdaki maksimum katı çözünürlüğü,  $200^\circ C$ 'de keskin bir şekilde ağırlıkça %0,45'e düşen  $561^\circ C$ 'lik ötektik dönüşüm sıcaklığında ağırlıkça %14,85 ile nispeten yüksektir ve oda sıcaklığında neredeyse sıfırdır (B. H. Kim ve ark., 2010). Sıcaklıktaki düşüşle birlikte çözünürlükteki bu hızlı düşüş, kalayı, termal olarak kararsız  $Mg_{17}Al_{12}$  ( $\sim 438^\circ C$ ) çökeltilisinden daha yüksek bir erime noktasına ( $\sim 770^\circ C$ ) sahip olan  $Mg_2Sn$  biçiminde çökelmeye uygun hale getirir (Y. M. Kim ve ark., 2010; Wu ve ark., 2010).



Şekil 2.3. Mg-Sn ikili faz diyagramı (Aizawa ve Song, 2006; Baker, 1998).

### 2.4.3. Titanyum

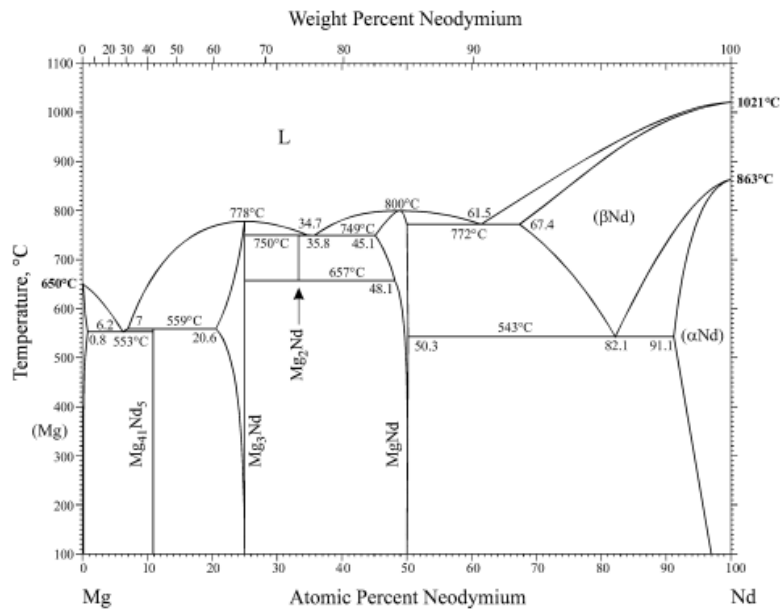
Mükemmel mekanik dayanımları, üstün termal kararlılıkları ve düşük yoğunlukları nedeniyle Ti elementi, magnezyum alaşımlarına ilavesi sonucu tane boyutunu az da olsa düşürmekte ve magnezyum içerisinde çözünürlüğü bulunmamaktadır. Ti elementi ilavesindeki artış, Mg alaşımının tane boyutunu düşürmektedir. Şekil 2.4'de Mg-Ti ikili faz diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.4. Mg-Ti ikili faz diyagramı (Baker, 1998).

#### 2.4.4. Neodyum

Mg-Nd'nin ikili alaşımlarında  $Mg_3Nd$  fazının oluşumu,  $Mg_3Nd$ 'nin saf haldeki Mg'den daha iyi bir katot olması nedeniyle korozyon hızını artırır ve Nd konsantrasyonu yükseldikçe korozyon kinetiğinde artışa neden olur. Ancak Nd durumunda korozyon hızı artışı La veya Ce'ye göre daha düşüktür. Korozyona karşı direnç, Mg-Al alaşımlarında Nd ile artırılır, çünkü Nd içermeyen AZ veya AM alaşımlarında meydana gelen galvanik eşleşmeyi azaltır. Ayrıca Nd, Mg ve nadir toprak elementlerinden oluşan yüzey üzerinde korumalı bir oksit tabakasının üretimini etkiler. Şekil 2.5'de görüldüğü üzere Mg-Nd ikili faz diyagramı yer verilmiştir.



Şekil 2.5. Mg-Nd ikili faz diyagramı (Okamoto, 2013).

#### 2.4.5. Diğer alaşım elementlerinin etkisi

Çinko, magnezyum alaşımlarında en etkili ve yaygındır (Yang ve ark., 2020). Mukavemeti arttırmak için alüminyum ile birlikte kullanılır. Çinko, Mg alaşımlarının (magnezyum alaşımları) korozyon direncini arttırmak için Ni ve demir safsızlıklarının üstesinden gelir (M. Gupta ve Sharon, 2011). Mg cinsinden çinko için tolerans sınırı ağırlıkça %2,5'tur (Gusieva ve ark., 2015). Ancak raporlar, çinko konsantrasyonunun ağırlıkça %1'den %3'e çıkarılmasıyla daha yüksek korozyon oranları önermektedir (Kirkland ve ark., 2011). Çinko konsantrasyonundaki daha fazla artış, stres korozyon çatlağına bir eğılim sergilemiştir (Rong-chang ve ark., 2006). İnsan vücudunda çinko en temel besin maddesidir. Kemikler ve kaslar %85'ten fazla Zn içerir. Çinkonun ağırlıkça %6,2'si magnezyumda özünür (Radha ve Sreekanth, 2017). Biyokorozyonda inko, hidrojen oluşumunu azaltır (Yang ve ark., 2020). Çinko alaşımları, magnezyum alaşımlarınıninkine benzer kuvvete sahip olsalar da daha yüksek olan Young modülü, implant ve kemik arasında eşit olmayan yük aktarımı nedeniyle biyomedikal implantlarda iyileşme süreci üzerinde olumsuz bir etkiye sahip olabilir.

Kalsiyum denge koşullarında, kalsiyum magnezyumda %1.34 özünür (Radha ve Sreekanth, 2017). Magnezyum alaşımının mekanik ve termal özelliklerini geliştirir (Han ve ark., 2008; Yim ve ark., 2006). Magnezyum alaşımlarının dökümünde ısıl işlem sırasında kalsiyum oksidasyon sürecini azaltır. Magnezyum levhaların daha iyi yuvarlanabilirliğı kalsiyum ile elde edilebilir, ancak yüzde 0,3'ten fazla ise, kaynak sırasında levhada çatlaklar oluşur (Avedesian ve Baker, 1999). Biyomedikal uygulamalarda, kalsiyumun magnezyuma eklenmesi için kabul edilebilir biyouyumluluk seviyeleri ağırlıkça sadece %1'dir (Radha ve Sreekanth, 2017). Çözünürlük sınırının ötesinde (ağırlıkça yaklaşık %1,34), Mg alaşımlarında korozyon hızı son derece yüksektir.

Bakır, magnezyumda daha az katı çözünürlüğe sahip olduğından korozyon direnci üzerinde olumsuz bir etkiye sahiptir (Avedesian ve Baker, 1999). Bakır, magnezyum ile Mg<sub>2</sub>Cu'yu oluşturur. Bakırın Mg'deki olağan tolerans sınırı ağırlıkça %0,1'dir ancak alaşımlarda Al ve Mn varlığında, tolerans sınırı ağırlıkça %0,01'e düşer (Gusieva ve ark., 2015).

Berilyum, magnezyumda çok az çözünür olmasına rağımen, ağırlıkça yaklaşık %0.001'e kadar berilyum eklemek, erimiş metalin yüzeyinin erime, döküm ve kaynak sırasında oksitlenme eğılimini azaltır. Basınçlı döküm ve dövme alaşımlarında başarılı



bir şekilde kullanılabilir, ancak tane irileştirme etkisinden dolayı kum döküm alaşımlarında dikkatli kullanılmalıdır (Avedesian ve Baker, 1999).

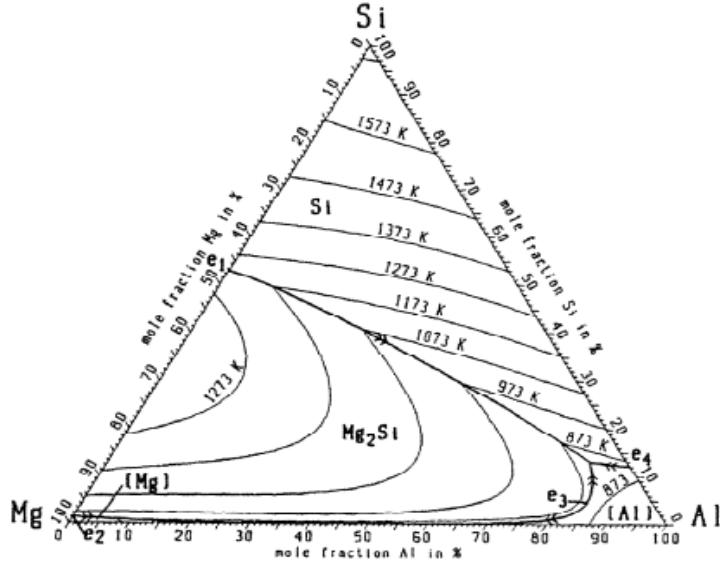
Demir, yüzde 0,005'e kadar magnezyumda korozyon direnci için kabul edilebilir ve bunun ötesinde zararlıdır. Mg alaşımlarında safsızlık olarak yaygın olarak bulunur. Fe'nin magnezyumda son derece düşük çözünürlüğü doğası (ağırlıkça yaklaşık %0.001), saf halde olmasına izin verir (Prasad ve ark., 2021).

## **2.5. Magnezyum-Alüminyum Alaşımları**

Alüminyumun Mg içindeki çözünürlüğü 437 °C'de (ötektik sıcaklık) çok yüksektir (ağırlıkça %12,7).  $\alpha$ -Mg ve  $\gamma$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> fazları, Al, Mg matrisini çözdüğünde oluşur ve bu da katı çözeltilinin güçlenmesine yol açar. Mg-Al bazlı alaşımların dökülebilirliği mükemmeldir ancak vasat mekanik özelliklere sahiptir. Artan alüminyum miktarı ile gelişen korozyona karşı iyi bir direnç gösterir (Bamberger ve Dehm, 2008; Mingxing ve ark., 2007). Mg-Al bazlı alaşımların ana serileri AZ, AM ve AE'dir (Wen ve ark., 2009). Bunlar arasında AZ31, AZ61, AZ81, AZ91 ve AM60 biyolojik olarak parçalanabilir malzemeler olarak en çok araştırılanlardır (Mingxing ve ark., 2007).

### **2.5.1. Magnezyum-alüminyum-silisyum alaşımları**

Alüminyum içeren magnezyum alaşımları (AZ, AM, AS serileri), düşük yoğunluklarından dolayı özellikle havacılık ve otomotiv endüstrileri için oldukça caziptir (Friedrich H. E. ve Mordike, 2006; King, 2000; Luo ve Sachdev, 2012; M. O. Pekguleryuz ve ark., 2013). Mg alaşımlarına Si ilavesi, erimiş metalin akışkanlığını artırır, dolayısıyla döküm özelliklerini geliştirir. İkili Mg-Si faz diyagramı, yaklaşık 1100 °C gibi yüksek erime noktasına sahip Mg<sub>2</sub>Si intermetalik oluşumunu gösterir. Bu intermetalik faz, tane sınırlarını sabitleyen ve hem tane sınırı geçişini hem de yüksek sıcaklıklarda kaymayı engelleyen çok kararlıdır (B. H. Kim ve ark., 2010). Bu nedenle, Mg-Al-Si bazlı alaşımlar (AS serisi Mg alaşımları) ısıya dayanıklı hafif metaller olarak yüksek potansiyele sahiptir. AS serisi Mg alaşımlı sistemler, yüksek sürünme direnci nedeniyle otomotiv endüstrisinde halihazırda kullanılmaktadır (King, 2000). Örneğin AS21 ve AS41 alaşımlarından yapılan parçalar otomobil motorlarında başarıyla kullanılmaktadır (Friedrich H. E. ve Mordike, 2006; King, 2000). Şekil 2.6'de görüldüğü üzere Mg-Al-Si üçlü faz diyagramına yer verilmiştir.



Şekil 2.6. Mg-Al-Si üçlü faz diyagramı (Chakraborti ve Lukas, 1992).

Son birkaç yılda, yüksek sıcaklıklarda sürünme mekanizmalarını ve işlenebilirliklerini anlamak için AS serisi alaşımlar üzerinde çok sayıda çalışma yapılmıştır (Akyüz, 2014; Blum ve ark., 2001; Evangelista ve ark., 2004; B. H. Kim ve ark., 2010; Rudajevová ve Lukáč, 2005; P. Zhang, 2005). Uygulama ortamının doğası göz önüne alındığında, Mg alaşımlarının sürünme direnci kadar korozyon direnci de önemli bir parametredir. Bununla birlikte, dergilerde yayınlanan AS serisi Mg alaşımlarının korozyon davranışına ilişkin çalışmalar azdır (El Sawy ve ark., 2010; R. K. Gupta ve ark., 2012; Senf ve ark., 2000). Senf ve ark. (2000) AS41, AZ91, AM60 ve AE42 alaşımlarının korozyon davranışını bildirdi. Sonuçlarına bakıldığında, tuz püskürtme koşulları altında en iyi korozyon davranışını AE42, ardından AZ91 ve AM60 gösterirken, AS41'den yapılan numunelerde korozyon atağı muazzamdır. ZUCCHI ve arkadaşları hem ısıtıl işlem görmüş hem de işlem görmemiş AS21 alaşımlarının sülfat ve klorür ortamındaki korozyon davranışını bildirmiştir. AS21 alaşımlarının tanelerinin Mg bakımından zengin katı çözültiden ( $\alpha$ -fazı) oluştuğunu, tane sınır bölgesinin ise  $Mg_{17}Al_{12}$  ( $\beta$ ) intermetalik fazdan ve silisyum bakımından zengin fazdan ( $Mg_2Si$ ) oluştuğunu bildirdiler. Son zamanlarda El Sawy ve ark. (2010), AS31 ve AZ91 alaşımlarının, tamponların (fosfat ve borat) varlığında ve yokluğunda nitratların etkisi üzerindeki korozyon davranışını karşılaştırdı. Fosfat tamponu kullanıldığında, koruyucu bir magnezyum fosfat tabakası oluşmuştur. Alaşımdaki hem nitrat konsantrasyonunun hem de alüminyum içeriğinin artmasıyla bu tür bir koruyucu tabakanın oluşma hızının arttığı bulunmuştur.

### 2.5.2. Magnezyum-alüminyum-toprak elementi alaşımları

Magnezyum ve magnezyum alaşımları, geniş bir uygulama yelpazesi için hafif malzemeler olarak son yıllarda giderek artan bir ilgi çekmiştir. Özellikle WE serisi magnezyum alaşımları, oda ve yüksek sıcaklıklardaki uygun mekanik özellikleri nedeniyle son yıllarda artan bir ilgi görmüştür. Ayrıca bu nadir toprak içeren alaşımların, AZ serisi gibi yaygın olarak kullanılan diğer magnezyum alaşımlarına kıyasla üstün korozyon direncine sahip olduğu bildirilmiştir.

WE serisi magnezyum alaşımları ana alaşım elementleri olarak itriyum ve nadir topraklara sahiptir. Genellikle, bu alaşım serisi için küçük alaşım elementleri arasında neodimyum, çinko ve zirkonyum bulunur. Mg-Y alaşımlarının geliştirilmesi, onlarca yıldır devam eden bir süreç olmuştur (Polmear, 1994). Yüksek performanslı hafif alaşımlara yönelik sürekli talepler, WE serisi magnezyum alaşımlarının geliştirilmesine yol açmıştır (Lyon ve ark., 1993). Birkaç farklı alaşım bu kategorinin bir parçasıdır, ancak en yaygın olanları WE43 ve WE54'tür. Bu sınıftaki diğer alaşımlar WE32, WE33 ve WE94'ü içermektedir. WE alaşımlarının oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri, diğer magnezyum alaşımlarına kıyasla daha üstündür (Szakacs ve ark., 2014). Tablo 2.5'de WE43 ve WE54'ün bazı oda sıcaklığındaki mekanik özelliklerinin günümüzde en çok kullanılan çok amaçlı magnezyum alaşımı olan AZ91'in özellikleriyle karşılaştırmasını göstermektedir.

**Tablo 2.5.** WE43, WE54 ve AZ91'in oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri (Y. Chen ve ark., 2019; M. Gupta ve Sharon, 2011; Zeng ve ark., 2019).

	WE43	WE54	AZ91
Çekme Mukavemeti (MPa)	220-300	280	165-230
Uzama (%)	7-14	4	3
Kayma Mukavemeti	162	150	140

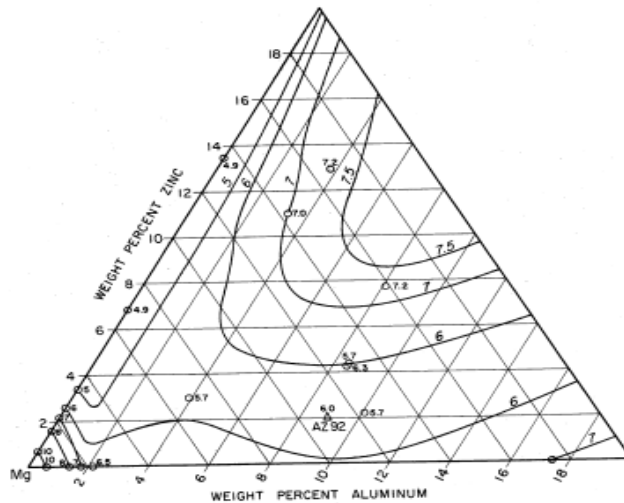
WE43 ve WE54, özelliklerini yüksek sıcaklıklarda koruyabilir, bu da AZ, QE ve ZE serisine ait magnezyum alaşımlarının kullanımının açık bir avantajıdır (M. Gupta ve Sharon, 2011; Szakacs ve ark., 2014). 250 °C'ye kadar sıcaklıklarda uzun süreli maruz kalma testleri, WE43'ün başlangıçtaki gerilme özelliklerini koruduğunu ve alüminyum alaşımlarından daha üstün bir yüksek sıcaklık performansı sergilediğini göstermektedir (Lyon ve ark., 1993). Ayrıca, WE serisi alaşımların diğer magnezyum alaşımlarından daha fazla sürünmeye karşı dirençli olduğu ve aynı zamanda üstün

süneklik, mukavemet ve korozyon direnci gösterdiği gösterilmiştir (Ghorbanpour ve ark., 2019; Jahedi ve ark., 2018). Ayrıca bu alaşımlar biyolojik olarak parçalanabilir, geniş bir uygulama yelpazesi için kullanımlarının avantajlarını daha da genişletmektedir (Oshibe ve ark., 2019).

### 2.5.3. Magnezyum-alüminyum-çinko alaşımları

Magnezyum alüminyum alaşımları (ağırlıkça %2 ila 9 Al içerir), AZ91, AM60, AM50 gibi mevcut magnezyum basınçlı döküm alaşımlarının çoğunu oluşturur. Otomotiv endüstrisinin büyük bölümünü temsil etmektedirler. Bu alaşım sınıfı, çift fazlı bir alaşımdır; saf magnezyum ile aynı kristal yapıya sahip  $\alpha$  Mg-Al veya  $\alpha$  Mg-Al-Zn katı çözeltisi ve  $\beta$  çökeltiler, intermetalik  $Mg_{17}Al_{12}$ 'den oluşur. Tipik mikro yapı,  $\alpha$  tane sınırlarında  $\beta$ 'ya sahiptir (Lunder ve ark., 1987; Suman, 1990).

$\beta$  intermetalik yapı, amagnezyum matrisi ile uyumsuzdur, ağırlıkça %48-52 Al bileşim aralığında bulunur ve 458°C'lik düşük bir erime noktasına sahiptir. Bu durum, bu sınıf alaşımlarının düşük sürünme direncini açıklamaktadır. Magnezyuma alüminyum eklenmesinin, korozyon direncinin yanı sıra katı çözelti kuvvetlendirme aracılığıyla akışkanlığı ve gerilme mukavemetini iyileştirdiği görülmektedir (Busk, 2002). Öte yandan, alüminyumun varlığı, sürünme direnci üzerinde olumsuz bir etkiye sahip olan (düşük erime noktalı)  $\beta$  fazının oluşumuna yol açar. Şekil 2.7'de görüldüğü üzere Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramına yer verilmiştir.



Şekil 2.7. Mg-Al-Zn üçlü faz diyagramı (Niesse, 1950).

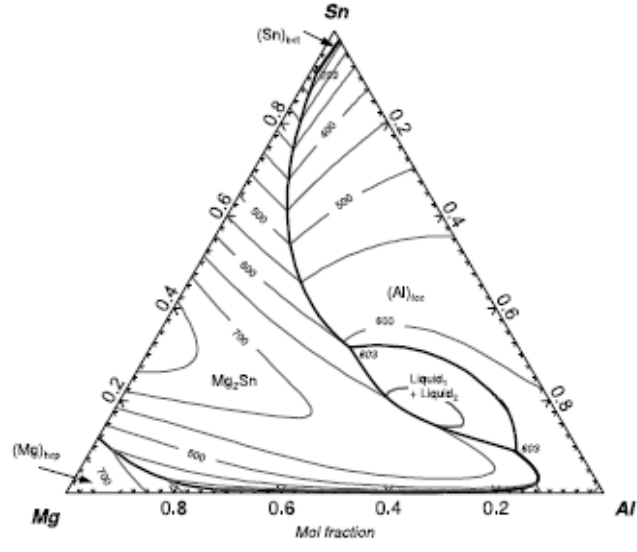
Magnezyuma çinko eklenmesi, kopma süresini artırarak oda sıcaklığı dayanımının yanı sıra akışkanlığını ve sürünme direncini artırır (Horie ve ark., 2000; Wei ve ark.,

1995). Ancak çinko içeriğinin ağırlıkça %3'ün üzerine çıkarılması sıcak çatlamaya neden olabilir. Magnezyum-alüminyum çinko alaşımı (AZ91), otomobil endüstrisi ve elektronik uygulamaları için işgücü magnezyum alaşımını temsil eder.

#### **2.5.4. Magnezyum-kalay-alüminyum alaşımları**

Magnezyuma kalay (Sn) eklenmesi, magnezyum alaşımlarının yüksek sıcaklıklarda mukavemetini ve sürünme performansını artırma potansiyeli nedeniyle geçmişte kısaca araştırılmıştır. Sn, düşük erime sıcaklığına sahip olan ve dökülebilirliği iyileştirdiği bilinen oldukça düşük maliyetli bir alaşım elementidir (Bowles ve ark., 2004). 561°C ötektik sıcaklıkta ağırlıkça %14,5 ve oda sıcaklığında ağırlıkça %0.45 olan magnezyumda yüksek bir çözünürlük sınırına sahiptir (M. Zhang ve ark., 2007). Bu, güçlü bir katı çözelti oluşturulabileceğinden, çökelmeyi güçlendirici bir alaşım ilavesi olarak kullanım için iyi bir adaydır. İkili Mg-Sn sisteminde, kafes parametresi  $a = 0.6750$  nm olan kübik kristal yapıya sahip, çok kırılğan ve sert bir faz olan ( $\sim 119\text{Hv}$ )  $\text{Mg}_2\text{Sn}$  fazı oluşur (Hort ve ark., 2006). İkili Mg-Sn alaşımlarının dökülmüş mikro yapısı dendritiktir ve  $\alpha$ -Mg matrisi ve  $\text{Mg}_2\text{Sn}$ 'den oluşmaktadır.

Luo ve diğerleri Sn ilavesinin, kokil döküm işlemiyle üretilen Mg-Al bazlı alaşımların özelliklerini nasıl etkileyeceğini araştırmıştır (Luo ve ark., 2012). Mg-Sn-Al alaşımları değişen miktarlarda Al (ağırlıkça %5 ila %9) ve Sn (ağırlıkça %1 ila %5) ile hazırlanıp, kokil kalıba dökülmüştür. Mikroyapının  $\alpha$ -Mg,  $\beta$ - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  ve  $\text{Mg}_2\text{Sn}$  fazlarını içerdiği belirlenmiştir. Al ve Sn içeriğinin artmasıyla  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  ve  $\text{Mg}_2\text{Sn}$  fazlarının arttığı ve genel olarak bu durumun alaşımın sünekliğini azaltırken akma dayanımında artışa neden olduğu gözlenmiştir. Bunun nedeni, oluşan ötektik fazların miktarının,  $\alpha$ -Mg büyümesini azaltan ve ortalama tane boyutunu azaltan Al ve Sn ilaveleriyle artmasıdır. Şekil 2.8'de görüldüğü üzere Mg-Sn-Al üçlü faz diyagramına yer verilmiştir.



Şekil 2.8. Mg-Sn-Al üçlü faz diyagramı (Kang ve Pelton, 2010).

### **3. MAGNEZYUM ALAŞIMLARININ DÖKÜM YÖNTEMLERİ**

Magnezyum alaşımları, mükemmel akışkanlık ve hidrojen gözenekliliğine karşı daha az duyarlılık gibi bazı benzersiz katılma özelliklerine sahiptir ve bu nedenle alüminyum ve bakır gibi diğer dökme metallere göre daha iyi dökülebilirlik sağlar. Döküm, magnezyum bileşenleri için baskın üretim süreci olmuştur ve magnezyumun yapısal uygulamalarının yaklaşık %98'ini temsil etmektedir (Avedesian ve Baker, 1999). Yüksek basınçlı döküm (HPDC), magnezyum alaşımlarının dökümünün en yaygın yöntemidir ve geliştirilmiş döküm özellikleri için çeşitli proses varyantları geliştirilmektedir. Yüksek performanslı havacılık ve savunma bileşenleri üretmek için kum kalıp ve kalıcı kalıp işlemleri kullanılır.

Magnezyum alaşımlarının döküm yöntemleri 4 grupta toplanmaktadır (Barber, 2004).

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

#### **3.1. Kum Kalıba Döküm Yöntemi**

1400 kg'a kadar ağırlığa sahip çok çeşitli magnezyum dökümler, kum döküm işlemleri (yaş kum, CO<sub>2</sub>/silikat veya reçine bağlı kum) kullanılarak üretilir. Magnezyum alaşımlarının kum dökümü (SC), metal-kalıp/çekirdek reaksiyonlarını önlemek için kalıplama ve maça kumu karışımlarında uygun inhibitörlerin kullanılması gerekmesi dışında diğer döküm metallere çok benzemektedir. Bu inhibitörler, tek başına veya kombinasyon halinde kullanılan aşağıdakileri içerir: kükürt, borik asit, potasyum floroborat ve amonyum florosilikat (Avedesian ve Baker, 1999). Genel amaçlı dökümler için genellikle düşük maliyetli ahşap kalıp ekipmanı kullanılır. Bununla birlikte, hassas imalatla imal edilen metal veya plastik desen ve maça kutusu takımları, yüksek düzeyde boyutsal kaliteye sahip magnezyum dökümleri üretmek için kullanılır. Belirgin oksidasyon eğilimi ve erimiş magnezyumun düşük yoğunluğu nedeniyle

yolluk ve yolluk sisteminin türbülanslı akışı en aza indirecek ve magnezyum dökümlerin sıralı katılaşmasını sağlayacak şekilde tasarlanması gerekir.

### 3.2. Kokil Kalıba Döküm Yöntemi

Kokil kalıba döküm, kum döküme benzer, ancak farkı ise döküm işleminde metal bir kalıp kullanılmasıdır. Metal maçaların (kalıp başına) veya yıkılabilir kum maçaların (yarı kalıcı kalıp) kullanılmasına bağlı olarak iki ana tip kokil kalıba döküm işlemi vardır. Kum döküm ile karşılaştırıldığında, kokil kalıba dökümün daha iyi yüzey kalitesi, hassas ve tutarlı boyutsal kontrol ve daha hızlı katılaşma nedeniyle gelişmiş mekanik özellikler dahil olmak üzere çok sayıda avantajı vardır. Bununla birlikte, kokil kalıba döküm işleminde dökülebilecek şekillerin karmaşıklığına ilişkin pratik sınırlamalar da vardır. Magnezyumun kalıba döküm kalitesini etkileyen çeşitli faktörler incelenmiştir ve aşağıdaki gibi özetlenmiştir (Luo, 2013):

- Kalıbı dökmeden önce koruyucu gazla ( $CO_2/SF_6$  gibi) temizlemek kalıbı oksijensiz hale getirebilir ve döküm kalitesini iyileştirebilir.
- $C_2Cl_6$  tablet, magnezyum dökümde etkili bir gaz giderme maddesidir.
- Kalıcı kalıp kaplamaya NaF gibi florlu bileşik eklenmesi, metal kalıp arayüzündeki oksidasyonu azaltan  $MgF_2$  oluşumu nedeniyle döküm kalitesini artırabilir.
- Magnezyum alaşımlarının nispeten düşük erime noktaları nedeniyle, düşük hacimli üretim için kalıp malzemesi olarak dökme demir kullanılabilirken, yüksek hacimli üretim için H13 takım çeliği kalıpları tercih edilir.
- Sıcak yırtılmaya eğilimli alaşımlar, taneleri tamamen çevreleyemeyen geniş donma aralıklarına ve/veya az ötektik içeriğe sahip olanlardır. İnce tane boyutu, iyi interdendritik beslemeyi, daha düşük birbirine kenetlenme gerilimlerini ve sıcak yırtılma iyileşmesini destekler. Dendritik kanal iyileşmesini engelleyen interdendritik sıvının yüksek yüzey gerilimi, sıcak yırtılma direncini artıracaktır.
- Oksit kapanımları, interdendritik beslenmeyi engeller ve interdendritik sıvının ıslanabilirliğini azaltır, böylece sıcak yırtılma eğilimi üzerinde olumsuz bir etkiye sahip olur.



### **3.3. Basınçlı Döküm**

Magnezyum alaşımlarının yüksek mukavemet ve düşük ağırlık özellikleri, onları geniş yüzey alanlı ince cidarlı bileşenlerin yüksek hassasiyetli basınçlı döküm imalatı için özellikle uygun hale getirir. Genel olarak, bu tür alaşımların basınçlı döküm işlemi tamamlandıktan sonra, döküm bileşen başka bir mekanik işlem gerektirmez. Bu nedenle, magnezyum alaşımları, kişisel bilgisayar (PC) parçaları, telekomünikasyon ekipmanı ve bilgisayar, iletişim ve tüketici elektroniği (3C) endüstrilerinde karmaşık formlara sahip genel tüketici ürünleri dahil olmak üzere çok çeşitli bileşenlerin imalatında giderek daha fazla kullanılmaktadır (Brungs, 1997; Dahle ve ark., 2001; Gutman ve ark., 1997). Diğer döküm alaşımlarıyla karşılaştırıldığında, ince cidarlı bileşenlerin basınçlı dökümünde uygulandığında, magnezyum alaşımları daha düşük ağırlık ve gelişmiş mekanik mukavemet gibi ikiz avantajlar sunmaktadır (Unigovski ve Gutman, 1999).

### **3.4. Yarı-katı Döküm**

Düşük maliyeti, kısa süreci ve düşük enerji tüketimi nedeniyle, alüminyum (Al) ve magnezyum (Mg) alaşımlarının yarı katı işlenmesi (SSP), mükemmel performansa sahip karmaşık bileşenleri imal etmek için rekabetçi bir yaklaşım olarak kabul edilmiştir.

Besleme stoğu olarak dendritik olmayan (küresel) taneler içeren yarı katı bulamacı kullanan SSP, gelişmiş bir ağa yakın şekil oluşturma teknolojisidir. Durumu sıcaklığa ve zamana bağlı olan özel bulamaç, alaşımın kesme altında tiksotropik davranış göstermesini sağlar (Atkinson, 2005; Atkinson ve Favier, 2016; Hu ve ark., 2017). Bulamaç, genellikle klasik dökümde bulunan yaygın gaz sıkışma kusurlarından kaçınmak ve uygun ısı ile daha da güçlendirilebilen neredeyse tamamen yoğun parçalar elde etmek için kalıbı daha kontrollü ve türbülanssız bir şekilde doldurabilir (Modigell ve ark., 2018; Rogal, 2017; Zhu ve ark., 2013). Ayrıca, nispeten düşük biçimlendirme sıcaklığı, kalıba termal şoku azaltabilir ve katılma büzülmesini azaltarak, ağa yakın şekil oluşturma ve yüksek yüzey kalitesi sağlayabilir (Kapranos, 2019; Li ve ark., 2019; Wannasin ve ark., 2019).



## 4. ISIL İŞLEM

Isıl işlem, çok sayıda mühendislik alaşımı için ürün özelliklerini geliştirmesinde etkili bir yoldur. Bir malzemenin fiziksel ve kimyasal özelliklerini değiştirmek, sertlik, mukavemet, tokluk ve süneklik gibi özellikleri kazandırmak için kullanılır. Genel anlamda alaşım, istenilen faza getirilmesi suretiyle belirli bir sıcaklıkta fırın içerisinde ısıtılmaktadır. Ardından alaşım ani olarak soğutulur ve bu sayede granüller oda sıcaklığında termodinamik açıdan denge fazı olmayan bir faza hapsolmuş olur. Bu faz genellikle malzemenin daha üstün mekanik özellikler gösterdiği bir fazdır.

Isıl işlem sırasında bir alaşımın özelliklerini değiştirebilecek iki mekanizma vardır: martenzit oluşumu ve difüzyon mekanizmasıdır. Martenzit oluşumu kristallerin özünde deforme olmasına neden olur ve difüzyon mekanizması ise alaşımın homojenliğinde değişikliklere neden olur (Gupta, 2002).

Hemen hemen tüm demir dışı alaşımlar tavlama işlemlerine kolayca yanıt verir, ancak toplam sayının yalnızca nispeten küçük bir kısmı ısıl işlemle sertleştirmeye önemli ölçüde yanıt verir. Titanyum haricinde, yaygın olarak kullanılan yüksek kullanımlı alüminyum, bakır ve magnezyum alaşımları allotropik değildir; bu nedenle ısıtma ve soğutma işlemlerine tabi tutulduklarında çelikler gibi tepki vermezler.

Çoğu durumda, erime sıcaklıklarının üzerinde alaşımlanmış iki veya daha fazla metal, katı çözelti aralığında devam eden birbiri içinde tamamen çözünür. Örneğin, bakır ve kalay alaşımı kolayca bütün bir bronz "ailesini" oluşturur. Bu alaşımlar için, yüksek sıcaklıkta oluşan katı çözeltiler, oda sıcaklığında veya altında tamamen kararlı kalır. Bu nedenle, böyle bir alaşım yalnızca soğuk işlemle sertleştirilebilir.

Öte yandan, birçok alaşım, yüksek sıcaklıkta kolayca çözünebilen, ancak ısıl işlemle sertleştirme için temel gereklilik olan oda sıcaklığında çok daha az çözünen veya çözünmeyen fazlar veya bileşenler içerir (Boyer, 2013).

### 4.1. Homojenleştirme

Magnezyum alaşımı, düşük yoğunluk ( $1.738\text{g/cm}^3$ ), yüksek özgül mukavemet, yüksek özgül sertlik ve iyi şok emme performansı gibi avantajlara sahiptir. Otomotiv,

elektronik, havacılık, uzay ve diğer alanlarda yaygın olarak kullanılmaktadır ve önemli uygulama değerlerine ve geniş uygulama beklentilerine sahiptir, “yeşil mühendislik malzemesi”dir (Mordike, 2002; Polmear, 1994; von Buch ve ark., 1999). Magnezyum alaşımının döküm durumundaki mikro yapısının dendritler şeklinde büyümesi kolaydır ve ana alaşım elementlerinin ayrışması ciddidir, bu da alaşımın plastik işlenebilirliğini azaltır. Alaşım yapısının ve bileşiminin üniformitesini geliştirmek için, alaşımın plastik deformasyonundan önce külçenin homojenize ısıtılmasına tabi tutulması gerekir. Mg-Sn serisi magnezyum alaşımı, büyük uygulama beklentileri olan bir dizi ısıya dayanıklı magnezyum alaşımıdır. Mg-Sn'nin ötektik sıcaklığı 562°C'dir. Ötektik noktada, Sn'nin Mg içindeki katı çözünürlüğü ağırlıkça %14,85'tir. Sıcaklık ötektik noktanın altına düştüğünde, Sn'nin Mg içindeki katı çözünürlüğü hızla azalır ve 200°C'de ağırlıkça %0,45'e düşer. Böyle büyük bir katı çözünürlük ve katı çözünürlük değişimi, Mg-Sn serisi magnezyum alaşımlarının katı çözelti güçlendirmesi ve yaşlanma güçlendirmesi için iyi bir temel sağlar (C. Liu ve ark., 2021; Radha ve Sreekanth, 2020b; J. Wang ve ark., 2021; Ye ve ark., 2018).

Bununla birlikte, döküm hali Mg-Sn-Al magnezyum alaşımının döküm mikro yapısında birçok kaba dendrit vardır. Alaşım elementlerinin katı çözelti güçlendirme ve eskime güçlendirme etkilerine tam anlamıyla yer vermek için, alaşımın homojenleştirilmiş ısıtılmasına tabi tutulması gerekir. Homojenleştirme işlemi, denge dışı ötektik yapıyı ortadan kaldırmak, dendrit ayrışmasını iyileştirmek, alaşımın plastik deformasyon kabiliyetini geliştirmek ve aynı zamanda matristeki alaşım elemanlarının katı çözünürlüğünü artırır, bu da yapıyı sıcak deformasyon işlemine ve alaşımın yaşlanan çökmesine hazırlayabilir (Fong ve ark., 2020; Huang ve Huang, 2019; Radha ve Sreekanth, 2020a). Homojenleştirme işlemi sırasında, Mg<sub>2</sub>Sn fazının yeniden çözülmesi, alaşımın yapısını ve özelliklerini kontrol etmenin anahtarıdır.

#### **4.2. Çökeltme Sertleşmesi**

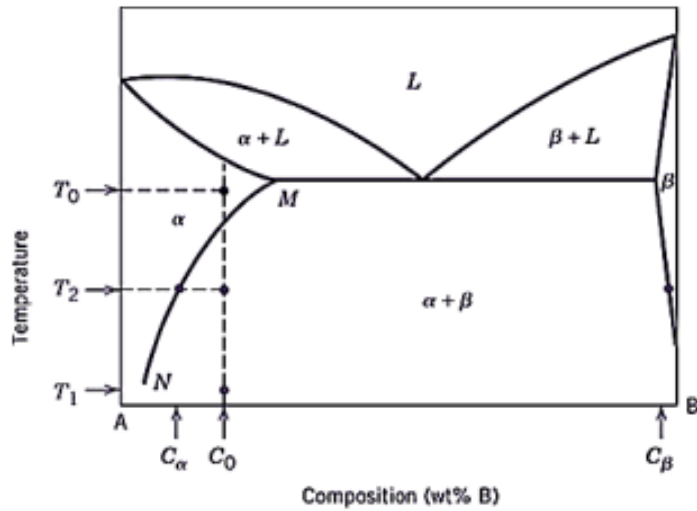
Çökeltme sertleşmesi işlemi aynı zamanda yaşlandırma sertleşmesi olarak da bilinir. Tek faz bölgesi içeren alaşımların birbirleri içerisinde kayda değer miktarda çözünmesine yönelik uygulanan bir ısıtılma işlemidir. Çökeltme sertleşmesi ile değişen malzeme yapısı ve yapıda oluşan çeşitli fazların ana faz içerisinde çökeltmesi sağlanmaktadır. Yapı içerisinde dağılmış halde bulunan bu çökeltmeler, dislokasyon hareketlerini engelleyerek, bu sayede ısıtılma işlemi görmüş alaşımların mukavemetini

artırmış olur. Çökelme sertleşmesi ısıl işlemi ile magnezyum esaslı alaşımlar, alüminyum alaşımları, bakır alaşımları ve titanyum alaşımlarının sertlik ve mukavemet değerleri artmaktadır.

Uygulanacak ısıl işlem, faz denge diyagramlarında solvüs eğrisi içeren alaşım sistemlerine uygulanmakta olup, bu eğri altındaki bir sıcaklıkta ısıl işlem gerçekleştirilmektedir. Çökelme sertleşmesi temel olarak üç aşamada gerçekleştirilmektedir. Bu aşamalar; çözeltiye alma, ani soğutma ve yaşlandırma işlemlerinden oluşmaktadır.

#### 4.2.1. Çözeltiye alma

Çökelme sertleştirilmesi öncesinde çözeltiye alma işlemi ile malzemede gerekli olan tek fazlı mikroyapının oluşturulması amaçlanmaktadır. Bu aşamada alaşımlar, faz diyagramında belirtilen malzemelerin erime noktası altındaki belirli bir sıcaklığa ( $T_0$ ) kadar ısıtılır. Alaşım içerisinde bulunan bütün fazlar ( $\alpha$  ve  $\beta$ ), tek faz içinde çözünmesi için bu sıcaklıkta bekletilir. Uygulanan bu işlem ile bekleme süreleri, alaşım yapılarına göre değişiklik göstermektedir. Isıl işlem sürecinin önemli bir aşaması olan çözeltiye alma işlemi, metal alaşımlardan istenilen sertlik, mukavemet ve mekanik özellikler elde etmek için kritik bir öneme sahiptir (Savaşkan, 1999).



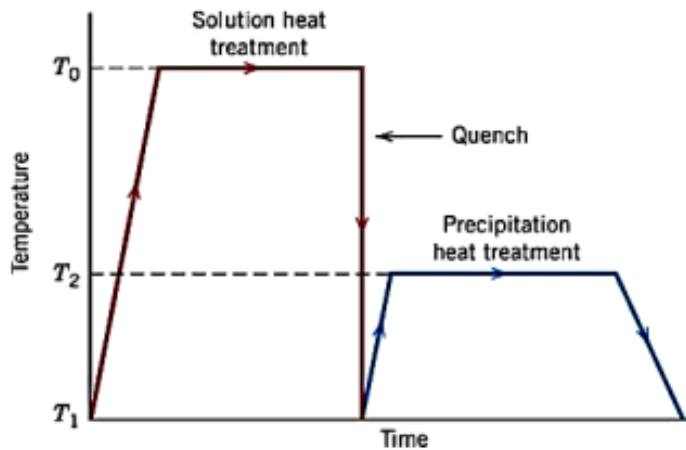
**Şekil 4.1.** Çökeltilerek sertleştirilebilir alaşımın faz diyagramı (Jayashree ve ark., 2013).

### 4.2.2. Ani Soğutma

Ani soğutma aşaması aynı zamanda su verme işlemi olarak da bilinir. Su verme işlemi, tek fazlı ( $\alpha$ ) olarak elde ettiğimiz katı çözeltiden çökeltilerin oluşmasını engellemek amacıyla  $T_1$  sıcaklığında ani olarak soğutma işlemidir. Ani soğutma işlemi ile birlikte bir soğutma ortamına maruz bırakılan  $T_1$  sıcaklığındaki malzemenin, aşırı doymuş bir yapı elde edilir. Elde edilen aşırı doymuş yapı kararsız bir durumda olduğundan alaşım elementlerinin çözebileceği miktardan daha fazla madde çözecek olması anlamına gelir. Bu malzemeyi kararlı bir duruma getirmek, malzemenin yaşlandırılması ile sağlanacaktır (Savaşkan, 1999).

### 4.2.3. Yaşlandırma

Yaşlandırma aşaması, malzemenin solvus eğrisi altındaki bir sıcaklığa ısıtılması işlemidir. Isıtma sebebiyle, malzemedeki atomlar yalnızca kısa mesafelerde yayılabilir. Bu da malzemenin ince bir şekilde dağılmış bir çökelti tabakası elde etmesi anlamına gelir. Bu nedenle dislokasyon hareketinin azaltılmasıyla daha yüksek mukavemet elde edilir. Kısacası, yaşlandırma, dislokasyon hareketini engellerken çökeltiler oluşturmak için alaşımın solvus eğrisinin altına ısıtılması ve malzemeyi önemli ölçüde güçlendiren bir yapı oluşturulmasıdır. İki tür yaşlandırma yöntemi bulunur. İlk olarak oda sıcaklığında kendiliğinden bekletilerek yapılan yaşlandırma doğal, ani soğutma işleminin ardından ısıtılarak yapılan yaşlandırma ise yapay yaşlandırmadır (Erdoğan, 1998).



**Şekil 4.2.** Yaşlandırma ısıl işleminin sıcaklık-zaman grafiği (Jayashree ve ark., 2013).

Fidan ve ark. (2013) yaşlandırma sırasında  $\alpha + \beta$  bölgesinde daha az çökelen  $\beta$  fazı miktarının erozyon direncinde artışa ve yüzey sertliğinde azalmaya neden olduğunu

bulmuşlardır. Öte yandan  $\beta$  faz bölgesi  $\alpha$  martenzit, ince  $\beta$  çökeltisine dönüşerek malzeme sertliğinde artışa ve erozyon direncinde düşüğe neden olmuştur.

### 4.3. Mg Alaşımlarının Isıl İşlemi

Magnezyum alaşımlarının mekanik özelliklerini daha da geliştirmek için ısıl işlemler kullanılabilir. Terminolojisi alüminyum ısıl işlem atamalarını takip eden magnezyum alaşımları ile kullanılabilen iki ısıl işlem, T5 ve T6 ısıl işlem programlarıdır. T5 işlemi, numunenin işleme sırasında yüksek bir sıcaklıktan soğutulduğu ve ardından yapay olarak yaşlandırıldığı anlamına gelir. Yapay yaşlanma, mikro yapının uzun süreler boyunca yaşayacağı değişiklikleri hızlandırmak için bir malzemeyi orta derecede yüksek bir sıcaklığa maruz bırakma uygulamasıdır. Bu, mikro yapının daha kısa bir sürede sabit bir duruma ulaşmasını sağlar ve ince fazların çökmesine yol açabilir. T6 işlemi, numunenin bir çözelti ısıl işlemine tabi tutulduğu, söndürüldüğü ve ardından yapay olarak yaşlandırıldığı bir işlemdir. Çözelti ısıl işlemi, bir malzemeyi sıvı fazların oluşmadığı ancak mikro yapıdaki bileşenlerin katı çözeltiliye girdiği daha yüksek bir sıcaklığa maruz bırakma işlemidir. Numune daha sonra oluşan katı solüsyonu kilitlemek için söndürülür. Bu işlemlerin her ikisi de alaşımların özelliklerini değiştirmek için kullanılabilir ve magnezyum ve alüminyum alaşımları için yaygın bir uygulamadır (Klarner, 2018).

Döküm yöntemi ile üretilen Mg alaşımları, genellikle yaklaşık 380-420°C sıcaklık aralığında ısıtılarak yaşlandırma işlemi gerçekleştirilir. Magnezyum, yanıcı bir element olup, 400°C'nin üzerindeki bir sıcaklığa çıkarıldığında eğer koruyucu bir atmosfer yoksa Mg yanmaya başlar ve mikroyapıda boşluklar meydana getirir. Malzemenin oksitlenmesini önlemek için ısıl işlem ortamını, yaklaşık %0,7 ila %1,0 oranlarında SO<sub>2</sub>'li hava atmosferinde korunur. T6 ısıl işlemi, yani ısıl işlem uygulandıktan sonra yapay yaşlandırılmış dökme malzemeler, uygulanan ısıl işlem ile malzemenin döküm halinden daha iyi sonuçlar vermekte olup, alaşımların mukavemetini artırmaktadır. Genellikle Mg alaşımları 175-200°C sıcaklık aralığında yapay yaşlandırma (T6) ısıl işlemine maruz bırakılarak alaşımların mukavemetinin artması beklenir (Oğuz, 1990).





## 5. MATERYAL VE YÖNTEM

### 5.1. Çalışma Programı

Bu çalışmada kokil döküm alaşımı olan Mg-3Sn-3Al (AT-33), çeşitli oranlarda Ti ve Nd elementleri ilave ederek mekanik özelliklerin incelenmesi amaçlanmıştır. Çalışmanın üretim aşamasında ilk olarak AT-33 alaşımına sırasıyla %0,05, %0,1 ve %0,2 oranlarında Ti ve Nd elementleri katılarak kokil döküm yöntemiyle şekillendirilmiştir. Elde edilen alaşımlara çekme testleri yapılarak numunelerin mikroyapısal özellikleri, optik ve taramalı elektron mikroskopuyla (SEM) metalografik incelemeleri yapılmıştır.

### 5.2. Alaşımların Hazırlanması-Döküm

Mg-3Sn-3Al döküm alaşımlarının üretilmesinde literatür çalışmasında bahsedildiği üzere birçok teknik yöntem mevcuttur. Bu çalışmada, mevcut döküm yöntemlerinden olan kokil döküm yöntemi kullanılarak magnezyum-alümiyum-kalay alaşımları üretilmiştir.

Alaşımlar ticari saflıkta magnezyum (%99,85), alümiyum (%98,9), kalay (%99,9), Al-6Ti ve Mg-20Nd malzemeleri kullanılarak 1200 °C'ye kadar çıkabilen bir elektrikli direnç fırını kullanılmış ve CO<sub>2</sub>%2SF<sub>6</sub> koruyucu gaz atmosferi altında, çelik pota içerisinde ergitme yapılmıştır. 760 °C'de 20 dakika bekletilen sıvı alaşım fırından alınarak gaz koruması altında kapalı kutuya taşınmış ve sonrasında 150 °C'ye ısıtılmış kokil kalıba külçe halinde dökülmüştür. Üretilen alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri Tablo 5.1'de gösterilmiştir.

**Tablo 5.1.** Üretilen alaşımların % ağırlıkça kimyasal bileşimleri.

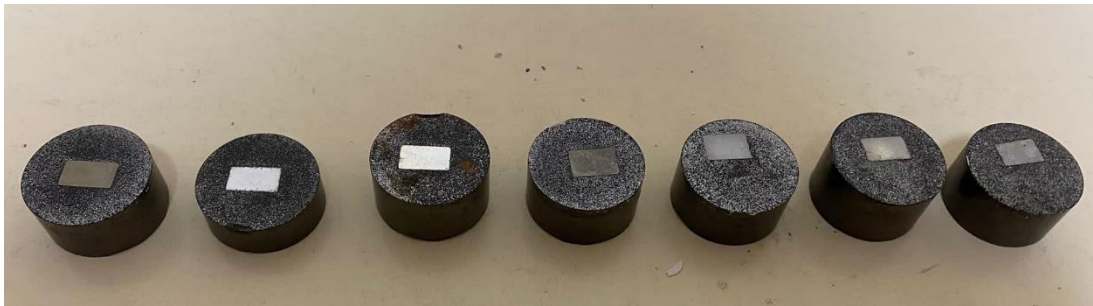
Alaşım	Alaşım No	% Al	% Sn	% Ti	% Nd	% Sr	% Mg
Mg3Sn3Al	1	2.6	3.6	-	-	-	Bal.
Mg-3Sn-3Al-0.05 Ti	2	2.4	3	0.06	-	-	Bal.
Mg-3Sn-3Al-0.1 Ti	3	2.3	3	0.12	-	-	Bal.
Mg-3Sn-3Al-0.2 Ti	4	2.5	2.99	0.23	-	-	Bal.
Mg-3Sn-3Al-0.05 Nd	5	2.5	2.7	-	0.03	-	Bal.
Mg-3Sn-3Al-0.1 Nd	6	2.4	3.1	-	0.13	-	Bal.
Mg-3Sn-3Al-0.2 Nd	7	2.5	3.2	-	0.22	-	Bal.



Şekil 5.1. Hazırlanan alaşımların ergitilmesi.



Şekil 5.2. Kokil kalıba döküm.



Şekil 5.3. Döküm sonrası elde edilen numuneler.

### **5.3. Isıl İşlem Uygulaması**

6x4x32 mm ebatlarında kesilen numuneler alüminyum folyo ile kaplanarak ısı iletimi homojen bir şekilde sağlanmıştır. Alüminyum folyo ile kaplanan deney numuneleri daha sonra silis kumu ve grafit tozu karışımına gömülerek dışarıya ile tamamen temasları kesilmiştir. Önceden belirlenen sıcaklık ve zaman aralıklarında, numunelerin homojenleştirme ve yaşlandırma işlemi için fırında bekletilmiştir.

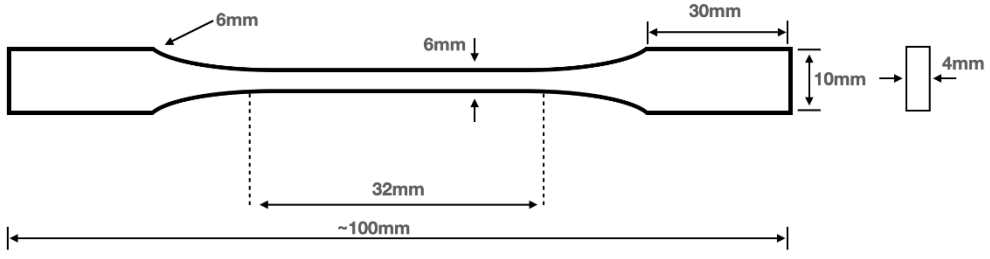
Homojenleştirme ısıl işlemi uygulamasında 430°C tek fazlı bölgede fırın içerisinde 24 saat boyunca bekletilen malzemeler daha sonrasında suda soğutma işlemine tabi tutulmuştur. Ürettiğimiz 7 alaşımı 200°C'de 100 saat ve 300 saat olmak üzere yaşlandırma ısıl işlemine maruz bırakarak, ardından malzemelerin soğuması için oda sıcaklığında bekletilmiştir.

### **5.4. Metalografik İncelemeler**

AT-33 alaşımlarına ait kokil kalıba döküm yöntemiyle üretilen dökümlerden metalografik inceleme için uygun numuneler seçilmiştir. Numuneler sırasıyla 320-400-600-800-1000 ve en son olarak 1200'lük zımparalarla zımparalanmıştır. Numuneler elmas ve alümina kullanılarak parlatılmıştır ve keller çözeltisi (15 ml Asetik Asit, 4.5 g Pikrik Asit, 30 ml Su ve 75 ml Etanol çözeltisi) ile numuneler dağlanmıştır.

### **5.5. Çekme Deneyi**

Çekme deneyi oda sıcaklığında (20°C) bir test makinesinde (Instron 5569) 1,8 mm/dak'lık bir çapraz kafa hızı çekme testi ile gerçekleştirilmiştir. Bahsedilen çekme testi cihazı Şekil 5.4'de yer verilmiştir. Her bir numunenin çekme mukavemeti hesaplanırken 2'şer adet numune kullanılmıştır ve çekme hızı da 0,0025 sn<sup>-1</sup> olarak ayarlanmıştır. Çekme testleri, numuneler bir elektrik deşarjlı işleme (EDM) ile kesilmiş ve her alaşımdan 5 numune test edilmiştir. ASTM E8M Standart Test Yöntemine göre metalik malzemelerin çekme testi için her numunenin ölçü boyutu 6×4×32 mm olması gerekmektedir.



Şekil 5.4. Çekme deneyi numunesi.

## 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE DEĞERLENDİRİLMESİ

### 6.1. Mikroyapı İncelemesi

AT-33 Mg alaşımı ve ilave elementlerine göre ısıl işlem öncesi ve sonrası için mikroyapı sonuçları aşağıda verilmiştir. Her bir alaşım için mikroyapısal özellikler, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve optik mikroskobu kullanılarak incelenmiş ve sonuçları yorumlanmıştır. Isıl işlem öncesinde ve sonrasında alaşımların mikroskop görüntüleri alınmıştır. SEM görüntüleri ise AT-33 alaşımına %0,05, %0,1 ve %0,2 oranlarında Ti ve Nd ilavesi sonucu tespit edilmiştir.

#### 6.1.1. Isıl işlem öncesi mikroyapı ve EDS analizi

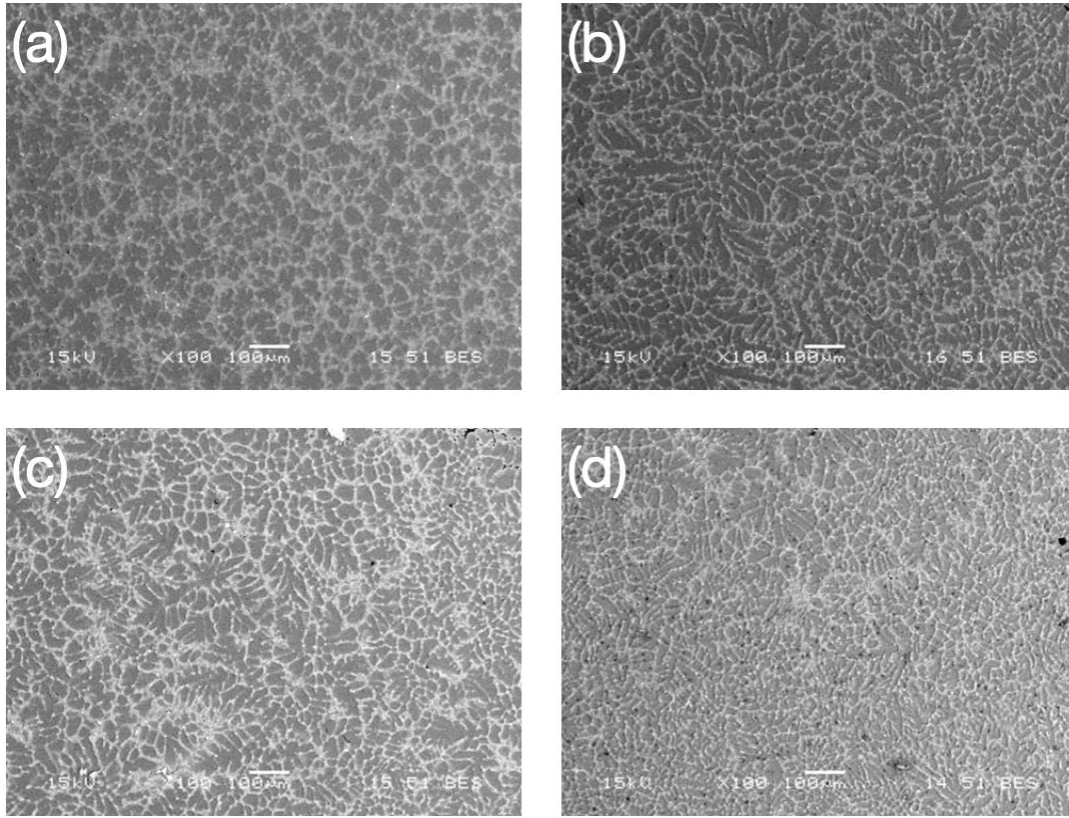
Temel alaşımın bileşimi, magnezyum alaşımlarında Sn ve Al etkisinden bahseden önceki diğer araştırmalara dayanarak seçilmiştir. Bu nedenle alaşımda hem Sn hem de Al içeriği %3 (ağ.) olarak belirlenmiştir (Kabir, 2015).

Şekil 6.1 (a)'da kokil döküm yöntemi ile dökülmüş Mg-3Sn-3Al alaşımının mikroyapısı gösterilmektedir. Yapının  $\alpha$ -Mg dendiritlerinden, ötektik ağdan ve Mg<sub>2</sub>Sn intermetaliklerden oluştuğu görülmektedir.  $\alpha$ -Mg dendiritlerin tane boyutu yaklaşık 50–80  $\mu$ m'dir.  $\alpha$ -Mg dendiritlerinde Al elementinin çözünmesi nedeniyle Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> fazı SEM görüntüsünde görülmemiştir. Mg<sub>2</sub>Sn fazları, kalın tane sınırlarında veya kaba ötektik ağda bulunur. Mg<sub>2</sub>Sn fazının şekli hem uzun bir çubuk hem de dairesel bir şekildedir.

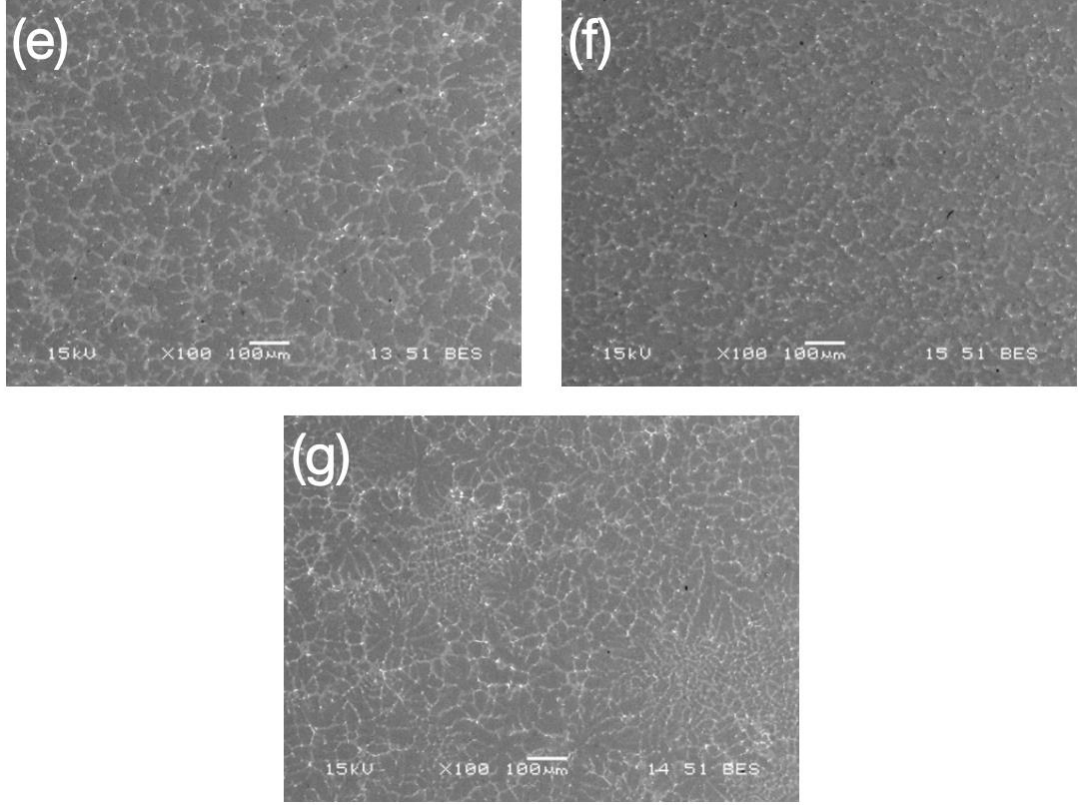
Ti ilavesinin bir sonucu olarak, Şekil 6.1 (b), (c) ve (d)'de baz alaşımın mikro yapısının değiştirildiği görülmektedir.  $\alpha$ -Mg dendiritlerinin boyutunun 50 mikrometrenin altına düştüğü, ötektik ağ yapısının incelendiği ve Mg<sub>2</sub>Sn fazının küresel şekle dönüştüğü belirlendi. Şekil 6.1 (b)'de gösterildiği gibi, Ti ilavesinin bir diğer etkisi, Ti ilavesindeki artışın alaşımın dendirit boyutunu düşürmesidir. Mg'de Ti çözünürlüğü olmadığı için yapıdaki Titanyum varlığı  $\alpha$ -Mg tane sınırlarında Al<sub>3</sub>Ti şeklindedir. Mg<sub>3</sub>Sn<sub>3</sub>Al alaşımına Ti ilavesi ile  $\alpha$ -Mg'de çözünmüş Al miktarının temel Mg-3Sn-3Al alaşımına göre arttığı EDS analizlerinde görülmüştür. Ti ilavesi ile mikroyapı boyunca Al ve Sn miktarlarının değişimi incelendiğinde AT-33 alaşımına göre Al miktarının  $\alpha$ -Mg merkezinde ortalama %2,5'a ulaştığı ve ötektik bölgeye doğru

ilerledikçe arttığı belirlenmiştir. Sn ise yeniden ötektik bölgede yoğunlaşmıştır. AT-33 alaşımına; %0,05 oranında titanyum ilavesinin mikroyapı görüntüsü Şekil 6.1 (b)'de, %0,1 oranında titanyum ilavesinin mikroyapı görüntüsü Şekil 6.1 (c)'de ve %0,2 oranında titanyum ilavesinin mikroyapı görüntüsü Şekil 6.1 (d)'de verilmiştir.

Nd ilavesinin bir sonucu olarak, Şekil 6.1 (a)'daki baz alaşımın mikro yapısının değiştiği görülmektedir. Yüksek miktarlarda Al içeren durumlarda Nd elementi ilavesi tane sınırları boyunca  $Mg_{17}Al_{12}$  fazının oluşmasına neden olmaktadır. Nd elementinin tane boyutunu küçültücü etkisi bulunmakta olup ayrıca AT-33 alaşımının genel olarak dökülebilirliğini ve sertliğini arttırmaktadır. AT-33 alaşımına; %0,05 oranında neodyum ilavesinin mikroyapı görüntüsü Şekil 6.1 (e)'de, %0,1 oranında neodyum ilavesinin mikroyapı görüntüsü Şekil 6.1 (f)'de ve %0,2 oranında neodyum ilavesinin mikroyapı görüntüsü Şekil 6.1 (g)'de verilmiştir.



**Şekil 6.1.** Isıl işlem uygulanmamış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7.



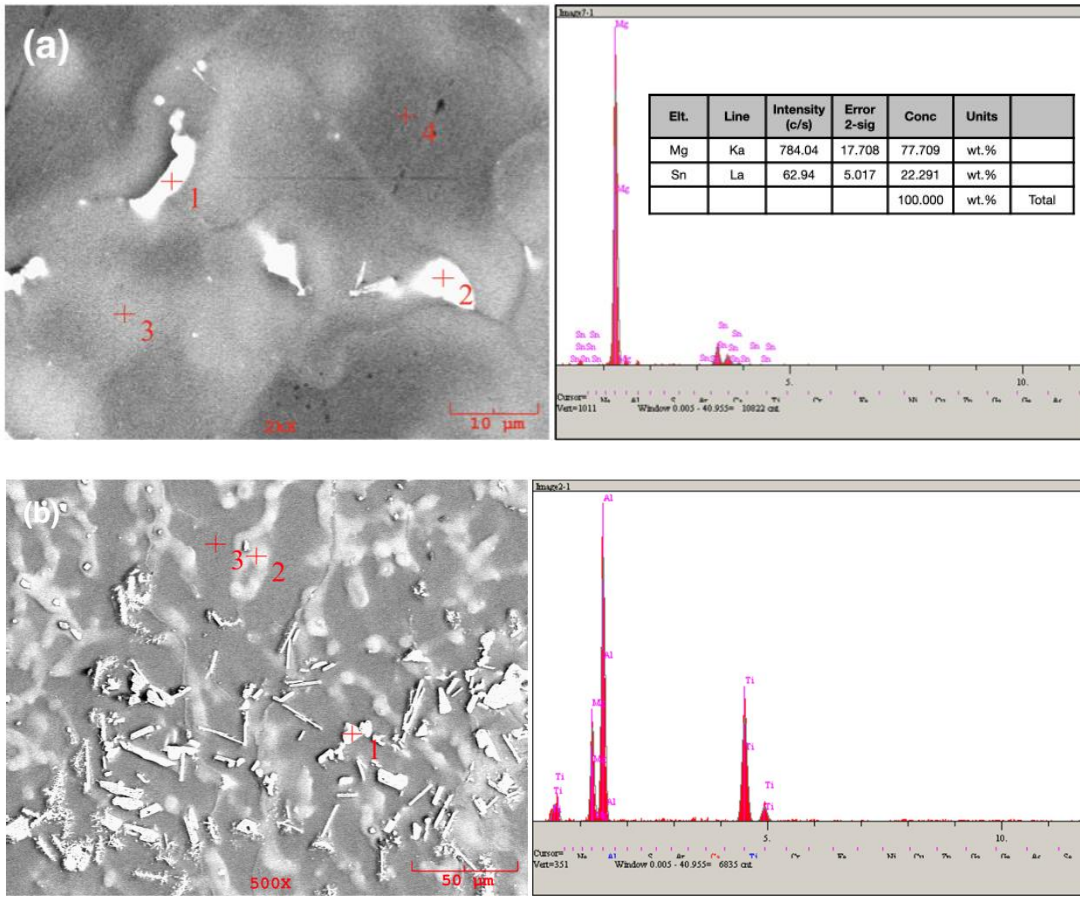
**Şekil 6.1. (Devamı):** Isıl işlem uygulanmamış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7.

Şekil 6.2 (a)'da, 1 ve 2 noktaları intermetalik  $Mg_2Sn$ 'yi temsil etmektedir. 3. nokta tane sınırından EDS sonuçlarını ve  $\alpha$ -Mg merkezinden 4. noktayı gösterir. EDS sonuçlarına göre Al ve Sn miktarının  $\alpha$ -Mg merkezinden tane sınırlarına doğru arttığı belirlenmiştir. Ortalama Al içeriği,  $\alpha$ -Mg'nin çekirdeğinde %0,7, dışa doğru %1,35 ve son olarak tane sınırında ise %3,5'tir. Sn hem  $Mg_2Sn$ 'de hem de tane sınırlarında yoğunlaşmıştır.

Al'nin oda sıcaklığında  $\alpha$ -Mg içindeki çözünürlüğünün %2,8 ve Sn'nin çözünürlüğünün %0,13 olduğu belirtilmektedir (Kabir, 2015). Bu da Ti ilavesinin katı çözümlerde çözünen Al miktarını  $\alpha$ -Mg etkilediğini ve Al oranının katı çözümlerde daha yüksek oranda kaldığını göstermektedir.  $\alpha$ -Mg'nin Sn çözünürlüğü oda sıcaklığında çok düşük olduğu için Ti ilavesinin Sn çözünürlüğünü etkilemediği gözlemlendi. Alaşıma Al-6Ti formunda Ti eklenmiştir. Al alaşımlarına eklenen Ti,  $Al_3Ti$  şeklinde heterojen çekirdeklenme sağlayarak mikroyapıyı değiştirir. Böylece alaşımın tane yapısı kontrol edilebilmekte ve alaşımın özelliklerinde değişimler elde edilebilmektedir. Bu çalışmada eklenen Ti elementinin Al alaşımında olduğu gibi aynı etkiye sahip olduğu

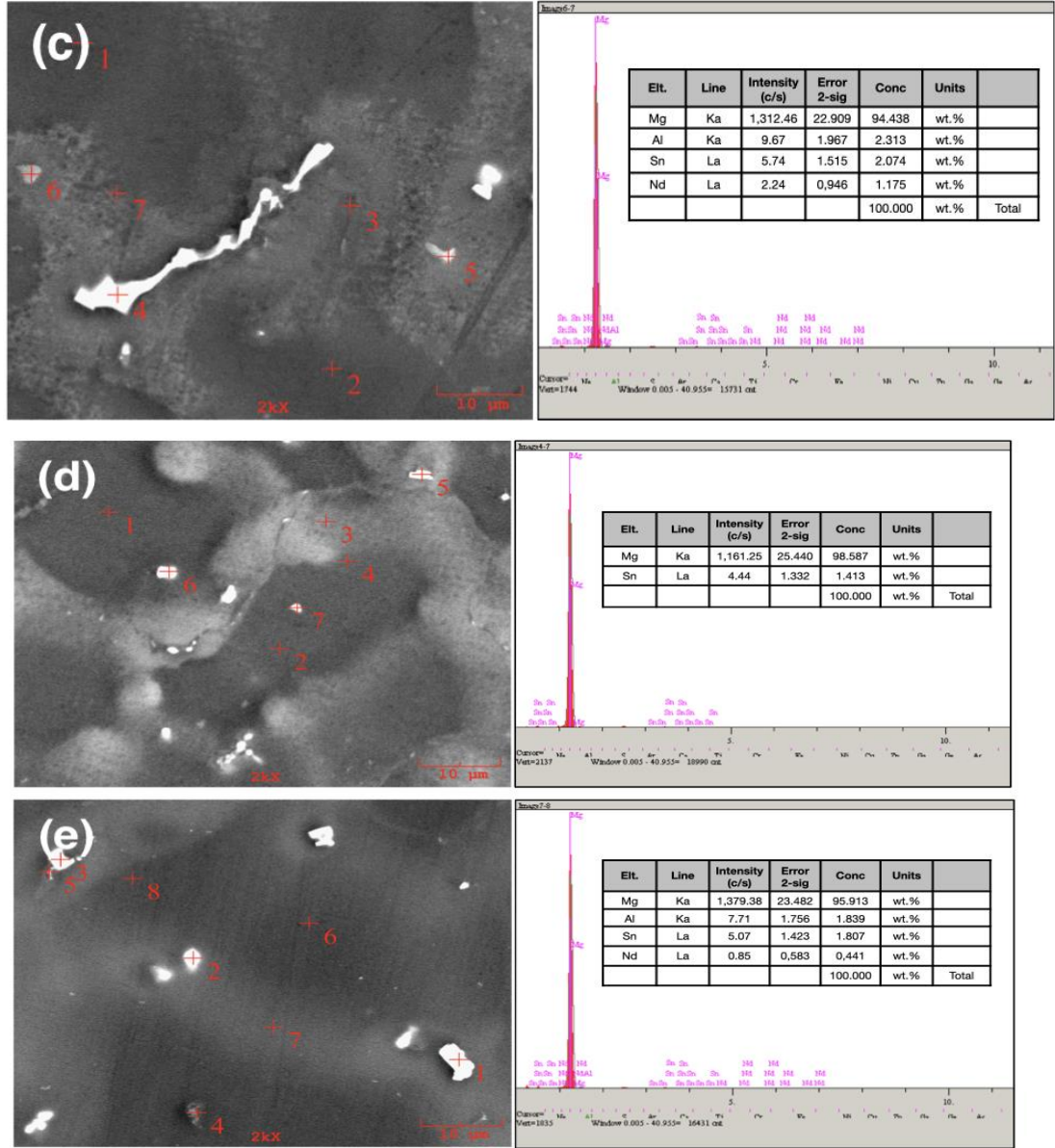
gözlenmiştir. Yani  $Al_3Ti$  formundaki tanecikler çekirdekleşerek ve en son katılacak sıvı bölgesinde bulunarak mikroyapıyı etkilemiştir. Yapıdaki  $Al_3Ti$  parçacıklarının  $\alpha$ -Mg'de aşırı miktarda bulunan Al atomlarının uzaklaştırılmasını engellediği ve  $\alpha$ -Mg'de Al konsantrasyonunun artmasına neden olduğu düşünülmektedir. Böylece alaşımdaki Al miktarı %2'nin üzerinde olsa bile yapıda bulunması gereken  $Mg_{17}Al_{12}$  bileşiğinin oluşumu Ti ilavesi ile engellenir. Şekil 6.2 (b)'de görüldüğü üzere  $Al_3Ti$  parçacıklarının SEM mikroyapısı ve EDS analizi verilmiştir.

Neodyum ilavesi ile de AT 33 alaşımında mikroyapının incelenmesi ile birlikte yapıda intermetalikler oluşturarak çekme mukavemetinde artışlara neden olduğu bulunmuştur. Şekil 6.2 (e)'de görüldüğü üzere  $Mg_{3Sn}Al$ -%0,2Nd alaşımının SEM mikroyapısı ve EDS analizi verilmiştir.



**Şekil 6.2.** Isıl işlem öncesi alaşımların SEM mikroyapısı ve EDS analizi görüntüleri; a) Alaşım 1, b)  $Al_3Ti$  parçacıkları, c) Alaşım 5, d) Alaşım 6, ve e) Alaşım 7.



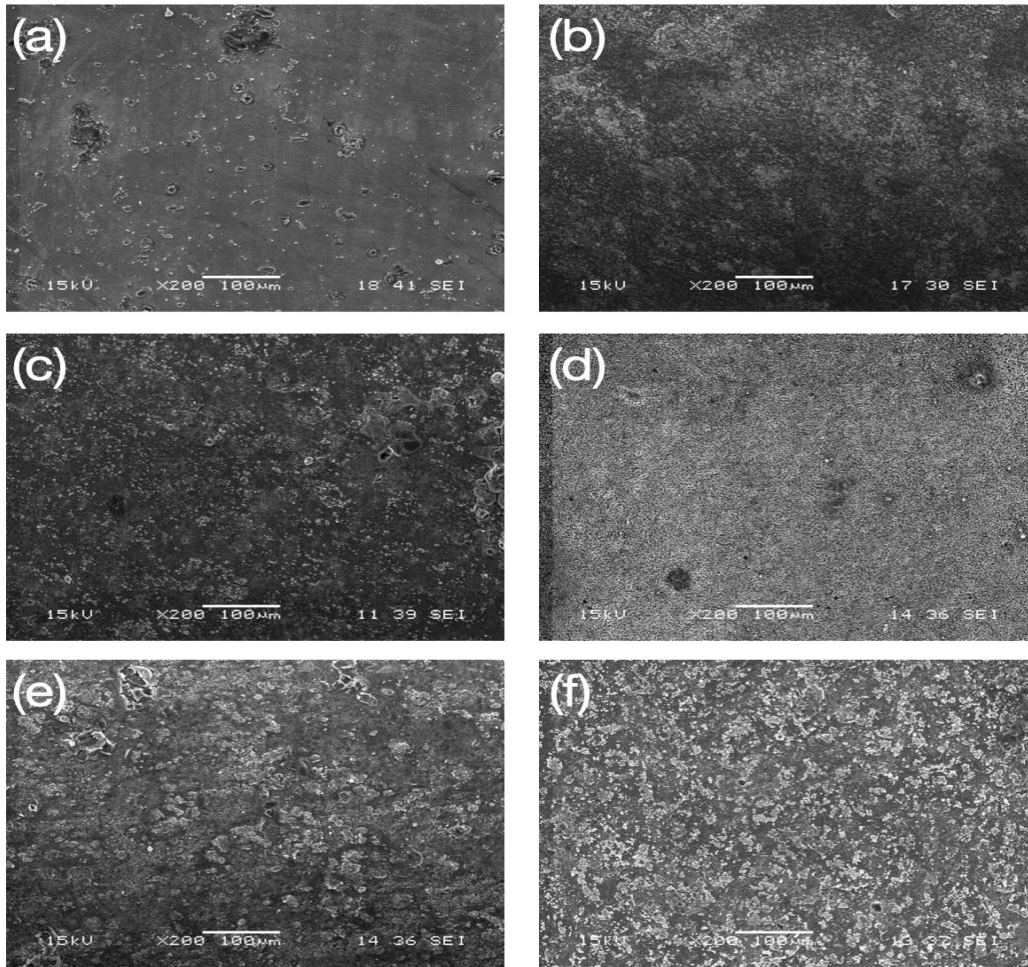


**Şekil 6.2. (Devamı):** Isıl işlem öncesi alaşımların SEM mikroyapısı ve EDS analizi görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Al<sub>3</sub>Ti parçacıkları, c) Alaşım 5, d) Alaşım 6, ve e) Alaşım 7.

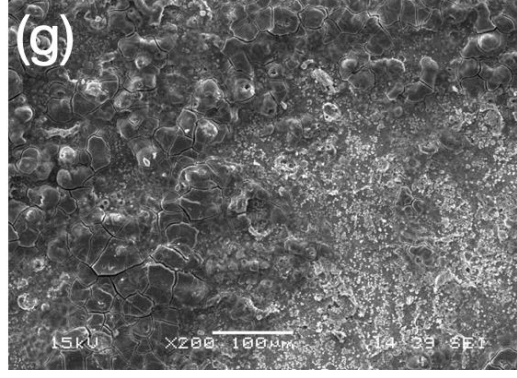
### 6.1.2. Isıl işlem sonrası mikroyapı ve EDS analizi

Kokil döküm yöntemi ile ürettiğimiz Mg alaşımlarından alınan 7 adet çekme numunesini ilk olarak bir paslanmaz çelik kutuya yerleştirilmiştir. Numunelerin oksitlenmesini önlemek için paslanmaz çelik kutu grafit tozu ile doldurulmuştur. Çekme numunelerini bu şekilde fırın içerisine yerleştirdikten sonra numuneler tek fazlı bölgede 430°C'de yaklaşık 24 saat kadar bekletilmiştir. Ardından alaşım içerisinde bulunan bütün fazlar ( $\alpha$  ve  $\beta$ ) çözünerek, tek fazlı ( $\alpha$ ) olarak elde ettiğimiz katı çözeltiden çökeltilerin oluşmasını engellemek amacıyla numunelere teker teker ani olarak soğutma işlemi uygulanmıştır. Daha sonra numuneleri, 175°C sıcaklıkta bir

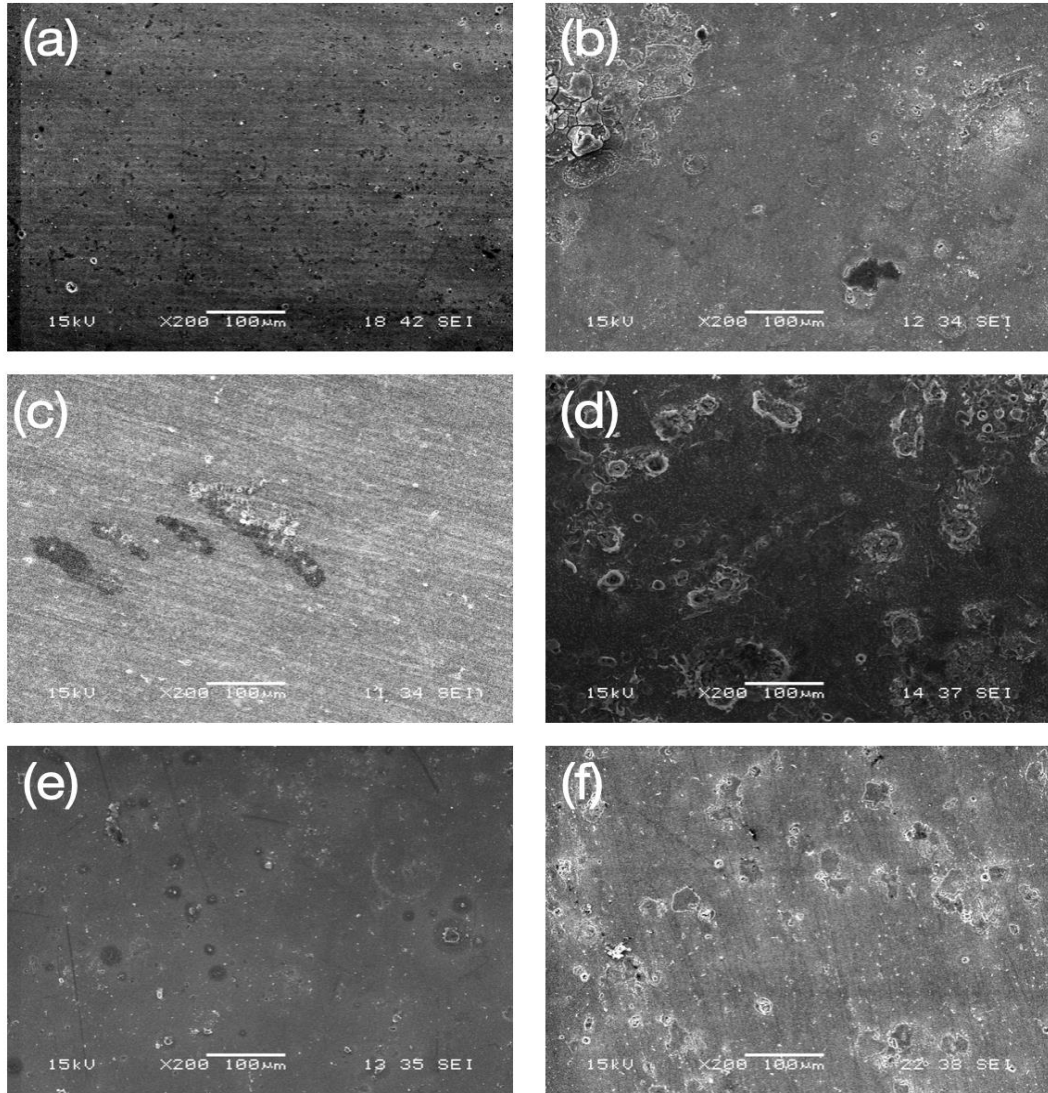
fırın içerisinde yaklaşık 100 ve 300 saat olmak üzere bekletilmiştir. Ardından numuneleri alıp oda sıcaklığında (havada) soğutarak yaşlandırma işlemi gerçekleştirmiştir. Isıl işlem sonrası alaşımların mikroyapılarını incelediğimizde ısıl işlem öncesi mikroyapılardan oldukça farklı oldukları gözükmektedir. Isıl işlem sonrası mikroyapılardaki taneler birbirlerinden ayrılmış şekildedir. Uygulanan ısıl işlem ile mikroyapısını değiştirdiğimiz alaşımların mukavemetlerinde çok fazla değişiklik olmamasına rağmen deformasyon miktarı artmıştır. Bunun sonucu olarak, ısıl işlem sonrası daha küresel bir mikroyapı elde edilmiştir. 100 ve 300 saatlik bekleme sürelerinde alaşımların iç yapılarında birtakım çatlaklar veya boşluklar gözükmektedir. Bunun sebebi, alaşımların fırın içerisindeki bekleme sürelerinden kaynaklı olarak ısıl işlem sonrası malzemede kısmi olarak ergimiş bölgeler olabilir. Şekil 6.3 ve Şekil 6.4'da Ti ve Nd ilaveli alaşımların T6 ısıl işlemi 100 saat ve 300 saat yapay yaşlandırma sonrası mikroyapı görüntüleri görülmektedir.



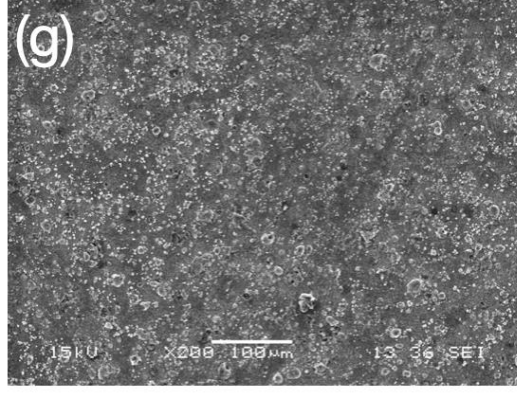
**Şekil 6.3.** T6 ısıl işlemi 100 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7.



**Şekil 6.3. (Devamı):** T6 ısıt işlemleri 100 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7.



**Şekil 6.4.** T6 ısıt işlemleri 300 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7.

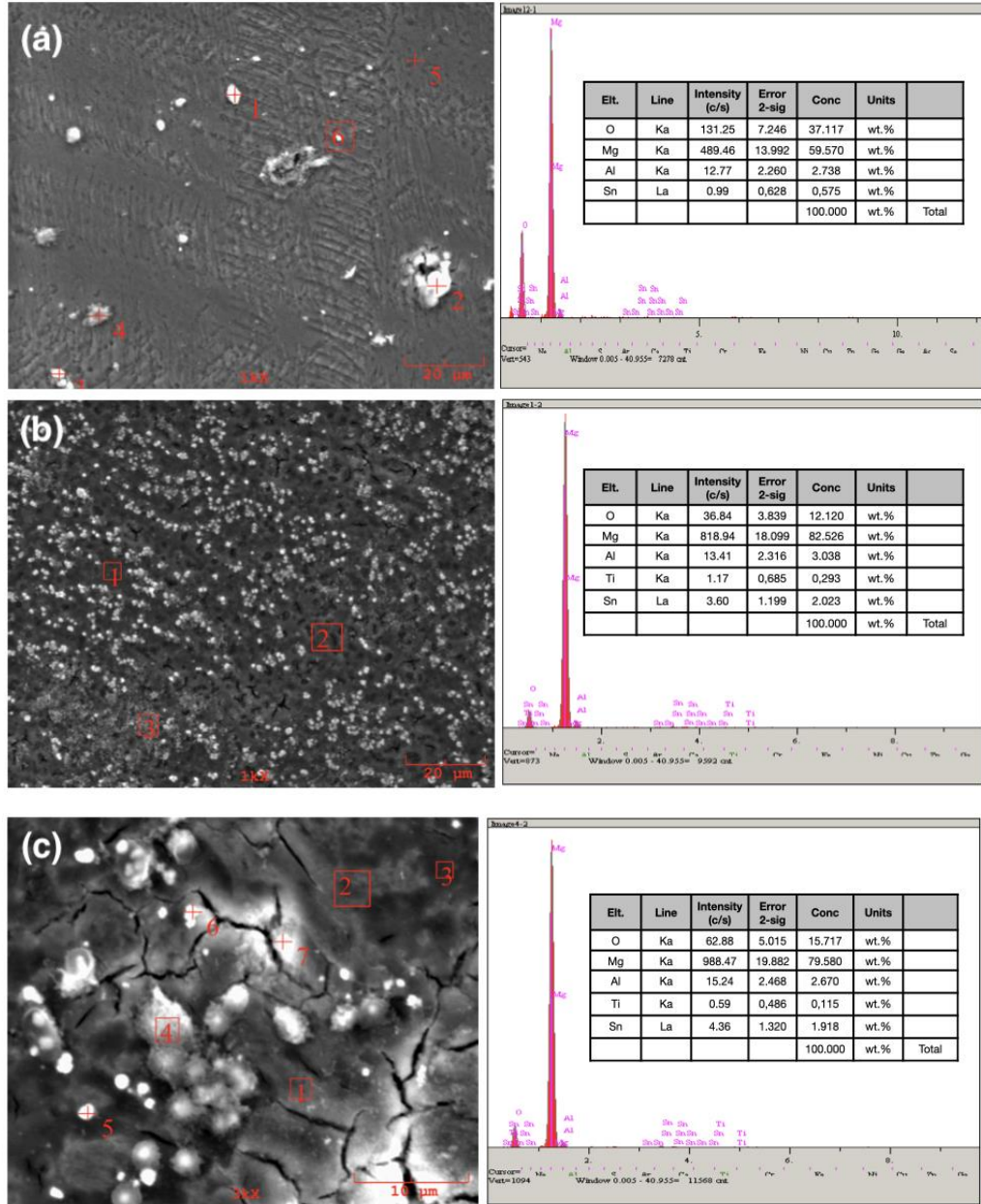


**Şekil 6.4. (Devamı):** T6 ısıl işlemi 300 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7.

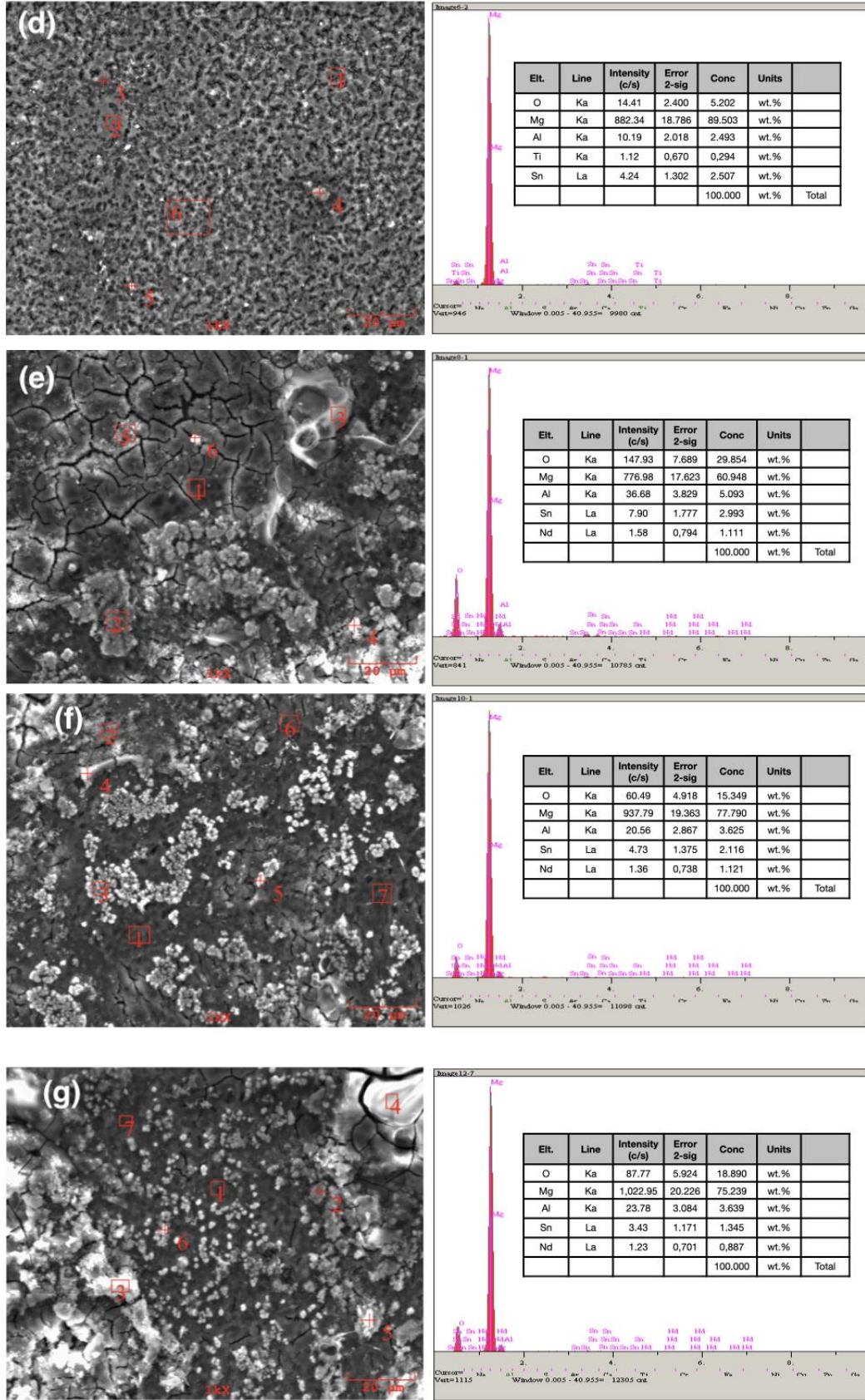
Şekil 6.5 ve Şekil 6.6’da T6 ısıl işlemi uygulanmış alaşımların EDS analiz sonuçları görülmektedir. Şekil 6.5 (a)’da ise AT-33 alaşımının mikroyapısının  $\alpha$ -Mg dendritlerinden oluştuğu görülmektedir. Oda sıcaklığında  $\alpha$ -Mg içerisinde çözünen Al ve Sn miktarları belli olup ısıl işlem öncesi tane sınırlarında var olan  $Mg_2Sn$  intermetalikler çözülmüştür. Isıl işlem sonrası mikroyapılarda Al ile Mg bir intermetalik oluşturmadığı için  $Mg_{17}Al_{12}$  intermetalik yapı içerisinde görülmemiştir. Mikroyapı içerisinde homojen bir şekilde dağılan Al ve Sn atomları, ısıl işlem öncesi elementel olarak ölçtüğümüz (EDS)  $\alpha$ -Mg içerisindeki Al ile Sn miktarı, ısıl işlem sonrası Al ile Sn miktarından daha düşüktür.

Grafit tozuna gömdüğümüz çekme numunelerinin mikroyapılarını incelediğimizde yapıda MgO türü birtakım oksitler görülmüş ve dolayısıyla alaşımların mukavemeti yeterince artmamıştır. Bunun nedeni, grafit tozunun ısıl işlem ortamını yeteri kadar korumamış olmasından kaynaklı numunelerin yüzeyleri oksitlenmiş olabilir. Genel olarak alaşımların içerisine belirli oranlarda ilave ettiğimiz Ti ve Nd elementleri alaşımın mukavemeti artırmıştır.



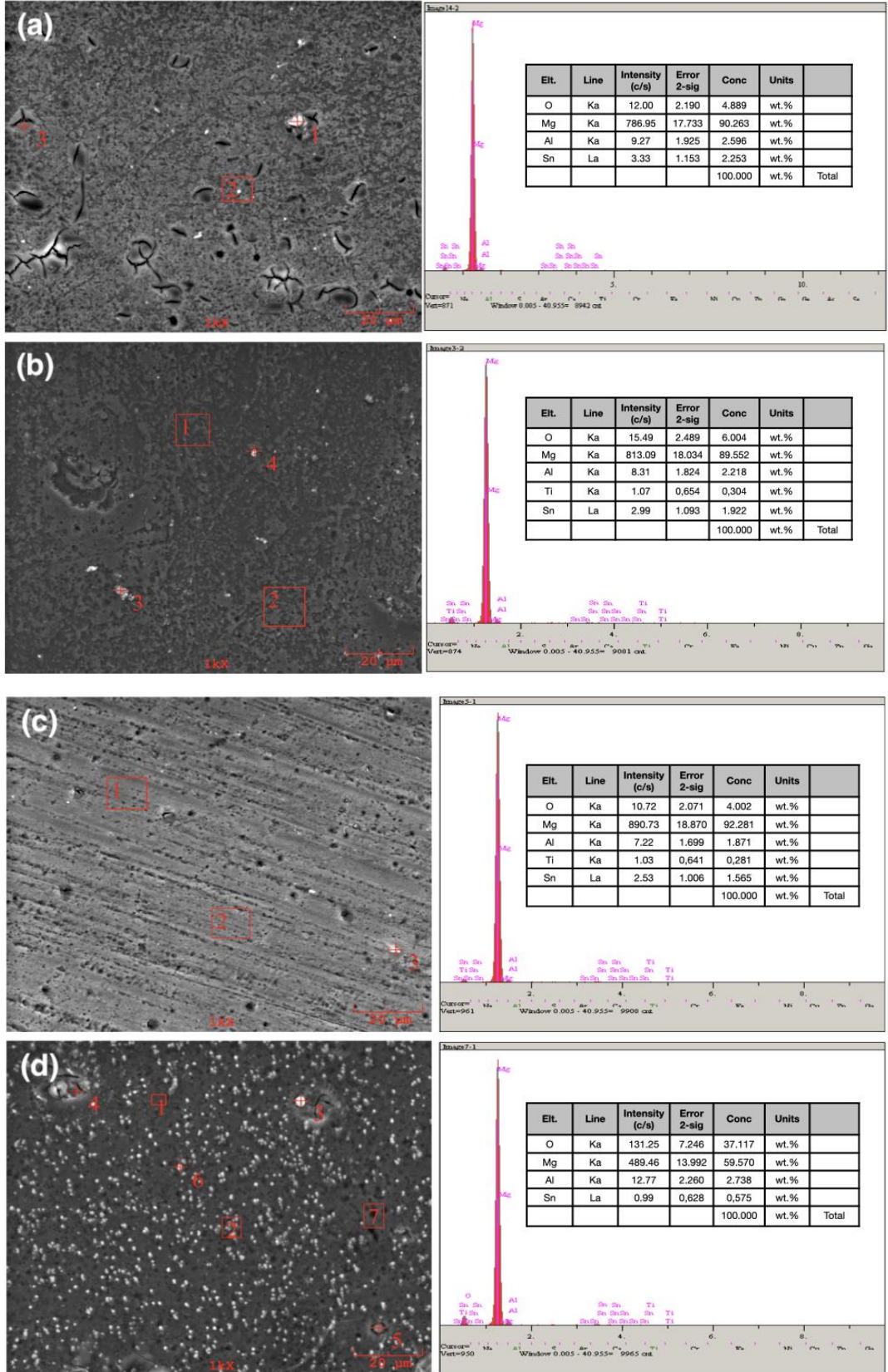


**Şekil 6.5.** T6 ısı işleme 100 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri ve EDS analizleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7.

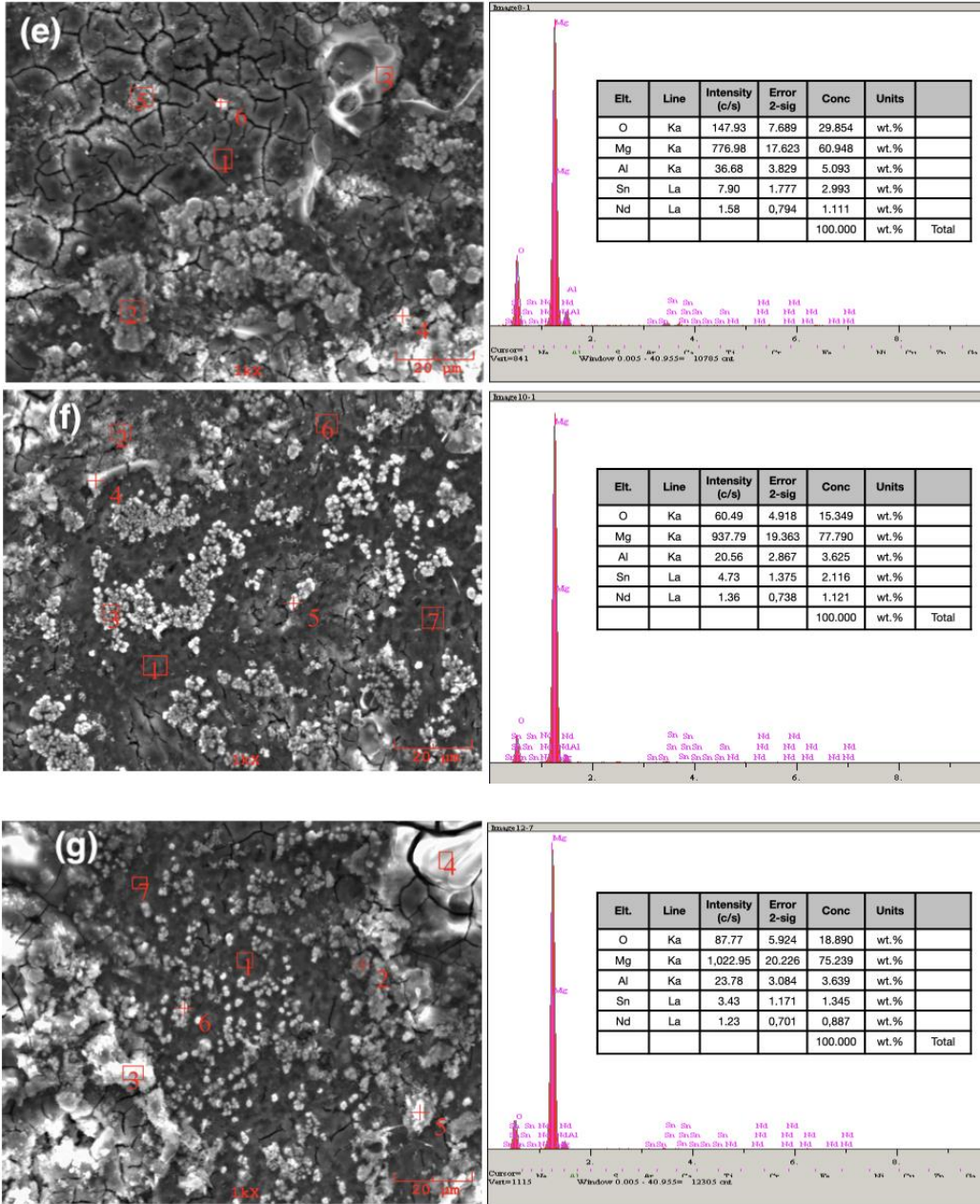


**Şekil 6.5. (Devamı):** T6 ısıl işlemi 100 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri ve EDS analizleri; a) Alaçım 1, b) Alaçım 2, c) Alaçım 3, d) Alaçım 4, e) Alaçım 5, f) Alaçım 6 ve g) Alaçım 7.





**Şekil 6.6.** T6 ısıl işlemi 300 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri ve EDS analizleri; a) Alaşım 1, b) Alaşım 2, c) Alaşım 3, d) Alaşım 4, e) Alaşım 5, f) Alaşım 6 ve g) Alaşım 7.



**Şekil 6.6. (Devamı):** T6 ısıl işlemi 300 saat yapay yaşlandırılmış alaşımların genel mikroyapısı SEM görüntüleri ve EDS analizleri; a) Alışım 1, b) Alışım 2, c) Alışım 3, d) Alışım 4, e) Alışım 5, f) Alışım 6 ve g) Alışım 7.

## 6.2. Çekme Denei Sonuçları

### 6.2.1. Isıl işlem öncesi çekme denei sonuçları

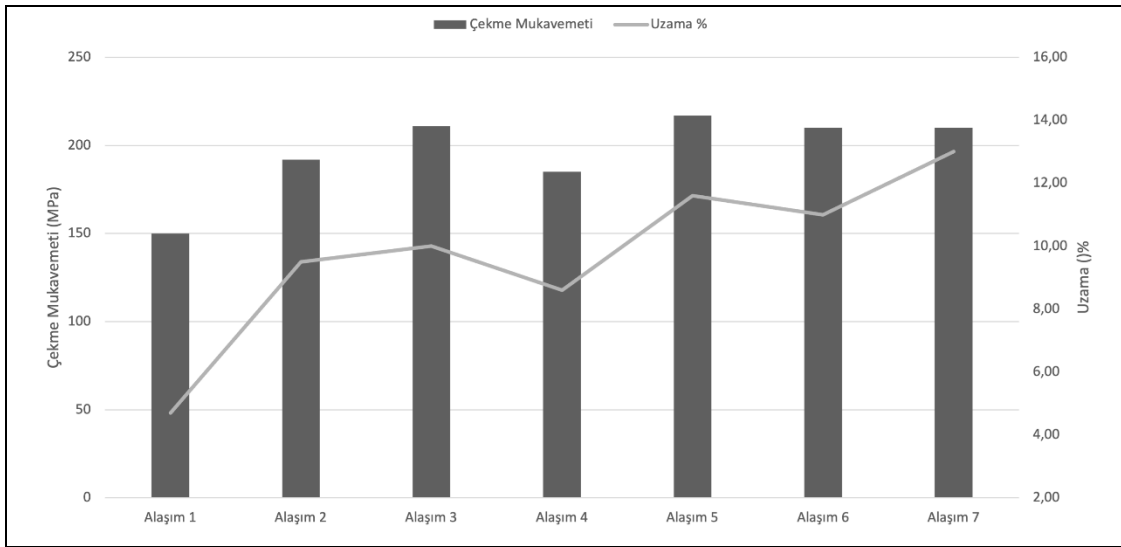
Denei sırasında elde edilen diyagramlardan, ısıl işlem öncesi alaşımlara ait Tablo 6.1'de mekanik özellikler ve Şekil 6.7'de çekme mukavemeti ve % uzama değerleri elde edilmiştir.



**Tablo 6.1.** Isıl işlem öncesi alaşımların mekanik özellikleri.

Alaşımlar	Çekme Mukavemeti (MPa)	Uzama (%)
Alaşım 1	150	4,7
Alaşım 2	192	9,5
Alaşım 3	211	10
Alaşım 4	185	8,6
Alaşım 5	217	11,6
Alaşım 6	210	11
Alaşım 7	210	13

Yapılan çekme deneyi sonucu elde edilen veriler ile AT-33 alaşımlarını karşılaştırmak amacı ile çizilen grafikte bu malzemelerin çekme mukavemeti değerlerindeki değişimler daha iyi görülebilmektedir.



**Şekil 6.7.** Alaşımlara göre çekme mukavemeti ve uzama değişimi.

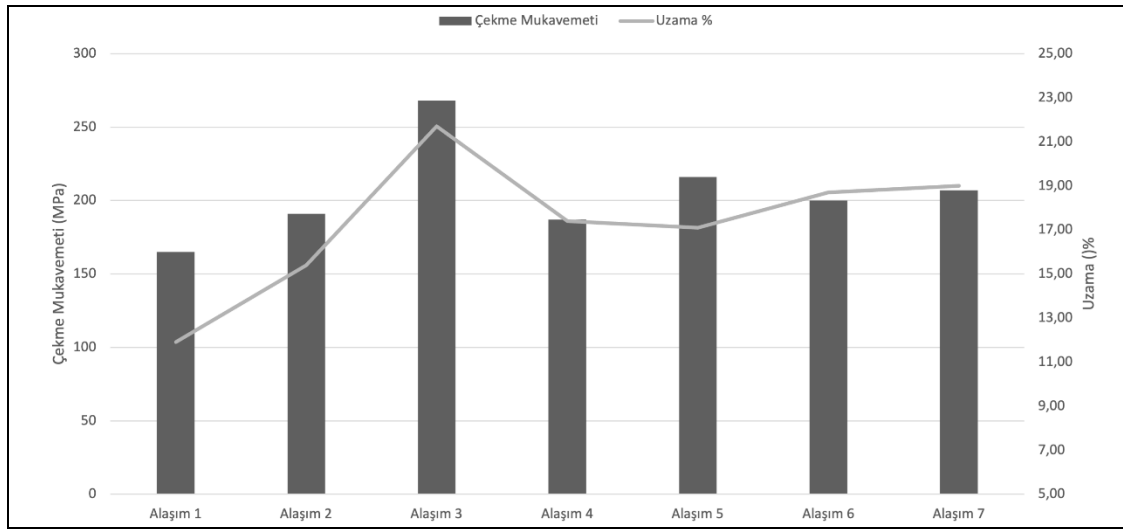
### 6.2.2. Isıl işlem sonrası çekme deneyi sonuçları

Deney sırasında elde edilen diyagramlardan, ısıl işlem öncesi alaşımlara ait Tablo 6.2’de mekanik özellikler ve Şekil 6.8 ile Şekil 6.9’da çekme mukavemeti ve % uzama değerleri elde edilmiştir. Isıl işlem öncesi çekme değerlerini incelediğimizde %0,1 oranında ilave ettiğimiz Ti elementi, ısıl işlem sonrası çekme mukavemetinde ciddi bir artışa sebep olmuş olup çekme mukavemet değerinin 268 MPa olduğu fark edilmektedir. T6 ısıl işlemi uyguladığımız numunelerin bekleme sürelerindeki artış çekme mukavemet değerinde önemli bir değişime sebep olmamıştır. Genel olarak ısıl işlem sonrası alaşımların % uzama değerlerinde bir miktar artmış olup, bunun sebebi ısıl işlem sonrası intermetaliklerin tane sınırlarından ayrılarak mikroyapı içerisinde çözünmesi ve mikroyapının daha fazla deforme olmasıdır.

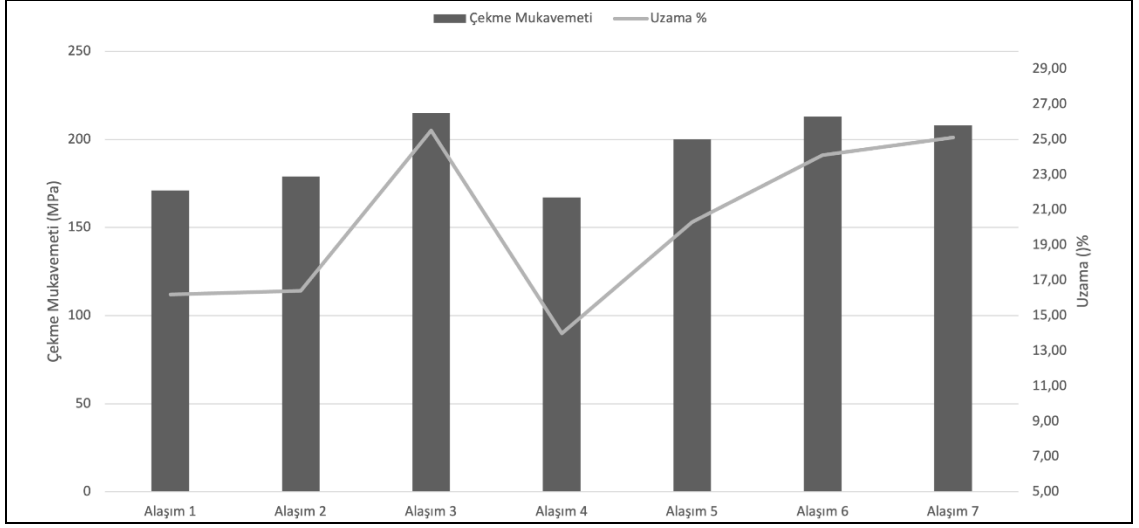
**Tablo 6.2.** Isıl işlem sonrası alaşımların mekanik özellikleri.

Alaşımlar	Oda Sıcaklığında	T6 Isıl İşlemi (100 Saat)	% Uzama (100 Saat)	T6 Isıl İşlemi (300 Saat)	% Uzama (300 Saat)
Alaşım 1	150	165	11,9	171	16,2
Alaşım 2	192	191	15,4	179	16,4
Alaşım 3	211	268	21,7	215	25,5
Alaşım 4	185	187	17,4	167	14
Alaşım 5	217	216	17,1	200	20,3
Alaşım 6	210	200	18,7	213	24,1
Alaşım 7	210	207	19	208	25,1

Yapılan çekme deneyi sonucu elde edilen veriler ile Mg alaşımlarını karşılaştırmak amacı ile çizilen grafikte bu malzemelerin çekme mukavemeti değerlerindeki değişimler daha iyi görülebilmektedir. Şekil 6.8’de görüldüğü gibi AT-33 alaşımında bulunan titanyum ve neodyum oranlarını artırdığımızda genel olarak çekme dayanımında bir artış meydana gelmektedir.



**Şekil 6.8.** T6 ısıl işlemlili ve 100 saat yaşlandırma süreli alaşımlara göre çekme mukavemeti ve uzama değişimi.



**Şekil 6.9.** T6 ısııl işlemlı ve 300 saat yaşlandırma sürelı alışımlara göre çekme mukavemetı ve uzama değışımlı.



## 7. GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

### 7.1. Genel Sonuçlar

Bu çalışmada, hafifliği ile ön plana çıkan magnezyum alaşımlarına belirli oranlarda ilave edilen titanyum ve neodyum elementleri kokil döküm yöntemi kullanılarak üretilen alaşımlara ısıtılma işleminin etkisi incelenmiştir. Uygulanan T6 ısıtılma işlemi sonucu Mg alaşımlarının mikroyapıları, değişen alaşım elementi miktarları ve mekanik özellikleri incelenmiştir. Magnezyum esaslı AT-33 alaşımının içeriğini %3 Al, %3 Sn ve geriye kalanı da Mg oluşturmaktadır. Standart Mg-33 alaşımındaki Mg oranı %1'e çıkarılarak ve daha sonra %0,05, %0,1 ve %0,2 oranlarında Ti ve Nd alaşım elementleri ilave edilerek, bu alaşımların metalografik incelemeleri yapılmış ve çekme dayanımlarına olan etkileri incelenmiş olup ısıtılma işlem öncesi alaşımlara yönelik sonuçlar aşağıda verilmiştir.

1. Yapılan çalışma sonucu, AT 33 alaşımının SEM görüntüsü ve EDS analizinde, yapının 3 farklı fazdan meydana gelen  $\alpha$ -Mg dendritlerinden, ötektik ağdan ve  $Mg_2Sn$  intermetaliklerden oluştuğu görülmektedir.
2. Titanyum ilavesinin  $Mg_3Sn_3Al$  alaşımını mikroyapısını modifiye ettiği,  $\alpha$ -Mg dendritlerinin boyutunun 50 mikrometrenin altına düştüğü, ötektik ağ yapısının incelendiği,  $Mg_2Sn$  fazının küresel şekle dönüştüğü ve çekme mukavemeti değerlerini %0,1Ti ilavesine kadar artırdığı tespit edilmiştir.
3. Neodyum ilavesi ile de  $Mg_3Sn_3Al$  alaşımında mikroyapının incelenmesi ile birlikte yapıda intermetalikler oluşturarak çekme mukavemetinde artışlar neden olduğu bulunmuştur.
4. Titanyum ve Neodyum ilavesi ile  $Mg_3Sn_3Al$  alaşımının % uzama değerlerinin arttığı belirlenmiştir. Çekme deneyi sonucunda kırılma yüzeyi incelendiğinde, Titanyum ve Neodyum katkısının  $Mg_3Sn_3Al$  alaşımının gevrek kırılmadan yarı sünek-gevrek kırılma davranışına uğradığı görülmüştür.

Alaşım numunelerine 100 ve 300 saatlik bekleme sürelerinde uygulanan T6 ısıtılma işlemi, alaşımların metalografik incelemeleri yapılmış ve çekme dayanımlarına olan etkileri incelenmiş olup ısıtılma işlem sonrası alaşımlara yönelik sonuçlar aşağıda verilmiştir.

1. Grafit tozuna gömdüğümüz çekme numunelerinin mikroyapılarını incelediğimizde MgO türü birtakım oksitler mikroyapıda görülmüş ve dolayısıyla alaşımların mukavemetleri yeterince artmamıştır. Bunun nedeni, grafit tozunun ısı işlem ortamını yeteri kadar korumamış olmasından kaynaklı numunelerin yüzeyleri oksitlenmiştir. Magnezyum, yanıcı bir element olup, 400°C'nin üzerindeki bir sıcaklığa çıkarıldığında eğer koruyucu bir atmosfer yoksa Mg yanmaya başlar ve mikroyapıda boşluklar meydana getirir. Sonuç olarak, ısı işlem sonrası alaşımların mukavemet değerleri, ısı işlem öncesi alaşımların mukavemet değerlerinden çok da farklı olmamakla birlikte alaşımlarda fazla mukavemet kayıpları görülmemektedir.
2. Isıl işlem sonrası alaşımların mikroyapılarını incelediğimizde ısı işlem öncesi mikroyapılardan oldukça farklı oldukları gözükmemektedir. Isıl işlem sonrası mikroyapılardaki taneler birbirlerinden ayrılmış şekildedir. 100 ve 300 saatlik bekleme sürelerinde alaşımların iç yapılarında birtakım çatlaklar veya boşluklar gözükmemektedir. Bunun sebebi, alaşımların fırın içerisindeki bekleme sürelerinden kaynaklı olarak ısı işlem sonrası malzemede kısmi olarak ergimiş bölgeler olabilir. Sonuç olarak, numunelere uygulanan ısı işlemde 100 ve 300 saatlik bekleme süreleri alaşımların mukavemetini fazla düşürmemiştir.

## 7.2. Öneriler

Genel sonuçlar irdelendiğinde yapılan bu tez çalışmasının iyileştirilmesine yönelik öneriler aşağıda verilmiştir.

1. Isıl işlem sonrası malzemede mukavemet artışı beklerken, numuneleri grafitte gömdüğümüzden dolayı mikroyapıda MgO (magnezyum oksitler) oluşmuş ve grafit numuneleri oksijenden (oksitlenmeden) koruyamamıştır. Buna rağmen malzemelerin mukavemet değerleri çok düşmemiştir. Bu çalışma, Mg alaşımlarının dökümünü gerçekleştirdiğimiz SF<sub>6</sub> gazı, ısı işlem ortamının korunması içinde bu koruyucu gaz kullanılsaydı daha iyi sonuçlar elde edileceği öngörülmüştür.
2. Mg alaşımlarının fırın içerisindeki bekleme sürelerinden kaynaklı olarak ısı işlem sonrası malzemelerin mikroyapılarında kısmi olarak ergimiş bölgeler bulunmaktadır. Dolayısıyla alaşımların fırın içerisindeki bekleme sürelerini

(100 ve 300 saat) dūřurdūđumuzde i yapıdaki çatlakların ve ergimiř bōlgelerin oluřmasını engellemiř oluruz.





## KAYNAKLAR

- Ahmad Agha, N., Willumeit-Römer, R., Laipple, D., Luthringer, B., & Feyerabend, F. (2016). The degradation interface of magnesium based alloys in direct contact with human primary osteoblast cells. *PloS one*, 11(6), 157-874. <https://doi.org/10.1371/journal.pone.0157874>
- Aizawa, T., & Song, R. (2006). Mechanically induced reaction for solid-state synthesis of Mg<sub>2</sub>Si and Mg<sub>2</sub>Sn. *Intermetallics*, 14(4), 382–391. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.07.003>
- Akyüz, B. (2014). Influence of aluminum content on machinability of AS series cast magnesium alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 24(11), 3452–3458. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63488-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63488-9)
- Atkinson, H. V. (2005). Modelling the semisolid processing of metallic alloys. *Progress in Materials Science*, 50(3), 341–412. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2004.04.003>
- Atkinson, H. V., & Favier, V. (2016). Does shear thickening occur in semisolid metals?. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(4), 1740-1750. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3307-4>
- Atrens, A., Song, G. L., Cao, F., Shi, Z., & Bowen, P. K. (2013). Advances in Mg corrosion and research suggestions. *Journal of Magnesium and Alloys*, 1(3), 177-200. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2013.09.003>
- Avedesian, M. M., & Baker, Hugh. (1999). *Magnesium and Magnesium Alloys*. ASM International.
- Baker, H. (1998). Alloy phase diagrams. In *ASM Handbook* (Vol. 3, 280–285). ASM international.
- Bamberger, M., & Dehm, G. (2008). Trends in the development of new Mg alloys. *Annual Review of Materials Research*, 38, 505–533. <https://doi.org/10.1146/annurev.matsci.020408.133717>
- Barber, L. P. (2004). *Characterization of the solidification behavior and resultant microstructures of magnesium-aluminum alloys* [Yüksek lisans tezi]. Worcester Polytechnic Institute.
- Blawert, C., Fechner, D., Höche, D., Heitmann, V., Dietzel, W., Kainer, K. U., Živanović, P., Scharf, C., Ditze, A., Gröbner, J., & Schmid-Fetzer, R. (2010). Magnesium secondary alloys: Alloy design for magnesium alloys with improved tolerance limits against impurities. *Corrosion Science*, 52(7), 2452–2468. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.03.035>

- Blum, W., Zhang, P., Watzinger, B., Grossmann, B. V., & Haldenwanger, H. G. (2001). Comparative study of creep of the die-cast Mg-alloys AZ91, AS21, AS41, AM60 and AE42. *Materials Science and Engineering: A*, 319, 735-740. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)02016-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)02016-5)
- Bowles, A. L., Blawert, C., Hort, N., & Kainer, K. U. (2004). Microstructural investigations of the Mg-Sn and Mg-Sn-Al alloy systems. *Magnesium Technology*, 2004, 307-310. <https://www.researchgate.net/publication/268177778>
- Boyer, H. E. (2013). Heat Treating of Nonferrous Alloys. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2(3), 190–195. <https://doi.org/10.1007/s13632-013-0074-8>
- Brungs, D. (1997). Light weight design with light metal castings. *Materials & Design*, 18(4-6), 285-291. [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(97\)00065-4](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(97)00065-4)
- Busk, R. S. (2002). Magnesium and its alloys. M. Kutz (Ed.), *Handbook of Materials Selection* (259–265). John Wiley & Sons, Inc.
- Casadei, A., & Broda, R. (2007). Impact of vehicle weight reduction on fuel economy for various vehicle architectures. Copy obtained from [http://www.autoaluminum.org/downloads/AluminumNow/Ricardo% 20Study\\_with% 20cover. pdf](http://www.autoaluminum.org/downloads/AluminumNow/Ricardo%20Study_with%20cover.pdf).
- Chakraborti, N., & Lukas, H. L. (1992). Thermodynamic optimization of the Mg-Al-Si phase diagram. *Calphad*, 16(1), 79-86. [https://doi.org/10.1016/0364-5916\(92\)90041-U](https://doi.org/10.1016/0364-5916(92)90041-U)
- Chen, J., Chen, Z., Yan, H., Zhang, F., & Liao, K. (2008). Effects of Sn addition on microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Al alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 461(1–2), 209–215. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.07.066>
- Chen, Y., Dou, J., Yu, H., & Chen, C. (2019). Degradable magnesium-based alloys for biomedical applications: The role of critical alloying elements. *Journal of Biomaterials Applications*, 33(10), 1348–1372. <https://doi.org/10.1177/0885328219834656>
- Dahle, A. K., Sannes, S., John, D. S., & Westengen, H. (2001). Formation of defect bands in high pressure die cast magnesium alloys. *Journal of Light Metals*, 1(2), 99-103. [https://doi.org/10.1016/S1471-5317\(01\)00002-5](https://doi.org/10.1016/S1471-5317(01)00002-5)
- El Sawy, E. N., El-Sayed, H. A., & El Shayeb, H. A. (2010). Corrosion of Mg, AS31 and AZ91 alloys in nitrate solutions. *Journal of alloys and compounds*, 492(1-2), 69-76. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.11.091>
- Elen, L. (2012). *AZ91 magnezyum alaşımına farklı oranlarda Bi ve Sb ilavesi ile katılaşıma hızının mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi* [Yüksek lisans tezi]. Karabük Üniversitesi
- Erdoğan, M. (1998). Malzeme bilimi ve mühendislik malzemeleri. *Nobel Yayınevi, Ankara*.
- Esmaily, M., Svensson, J. E., Fajardo, S., Birbilis, N., Frankel, G. S., Virtanen, S., Arrabal, R., Thomas, S., & Johansson, L. G. (2017). Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion. *Progress in Materials Science*, 89, 92–193. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.04.011>

- Evangelista, E., Gariboldi, E., Lohne, O., & Spigarelli, S. (2004). High-temperature behaviour of as die-cast and heat treated Mg–Al–Si AS21X magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 387, 41–45. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.02.077>
- Fariñas, J. C., Rucandio, I., Pomares-Alfonso, M. S., Villanueva-Tagle, M. E., & Larrea, M. T. (2016). Determination of rare earth and concomitant elements in magnesium alloys by inductively coupled plasma optical emission spectrometry. *Talanta*, 154, 53–62. <https://doi.org/10.1016/j.talanta.2016.03.047>
- Farzadfar, S. A., Martin, E., Sanjari, M., Essadiqi, E., & Yue, S. (2012). Texture weakening and static recrystallization in rolled Mg-2.9Y and Mg-2.9Zn solid solution alloys. *Journal of Materials Science*, 47(14), 5488–5500. <https://doi.org/10.1007/s10853-012-6440-0>
- Fidan, S., Avcu, E., Karakulak, E., Yamanoglu, R., Zeren, M., & Sinmazcelik, T. (2013). Effect of heat treatment on erosive wear behaviour of Ti6Al4V alloy. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 29(9), 1088–1094. <https://doi.org/10.1179/1743284713Y.0000000239>
- Fong, A. Y., Kodera, Y., Murata, M., Imai, T., Xu, H., Dirmyer, M. R., ... & Garay, J. E. (2020). Kinetics of densification/phase transformation and transport properties of Mg-Sn cubic/trigonal composites. *Materials Science and Engineering: B*, 259, 114607. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2020.114607>
- Friedrich, H. E., & Mordike, B. L. (2006). *Magnesium technology* (Vol. 212). Springer-Verlag Berlin Heidelberg.
- Friedrich, H., & Schumann, S. (2001). Research for a “new age of magnesium” in the automotive industry. *Journal of Materials Processing Technology*, 117(3), 276–281. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00780-4](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00780-4)
- Froes, F. H., Eliezer, D., & Aghion, E. (1998). The science, technology, and applications of magnesium. *Minerals, Metals & Materials Society*, 50(9), 30–34. <https://doi.org/10.1007/s11837-998-0411-6>
- Furuya, H., Kogiso, N., Matunaga, S., & Senda, K. (2000). Applications of Magnesium Alloys for Aerospace Structure Systems. *Materials Science Forum*, 350–351, 341–348. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.350-351.341>
- Gehrmann, R., Frommert, M. M., & Gottstein, G. (2005). Texture effects on plastic deformation of magnesium. *Materials Science and Engineering A*, 395(1–2), 338–349. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.01.002>
- Ghorbanpour, S., McWilliams, B. A., & Knezevic, M. (2019). Low-cycle fatigue behavior of rolled WE43-T5 magnesium alloy. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 42(6), 1357–1372. <https://doi.org/10.1111/ffe.12992>
- Gupta, M., & Ling, S. N. M. (2011). *Magnesium, magnesium alloys, and magnesium composites* (1). John Wiley & Sons.

- Gupta, R. K., Sukiman, N., Fleming, K. M., Gibson, M. A., & Birbilis, N. (2012). Electrochemical behavior and localized corrosion associated with Mg<sub>2</sub>Si particles in Al and Mg alloys. *ECS Electrochemistry Letters*, 1(1), 1-3. <https://doi.org/10.1149/2.002201eel>
- Gupta, S. P. (2002). *Solid State Phase Transformations*. Allied Publishers.
- Gusieva, K., Davies, C. H. J., Scully, J. R., & Birbilis, N. (2015). Corrosion of magnesium alloys: The role of alloying. In *International Materials Reviews* (Vol. 60(3), 169–194). Maney Publishing. <https://doi.org/10.1179/1743280414Y.0000000046>
- Guthrie, S. E., Thomas, G. J., Yang, N. Y., & Bauer, W. (1996). The development of lightweight hydride alloys based on magnesium (No. SAND-97-8220). Sandia National Lab. (SNL-NM), Albuquerque, NM (United States). <https://www.osti.gov/biblio/477620>
- Gutman, E. M., Unigovski, Y., Levkovich, M., Koren, Z., Aghion, E., & Dangur, M. (1997). Influence of technological parameters of permanent mold casting and die casting on creep and strength of Mg alloy AZ91D. *Materials Science and Engineering: A*, 234, 880-883. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00363-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00363-8)
- Hakamada, M., Furuta, T., Chino, Y., Chen, Y., Kusuda, H., & Mabuchi, M. (2007). Life cycle inventory study on magnesium alloy substitution in vehicles. *Energy*, 32(8), 1352–1360. <https://doi.org/10.1016/j.energy.2006.10.020>
- Han, L., Hu, H., Northwood, D. O., & Li, N. (2008). Microstructure and nano-scale mechanical behavior of Mg-Al and Mg-Al-Ca alloys. *Materials Science and Engineering A*, 473(1–2), 16–27. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.03.053>
- Horie, T., Iwahori, H., Seno, Y., & Awano, Y. (2000). Development of high creep-resistant magnesium alloy strengthened by Ca addition. In H. I. Kaplan, J. Hryn, & B. Clow (Eds.), *Magnesium Technology 2000* (261–269). John Wiley & Sons.
- Hort, N., Huang, Y., Leil, T. A., Maier, P., & Kainer, K. U. (2006). Microstructural investigations of the Mg-Sn-xCa system. *Advanced Engineering Materials*, 8(5), 359–364. <https://doi.org/10.1002/adem.200600014>
- Hu, X. G., Zhu, Q., Atkinson, H. v., Lu, H. X., Zhang, F., Dong, H. B., & Kang, Y. L. (2017). A time-dependent power law viscosity model and its application in modelling semi-solid die casting of 319s alloy. *Acta Materialia*, 124, 410–420. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.11.031>
- Huang, X., & Huang, W. (2019). Irrational crystallography of the  $\langle 1\ 1\ 2\bar{0} \rangle$  Mg Mg<sub>2</sub> Sn precipitates in an aged Mg-Sn-Mn alloy. *Materials Characterization*, 151, 260–266. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.03.017>
- Huang, X., Suzuki, K., Chino, Y., & Mabuchi, M. (2011). Improvement of stretch formability of Mg-3Al-1Zn alloy sheet by high temperature rolling at finishing pass. *Journal of Alloys and Compounds*, 509(28), 7579–7584. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.04.132>

- Hwang, J. H., Suh, B. C., Kim, J. H., Shim, M. S., Lee, B. J., Jung, J., ... & Kim, N. (2017, December). Effect of Alloying Element on Deformation Behavior of Binary Magnesium Alloys. In 2017-Sustainable Industrial Processing Summit (Vol. 5, pp. 287-288). Flogen Star Outreach. <http://www.flogen.org/sips2017/paper-5-111.html>
- Itoi, T., Takahashi, K., Moriyama, H., & Hirohashi, M. (2008). A high-strength Mg-Ni-Y alloy sheet with a long-period ordered phase prepared by hot-rolling. *Scripta Materialia*, 59(10), 1155–1158. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.08.001>
- Jahedi, M., McWilliams, B. A., & Knezevic, M. (2018). Deformation and fracture mechanisms in WE43 magnesium-rare earth alloy fabricated by direct-chill casting and rolling. *Materials Science and Engineering A*, 726, 194–207. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.090>
- Jayashree, P. K., Shankar, M. G., Kini, A., Sharma, S. S., & Shetty, R. (2013). Review on effect of silicon carbide (SiC) on stir cast aluminium metal matrix composites. *International Journal of Current Engineering and Technology*, 3(3), 1061-1071.
- Johnston, S., Shi, Z., & Atrens, A. (2015). The influence of pH on the corrosion rate of high-purity Mg, AZ91 and ZE41 in bicarbonate buffered Hanks' solution. *Corrosion Science*, 101, 182–192. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.09.018>
- Jun, J. H., Kim, J. M., Park, B. K., Kim, K. T., & Jung, W. J. (2005). Effects of rare earth elements on microstructure and high temperature mechanical properties of ZC63 alloy. *Journal of materials science*, 40(9-10), 2659-2661. <https://doi.org/10.1007/s10853-005-2099-0>
- Kabir, A. S. H. (2015). *Effect of dynamic and static precipitation on microstructure and texture evolution of Mg-Al-Sn alloys* [Doktora tezi]. McGill University (Canada).
- Kainer, K. U. (Ed.). (2003). *Magnesium alloys and technology* (1). John Wiley & Sons.
- Kang, Y. B., & Pelton, A. D. (2010). Modeling short-range ordering in liquids: The Mg-Al-Sn system. *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 34(2), 180–188. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2010.02.003>
- Kapranos, P. (2019). Current state of semi-solid net-shape die casting. *Metals*, 9(12), 1301. <https://doi.org/10.3390/met9121301>
- Kim, B. H., Lee, S. W., Park, Y. H., & Park, I. M. (2010). The microstructure, tensile properties, and creep behavior of AZ91, AS52 and TAS652 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 493(1–2), 502–506. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.12.145>
- Kim, Y. M., Park, S. S., Park, S. K., Son, H. T., & Lee, J. S. (2010). Hot-extruded microstructure and mechanical properties of Mg-Al-Sn alloys. *Defect and Diffusion Forum*, 297–301, 1037–1041. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.297-301.1037>

- King, J. F. (2000). Development of practical high temperature magnesium casting alloys. *Magnesium alloys and their applications*, (1, 14-22). Wiley Online Library.
- King, J. F. (2007). Magnesium: commodity or exotic? In *Materials Science and Technology* (Vol. 23(1), 1–14). Institute of Materials, Minerals & Mining.
- Kirkland, N. T., Staiger, M. P., Nisbet, D., Davies, C. H., & Birbilis, N. (2011). Performance-driven design of Biocompatible Mg alloys. *Jom*, 63(6), 28-34. <https://doi.org/10.1007/s11837-011-0089-z>
- Klarner, A. D. (2018). *Development of Mg-Al-Sn and Mg-Al-Sn-Si Alloys and Optimization of Super Vacuum Die Casting Process for Lightweight Applications* [Doktora tezi]. The Ohio State University.
- Kulekci, M. K. (2008). Magnesium and its alloys applications in automotive industry. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 39(9–10), 851–865. <https://doi.org/10.1007/s00170-007-1279-2>
- Lentz, M., Risse, M., Schaefer, N., Reimers, W., & Beyerlein, I. J. (2016). Strength and ductility with {1011}-{1012} double twinning in a magnesium alloy. *Nature Communications*, 7, 1–7. <https://doi.org/10.1038/ncomms11068>
- Li, D. Q., Zhang, F., Midson, S. P., Liang, X. K., & Yao, H. (2019). Recent developments of rheo-diecast components for transportation markets. *Solid State Phenomena*, 285, 417-422. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.285.417>
- Liu, C., Chen, H., Song, M., & Nie, J. F. (2021). Electron beam irradiation induced metastable phase in a Mg–9.8 wt%Sn alloy. *Journal of Materials Science and Technology*, 84, 133–138. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.12.043>
- Liu, M., Guo, Y., Wang, J., & Yergin, M. (2018). Corrosion avoidance in lightweight materials for automotive applications. *NPJ Materials Degradation*, 2(1), 1-4. <https://doi.org/10.1038/s41529-018-0045-2>
- Lunder, O., Aune, T. K., & Nisancioglu, K. (1987). Effect of Mn additions on the corrosion behavior of mould-cast magnesium ASTM AZ91. *Corrosion*, 43(5), 291-295. <https://doi.org/10.5006/1.3583151>
- Luo, A. A. (2013). Magnesium casting technology for structural applications. *Journal of Magnesium and Alloys*, 1(1), 2–22. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2013.02.002>
- Luo, A. A., Fu, P., Peng, L., Kang, X., Li, Z., & Zhu, T. (2012). Solidification microstructure and mechanical properties of cast magnesium-aluminum-tin alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43(1), 360–368. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0820-y>
- Luo, A. A., & Sachdev, A. K. (2012). Applications of magnesium alloys in automotive engineering. *Advances in wrought magnesium alloys* (1, 393-426). Woodhead Publishing.
- Lyon, P.; King, J. F.; Fowler, G. A. (1993). Developments in Magnesium-Based Materials and Processes. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 115(1), 193–199. doi:10.1115/1.2906677

- Mingxing, W., Zhou, H., & Lin, W. (2007). Effect of Yttrium and Cerium addition on microstructure and mechanical properties of AM50 magnesium alloy. *Journal of Rare Earths*, 25, 233–237. [https://doi.org/10.1016/S1002-0721\(07\)60079-9](https://doi.org/10.1016/S1002-0721(07)60079-9)
- Modigell, M., Pola, A., & Tocci, M. (2018). Rheological characterization of semi-solid metals: a review. *Metals*, 8(4), 245. <https://doi.org/10.3390/met8040245>
- Montani, M., Demir, A. G., Mostaed, E., Vedani, M., & Previtali, B. (2017). Processability of pure Zn and pure Fe by SLM for biodegradable metallic implant manufacturing. *Rapid Prototyping Journal*, 23(3), 514–523. <https://doi.org/10.1108/RPJ-08-2015-0100>
- Mordike, B. L. (2002). Creep-resistant magnesium alloys. *Materials Science and Engineering*, 324, 103–112. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01290-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01290-4)
- Mordike, B. L., & Ebert, T. (2001). Magnesium: Properties-applications-potential. *Materials Science and Engineering*, 302, 37–45. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01351-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01351-4)
- Niese, J. E. (1956). *Fluidity of magnesium alloys* [Doktora tezi], Massachusetts Institute of Technology.
- Oğuz, B. “Demir Dışı Metallerin Kaynağı” *Oerlikon Yayını*, İstanbul, (1990).
- Okamoto, H. (2013). Supplemental literature review of binary phase diagrams: Cs-In, Cs-K, Cs-Rb, Eu-In, Ho-Mn, K-Rb, Li-Mg, Mg-Nd, Mg-Zn, Mn-Sm, O-Sb, and Si-Sr. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 34(3), 251–263. <https://doi.org/10.1007/s11669-013-0233-2>
- Oshibe, N., Marukawa, E., Yoda, T., & Harada, H. (2019). Degradation and interaction with bone of magnesium alloy WE43 implants: A long-term follow-up in vivo rat tibia study. *Journal of Biomaterials Applications*, 33(9), 1157–1167. <https://doi.org/10.1177/0885328218822050>
- Pekguleryuz, M., & Celikin, M. (2010). Creep resistance in magnesium alloys. *International Materials Reviews*, 55(4), 197–217. <https://doi.org/10.1179/095066010X12646898728327>
- Pekguleryuz, M. O., Kainer, K., & Kaya, A. (2013). *Fundamentals of magnesium alloy metallurgy*. Elsevier.
- Polmear, I. J. (1994). Magnesium alloys and applications. *Materials science and technology*, 10(1), 1-16. <https://doi.org/10.1179/mst.1994.10.1.1>
- Prasad, S. V. S., Prasad, S. B., Verma, K., Mishra, R. K., Kumar, V., & Singh, S. (2021). The role and significance of Magnesium in modern day research-A review. *Journal of Magnesium and Alloys*, 10(1), 1–61. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.05.012>
- Radha, R., & Sreekanth, D. (2017). Insight of magnesium alloys and composites for orthopedic implant applications – a review. *Journal of Magnesium and Alloys*, 5(3), 286–312. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2017.08.003>
- Radha, R., & Sreekanth, D. (2020a). Mechanical and corrosion behaviour of hydroxyapatite reinforced Mg-Sn alloy composite by squeeze casting for biomedical applications. *Journal of Magnesium and Alloys*, 8(2), 452–460. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2019.05.010>

- Radha, R., & Sreekanth, D. (2020b). Electroless tin coated hydroxyapatite reinforced Mg–Sn alloy composite for enhanced bio corrosion resistance and bioactivity. *Composites Communications*, 21, 100372. <https://doi.org/10.1016/j.coco.2020.100372>
- Ribeiro, S. K., Kobayashi, S., Beuthe, M., Gasca, J., Greene, D., Lee, D. S., ... & Zhou, P. J. (2007). *Transportation and its Infrastructure*. Institute of Transportation Studies, UC Davis. <https://escholarship.org/uc/item/98m5t1rv>
- Rogal, L. (2017). Critical assessment: opportunities in developing semi-solid processing: aluminium, magnesium, and high-temperature alloys. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 33(7), 759–764. <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1295212>
- Zeng, R. C., Zhang, J., Huang, W. J., Dietzel, W., Kainer, K. U., Blawert, C., & Wei, K. E. (2006). Review of studies on corrosion of magnesium alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 16, 763-771. [www.sciencedirect.com/10.1016/j.msea.2004.12.036](http://www.sciencedirect.com/10.1016/j.msea.2004.12.036)
- Rudajevová, A., & Lukáč, P. (2005). Comparison of the thermal properties of AM20 and AS21 magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 397(1–2), 16–21. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.12.036>
- Savaşkan, T. (1999). *Malzeme bilgisi ve muayenesi*. Derya Kitabevi.
- Senf, J., Broszeit, E., Gugau, M., & Berger, C. (2000). Corrosion and galvanic corrosion of die casted magnesium alloys. *Magnesium technology 2000*, 136-142. <https://doi.org/10.1002/9781118808962.ch21>
- Shigley, C.M. (1951). Minerals from the Sea. *JOM* 3, 25–29. <https://doi.org/10.1007/BF03398949>
- Song, G., & Atrens, A. (2003). Understanding magnesium corrosion—a framework for improved alloy performance. *Advanced engineering materials*, 5(12), 837-858. <https://doi.org/10.1002/adem.200310405>
- Song, G. L., & Atrens, A. (1999). Corrosion mechanisms of magnesium alloys. *Advanced engineering materials*, 1(1), 11-33. [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1527-2648\(199909\)1:1<11::AID-ADEM11>3.0.CO;2-N](https://doi.org/10.1002/(SICI)1527-2648(199909)1:1<11::AID-ADEM11>3.0.CO;2-N)
- Song, J., She, J., Chen, D., & Pan, F. (2020). Latest research advances on magnesium and magnesium alloys worldwide. *Journal of Magnesium and Alloys*, 8(1), 1–41. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.02.003>
- Suman, C. (1990). The Effects of Direct Aging on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Diecast Magnesium Alloys AZ91D and AM60B. *SAE Transactions*, 99, 849–859. <http://www.jstor.org/stable/44553764>
- Szakács, G., Wiese, B., Mendis, C. L., Tolnai, D., Stark, A., Schell, N., ... & Hort, N. (2014). In Situ Synchrotron Radiation Diffraction during Solidification of Mg<sub>4</sub>Y and Mg<sub>4</sub>Y<sub>x</sub>Gd Alloys (x= 1, 4 wt.%). *Magnesium Technology 2014* (1, 213-218). Springer, Cham.
- Toda-Caraballo, I., Galindo-Nava, E. I., Pedro, E. J., & Rivera-Diaz-del-Castillo. (2014). Understanding the factors influencing yield strength on Mg alloys. *Acta Materialia*, 75, 287–296. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.04.064>



- Unigovski, Y. B., & Gutman, E. M. (1999). Surface morphology of a die-cast Mg alloy. *Applied Surface Science*, 153(1), 47-52. [https://doi.org/10.1016/S0169-4332\(99\)00337-2](https://doi.org/10.1016/S0169-4332(99)00337-2)
- Von Buch, F., Lietzau, J., Mordike, B. L., Pisch, A., & Schmid-Fetzer, R. (1999). Development of Mg–Sc–Mn alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 263(1), 1-7. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)01040-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)01040-5)
- Wang, J. L., Xu, J. K., Hopkins, C., Chow, D. H. K., & Qin, L. (2020). Biodegradable magnesium-based implants in orthopedics—a general review and perspectives. *Advanced Science*, 7(8), 1902443. <https://doi.org/10.1002/advs.201902443>
- Wang, J., Xu, J., Liu, W., Li, Y., & Qin, L. (2016). Biodegradable magnesium (Mg) implantation does not impose related metabolic disorders in rats with chronic renal failure. *Scientific reports*, 6(1), 1-10. <https://doi.org/10.1038/srep26341>
- Wang, J., Zhang, Z., Jung, I. H., & Sheng, L. (2021). Experimental investigation and thermodynamic modeling of the Mg–Sn–Sr ternary system. *Calphad*, 72, 102237. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2020.102237>
- Wannasin, J., Fuchs, M., Lee, J. Y., Lee, C. U., Narasimha Rao, T. V. L., & Flemings, M. C. (2019). GISS technology: principle and applications in die casting. *Solid State Phenomena* (Vol. 285, 470-475). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.285.470>
- Wei, L. Y., Dunlop, G. L., & Westengen, H. (1995). Precipitation Hardening of Mg-Zn and Mg-Zn-RE Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 26A, 1705–1716. <https://doi.org/10.1007/BF02670757>
- Wen, Z., Wu, C., Dai, C., & Yang, F. (2009). Corrosion behaviors of Mg and its alloys with different Al contents in a modified simulated body fluid. *Journal of Alloys and Compounds*, 488(1), 392–399. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.147>
- Winzer, N., Atrens, A., Song, G., Ghali, E., Dietzel, W., Kainer, K. U., ... & Blawert, C. (2005). A critical review of the stress corrosion cracking (SCC) of magnesium alloys. *Advanced Engineering Materials*, 7(8), 659-693. <https://doi.org/10.1002/adem.200500071>
- Wu, Y., Du, W., Yan, Z., Wang, Z., & Zuo, T. (2010). Microstructure and strengthening mechanisms of Mg-6Al-6Nd alloy. *Rare Metals*, 29(1), 55–61. <https://doi.org/10.1007/s12598-010-0010-x>
- Xia, W., Chen, Z., Chen, D., & Zhu, S. (2009). Microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheets produced by differential speed rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(1), 26–31. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.01.045>
- Yang, H., Jia, B., Zhang, Z., Qu, X., Li, G., Lin, W., Zhu, D., Dai, K., & Zheng, Y. (2020). Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applications. *Nature Communications*, 11(1), 1–16. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-14153-7>

- Ye, L., Liu, Y., Zhao, D. S., Zhuang, Y. L., Gao, S. B., Liu, X. Q., Zhou, J. P., Gui, J. N., & Wang, J. B. (2018). Effects of Sn on the microstructure and mechanical properties of a hot-extruded Mg-Zn-Y-Sn alloy. *Materials Science and Engineering A*, 724, 121–130. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.03.045>
- Yim, C. D., You, B. S., Jang, R. S., & Lim, S. G. (2006). Effects of melt temperature and mold preheating temperature on the fluidity of Ca containing AZ31 alloys. *Journal of Materials Science*, 41(8), 2347–2350. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-4498-2>
- Zeng, Z., Stanford, N., Davies, C. H. J., Nie, J. F., & Birbilis, N. (2019). Magnesium extrusion alloys: a review of developments and prospects. *International Materials Reviews*, 64(1), 27–62. <https://doi.org/10.1080/09506608.2017.1421439>
- Zhang, M., Zhang, W. Z., Zhu, G. Z., & Kun, Y. U. (2007). Crystallography of Mg<sub>2</sub>Sn precipitates in Mg-Sn-Mn-Si alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 17(6), 1428-1432. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(07\)60289-1](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(07)60289-1)
- Zhang, P. (2005). Creep behavior of the die-cast Mg-Al alloy AS21. *Scripta Materialia*, 52(4), 277–282. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.10.017>
- Zheng, Y. F., Gu, X. N., & Witte, F. (2014). Biodegradable metals: R: Reports. *Materials Science and Engineering*, 77, 1–34. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2014.01.001>
- Zhu, Q., Midson, S. P., Ming, C. W., & Atkinson, H. V. (2013). Casting and heat treatment of turbocharger impellers thixocast from alloy 201. In *Solid State Phenomena* (Vol. 192, 556-561). Trans Tech Publications Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.192-193.556>

## ÖZGEÇMİŞ

Ad-Soyad : Sinem SEVEN

### ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2018, Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakülte, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği
- **Yükseklisans** : Devam Ediyor, Sakarya Üniversitesi, İmalat Mühendisliği
- **Yükseklisans** : Devam Ediyor, Ankara Sosyal Bilimler Üniversitesi, İşletme-MBA

### MESLEKİ DENEYİM:

- 2023-2024 yılları arasında Prowin Danışmanlık firmasında proje uzmanı/proje yazarı olarak çalışmaktadır.