



T.C.

KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**ENDÜSTRİYEL AMAÇLI AlMgTiB HAFİF
ALAŞIMLARININ ÜRETİLMESİ, YAPISAL, ISISAL
VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

HAKAN YAYKAŞLI

DOKTORA TEZİ

MALZEME BİLİMİ ve MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

KAHRAMANMARAŞ 2020

T.C.
KAHRAMANMARAŞ SÜTÇÜ İMAM ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ENDÜSTRİYEL AMAÇLI AIMgTİB HAFİF
ALAŞIMLARININ ÜRETİLMESİ, YAPISAL, ISISAL
VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

HAKAN YAYKAŞLI

DOKTORA TEZİ
Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Ana Bilim Dalı

KAHRAMANMARAŞ 2020

Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü öğrencisi Hakan YAYKAŞLI tarafından hazırlanan “Endüstriyel Amaçlı AlMgTiB Hafif Alaşımlarının Üretilmesi, Yapısal, Isısal ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi” adlı bu tez, jürimiz tarafından 15/04/2020 tarihinde oy birliği ile Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Pof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı,

Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi

Pof. Dr. Mehmet TÜMER

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı,

Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi

Doç. Dr. Süleyman KERLİ

Enerji Sistemleri Mühendisliği Anabilim Dalı,

Kahramanmaraş İstiklal Üniversitesi

Doç. Dr. Mustafa OKUMUŞ

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı,

Batman Üniversitesi

Dr. Öğr. Üyesi Handan ÖZLÜ TORUN

Enerji Sistemleri Mühendisliği Anabilim Dalı,

Kahramanmaraş İstiklal Üniversitesi

Yukarıdaki imzaların adı geçen öğretim üyelerine ait olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Mustafa YAZICI

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada, alıntı yapılan her türlü kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Hakan YAYKAŞLI



Bu çalışma Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından desteklenmiştir.

Proje No: 2017/2-42 D

Not: Bu tezde kullanılan özgün ve başka kaynaktan yapılan bildirişlerin, çizelge, şekil ve fotoğrafların kaynak gösterilmeden kullanımı, 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunundaki hükümlere tabidir.

ENDÜSTRİYEL AMAÇLI AlMgTiB HAFİF ALAŞIMLARININ ÜRETİLMESİ, YAPISAL, ISISAL VE MEKANİKSEL ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ (DOKTORA TEZİ)

HAKAN YAYKAŞLI

ÖZET

Bu tez çalışmasında, farklı oranlarda Al-Mg-Ti-B dörtlü alaşımları normal katılaştırma ve mekaniksel alaşımla teknikleri ile üretilmiştir. Külçe ve toz şeklinde üretilen alaşımların yapısal, ısısız ve mekaniksel özellikleri incelenmiştir. Alaşımların mikroyapı özellikleri, X-ışını difraksiyonu (XRD), taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDX) analizi ile yapılmıştır. Alaşımların ısısız özellikleri, diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) ve diferansiyel termal analiz (DTA) ile incelenmiştir. Külçe ve toz alaşımlarının mikrosertlik değerleri Vickers mikrosertlik testi ile yapılmıştır. Ayrıca külçe alaşımlara çekme testi yapılarak, kopma yüzeyinin SEM görüntüleri incelenmiştir. Külçe alaşımların yoğunluk ölçümleri ise Arşimet prensibi ile yapılmıştır. Normal katılaştırma ile külçeler halinde üretilen alaşımların XRD analizinde α -Al, β -Al₃Mg₂, Al₁₂Mg₁₇, Al₃Ti ve AlB₂ gibi intermetalik mikroyapılar gözlenirken, mekaniksel alaşımlama ile üretilen toz alaşımların amorf yapıda olduğu tespit edilmiştir. Alaşımların SEM ve EDX analizlerinde fazların dağılımının homojen olduğu gözlenmiştir. Külçe alaşımlarda en düşük yoğunluk değeri 2,56 gr/cm³ ile Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ alaşımında elde edilmiştir. Külçe ve toz alaşımların DSC ve DTA analizlerinde endotermik pikler gözlenmiştir. Külçe alaşımlara; magnezyum, titanyum ve bor ilavesi alaşımların mikrosertlik değerinde ve çekme mukavemetinde artışa neden olduğu tespit edilmiştir. Çekme testi sonrası kırılan yüzeyin SEM ile incelenmesi alaşımların gevrek olduğunu ve yüzeyde kırılma meydana geldiğini göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: Hafif Alaşımlar, Normal Katılaştırma, Mekaniksel Alaşımlama, Mekanik Özellikler, Bor

Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı, Nisan / 2020

Danışman: Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Sayfa sayısı: 142

**PRODUCTION OF AlMgTiB LIGHTWEIGHT ALLOYS FOR INDUSTRIAL PURPOSES, AND INVESTIGATION OF STRUCTURAL, THERMAL AND MECHANICAL PROPERTIES
(Ph.D. THESIS)**

HAKAN YAYKAŞLI

ABSTRACT

In this thesis, Al-Mg-Ti-B quaternary alloys are produced by normal solidification and mechanical alloy techniques. Structural, thermal and mechanical properties of alloys produced in the form of ingots and powders were investigated. The microstructure properties of the alloys were made by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive X-ray spectroscopy (EDX) analysis. The thermal properties of the alloys were investigated by differential scanning calorimetry (DSC) and differential thermal analysis (DTA). The microhardness values of ingot and powder alloys were performed by Vickers microhardness tests. In addition, tensile tests were performed on ingot alloys and SEM images of the rupture surface were obtained. Density measurements of ingot alloys were made by the Archimedes principle. By XRD analysis, it was found that the alloys obtained as ingots by normal solidification had an intermetallic structure and the powder alloys produced by mechanical alloying were amorphous. In the XRD analysis results of the alloys produced by normal solidification, α -Al, β -Al₃Mg₂, Al₁₂Mg₁₇, Al₃Ti and AlB₂ intermetallic phases were observed. SEM and EDX analysis of the alloys showed that the distribution of the phases was homogeneous. The lowest measured density value in ingot alloys was obtained with Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ alloy with 2,56 gr/cm³. Endothermic melting peak was observed in DSC and DTA analyzes of ingot and powder alloys. It was determined that the addition of magnesium, titanium and boron to the ingot alloys caused an increase in the Vickers microhardness value and tensile strength of the alloy. Tensile test fracture surface SEM images showed brittle fracture and brittle fracture appearance.

Key Words: Light Alloys, Normal Solidification, Mechanical Alloying, Mechanical Properties, Boron

Kahramanmaraş Sütçü İmam University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Materials Science and Engineering, April/ 2020

Supervisor: Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN

Page number:142

TEŞEKKÜR

Doktora eğitimim süresince her konuda bilgi ve tecrübeleriyle her zaman bana yön veren tez danışmanım Sayın Prof. Dr. Musa GÖĞEBAKAN' a,

Tez döneminde çalışmalarım sırasında yardımlarını esirgemeyen Sayın Prof. Dr. Mehmet TÜMER ve Doç. Dr. Süleyman KERLİ 'ye,

Tez çalışmalarımın deneysel ve analiz aşamalarında bana yol gösteren değerli hocalarım Sayın Dr. Öğr. Üyesi Alaaddin GÜNDEŞ, Doç. Dr. M. Hakan MORCALI ve Dr. Öğr. Üyesi Hasan ESKALEN'e,

Ayrıca, KSÜ-ÜSKİM Müdürü Prof. Dr. Mustafa ŞEKKELİ hocama,

Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Üniversite Sanayi Kamu İş birliği Geliştirme Uygulama ve Araştırma Merkezi (ÜSKİM) laboratuvarındaki tüm çalışma arkadaşlarıma desteklerinden dolayı,

Bugünlere gelmemde büyük pay sahibi olan, Annem ve Babama,

Beni sürekli destekleyen, sabır gösteren ve yanımda olan Eşime,

Dünyalar tatlısı kızlarıma,

En içten duygularıyla sonsuz teşekkürlerimi sunarım...

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa No</u>
ÖZET	i
ABSTRACT	ii
İÇİNDEKİLER.....	iv
ŞEKİLLER DİZİNİ	vii
ÇİZELGELER DİZİNİ.....	xii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xiii
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Alaşımlar.....	2
1.1.1. İntermetalik bileşikler.....	2
1.1.2. Arayer bileşikleri	3
1.1.3. Elektron bileşikleri.....	3
1.2. Hafif Alaşımlar	4
1.3. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları	6
1.3.1. Saf alüminyumun özellikleri.....	8
1.4. Alüminyum Esaslı Alaşımların Faz Diyagramları	9
1.5. Mikro Alaşım Elementleri	12
1.5.1. Magnezyum	12
1.5.2. Titanyum.....	13
1.5.3. Bor	13
1.6. Alaşım Elementlerinin Alüminyum Alaşımlarına Etkisi.....	14
1.7. Tezin Amacı.....	15
2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR	16
3. MATERYAL ve METOT.....	28
3.1. Alaşım Kompozisyonlarının Hazırlanması.....	28
3.2. Alaşımların Üretilmesi.....	30
3.2.1. Normal katılaştırma (Conventional Solidification) tekniği	30
3.2.2. Mekaniksel alaşımlama (Mechanical Alloying) tekniği.....	31
3.2.3. Normal katılaştırma ile üretilen alaşımlarda Isısal işlem	35
3.3. Alaşımların İncelenmesi	36
3.3.1. Metalografik numune hazırlık işlemleri	36

3.3.2. Mikroyapı özelliklerin incelenmesi	38
3.3.2.1. X-ışını kırınım (XRD) analizi.....	38
3.3.2.2. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizi	39
3.3.2.3. Enerji dağılımlı x- ışını spektroskopisi (eEDS) analizi.....	41
3.3.2.4. X ışını floresans spektroskopisi (XRF)	42
3.3.2.5. Optik invert mikroskop incelemesi	43
3.3.3. Isısal özelliklerin incelenmesi.....	44
3.3.3.1. Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) analizi.....	44
3.3.3.2. Diferansiyel termal analizi (DTA).....	45
3.3.4. Mekanik özelliklerin incelenmesi.....	46
3.3.4.1. Vickers mikro sertlik testi	46
3.3.4.2. Çekme testi	48
3.3.5. Yoğunluk hesaplamaları	50
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	51
4.1. Normal Katılaştırma ile Üretilen Alaşımların Sonuçları	51
4.1.1. Normal katılaştırma ile üretilen A grubu alaşımların incelenmesi.....	54
4.1.1.1. A grubu alaşımların XRD analiz sonuçları	54
4.1.1.2. A grubu alaşımların SEM ve OM analiz sonuçları	56
4.1.1.3. A grubu alaşımların EDX analiz sonuçları.....	59
4.1.1.4. A grubu alaşımların XRF analiz sonuçları	64
4.1.1.5. A grubu alaşımların DSC analiz sonuçları	66
4.1.1.6. A grubu alaşımların mikrosertlik test sonuçları	67
4.1.1.7. A grubu alaşımların çekme testi sonuçları	69
4.1.2. Normal katılaştırma ile üretilen B grubu alaşımların incelenmesi.....	71
4.1.2.1. B grubu alaşımların XRD analiz sonuçları.....	71
4.1.2.2. B grubu alaşımların SEM ve OM analiz sonuçları.....	72
4.1.2.3. B grubu alaşımların EDX analiz sonuçları	74
4.1.2.4. B grubu alaşımların XRF analiz sonuçları	78
4.1.2.5. B grubu alaşımların DSC analiz sonuçları	80
4.1.2.6. B grubu alaşımların mikrosertlik test sonuçları.....	81
4.1.2.7. B grubu alaşımların çekme testi sonuçları.....	83
4.1.3. Normal katılaştırma ile üretilen C grubu alaşımların incelenmesi.....	84
4.1.3.1. C grubu alaşımların XRD analiz sonuçları.....	84
4.1.3.2. C grubu alaşımların SEM analiz sonuçları	85
4.1.3.3. C grubu alaşımların EDX analiz sonuçları	86

4.1.3.4. C grubu alaşımların mikrosertlik test sonuçları.....	89
4.1.4. Al ₉₂ Mg ₅ Ti ₂ B ₁ alaşımının ısıl işlem sonrası analiz sonuçları	90
4.1.4.1. XRD analiz sonuçları.....	90
4.1.4.2. SEM analiz sonuçları.....	91
4.1.4.3. EDX analiz sonuçları.....	93
4.1.4.4. DSC analiz sonuçları	93
4.1.4.5. Mikrosertlik test sonuçları	94
4.1.5. Al ₈₉ Mg ₅ Ti ₂ B ₄ alaşımının ısıl işlem sonrası analiz sonuçları	95
4.1.5.1. XRD analiz sonuçları.....	95
4.1.5.2. SEM analiz sonuçları.....	96
4.1.5.3. EDX analiz sonuçları.....	98
4.1.6. Normal katılaştırma ile üretilen alaşımların yoğunlukları.....	99
4.2. Mekaniksel Alaşımlama ile üretilen Al ₇₈ Mg ₁₅ Ti ₆ B ₁ Toz Alaşımının Sonuçları ..	101
4.2.1. XRD analiz sonuçları.....	101
4.2.2. SEM analiz sonuçları.....	106
4.2.3. EDX analiz sonuçları.....	109
4.2.4. DTA analiz sonuçları.....	110
4.2.5. Mikrosertlik test sonuçları	111
5. SONUÇ ve ÖNERİLER	113
KAYNAKLAR.....	115
ÖZGEÇMİŞ.....	121

ŞEKİLLER DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Şekil 1.1. Alüminyum- magnezyum denge diyagramı	10
Şekil 1.2. Alüminyum-titanyum denge diyagramı	11
Şekil 1.3. Alüminyum-bor denge diyagramı	11
Şekil 1.4. Al-Mg-Ti faz diyagramı	11
Şekil 3.1. Tez çalışmasında yapılan üretim ve analiz için takip edilen basamaklar.....	28
Şekil 3.2. Normal katılaştırma ile elde edilen alaşımların görüntüleri.....	30
Şekil 3.3. Eritme işlemlerinin yapıldığı indüksiyon ısıtıcısı	31
Şekil 3.4. Metal(pik) döküm kalıbı.....	31
Şekil 3.5. Fritsch Pulverisette 5 marka Mekaniksel alaşımlama cihazı (a) dış ve (b) iç kısmının görüntüsü	32
Şekil 3.6. Elementsel tozların MA işlemi sürecindeki deneysel çalışma mekanizmasının gösterimi	33
Şekil 3.7. (a) Öğütme havanı iç kısmı ve öğütücü bilyeler (b) havan ve MA havan kilit parçası	33
Şekil 3.8. Argon atmosferli vakumlu glove box.....	34
Şekil 3.9. Öğütme haznesinin ve bilyelerin hareketi	35
Şekil 3.10. Isıl işlemlerin için kullanılan Protherm marka fırın	35
Şekil 3.11. Metalografik hazırlık aşamaları	37
Şekil 3.12. Philips X'Pert PRO marka X Işını Difraksiyonu (XRD) cihazı.....	39
Şekil 3.13. X-ışını kırınımı cihazının iç kısmının detektör, numune tutucu ve x ışının görüntüsü	39
Şekil 3.14. Taramalı Elektron Mikroskobu, ZEISS EVO LS10 (SEM).....	40
Şekil 3.15. Taramalı Elektron Mikroskobu, ZEISS EVO LS10 (SEM) iç kısmı.....	40
Şekil 3.16. Bruker Quantax 200 marka enerji dağılım spektroskopisi (EDS).....	41
Şekil 3.17. Bruker S8 Tiger marka X- ışını floresans sapektroskopisi (XRF)	42
Şekil 3.18. Bruker S8 Tiger marka X- ışını floresans sapektroskopisi (XRF) iç kısmı	43

Şekil 3.19. İvert metal optik mikroskop	43
Şekil 3.20. Perkin Elmer Sapphire Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC).....	45
Şekil 3.21. Perkin-Elmer Diamond Diferansiyel Termal Analizi (Tg/DTA).....	45
Şekil 3.22. Vickers uçlu Shimadzu HVM-2 model mikrosertlik cihazı.....	47
Şekil 3.23. Pelet pres makinesi.....	47
Şekil 3.24. Pelet kalıbı.....	47
Şekil 3.25. Pelet toz alaşımların boyutları.....	48
Şekil 3.26. Zwick Roell Marka 100kN.....	49
Şekil 3.27. Çekme testi numunesinin şematik gösterimi.....	49
Şekil 3.28. Çekme numunesi Solidworks Simulation görüntüsü	49
Şekil 4.1. Saf külçe alüminyumun XRD grafiği.....	52
Şekil 4.2. Saf Magnezyum XRD grafiği	52
Şekil 4.3. Saf Titanyum XRD grafiği.....	53
Şekil 4.4. Saf Bor XRD grafiği	53
Şekil 4.5. Normal katılaştırma ile üretilen A grubu alaşımların XRD grafiği: (a) Al ₉₂ Mg ₅ Ti ₂ B ₁ , (b) Al ₉₁ Mg ₅ Ti ₂ B ₂ , (c) Al ₉₀ Mg ₅ Ti ₂ B ₃ ve (d) Al ₈₉ Mg ₅ Ti ₂ B ₄	56
Şekil 4.6. A grubu alaşımlarının SEM görüntüleri: (a) Al ₉₂ Mg ₅ Ti ₂ B ₁ , (b)Al ₉₁ Mg ₅ Ti ₂ B ₂ , (c)Al ₉₀ Mg ₅ Ti ₂ B ₃ ve (d) Al ₈₉ Mg ₅ Ti ₂ B ₄	58
Şekil 4.7. A grubu alaşımlarının OM görüntüleri: (a) Al ₉₂ Mg ₅ Ti ₂ B ₁ , (b)Al ₉₁ Mg ₅ Ti ₂ B ₂ , (c) Al ₉₀ Mg ₅ Ti ₂ B ₃ ve (d) Al ₈₉ Mg ₅ Ti ₂ B ₄	59
Şekil 4.8. Al ₉₂ Mg ₅ Ti ₂ B ₁ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları	61
Şekil 4.9. Al ₉₁ Mg ₅ Ti ₂ B ₂ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları	62
Şekil 4.10. Al ₉₀ Mg ₅ Ti ₂ B ₃ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları	62
Şekil 4.11. Al ₈₉ Mg ₅ Ti ₂ B ₄ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları	63
Şekil 4.12. A grubu alaşımlarının renkli haritalandırılmış EDX analiz sonuçları: (a) Al ₉₂ Mg ₅ Ti ₂ B ₁ , (b) Al ₉₁ Mg ₅ Ti ₂ B ₂ , (c) Al ₉₀ Mg ₅ Ti ₂ B ₃ ve (d) Al ₈₉ Mg ₅ Ti ₂ B ₄	64

Şekil 4.13. (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımlarını XRF analiz sonuçları.....	66
Şekil 4.14. Normal katılaştırma ile üretilen A grubu alaşımlarının DSC grafiği: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$	67
Şekil 4.15. Mikrosertlik testi sonucu alaşımların yüzeyinde oluşan izlerin görünümü: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$	68
Şekil 4.16. A grubu alaşımlarının Vickers mikrosertlik değerleri: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$	69
Şekil 4.17. A grubu alaşımlarının çekme testi sonucunda kopma bölgelerin SEM görüntüleri: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$	70
Şekil 4.18. Normal katılaştırma ile üretilen B grubu alaşımların XRD grafiği: (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$	72
Şekil 4.19. B grubu alaşımlarının SEM görüntüleri (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$	73
Şekil 4.20. B grubu alaşımlarının OM görüntüleri (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$	74
Şekil 4.21. $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları.....	75
Şekil 4.22. $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları.....	76
Şekil 4.23. $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları.....	77
Şekil 4.24. $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları.....	77
Şekil 4.25. Normal katılaştırma ile üretilen B grubu alaşımların XRF grafiği: (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$	79
Şekil 4.26. B grubu alaşımlarının DSC grafiği (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$ $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$	80

Şekil 4.27. B grubu alaşımlarının mikrosertlik test sonucu yüzeyde oluşan izlerin görünümü (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$	81
Şekil 4.28. B grubu alaşımlarının Vickers mikrosertlik değerleri (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$ $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$	82
Şekil 4.29. B grubu alaşımların çekme testi sonucunda kopma bölgelerin SEM görüntüleri (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$	84
Şekil 4.30. Normal katılaştırma ile üretilen C grubu alaşımların XRD grafiği: (a) $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, (b) $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, (c) $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$ ve (d) $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$	85
Şekil 4.31. C grubu alaşımlarının SEM görüntüleri (a) $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, (b) $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, (c) $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$ ve (d) $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$	86
Şekil 4.32. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları	88
Şekil 4.33. $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları	88
Şekil 4.34. $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları	88
Şekil 4.35. $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları	89
Şekil 4.36. C grubu alaşımlarının Vickers mikro sertlik değerleri; (a) $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, (b) $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, (c) $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$ ve (d) $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$	90
Şekil 4.37. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının ısıtma işlem sonrası XRD grafiği	91
Şekil 4.38. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının ısıtma işlem sonrası SEM görüntüleri (a) 100°C, (b) 200°C, (c) 300°C, (d) 400°C ve (d) 500°C	92
Şekil 4.39. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının 300°C tavlama sonrası noktasal EDX analiz sonuçları	93
Şekil 4.40. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının ısıtma işlem sonrası DSC sonuçları (a) 100°C, (b) 200°C, (c) 300°C, (d) 400°C ve (d) 500°C.....	94

Şekil 4.41. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının ısısal işlem sonrası Vickers mikrosertlik sonuçları.....	95
Şekil 4.42. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının ısısal işlem sonrası XRD grafiği.....	96
Şekil 4.43. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının ısısal işlem sonrası SEM görüntüleri (a) 100°C, (b) 200°C, (c) 300°C, (d) 400°C ve (d) 500°C	97
Şekil 4.44. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının 300°C tavlama sonrası noktasal EDX analiz sonuçları	98
Şekil 4.45. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının 300°C ısısal işlem sonrası haritalama(mapping) EDX analiz sonucu	99
Şekil 4.46. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının XRD grafiği	102
Şekil 4.47. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımın 100 saat ve 150 saat öğütme sürelerinde XRD grafiği	102
Şekil 4.48. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımın öğütme süresine bağlı amorfizasyon sonuçları ..	103
Şekil 4.49. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının zamanına göre kristal boyutundaki değişim....	105
Şekil 4.50. MA ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımların artan öğütme süresiyle örgü gerinim sonuçları	106
Şekil 4.51. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının öğütme sonrası SEM görüntüleri; (a) 5 saat, (b) 10 saat, (c) 20 saat, (d) 30 saat, (e) 40 saat, (f) 50 saat, (g) 100 saat ve (h) 150.....	108
Şekil 4.52. Mekaniksel alaşımlama mekanizmasının şematik gösterimi	109
Şekil 4.53. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının 100 saatlik alaşımlama sonrası SEM-EDX haritalama sonuçları.....	110
Şekil 4.54. MA ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının DTA analiz sonuçları: (a) 5 saat, (b) 30 saat, (c) 50 saat, (d) 100 saat ve (e) 150 saat	111
Şekil 4.55 Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının 100 ve 150 saat öğütme sonrası Vickers mikro sertlik değerleri.....	112

ÇİZELGELER DİZİNİ

	<u>Sayfa No</u>
Çizelge 1.1. Elektron bileşiklerindeki A/E oranı	3
Çizelge 1.2. Elementlerin yoğunlukları.....	6
Çizelge 1.3. Alüminyumun genel özellikleri.....	9
Çizelge 1.4. Alaşım elementlerinin özellikleri	12
Çizelge 1.5. Alüminyum alaşımlarında elementlerin etkileri.....	14
Çizelge 2.1. Literatürde normal katılaştırma ile külçe olarak elde edilen hafif alaşımların genel listesi.....	18
Çizelge 2.2. Literatürde mekaniksel alaşımlama ile toz olarak elde edilen hafif alaşımların genel listesi.....	19
Çizelge 3.1. Normal katılaştırma (NK) ve Mekaniksel alaşımlama (MA) ile üretilen alaşımların kompozisyonları ve gruplandırılması	29
Çizelge 3.2. Normal katılaştırma tekniğinde kullanılan element bilgileri.....	29
Çizelge 3.3. Mekaniksel alaşımlama tekniğinde kullanılan element bilgileri.....	29
Çizelge 4.1. A serisi Alaşımların Çekme Testi mukavemet değerleri.....	70
Çizelge 4.2. B serisi Alaşımların Çekme Testi mukavemet değerleri.....	83
Çizelge 4.3. Normal katılaştırmada kullanılan elementlerin yoğunlukları.....	100
Çizelge 4.4. A, B ve C grubu alaşımların yoğunluk değerleri.....	100

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Al	: Alüminyum
Mg	: Magnezyum
Ti	: Titanyum
B	: Bor
Ar	: Argon
at.%	: Atomik yüzde
2θ	: X-ışını kırınım açısı
λ	: Dalga boyu
hkl	: Miller indisleri
D	: Parçacık boyutu
T	: Sıcaklık
°C	: Santigrat derece
T_m	: Erime sıcaklığı
T_p	: Pik sıcaklığı
T_x	: Kristallenme sıcaklığı
dak	: Dakika
gr	: Gram
d	: Yoğunluk(Öz kütle)
kg	: Kilogram
m	: Metre
mm	: Milimetre
μm	: Mikrometre
nm	: Nanometre
s	: Saniye
HV	: Vickers mikrosertlik
N	: Newton

kN	: Kilo Newton
MPa	: Mega paskal
NK	: Normal katılaştırma
MA	: Mekaniksel alaşımlama
YMK	: Yüzey merkezli kübik yapı
HMK	: Hacim merkezli kübik yapı
XRD	: X-ışını difraksiyonu
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
EDS	: Enerji dağılım spektroskopisi (Energy Dispersive X-ray Analysis)
DSC	: Diferansiyel taramalı kalorimetre
DTA	: Diferansiyel termal analiz
UTS	: Maksimum Çekme Mukavemeti (Ultimate Tensile Strength)
ASTM	: Amerikan Malzeme ve Test Derneği (American Soc. for Testing and Materials)

1. GİRİŞ

Malzeme, insanoğlunun hemen hemen hayatının her aşamasında kullanılmaktadır. Malzeme; metal, seramik ve camlar, plastik (polimer) ve kompozit olmak üzere dört ayrı kategoriye ayrılmaktadır. Malzeme genel anlamda insanoğlunun hayatını kolaylaştırmak için kullandığı her şeye denilebilir. İnsanlık ilk olarak toprak ve ağaç gibi doğal malzemeleri kullanarak mutfak eşyaları, savunma aletleri ve tarım araçlarını üreterek malzeme biliminin temellerini MÖ atmaya başlamıştır. Ateşin icadı ile toprakta bulunan elementlerden erime sıcaklığı düşük maden filizlerinden metal elde edilmeye başlanılmıştır. Metal malzemenin keşfi hayatı kolaylaştırmış, çağlara metallerin isimleri (tarih öncesi devirler; bakır, tunç ve demir devri) dahi verilmiştir. Bu devirlerde doğada çok bulunan ve kolay işlenebilen bakırı ve bakır kalay alaşımı olan tunç alaşımı kullanımı mevcuttur. Tunçtan yapılan aletlerin bakırdan daha sert ve dayanıklı olmasından dolayı tercih edilmiştir (Gündüz, 2013).

İnsanoğlunun çevresini anlayıp yorumlamaya çalışması ile başlayan merakı yirmi birinci yüzyıla gelindiğinde atomik boyuttaki nesnelere inceleyebilecek kadar ilerleme kaydetmiştir. Maddelerin, özellikle de katı haldeki maddelerin atomik boyutta analizi ile elde edilen bulgular, bu malzemeleri modern dünyada hayatın vazgeçilmezi haline getirmiştir (Aydoğan, 2014). Son yıllarda teknolojinin büyük bir hızla ilerlemesiyle deneysel araştırmalarla elde edilen bilgilerden yararlanılarak mühendislikte ve tıp gibi bilimsel araştırmalarda da katıhal fiziğinin temelleri kullanılmaktadır (Göymen ve ark., 2013).

Metallerin mekanik özelliklerinin geliştirilebilmesi için mikroyapılarının bilinmesi önemlidir. Malzemelerin mikroyapılarının araştırılması ve geliştirilmesi metalürji ve malzeme mühendisliği ile katıhal fiziğinin geniş bir dalı olup maddenin kristal yapıları, mekanik, elektrik, termal ve manyetik özellikleri gibi metal, yarıiletken, dielektrik, süperiletken ve amorf katılarla birlikte katılardaki kimyasal bağlar olmak üzere katı malzemelerin özelliklerini açıklık getirmektedir. Katıhal fiziği teorisinin en önemli konuları malzemelerin kristal özelliklerinin incelenmesidir. Çünkü bir kristalde atomların dizilme düzeninin bilinmesiyle matematiksel modeli daha kolay çıkartılabilmektedir (Durlu, 1992; Hook ve ark., 1999; Turton ve ark., 2007; Akat, 2010; Dikici, 2012; Kittel, 2014;).

Kristalografi maddenin kristal yapılarını ve özelliklerini inceleyen bir bilim dalıdır. Kristalografi çoklu disiplinler arasında görev yapmaktadır. Fizik, kimya, moleküler biyoloji, malzeme bilimi gibi bilim dalları arasında rol oynamaktadır. İlk olarak 1912 yılında Alman fizikçi Max Von Laue, X-ışınlarının kristallerden kırınımını keşfederek başlamıştır. Ondan

daha kısa süre sonra William Henry Bragg ilk kez X-ışını spektrometresini keşfetmiştir. Daha sonra William Lawrence Bragg ise kendi adıyla anılan kırınım desenlerini kullanarak kristal yapıları çözümlenmeyi sağlayan bir yasa çıkartmıştır. Bir kristal, düzenli ve periyodik olarak dizilmiş atom ve moleküllerden oluşan paralel düzlemlerden meydana gelmektedir (Kabak, 2004; Hermann, 2017).

Kristal katılarda yapı, erime noktası, yoğunluk ve sertlik gibi özellikleri taneciklerini bir arada tutan çekim kuvvetlerine bağlıdır. Kristalleri tanecikler arasındaki kuvvet türlerine göre iyonik, moleküler, kovalent ve metalik bağ olarak sınıflandırılmaktadır.

Endüstride kullanılan metallerin büyük çoğunluğu saf değildir. Çünkü metallerin safsızlaştırılması pahalı ve istenilen mekanik özellikleri sağlayamamaktadır. Bundan dolayı metal elementlerin bir metal veya ametalle veya bunların birkaçı ile oluşturdukları sistemlere alaşım denmektedir. Bu alaşımları insan hayatını kolaylaştırabilecek özelliklere sahip kılabilmek ancak onların sahip oldukları özellikleri çözebilmekle olmaktadır (Gündüz, 2013). Metaller demir esaslı ve demir dışı olarak iki ana başlıkta ele alınmaktadır. Demir dışı malzemelerin büyük çoğunluğunu alüminyum, magnezyum, silisyum ve titanyum gibi metallerden oluşturmaktadır.

1.1. Alaşımlar

İki veya daha fazla elementin bir araya gelmesiyle oluşan yeni özelliklere sahip katı malzemelere alaşım denir. Bir katı malzemenin alaşım olması için metalik özelliklerinin olması gerekmektedir bu nedenle malzemeyi oluşturan elementlerden en az bir tanesinin metal olması gerekir. Alaşımların elde edilmesi elementlerin katılması sırasında bir ya da fazla sayıda fazlar oluşabilmektedir. Metal alaşımlar, ara bileşikler ve katı çözeltiler olmak üzere iki farklı şekilde oluşmaktadır. Ara bileşikler; intermetalik, arayer ve elektron bileşikleri olarak üç şekilde oluşmaktadır.

1.1.1. İntermetalik bileşikler

İntermetalik bileşikler farklı elektronegatifliğe sahip elementler arasında oluşan bileşiklerdir. Bu bileşikler kovalent ya da iyonik bağa sahip oldukları için dayanıklı bir doğaya sahiptirler. İntermetalik bileşiklere örnek olarak Ti-Al, Ni-Al, Ni₃Sn₄, Cu₂Se, Al₃Ni, Al₂Cu ve Mg₂Sn bileşiklerini gösterilebilir.

1.1.2. Arayer bileşikleri

Arayer bileşikleri, büyük metal atomlarının (Fe, Ti, Ta, W gibi) küçük ametal atomlarıyla (C, O, H ve N gibi) bağ oluşturarak bir araya gelmesiyle oluşur. Bu bileşiklerin kristal yapılarının oluşumu da küçük ametal atomlarının büyük metal atomlarının arasında bulunan boşluklara yerleşmesiyle oluşmaktadır. Arayer bileşiklerinin en önemli özelliği sert bir yapıya sahip olmasıdır. Arayer bileşiklerine örnek olarak, Fe_4N , TiC ve Fe_3C bileşikleri verilebilir.

1.1.3. Elektron bileşikleri

Yüksek erime noktasına sahip titanyum, nikel veya krom gibi bazı elementler, düşük erime noktasına sahip alüminyum, çinko veya magnezyum gibi elementlerle alaşımlandıklarında oluşan bileşiklere elektron bileşiği denir. Bir elektron bileşiği oluştuğunda bileşiğin sahip olduğu atom sayısı ile dış yörüngede bulunan elektronlarının sayısı arasında sabit bir oran olduğu görülmektedir. İngiliz metalürjist bilimci Hume-Rothery tarafından bu benzerliğin tanımı ortaya konmuştur. Bileşiklerin sahip olduğu atom ve dış yörünge elektron sayılarının oranıyla ilgili olduğunu ve bunlara elektron bileşikleri denmektedir.

Örnek olarak A adet atomdan oluşan bir bileşik ile bu bileşiği meydana getiren atomların sahip oldukları dış yörünge elektronlarının toplam sayısı da E olduğunu varsayarsak, elektron bileşiklerindeki A/E oranı üç farklı şekilde ortaya çıkmaktadır. Bu oranın aldığı değere göre bileşiğin kristal yapısını belirlemektedir. Bu bileşiklerin A/E oranını Çizelge 1.1' de verilmiştir (Çetin, 2020).

Çizelge 1.1. Elektron bileşiklerindeki A/E oranı (Çetin, 2020)

A/E Oranı	Kristal Yapı	Sembol
2/3	Hacim merkezli kübik	β
4/7	Karmaşık kübik	γ
13/21	Hegzagonal	ϵ

Bu oranların hesaplanmasına gerçek bir uygulama örneği verecek olursak; örneğin bakır (Cu) ve kalay (Sn) alaşımlandırıldığında Cu_5Sn bileşiği oluşmaktadır. Bu bileşik beş Cu atomu ve bir Sn atomunun bir araya gelmesiyle oluşmaktadır. Bileşik toplamda (5+1) altı atomdan meydana gelmektedir. Bakır elementinin en dış yörüngesinde bir, kalayın ise dört elektronu bulunmaktadır. Dolayısıyla toplamda dokuz elektron bulunmaktadır. Buradan A/E oranını hesaplandığında, bu oranın 6/9'a, yani 2/3'e eşit olduğunu görülmektedir. Böylece bu bileşiğin hacim merkezli kübik (HMK) kristal yapıya sahip olduğunu sadece A/E oranına bakarak hesaplanabilmektedir. Bileşiğin kristal yapısının adı, $\beta-Cu_5Sn$ şeklinde gösterilmektedir.

1.2. Hafif Alaşımlar

Son yüzyılda artan çevre kirliliğinin yanı sıra sınırlı olan enerji kaynakları ile beraber enerji sarfiyatını azaltmak için; tüketim ve ulaşım gibi önemli enerji giderlerinde tasarruf çalışmaları hızla devam etmektedir. Bu çalışmaların başında çevre kirliliğini ve ulaşımında enerji tüketimini azaltmak için hafif metaller üzerine yapılan çalışmalar kayda değer bir yer teşkil etmektedir. Yoğunluğu diğer elementlere göre nispeten düşük olan, Al (2.7 g/cm^3), Si (2.33 g/cm^3), Mg (1.74 g/cm^3), Zn (7.14 g/cm^3), Li (0.534 g/cm^3), Ti (4.51 g/cm^3), B (2.34 g/cm^3) gibi elementlerinden oluşan alaşımlar hafif malzeme kapsamında düşünülmektedir.

Malzemelerin son yıllarda geliştirilen mekanik, fiziksel ve kimyasal özellikleri ile birlikte hafif ve katma değeri yüksek olması gittikçe önem kazanmaktadır. Bu tür malzemeler; teknolojiye uygulamaları ve nitelikleri göz önüne alındığında kullanım alanları artmakta ve geleceğe yön vermektedir. Hafif alaşımlar, ileri metalik malzemeler kategorisinde bulunmaktadır. Hafif malzeme tanım olarak mukavemet/ağırlık oranının yüksek malzeme türü olarak isimlendirilmektedir. Bunun anlamı, aynı hacimde mukavemeti yüksek veya aynı mukavemet değerini daha düşük bir hacimde elde etmek olmasıdır. Örnek olarak bir ulaşım araçlarında kullanılan metal parçaların hafifletilmesiyle toplam ağırlığın azaltılmasıyla yakıt tasarrufu sağlanabilmektedir. Özellikle otomobil araçlarında gövde, motor ve diğer mekanik parçalarda kullanılan malzemelerin hafifletilmesi enerji tasarrufu olarak değerlendirilebilir. Günümüzde mevcutta kullanılan metal malzemelerin özelliklerini geliştirmek amacıyla, toz metalürjisi, ark ergitme, mekaniksel alaşımlama ve hızlı katılaştırma gibi yeni üretim teknolojileri geliştirilmiştir. İleri hafif malzemelerin üretim proseslerinde atomik düzeydeki değişimlerin kontrol edilebilmesi istenen mekanik ve kimyasal özelliklerde malzeme üretilebilmesini sağlamaktadır. Örneğin alüminyum,

titanyum, silisyum ve magnezyum gibi alaşımlar hafif alaşım malzemeleridir. Bununla birlikte düşük yoğunlukta geliştirilmiş olan alüminyum ve magnezyum alaşımları otomotiv sektöründe, havacılıkta uygulamaları olduğu gibi günlük hayatımızda kullanılan hafif alaşımlar önemli bir yer teşkil etmektedir. Metalürji alanında yapılan çalışmalarda sinterleme, sıcak presleme ve toz metal enjeksiyon teknikleri gibi alaşım tozlarının sıkıştırılarak üretilmesi istenilen özelliklere sahip hafif alaşımlar elde edilebilmektedir. Buna benzer olarak vakum ark ergitme yöntemi ile yüksek özelliklere sahip hafif alaşımlar üretilerek otomotiv ve havacılık sektöründe uygulamaları mevcuttur.

Alaşımlar bazı üstün özelliklerinden dolayı sanayinin birçok alanında yoğun bir şekilde kullanılmaktadır. Özellikle hafif alaşım malzemelerin üretilmesi, özelliklerinin geliştirilmesi ve üretim maliyetinin düşürülmesi gibi konular araştırmacıların ilgisini çekmekte ve bu konuda yapılan çalışmalar artarak devam etmektedir (Cai ve ark., 2013). Al (2.70 g/cm^3), Mg (1.74 g/cm^3), Si (2.33 g/cm^3), B (2.34 g/cm^3), Ti (4.51 g/cm^3) gibi yoğunlukları düşük elementlerden oluşan alaşımlar hafif alaşımlar olarak bilinmektedir. Bu elementleri içeren Al-esaslı ve Mg-esaslı alaşımların; özgül ağırlıklarının düşük, korozyona karşı dirençli ve kolay şekillendirilebilir olması, ısıl iletkenliğinin yüksek, birim fiyatının düşük olması gibi özelliklerinden dolayı çeşitli endüstriyel uygulamalarda yaygın bir kullanımı bulunmaktadır (Ma ve ark., 2015). Örneğin, Mg-Al-Ti-B dördü alaşımına, titanyum borür katkılanmasıyla oluşturulan malzemenin yüksek akma ve çekme dayanımını sağladığı tespit edilmiş ve bu malzemenin hafif uygulamalar için potansiyelinin olduğu görülmüştür (Lu, L. ve ark., 2002).

Alüminyum-magnezyum (Al-Mg) alaşımları, yüksek mukavemet, iyi süneklik ve iyi korozyon direnci gösterirler. En az %8 magnezyum içeren Al-Mg alaşımlarına ısıl işlem uygulanabilir ve ısıl işlem sonucu bu alaşımların mekanik özellikleri geliştirilebilmektedir. Titanyum, alüminyum ve alaşımlarına genellikle tane inceltici olarak ilave edilmektedir. Böylece, alüminyum ve alaşımlarının mekanik özellikleri geliştirilebilmektedir. Titanyum, bor ile birlikte ilave edildiğinde etkisi daha da artmaktadır (Kurt, 2013). Titanyum, alüminyum alaşımlarının çekme mukavemetini, sünekliğini arttırarak ve ısıl iletkenliğini düşürmektedir (Sun, 1998). Çizelge 1.2'de alaşım oluşturmada oldukça sık olarak kullanılan bazı elementlerin yoğunlukları verilmiştir.

Çizelge 1.2. Elementlerin yoğunlukları

<i>Elementler</i>	<i>Simge</i>	<i>Yoğunlukları (gr/cm³)</i>
Magnezyum	Mg	1.74
Silisyum	Si	2.33
Bor	B	2.34
Alüminyum	Al	2.70
Titanyum	Ti	4.51
Çinko	Zn	7.10
Kalay	Sn	7.30
Mangan	Mn	7.43
Demir	Fe	7.85
Nikel	Ni	8.30
Kobalt	Co	8.90
Bakır	Cu	8.90

1.3. Alüminyum ve Alüminyum Alaşımları

Saf alüminyum, mukavemetinin düşük olmasından dolayı magnezyum, silisyum, bakır ve çinko gibi elementler ile alaşımlandırılarak kullanılmaktadır. Alüminyum, ilave edilen alaşım elementlerinin cinsine ve ilave edilme oranlarına göre farklı özellikler sergilemektedir. Alüminyuma ilave edilen alaşım elementlerinin amacı ise, saf alüminyumun iyi uzama kabiliyetini ve iyi korozyon direncini gibi özelliklerini etkilemeden mekanik özelliklerini geliştirmektir. Alüminyum, sünek bir yapıya sahip olmasına ve düşük aşınma direnci göstermesine rağmen, alaşımlandırılması sonucu demir esaslı malzemelerden sonra tribolojik uygulamalarda en yaygın kullanılan malzemelerden birisidir. Diğer taraftan, Alüminyum alaşımları düşük yoğunluklarından dolayı otomotiv, uzay ve uçak sanayi başta olmak üzere pek çok endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu nedenle alüminyum alaşımlarının mekanik özelliklerinin geliştirilmesi büyük önem taşımaktadır.

Al-esaslı alaşımlarının her geçen gün yeni kullanım alanları açılmakta olup bu kullanım alanları; başta otomotiv sanayi olmak üzere ev eşyalarından uzay teknolojisine kadar geniş bir alana yayılmıştır. Diğer taraftan Al-esaslı ve Mg-esaslı alaşımlar mikroyapısı tamamen farklı olan ve yarı kararlı malzemeler olarak bilinen amorf, nanokristal ve kuazikristal yapıda üretilmektedir. Amorf, nanokristal ve kuazikristal malzemeler birçok üstün özellikler sergilemektedir. Al-esaslı hafif malzeme üretiminde genellikle Mg, Si, Ti, Zn ve Cu gibi

elementler tercih edilmektedir. Bu elementlerle Al-esaslı ikili, üçlü ve çoklu alaşım üretimi, özelliklerinin araştırılması ve geliştirilmesi konusunda yapılan çalışmalarda, alaşımı oluşturan element sayısı ve bu elementlerin alaşım içerisindeki oranları alaşımın özelliklerini etkileyen en önemli faktör olduğu rapor edilmiştir. Aynı zamanda alaşımların mikro yapıları ile özellikleri arasında doğrudan bir ilişkinin olduğu belirtilmiştir. Malzemelerin mikroyapısı tekli veya çoklu intermetallik fazlardan oluşmaktadır. Malzemenin mikroyapısını oluşturan fazların sayısı, boyutu, malzeme içindeki dağılımı gibi durumlar o malzemenin özelliklerini etkileyen en önemli faktörlerdir. Nano boyutlu intermetallik fazların malzeme boyunca homojen dağılımı malzemenin başta mekanik özellikleri olmak üzere birçok özelliğini olumlu olarak etkilemektedir (Povstugar ve ark., 2009). Al-esaslı ve mikroyapısı nano parçacıklardan oluşan bir alaşımın mekanik özelliği, kristal yapıyla alaşımların mekanik özelliğinden üç kat daha iyidir (Gögebakan, 2002).

Alaşımların özellikleri ile mikroyapıları arasındaki ilişki tespit edildikten sonra istenilen mikroyapıda alaşım üretmek için birçok teknik geliştirilmiştir (Shi ve ark., 2017). Bu tekniklerden en çok kullanılanları; hızlı katılaştırma, mekaniksel alaşımlama, ark-eritme ve gaz atomizasyon gibi tekniklerdir. Bu teknikler kullanılarak birçok Al-esaslı alaşım amorf, nano kristal ve kuazikristal yapıda başarıyla bir şekilde üretilmiştir. Bu teknikler hafif alaşım üretiminde de tercih edilen tekniklerdir.

Alüminyum, çinko, bakır, silisyum, magnezyum, titanyum gibi hafif metaller ve alaşımlarının elde edilmesiyle birlikte aşınma dayanımı, korozyon ve sertlik özelliklerinin geleneksel malzemelere göre çok daha iyi olmasından dolayı bu malzemeler otomotiv ve havacılık sanayinde verimli bir şekilde kullanılabilir. Hafif alaşımların kullanım alanlarına bakılarak birçok sektörde temel malzeme olarak çeliğin yerini hafif alaşımların almaya başladığı görülmektedir. Dolayısıyla inşaat sektöründen sağlık alanında kullanılan malzemelere kadar her zaman mümkün olan hafif malzemeleri kullanma çabaları devam etmektedir. Havacılık ve uzay sanayi için ise hafif malzemelerin önemi gün geçtikçe zorunluluk gösterdiği bilinmektedir. Hafif alaşımların uygulama alanları; alüminyum alaşımları uzay ve havacılıkta, titreşim söndürmede magnezyum alaşımları, bakır alaşımları titreşime nikel bazlı alaşımların ısı dayanımı, kobalt bazlı alaşımlar gaz türbinlerinde, niobyum-kalay alaşımları nükleer reaktörlerde ve nikel titanyum alaşımları yapay protezlerde kullanılan başlıca alaşımlardır. Hafif alaşımların uygulama alanlarında amaç olarak sadece ağırlığı azaltmak değil aynı zamanda yerini alacağı malzemenin mekanik özelliklerinin de geliştirilmiş olması hedeflenmektedir. Malzeme bilimi teknolojisi gelişimi

sürekli devam bir teknolojidir. Mevcutta bulunan malzemelerin özelliklerinin geliştirilmesinde hafif malzeme üretmeye karşı ilginin gün geçtikçe arttığı görülmektedir. Dünyada ticareti yapılan 90 çeşit madenden 73 tanesi Türkiye’de bulunmaktadır. Bununla birlikte, bu çeşitlilikle orantılı olarak birkaç maden dışında (Bor, krom vb.) ülkemizde büyük maden rezervleri bulunmamaktadır. Dünya metal maden yataklarının %0,4’ü ülkemizde bulunmaktadır. Magnezyum, titanyum ve kobalt gibi metaller yurtdışından ithal edilmektedir. Bu metallerin oluşturduğu katma değeri ham madde haline getirilmesi işlemlerinden sonra yüksek katlara kadar oluşturmaktadır. Ülkemizde hafif metal malzeme üzerinde çalışma yapmak istenildiğinde ilgili malzemeyi temin edebilmek zor olmaktadır. Dünya çapında otomotiv ve havacılık ile uzay sanayinin temelini oluşturan hafif ve stratejik malzemeler üretme ve işlemek son derece önemlidir (Öztürk ve ark., 2008).

Hafif alaşımların külçe halinde üretiminde tercih edilen diğer bir teknik normal katılaştırma tekniğidir. Normal katılaştırma tekniğinin tercih edilmesinin en önemli nedenleri; alaşım üretme süresinin kısa olması, malzemelerin istenilen geometrik yapıda ve miktarda üretilebilmesi ayrıca üretim maliyetinin ucuz olmasıdır (Başaranel ve ark., 2012). Bunun yanı sıra eritme ve döküm işleminin hızlı ve seri üretim yapılabilir olması normal katılaştırma yönteminin sanayide yaygın olarak tercih edilme nedenlerindedir. Al-esaslı alaşımlar konusunda birçok çalışma olmasına rağmen, Al-Mg-Ti-B alaşımları konusunda çalışma bulunmamaktadır.

1.3.1. Saf alüminyumun özellikleri

Alüminyum doğadaki en hafif metallerden birisidir. Saf alüminyumun yoğunluğu $2,7 \text{ gr/cm}^3$ ’tür. Saf alüminyumun yoğunluğu ve elastik modülü, yaklaşık olarak çeliğin üçte biri kadardır. Alüminyum genel özellikleri Çizelge 1.3’de verilmiştir. Mukavemeti çelikten düşük olmasına rağmen düşük yoğunluğundan dolayı endüstride yaygın bir kullanım alanı bulmuştur. Bu durum mukavemet açısından bir denge unsuru oluşturmaktadır. Ayrıca alüminyumun zırh olarak kullanılmasında sünekliğinin yüksek olması önemli bir rol oynamaktadır. Elektrik iletkenliğinde de kullanım ve ekonomik açıdan bakırdan daha esnek bir malzemedir (Sarkuysan, 2006). Alüminyumun haddelenmesi ile mekanik özelliklerinde iyileşme olduğu ve döküm ile üretilen alüminyumunda ise şekil verme özelliklerinin daha iyi olduğu görülmektedir.

Çizelge 1.3. Alüminyumun genel özellikleri

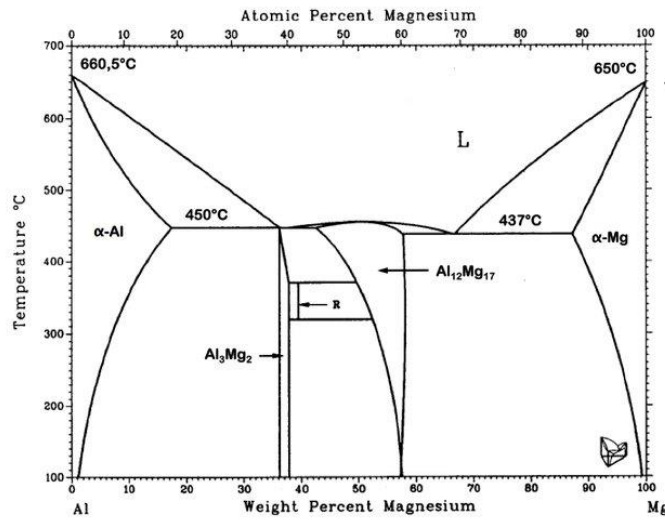
Özellikler	Al
Atom No	13
Atom Ağırlığı	26,98g/mol
Kristal Yapısı	YMK
Erime Noktası	660°C
Yoğunluğu (Oda Sıcaklığında)	2.7g/cm ³
Buharlaşma Sıcaklığı	2450°C
Kristalleşme Sıcaklığı	150-300°C
Özgül Isısı	94.5cal/g(100°C)
Elastik Modül	70GPa
Çekme Mukavemeti	40-90MPa
Uzama	%50
Sertlik	17HB

1.4. Alüminyum Esaslı Alaşımların Faz Diyagramları

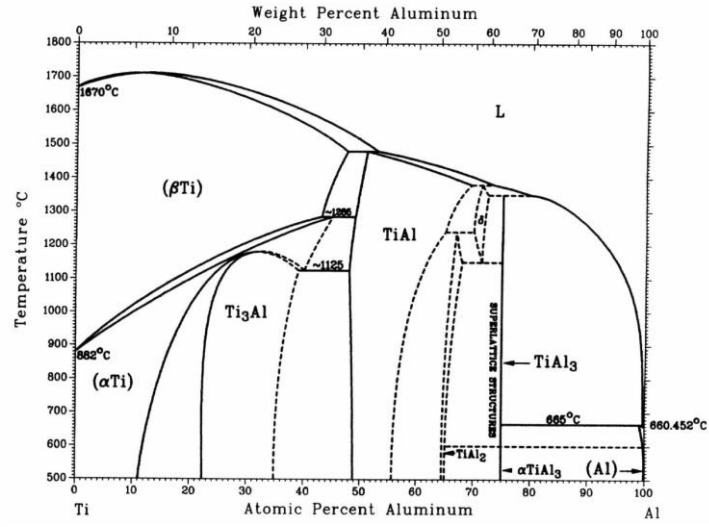
Alaşım sistemlerinde bulunan fazların oluşum ve dönüşüm şartlarını mikro yapı etkilemektedir. Bu nedenle fazların hangi koşullarda oluştuğunu ve hangi durumlarda dönüştüğünü bilmek gerekmektedir. Faz diyagramları alaşım sistemlerinde, değişik sıcaklık, basınç ve bileşiklerde hangi fazların bulunduğunu çizgilerle gösteren şekillerdir. Faz diyagramlarının çoğu denge koşullarına göre çizilmiş olup mühendisler ve bilim insanları tarafından malzeme davranışını çeşitli yönleriyle anlamak ve tahmin etmek için kullanılmaktadır. Örneğin bir metal eritildiğinde faz değişimine uğrayarak katı faz sıvı faza dönüşür. Diğer faz dönüşümlerinde ise kaynama noktasında sıvı faz dönüşüme uğrayarak gaz fazını oluşturur, süblimleşme noktasında katı faz dönüşüme uğrayıp gaz fazı meydana gelmektedir. Allotropik dönüşüm sıcaklıklarında ise bir katı faz dönüşümüne uğrayarak farklı bir katı faz oluşturur. Sabit basınç altında ve normal şartlarda saf metallerde faz değişimleri izotermal olarak gerçekleşir. Bunların ergime ve kaynama noktaları sabit bir sıcaklıkta oluşur. Kuşkusuz alaşımlar izotermal (sıcaklığa bağlı olarak) faz dönüşümüne uğrar. Fakat bu faz değişimleri daha çok tek bir nokta yerine geniş bir sıcaklık aralığında gerçekleşir. Örneğin, ergime aralığında katı ve sıvı fazdan oluşur. Daha çok alaşımlarda karışık faz değişimleri hem izotermal hem de izotermal olmayan dönüşümler neticesinde meydana gelir. Bir dönüşüm noktasında çoğunlukla iki faz bir arada bulunur. Böylece eriyik metal farklı katı fazlar meydana getirerek katılaştır (Gündüz, 2013). Alaşımların elde

edilmesinde faz diyagramları bir yol haritası niteliği taşımaktadır. Bu nedenle tez çalışmamızda üretilen alaşımlar için kullanılan faz diyagramlarından Al-Mg, Al-Ti, Al-B ve Al-Ti-Mg ikili ve üçlü faz diyagramları Şekil 1.1-4'de sırasıyla verilmiştir.

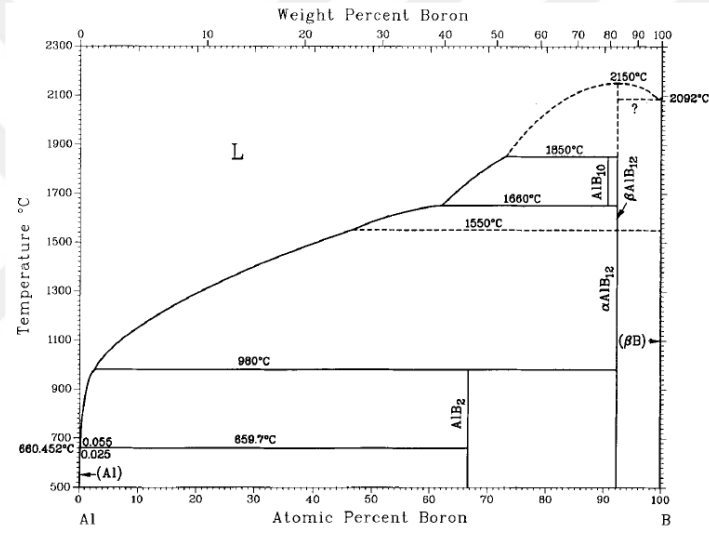
Saf alüminyum ve alaşımları yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanıma uygun bir malzeme değildir. Bunun yanı sıra düşük sıcaklıklarda ise mekanik özelliklerini korumasından dolayı önemli bir malzemedir. Alüminyum alaşımlarının kaynak kabiliyetinin düşük olmasına karşın kuvvetli yapıştırıcılar (epoksi gibi) ile alüminyumun kullanım alanlarını artırmıştır. Günümüzde bir otomobilin dişli kutusu, jantları, tamponlar ve koltuk rayları gibi birçok bileşeni alüminyum alaşımlarından üretilmektedir. Bir uçağın ağırlıkça %70'i alüminyumdan oluşmaktadır, alüminyum alaşımlarının hafifliği ve özgül mukavemeti, havacılık sektöründe gelişmesine büyük katkı sağlamaktadır. Askeri alanda, uçak ve uzay sanayinde alüminyumun 2 ve 7 serisi alaşımlar ve taşıma sanayinde ise 1, 3 ve 5 serisi alaşımlar kullanılmaktadır. %10 magnezyum içeren 520 alaşımı, korozyona karşı dirençli, mukavemet ve işlenebilirlik açısından üstün özellikleri bulunmaktadır. 356 alaşımı ise %7 silisyum ve %0,3 magnezyum içermesiyle döküme elverişli ve korozyon direnci yüksek hafif alaşımlardır.



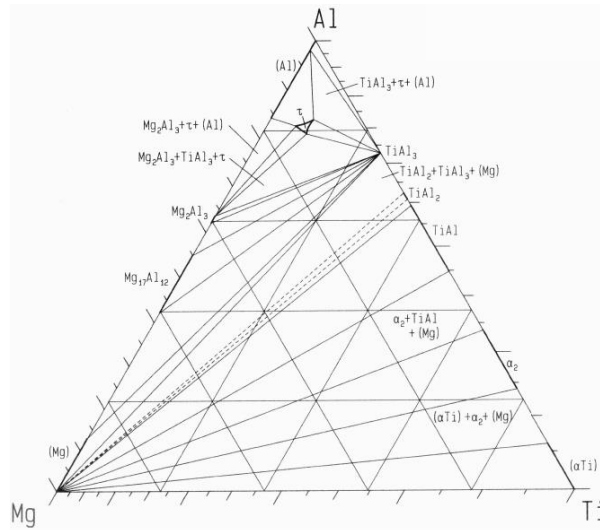
Şekil 1.1. Alüminyum- magnezyum denge diyagramı (Handbook, 1992)



Şekil 1.2. Alüminyum-titanyum denge diyagramı (Handbook, 1992)



Şekil 1.3. Alüminyum-bor denge diyagramı (Carlson, 1990)



Şekil 1.4. Al-Mg-Ti faz diyagramı (Villars ve ark., 1995)

1.5. Mikro Alaşım Elementleri

Saf metallerin özelliklerinin geliştirilmesi için üretilen alaşımlara farklı elementler eklenerek yeni metallerin üretimi gerçekleştirilmektedir. Bu tez çalışmasında da saf alüminyumun mikroyapı, mekanik ve ısıl özelliklerini geliştirmek için magnezyum, titanyum ve bor elementleri kullanılarak çalışılmıştır. Bu elementlerin genel özellikleri Çizelge 1.4’de verilmiştir. Ayrıca magnezyum, titanyum ve Bor’un özellikleri genişçe anlatılmıştır.

1.5.1. Magnezyum

Magnezyum (Mg), gümüş beyazlığında bir metaldir ve genellikle alaşım maddesi olarak kullanılır. Toz halindeki magnezyum kolayca tutuşarak yanabilir. Atom numarası 12, element serisi alkalinerler, atom ağırlığı 24,312 g/mol, yoğunluğu 1,738 g/cm³, ergime sıcaklığı 650°C, kristal yapısı hekzagonal, atom yarıçapı 0,160nm, ısıl iletkenliği 156W/(m.K), ısıl genleşmesi 24.8 µm/(m.K)’dir. Magnezyum saf haldeyken sertliği düşük bir metaldir. Bunun yanı sıra alüminyum, çinko ve zirkonyum gibi metallerle alaşım yapıldığında sertleşmektedir. Magnezyum alaşımları ve alüminyum magnezyum alaşımları havacılık sanayinde (gövde ve motor parçalarında), makine alanında (Volkswagen motoru gibi), silah teknolojisinde (füze) ve endüstriyel alanda (fotoğraf makinesi ve bilgisayar kasaları gibi) alanlarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Saf magnezyum ve magnezyum alaşımları yüksek elastisite modülü, yüksek dayanım, yüksek sıcaklıklarda üstün sürünme ve aşınma direnci gibi özelliklerinden dolayı çalışmalar her geçen gün yapılan çalışmalar artmaktadır (Muhaffel, 2012).

Çizelge 1.4. Alaşım elementlerinin özellikleri

Element	Atom Numarası	Atom Ağırlığı (akb)	Yoğunluk 20°C (g/cm ³)	Kristal Yapı 20°C	Atom Yarıçap (nm)	Valans (değerlik)	Ergime Sıcaklığı (°C)
Alüminyum	13	26,98	2,71	YMK	0,143	3+	660,4
Magnezyum	12	24,31	1,74	SPH	0,160	2+	649
Titanyum	22	47,87	4,51	SPH	0,145	4+	1668
Bor	5	10,81	2,34	Romb.	0,023	3+	2076

1.5.2. Titanyum

Titanyum sembolü Ti olan Atom numarası 22, atom ağırlığı 47,867 g/mol, yoğunluğu 4,506 g/cm³, erime sıcaklığı 1668 °C, kristal yapısı hekzagonal, atomik yarıçap 0,145nm, ısı iletkenliği 21.9 W/m.K, elastisite modulu 116 GPa olan elementtir. Hafif, güçlü, parlak, korozyona karşı dirençli bir geçiş metalidir. Titanyum, demir, alüminyum, vanadyum, molibden gibi elementler ile alaşımlandırılabilirlerdir. Titanyum hafif alaşımları havacılıkta (jet motoru, füze parçaları gibi) askeri ve endüstriyel alanlarda (arıtma santrallerinde), otomotivde ve tıp (protezler, implant malzemelerinde) uygulamalarda kullanılmaktadır. Metal formun önemli özellikleri arasında ilk sırayı korozyona karşı dirençli olması ve bütün metaller içinde en yüksek dayanıklılık-ağırlık oranına sahip olmasıdır. Saf haldeyken çelikten %45 daha hafif olmasına rağmen bazı çelikler kadar mukavemettir. Titanyum sert, antimanyetik, yorulma direnci ve düşük ısı iletkenliğe sahiptir. Titanyumun su ve hava ile tepkimesi oldukça yavaştır.

1.5.3. Bor

Bor (B), 3A grubu elementlerindedir. Metal ve ametaller arasında bulunur ve bor yarı metal bir elementtir. Yarı iletkendir. Atom numarası 5, atom ağırlığı 10,811(7) g/mol, yoğunluğu 2,34 g/cm³, ergime sıcaklığı 2076 °C, kristal yapısı, rombohedral, atom yarıçapı 0,23nm, ısı iletkenliği 27,4 W/(mK) kimyasal özelliklere sahiptir. Bor doğada tek başına element haliyle bulunmamaktadır. Genellikle bir bileşik şeklinde olmaktadır. İki çeşit bor allotropu amorf bor ve metalik (kristal) olarak bulunur. Dünyadaki yüksek tepkime gücü nedeniyle titanyum ve zirkonyum gibi metallerin üretiminde indirgeyici element olarak kullanılmaktadır.

Dünyada toplam bor rezervinin 500 milyon ton olduğu bilinmektedir. Bunun %60'ı Türkiye'de, %25'i ABD'de, %5-10'u Rusya'da geri kalanı da Çin ile Hindistan'da mevcuttur. Bor mineralleri işlenerek; boraks, borik asit ve bor trioksit elde edilir. Boratlar yüksek sıcaklıklarda düzgün, yapışkan, koruyucu ve temiz, çapaksız bir sıvı oluşturma özelliği nedeniyle demir dışı metal sanayiinde koruyucu bir cüruf oluşturu ve ergitmeyi hızlandırıcı madde olarak kullanılmaktadır. Borik asit nikel kaplamalarında, fluoboratlar ve fluoborik asitler kalay kurşun, bakır, nikel gibi demir dışı metaller için elektrolit olarak kullanılmaktadır. Bir başka önemli kullanım alanı, demir ya da çelikten yapılmış toprak altı boru hatlarının tanklarının ve ısıtma kazanlarının korunmasıdır.

Alaşımlarda, özellikle çeliğin sertliğini artırıcı olarak kullanılmaktadır. Bu konuda ferrobor oldukça önem kazanmıştır. elik retiminde 50 ppm bor ilavesi çeliğin sertleştirilebilme niteliğini geliştirmektedir.

1.6. Alaşım Elementlerinin Alüminyum Alaşımlarına Etkisi

Alüminyuma ilave edilen alaşım elementleri alüminyumun mukavemet, sertlik, korozyon direnci gibi özelliklerini geliştirmektedir. Alaşım elementleri, alaşım içerisinde üç farklı fazlarda bulunabilmektedir. Bunlar; alüminyum içinde katı halde (katı eriyik), alüminyumda sınırlı eriyip mekanik bir karışım, alüminyum içinde veya intermetalik veya kimyasal bileşik oluşturabilir. Alüminyuma ilave edilen önemli alaşım elementleri bakır (Cu), magnezyum (Mg), inko (Zn), titanyum (Ti), manganez (Mn) ve krom (Cr) olarak sıralanabilir. Bu alaşım elementleri, alüminyuma düşük oranlarda eklendiğinde katı çözelti olarak yüzey merkezli kübik kafes yapıya sahip alüminyumda arayer bileşikleri oluşturmasıyla deformasyon direncini artırırlar. Bunun sonucu olarak alüminyumun çekme ve akma mukavemeti artmaktadır. Bu aksine alaşım elementlerinin yüksek oranlarda eklenmesi durumlarında alüminyum atomları ile alaşım elementleri katı çözelti oluşmamasından dolayı sert ve kırılđan olan intermetalik bileşikler oluşabilmektedir. Bunun neticesinde dayanım artarken şekil değiştirme kabiliyeti azalabilmektedir. Çizelge 1.5’de alaşım elementlerinin alüminyum alaşımlarında değiştirdiği özellikler detaylı olarak verilmiştir. Alüminyumunda magnezyum yoğunluğunu azaltırken, mukavemeti, korozyon direncini ve sertlik gibi özellikleri artırmaktadır. Bunun yanı sıra titanyum yoğunluğu, mukavemetini ve sertliği artırmaktadır.

Çizelge 1.5. Alüminyum alaşımlarında elementlerin etkileri

	Mg	Ti	B	Zn	Si	Ni	Fe	Zr	Mn
Yoğunluk	+	-	+	-	-	-	-	-	-
Mukavemet	+	+		+	+	+	+		+
Korozyon Direnci	+	+	-	-	-	-	-	-	+
Sertleştirme	+	+	+	+	+	-	+	-	+

1.7. Tezin Amacı

Bu tez çalışmasının amacı farklı metotlarla hafif alaşımların üretimi ve elde edilen alaşımların mikroyapı, ısıl ve mekanik özelliklerinin araştırılması hedeflenmiştir. Bu sebeple tez çalışmasında hafif alaşımlar elde edebilmek için düşük yoğunluklara sahip Al, Mg, Ti ve B gibi elementler seçilmiştir. Dolayısıyla seçilen bu elementlerin oluşturacağı alaşımların hafif olacağı düşünülmüştür.

Bu tez çalışmada, alüminyum magnezyum-titanyum-bor dördü alaşımlar normal katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama yöntemleriyle üretilmiştir. Üretim metoduna ve alaşım kompozisyonlarına bağlı olarak mikroyapı, ısıl ve mekanik özelliklerindeki değişimler detaylıca incelenmiştir. Seçilen alaşım kompozisyonları, metal sektöründe önemli bir yer teşkil etmektedir. Bu alaşımların mekaniksel özelliklerinin iyileştirilmesi sonucunda, başta otomotiv sanayi olmak üzere uçak, gemi, uzay teknolojileri gibi alanlarda kullanım alanlarının oluşacağı hedeflenmektedir.

2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

İnsanoğlunun günlük hayatında ve endüstrinin birçok alanında yaygın olarak kullanılmakta olan metal malzemelerin, kullanım alanlarına göre özelliklerinin araştırılması, geliştirilmesi ve uygulama alanlarının araştırılması bilim insanlarının ilgisini çekmektedir. Bu çalışmaların sonucunda istenilen özelliklerde yeni alaşımlar ve üretim metotları bulunmuştur. (Suryanarayana ve ark., 2017).

Dünyada metal mutfak eşyaları, otomotiv, uçak sanayi, uzay araçları, sağlık sektörü gibi birçok alanda demir esaslı alaşımların yanı sıra en çok kullanılan metaller arasında demir dışı alaşımlar bulunmaktadır. Hafif, korozyona karşı yüksek dayanıklılığı ve özgül mukavemeti iyi özelliklerinden dolayı alüminyum esaslı alaşımlar sanayide yoğun olarak kullanılmaktadır. Demir dışı alaşımlar gün geçtikçe araştırmacıların yapmış oldukları çalışmalar ışığında, özelliklerinin geliştirilme çalışmaları devam etmektedir. Bu araştırmalar arasında saf elementler kullanılarak, ucuz ve kolay temin edilebilen olanlar arasından seçilmektedir. Çünkü saf metaller pahalı ve büyük çoğunluğu istenilen mekanik, ısıl ve yapısal özellikleri sağlayamamaktadır. Bu nedenle ikili, üçlü veya çoklu alaşım sistemlerinde üretimler yapılarak, alaşımların özellikleri araştırılmaktadır. Alaşımların özelliklerinin geliştirilmesinde üretim metodunun seçimi hem maliyet hem de istenilen özelliklerin elde edilmesi açısından önemlidir. Sanayinin ihtiyacı doğrultusunda istenilen özelliklere sahip olan hafif metal malzemeleri elde etmek için birçok farklı teknik bulunmaktadır. Normal katılaştırma tekniği ile külçe(ingot) üretimi ve 20. yüzyılda keşfedilen mekaniksel alaşımlama tekniği ile toz metal alaşım üretimi yapılabilmektedir.

Bu tez çalışmasında normal katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleri ile Alüminyum esaslı, Magnezyum (Mg), Titanyum (Ti) ve Bor (B) metalleri kullanılarak, farklı oranlarda her iki metotla alaşımlar üretilmiştir. Elde edilen alaşımların yapısal, ısıl ve mekaniksel özellikleri incelenmiştir. Bu tezde araştırılacak olan alaşımlar için son yıllarda yapılan alüminyum esaslı alaşım çalışmalarının önemli bir kısmı incelenmiştir. Bu çalışmalarda, alüminyum esaslı alaşımlara eklenecek elementlerin yapısal, ısıl ve mekaniksel özelliklerde oldukça önemli rol oynadığı görülmektedir. Alüminyum esaslı alaşımlar yüksek özgül mukavemete sahip, hafif, korozyona karşı direncinin yüksek, yüksek elastik özellikleri göstermesi, ısıl iletkenliğinin yüksek, fiyatlarının düşük ve doğada çok bulunan maden olması gibi özelliklerinden dolayı tercih edilmektedir. Literatürde yoğunluğu düşük elementlerden oluşan alaşım sistemlerine, hafif alaşımlar olarak isimlendirilmektedir. Bunlar başlıca dünyada çok bulunan alüminyum, magnezyum, çinko, silisyum gibi

yoğunluğu düşük elementlerden oluşmaktadır. Al-esaslı amorf veya nanokristal alaşımlar gibi literatürde birçok çalışma bulunmaktadır. Son yıllarda yapılan çalışmalar detaylı bir şekilde tarandığında Al-Mg ikili alaşımları yapılan çalışmalar arasında yoğunlaştığı görülmektedir. Bu ikili alaşımın özelliklerinin geliştirilmesi için bu alaşımlara üçüncü ve dördüncü bir element eklenerek veya elementlerin oranları değiştirilerek, farklı metotlarla alaşım üretilmiş ve bu alaşımların özelliklerindeki oluşan değişikliklerin araştırmaları yapılmaktadır. Al-esaslı amorf ve nanokristal alaşımlar, normal katılaştırma ile külçeler halinde üretilmiştir. Son yıllarda ise bu alaşımların mekaniksel alaşımlama metoduyla da üretilebileceği belirtilmiştir. Literatürde tez konusu ile ilgili olan çalışmalar aşağıda detaylı olarak özetlenmiştir.

Dünyada bulunan Bor (B) madeninin toplam rezervinin %70 ülkemizde bulunmaktadır. Dolayısıyla bor madeni ile ilgili çalışmaların yapılması önem arz etmektedir. Ayrıca Bor (B) elementi yoğunluğu düşük olan bir elementtir. Bu nedenle alüminyum alaşımlar içerisinde bor eklenerek yapılan yeni alaşımların bilinmesi önemlidir. Bor (B) elementi malzemelerin mekanik özelliklerine olumlu katkı yapmaktadır. Ayrıca hafif olması nedeniyle geniş bir kullanım alanı vardır. Bu nedenle B içeren Al-esaslı alaşımların özelliklerinin bilinmesi ve literatürlerde bu konu ile ilgili nasıl çalışmaların yapıldığının bilinmesi önemini artırmaktadır. Diğer taraftan magnezyumun hem ucuz olması ve hem de yoğunluğunun düşük olması nedeniyle, üretilecek alaşımlarda Mg kullanılarak amorf veya nanokristal yapıda alaşım üretilmesi ve üretilen alaşımların özelliklerinin geliştirilmesinde önem teşkil etmektedir. Aynı şekilde titanyum gibi elementlerin kullanımı alaşımlarda mekanik özellikleri geliştirmektedir. Bundan dolayı alaşımı oluşturacak elementler arasında titanyum oranı iyi optimize edilebilirse, alaşımların mekanik özellikleri gibi diğer özelliklerinde de iyileştirme yapılabileceği düşünülmektedir.

Normal katılaştırma tekniği, insanlık tarihi kadar eski bir geçmişe sahip olmasıyla birlikte sanayinin ve zanaatkârların hiçbir zaman vazgeçmedi en eski üretim metotlarından biridir. Normal katılaştırma tekniği temelde sıcaklık, basınç, atmosferik ortam ve alaşımı oluşturan elementlerin kompozisyonları arasında oluşturulan metodolojik bir çalışma kombinasyonudur. Bu teknik maliyeti düşük ve seri üretime uygun bir metottur. Normal katılaştırma tekniği ile literatürde hafif alaşımlar üzerine yapılan çalışmaların listesi Çizelge 2.1'de verilmiştir.

Çizelge 2.1. Literatürde normal katılaştırma ile külçe olarak elde edilen hafif alaşımların genel listesi

Alaşım Kompozisyonu	Referans
$Al_{100-x}(Ti-B)_x$ (x=%0, %1, %2, %4 ve %8)	(Çağlar ve ark., 2003)
$Al_{92}Mg_5Ti_3$	(Huashun ve ark., 2004)
$Al_{100-x}Mg_x$ (x= %5, %10, %15, %20, %30, %40, %50, %60, %70 ve %80)	(Fang ve ark., 2007)
$Al_{100-x}Si_{13.1}Ti_x$ (x=%0,1, %1, %2, %3, %5 ve %10)	(Zeren ve ark., 2008)
$Al_{94}Ti_5B_1$, $Al_{95}Ti_5$ ve $Al_{96}B_4$	(Çolak ve ark., 2009)
$Al_{94.48}Mg_{5.5}Ti_{0.02}$	(Das ve ark., 2010)
Al (Etial 180) $_{100-x}Mg_x$ (x=0.4, 0.6 ve 0.7)	(Başaranel ve ark., 2012)
$Al_{100-x}Mg_5Si_{1.5}Ti_x$ (x=%0.08 ve %0,2)	(Ji, S. X. ve ark., 2013)
$Al_{83.6}Ti_{16.4}$, $Al_{81.1}Ti_{16.4}Cu_{2.5}$ ve $Al_{81.1}Ti_{16.4}Mg_{2.5}$	(Zhang, Q. ve ark., 2013)
$Al_{70.27}Mg_{9.67}Si_{16.8}Cu_{3.26}$	(Cai ve ark., 2013)
$Al_{100-x}Mg_xSi_2$ (x=%5,7, %6,2 ve %7,2)	(Hu ve ark., 2013)
$Al_{100-x}Mg_{20}Ti_x$ (x=%0,1, %0,2, %0,3, %0,5 ve %1)	(Fakhraei ve ark., 2013)
$Al_{100-x}Mg_{6.2}Si_{2.2}Fe_x$ (x=%0.214, %0.389, %0.623, %0.841, %1.243, %1.490, %1,86 ve %2.482)	(Ji, S. ve ark., 2013)
$Mg_{100-x}Al_9Ti_6(B_2O_3)_x$ (x=%3 ve %6)	(Bu ve ark., 2013)
$Al_{100-x}Mg_x$ (x= %4.57, %5.29, %6.10 ve %5.40)	(Ma ve ark., 2015)
$Al_{100-x}Si_{11}Cu_{1.5}Mg_{0.5}La_x$ (x= %0,05, %0,1 ve %0,2)	(Lu, T. ve ark., 2015)
$Al_{87.9}(Mg_2Si)_8Mg_6Zn_{3.5}Mn_{0.6}$	(Ji ve ark., 2015)
$Al_{100-x}Mg_2Ti_x$ (x=%1, %2 ve %3) $Al_{100-x}Mg_4Ti_x$ (x=%1, %2 ve %3) $Al_{100-x}Mg_6Ti_x$ (x=%1, %2 ve %3)	(Kurt, 2016; Kurt ve ark., 2016)
$Al_{86.9}Si_{12.5}Mg_{0.5}Ti_{0.1}$	(Wu, Y. ve ark., 2016)
$Al_{94.4}Mg_5Mn_{0.6}$	(Zhang, P. ve ark., 2016)
$Al_{78}Si_{17.5}Cu_4Mg_{0.5}$	(Shi ve ark., 2017)
$Al_{100-x}Mg_8Ti_x$ (x=%1, %2 ve %3) $Al_{100-x}Mg_{10}Ti_x$ (x=%1, %2 ve %3) $Al_{100-x}Mg_{12}Ti_x$ (x=%1, %2 ve %3) $Al_{100-x}Mg_{14}Ti_x$ (x=%1, %2 ve %3)	(Kurt, 2017; Kurt ve ark., 2018)
$Zn_{100-x}Al_{12}Cu_{1.1}Mg_{0.02}B_x$ (x=%0,1, %0,2 ve %0,4)	(Ayday, 2018)
AZ21, AZ41, AZ61 ve AZ91 (Mg–Al–Zn)	(Candan ve ark., 2018)

$Al_{100-x}Mg_{10}Ti_{0.1}(Cr_x-Mn_x)$ ($x=\%0,5, \%1, \%2, \%3$ ve $\%5$)	(Razazi ve ark., 2018)
$Al_{100-x}Mg_{6.34}Si_{3.66}Sc_x$ ($x=\%0.05, \%0.15, \%0.25, \%0.35$ ve $\%0.45$)	(Wu, X. F. ve ark., 2019)
$Al_{100-x}Zn_{30}B_x$ ($x=\%0,1, \%0,2, \%0,4, \%0,6, \%0,8, \%1, \%1.25, \%1,5$ ve $\%2$)	(Hekimoğlu ve ark., 2019)
$Al_{100-x}Mg_{5.7}Si_{2.5}Mn_{0.7}(Cr_x-Zr_x$ ve $Sc_x)$ ($x=\%0,1$ ve $\%0,2$)	(Prach ve ark., 2019)

Mekaniksel Alaşım (MA), normal şartlarda üretilmesi oldukça zor alaşımların üretiminde kullanılan ve 1966 yılında malzeme bilimci John Benjamin tarafından verilen geliştirilen alaşım üretim metodudur (Benjamin, 1970). Bu alaşım üretim tekniğinin sağlamış olduğu avantajlar sayesinde günümüzde kadar birçok yeni alaşım türleri keşfedilmiştir. MA tekniği le yarı-kararlı ve kararlı alaşımların üretimi yapılabilmektedir. Alüminyum gibi erime sıcaklığı düşük hafif metallerin özelliklerinin geliştirilmesi için yüksek sıcaklıklarda eriyen metallerle alaşım üretilebilmesini sağlayabilmektedir. MA ile üretimi etkileyen birçok değişken vardır. Bunlar öğütme süresi, döndürme hız ve alaşım kompozisyonu gibi birbiri ile ilişkili parametrelerdir. MA ile elde edilen alaşımların mikroyapı değişimlerinin üretim sürecinin her aşamasında takip edilmesi gerekmektedir. Tüm bu adımların en uygun şekilde ilerlemesi için literatürde hafif alaşımlar için yapılan çalışmalar incelendi ve Çizelge 2.2' verilmiştir.

Çizelge 2.2. Literatürde mekaniksel alaşımlama ile toz olarak elde edilen hafif alaşımların genel listesi

Alaşım Kompozisyonu	Referans
$Al_{100-x}Mg_x$ ($\%40, \%60$ ve $\%80$)	(Zhang, D. ve ark., 1994)
$Mg_{80}Al_5Ti_{10.3}B_{4.7}, Mg_{84.7}Al_5Ti_{10.3}, Mg_{90.3}Al_5B_{4.7}$	(Lu, L. ve ark., 2002)
$Al_{95}Mg_5$	(Youssef ve ark., 2006)
$Mg_{80}Ti_{20}$ ve $Mg_{75}Ti_{25}$	(Kalisvaart ve ark., 2007)
Me–BN (Me=Al, Mg, Ti), (BN=Bor Nitrit)	(Povstugar ve ark., 2009)
$Al_{100-x}Mg_x$ ($x=\%10, \%20$ ve $\%30$)	(Scudino ve ark., 2009)
$Al_{95.5}-(Mg/TiC)_{4.5}, Al_{95.5}-Mg_{4.5}$	(Ozhdelnia ve ark., 2012)
$Al_2O_3(\%0,7)-MgO(\%0,3)-TiO_2(\%1,3)$	(Kang ve ark., 2014)
$Al_{94.05}Ti_5B_{0.75}C_{0.2}$	(An ve ark., 2016)
Al_85BN_{15} (BN: Bor Nitrür)	(Gostariani ve ark., 2017)
$ZA27_{100-x}-(Al_2O_3)_x-(SiC)_x$ ($x=\%0,2, \%0,3$ ve $\%0,5$)	(Bobić ve ark., 2019)

Hafif alaşımlar kararlı ve yarı kararlı olarak elde edilebilmektedir. Bu nedenle, alaşımda kullanılan kompozisyon oranları ve üretim tekniği alaşımın özelliklerinin belirlenmesinde önemli bir değişkendir. Ayrıca, kristal ve amorf yapı gibi yapıların oluşumunu belirleyen bir metodun olmaması, istenilen özelliklerde alaşımların üretim zorluklarındandır. Bundan dolayı günümüzde dahi alaşımların geliştirilmesi üzerine yapılan çalışmalar genel olarak deneysel çalışmaların ve özelliklerinin araştırılmasına dayanmaktadır. Alüminyum ve alüminyum esaslı hafif alaşımların kristal ve amorf yapı oluşum kabiliyetine sahip olduğu bilinmektedir (Jun ve ark., 1960). Bundan dolayı, kararlı ve yarı-kararlı alaşımların üretilmesi, yapısal, ısıl ve mekanik özelliklerinin araştırılması son yıllarda dikkat çekici şekilde artmaktadır.

Spittle ve ark., Normal katılaştırma tekniği ile $AlTi_5B_1$ alaşımı üretildi. Elde edilen alaşım tane büyüklükleri hesaplandı. Yapılan hesaplamalarda tane küçültmesinin soğutma hızının etkisine bağlı olduğu bulunmuştur. Mikroyapı incelemelerinde tane boyutunun değişimi optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskopları analizi ile doğrulandı (Spittle ve ark., 1995).

Schumacher ve ark., Alüminyum alaşımlarında çekirdeklenme mekanizmalarının araştırılması üzere Al-Ti-B alaşımlarını inceledi. Ticari alüminyum alaşımlarında tane inceltme için Al-Ti-B master alaşımlarının eklenmesi ile elde edilen alaşımda αAl , TiB_2 ve Al_3Ti fazları tespit edilmiştir. Alaşım içerisinde hem çekirdeklenme hem de sıvının içindeki katı büyümesinin tane büyüklüğünü etkileyen durumun, alaşımın üretimindeki enerji farklılığı ile ilişkisi olduğu gözlemlendi. Yaptıkları çalışmada, geleneksel katılaşma yöntemleri ile tane büyümesinin kontrol edilebileceğini rapor ettiler. Tane küçültücü alaşımların $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ 'ne eklenerek yeni çekirdeklenmelerin oluşumu sağlanarak mikroyapı değişiminin mümkün olduğu gözlemlendi. Elde edilen alaşımda yüzlerinde bulunan TiB_2 ve $\alpha-Al$ tanelerinin yeni oluşan çekirdeklenmelerden meydana geldiğini gösterdiler. Alaşımdaki çekirdeklenme, ergime ve soğuma süresi, titanyum içeriğinin miktarı, değişiklik arz etmesiyle mikroyapı kontrol edilebilmektedir (Schumacher ve ark., 1998).

Bunn ve ark., Saf alüminyum zirkonyum katkılandırılması elde edilen alaşımda tane küçültme prosesi olarak Al-Ti-B master alaşımı kullanılarak etkisi araştırıldı. Alüminyum alaşım eriyiğindeki çözünen içeriğinin miktarı tane büyümesini azaltmaktadır. SEM analizinde alüminyum içerisinde bulunan, zirkonyumun çevresinde TiB_2 parçacıklarının olduğunu tespit edilmiştir. Sonuç olarak Al-Ti-B master alaşımı çekirdeklenme mekanizmalarını etkileyen bir yapıya sahiptir (Bunn ve ark., 1999).

Çağlar ve ark., ZA-12 alaşımına Ti-B (Titanyun-Bor) alaşımının etkisini araştırlar. Elde edilen alaşımların mekanik özelliklerini, çekme (ısıl işlem sonrası) testi, sertlik (Brinell ve Vickers) testleri yaparak incelediler. Elde edilen sonuçlar; alaşımlardaki %Ti-B oranının artışının mekanik özelliklerini artırdığı, ısıl işlem süresinin artışının mekanik özellikleri düşürdüğü, ayrıca ısıl işlem görmemiş numunelerin çekme gerilmelerinin ısıl işlem görmüş numunelere göre daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Mikro yapı incelemelerinde Ti-B oranı arttıkça tane boyutunun küçüldüğü, ötektik lameller arası mesafenin kısaldığı, dendritlerdeki, büyümenin şeklinin değiştiği ve dendrit boylarının küçülerek küresel hale geldiği tespit edilmiştir. Isıl işlem süresi arttıkça içyapıda bozulma (hücre büyümesi) meydana geldiği ve mukavemetin düştüğü görülmüştür. ZA- 12 alaşımına %1 Ti-B ilavesi çekme mukavemetinde önemli derecede artış göstermekte fakat %1 'in üzerindeki Ti-B ilavelerinin ise artış hızına önemli bir etkisinin olmadığı rapor edildi (Çağlar ve ark., 2003).

Huashun ve ark., Al-Mg-Ti alaşımını gaz enjeksiyon yöntemiyle üretti ve analitik olarak incelediler. Mikroyapı incelemeleri optik mikroskopi (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM, EDS) ve X ışını kırınımı (XRD) ile incelendi. Al-Mg-Ti alaşımı ortam gazının (N_2+NH_3) Al-Mg-Ti eriyikleriyle reaksiyona girerek AlN and TiN partikülleri oluşturmuştur. Eriyik alaşımdaki titanyum ve karışım gazındaki NH_3 reaksiyonun işlem süresini kısaltmıştır. Al ve Ti 'un eriyik ara yüzeyinde azot taşıyan gaz ile doğrudan reaksiyona girmesi ile oluştuğu ve oluşan AlN ve TiN parçacıklarının gaz kabarcıkları ile birlikte yukarı doğru hareket etmesiyle erimiş parçacıkların eşit dağılımı sağlanmıştır. AlN ve TiN partiküllerinin homojen bir mikro yapı ile elde etmek için uygun bir yöntem olduğu önerildi (Huashun ve ark., 2004).

Quested ve ark., Döküm yöntemiyle üretilen alüminyum alaşımlarında tane büyüklüğü boyutlarının dağılımı üzerine hipotez geliştirdiler. Ticari alüminyum alaşımlarında serbest tane büyüme kontrolüne dayanan bir model olarak eriyik ve soğutma oranındaki çözünen içeriğinin bir fonksiyonu kantitatif olarak tahmin edilebilir olduğunu belirlediler. Bu model, çekirdek parçacıklarının varsayılan boyut dağılımına karşın tane küçültücü ticari alaşımların uyumunu tahmin etmek için geliştirildi. Ortalama parçacık çapı ve dağılımının göreceli yayılımı, minimum tane boyutu, maksimum verimlilik veya tane boyutunun minimum olmasında soğutma oranının etkisinin artırıcı olduğudur. Optimum parçacık boyutu dağılımının sağlanması için soğutma süresi ve üretim tekniğinin en uygun şartların gerçekleşmesine bağlıdır. Alaşımlarda tane küçültmenin sağlanabilmesi için soğutma şartların sağlanmasının önemli bir parametre olduğu belirlenmiştir (Quested ve ark., 2004).

Thirugnanam ve ark., Döküm yöntemiyle elde edilen $AlSi_7Mg$ alaşımlarında magnezyumun miktarının mekanik özelliklere etkisi incelendi. $AlSiMg$ alaşımlarında kimyasal modifikasyon, soğutma hızı, magnezyum içeriği açısından zengin intermetalik fazların olması gibi birçok parametrenin mekanik özellikleri etkilediği rapor edilmiştir. Magnezyum, alaşımın mukavemetini artırırken sünekliliğini azaltmıştır. Ayrıca, dökme $AlSiMg$ alaşımlarının istenilen mekanik özelliklere ulaşması için ısıl işlem gerektiği tespit edilmiştir. Al-Si-Mg alaşımlarında çatlak yayılımı, silisyum parçacıklarının morfolojisine, tane boyutuna ve Mg içeriğine bağlı olduğu görülmüştür. Elde edilen alaşımların kırılma tokluğu değerlerinin, T6 ısıl işlem ve magnezyum oranının artışıyla birlikte azaldığı belirlenmiştir (Thirugnanam ve ark., 2007).

Tillová ve ark., Al-Ti alaşımına magnezyum ve titanyum ekleyerek mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi araştırdılar. Ayrıca bu çalışmada üretilen alaşımlara ısıl işlem uygulanarak mekanik ve mikro yapıdaki değişimler incelenmiştir. Mikroyapıda dört saat ısıl işlem sonrası intermetalik fazların oluştuğu tespit edilmiştir. Elde edilen alaşımlarda α -Al katı çözeltilisinde Mg ve Ti 'un çözüldüğü ayrıca Al_3Ti intermetalik fazının oluştuğu görülmüştür. Alüminyum alaşımını farklı görüntüleme teknikleri ile optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu, EDS mikro analizi ve Vickers mikro sertlik testleri yapılmıştır. Al-Ti alaşımlar uzay ve otomotiv sanayi için hafiflik ve yüksek mukavemet özelliklerinden dolayı birçok uygulamada kullanılabileceğini bildirmişlerdir. (Tillová ve ark., 2011).

Hu ve ark., İyi mukavemet ve tokluğa sahip $AlMg_xSi_2Mn(x=\%5,7-\%7,2)$ alaşımını kalıba döküm yöntemiyle üreterek mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelediler. Otomotivde seri üretimi için iyi bir alaşım serisi olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen alaşımların mikroyapı ve kırılma yüzeyi SEM-EDX, XRD ve optik mikroskop ile analiz edildi. Magnezyum içeriğinin $\%5,7$ 'den $\%7,2$ 'ye artmasıyla, akma mukavemeti ve sertliği $\%11$ ve $\%9$ oranında artarken, uzama sırasıyla $\%8,31$ 'den $\%4,52$ 'ye önemli ölçüde azaldı. $AlMg_{5,7}Si_2Mn$ alaşımının, yaşlandırma ısıl işlem sonrası sonra çekme mukavemeti ve akma mukavemeti, sırasıyla $\%14$ ve $\%29$ artmıştır. $AlMg_xSi_2Mn$ alaşımının mikroyapısının, α -Al, Mg_2Si , β - Al_3Mg_2 ve az miktarda $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ fazlarından oluştuğu tespit edildi (Hu ve ark., 2013).

Fakhræi ve ark., $AlMg_{20}$ alaşımına Al-5Ti-1B tane küçültücü ekleyerek mikroyapı ve mukavemet özellikleri üzerindeki etkisini incelediler. Numunelerin mikroyapı ve kırılma yüzeylerini incelemek için taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDX) analizi yapıldı. Elde

edilen döküm alaşımın mikroyapı analizinde intermetalik β - Al_3Mg_2 ve dendrit α -Al fazları tespit edilmiştir. Elde edilen alaşımın maksimum gerilme mukavemeti değeri 168 MPa'dan, 253 MPa'a ve uzama değerinde, %1,2'den %2,4'e önemli bir artışa olduğu hesaplanmıştır. Bu iyileşmeye katılma mekanizması sırasında titanyumun α -Al dendritlerinin birleşmesi nedeniyle tanelerin küçülmesi olduğu düşünülmektedir (Fakhraei ve ark., 2013).

Ji, S. ve ark., Al-Mg-Si-Mn ve Al-Mg-Si döküm alaşımlarına demir ve mangan eklenmesiyle mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi incelediler. Al-Mg-Si esaslı döküm alaşımlar, otomotiv uygulamalarında talepleri karşılamak için süper süneklik sağlamaktadır. Çok bileşenli Al-Mg-Si-Mn-Fe ve Al-Mg-Si-Fe alaşımlarının termodinamik özellikleri ile birincil intermetalik Fe bileşiklerin oluşumundaki rolünü anlamak için gerçekleştirildi. Elde edilen alaşımlarda farklı morfolojilerde ve boyutlarda Fe açısından zengin intermetalik fazların, katılma aşamasında çökeldiğini gösterdi. Morfolojik yapıda intermetallik $\text{Al}_{24}(\text{Fe},\text{Mn})_6\text{Si}_2$ ile α -AlFeMnSi fazları tespit edildi. Fe oranı arttıkça, mikro yapıda β -AlFe ve $\text{Al}_{13}(\text{Fe},\text{Mn})_4\text{Si}_{0.25}$ olarak tanımlanan uzun iğne şeklinde bir morfoloji bulunmuştur. Genel olarak, alaşıma demirin eklenmesiyle uzama miktarında önemli ölçüde azalmıştır. Elde edilen alaşımlarında Fe oranı %0.5'den yüksek olduğunda maksimum çekme mukavemeti önemli ölçüde azaldığı rapor edilmiştir (Ji, S. ve ark., 2013).

Cai ve ark., Normal katılaştırma yöntemiyle Al-Mg-Si-Cu ve Al-Mg-Si-Cu-Zn alaşımları üretildi. Elde edilen alaşımlar, optik mikroskopisi(OM), alan emisyon taramalı elektron mikroskobu (FE-SEM), transmisyon elektron mikroskobu (TEM) ile mikroyapı özellikleri ayrıca çekme testi, sertlik testi ve elektriksel iletkenlik ölçümü yapılmıştır. Elde edilen Al-Mg-Si-Cu-Zn alaşımında kaba dendritik taneler, uzun iğne benzeri β/δ -AlFeSi beyaz intermetalik fazlar ve çin el yazması benzeri α -AlFeSi fazların oluştuğu tespit edilmiştir. Yüksek sıcaklıkta yapılan tavlama işlemi sonrası, sadece iğne benzeri β -AlFeSi fazlarının kaybolduğu ancak δ -AlFeSi fazında bir değişiklik olmadığı görülmüştür. Alaşıma %0.5 Zn eklenmesiyle akma mukavemetinde %43.5 artış olduğu hesaplanmıştır (Cai ve ark., 2013).

Ji, S. X. ve ark., Döküm yöntemiyle ürettikleri Al-Mg-Si-Mn ve Al-Mg-Si alaşımlarına Fe(demir) ilavesinin mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine etkisini araştırıldı. Sonuçlarda, Fe intermetalik fazlarının oluştuğu görülmüştür. Alaşımlarda Fe içeriği arttıkça β -AlFe intermetalik fazının yanı sıra iğne şeklinde α - $\text{Al}_{13}(\text{Fe},\text{Mn})_4\text{Si}_2$ fazının oluştuğu görülmüştür. Alaşım morfolojisi ve boyutu soğutma hızıyla değişti ve bununla birlikte, düşük soğutma oranlarında yıldız ve çin el yazması benzeri α - $\text{Al}_{13}(\text{Fe},\text{Mn})_4\text{Si}_2$ fazının

oluştugu görülmüştür. Alaşımara %0.5'den fazla demir eklenmesiyle maksimum çekme dayanımı önemli ölçüde azaldığı tespit edilmiştir (Ji, S. X. ve ark., 2013).

Zhang, Q. ve ark., Al-Ti-X (X=Cu, Mg) alaşımlarını sürtünme karıştırma tekniği ile ürettiler. Daha sonra sıcak hadde yaparak intermetalik fazların oluşumlarının incelediler. Al-Ti alaşımına Cu eklenerek AlTiCu alaşımı elde edildi ve Cu üretim sırasında Al₃Ti fazının oluşmasına neden oldu. Ayrıca Cu'nun bir kısmı Al matrisinde çözünerek, Al₂Cu fazı oluştu. Al-Ti-Mg alaşımında Al₃Ti fazı, ince ikiz lamellere sahip bazı Al₁₈Ti₂Mg₃ parçacıkları oluştuğu gözlemlendi. Alüminyum alaşımına Cu ve Mg eklenmesi gerilme mukavemet değerlerini artırdı. Ancak uzama değerlerinde önemli ölçüde azalma meydana gelmiştir (Zhang, Q. ve ark., 2013).

Wu, Y. ve ark., Al₈₇Si_{12.5}Mg_{0.5} ve Al_{86.9}Si_{12.5}Mg_{0.5}Ti_{0.1} alaşımlarına Ti'un mekanik özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Mekanik özellikleri çekme testi yapılarak incelenmiştir. Döküm sonrası alaşımlarının yaklaşık akma mukavemeti, maksimum çekme mukavemeti ve uzama değerleri sırasıyla 108 ± 1 MPa, 194 ± 2 MPa ve % 5.3 ± 0.3 olduğu görülmüştür (Wu, Y. ve ark., 2016).

Kurt ve ark., Ti ve Mg içeren alüminyum alaşımlarını kum kalıba döküm yöntemiyle üreterek mikroyapı ve özellikleri arasındaki ilişkilerini incelediler. Mikroyapı analizleri, X-ışını difraksiyonu (XRD), optik mikroskop ve enerji dağılımlı spektrometre (EDS) teknikleri kullanılarak yapıldı. Analiz sonuçlarında alüminyum alaşımına Ti eklenmesiyle tane büyüklüğünün azaldığını ve 90µ olduğu hesaplandı. Al-Mg-Ti alaşımlarının gerilme özelliklerinin yüksek Ti konsantrasyonlarında düşüş gözlemlendi. Bu çalışma Al alaşımlarına %4 Mg ve %2 Ti eklenmesiyle endüstriyel uygulamalar için yeni Al alaşım sınıflarının oluşturulabileceği tespiti yapıldı (Kurt ve ark., 2016).

Razazi ve ark., Al_{100-x}Mg₁₀Ti_{0.1}(Cr_x-Mn_x) (x=%0,5, %1, %2, %3 ve %5) alaşımları döküm yöntemi ile üretilerek alaşımların mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisini incelediler. Mikroyapı, optik mikroskop (OM), X-ışını difraksiyonu (XRD) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDS) analizleri ile incelediler. Elde edilen alaşımların yapısında Cr ve Mn içeren Al₇Cr, Al₁₁Cr₂ ve Al₆Mn fazlarının olduğu tespit edildi. Alaşımın mekanik özelliklerinde, Al₆Mn fazının alaşımın sertliğini artırırken, yüksek konsantrasyonlarda Cr eklenmesi kırılabilirliği artırdığı gözlemlenmiştir. Alüminyum alaşımlarında Cr ve Mn eklenmesi sertlik özellikleriyle doğrudan etkisinin olduğu tespiti yapılmıştır (Razazi ve ark., 2018).

Zhang, S. ve ark., Normal katılaştırma yöntemi ile AM50 serisi alaşımına Bor ekleyerek üretildi. AM50 alaşımında bor'un mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi araştırıldı. Mikroyapı oluşumunu karakterize etmek için optik mikroskop, XRD, SEM-EDX analizleri yapıldı. Bor eklenmesi alaşımda tane inceltici özellik meydana getirdi (Zhang, S. ve ark., 2019).

Börner ve ark., $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alaşımını 280 saatlik mekaniksel alaşımlama sonunda amorf yapıda üretmişlerdir. Deneysel çalışmada, bilye-toz oranı, 13:1 ve cihazın dönüş hızını, 150 devir/dak, makine 15 dakika çalışıp 15 dakika durmak olacak şekilde programlanmıştır. Üretilen toz alaşım XRD, TEM ve ICP ile incelenmiştir. Alaşımın mikroyapısı 10 nm boyutlu fcc-Al nanokristalleri olduğu tespit edilmiştir. Vickers mikrosertlik ölçüm değerleri 430-460 Hv olarak hesaplanmıştır (Börner ve ark., 2001).

Dias ve ark., Mekaniksel alaşımlama ile $Mg_{88}Ti_4Si_7$ ve $Mg_{60}Ti_{10}Si_{30}$ toz alaşımlarını üretmişlerdir. Elde edilen alaşımlarda tane boyutu nanometre düzeyinde olduğu görülmüştür. Toz alaşımlar preslenerek elde ettikleri pelet numunelerinin vickers mikrosertlik değeri sırasıyla $Mg_{88}Ti_4Si_7$ ve $Mg_{60}Ti_{10}Si_{30}$ alaşımları için 128 HV ve 526 HV olarak hesaplanmıştır (Dias ve ark., 2002).

Lu, L. ve ark., Mekaniksel alaşımlama ile dörtlü $MgAl_5Ti_{10.3}B_{4.7}$ alaşımını üretti ve yapısal özelliklerini incelediler. Bu dörtlü alaşımdaki reaksiyon mekanizmalarını anlamak için ikili ve üçlü alaşımların SEM ve XRD ile analizleri yapıldı. Mekaniksel alaşımlama yönteminde deneysel parametreler oda sıcaklığında, 200 dev/dak dönme hızında 0, 20 ve 40 saat öğütme süreleri seçildi. XRD sonuçlarında Mg ve MgB_{12} fazları tespit edildi. Dörtlü $MgAl_5Ti_{10.3}B_{4.7}$ alaşımı, bor metalinin eklenmesiyle yüksek akma mukavemeti ve gerilme mukavemeti elde ettiler. Elde edilen alaşım mevcut hafif uygulamalarda potansiyelinin olduğunu rapor ettiler (Lu, L. ve ark., 2002).

Youssef ve ark., Nanokristal $Al_{95}Mg_5$ alaşımı mekaniksel alaşımlama tekniği ile sentezlendi. Üretim şartlarında bilye/toz oranı 10/1 olarak belirlendi. Elde edilen alaşımların mikroyapı özellikleri X-ışını kırınımı ve geçirimli elektron mikroskobu, kırık yüzeyi ise taramalı elektron mikroskobu ile incelenmiştir. Elde edilen alaşımın mekanik özellikleri sertlik ve çekme testleri ile araştırıldı. Al (Mg) fcc kafes parametresinin genişlemesinin, Mg atomlarının Al kafesine çözülmesinden kaynaklandığı varsayılmaktadır. Integral breadth analizi ile tane büyüklüğü 26nm boyutunda hesaplanarak TEM analizi ile doğrulandı. Geleneksel Al-5083 alaşımı ile karşılaştırıldığında üretilen $Al_{95}Mg_5$ alaşımı iyi süneklik

(%8,5 uzama) ile birlikte dört katı mukavemete sahip olduğu hesaplandı. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{95}Mg_5$ alaşımının sertlik değeri 2300 ± 190 MPa olarak bulunmuştur (Youssef ve ark., 2006).

Povstugar ve ark., Mekaniksel öğütme yöntemi ile alüminyum, magnezyum, titanyum ve bor nitrür ile hafif toz alaşımları ürettiler. Alüminyum ve magnezyum, oksidasyon reaksiyonlarındaki yüksek enerji kapasiteleri ve titanyumda iyi hidrojen depolama özelliklerinden dolayı seçilmiştir. Deneysel çalışma parametreleri; Fritsch Pulverizette-7 planet bilyalı değirmeninde koruyucu Ar atmosferi altında sertleştirilmiş rulman çeliğinden yapılmış bilyelerle (bilye-toz ağırlık oranı 14:1) öğütmeler yapıldı. Elde edilen alaşımların, mikroyapısı ve ısı davranışı hakkında bilgi elde etmek için X ışını kırınımı kullanılmıştır. XRD analiz sonuçlarında hem Al hem de BN pikleri düşük şiddetlerde tespit edildi. Al tane boyutu önce 25 nm'ye daha sonra 10 nm nihai değerine düşmüştür. Öğütme süresine bağlı olarak Al piklerinde herhangi bir kayma gözlenmemiştir. Ayrıca Al kafesinde bor veya azot atomlarının çözünmesinin olmadığı tespit edilmiştir. Uzun süreli mekanik alaşımlama sonrası, Al+BN fazına karşılık gelen 35° - 60° 'de XRD pikleri genişlemiştir. (Povstugar ve ark., 2009).

Bu ve ark., Mekaniksel alaşımlama yöntemi ile Mg-Al-Ti alaşımına B_2O_3 ekleyerek mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisini incelemişlerdir. Alaşımda B_2O_3 'ün ortalama tane büyüklüğünü 12 μ m ve XRD analizinde $Mg_{17}Al_{12}$, $TiAl_3$, MgB_6 ve Ti_3B_4 fazlarını tespit edilmişlerdir. Alaşımın ortalama vickers sertlik değeri ve ortalama gerilme mukavemeti sırasıyla 77,1 HV ve 171,2 MPa olarak hesaplanmıştır (Bu ve ark., 2013).

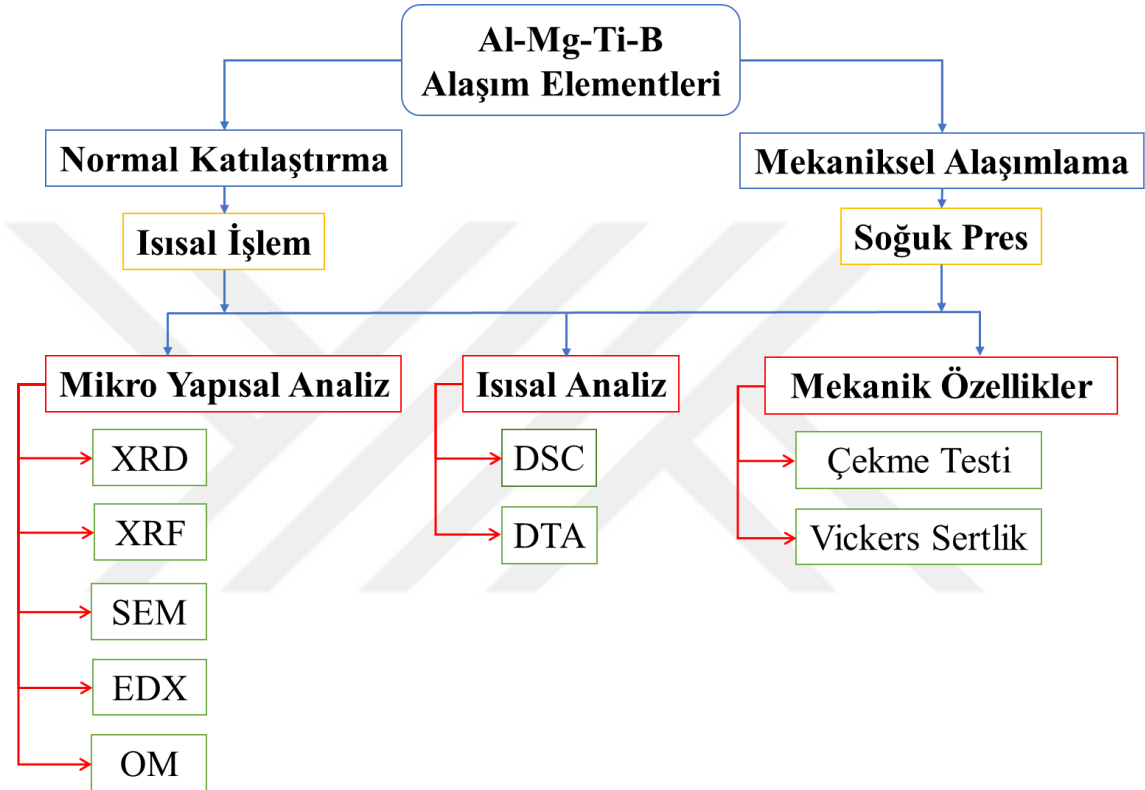
An ve ark., Mekaniksel alaşımlama yöntemiyle 10 saat öğütülerek Al-Ti- B_4C alaşımını ürettiler. Elde edilen alaşım tozları preslenerek pelet yapıldı. Elde edilen pelet alüminyum folyoya sarılarak elektrikli ısıtma fırınında eritilerek külçe alaşım üretildi. Alaşımların mekanik özellikleri için çekme testi ile mikroyapı ve faz analizleri XRD ve SEM-EDX ile yapıldı. Al-Ti- B_4C alaşımının dört çeşit faz içerdiği ve bunların α -Al, $TiAl_3$, TiC ve TiB_2 ve $TiAl_3$ olduğu tespit edildi. Bununla birlikte az miktarda B_4C tespit edildi. SEM analizinde alüminyum matrisinde dağılmış çok sayıda blok benzeri $TiAl_3$ tanecikten oluştuğu ve yaklaşık 15 μ m'den daha küçük bir boyuta olduğu belirlenmiştir. Alüminyuma Ti ve B_4C eklenmesiyle, çekme dayanım $64,2 \pm 1$ 'den 66 ± 1 MPa'a ve uzama değerleri, %43'den %44,5'e yükselmiştir (An ve ark., 2016).

Avar ve ark., Mekanik alaşımlama (MA) tekniği kullanılarak $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımını ürettiler. Elde edilen alaşımın mikroyapı özelliklerini XRD ve SEM ile termal özelliklerdeki değişimi ise DTA ile incelediler. MA ile üretilen $Al_{85}Co_7Y_8$ alaşımında aşırı doymuş fcc-Al katı çözeltili fazı tespit edilmiştir. Elde edilen alaşımının 300 saatlik öğütme işlemi sonrasında kristal boyutu yaklaşık 16 nm olarak bulunmuştur (Avar ve ark., 2017).



3. MATERYAL ve METOT

Bu tez çalışmasında Al-Mg-Ti-B dörtlü alaşımlarının üretim ve analiz aşamaları bu bölümde açıklanmıştır. Al-Mg-Ti-B kompozisyonundan oluşan dörtlü alaşımlar normal katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama yöntemleri ile üretilmiştir. Bu alaşımların üretilmesi ve incelenmesinde izlenen yol haritası Şekil 3.1' de verilmiştir.



Şekil 3.1. Tez çalışmasında yapılan üretim ve analiz için takip edilen basamaklar

3.1. Alaşım Kompozisyonlarının Hazırlanması

Bu tez çalışmasında incelenen hafif alaşımlar için farklı üretim teknikleri bulunmaktadır. Normal katılaştırma (NK) ve Mekaniksel alaşımlama (MA) yöntemleri ile alaşımlar külçe(ingot) ve toz formlarda üretilmiştir. Tez çalışması için belirlenen Al-Mg-Ti-B dörtlü alaşımlarını üretmek için geniş literatür çalışması yapılmıştır ve uygun kompozisyon oranları ve üretim teknikleri seçilmiştir. Bu amaçla seçilen alaşım kompozisyonları izelge 3.1'de verilmiştir. Normal katılaştırma için külçe başlangıç elementleri uygun boyutlara getirilerek belirlenen nominal kompozisyonlar 0.001 gr hassasiyetli Shimadzu Ax200 marka terazide tartılarak üretim öncesi hazırlık işlemi yapılmıştır. Mekaniksel alaşımlama için toz metal başlangıç elementlerinin oksitlenmemesi

için glove box (eldivenli kutu) argon gazı atmosferinde 0.001 gr hassasiyetli Schimadzu Ax200 marka terazide tartılarak üretim öncesi hazırlık işlemi yapılmıştır. Normal katılaştırma yönteminde kullanılan elementler metal külçe olarak temin edilmiştir. Mekaniksel alaşımlama tekniğinde kullanılan elementler saf toz metal olarak temin edilmiştir. Üretimlerde kullanılan külçe ve toz saf metallerin saflık yüzdeleri, boyutları ve temin edilen firma künyeleri Çizelge 3.2 ve Çizelge 3.3' de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Normal katılaştırma (NK) ve Mekaniksel alaşımlama (MA) ile üretilen alaşımların kompozisyonları ve gruplandırılması

	NK-A Grubu	NK-B Grubu	NK-C Grubu	MA-C Grubu
1	Al ₉₂ Mg ₅ Ti ₂ B ₁	Al ₈₅ Mg ₁₀ Ti ₄ B ₁	Al ₇₈ Mg ₁₅ Ti ₆ B ₁	Al ₇₈ Mg ₁₅ Ti ₆ B ₁
2	Al ₉₁ Mg ₅ Ti ₂ B ₂	Al ₈₄ Mg ₁₀ Ti ₄ B ₂	Al ₇₇ Mg ₁₅ Ti ₆ B ₂	-
3	Al ₉₀ Mg ₅ Ti ₂ B ₃	Al ₈₃ Mg ₁₀ Ti ₄ B ₃	Al ₇₆ Mg ₁₅ Ti ₆ B ₃	-
4	Al ₈₉ Mg ₅ Ti ₂ B ₄	Al ₈₂ Mg ₁₀ Ti ₄ B ₄	Al ₇₅ Mg ₁₅ Ti ₆ B ₄	-

Çizelge 3.2. Normal katılaştırma tekniğinde kullanılan element bilgileri

Element	Firma	Saflık Yüzdesi (%)
Al	Merck	≥ 99
Mg	Sanayi	≥ 97
Ti	Sanayi	≥ 98
B	Merck	≥ 99,4

Çizelge 3.3. Mekaniksel alaşımlama tekniğinde kullanılan element bilgileri

Element	Firma	Saflık Yüzdesi (%)	Parçacık Boyutu
Al	Alfa Aesar	≥ 99,5	325 mesh(45µm)
Mg	Alfa Aesar	≥ 99,8	325 mesh(45µm)
Ti	Alfa Aesar	≥ 99,5	325 mesh(45µm)
B	Alfa Aesar	≥ 99,5	325mesh(45µm)

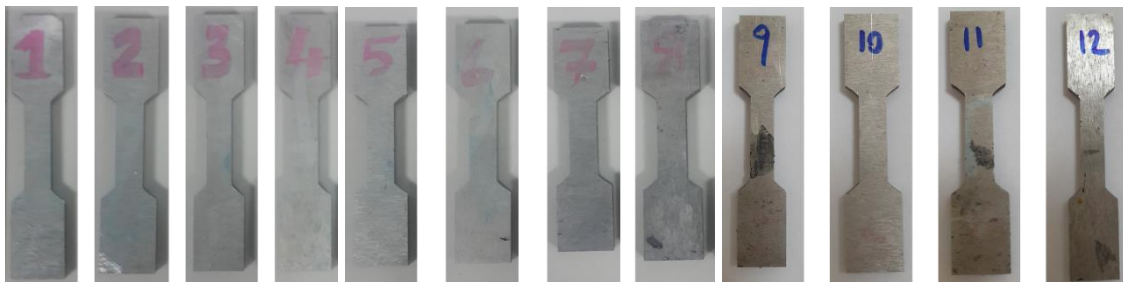
3.2. Alaşımların Üretilmesi

Bu çalışmada incelenen alaşımlar normal katılaştırma tekniği (NK) ile külçe ve mekaniksel alaşımlama (MA) ile toz halinde üretilmiştir. Üretim aşamaları ve şartları aşağıda detaylıca anlatılmıştır.

3.2.1. Normal katılaştırma (Conventional Solidification) tekniği

Bu tez çalışmasında normal katılaştırma ile alaşımlar külçe halinde üretilmiştir. Normal katılaştırma ile alüminyum esaslı alaşımlarla ilgili son yıllarda yapılan bazı çalışmaların ana hatları literatür bölümünde ve izelge 2.1’de verilmiştir. Külçe alaşımların üretilmesi için Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Katıhal Fiziği Laboratuvarındaki MTI-SP-15A taşınabilir yüksek frekanslı indüksiyon ısıtma ünitesiyle ergitme işlemi yapılmıştır. Şekil 3.3’de MTI- SP-15A taşınabilir yüksek frekanslı indüksiyon ısıtma ünitesinin görüntüsü verilmiştir. Ergitme işlemleri grafit pota içerisinde gerçekleştirilmiştir.

Ergitme işlemine, ilk olarak alüminyum ile başlanılmıştır. Alüminyum sıvı hale geçince indüksiyon ısıtıcının akımını ve voltajını artırarak sıvı alüminyuma farklı oranlarda saf titanyum ve bor elementleri ilave edilmiştir. Alaşım akışkan sıvı durumuna geldiğinde eriyik alaşımın sıcaklığı 750°C’ye düşürölerek bu sıcaklıkta magnezyum elementi ilave edilmiştir. Sıvı alaşımın sıcaklığı her aşamada CEM DT 8869H ift lazerli uzaktan sıcaklık ölçer ile ölçülmüştür. Alaşımın ergitme işlemi 30 dakika sürmüştür. Her beş dakika bir 30 saniye karıştırma işlemi yapılmıştır. Karıştırıcı malzeme olarak paslanmaz elik kullanılmıştır. Daha sonra oda sıcaklığındaki metal (pik döküm) kalıp içerisine sıvı eriyik alaşımının döküm işlemi yapılmıştır. Oda sıcaklığı şartlarında soğutularak külçe alaşım elde edilmiştir. Şekil 3.4’de metal(pik) döküm kalıbının görüntüsü verilmiştir. Alaşımların soğuma sürecinin bitmesiyle beraber yapısal ve mekanik özelliklerinin araştırılması için metalografik hazırlıklar yapılmıştır. Normal katılaştırma ile elde edilen alaşımların görüntüleri Şekil 3.2’de verildi.



Şekil 3.2. Normal katılaştırma ile elde edilen alaşımların görüntüleri



Şekil 3.3. Eritme işlemlerinin yapıldığı induksiyon ısıtıcısı



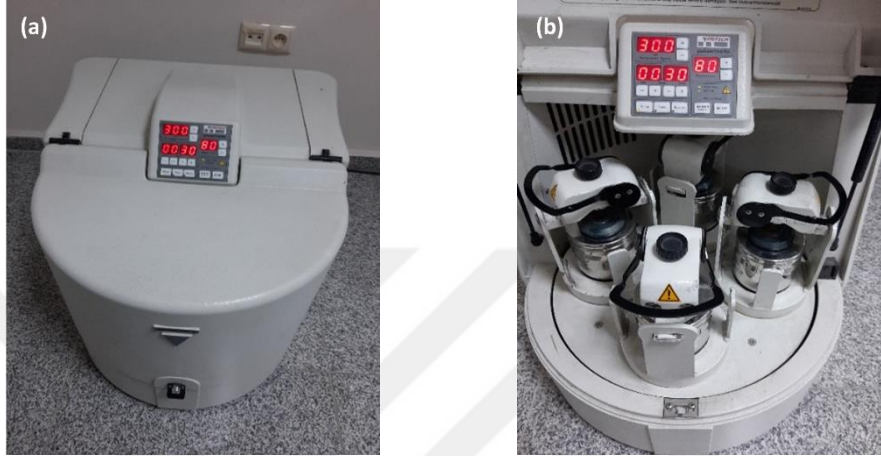
Şekil 3.4. Metal(pik) döküm kalıbı

3.2.2. Mekaniksel alaşımlama (Mechanical Alloying) tekniği

Amorf ve nanokristal malzeme üretiminde en çok kullanılan tekniklerden biri de mekaniksel alaşımlama (mechanical alloying veya ball milling) tekniğidir. Mekaniksel alaşımlama tekniğinin diğer tekniklerden farklı olarak avantajları bulunmaktadır. Bunlar erime sıcaklığı yüksek ve erime sıcaklıkları arasında oldukça fark bulunan elementlerin herhangi bir eritme işlemine ihtiyaç duyulmadan alaşım üretilebilmesini sağlamaktadır. Bu teknik ile alaşım üretim sürecinde istenilen mikroyapıya sahip alaşım üretilebilmektedir. Bunun yanı sıra kolay ve ucuz olan bu teknik ile elementel tozlar soğuk kaynaşma işlemine ve şiddetli plastik deformasyona maruz bırakılarak homojen olarak farklı yeni ve çoğu zaman daha üstün alaşımlar üretilebilmektedir. Mekaniksel alaşımlama tekniğinde üretim kolay olmasının yanı sıra karmaşık bir işlem prosedürü vardır. Bu yüzden elde edilmesi istenen alaşımın mikro yapısını başarılı bir şekilde elde etmek için birçok parametrelerin en uygun şekilde ayarlanması gerekmektedir. Mekaniksel alaşımlama tekniği ile Al-esaslı ikili, üçlü ve çok bileşenli alaşım sistemlerinde kristal, amorf ve nanoyapı elde edebilmek için birçok çalışma yapılmıştır. Son yıllarda yapılan bu çalışmalardan bazılarının ana hatları ile literatür bölümünde ve Çizelge 2.2’de verilmiştir. Yapılan detaylı literatür taramalarında, bu tez

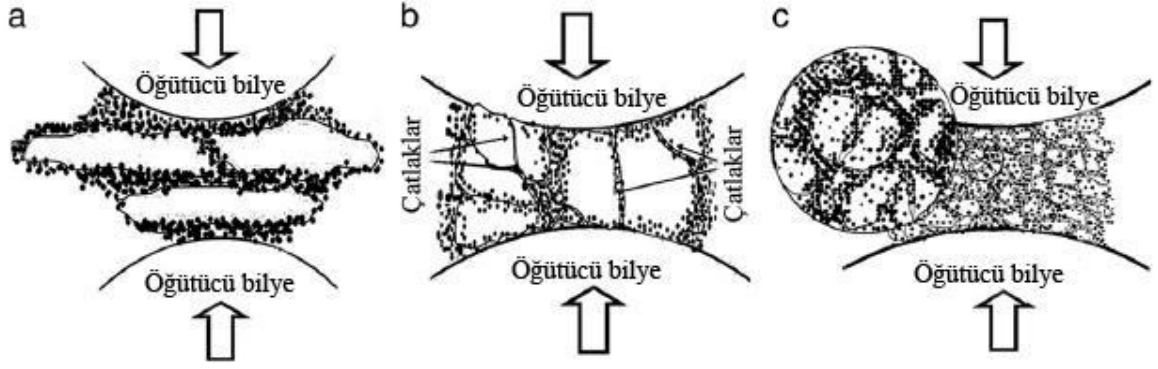
çalışmasında mekaniksel alaşımlama ile üretilen Al-Mg-Ti-B dörütlü alaşımı bulunmamaktadır. Bundan dolayı, bu alaşım kompozisyonunda mekaniksel alaşımlama tekniğı ile tercih edilmiştir.

Bu tez çalışmasında $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının üretimi için Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Katıhal Fiziğı Laboratuvarında bulunan Fritsch Pulverisette- 5 marka mekaniksel alaşımlama cihazı kullanılmıştır. Bu cihaz Şekil 3.5’de görölmektedir.



Şekil 3.5. Fritsch Pulverisette 5 marka Mekaniksel alaşımlama cihazı (a) dış ve (b) iç kısmının görüntüsü

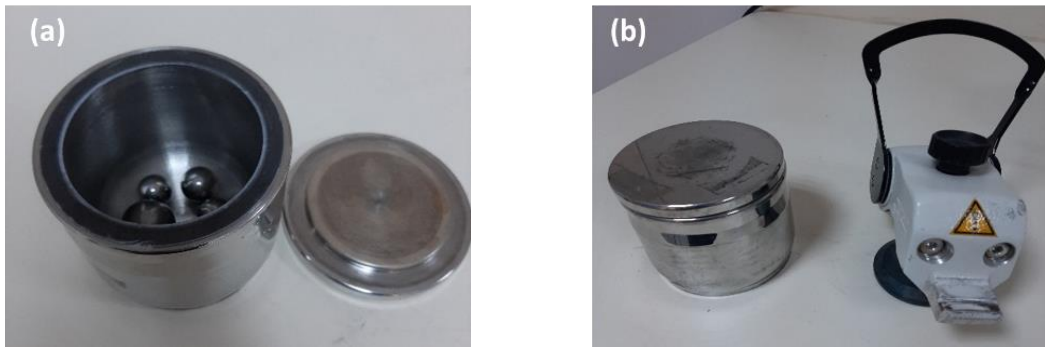
Alaşıımı oluşturan başlangıç toz elementlerinin nominal kompozisyona göre tartım işlemi yapıldıktan sonra paslanmaz krom çelikten yapılmış bilyeler birlikte havan içerisine konularak kapağı kapatıldı. Böylece havan mekaniksel alaşımlama cihazının içerisine yerleştirildi. Önceden belirlenen deneysel parametreler MA cihazında programlanarak belirli sürede ve hızda döndürölme işlemi başlatıldı ve bilyelerin tozlarla çarpışması sonucunda alaşım üretildi. Alaşım elementleri havan içerisinde bulunan bilye ile havan çeperine çarpışmaları sonucunda ilk olarak tozların boyutlarında küçölmeler olmuştur. Boyutları azalan tozlar daha sonra birbirleri tutunarak kümelenemeye başladı. En son olarak homojen bir şekilde oluşan alaşımlar elde edilmiştir. Şekil 3.6’ da mekaniksel alaşımlama tekniğinde elementsel tozlardan üretilen bir alaşımın deneysel çalışma mekanizması verilmiştir. Şekil 3.6a’ da alaşımın başlangıç tozların hiçbir işlem olmadan önceki durumunu temsil etmektedir. Şekil 3.6b ve c’de ise ilerleyen öğütme süresi sonrası bilyelerin ve bilye havan çeperleri çarpışmaları sonrası elementsel tozların boyutlarının azalması ve kaynaşmaları sonucu alaşımın oluşumunu temsilini göstermektedir.



Şekil 3.6. Elementsel tozların MA işlemi sürecindeki deneysel çalışma mekanizmasının gösterimi (Kurşun, 2015)

Mekaniksel alaşımlama tekniğinde ile alaşım üretme sürecini etkileyen birçok parametre bulunmaktadır. Bu parametrelerin dikkatli bir şekilde belirlenmesi gerekmektedir. Bu parametreleri daha önce bu konuda birçok çalışması bulunana bilim adamı C. Suryanarayana yaptığı bir çalışmasında şu şekilde sıralamaktadır. Bunlar; öğütücü türü, öğütme kabı, öğütme hızı, öğütme zamanı, öğütücü malzemelerin büyüklüğü, boyutu ve cinsi, bilye toz oranı, öğütme atmosferi ve işlem kontrol elemanı gibi sıralanmıştır (Suryanarayana; 2001).

Deneysel çalışmada alaşımın başlangıç elementsel tozlarının konulduğu öğütme havan ve öğütücü bilyeler Şekil 3.7(a ve b)' de verilmiştir. Havan ve öğütücü bilyeler sertleştirilmiş paslanmaz krom çelikten yapılmıştır. Havanın hacmi 250 mL' dir. Tozların öğütülmesi için kullanılan öğütücü bilyeler 9,5mm ve 19,5 mm çapında olup her bir bilye sırasıyla 3gr ve 9 gr ağırlığındadır.



Şekil 3.7. (a) Öğütme havanı iç kısmı ve öğütücü bilyeler (b) havan ve MA havan kilit parçası

Yüksek saflıkta temin edilen Al, Ti Mg ve B tozlarının boyutları ve yoğunlukları düşüktür. Bu toz parçacıkların özellikle magnezyumun oksijen ile reaksiyona girme eğilimi yüksektir. Bu durum alaşımların üretilmesinde istenilmeyen bir durumdur çünkü alaşımda oksit tabakalarının oluşması malzemede istenilen özelliklerin olmasını zorlaştırmaktadır. Bu nedenle alaşımı oluşturan tozların tartım işlemleri sırasında oksitlenme problemini engellemek için yüksek saflıkta Ar (argon) atmosferi altında vakumlu glove box kullanılarak yapılmıştır. K.S.Ü Fizik laboratuvarında bulunan glove box görüntüsü Şekil 3.8’ de verilmiştir. Glove box çalışma prosedürü; izole edilmiş kutu haznesinde bulunan oksijen vakumlanarak dışarı tahliye edilmiştir. Daha sonra yüksek saflıkta argon tüp ile izole edilmiş kutunun içerisine Ar gazı verilerek kutunun içi inert argon gazı doldurulmuştur. Hazırlanan elemental tozlar, havanın haznesine konularak cihazın kapakları “O”-ringlerle kapatılarak daha sonra para filmle dış ortamdan iyice izole edildi.



Şekil 3.8. Argon atmosferli vakumlu glove box.

Mekaniksel alaşımlama tekniğinde bilye-toz oranı, öğütme hızı ve öğütme süresi en önemli parametrelerindedir. Literatürde öğütme oranı 20:1, 10:1 ve 5:1 olarak kullanıldığı tespit edilmiştir. Bu tez çalışmasında toz alaşımların optimum bilye-toz ağırlık oranı 20:1 olarak belirlenmiştir. Malzemenin öğütme sırasında açığa çıkan ısı dolayısı ile faz yapısının değişmemesi için uygun bir süre ve hız değerinin seçilmesi gerekir. Bu sebeple yapılan araştırma ve incelemeler doğrultusunda toz alaşımları için öğütme hızı 300 devir/dk (rpm), öğütme süresi 30 dk ve öğütme sırasındaki artan ısının soğuması için beklenen süre ise 30 dk olarak belirlenmiştir. Tozların bilye ve çepere yapışmaması için işlem kontrol elemanı olarak metanol kullanıldı. Toz alaşımların öğütme süreleri 5, 10, 20, 30, 40, 50, 100 ve 150 saat olarak belirlendi. Tüm öğütme sürelerinde incelenmek üzere cihaz durdurularak glove

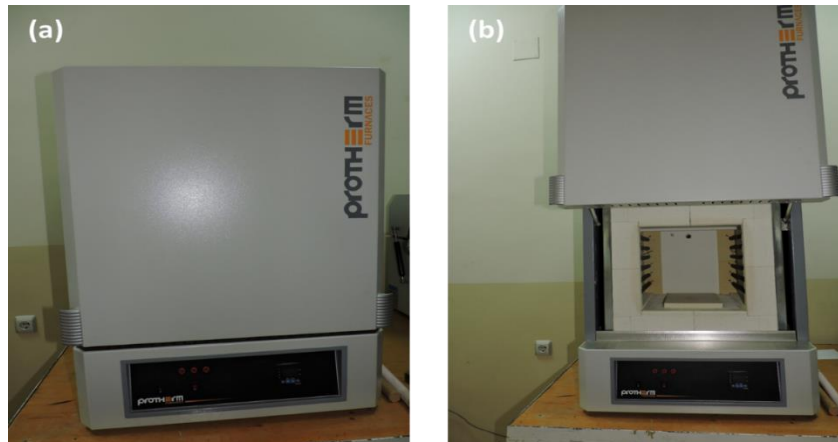
box (eldivenli kutu)'da argon atmosferinde yeterli miktarda numune alındı. Şekil 3.9' da öğütme haznesinin ve bilyelerin hareketi verilmiştir. Şekil 3.9'da "a" öğütücünün dönme yönü, "c" havanın dönme yönünü temsil etmektedir. Cihazın ve havanın ters yönlere dönmesiyle havanın içerisinde oluşan merkez kaç kuvveti sayesinde bilyeler "b" yönünde havanın merkezinden geçerek havanın çeperine çarpmaktadır.



Şekil 3.9. Öğütme haznesinin ve bilyelerin hareketi

3.2.3. Normal katılaştırma ile üretilen alaşımlarda Isısal işlem

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen alaşımların mikroyapılarının sıcaklıkla nasıl değiştiğini inceleyebilmek için numuneler farklı sıcaklıklarda ısısal işleme(tavlama) tabi tutulmuştur. Bu işlem için protherm marka kül fırını kullanılmıştır. Bu cihazın görüntüsü Şekil 3.10'da verilmiştir. Normal katılma tekniği ile elde edilen alaşımlara 100°C, 200°C, 300°C, 400°C ve 500°C sabit sıcaklıkta 2 saat süreyle ısısal işlem uygulanmıştır. Arzu edilen sıcaklıkta ısısal işlem uygulandıktan sonra, ısısal işlem sonrası faz yapılarında oluşan değişimler XRD ile incelenmiştir. Bütün ısısal işlemlerde, numune kabı olarak ağzı açık seramik kaplar kullanılmıştır. Isısal işlem süresince, protherm kül fırını önceden istenilen sıcaklığa getirilerek sabitlenmiştir. Alaşımlar ısısal işlem sonrası oda sıcaklığında soğumaya bırakılmıştır.



Şekil 3.10. Isısal işlemlerin için kullanılan Protherm marka fırın

3.3. Alaşımların İncelenmesi

20 yy. bilimin çağ atladığı, doğru olarak kabul edilen birçok bilimsel çalışmanın hatalı olduğunun kanıtlandığı ve çalışmaların getirdiğı etki ile gözlemlerin doğrulanabileceğı analitik enstrümantal analiz metotlarının icatları ile bilimsel açıdan zengin bir dönem olmuştur. Bu dönemde X-ışınının bulunması ile sağlıktan sanayiye birçok alanda insanoğlunun kullandığı bilim, tecrübe ve çalışmalar tamamen farklılık kazanmıştır. X-ışınlarının keşfi temel bilimciler ve mühendislerin ortak çalışmaları ile TEM, SEM, AFM, XRF, XRD ve birçok malzeme karakterizasyonu için enstrümantal cihaz üretilmiş ve bunlar malzeme biliminde araştırmanın hızını ve doğruluğunu oldukça hızlandırmıştır.

Bu tez çalışmasında üretilen alaşımların mikroyapı ve faz analizleri Panalytical Philips X'Pert PRO marka X-ışını difraksiyonu (XRD) ile yapıldı. Alaşımların morfolojik özellikleri ZEISS EVO LS10 marka SEM cihazı kullanılarak incelendi. Ayrıca SEM cihazına bağılı Bruker Marka EDX detektörü ile alaşımların kompozisyon oranları belirlendi. Buna ek olarak Bruker S8Tiger marka X ışını floresans Spektroskopisi (XRF) kullanılarak alaşımların kompozisyon oranları belirlendi. Alaşımların yüzey sertliklerini ölçmek için Vickers uçlu Shimadzu HMV-2 model mikrosertlik cihazı kullanılmıştır. Ayrıca alaşımlara Zwick Roell 100kN marka çekme cihazında çekme mukavemet testleri yapılmıştır. Alaşımların araştırılmasında kullanılan cihazların ve parametrelerin detaylı anlatımı aşağıda sırasıyla anlatılmıştır. Tüm bu testlerin yapılabilmesi için uygun numune boyut ve şekillerine getirilmesinde metalografik numune hazırlık işlemleri yapılmıştır. Bu hazırlık aşamaları aşağıda detaylıca anlatılmıştır.

3.3.1. Metalografik numune hazırlık işlemleri

Metalografik numune hazırlık işlemleri için Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Katıhal Fiziğı Araştırma Laboratuvarındaki bulunan cihazlar kullanılarak yapılmıştır. Enstrümantal analizler için külçe alaşımlar, struers minitom marka hassas kesme cihazı ile kesilerek numuneler incelenebilir boyutlara getirilmiştir. Daha sonra soğuk kalıplama ile bakalite alındı. Bakalite alınan alaşımlar Mecapol P230 marka zımparalama ve parlatma yapıldı. Metalografik numune hazırlık aşamasında kullanılan malzemeler ve cihazlar kullanım sırasına göre görüntüleri Şekil 3.11'de verilmiştir.



Şekil 3.11. Metalografik hazırlık aşamaları

Normal katılaştırma ile üretilen külçe alaşımların mikroyapı ve faz analizleri X-ışını difraksiyonu (XRD) ile yapılmıştır. XRD analiz incelemelerinde numune tutucuya uygun boyutlarda numune hazırlığının yapılması gerekmektedir. XRD numune tutucu(holder) boyutlarına (2mm x 15mm x 20 mm) uygun olarak hazırlanmıştır. Külçe alaşımlar ilk olarak holder boyutlarına uygun şekilde hassas kesme makinesi ile kesilmiştir. Kesme işlemi 300dev/dak dönme hızında ve kesme sırasında alaşımın kesici elmas disk ile sürtünmeden oluşacak ısıdan dolayı mikro yapıdaki değişimleri engellemek için soğutucu sıvı kullanılmıştır. Kesme işlemi sonrası parlatma işlemi yapılmıştır. XRD incelemelerinde külçe alaşımların holder'a sığması için bakalite alınmamıştır. Ancak kesme işlemi sırasında her ne kadar hassas kesme işlemi yapılmış olsa da parlatma işlemi gerekmektedir. XRD piklerinde oluşacak şiddette düşüşler ve pik kaymalarını engellemek için parlatma yapılmıştır. Aynı şekilde XRD analizinde kullanılan alaşımlar X-ışının flouresans spektroskopisi (XRF) analizinde de kullanılmıştır. Külçe alaşımların morfolojik özellikleri taramalı elektron mikroskobu (SEM) cihazı kullanılarak incelenmiştir. Bruker Marka enerji dağılımlı X ışının spektroskopisi (EDX) ve X-ışının flouresans spektroskopisi (XRF) kullanılarak alaşımların kompozisyon oranları belirlenmiştir. SEM-EDX analizlerinde alaşımların incelenebilmesi için metkon marka DMT-CON iletken akrilik soğuk bakalit kalıplama işlemi yapıldı. Daha sonra bakalite alınan alaşımlar kaba 180 μm , 400 μm , 800 μm ve ince 1200 μm zımparalama işlemlerinden sonra 1 μm ve 2 μm parlatma çuhalar ile elmas solüsyonlar kullanılarak alaşımların yüzeyleri parlatıldı, her işlem basamağı 3 dakika sürmüştür. Bu hazırlık işlemleri sonrası hazırlanan alaşımların mikro sertliklerini ölçmek için de kullanılmıştır.

3.3.2. Mikroyapı özelliklerin incelenmesi

Bu tez çalışmasında mikroyapı incelemeleri için XRD, XRF, SEM, EDX ve OM cihazları kullanılmıştır. Bu cihazlar sırasıyla aşağıda özellikleri ve kullanılan parametreler aşağıda verilmiştir.

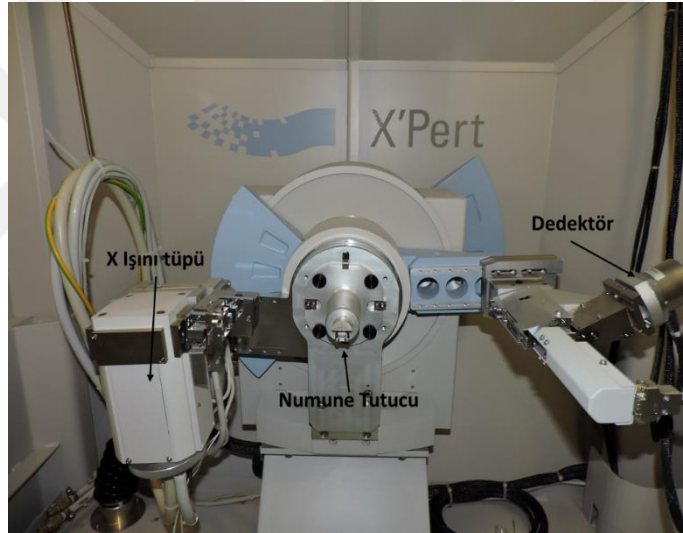
3.3.2.1. X-ışını kırınım (XRD) analizi

Bu çalışmada; normal katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleri ile üretilen alaşımların kristal yapı analizi XRD ile yapıldı. Bu incelemeler, Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Fen Edebiyat Fakültesi, Fizik bölümünde bulunan X ışını laboratuvarında Philips X'Pert PRO marka XRD cihazı kullanılmıştır. Şekil 3.12'de Philips X'Pert PRO marka XRD cihazının görüntüsü ve Şekil 3.13'de bu cihazın iç kısmının görüntüsü verilmiştir. Analiz parametreleri, 30mA ve 40kV ayarlı, monokromotik $\text{CuK}\alpha$ radyasyonu ($\lambda = 0.154056 \text{ nm}$) altında kullanılmıştır. XRD analizleri için; 293 K' de 20° den 100° 'ye kadar 0.01° adım aralığında ve her adımda 1 s bekletilerek ölçümler alınmıştır.

Alaşımların kristal fazların tanımlanması, kafes düzlemleri arasındaki ölçekler gibi çalışmalar için X-ışını kırınımı analizi yapılmaktadır. Bir numunenin saflık derecesine, mevcut safsızlık oranını ve kompozisyonunu göz önüne alarak kırılma desenleriyle erişilebilmektedir. Malzemelerin katı hal özelliklerinin belirlenmesinde XRD cihazı en çok kullanılan enstrümantal cihazdır. XRD bir kristal içindeki kusurların görüntüsünü algılayarak bilgisayar vasıtası ile spektrum grafiği olarak veri verebilmektedir. X-ışını difraksiyonu (XRD) bir alaşım numunesinin kalitatif ve kantitatif çok fazlı analizi için hızlı ve doğru sonuç sağlayan güçlü bir tekniktir. X-ışını kırınımı (XRD) analizlerinde elde edilmiş bir kırınım deseni grafiği, dünyada geçerliliği bulunan ICDD (International Centre for Diffraction Data) veri tabanlarıyla bilinen bir malzemenin referans modeliyle karşılaştırarak kristal malzemelerin faz tanımlaması yapılabilmektedir. Niceliksel olarak fazlı analizi, Rietveld analizi ile hesaplanması mümkün olabilmektedir (McHenry, 2012).



Şekil 3.12. Philips X'Pert PRO marka X Işını Difraksiyonu (XRD) cihazı



Şekil 3.13. X-ışını kırınımı cihazının iç kısmının dedektör, numune tutucu ve x ışının görüntüsü

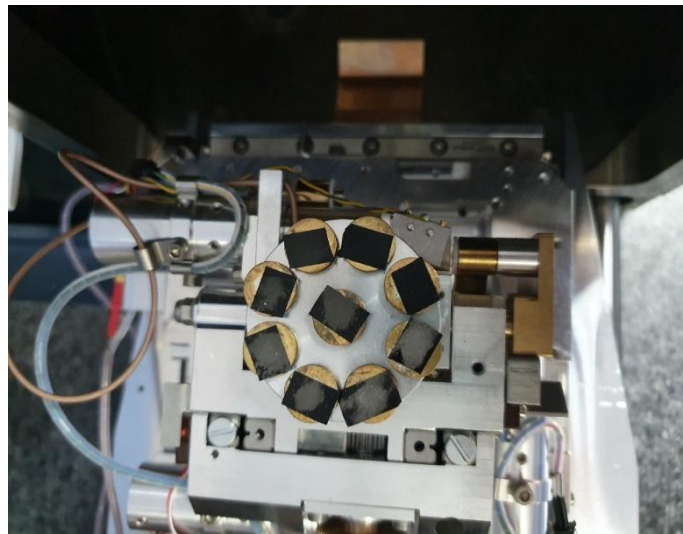
3.3.2.2. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) analizi

Normal katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleriyle üretilen külçe ve toz alaşımlarının morfolojik özellikleri ve faz yapıları Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Üniversite Sanayi Kamu İş Birliği Araştırma, Geliştirme ve Uygulama Merkezi (ÜSKİM)'de bulunan ZEISS EVO LS10 marka SEM cihazında, EHT:20 keV enerjisinde backscatter elektron dedektörü (BSD) ve elektron tabancası olarak Lab6 filament kullanılarak incelenmiştir. SEM cihazının iç ve dış görüntüleri Şekil 3.14 ve 3.15' de görülmektedir. Alaşım numuneleri numune tutucu (stub holders) üzerine karbon bant yapıştırılarak yerleştirildi. Daha sonra elektron mikroskobun tablasına (stage) vidalanarak,

hızlandırılmış elektron demeti ile numune yüzeyi arasındaki açı 90° olacak şekilde sabitlendi. Daha sonra SEM cihazının numunelerinin bulunduğu oda (system chamber) turbo moleküler pompalar çalıştırılarak ortamda bulunan hava vakum ile boşaltıldı. Numune bölümündeki hava basıncı yeterli seviyeye gelinceye kadar beklendi. Vakum uygun seviyeye gelince elektron tabancası (beam gun) çalıştırılarak numune ile elektron iletim etkileşimi başladı. Numuneden saçılan backscatter elektronları BSD detektöründe toplanarak dijital amplifikatör devreler sayesinde bilgisayarda iki boyutlu siyah beyaz görüntü olarak morfolojik fotoğraflar elde edildi.



Şekil 3.14. Taramalı Elektron Mikroskobu, ZEISS EVO LS10 (SEM) cihazı



Şekil 3.15. Taramalı Elektron Mikroskobu, ZEISS EVO LS10 (SEM) iç kısmı

3.3.2.3. Enerji dağılımlı x- ışını spektroskopisi (eEDS) analizi

Normal katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleriyle üretilen külçe ve toz alaşımlarının kimyasal kompozisyonlarının belirlenmesi için Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Üniversite Sanayi Kamu İş Birliği Araştırma, Geliştirme ve Uygulama Merkezi (ÜSKİM) bulunan, ZEISS EVO LS10 marka SEM cihazında takılı Bruker Quantax 200 marka enerji dağılım spektroskopisi (EDS – energy dispersive spectrometer) ünitesi kullanılmıştır. EDS cihazının görüntüsü Şekil 3.16’da verilmiştir. EDS ünitesiyle alaşımların kompozisyonlarının belirlenebilmesi için SEM cihazının EHT:25kV ve Spot Size: 600mA ve elde edilen enerji 10KeV olarak ayarlanarak yapılmıştır. EDS analizlerinde Bruker Espirit 1.9 programında analizler için noktasal, alan, line ve haritalama (mapping) olarak dört seçenek bulunmaktadır. Bu özellikler kullanım alanlarına göre tercih değişmektedir. Noktasal EDS analizi, alaşımların belirlenen noktanın içerisindeki kimyasal kompozisyonun(fazların) tespiti için kullanılmıştır. Alan EDS analizi, alaşımların genel kompozisyonunu belirlemek için kullanılmıştır. Haritalama (mapping) EDS analizi, alaşım seçilen bölgedeki elementlerin dağılımının görsel olarak anlaşılması için kullanılmıştır.



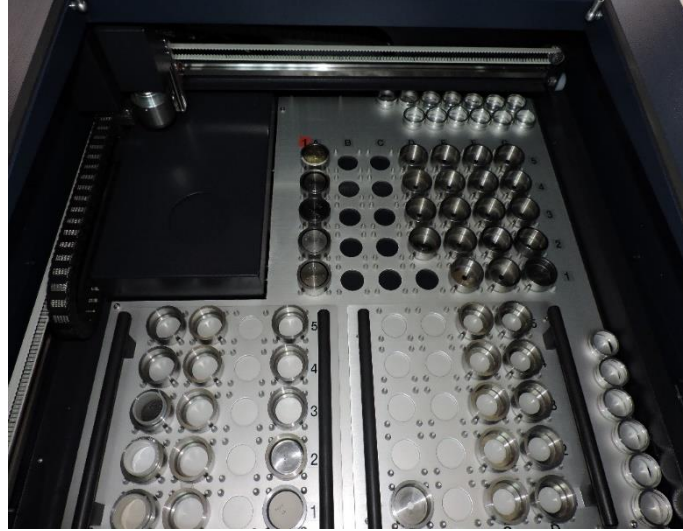
Şekil 3.16. Bruker Quantax 200 marka enerji dağılım spektroskopisi (EDS) cihazı

3.3.2.4. X ışını floresans spektroskopisi (XRF)

Normal katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleriyle üretilen külçe ve toz alaşımlarının nitel ve nicel kimyasal kompozisyonlarının belirlenmesi için Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Üniversite Sanayi Kamu İş Birliği Araştırma, Geliştirme ve Uygulama Merkezi (ÜSKİM)'de bulunan, Bruker S8 Tiger marka X- ışını floresans spektroskopisi (XRF) kullanılmıştır. Bu cihazın dış görüntüsü Şekil 3.17'de ve iç görüntüsü Şekil 3.18'de görülmektedir. Dalga boyu ayrımlı X ışını floresans spektroskopisi (WXRF) özellikleri metal, toz ve sıvı numunelerin nitel ve nicel quantexpress yarı kantitatif analizleri yapılabilmektedir. Elde edilen külçe alaşımların analizleri yapılmıştır. Külçe alaşımlar çapları 8mm olacak şekilde kesim işlemi yapılarak analiz edilecek yüzey düz ve parlak olacak şekilde zımpara ve parlatma işlemi yapıldı. Daha sonra XRF'de 8mm'lik numune tutucu (sample holders) yerleştirildi. XRF cihazının yazılım programı Spectra Plus Version 2'de numune özelliği metal, kullanılan gaz P10 ve analiz metodu best seçilerek analiz başlatıldı. Analizler 29 dakika sürmüştür. Analiz sonuçları yüzdelik konsantrasyon ve pik desenlerinin olduğu iki grafik şeklinde çıkmaktadır.



Şekil 3.17. Bruker S8 Tiger marka X- ışını floresans sapektroskopisi (XRF) cihazı



Şekil 3.18. Bruker S8 Tiger marka X- ışını floresans sapektroskopisi (XRF) iç kısmı

3.3.2.5. Optik invert mikroskop incelemesi

Normal katılaştırma tekniğiyle üretilen külçe alaşımların faz yapıları Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Makine Mühendisliğinde bulunan Soift Optical Instrument marka İvert metal optik mikroskop kullanılarak incelenmiştir. Mikroskobun görüntüsü Şekil 3.19’da verilmiştir. İncelenen numuneler için metalografik numune hazırlık yapılmıştır. Sırasıyla bakalite alma, zımparalama ve parlatma işlemleri sonrası (5ml HBF₄ + 200ml H₂O) çözeltisi ile dağlama işlemi yapılmıştır.



Şekil 3.19. İvert metal optik mikroskobu

3.3.3. Isısal özelliklerin incelenmesi

Malzemelerin termal özelliklerinin araştırılmasında yaygın olarak kullanılan diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) ve diferansiyel termal analizi (DTA) enstrümantal analiz yöntemleridir. Bu tez çalışmasında normal katılaştırma ve mekaniksel alaşımlama teknikleri ile külçe ve toz olarak elde edilen alaşımların ısısal özellikleri DSC ve DTA teknikleri ile incelenmiştir. Bu tekniklerin analiz parametreleri ve özellikleri aşağıda detaylıca anlatılmıştır.

3.3.3.1. Diferansiyel taramalı kalorimetre (DSC) analizi

Tez çalışmasında üretilen alaşımların ısısal özellikleri Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Fen Edebiyat Fakültesi, Fizik araştırma laboratuvarında bulunan Perkin Elmer Sapphire Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) ile yapıldı. Cihazın görüntüsü Şekil 3.20’de verilmiştir. Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC), numunenin belirli bir atmosfer altında ısıtılması, soğutulması veya sabit bir sıcaklıkta tutulması sırasında soğurulan veya salınan enerji miktarını zamanın ve/veya sıcaklığın fonksiyonu olarak ölçme esasına dayanmaktadır. DSC yöntemi ile çok değişik türde malzemelerin (metaller, alaşımlar, seramikler, ilaçlar, vb.) farklı termal özellikler belirlenebilmektedir. Bu özellikler şunlardır; erime ve kristalleşme sıcaklığı, faz dönüşümleri, camı geçiş sıcaklığı, erime ve kristalleşme entalpisi, ısı kapasitesi gibi sıralanabilir.

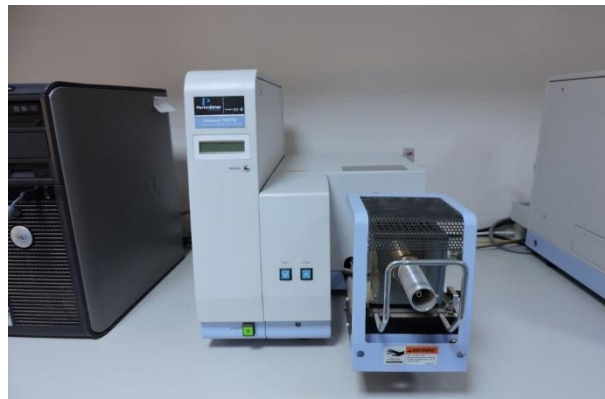
DSC analizinde, alaşımların faz dönüşümleri, kararlı ve yarı-kararlı fazlarını belirleyebilmek için, toz ve külçe alaşımlar 10 mg ağırlığında tartım yapılarak ağız açık bakır (Cu) numune kabına bırakıldı. DSC cihazı, bağlantılı olduğu bilgisayar ve yüksek saflıkta azot gazı tüpü açıldı. Cihazın açılmasıyla birlikte cihaz ayarlarının sabit olması için bir süre beklenerek boş referans ve numune kabının değerleri sıfırlanarak azot gazı akışının 2mL/dak olduğunda analize başlanılmıştır. Tartımı yapılan alaşımlar cihazın numune kısmına yerleştirildi. Cihaza bağlı bilgisayardan DSC cihazının programı Pyris’den analiz parametreleri ayarlandı. Analiz parametreleri 50°C’ den 770 °C’ye kadar ısıtma hızı olarak 50 °C/dak şartlarında yapıldı. Numunelerin DSC ölçümleri sonucunda erime pik sıcaklığı (T_e), camı geçiş sıcaklığı (T_g) ve kristallenme sıcaklığı (T_x) gibi termal özellikleri belirlendi.



Şekil 3.20. Perkin Elmer Sapphire Diferansiyel Taramalı Kalorimetre (DSC) cihazı

3.3.3.2. Diferansiyel termal analizi (DTA)

Bu tez çalışmasında üretilen alaşımların ısıl özellikleri Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Fen Edebiyat Fakültesi, Fizik araştırma laboratuvarında bulunan Perkin-Elmer Diamond Diferansiyel Termal Analizi (TG/DTA) ile yapıldı. Cihazın görüntüsü Şekil 3.21’de verilmiştir. DTA analizinde, alaşımların faz dönüşümlerini belirleyebilmek için, toz ve külçe alaşımlar 10 mg ağırlığında tartım yapılarak ağız açık yüksek sıcaklıklara dayanıklı seramik numune kaplarına bırakıldı. DTA cihazı, bağlantılı olduğu bilgisayar ve yüksek saflıkta azot gazı tüpü açıldı. Cihazın açılmasıyla birlikte cihaz ayarlarının sabit olması için bir süre beklenerek boş referans ve numune kabının darası alındı. Daha sonra tartımı yapılan alaşımlar cihazın numune kısmına yerleştirildi. Azot gazı akışınınin 2mL/dak ayarlanarak analize başlanılmıştır. Cihaza bağlı bilgisayardan DTA cihazının programı Pyris’den analiz parametreleri ayarlandı. Analiz parametreleri 50°C’ den 1000 °C’ye kadar ısıtma hızı olarak 50 °C/dak şartlarında yapıldı. Numunelerin DTA ölçümleri sonucunda erime pik sıcaklığı (T_e) ve camı geçiş sıcaklığı (T_g) termal özellikleri belirlendi.



Şekil 3.21. Perkin-Elmer Diamond Diferansiyel Termal Analiz (Tg/DTA) cihazı

3.3.4. Mekanik özelliklerin incelenmesi

Bu tez çalışmasında üretilen toz ve külçe alaşımların mekanik özellikleri iki kısımda incelenmiştir. Bu incelemeler mikro sertlik ve çekme testleridir. Bu testler metallerin genel mekanik özellikleri hakkında genel bilgi vermektedir.

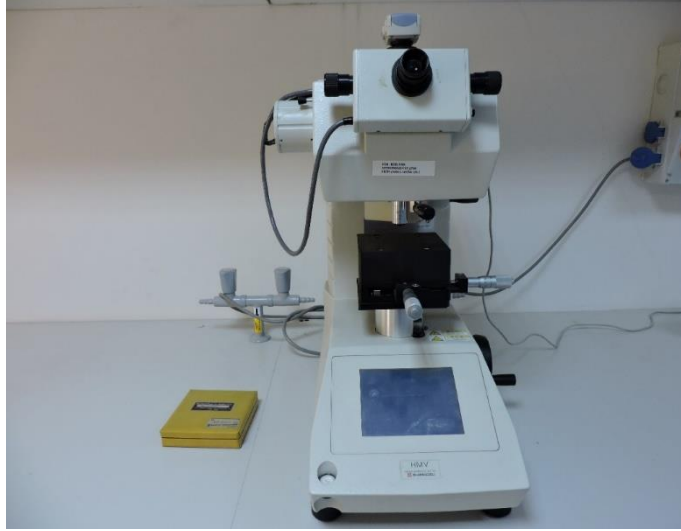
3.3.4.1. Vickers mikro sertlik testi

Toz ve külçe alaşımlarının sertlik özellikleri Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fizik araştırma laboratuvarında bulunan Vickers uçlu Shimadzu HMV-2 model mikro sertlik cihazı kullanılmıştır. Bu cihazın görüntüsü Şekil 3.22’de verilmiştir. Alaşımların testlerinin yapılabilmesi için metalografik ön hazırlıkları yapılmıştır. Bu hazırlık aşamaları daha önce metalografik hazırlık başlığı altında detaylıca anlatılmıştır

Külçe alaşımların metalografik hazırlıklarından farklı olarak toz alaşımların ön hazırlık aşamasına ek olarak yapısı gereken aşamalar bulunmaktadır. Toz alaşımların, Vickers mikro sertlik testlerinin yapılabilmesi için pelet yapılmıştır. Toz alaşımlar paslanmaz krom çeliğinden yapılmış bir kalıp ile pelet olarak elde edilmiştir. Pelet yapımında 3 gr toz alaşımı kullanılmıştır. Kalıbın 10mm çapında tam ortasında boşluk bulunmaktadır. Bu boşluk içine yerleştirilen 13mm çapında ve 6mm yüksekliğinde iki adet disk arasına toz alaşımlar yerleştirilerek 20MPa basınçta 10 dakika bekletilerek pelet elde edilmiştir. 3mm kalınlığında yüzeyi pürüzsüz pelet elde edilmiştir. Pelet yapımında kullanılan pres makinesi, pelet kalıbı ve boyutlarının ölçüleri sırasıyla Şekil 3.23-25’de görülmektedir.

Alaşımlar oda sıcaklığında 9.807 N (HV1) yükte 10 s bekletilerek yapıldı. Yüzey sertlik değerleri HV cinsinden hesaplandı. Her numune için 10 farklı ölçüm alınıp ve sonuçlarının ortalamaları ve standart sapmaları hesaplandı. Vickers mikro sertlik değeri aşağıdaki eşitlikle (Eş.1) hesaplanmıştır. Burada; P uygulanan yük, d uygulanan yükün oluşturduğu izin köşegen uzunluğu, θ elmas ucun zıt yüzeyleri arasındaki açı olup, 136° dir.

$$HV = \frac{2 P \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)}{d^2} = \frac{1.854 (P)}{d^2} \quad (1)$$



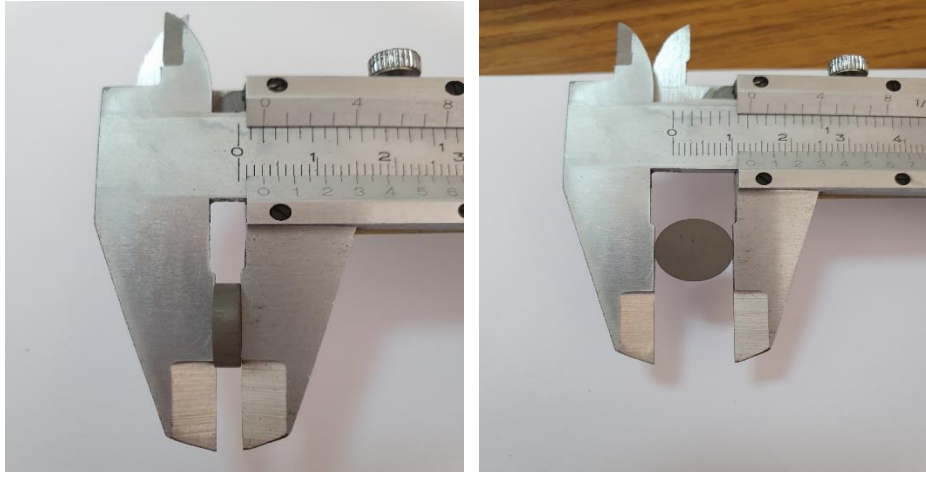
Şekil 3.22. Vickers uçlu Shimadzu HMV-2 model mikrosertlik cihazı



Şekil 3.23. Pelet pres makinesi



Şekil 3.24. Pelet kalıbı



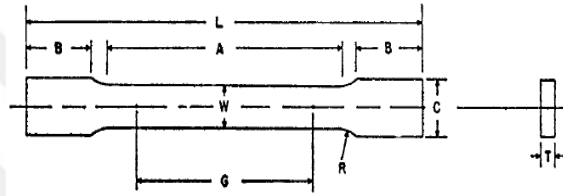
Şekil 3.25. Pelet toz alaşımların boyutları

3.3.4.2. Çekme testi

Normal katılaştırma tekniğiyle üretilen külçe alaşımlarının çekme mukavemet testleri için Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Üniversite Sanayi Kamu İş Birliği Araştırma, Geliştirme ve Uygulama Merkezi (ÜSKİM)'de bulunan Zwick Roell Marka 100kN (10ton)'luk kapasiteli cihazı kullanılmıştır. Bu cihazın Şekil 3.26'da görüntüsü verilmiştir. Çekme deneyi numuneleri ASTM B557 M-10 standartlarına uygun olarak Şekil 3.27'de gösterilen ölçülerde hazırlanmıştır. Çekme testi numunelerinin hazırlanmasında CNC tel erozyon tezgâhı kullanılmıştır. Sonuçların ortalamaları alınarak hesaplamaları yapıldı. Ortalama torna işleme hızı saniyede 0,3 mm olarak ayarlanmıştır. Çekme testi, oda sıcaklığında ve 1 mm/dak hızında yapılmıştır. Deneylerde 3 numune test edilmiştir. Ayrıca çekme numunesinin Solidworks programında çekme testi simülasyonu yapıldı ve görüntüsü Şekil 3.28'de verilmiştir. Çekme testleri sonucunda alaşımın maksimum mukavemeti, elastisite modulu (young modülü) ve kopma mukavemeti elde edilmiştir.

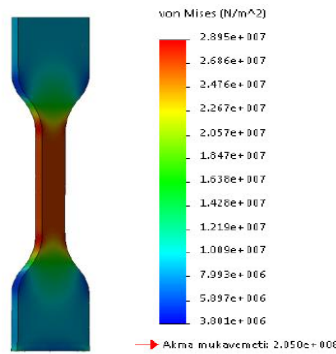


Şekil 3.26. Zwick Roell Marka 100kN çekme cihazı



	Dimensions, mm	
	Standard Specimen Sheet-Type 12.5 mm Wide	Subsize Specimen 6 mm Wide
G—gauge length	50.0 ± 0.1	25.0 ± 0.1
W—Width (Note 1 and Note 2)	12.5 ± 0.2	6.0 ± 0.1
T—Thickness (Note 3)	thickness of material	thickness of material
R—Radius of fillet, min	12.5	6
L—Overall length, min (Note 4)	200	100
A—Length of reduced section, min	57	32
B—Length of grip section, min (Note 5)	50	30
C—Width of grip section, approximate (Note 2 and Note 6)	20	10

Şekil 3.27. Çekme testi numunesinin şematik gösterimi



Şekil 3.28. Çekme numunesi Solidworks Simulation görüntüsü

3.3.5. Yoğunluk hesaplamaları

Normal katılaştırma ile üretilen A, B ve C grubu alaşımlarının teorik ve deneysel yoğunlukları hesaplanmıştır. Teorik yoğunluk değerleri (Eş.2) eşitliği ile deneysel yoğunluk değerleri Arşimet prensibi (Eş.3) kullanılarak hesaplanmıştır.

Alaşımlar için teorik yoğunluk değer hesaplama, örneğin A_aB_b alaşımının teorik yoğunluğunun için (Eş.2) eşitliği kullanılarak hesaplanması gösterilmiştir. Burada; D_t teorik yoğunluk değeri, A_m alaşımdaki A elementinin yoğunluğu, B_n alaşımdaki B elementinin yoğunluğu, a ve b sırasıyla, A ve B elementlerinin kütle yüzdeleri ($a + b = 100$)'dir.

$$D_t = \frac{100}{a} + \frac{100}{B_n} \quad (2)$$

Normal katılaştırma ile üretilen külçe alaşımlar ASTM C693-63 standardına göre uygun boyutta hazırlanarak hassas terazide tartımı yapıldıktan sonra Arşimet Prensibi (Eş.3) formülü kullanılarak alaşımların deneysel yoğunluk değerleri hesaplanmıştır. Eş.3 formülünde; D_d deneysel yoğunluk değeri, W_x alaşımların ağırlığı, W_y alaşımların su içerisindeki ağırlığıdır.

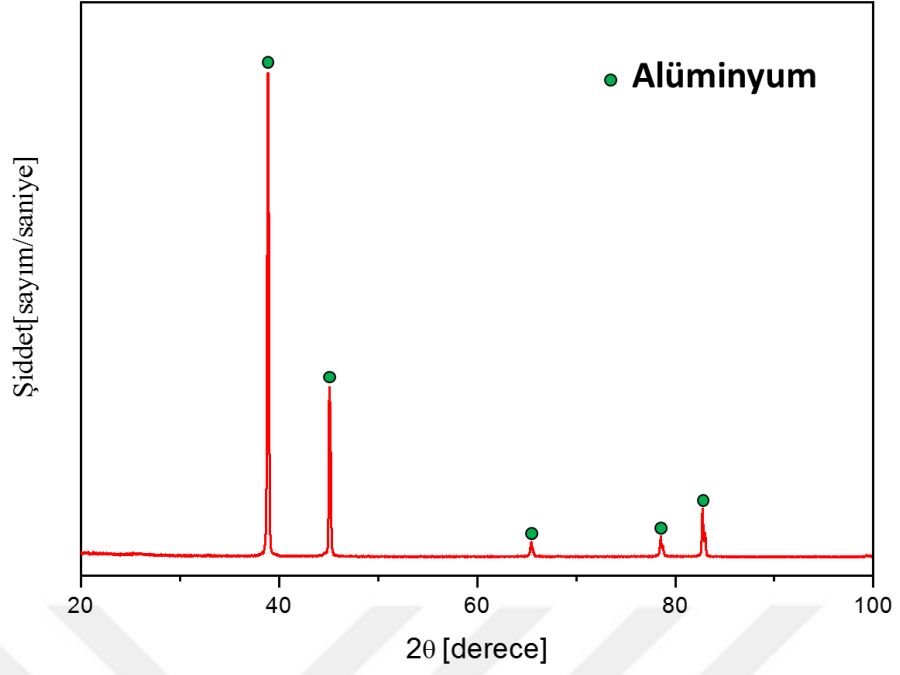
$$D_d = \frac{w_x}{w_x - w_y} \quad (3)$$

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

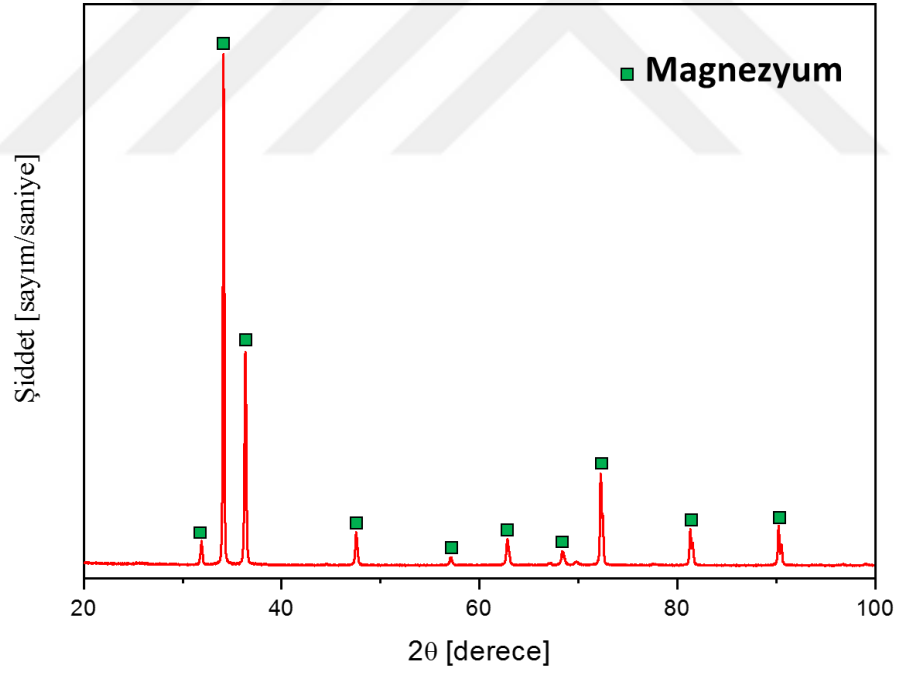
Bu tez çalışmasında üretilen ve incelenen alaşımlar, alaşımları oluşturan elementlerin oranları dikkate alınarak; A, B ve C grubu olarak adlandırılmıştır. Bu alaşımlardan A grubunu; $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımları, B grubunu; $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$, $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$ ve C grubunu $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$, $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$ dörtlü alaşımları oluşturmaktadır. Bu alaşımlar öncelikle, normal katılaştırma tekniği ile külçeler halinde üretildi. C grubunda olan $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımı Mekaniksel alaşımlama yöntemi ile tozlar halinde üretildi. Elde edilen alaşımların mikroyapıları XRD (X ışını kırınımı), SEM (Taramalı elektron mikroskobu), EDX (Enerji dağılımlı X ışını spektroskopisi), WXRf (Dalga boyu ayırmalı X ışını floresans spektroskopisi) ve OM (Optik invert metal mikroskop) ile incelendi. Bu alaşımların ısıl özellikleri DSC (Diferansiyel Taramalı Kalorimetre) ve DTA (Diferansiyel Termal Analiz) ile incelendi. Alaşımların mekaniksel özellikleri ise Vickers mikrosertlik testi ve çekme testi yapılarak incelendi. Alaşımların yoğunlukları teorik ve deneysel olarak hesaplandı. Elde edilen sonuçlar sırasıyla ve başlıklar halinde aşağıda verilmiştir.

4.1. Normal Katılaştırma ile Üretilen Alaşımların Sonuçları

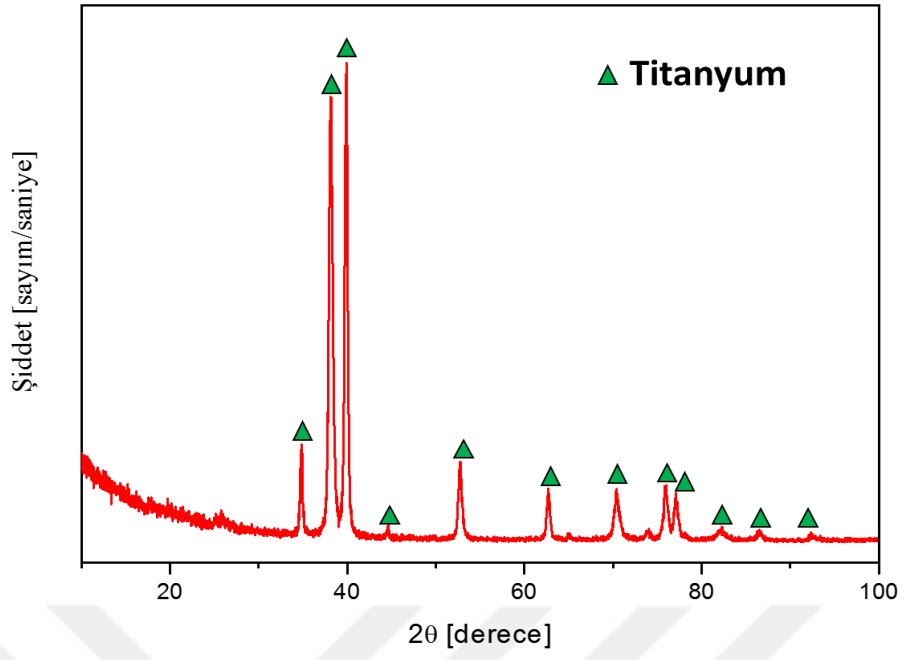
Tez kapsamında üretilip araştırılması planlanan A, B ve C grubundaki tüm alaşımlar önce normal katılaştırma ile külçeler (ingot) halinde üretildi. Bu alaşımların kompozisyonlarının listesi Çizelge 3.1’de verildi. İncelenecek alaşımları oluşturan saf alüminyum (Al), saf magnezyum (Mg), saf titanyum (Ti) ve saf bor (B) elementlerinin XRD analizleri yapılmıştır. Şekil 4.1-4.4’ de bu elementlerinin XRD grafikleri verildi. Başlangıç elementlerinin XRD analizlerinde saf elementlerin karakteristik faz pikleri gözlenmiştir. Şekil 4.1’de XRD deseninde saf Al ait 2θ açılarında yansıyan pikleri görülmektedir. ICDD referans kodu 00-001-1180 ile saf Al XRD grafiği doğrulanmıştır (Hanawalt ve ark., 1938). Şekil 4.2’de XRD deseninde saf Mg ait 2θ açılarında yansıyan pikleri görülmektedir. ICDD referans kodu 00-035-0821 ile saf Mg XRD grafiği doğrulanmıştır (Jevins, 1938). Şekil 4.3’de saf Ti ait 2θ açılarında yansıyan pikleri XRD deseninde görülmektedir. Saf Ti XRD grafiği ICDD referans kodu 00-044-1294 ile doğrulanmıştır (Sailer ve ark., 1993). Şekil 4.4’de XRD deseninde saf B’a ait 2θ açılarında yansıyan pikleri görülmektedir. Saf Bor’un XRD deseninde ICDD referans kodu 01-085-0409 ile doğrulanmıştır (Geist ve ark., 1970). Tüm başlangıç elementlerin kristal yapıda olduğu açıkça görülmektedir.



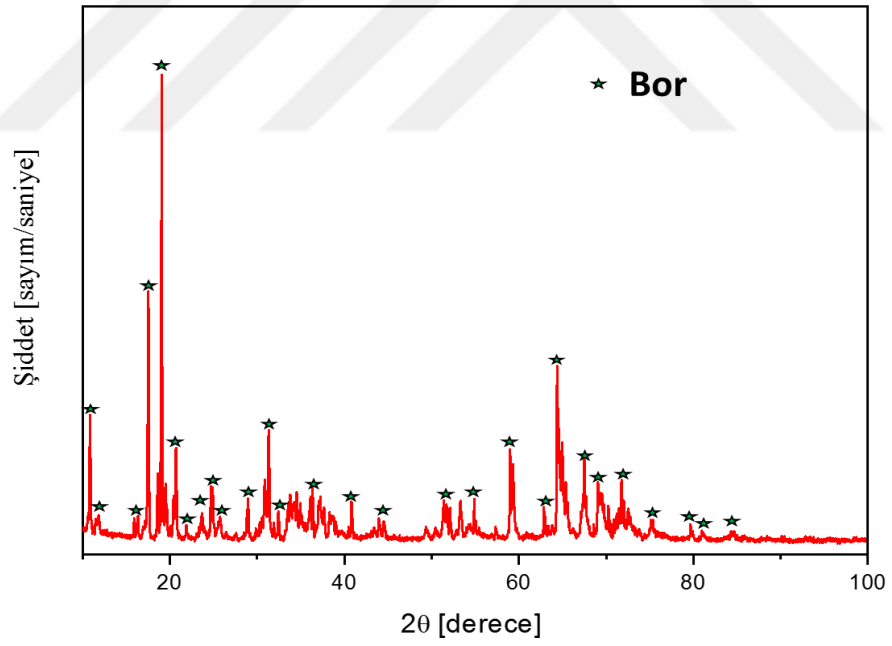
Şekil 4.1. Saf külçe alüminyumun XRD grafiği



Şekil 4.2. Saf Magnezyum XRD grafiği



Şekil 4.3. Saf Titanyum XRD grafiği



Şekil 4.4. Saf Bor XRD grafiği

4.1.1. Normal katılaştırma ile üretilen A grubu alaşımların incelenmesi

Normal katılaştırma ile alaşımların oluşumu üç aşamada gerçekleşmektedir. Bu aşamalar sırasıyla; alaşımı oluşturan elementlerin eriyerek homojen bir karışımın oluşması, homojen eriyiğin metal kalıba dökümü ve eriyiğin soğutularak katılaştırmanın sağlanması şeklindedir. Bu aşamaların birincisinde alaşımı oluşturan elementlerin erime sıcaklıkları birbirlerinden farklı olduğu için (Al: 660°C, Mg: 650°C, Ti: 1668°C ve B: 2076°C) tüm elementlerin eriyerek homojen hale geldiğinden emin olunmalıdır. İkinci aşamada ise eriyik halindeki karışımın dökümünün yapılacağı kalıbın ısı iletim katsayısının yüksek olması ve eriyiğin ısısının kolayca dışarı vermesinin sağlanması, son aşamada ise malzemenin istenen mikro yapıyı oluşturacak şekilde katılaştırmasının sağlanması gereklidir. Bu son aşamada eriyik katılaştırmaya başladığında önce çekirdeklenmenin oluşması ve daha sonra büyümenin başlaması gerekmektedir. Büyüme sırasında alaşımın mikro yapısını oluşturan fazlar oluşmaktadır. Çekirdeklenme ve büyüme eriyiğin tamamı katılaştırmaya kadar devam etmektedir. Alaşım katı hale geldikten sonra yapılacak analizlere göre istenilen boyut ve şekillere getirilerek incelenmektedir.

4.1.1.1. A grubu alaşımların XRD analiz sonuçları

Normal katılaştırma ile üretilen A grubu ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$) alaşımlarının mikro yapıları ve faz analizleri XRD ile incelenmiştir. Alaşımların faz tanımlamaları X'Pert High Score yazılımı, ICDD-PDF 2 kütüphanesi ve literatür ile karşılaştırılarak belirlenmiştir. Elde edilen alaşımlarda Bor oranının (%1, %2, %3 ve %4) artması ile oluşan ve değişen fazlar incelenmiştir. A grubu ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$) alaşımlarının XRD grafiği Şekil 4.5'de verilmiştir. Bu alaşımların XRD analizinde, kübik yapıda α -Al (ICDD Card No: 01-089-2837), hekzagonal yapıda β - Al_3Mg_2 (ICDD Card No: 00-001-1132), kübik yapıda $Al_{12}Mg_{17}$ (ICDD Card No:01-073-1148), tetragonal yapıda Al_3Ti (ICDD Card No: 03-065-4694) ve hekzagonal yapıda AlB_2 (ICDD Card No: 00-009-0154) intermetalik fazları gözlenmiştir. Şekil 4.5'de görüldüğü gibi, A grubunu oluşturan tüm alaşımlarda aynı fazlar gözlenmiştir. Bunun nedeni alaşımların aynı elementleri içermesinden ve element oranlarındaki değişikliğin faz yapısını etkilemeyecek şekilde olmasındandır. Bu alaşımlarda aynı fazların gözlenmesi, tüm alaşımların mikro yapılarının aynı olduğu anlamını ifade etmektedir. Saf Mg, Ti ve B elementlerinden yansıyan piklerin gözlenmemesi, bu elementlerin diğer elementlerle reaksiyona girerek bileşik oluşturmasındandır. Diğer taraftan Şekil 4.5'de açıkça görüldüğü gibi bu fazlar arasında α -Al fazından yansıyan pikler en şiddetlidir. Bunun

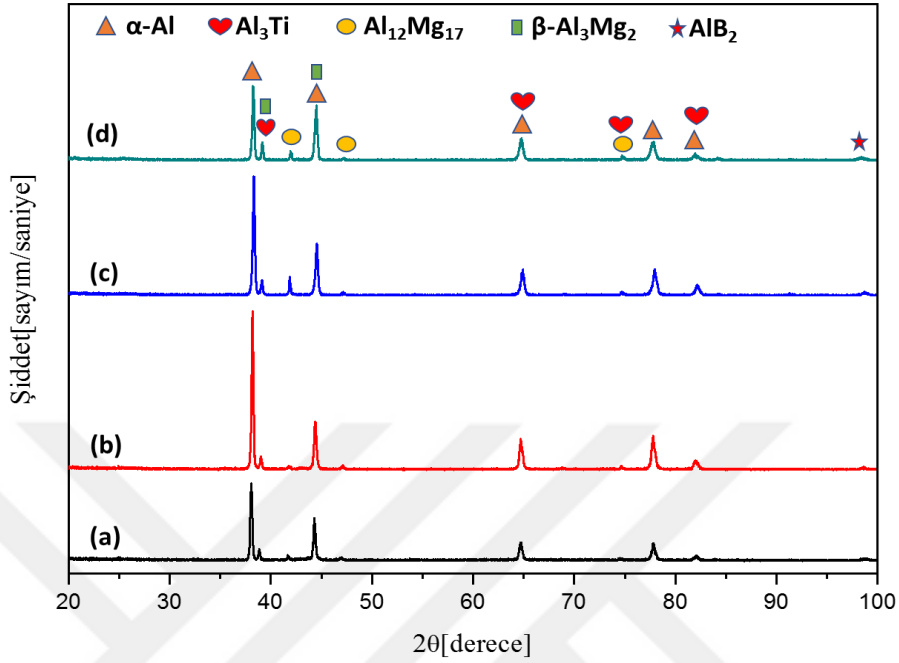
nedeni alaşım içerisindeki Al oranının en yüksek olmasındandır. Alaşımın mikroyapısını oluşturan fazları temsil eden piklerin; $2\theta = 38^\circ, 41^\circ, 44^\circ, 47^\circ, 65^\circ, 74^\circ, 77^\circ, 82^\circ$ ve 98° de yansıdağı tespit edilmiştir.

A grubunu oluşturan alaşımlarda gözlenen α -Al fazı, saf Al fazından farklıdır ve belli miktarda B, Mg ve Ti içermektedir. Bazı durumlarda α -Al fazı, α -Al (Mg, Ti, B) şeklinde de ifade edilebilmektedir. Literatürde benzer sonuçlar bulunmaktadır (Bu ve ark., 2013; Huashun ve ark., 2004). Diğer taraftan şekil 4.5’de görüldüğü gibi XRD sonuçlarının en şiddetli pikin α -Al fazından yansması alaşımın mikro yapısındaki α -Al fazının hacim oranının en büyük olduğuna göstermektedir.

Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımların mikro yapılarında gözlenen α -Al, β - Al_3Mg_2 , $Al_{12}Mg_{17}$, Al_3Ti ve AlB_2 intermetalik fazları kristal yapıdadır ve bu fazlar Al ile Mg, Ti ve B ikili faz diyagramları ile uyum içindedir. şekil 4.5’ de görüldüğü gibi, A grubunu oluşturan alaşımlarda Mg ve Ti oranları sabittir ve Al oranının azalması ile bor konsantrasyonu artmakta ve bu artış α -Al intermetalik fazına ait piklerin şiddetleri az da olsa bir azalmaya neden olmaktadır. Bu azalmanın nedeni, atomik yarıçapı daha küçük olan B (atomik yarıçap) elementinin Al (atomik yarıçap) içerisinde çözünmüş olmasdır. Bor elementinin Al içerisindeki oranının artması, fcc-Al fazının kafes yapısının genişlemesine neden olmaktadır. Bunun yanı sıra, B oranının artması, bor içeren herhangi yeni bir pik oluşumuna neden olmamış ancak AlB_2 intermetalik fazının şiddetinde nispi bir artışa neden olmuştur.

Bor metal elementi Al ile birleşerek AlB_2 gibi intermetalik alüminyum borür fazını oluşturmuştur. Bu faz malzemelerin mikro yapısında tane inceltici özellik gösteren ve malzemenin başta mekaniksel özellikler olmak üzere bazı özelliklerini etkileyen bir öneme sahiptir. Alaşım içerisinde metalik borürler mekanik özelliklerde sünekliği azaltıcı etkileri bulunmaktadır. Magnezyum genellikle alüminyum esaslı alaşımlarda sertlik ve sünekliği arttırmak için kullanılmaktadır. Literatürde dayanımı yüksek Al-Si alaşımına (% 0.1, 1, 2, 3, 5 ve 10) titanyum eklenip ve ısıı işlem sonrası mekanik dayanımı arttırdığı tespit edilmiştir (Zeren ve ark., 2008). Alaşımların üretilmesinde katılaşma hızı fazların boyutsal olarak düzgün bir şekilde oluşmasını sağlamaktadır. Düşük katılaşma hızlarında intermetalik fazların boyutlarında büyüme meydana getirmektedir. Literatürde yapılan benzer çalışmada intermetalik fazların meydana geldiği mikroyapılarda XRD sonuçlarına göre genel olarak alüminyum oranın yüksek olduğunu belirtilmiştir (Birol, 1998). Bu tez çalışmasında elde

edilen A grubu alaşımlarda intermetalik faz oluşumunun sağlanması elementel konsantrasyonun kontrolü ve oluşan fazların özellikleri hedeflenen mikro yapı başarı ile sonuçlanmıştır.

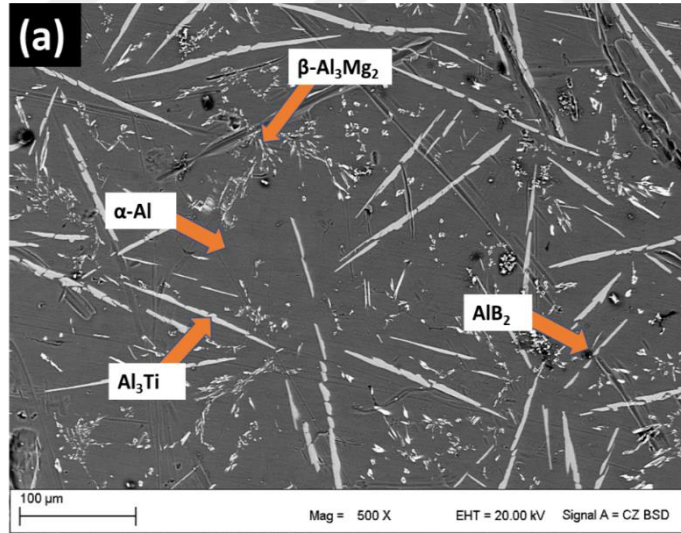


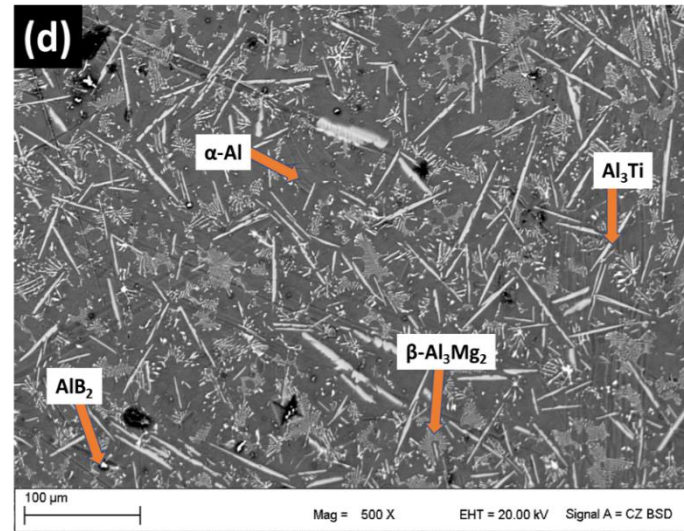
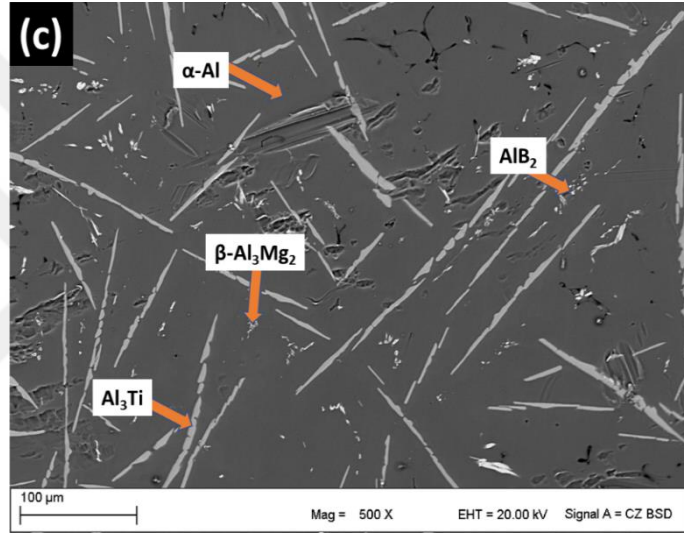
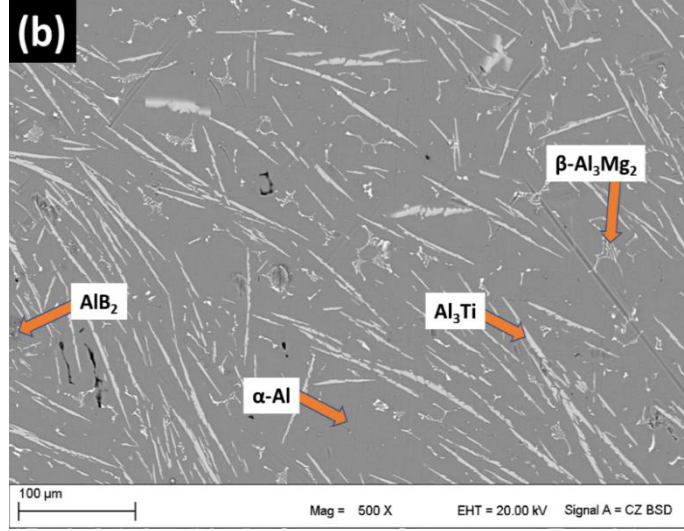
Şekil 4.5. Normal katılaştırma ile üretilen A grubu alaşımların XRD grafiği: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$

4.1.1.2. A grubu alaşımların SEM ve OM analiz sonuçları

Normal katılaştırma ile üretilen A grubu ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$) alaşımlarının morfolojik yapıları SEM ve OM ile incelendi. Alaşımların SEM görüntüleri Şekil 4.6(a-d)'da görülmektedir. Tüm alaşımların SEM görüntüleri 500x kat büyütme ile alınmıştır. Bu alaşımların SEM fotoğraflarında görüldüğü gibi mikro yapıda en belirgin faz beyaz çubuksu yapılardır. Bunun yanında koyu renkli temel alan ve gri renkli dentritik yapı ve oldukça az miktarda noktamsı veya küçük kırıksı yapılarda görülmektedir. SEM fotoğrafında gözlenen bu yapılar farklı fazlara karşılık gelmekte ve bu sonuç XRD sonuçları ile uyum içindedir. Şekil 4.6'da SEM görüntülerinde alaşımların mikro yapısını oluşturan fazların morfolojik görüntüsünün hangi fazlara ait olduğu işaretlenerek belirtilmiştir. Alaşımların mikro yapısında bulunan koyu renkli temel alan α -Al fazına, beyaz çubuksu yapıların Al_3Ti fazına, gri renkli yapının β - Al_3Mg_2 , $Al_{12}Mg_{17}$ fazına ve noktamsı küçük kırıksı yapılarında AlB_2 fazlarına ait olduğu EDX analizleri ile tespit edilmiştir. Alaşım morfolojisinin çubuksu yapılardan oluşması, katılma hızının yüksek ve katılmanın tek yönlü olduğunu göstermektedir. Daha önce yapılan bir çalışmada benzer yöntemle üretilen Al-Mg-Ti alaşımlarında çubuksu fazlar tespit edilmiştir (Huashun ve ark.,

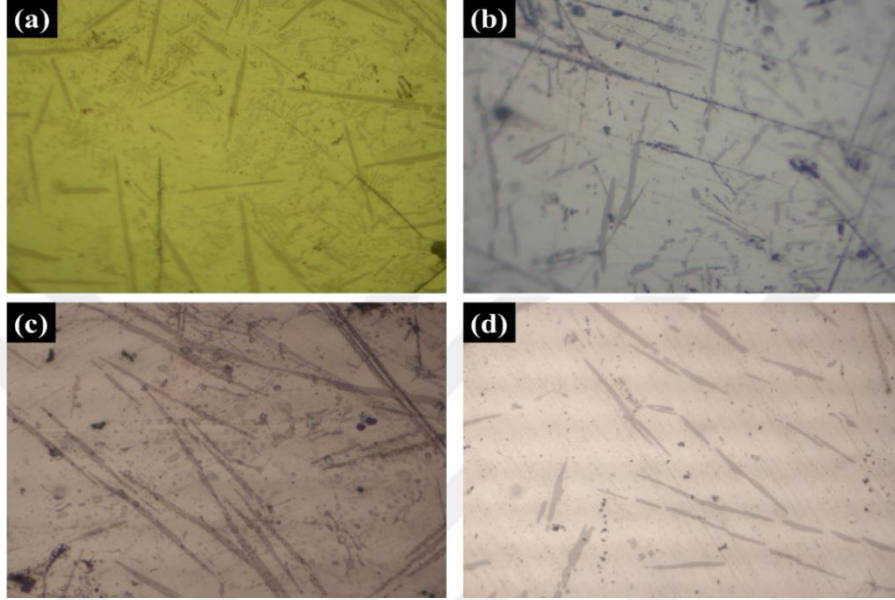
2004). Diğer taraftan Şekil 4.6' da görüldüğü gibi $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının morfolojik yapısının oluşturan parçacıkların boyutu, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımındaki parçacıkların boyutundan daha küçüktür. Bu sonuç alaşımdaki tane boyutunun küçülmesine bor oranının artmasının neden olduğu düşünülmektedir. Bu sonuç bor oranının artışı alaşımın mikro yapısında tane inceltici etkiye neden olduğunu doğrulamıştır. Bu çalışmada elde edilen sonuçlar daha önceki çalışmalarla benzerlik göstermektedir (Çağlar ve ark., 2003). Diğer taraftan normal katılaştırma ile üretilen külçe alaşımların tane sınırları arasında boşluklu (porosity) yapılar oluşmuştur, bunun nedeni alaşımı oluşturan elementlerinin farklı ergime sıcaklıklarına sahip olmasından ve alaşımın oda sıcaklığında metal kalıpta soğutulmuş katılaşmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Başaran ve arkadaşları, yaptıkları çalışmada benzer sonuçlara ulaştıklarını rapor etmişlerdir (Başaranel ve ark., 2012). Alaşımın yüzeyinde oluşan bu boşluklar üretilen malzemenin kırılgan olmasına ve kristal kusur olarak tanımlanan malzeme içinde dislokasyonların oluşmasına neden olmaktadır. Xu-Guang An ve arkadaşları, yaptıkları çalışmada benzer sonuçlara ulaştıklarını rapor etmişlerdir (An ve ark., 2016). Bu alaşımların çekme testi sonuçlarında da gevrek kırılma meydana gelmiştir. SEM sonuçlarında tespit edilen boşluklu (porosity) yapılardan kaynaklandığı ve çekme testi sonuçları ile uyumlu olduğu görülmektedir.





Şekil 4.6. A grubu alaşımlarının SEM görüntüleri: (a) $\text{Al}_{92}\text{Mg}_5\text{Ti}_2\text{B}_1$, (b) $\text{Al}_{91}\text{Mg}_5\text{Ti}_2\text{B}_2$, (c) $\text{Al}_{90}\text{Mg}_5\text{Ti}_2\text{B}_3$ ve (d) $\text{Al}_{89}\text{Mg}_5\text{Ti}_2\text{B}_4$

Normal katılaştırma ile üretilen A grubu alaşımların ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$) OM görüntüleri Şekil 4.7’de görülmektedir. Bu alaşımların SEM görüntülerinde tespit edilen α -Al, Al_3Ti , β - Al_3Mg_2 , $Al_{12}Mg_{17}$ ve AlB_2 fazlar aynı şekilde OM görüntülerinde de görülmektedir. OM görüntülerinde alaşımların mikro yapısını oluşturan fazların morfolojik görüntüleri SEM sonuçları ile uyum içindedir.



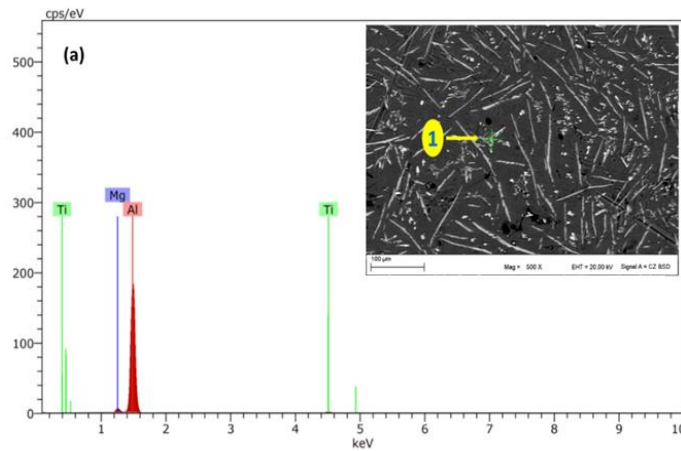
Şekil 4.7. A grubu alaşımlarının OM görüntüleri: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$

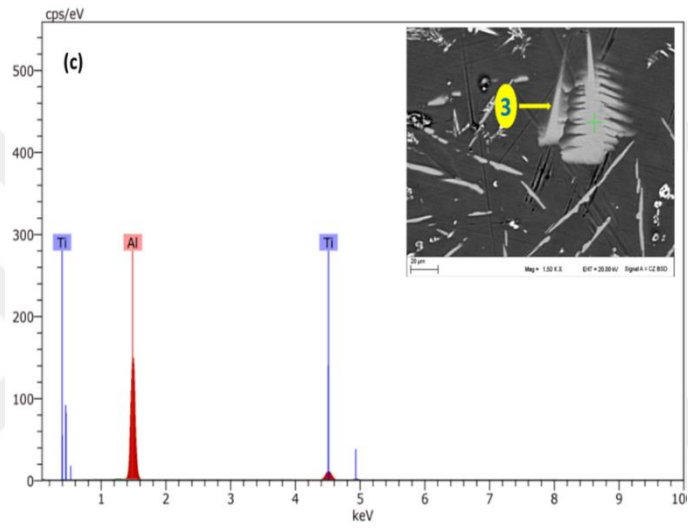
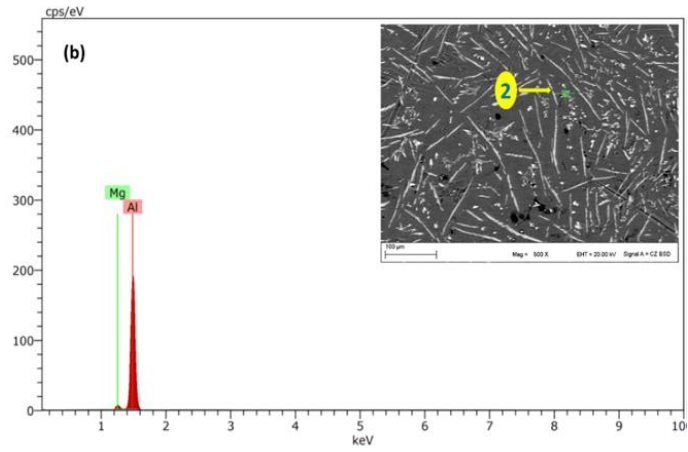
4.1.1.3. A grubu alaşımların EDX analiz sonuçları

Malzemelerin homojen bir şekilde üretilmesi üretimin önemli bir kısmını oluşturmaktadır. Üretim tekniklerinin birçoğunda, üretilecek alaşımların kompozisyonunun homojenliğinin sağlanması istenilmektedir. Normal katılaştırma tekniğinde metaller sıcaklıkla eritilerek homojen yeni bir metal elde edilmeye çalışılır. Bu nedenle elde edilen alaşımların kompozisyonunun homojen olması önemlidir. Bundan dolayı ilk olarak stokiometrik olarak hesaplanan kompozisyon oranlarında bazı küçük sapmalar oluşabilir bu durum genelde yaşanılmaktadır. Çünkü erime sıcaklıkları birbirinden farklı olan metallerde erime ve buharlaşma sıcaklıkları birbirinden uzak olabilir. Bu tez çalışmasında üretimi hedeflenen alaşımları oluşturan; (Al: 660°C, Mg: 650°C, Ti: 1668°C ve B: 2076°C) elementleri için bu durumda söz konusudur. Ancak çalışmamızda, erime sıcaklıkları yüksek olan elementlerin alaşımdaki yüzdelik oranları düşüktür.

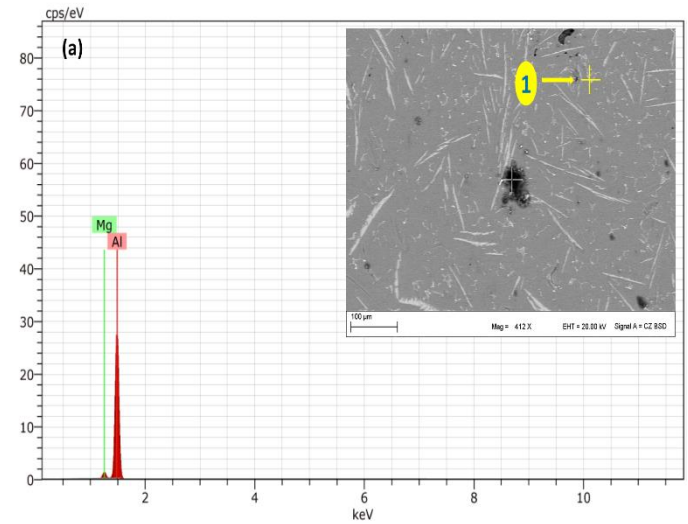
Normal katılaştırma yönteminde saf elementsel külçeler ısıtma işlemi sonrası yeterli sıcaklığa ulaşınca eriyerek sıvı hale geçmekte ve bu durumda birbirleri ile kimyasal olarak reaksiyona girerek atomik boyutta birbirleri içinde çözünerek yeni alaşımlar oluşmaktadır. Belirlenen kompozisyon oranlarında homojen bir alaşımın elde edilmesi zordur. Alaşımın kompozisyonunun homojenliğin belirlenmesi de bu kapsamda önem arz etmektedir. Alaşımların nitel ve nicel kompozisyonlarının belirlenmesinde EDX (Energy Dispersive X-ray) analiz cihazı ile yapılmaktadır.

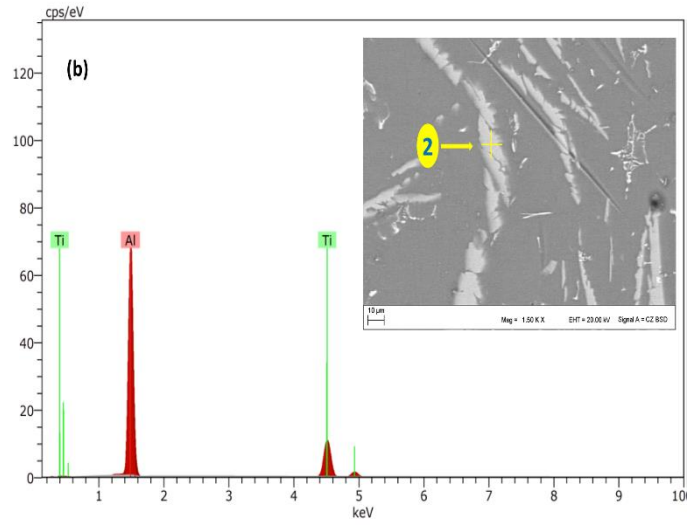
Normal katılaştırma ile üretilen A grubu ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$) alaşımların elementsel kimyasal kompozisyonunun dağılımı ve faz yapılarının tayini için EDX analizi kullanılmıştır. A grubu alaşımların mikro yapısını oluşturan fazların daha detaylı analizi için noktasal ve alan taramalı haritalama (mapping) EDX analizleri yapılmış ve sonuçlar Şekil 4.8-4.11’de verilmiştir. Noktasal EDX analizi sonucunda, SEM fotoğraflarında görülen çubuksu yapıların alüminyum ile titanyum katı çözelti fazlarına ait olduğu tespit edilmiştir. A grubunda bulunan tüm alaşımlar için noktasal EDX yapılmıştır. Şekil 4.8b’de 3 numara ile belirlenen çubuksu bölgeden alınan EDX sonuçlarında Al ve Ti tespit edilmiştir. Bu sonuç çubuksu yapıların Al_3Ti fazı olduğunu doğrulamaktadır. Şekil 4.8’deki koyu renkli bölgelerin ise intermetalik α -Al fazını ve dentritik yapının β - Al_3Mg_2 fazına ait olduğu belirlenmiştir. Aynı şekilde noktamsı ve kırksı yapıların AlB_2 fazına ait olduğu EDX analizinde görülmektedir. Bu sonuçlar Şekil 4.5’deki XRD sonuçlarında tespit edilen fazlar ile uyumludur. Ayrıca Şekil 4.12’de görüldüğü gibi A grubu alaşımların EDX haritalama (mapping) analizi sonuçları alaşımların kimyasal dağılımının homojen olduğu göstermektedir.



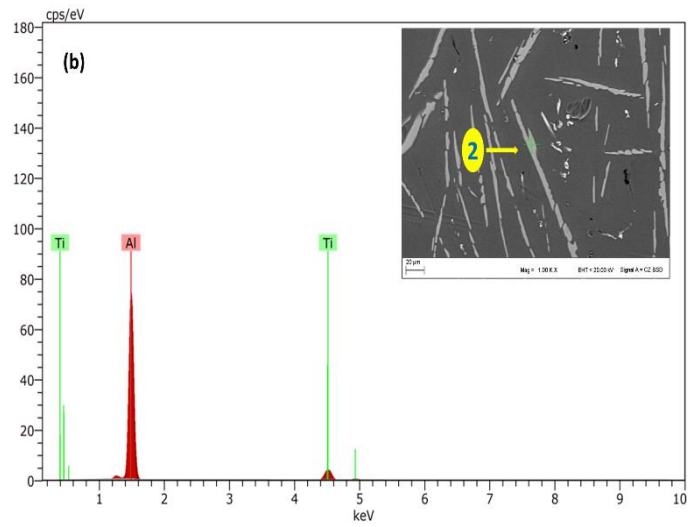
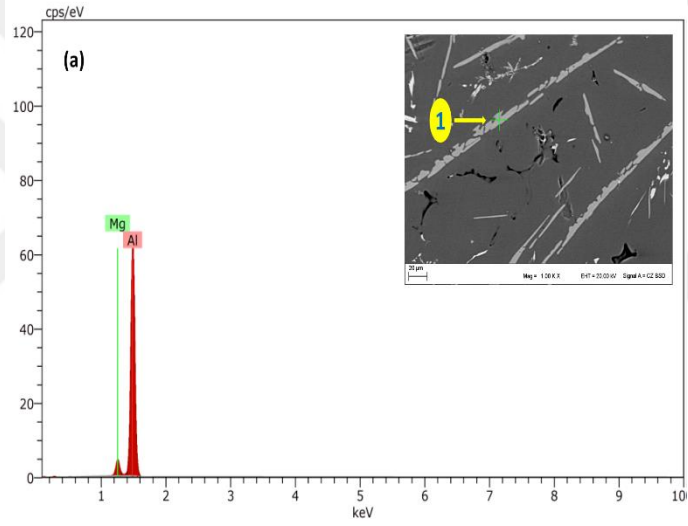


Şekil 4.8. $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları

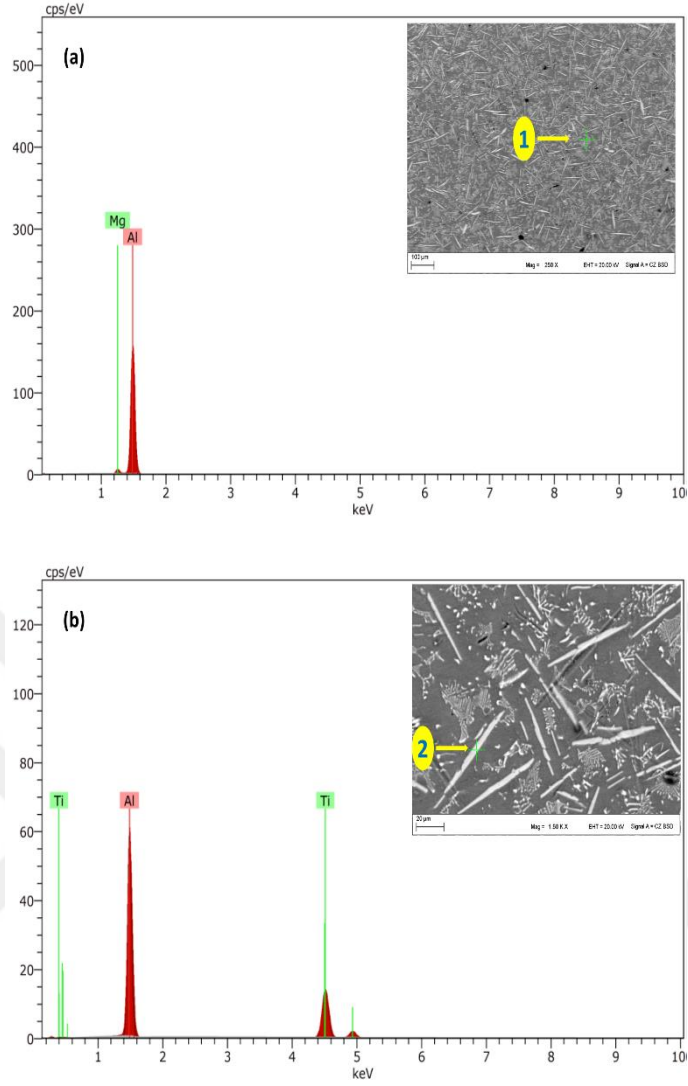




Şekil 4.9. $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları



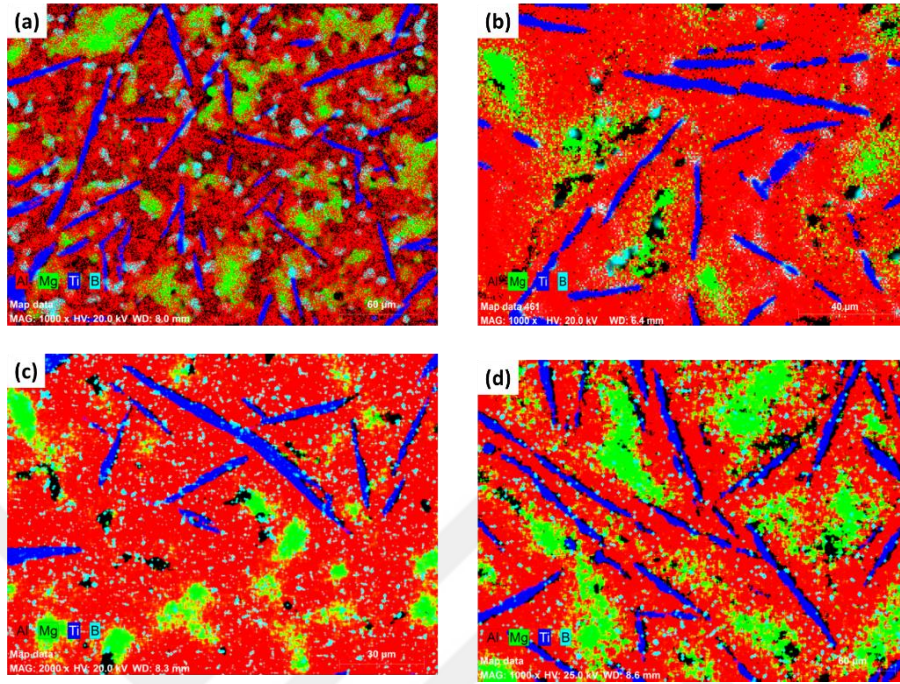
Şekil 4.10. $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları



Şekil 4.11. $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları

Normal katılaştırma ile üretilen A grubu ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$) alaşımlarını oluşturan elementlerin erime sıcaklıkları birbirinden farklı olduğu için, üretilen alaşımın homojen olması ve başlangıç kompozisyonuna ile uyumlu olması önemlidir. Bunun için normal katılaştırma ile üretilen alaşımların alan taramalı haritalama (mapping) EDX analizleri yapılmış ve renkli haritalandırma sonuçları Şekil 12’de verilmiştir. Şekil 12’de alaşımı oluşturan elementlerin her biri farklı renklerde gösterilmektedir; alüminyum kırmızı, magnezyum yeşil, titanyum lacivert ve bor turkuaz renkleri ile temsil edilmiştir. Bu sonuçlara göre üretilen alaşımın kompozisyonunun başlangıç kompozisyonu ile uyumlu ve dağılımın homojen olduğu görülmüştür. Farklı erime sıcaklığına sahip elementlerle alaşımları külçeler halinde, homojen ve başlangıç

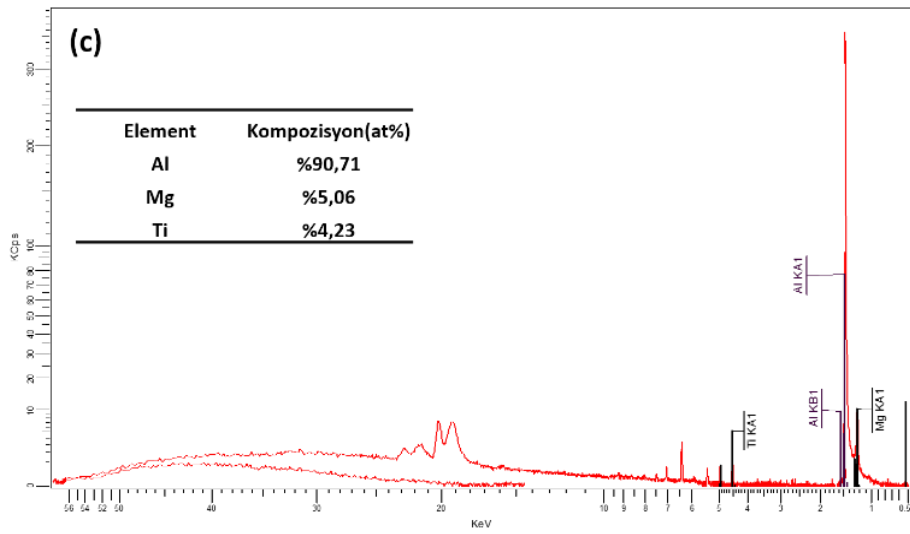
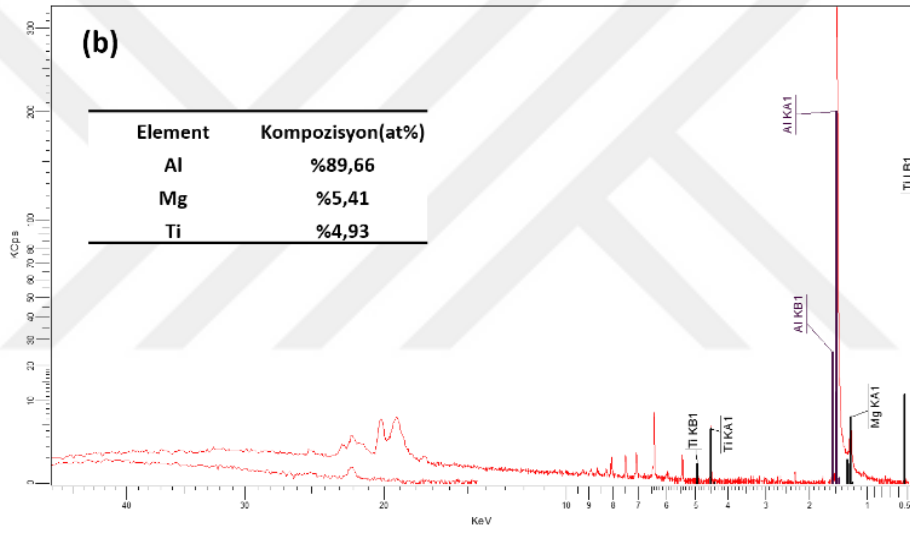
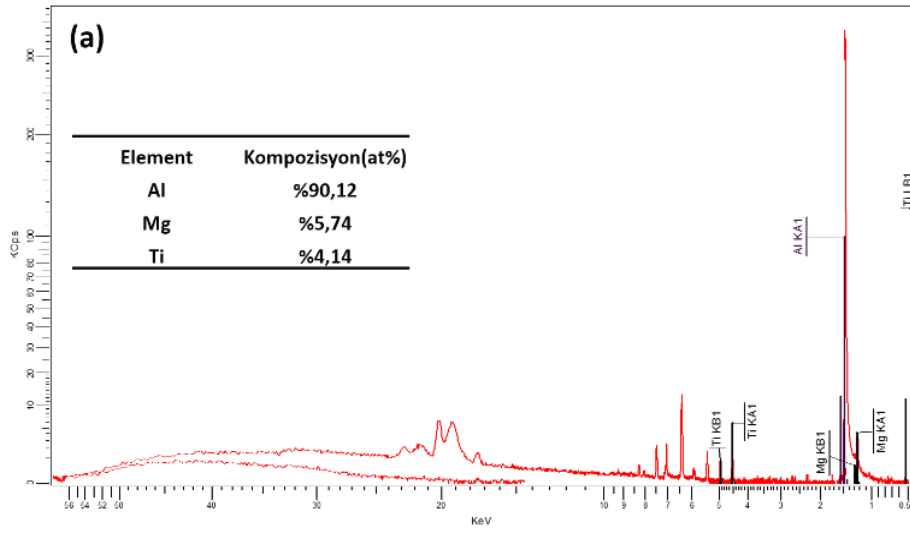
kompozisyonuna uygun bir şekilde üretmek için normal katılaştırma metodu uygun bir teknik olduğu tespit edilmiştir.

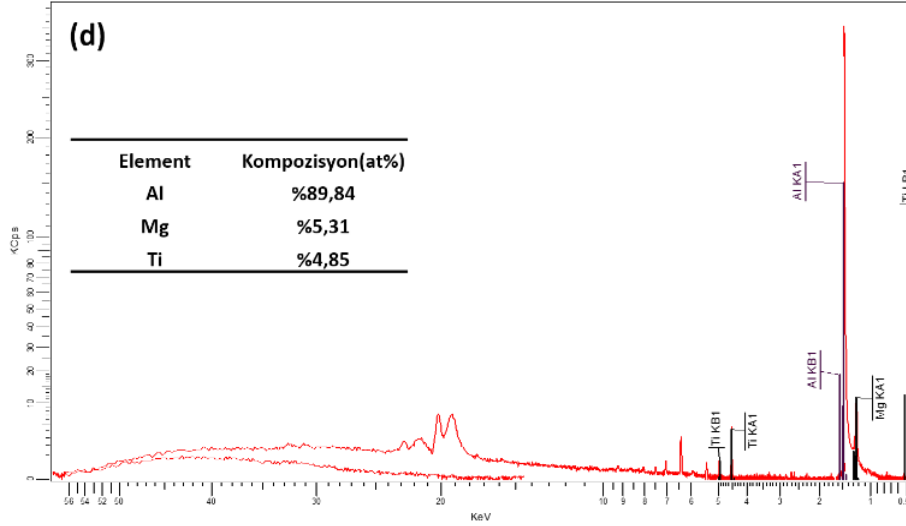


Şekil 4.12. A grubu alaşımlarının renkli haritalandırılmış EDX analiz sonuçları: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$

4.1.1.4. A grubu alaşımların XRF analiz sonuçları

Normal katılaştırma ile üretilen A grubu ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$) alaşımlarının başlangıç elementlerinin atomik konsantrasyonlarına göre nominal olarak hesaplanan elementsel kompozisyonun üretim sonrasında alaşımın içerisinde bulunan nitel ve nicel elementsel kompozisyonu doğrulamak için XRF analizi yapılmıştır. Metal malzemelerde nitel ve nicel olarak kimyasal içeriğin belirlenmesinde XRF analizi yapılmıştır. Bu alaşımı oluşturan elementlerinin yoğunlukları düşük ve erime sıcaklıkları birbirinden farklı olmaları nedeniyle üretimin zor olmasını beraberinde getirmektedir. Erime sıcaklıkları farklı olan elementlerden oluşan alaşımların üretimi sonrası elementsel kayıp yaşanması genelde karşılaşılan durumdur. Şekil 4.13(a-d)'de A grubu alaşımlarının XRF sonuçları verilmiştir. XRF sonuçları incelendiğinde alaşımı oluşturan elementlerin Al, Mg ve Ti elementleri tespit edilebilmiştir. XRF analizinde B elementinin tespit edilememiştir. Bunun nedeni Bruker S8 Tiger marka XRF spektroskopisi analiz cihazında Quant Express yarı kantitatif genel analiz metodunun olması ve alaşımda yüzdelik olarak B miktarının az olmasıdır. Şekil 4.13 incelendiğinde alaşımı oluşturan elementlerinin atomik kompozisyonlarının deneysel hesaplamayla yaklaşık olarak benzer olduğu görülmektedir.





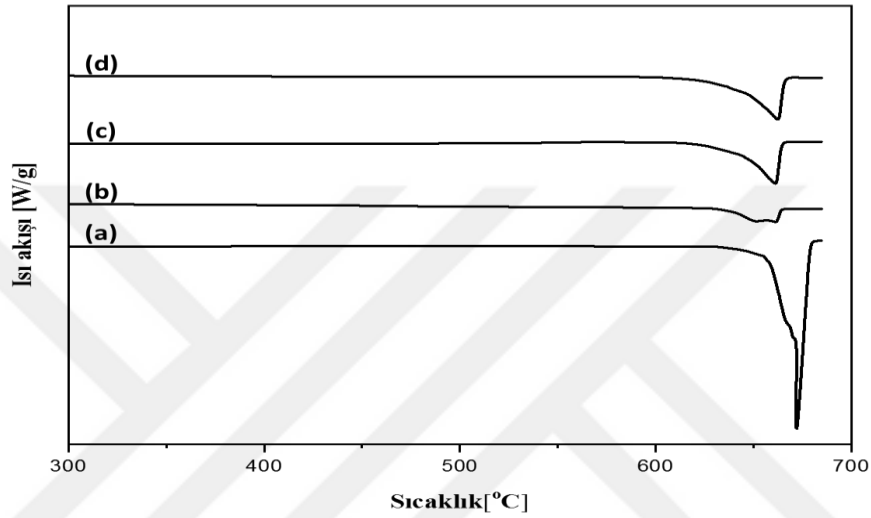
Şekil 4.13. (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımlarının XRF analiz sonuçları

4.1.1.5. A grubu alaşımların DSC analiz sonuçları

Tez çalışması kapsamında üretilen alaşımların ısıl davranışlarını anlayabilmek için alaşımlar DSC ile incelenmiştir. A grubu ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$) alaşımlarının DSC analizi sonuçları Şekil 4.14’de görülmektedir. Alaşımlar Perkin Elmer DSC analiz cihazı ile 300°C ile 700°C arasında ve 50 °C/dak sıcaklık artışıyla incelenmiştir. DSC analizinde, alaşımlarda ısıl işlem sırasında oluşabilecek kristalleşme piki, erime piki, faz dönüşüm piki veya camsı geçiş gibi endotermik ve ekzotermik piklerin oluşumu incelenmiştir. Bu piklerin gözlenmesi ve gözlendiği sıcaklık aralığı o malzemenin ısıl özellikleri hakkında ve hatta mikro yapıları hakkında önemli bilgiler verir. A grubu alaşımların DSC analiz sonuçları (Şekil 4.14) incelendiğinde sadece 660°C’de bir endotermik pik gözlenmiştir. Herhangi bir kristalleşme, camsı geçiş ve faz dönüşümü temsil eden endotermik veya ekzotermik pik gözlenmemiştir. 660°C’ de gözlenen endotermik pik alüminyumun erime sıcaklığına karşılık gelmektedir. Dolayısıyla bu endotermik pikin alüminyumun erimesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Alaşımdaki Al oranının yüksek olması ve mikro yapıda α -Al fazı gözlenmesinden dolayı bu beklenen bir sonuçtur. DSC analiz sonuçları incelendiğinde, alaşımı oluşturan diğer elementlerden yansıyan veya alaşımın mikro yapısını oluşturan Al_3Ti , β - Al_3Mg_2 , $Al_{12}Mg_{17}$ ve AlB_2 gibi intermetalik fazları temsil eden herhangi bir pik gözlenmemiştir. Bunun nedeni alaşımın mikro yapısını oluşturan intermetalik fazların erime sıcaklığının 700 °C’den daha yüksek olmasıdır (Handbook, 1992). Diğer taraftan alaşımdaki bor oranının artması ile 660°C civarında gözlenen ve α -Al fazının erimesine karşılık gelen endotermik piklerinin şiddetlerinde

giderek bir azalma olduğu tespit edilmiştir. Bunun nedeni B oranının artması ile mikro yapıdaki AlB_2 fazının hacimsel oranı α -Al fazında artması olarak düşünülmüştür. Şekil 4.6(a-d) SEM sonuçları da bunu doğrulamaktadır.

Bunlara ek olarak elde edilen alaşımın $660^\circ C$ 'ye kadar termal kararlılığının olması sanayide kullanım açısından önemlidir. Çünkü sanayide kullanılacak olan malzemelerin ısısal olarak davranışlarının bilinmesi nerelerde kullanılabileceği kararının verilmesinde büyük önemli arz etmektedir.

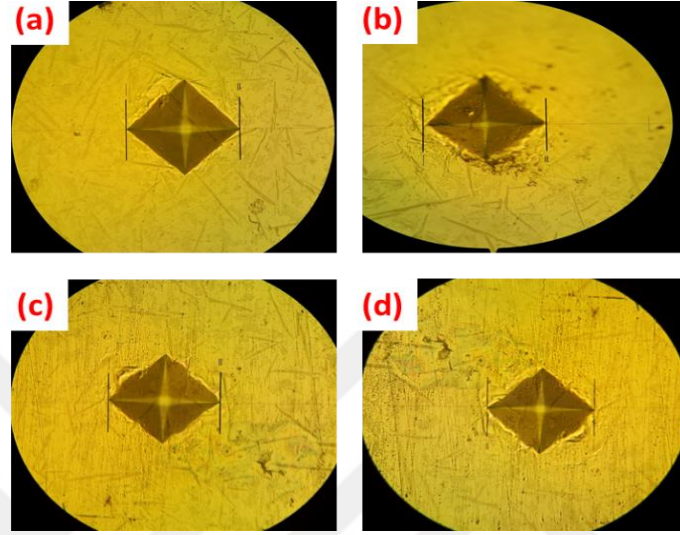


Şekil 4.14. Normal katılaştırma ile üretilen A grubu alaşımlarının DSC grafiği: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$

4.1.1.6. A grubu alaşımların mikrosertlik test sonuçları

Bu çalışmanın amacı yoğunlukları düşük elementlerle, hafif alaşımları külçe halinde üretmektir. Hafif alaşımlara olan ilginin asıl nedeni ise üstün mekanik özelliklerden dolayı geniş uygulama alanlarının olmasıdır. Bu nedenden dolayı üretilen alaşımların mekanik özelliklerinin bilinmesi önemlidir. Malzemelerin mekanik özellikleri belirlenmesinde genellikle mikro sertlik testi kullanılmaktadır. Bunun nedeni bu testlerin kolay olması, sonuçların güvenilir olması ve malzemenin diğer mekanik özellikleri hakkında genel bir bilgi vermesidir. Alaşımların mikro sertlik değerlerini ölçmek için, uygun numunenin seçilmesi ve ölçüme hazır hale getirilmesi ölçülen değerlerin güvenilirliği bakımından oldukça önemlidir. Bunun için, önce uygun miktarda numuneler alınarak, bu numuneler bakalite alınmış, zımparalama ve parlatma işlemleri de yapılarak ölçüme hazır hale getirilmiştir. Numunelerin mikro sertlik değerini ölçmek için yüzeye bir yük uygulanmış ve bu yükün yüzey üzerinde oluşturduğu iz ölçülerek mikro sertlik değeri hesaplanmıştır. Malzemenin mikro sertliği, bu izin büyüklüğü ile ters orantılıdır. Şekil 4.15(a-d)'de sırasıyla

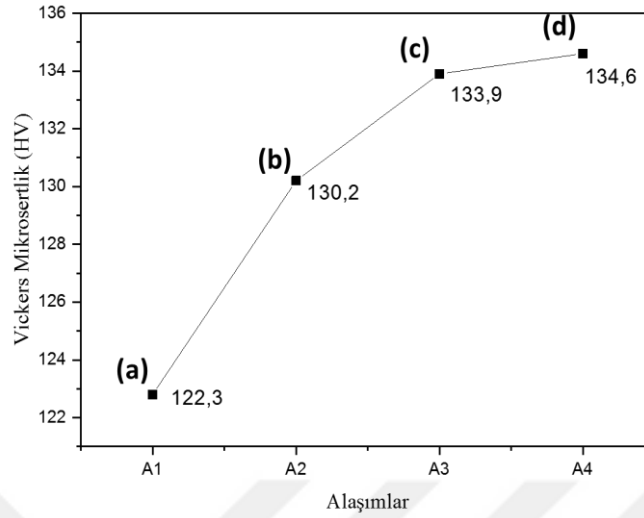
$Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımlarının mikro sertlik testi sonucu numunelerin yüzeylerinde oluşan izler görülmektedir. Şekil 4.15(a-d)'de görüldüğü gibi sertlik testi sonucu alaşımlarının yüzeyde oluşan izler oldukça düzgün ve simetriktir. Her numuneden en az on farklı yüzeyinden ölçümler alınmış ve bu değerlerin ortalaması alınarak Vickers mikrosertlik değerleri hesaplanmıştır.



Şekil 4.15. Mikrosertlik testi sonucu alaşımların yüzeyinde oluşan izlerin görünümü: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$

Şekil 4.16'da A grubu alaşımlarının: $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımlarının mikro sertlik değerleri verilmiştir. Şekil 4.16'da görüldüğü gibi $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımlarının mikro sertlik değerleri sırasıyla; $122,3 \pm 5$ HV, $130,2 \pm 11$ HV, $133,9 \pm 8$ HV ve $134,6 \pm 13$ HV olarak hesaplanmıştır. Elde edilen bu dörtlü alaşımlar arasında $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının mikro sertlik değerleri diğer alaşımların mikro sertlik değerinden daha yüksektir. Bu sonuçlara göre alaşım içindeki bor oranının artması, alaşımın mikro sertlik değerini artırmıştır. Bunun nedeni bor'un tane inceltici özellik göstermesi ve bu nedenle kristal boyutun ve fazların küçülmesi gibi etkiler olduğu düşünülmektedir. Bor oranının artmasıyla kristal boyutundaki düşüş gerilme enerjisini arttırarak malzemenin mikro sertlik değerinin artmıştır. Bunun yanı sıra alaşımların mikro sertliğinin artmasına etki eden faktörler arasında alaşımın katılaşması sırasında ısı kaybetmesi ile oluşan plastik deformasyon sertleşmesi ve alaşım içerisinde çözünen atomların oluşturduğu katı eriyik sertleşmesi gibi etkenler de vardır (Çağlar ve ark., 2003). Bu gibi etkenler dislokasyon hareketlerini engeller ve malzemenin daha sert olmasını sağlamaktadır (Prach ve ark., 2019). Bor elementinin tane inceltici özelliği daha önce yapılan çalışmada da rapor edilmiştir (Hekimoğlu ve ark., 2019). Diğer taraftan malzemelerin mikro

yapısının değişimi ile malzemenin mekanik özelliklerinde önemli değişimler olduğu bilinmektedir (Avar ve ark., 2019).



şekil 4.16. A grubu alaşımlarının Vickers mikrosertlik değerleri: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$

4.1.1.7. A grubu alaşımların çekme testi sonuçları

Normal katılaştırma ile üretilen A grubu ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$) alaşımlarının mekanik özelliklerini daha detaylı incelemek için çekme testi yapıldı. ASTM B557 M–10 standart şartlarına göre hazırlanan numunelerin, çekme testi oda sıcaklığında yapıldı. Çekme testi sonucunda numunelerin kopma bölgelerinin yapısı SEM görüntüleri alınarak incelendi. Çekme testinde alaşımların maksimum gerilme mukavemeti değeri hesaplandı. Sonuçlar izelge 4.1’de verilmiştir. A serisi alaşımların çekme testi sonucunda kopma bölgelerin SEM görüntüleri şekil 4.17’de verilmiştir. Çizelge 4.1’de görüldüğü gibi, A grubu alaşımlarının çekme mukavemeti bor oranı %2’ye artırıldığında 169,03 MPa ile maksimum değeri almıştır. B oranı %3 ve %4 olduğunda ise bu değerin azaldığı gözlenmiştir.

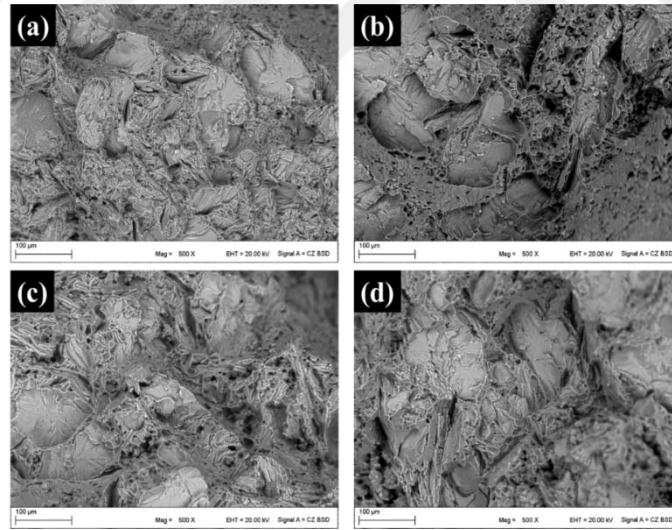
Normal katılaştırma ile üretilen alaşımların katılaşma safhasında oluşan mikro yapı değişimi mekanik özellikleri etkileyen parametredir. Alüminyum esaslı alaşımların içeriğinde magnezyum ve titanyum içeriğinin katkılandırılması mikro yapıda dentritik bir yapının meydana oluşturduğu bilinmektedir. Aynı şekilde bu tez çalışmasında üretilen A grubu alaşımlarda dentritik yapının oluştuğu alaşımların çekme testinde kopma yüzeyinden alınan taramalı elektron mikroskobu görüntülerinde tespit edilmiştir. Benzer çalışmalarda, dentritik yapıda oluşan uzamaların gerilme mukavemet değerlerinde azalma meydana

getirdiği belirtilmiştir (Osorio ve ark., 2006). Bunun sebebi olarak bor elementinin maksimum çözünlüğü ulaştığı ve çökelti oluşturduğu düşünölmektedir.

Çizelge 4.1. A serisi Alaşımların Çekme Testi mukavemet değerleri

Alaşımlar	Maksimum Çekme Mukavemeti (MPa)
$Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$	100,37
$Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$	169,03
$Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$	137,75
$Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$	127,86

şekil 4.17’de A grubu alaşımların kopma yüzeyi taramalı elektron mikroskobu görüntüleri verilmiştir. Bu alaşımların kopma yüzeylerinin SEM görüntüleri incelendiğinde, mikro yapı tane sınırları ve kopma sonrasında oluşan çukursu yapılar net bir şekilde görölmektedir. A grubu alaşımlarda dentritik mikroyapı meydana gelmiştir. Kopma bölgelerindeki, tane sınırlarındaki kopma görüntüleri incelendiğinde alaşımın gevrek bir kopma meydana geldiği düşünölmektedir.



şekil 4.17. A grubu alaşımlarının çekme testi sonucunda kopma bölgelerinin SEM görüntüleri: (a) $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, (b) $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, (c) $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$ ve (d) $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$

4.1.2. Normal katılaştırma ile üretilen B grubu alaşımların incelenmesi

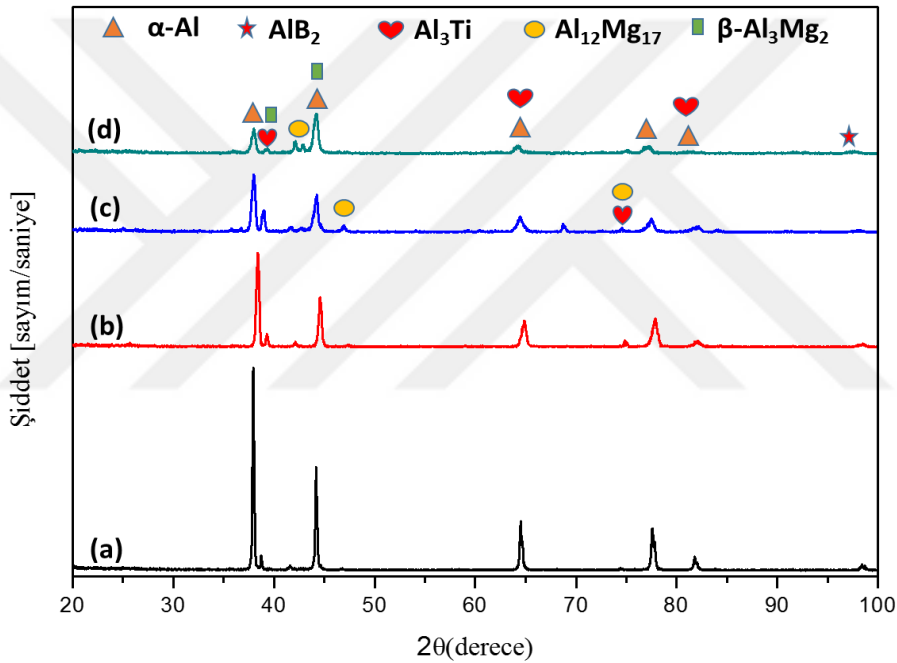
Tez çalışmasının bu kısmında B grubu ($Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$, $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$) dörütlü alaşımları normal katılaştırma yöntemi ile eritilip, metal kalıp içerisine eriyik alaşım döküm işlemi yapılarak üretimleri yapılmıştır. B grubu alaşımlarla, A grubu alaşımlar arasındaki fark; A grubunu oluşturan dört farklı alaşımda Mg ve Ti elementlerinin alaşım içindeki oranları %5 ve %2 alınmış ve bu oranlar sabit tutulmuş, Al oranı ise başlangıçta %92 alınmış ve sonraki alaşımlar için Al oranı 1% azaltılırken, başlangıçta %1 olarak alınan Bor oranı aynı oranda artırılmıştır. B grubunu oluşturan alaşımlarda ise Mg ve Ti elementlerinin alaşım içindeki oranı %10 ve %4 olarak alınmış ve bu oran diğer alaşımlar için sabit tutulmuştur Al oranı ise başlangıçta %85 alınmış ve diğer alaşımları için Al oranı %1 azaltılırken, başlangıçta %1 oranında alınan bor oranı aynı oranda artırılmıştır.

Daha sonra bu alaşımların mikroyapıları XRD, SEM, EDX, XRF, OM ile analiz edilmiştir. Alaşımların ısıl davranışları DSC ile, mekanik özellikleri çekme testi ve Vickers mikrosertlik testleri ile incelenmiştir. Ayrıca bu alaşımların yoğunlukları deneysel ve teorik olarak hesaplanmıştır. Tüm bu sonuçlar sırasıyla ve başlıklar halinde değerlendirilmiştir.

4.1.2.1. B grubu alaşımların XRD analiz sonuçları

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen B grubu ($Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$, $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$) alaşımların mikro yapı ve faz analizleri XRD ile incelenmiştir. Alaşımların fazlarının belirlenmesi için X'Pert High Score yazılımı, ICDD-PDF 2 kütüphanesi kullanılmıştır. Bu alaşımların XRD grafiği Şekil 4.18'de verilmiştir. Şekil 4.18'de görüldüğü gibi normal katılaştırma ile üretilen alaşımların mikro yapıları; kübik α -Al (ICDD Card No: 01-089-2837), hekzagonal β - Al_3Mg_2 (ICDD Card No: 00-001-1132), kübik yapıda $Al_{12}Mg_{17}$ (ICDD Card No:01-073-1148), tetragonal yapıda Al_3Ti (ICDD Card No: 03-065-4694) ve hekzagonal AlB_2 (ICDD Card No: 00-009-0154) kristal yapıları intermetalik fazlardan oluşmaktadır. Dört alaşımın mikroyapısının aynı fazlardan oluşmasının nedeni, tüm alaşımların aynı elementleri içermesindedir. B grubu alaşımların XRD incelemesinde gözlenen fazlar A grubu alaşımlarda gözlenen fazlar ile aynıdır. Bunun nedeni A ve B grubu alaşımların aynı elementlerden oluşması ve alaşımların kompozisyon farklarının faz yapısını etkileyecek nitelikte olmamasındandır. Alaşımda ana matrisini aşırı doymuş α -Al fazı oluşturmaktadır. Bunun anlamı, α -Al fazı denge durumundan daha fazla

miktarlarda B, Mg ve Ti içermektedir. Bu nedenle saf alüminyumdan farklı olarak α -Al fazı α -Al (Mg, Ti, B) şeklinde de ifade edilebilmektedir. B grubu alaşımlarda bor oranı %1 ve %2 olduğunda aynı pikler oluştururken bor oranı %3 olduğunda yeni bir hekzagonal β - Al_3Mg_2 fazı oluşmuştur. Diğer taraftan bor oranı %4 olduğunda α -Al fazının piklerinin şiddetinde de önemli bir düşüş gözlenmiştir. B grubu alaşımlarda, A grubu alaşımlardan farklı olarak magnezyum ve titanyum oranları iki katına çıkarılmasından dolayı alaşım içerisinde elementlerin çözünme oranları farklılık arz etmektedir. B grubu alaşımlarda magnezyum %10 ve titanyum %4 olduğundan mikro yapıda oluşan fazlar değişirse de XRD piklerinde şiddet farkları oluşmaktadır. Bunun nedeni α -Al fazında Mg ve Ti çözünürlüğünün artmasıdır.

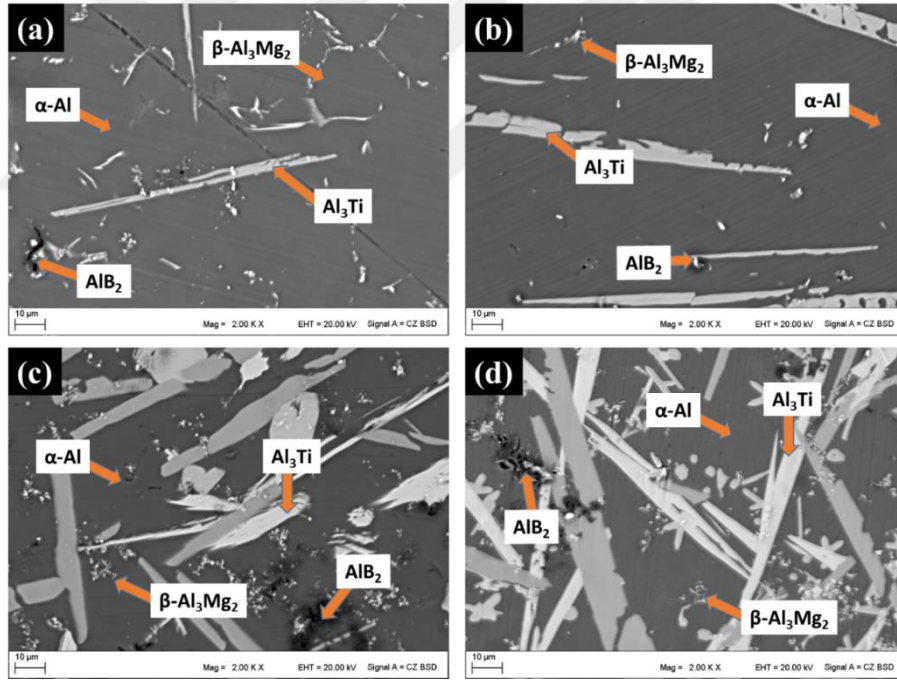


Şekil 4.18. Normal katılaştırma ile üretilen B grubu alaşımların XRD grafiği: (a) $\text{Al}_{85}\text{Mg}_{10}\text{Ti}_4\text{B}_1$, (b) $\text{Al}_{84}\text{Mg}_{10}\text{Ti}_4\text{B}_2$, (c) $\text{Al}_{83}\text{Mg}_{10}\text{Ti}_4\text{B}_3$ ve (d) $\text{Al}_{82}\text{Mg}_{10}\text{Ti}_4\text{B}_4$

4.1.2.2. B grubu alaşımların SEM ve OM analiz sonuçları

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen B grubu alaşımlarının morfolojik yapıları SEM ve OM ile incelenmiştir. Bu alaşımların SEM görüntüleri Şekil 4.19’da verilmiştir. Tüm alaşımların SEM görüntüleri 2000x kat büyütme ile alınmıştır. Bu alaşımların SEM fotoğraflarında görüldüğü gibi mikro yapıda en belirgin faz yapısı beyaz çubuksu yapılardır. Bunun yanında koyu renkli ana matris ve gri renkli çubuksu yapı ve oldukça az miktarda noktamsı veya küçük kırksı yapılarda görülmektedir. Şekil 4.19’da SEM görüntülerinde alaşımın mikro yapısını oluşturan fazların morfolojik görüntüsünün hangi fazlara ait olduğu

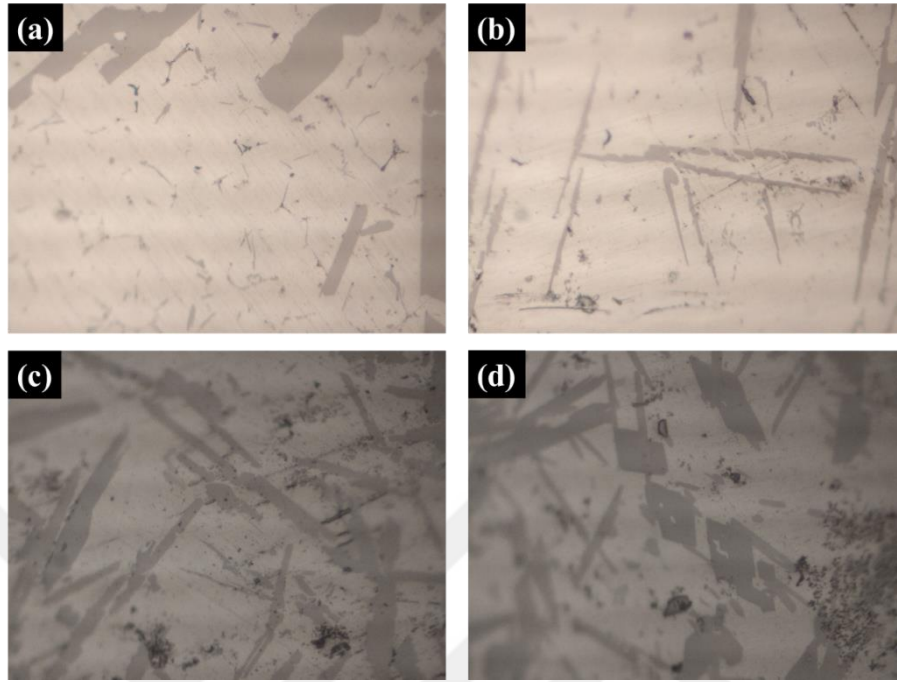
işaretlenerek belirtilmiştir. Alaşımlarda belirlen yapıardan, çubuksu yapıların Al_3Ti fazına, gri renkli dentritik yapının $\beta-Al_3Mg_2$ fazına, koyu renkli temel alan $\alpha-Al$ fazına ve noktamsı küçük kırıksı yapılarında AlB_2 fazına ait olduğu EDX analizleri ile tespit edilmiştir. Dolayısıyla bu alaşımların mikro yapısı A grubu alaşımlarda olduğu gibi; $\alpha-Al$, Al_3Ti , $\beta-Al_3Mg_2$, $Al_{12}Mg_{17}$ ve AlB_2 intermetalik fazlardan oluşmaktadır. B grubu alaşımlarda Mg ve Ti oranları A grubu alaşımlara göre iki katı olduğundan, alaşımların morfolojik özelliklerinde bulunan çubuksu ve noktamsı yapılar da kısmi artışlar görülmüştür diğer taraftan, B grubu alaşımlarda bor oranı arttıkça çubuksu yapıların boyutlarında artışlar meydana gelmektedir. SEM fotoğraflarında işaretlenen $\beta-Al_3Mg_2$ fazının kısmi dentritik yapıda olduğu görülmektedir. B grubu alaşımlarda Mg (%10) ve Ti (%6) oranında olması çubuksu faz yapılarında genişleme ve büyümeye neden olmuştur. Bunun nedeni alaşımda Al oranının en yüksek olması Mg ve Ti elementlerinin $\alpha-Al$ fazında çözünme miktarının artmış olmasıdır. XRD grafiklerinde de bu durum pik şiddetlerinin düşmesiyle gözlenmiştir Dolayısıyla SEM fotoğraflarında tespit edilen fazlar XRD sonuçları ile uyum içindedir.



Şekil 4.19. B grubu alaşımlarının SEM görüntüleri (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen B grubu alaşımların OM görüntüleri Şekil 4.20'de görülmektedir. Bu alaşımların OM fotoğraflarında gözlenen morfolojik yapı, SEM görüntülerinde tespit edilen fazların yapısı ile benzerlik göstermektedir. OM görüntülerinde alaşımı oluşturan başlangıç elementlerinin oda sıcaklığında soğutulmasıyla katılaşmanın

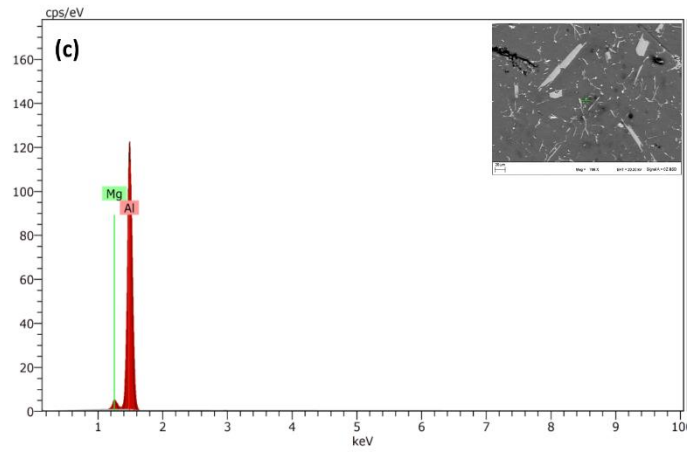
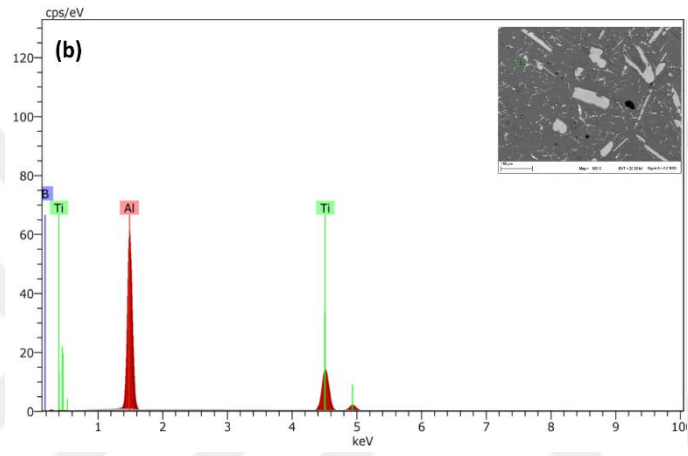
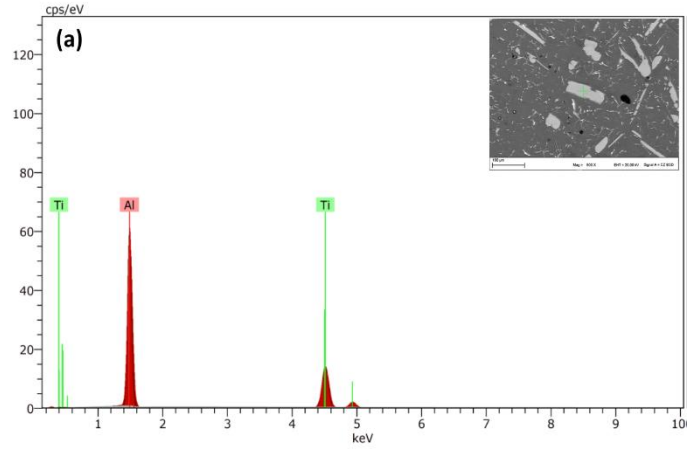
çubuksu yapıların olduğu açıkça görülmektedir. Bu duruma ek olarak alaşımların dağlama sonucunda α -Al fazında kırıksı ve dentritik yapılar ortaya çıkmıştır.



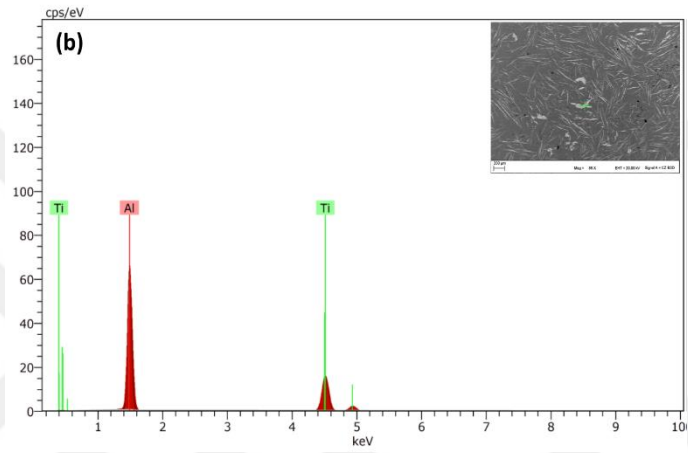
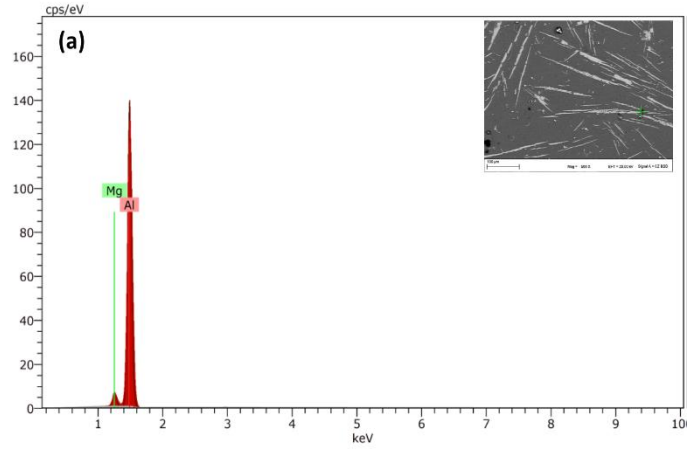
Şekil 4.20. B grubu alaşımlarının OM görüntüleri (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$

4.1.2.3. B grubu alaşımların EDX analiz sonuçları

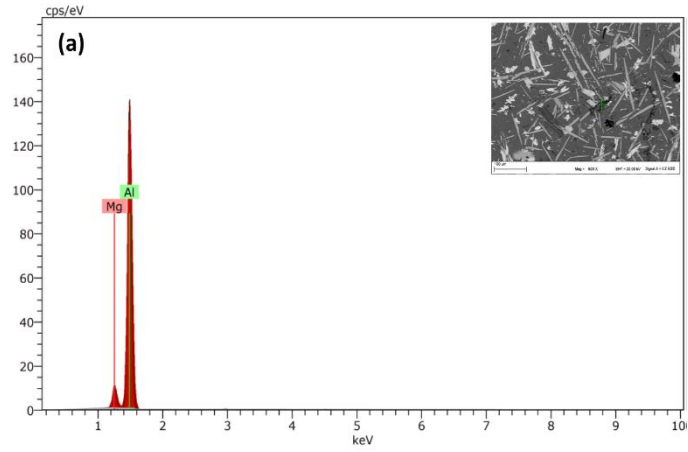
B grubu alaşımların morfolojik yapısında tespit edilen fazların detaylı analizi için noktasal ve alan taramalı haritalama(mapping) EDX analizleri yapılmış ve sonuçlar Şekil 4.21-4.24’de verilmiştir. Noktasal EDX analizi sonucunda, Alaşımlarda çubuksu yapıların alüminyum ile titanyum içerdiği ve dolayısıyla çubuksu yapıların Al_3Ti fazı olduğu teyit edilmiştir. Şekil 4.21-4.24’de EDX sonuçlarında koyu renkli bölgelerin ise α -Al fazı ve dentritik yapının β - Al_3Mg_2 intermetalik fazına ait olduğu belirlenmiştir. Aynı şekilde noktamsı ve kırıksı yapıların AlB_2 fazına ait olduğu EDX analizinde tespit edilmiştir. Bu sonuçlar Şekil 4.18’deki XRD analizinde belirlenen fazlar ile uyumludur. B grubu alaşımlarda Al, Mg ve Ti oranları sabit tutularak bor miktarı (%1, %2, %3 ve %4) olarak değiştirilmiştir. EDX analizlerinde bor miktarının belirlenmemesi nedeniyle kimyasal kompozisyonda nitel bor oranı verilmemiştir. Ancak nicel olarak bor elementinin olduğu belirlenmiştir.

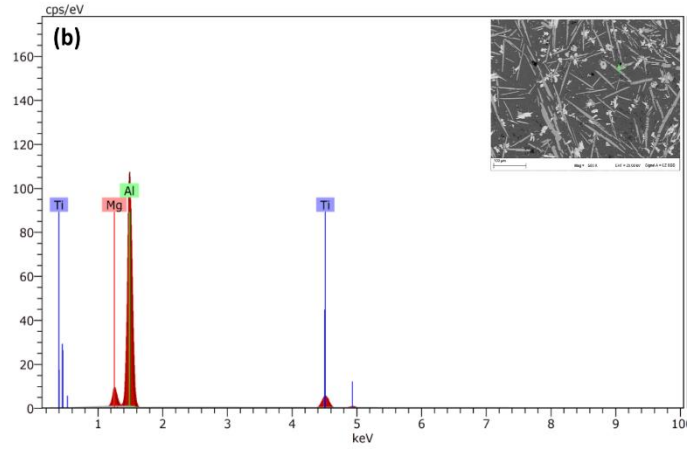


Şekil 4.21. $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları

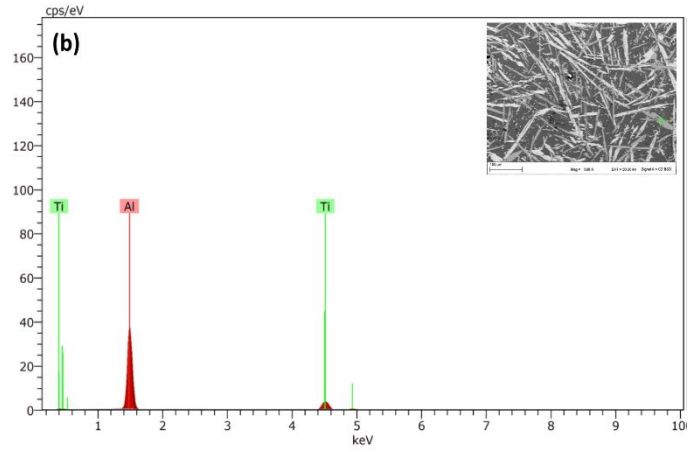
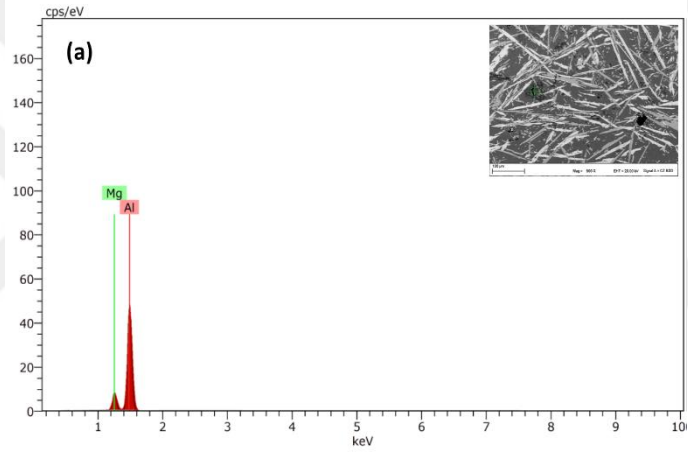


Şekil 4.22. $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları





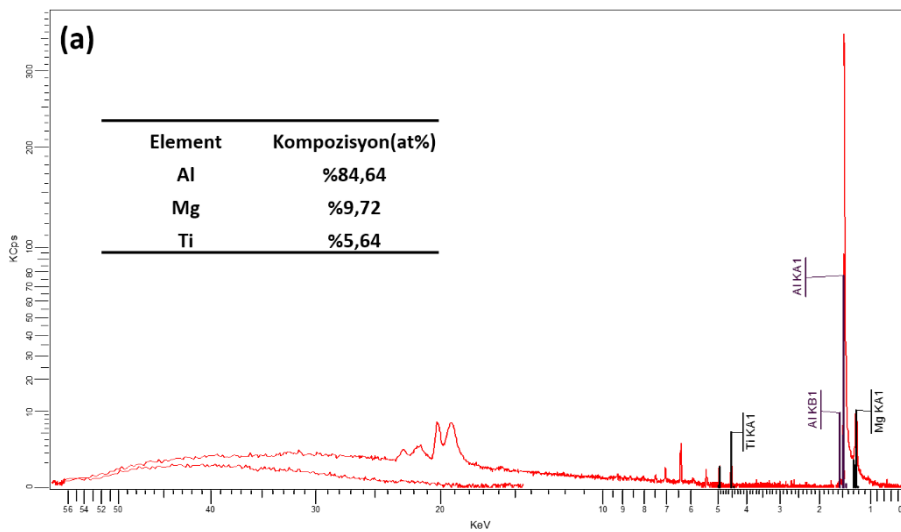
Şekil 4.23. $\text{Al}_{83}\text{Mg}_{10}\text{Ti}_4\text{B}_3$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları

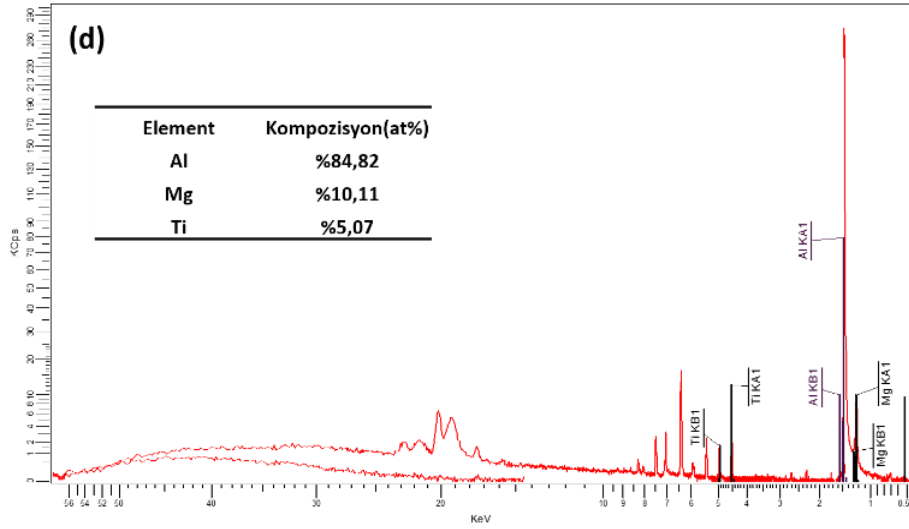
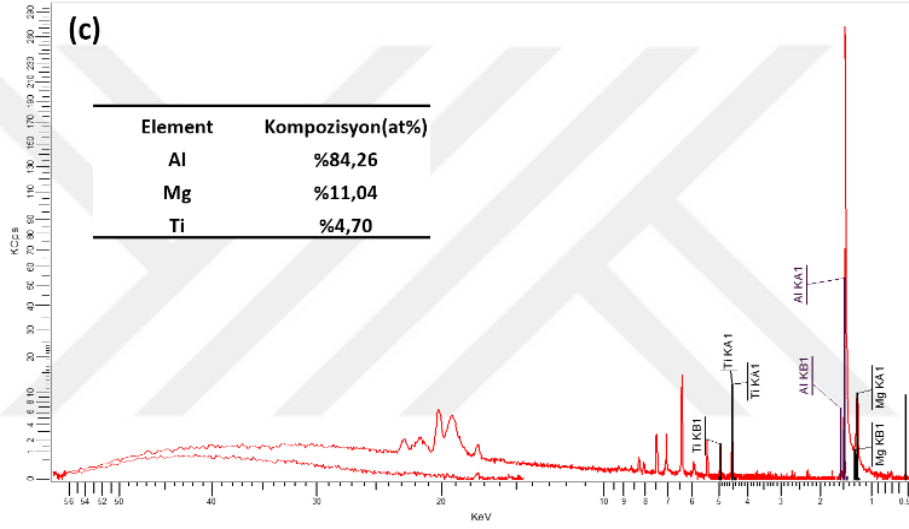
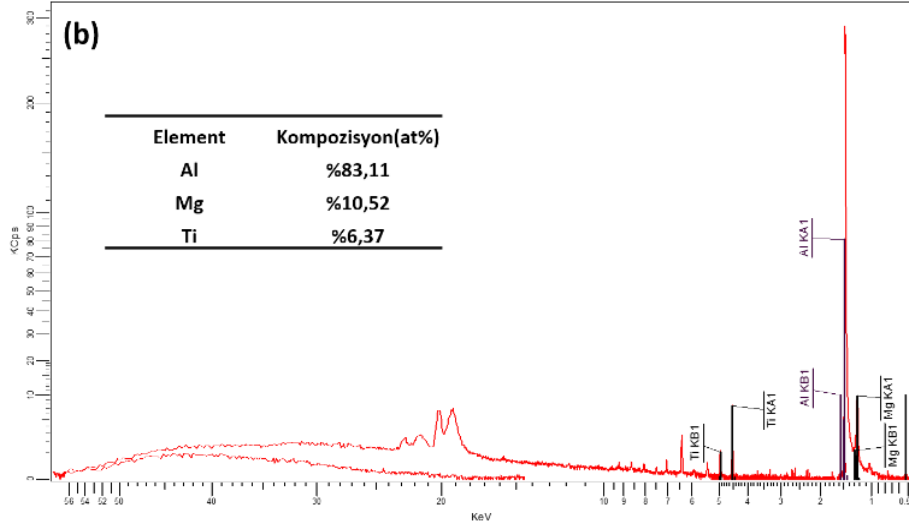


Şekil 4.24. $\text{Al}_{82}\text{Mg}_{10}\text{Ti}_4\text{B}_4$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları

4.1.2.4. B grubu alaşımların XRF analiz sonuçları

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen B grubu alaşımlarının ölçülen başlangıç kompozisyonu ile uyumlu olması önemlidir. Alaşımları oluşturan elementlerin erime sıcaklıkları farklı olmasından dolayı üretim sonrası elementsel kayıp yaşanması genelde karşılaşılan durumdur. Bu nedenle B grubu alaşımların kimyasal olarak içerisinde bulunan nitel ve nicel elementsel oranlarını belirlemek için XRF analizi yapılmıştır. Şekil 4.25(a-d)'de A grubu alaşımlarının XRF sonuçları verilmiştir. XRF sonuçları incelendiğinde alaşımı oluşturan elementlerin Al, Mg ve Ti elementleri tespit edilebilmiştir, ancak bor elementi tespit edilememiştir. Bunun nedeni Bruker S8 Tiger marka XRF spektroskopisi analiz cihazında Quant Express yarı kantitatif genel analiz metodunun bor elementinin tespit edemiyor olmasıdır. Şekil 4.25(a-d) incelendiğinde alaşımı oluşturan elementlerinin başlangıç kompozisyonları ile alaşım oluştuktan sonraki kompozisyonları yaklaşık olarak benzer olduğu görülmektedir. Aynı Şekilde Şekil 4.25(a-d) XRF sonuçlarında bor oranı arttıca magnezyum oranlarında bir artış gözlenmekte ve daha sonra bu artışın düştüğü görülmektedir. Magnezyum düşük sıcaklıklarda eriyen ve yüksek reaksiyon özelliğine sahiptir. XRF analizinde bor'un tespit edilememesinden dolayı magnezyum ve titanyum oranları başlangıç oranlarında daha yüksek çıkmasına sebep olmaktadır. Elde edilen alaşımların kimyasal kompozisyonunda alüminyum oranı en yüksek olmasından dolayı XRF analizinde alüminyum pikinin yüksek çıktığı görülmektedir. Diğer en şiddetli piklerin magnezyum ve titanyum olduğu XRF analiz sonuçlarında görülmektedir. Bu durum alaşımı oluşturan elementlerin oranları ile uyum ierisindeidir.



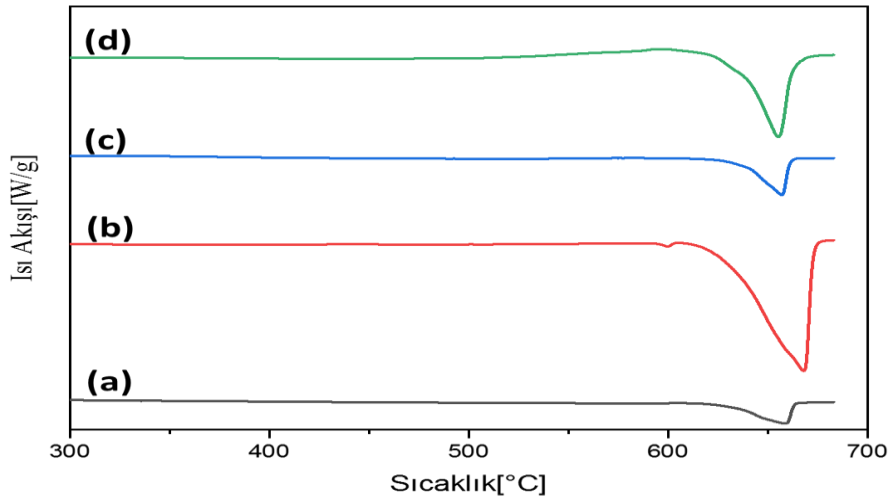


Şekil 4.25. Normal katılaştırma ile üretilen B grubu alaşımların XRF grafiği: (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$

4.1.2.5. B grubu alaşımların DSC analiz sonuçları

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen B grubu alaşımlarının ısısıl davranışları DSC analizi yapılarak incelendi. DSC analizi bütün alaşımlar için 300°C ile 700°C arasında, 50 °C/dak sıcaklık artışıyla yapıldı. B grubu alaşımlarının DSC analiz sonuçları Şekil 4.26'da görölmektedir. DSC analizinde alaşımlarda faz oluşumu, faz dönüşümü veya erimeyi temsil eden termal endotermik ve ekzotermik piklerin oluşumu incelenmiştir.

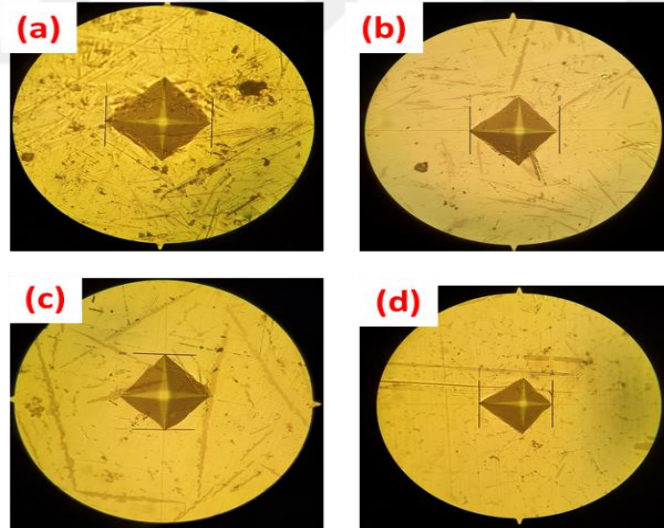
Şekil 4.26 de göröldüğu gibi B grubu alaşımların DSC analiz sonuçlarında sadece 660°C civarında bir tane endotermik piki gözlenmiştir. Herhangi bir kristalleşme, camsı geçiş ve faz dönüşüm pikini temsil eden endotermik veya ekzotermik reaksiyon gözlenmemiştir. 660°C civarında gözlenen endotermik pikinin α -Al fazının alüminyumun erimesi sonucu oluştuğu düşünülmektedir. Bu alaşımların DSC analiz sonuçlarında alaşımı oluşturan Mg, Ti ve B elementleri ile alaşımın mikro yapısını oluşturan intermetalik fazları temsil eden endotermik veya ekzotermik piklerin görölmemesi Ti ve B' un erime sıcaklıklarının yüksek olması, Mg'un ise Al ile reaksiyona girerek intermetalik fazlar oluşturması ve oluşan intermetalik fazların erime sıcaklıklarının yüksek olmasındandır. B grubu alaşımların DSC sonuçları, A grubu alaşımlarla aynıdır. Bunun nedeni her iki alaşımın aynı elementlerden oluşması ve kompozisyon farkının az olması olarak değerlendirilmiştir.



Şekil 4.26. B grubu alaşımlarının DSC grafiği (a) $Al_{35}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$ $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$

4.1.2.6. B grubu alaşımların mikrosertlik test sonuçları

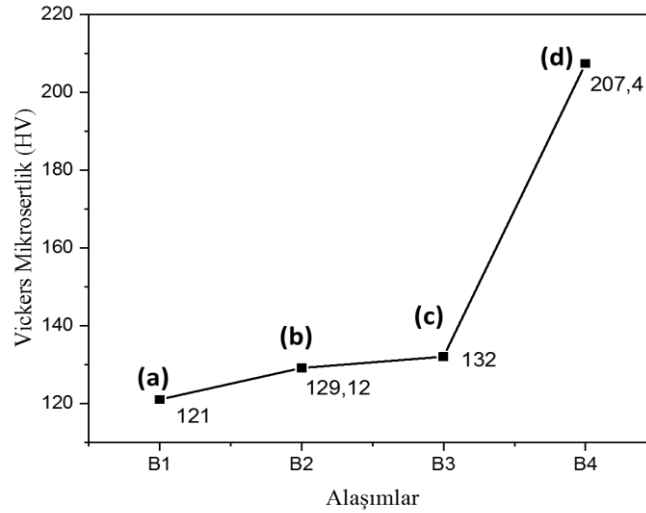
Bu tez çalışmasının amacı hafif ve özgül mukavemeti yüksek alaşımlar üretmektir. Hafif alaşımlar üzerine yapılan çalışmaların bazı ortak özelliği mekanik özelliklerinin geliştirilebilmesi ve yoğun bir uygulama potansiyellerinin olmasıdır. Bu nedenden dolayı üretilen alaşımların mekanik özelliklerinin bilinmesi önemlidir. Mekanik özelliklerin belirlenmesinde sonuçların güvenilir olması nedeniyle Vickers mikrosertlik testi yapıldı. Diğer taraftan, Vickers mikrosertlik değerleri malzemenin diğer mekanik özellikleri hakkında da genel bir bilgi vermektedir. Alaşımların mikrosertlik değerlerini ölçmek için önce uygun boyutlarda numuneler alınarak, bu numuneler bakalite alma, zımparalama ve parlatma işlemleri de yapılarak ölçüme hazır hale getirilir. Numunelerin mikro sertlik değerini ölçmek için yüzeye belirli bir yük uygulanır ve bu yükün yüzey üzerinde oluşturduğu iz ölçülerek mikro sertlik değerini hesaplanır. Malzemenin mikro sertliği, bu izin büyüklüğü ile ters orantılıdır. Şekil 4.27(a-d)'de B grubu alaşımların mikro sertlik testi sonucu numunelerin yüzeylerinde oluşan izler görölmektedir. Her numuneden en az on farklı yüzeyinden ölçümler alınmış ve bu değerlerin ortalaması alınarak mikrosertlik değerleri hesaplanmıştır.



Şekil 4.27. B grubu alaşımlarının mikrosertlik test sonucu yüzeyde oluşan izlerin görünümü (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen B grubu alaşımlarına herhangi bir ısıl işlem uygulanmamıştır. Elde edilen alaşımlar döküm sonrası sadece bakalite alma, zımparalama ve parlatma yapılarak oda sıcaklığındaki mikro sertlik değerleri ölçölmüştür. Şekil 4.28'de B grubu alaşımlarının mikro sertlik değerleri verilmiştir. Şekil 4.28'de göröldüğü gibi $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$, $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$ alaşımlarının mikrosertlik

değerleri sırasıyla; 121 HV, 129,12 HV, 132 HV ve 207,4 HV olarak hesaplanmıştır. Bu sonuçlar saf Al Vickers sertlik 46HV değerinden daha yüksektir (Kaya, 2018). Bai ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada, döküm tekniği ile üretilen AlCuMgAg alaşımın Vickers mikrosertlik değerleri 120-150 HV arasında hesaplanmıştır (Bai ve ark., 2019). Bununla birlikte, bu tez çalışmasında üretilen $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$ alaşımının sertlik değeri AlCuMgAg alaşımından yaklaşık 50HV daha yüksektir. Bu alaşımlar arasında en yüksek mikro sertlik değeri, bor oranı en yüksek olan $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$ alaşımında hesaplanmıştır. Bu sonuçlara göre alaşım içindeki bor oranının artması, alaşımın mikrosertlik değerini artırmıştır. Bunun nedeni bor'un tane inceltici özellik göstermesi ve faz boyutlarında küçülme gibi etkiler olduğu düşünülmektedir. Bor oranının artmasıyla kristal boyutundaki düşüş gerilme enerjisini artırarak malzemenin mikro sertlik değerinin artmıştır. Bunun yanı sıra alaşımların mikro sertliğinin artmasına etki eden faktörler arasında alaşımın katılaşması sırasında ısı kaybetmesi ile oluşan plastik deformasyon sertleşmesi ve alaşım içerisinde çözünen atomların oluşturduğu katı eriyik sertleşmesi gibi etkenler de vardır. B grubu alaşımlarda, A grubu alaşımlardan farklı olarak magnezyum ve titanyum oranının yüksek olması nedeniyle genel olarak B grubu alaşımların sertlik değerleri daha yüksek olarak ölçülmüştür. Sonuç olarak B grubu alaşımların sertlik değerleri A grubu alaşımların sertlik değerlerinden daha yüksek olarak ölçülmüştür. Diğer taraftan alaşım içindeki; B, Mg ve Ti oranlarındaki artış alaşımın sertlik değerlerinde artışa neden olmuştur.



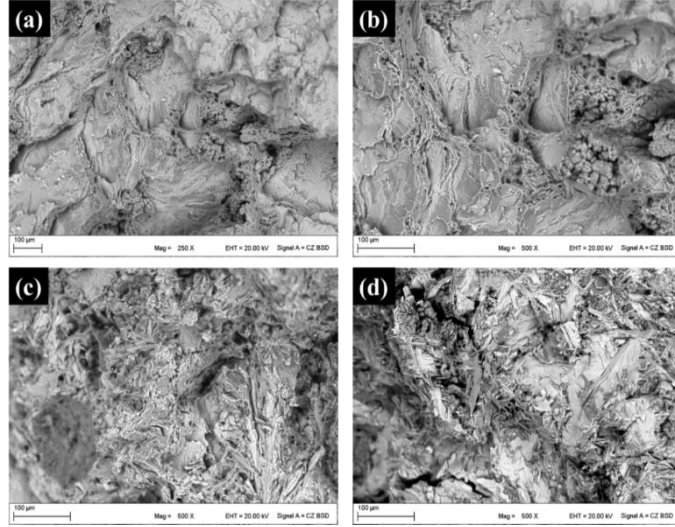
Şekil 4.28. B grubu alaşımlarının Vickers mikrosertlik değerleri (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$ $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$

4.1.2.7. B grubu alaşımların çekme testi sonuçları

Normal katılaştırma ile üretilen B grubu alaşımlarının mekanik özelliklerini daha detaylı incelemek için alaşımlara oda sıcaklığında çekme testi uygulanmıştır. Ayrıca çekme testi sonucunda numunelerin kopma bölgelerinin SEM görüntüleri alınmıştır. Çekme test sonucunda elde edilen maksimum çekme mukavemeti değerleri Çizelge 4.2’de verilmiştir. B serisi alaşımların çekme testi sonucunda kopma bölgelerinin SEM görüntüleri Şekil 4.29’da verilmiştir. ASTM B557 M-10 standartlarına Şartlarına göre hazırlanan çekme numunelerinin, çekme testi oda sıcaklığında yapıldı. B grubu alaşımlarında bor oranının artmasıyla çekme mukavemeti değerlerinde düşüş meydana gelmiştir. Bu alaşımlarda en yüksek gerilme mukavemeti $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$ alaşımında 199,96 MPa olarak hesaplanmıştır. Mikro yapıda meydana gelen değişimler mekanik özelliklere etki eden en önemli faktör olduğunu daha önce belirtmiştik. Bu alaşımların SEM fotoğraflarında görüldüğü gibi alaşım içerisindeki magnezyum ve titanyum oranlarının artması çubuksu ve dentritik bir yapının oluşmasına neden olmuştur. Bu alaşımların XRD ve EDX analizi ile tespit edilen çubuksu ve dentritik yapıların malzemeye kırılgan ve gevrek özellik kazandırdığı düşünölmektedir. Bu nedenle Al, Mg, Ti ve B eklenmesi alaşımda kısmi olarak çekme mukavemetini düşürmektedir. Çekme testinde kopma yüzeyinin morfolojik yapısının belirlenmesi için taramalı elektron mikroskobu ile fotoğraflar alındı (Şekil 4.29). Bu SEM görüntülerinde kopma yüzeyinde çukursu ve çubuksu yapılar tespit edildi. Kopma yüzeylerinin görüntülerinden alaşımın uzama oranının düşük ve gevrek bir yapıda olduğu düşünölmektedir.

Çizelge 4.2. B serisi Alaşımların Çekme Testi mukavemet değerleri

Alaşımlar	Maksimum Çekme Mukavemeti (MPa)
$Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$	199,96
$Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$	185,86
$Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$	178,65
$Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$	174,84



Şekil 4.29. B grubu alaşımların çekme testi sonucunda kopma bölgelerinin SEM görüntüleri (a) $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, (b) $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, (c) $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$ ve (d) $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$

4.1.3. Normal katılaştırma ile üretilen C grubu alaşımların incelenmesi

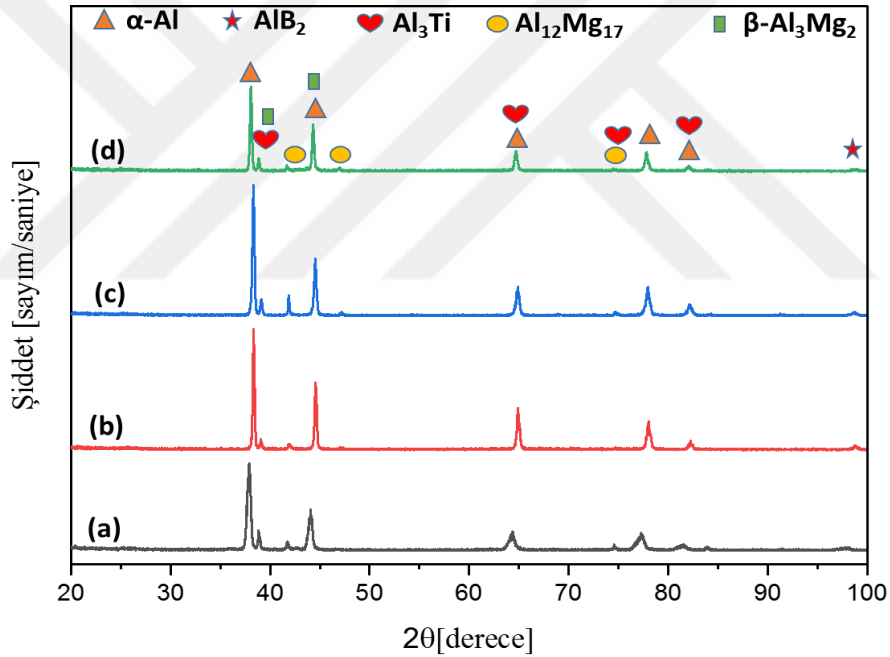
Tez çalışmasının bu kısmında C grubu olarak adlandırılan; $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$, $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$ dördü alaşımları incelenmiştir. C grubu alaşımlarda Mg ve Ti oranları %15 ve %6 olarak sabit alınmış ve başlangıçta %78 olarak alınan Al ile başlangıçta %1 olarak alınan B oranları değiştirilmiştir. Bu alaşımlar A ve B grubu alaşımlarda olduğu gibi normal katılaştırma yöntemi ile külçeler halinde üretilmiş, mikro yapıları XRD, SEM, EDX, XRF, OM analizleri ile ısıl davranışları DSC analizi ile mekanik özellikleri çekme testi ve Vickers mikrosertlik testleri ile incelenmiştir. Ayrıca bu alaşımların yoğunlukları deneysel ve teorik olarak hesaplanmıştır. Tüm bu sonuçlar sırasıyla ve başlıklar halinde değerlendirilmiştir.

4.1.3.1. C grubu alaşımların XRD analiz sonuçları

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen C grubu alaşımlarının mikro yapısını oluşturan fazların belirlenmesi için önce XRD analizleri yapıldı. Alaşımların fazlarının belirlenmesi için X'Pert High Score yazılımı, ICDD-PDF 2 kütüphanesi kullanılmıştır. Bu alaşımların XRD grafiği Şekil 4.30'da verilmiştir. Şekil 4.30'da görüldüğü gibi normal katılaştırma ile üretilen alaşımların mikro yapılarının; kübik α -Al (ICDD Card No: 01-089-2837), hekzagonal β - Al_3Mg_2 (ICDD Card No: 00-001-1132), tetragonal Al_3Ti (ICDD Card No: 03-065-4694), kübik yapıda $Al_{12}Mg_{17}$ (ICDD Card No:01-073-1148) ve hekzagonal AlB_2 (ICDD Card No: 00-009-0154) intermetalik fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir. Normal katılaştırma ile üretilen C grubu alaşımların XRD analizinde α -Al, β - Al_3Mg_2 , $Al_{12}Mg_{17}$,

Al_3Ti ve AlB_2 intermetalik fazı gözlenmiştir. C grubu alaşımların mikro yapısında gözlenen fazlar, A ve B grubu alaşımların mikro yapısında gözlenen fazlar ile aynıdır. Bunun nedeni, daha önce de belirtildiği gibi A, B ve C grubu alaşımların aynı elementlerden oluşması ve kompozisyon farkının veya alaşımı oluşturan elementlerin oranlarındaki farklılığın, alaşımların mikro yapısında oluşturan fazların sayısını ve/veya yapısını etkileyecek yeterlilikte olmamasındandır.

Benzer özellikler Baker ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada normal katılaştırma ile üretilen $Al-Mg_{20}$ alaşımında $\alpha-Al$ (Mg) ve ötektik $\beta-Al_3Mg_2$ intermetalik fazlarının oluştuğu tespit edilmiştir. Alüminyum içerisinde magnezyum çözünme miktarı Mg oranındaki artış ile azalma meydana geldiği rapor edilmiştir (Baker, 1992). Bu sonuçlar doğrultusunda normal katılaştırma tekniği ile C grubu alaşımlarının başarılı bir şekilde üretildiği anlaşılmaktadır.

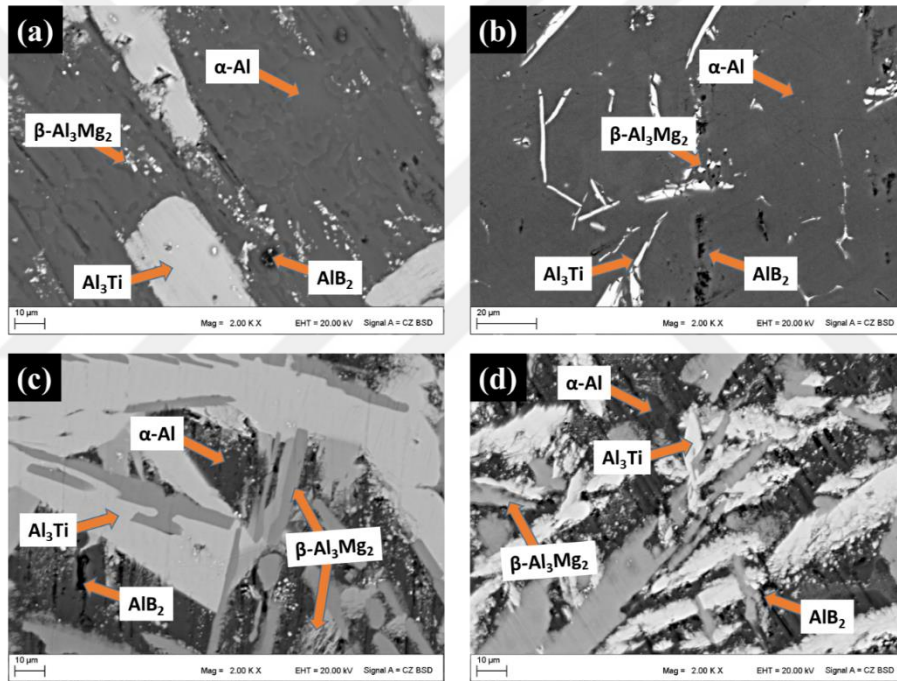


Şekil 4.30. Normal katılaştırma ile üretilen C grubu alaşımların XRD grafiği: (a) $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, (b) $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, (c) $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$ ve (d) $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$

4.1.3.2. C grubu alaşımların SEM analiz sonuçları

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen C grubu alaşımlarının morfolojik özellikleri SEM ve OM ile incelenmiştir. Bu alaşımların SEM görüntüleri Şekil 4.31’de verilmiştir. Tüm alaşımlar 2000x kat büyütme ile SEM görüntüleri alınmıştır. Bu alaşımların SEM fotoğraflarında görüldüğü gibi mikro yapıda en belirgin faz beyaz çubuksu yapılardır. Bunun yanında koyu renkli bölgeler ve gri renkli çubuksu yapı ve oldukça az miktarda noktamsı

veya küçük kırık yapılar da görülmektedir. SEM fotoğrafında gözlenen bu yapılar farklı fazlara karşılık gelmektedir. Şekil 4.31’de SEM görüntülerinde alaşımların mikro yapısını oluşturan fazların morfolojik görüntüsünün hangi fazlara ait olduğu işaretlenerek belirtilmiştir. Alaşımların mikro yapısında bulunan çubuksu yapıların Al_3Ti fazına, gri renkli yapının $\beta-Al_3Mg_2$ fazına, koyu renkli bölgelerin $\alpha-Al$ fazına ve noktamsı küçük kırık yapılarında AlB_2 fazlarına ait olduğu EDX analizleri ile tespit edilmiştir. C grubu alaşımları, A ve B grubu alaşımlardan farklı olarak magnezyum (%15) ve titanyum (%6) oranında sabit tutularak bor (%1, %2, %3 ve %4) oranlarında $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$, $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$ dördü alaşımları üretilmiştir. C grubu alaşımlarda bor oranı arttıkça çubuksu yapıların boyutlarında büyüme ve $\beta-Al_3Mg_2$ fazlarında küçülmeler, Al_3Ti olarak tespit edilen çubuksu yapılarda büyüme meydana gelmiştir.

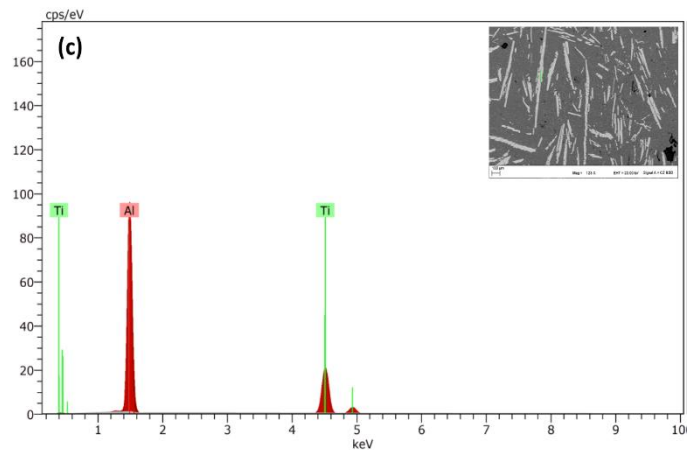
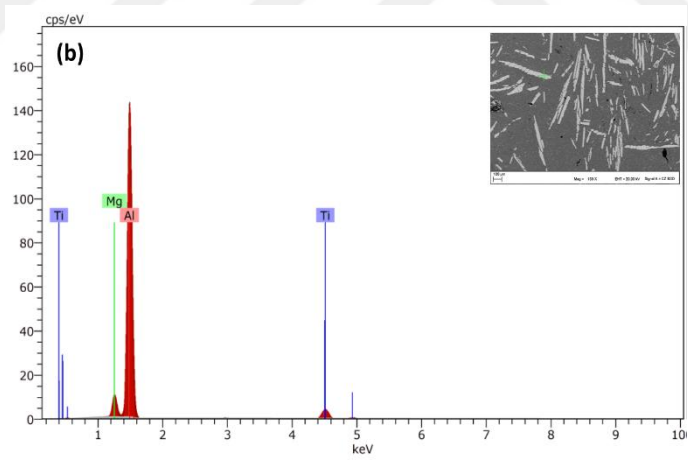
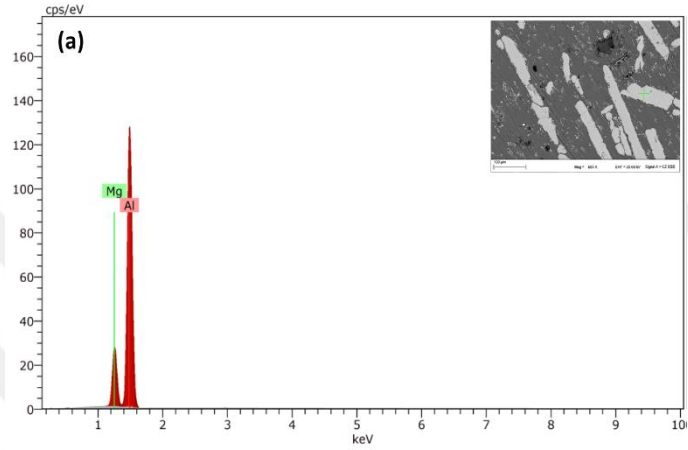


Şekil 4.31. C grubu alaşımlarının SEM görüntüleri (a) $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, (b) $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, (c) $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$ ve (d) $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$

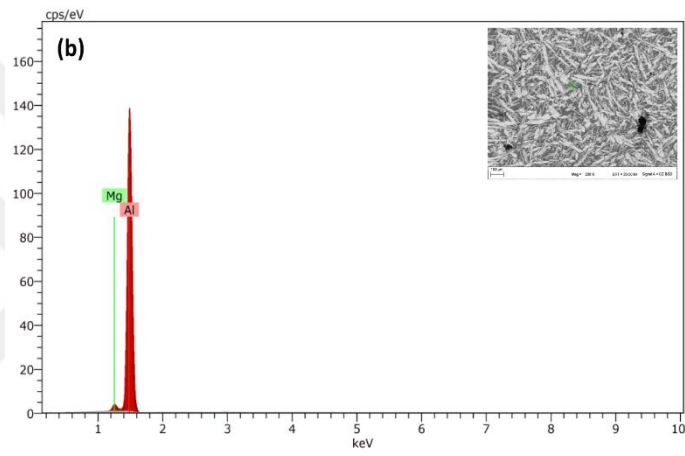
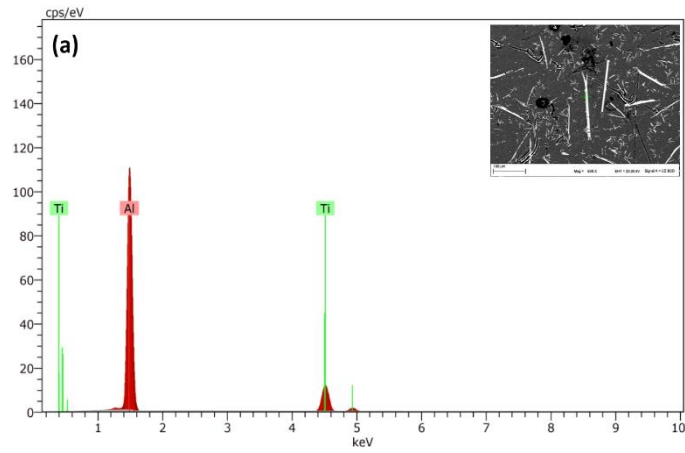
4.1.3.3. C grubu alaşımların EDX analiz sonuçları

C grubu alaşımlarında mikro yapıyı oluşturan fazların daha detaylı analiz edilebilmesi için numunelerin noktasal ve alan taramalı haritalama(mapping) EDX analizleri yapılmış ve sonuçlar Şekil 4.32-4.35’de verilmiştir. Noktasal EDX analizi sonucunda, $\alpha-Al$, $\beta-Al_3Mg_2$, $Al_{12}Mg_{17}$, Al_3Ti ve AlB_2 fazları tespit edilmiştir. Şekil 4.32-4.35’de EDX spektrumlarında, analiz edilen noktaların SEM görüntüleri ve işaretlemeleri yapılmıştır. EDX sonuçlarına göre çubuksu yapıların Al_3Ti fazı olduğunu, koyu renkli bölgelerin ise intermetalik $\alpha-Al$ ve

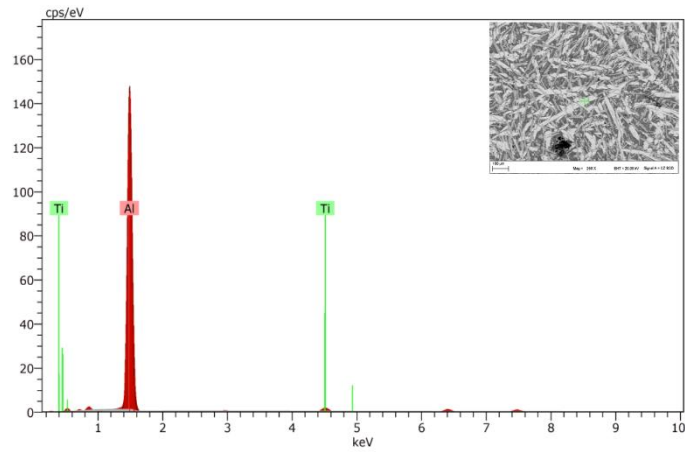
küçük dentritik yapıların β - Al_3Mg_2 fazına ait olduğu belirlenmiştir. Aynı şekilde Şekil 4.31'deki SEM fotoğraflarında tespit edilen noktamsı ve kırık yapılarının ve AlB_2 fazına ait olduğu EDX analizinde görülmektedir. Bu sonuçlar C grubu alaşımlarının Şekil 4.30'daki XRD sonuçları ile uyumludur. EDX sonuçlarında noktasal analizinde de bor oranının artışı magnezyum ve titanyumun alüminyum içerisinde çözünürlüğünü etkilediği göstermektedir. Bor oranı arttıkça mikro yapıda oluşan çubuksu fazların genişlediği ve yoğunlaştığı görülmektedir.



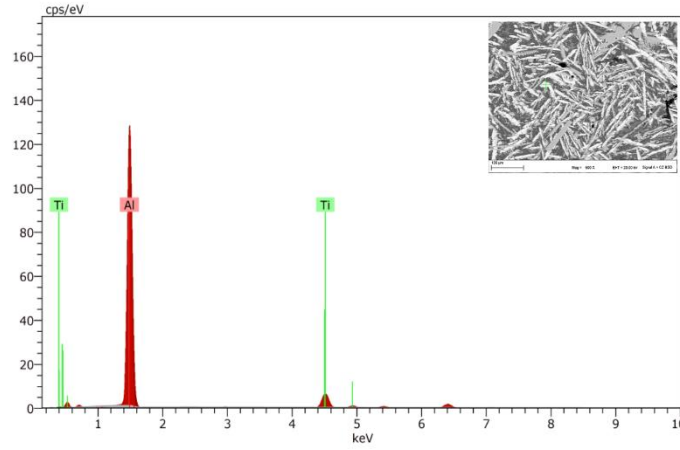
Şekil 4.32. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları



Şekil 4.33. $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları



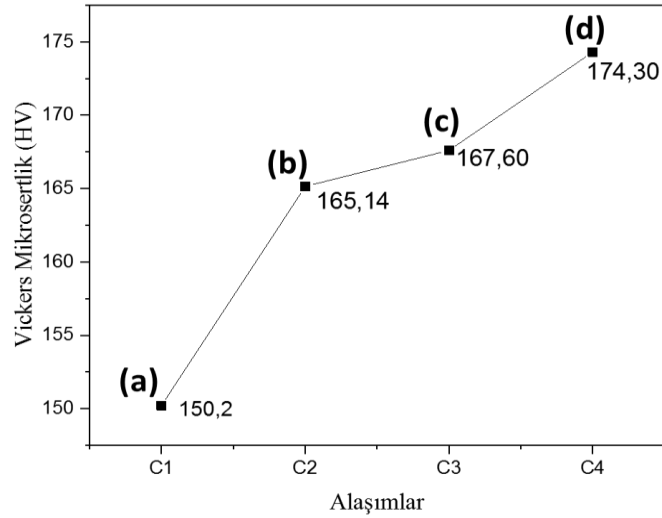
Şekil 4.34. $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları



Şekil 4.35. $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$ alaşımının noktasal EDX analiz sonuçları

4.1.3.4. C grubu alaşımların mikrosertlik test sonuçları

C grubu alaşımlarının mekanik özellikleri, Vickers mikrosertlik testi yapılarak belirlenmiştir. Normal katılaştırma tekniği ile üretilen C grubu alaşımlarına herhangi bir ısıtma işlemi uygulanmamıştır. Şekil 4.36'da (a) $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, (b) $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, (c) $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$ ve (d) $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$ alaşımlarının Vickers mikrosertlik değerleri verilmiştir. Şekil 4.36'da görüldüğü gibi $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$, $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$ alaşımlarının Vickers mikrosertlik değerleri sırasıyla; 150,2 HV, 165,14 HV, 167,6 HV ve 174,3 HV olarak hesaplanmıştır. Elde edilen bu dörtlü alaşımlar arasında $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$ alaşımının mikrosertlik değeri diğer alaşımların Vickers mikrosertlik değerinden daha yüksektir. Bu sonuçlara göre alaşım içindeki bor oranının artması, alaşımın mikrosertlik değerini artırmıştır. Bunun nedeni bor'un tane inceltici özellik göstermesi ve bu nedenle kristal boyutunun ve fazların küçülmesi gibi etkiler olduğu düşünülmektedir. Bor oranının artmasıyla kristal boyutundaki düşüş gerilme enerjisini artırarak malzemenin mikrosertlik değerinin artmıştır. Bunun yanı sıra Al_3Ti fazının yoğunluğunun artması da sertlik değerlerinde artışa neden olduğu düşünülmektedir. Çünkü bor oranının artışı alüminyum içerisinde titanyum çözünürlüğünü artırdığı düşünülmektedir.



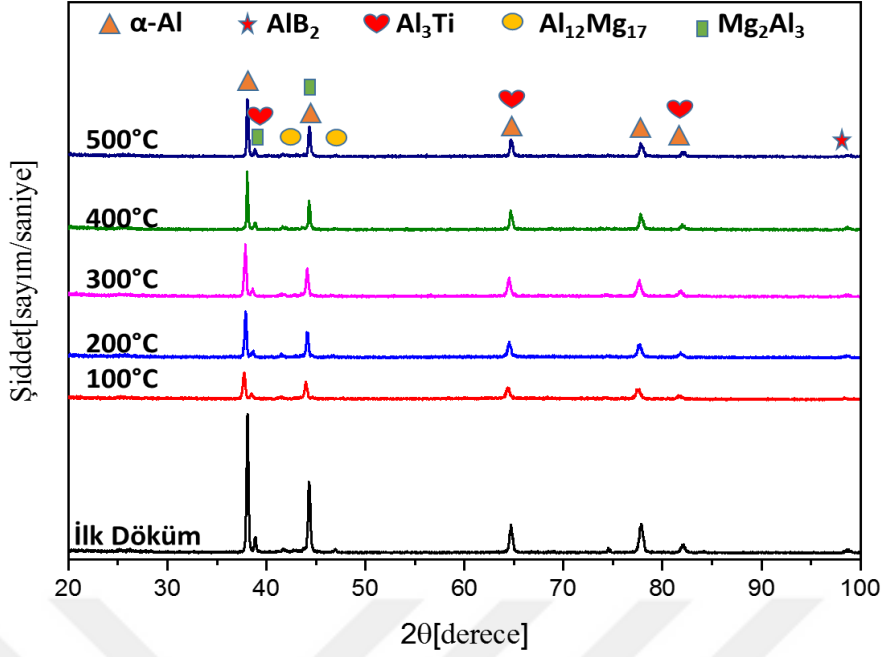
Şekil 4.36. C grubu alaşımlarının Vickers mikro sertlik değerleri; (a) $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, (b) $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, (c) $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$ ve (d) $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$

4.1.4. $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının ısıt işlem sonrası analiz sonuçları

Tez çalışmasının bu kısmında, normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımı ısısal işleme tabi tutularak, ısısal işlem sonucu alaşımların mikro yapısında ve fazlardaki değişiklikler incelendi. Bunun için alaşımlara; 100°C, 200°C, 300°C, 400°C ve 500°C'lik sabit sıcaklıklarda 2 saat süreyle ısıt işlem uygulanmış ve alaşımlar ısıt işlem sonrası oda sıcaklığında soğumaya bırakılmıştır. Bu işlemlerden sonra alaşımların mikro yapısında meydana gelen değişimler XRD, SEM ve EDX ile incelendi. Isısal özellikleri DSC ve mekanik özellikleri ise Vickers mikrosertlik testi yapılarak incelenmiştir.

4.1.4.1. XRD analiz sonuçları

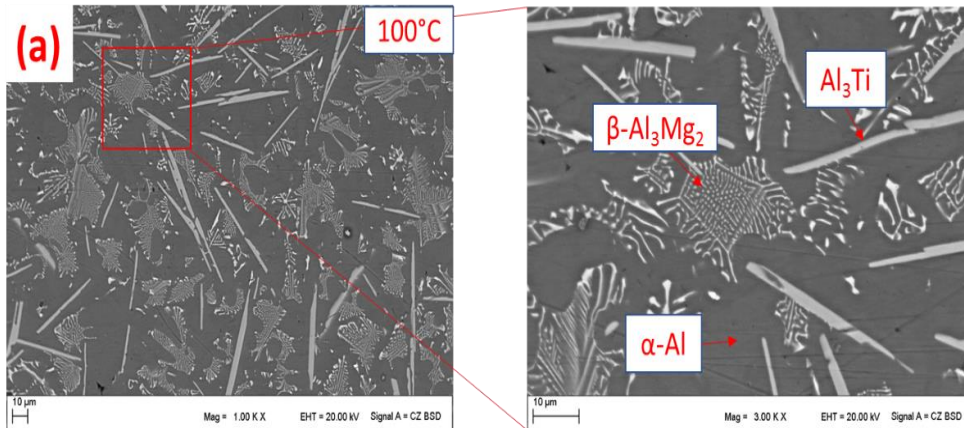
Şekil 4.37'de $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının 100°C, 200°C, 300°C, 400°C ve 500°C'lik ısıt işlem sonrası XRD grafikleri verildi. Şekil 4.37'de görüldüğü gibi bu alaşımlar ısıt işlem sonrası oluşan mikro yapılarında; A grubu, B grubu ve C grubu alaşımların mikro yapılarında gözlenen kübik α -Al, hegzagonal β - Al_3Mg_2 , kübik $Al_{12}Mg_{17}$, tetragonal Al_3Ti ve hegzagonal AlB_2 intermetalik fazları gözlenmiştir. Dolayısıyla ısısal işlem sonrası bu alaşımın faz yapısında önemli bir değişiklik olmamıştır. Bu durum mevcut fazların, kararlı fazlar olduğunu göstermektedir. $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımında Şekil 4.37'de açıkça görüldüğü gibi bu fazlar arasında α -Al fazı en şiddetli yansıma pikine sahiptir.

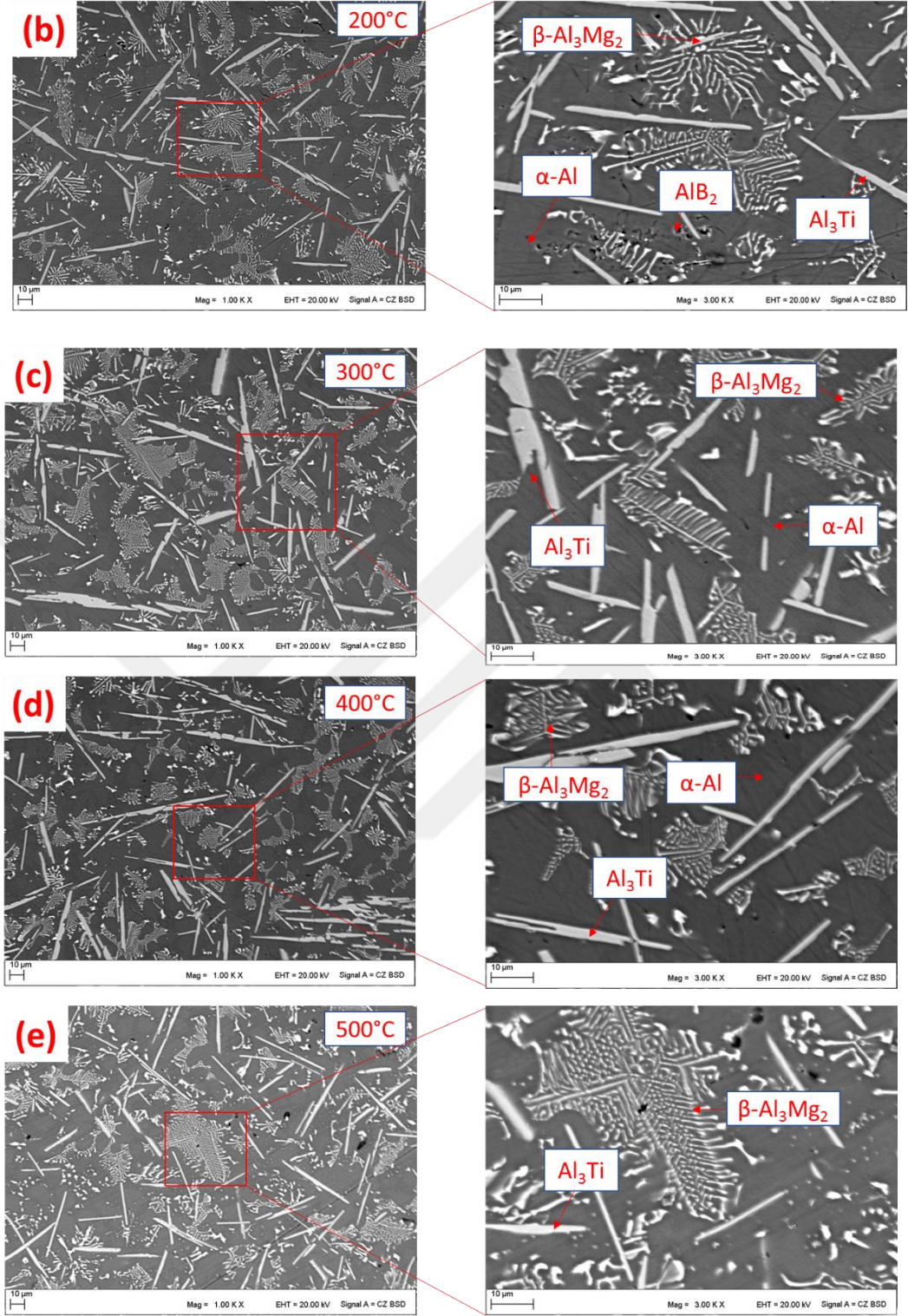


Şekil 4.37. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının ısısal işlem sonrası XRD grafiği

4.1.4.2. SEM analiz sonuçları

$Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının ısısal işlem sonrası mikro yapıları ve morfolojik görünümü SEM ile incelendi. Bu alaşımların SEM görüntüleri Şekil 4.38’de verilmiştir. Bu alaşımların SEM fotoğraflarında görüldüğü gibi koyu renkli bölgeler α -Al fazını temsil etmektedir. Ayrıca bu fotoğraflarda gri renkli çubuksu yapı ve oldukça az miktarda noktamsı veya küçük kırksı yapılarda görülmektedir. Çubuksu yapıların Al_3Ti fazına ve noktamsı küçük kırksı yapılarında AlB_2 fazına ait olduğu EDX analizleri ile tespit edilmiştir. Dentritik yapının ise β - Al_3Mg_2 fazı olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuçlara göre, ısısal işlem sonrası dentritik yapıların büyüdüğü ve çubuksu yapılarında küçüldüğü tespit edilmiştir. SEM fotoğrafında gözlenen fazlar, XRD sonuçları ile uyum içinde olduğu görülmektedir.

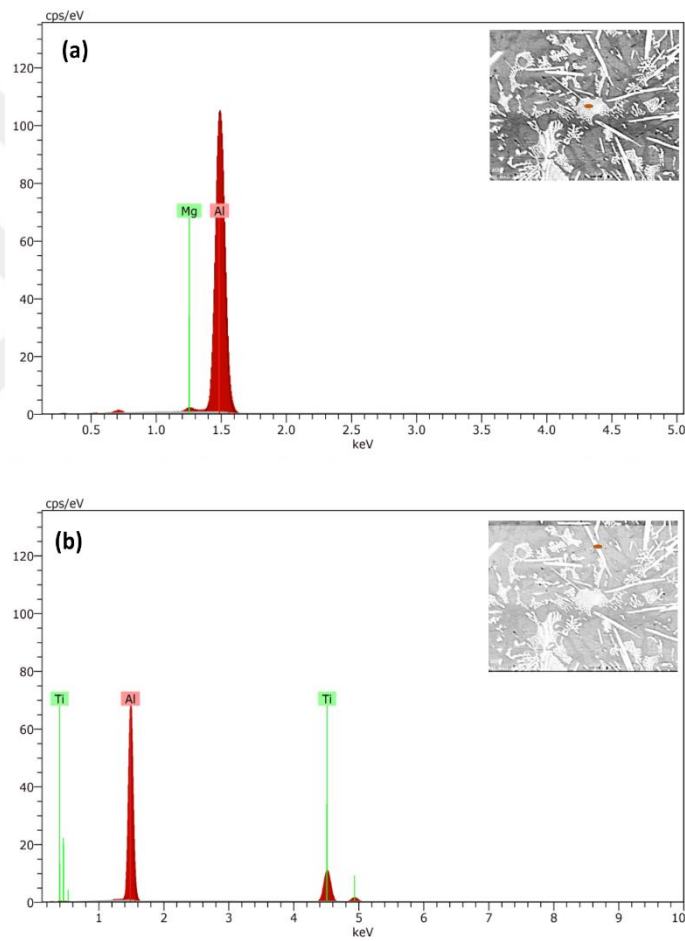




Şekil 4.38. Normal katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{92}\text{Mg}_5\text{Ti}_2\text{B}_1$ alaşımının ısı işleme sonrası SEM görüntüleri (a) 100°C, (b) 200°C, (c) 300°C, (d) 400°C ve (d) 500°C

4.1.4.3. EDX analiz sonuçları

Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının ısısal işlem sonrası morfolojik yapıda belirlenen fazların belirlenmesi için EDX analizi yapıldı ve sonuçlar Şekil 4.39'da verilmiştir. Noktasal EDX analizi sonucunda, çubuksu yapıların alüminyum ile titanyum katı çözültü fazlarına ait olduğu tespit edilmiştir. Şekil 4.38'deki koyu renkli bölgelerin ise α -Al ve dentritik yapının β - Al_3Mg_2 fazına ait olduğu belirlenmiştir. Aynı şekilde Şekil 4.38'deki SEM fotoğraflarında tespit edilen çubuksu yapıların Al_3Ti fazına ve noktamsı kırık yapıların AlB_2 fazına ait olduğu EDX analizinde belirlenmiştir. Bu sonuçlar Şekil 4.37'deki XRD sonuçları ile uyum içindedir.

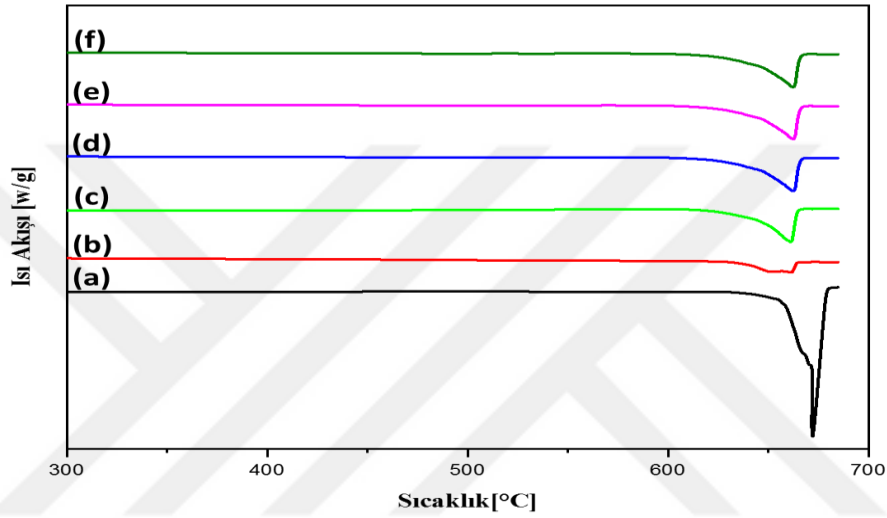


Şekil 4.39. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının 300°C tavlama sonrası noktasal EDX analiz sonuçları

4.1.4.4. DSC analiz sonuçları

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının 100°C, 200°C, 300°C, 400°C ve 500°C de ısısal işlem sonrası ısısal özelliklerini incelemek için DSC analizi yapıldı. DSC analizde 50 °C/dak ısıtma ile 300°C ile 700°C arasında analiz yapıldı. Bu alaşımların

DSC sonuçları Şekil 4.40'da görülmektedir. DSC analiz sonuçları incelendiğinde sadece 660°C'de endotermik erime piki gözlenmiştir. DSC analiz sonucunda 660°C' de görülen endotermik pikin alüminyumun erime sıcaklığına karşılık gelmektedir. Bu endotermik pikin alüminyumun erime piki olduğu düşünülmektedir. Ancak DSC analiz sonuçları incelendiğinde alaşım içindeki bor oranının artmasıyla 660°C'de oluşan endotermik piklerinin şiddetlerinde bir azalma olduğu tespit edilmiştir. Bu sonuçlar A, B ve C grubu alaşımların DSC sonuçları ile aynıdır. Dolayısıyla ısıl işlem bu alaşımların ısıl davranışlarında bir değişikliğe neden olmamıştır.



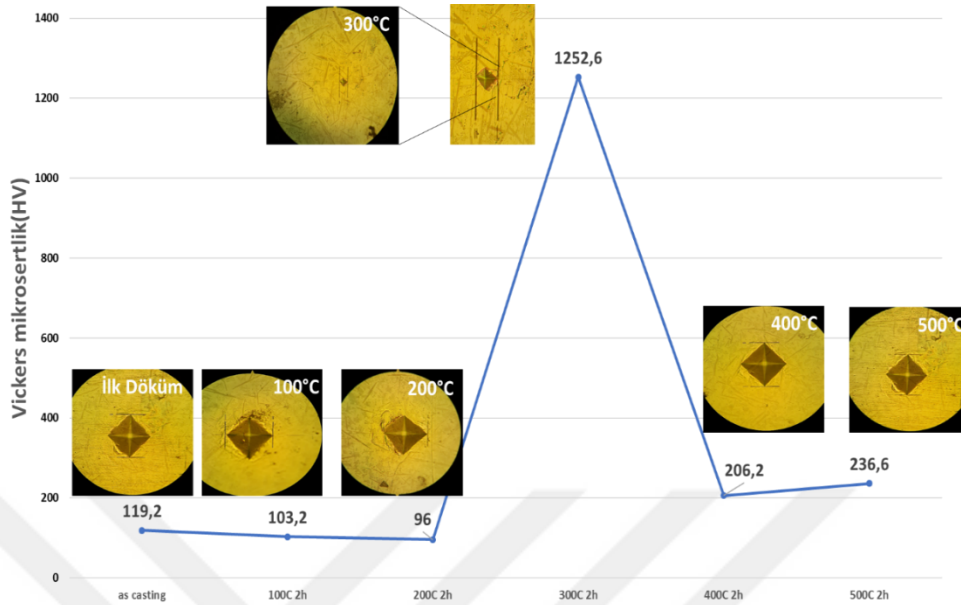
Şekil 4.40. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının ısıl işlem sonrası DSC sonuçları (a) 100°C, (b) 200°C, (c) 300°C, (d) 400°C ve (e) 500°C

4.1.4.5. Mikrosertlik test sonuçları

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımına 100°C, 200°C, 300°C, 400°C ve 500°C sıcaklıklarda ısıl işlem uygulanmıştır ve mekaniksel özelliklerdeki değişimler Vickers mikrosertlik testi ile incelenmiştir. Şekil 4.41'de $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ farklı sıcaklıklarda ısıl işlem sonrası mikro sertlik değerleri verilmiştir. Şekil 4.41'de görüldüğü gibi bu alaşımın 100°C, 200°C, 300°C, 400°C ve 500°C sıcaklıklarında ısıl işlemi sonrası mikrosertlik değerleri sırasıyla; 119,2 HV, 103,2 HV, 96 HV, 1252,6 HV, 206,2 HV ve 236,6 HV olarak hesaplanmıştır. Bu sonuçlara göre alaşımın mikrosertlik değeri 300°C'de 2 saat işlemi sonrası 10 kat artmıştır. Bunun yanında ısıl işlem sonrası bu alaşımın Vickers mikrosertlik değerleri A, B ve C grubu alaşımların Vickers mikrosertlik değerlerinden yüksek çıktığı görülmektedir.

Isıl işlem sonrası mikrosertlik değerlerindeki artmanın nedeni çubuksu Al_3Ti fazlarının küçülmesi ve dentritik $\beta-Al_3Mg_2$ fazının büyümesi olduğu düşünülmektedir. Ayrıca

sonuçlara göre alaşım içindeki bor oranının artması, alaşımın mikro sertlik değerini yükselttiği görülmektedir.



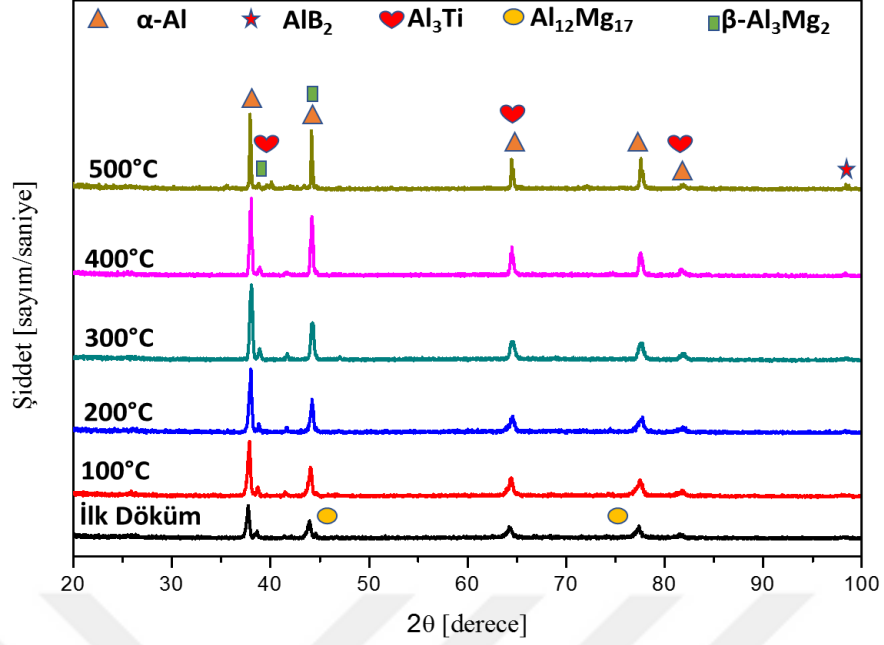
Şekil 4.41. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$ alaşımının ısıtıl işlem sonrası Vickers mikrosertlik sonuçları

4.1.5. $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının ısıtıl işlem sonrası analiz sonuçları

Tez çalışmasının bu kısmında bor oranı en yüksek olan $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımına 100°C, 200°C, 300°C, 400°C ve 500°C sıcaklıklarda 2 saat süreyle ısıtıl işlem uygulandı. Alaşımlar ısıtıl işlem sonrası oda sıcaklığında soğumaya bırakıldı ve mikro yapıları XRD, SEM ve EDX ile incelendi.

4.1.5.1. XRD analiz sonuçları

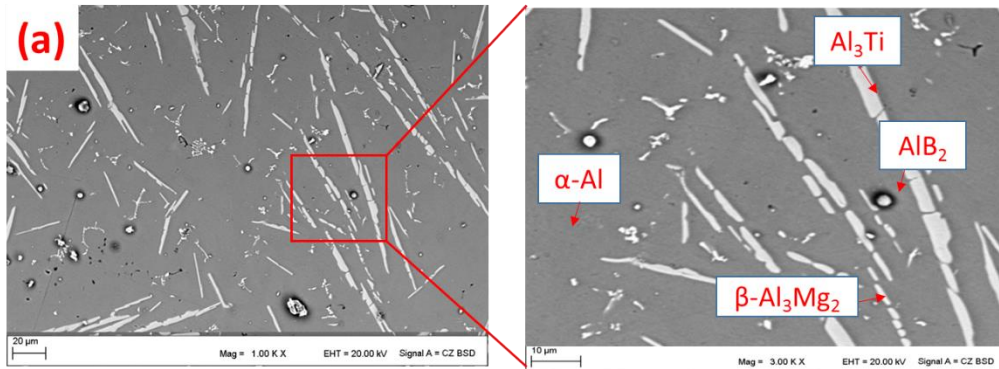
Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının ısıtıl işlem sonrası mikro yapıları ve faz analizleri XRD ile incelenmiştir. Bu alaşımların XRD grafiği Şekil 4.42'de verilmiştir. Şekil 4.42'de görüldüğü gibi bu alaşımın ısısal işlem sonrası mikro yapısında ve faz yapılarında herhangi bir değişiklik tespit edilmedi. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının ısıtıl işlem sonrası XRD analizinde kübik α -Al, hegzagonal β - Al_3Mg_2 , kübik yapıda $Al_{12}Mg_{17}$, tetragonal Al_3Ti ve hegzagonal AlB_2 intermetalik fazları tespit edilmiştir. Isısal işlem sonrası $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının XRD grafiğinde α -Al fazlarının piklerinin şiddetinde artış gözlenmektedir. Isısal işlemi sonrası XRD analizinde yeni bir pik gözlenmemiştir.

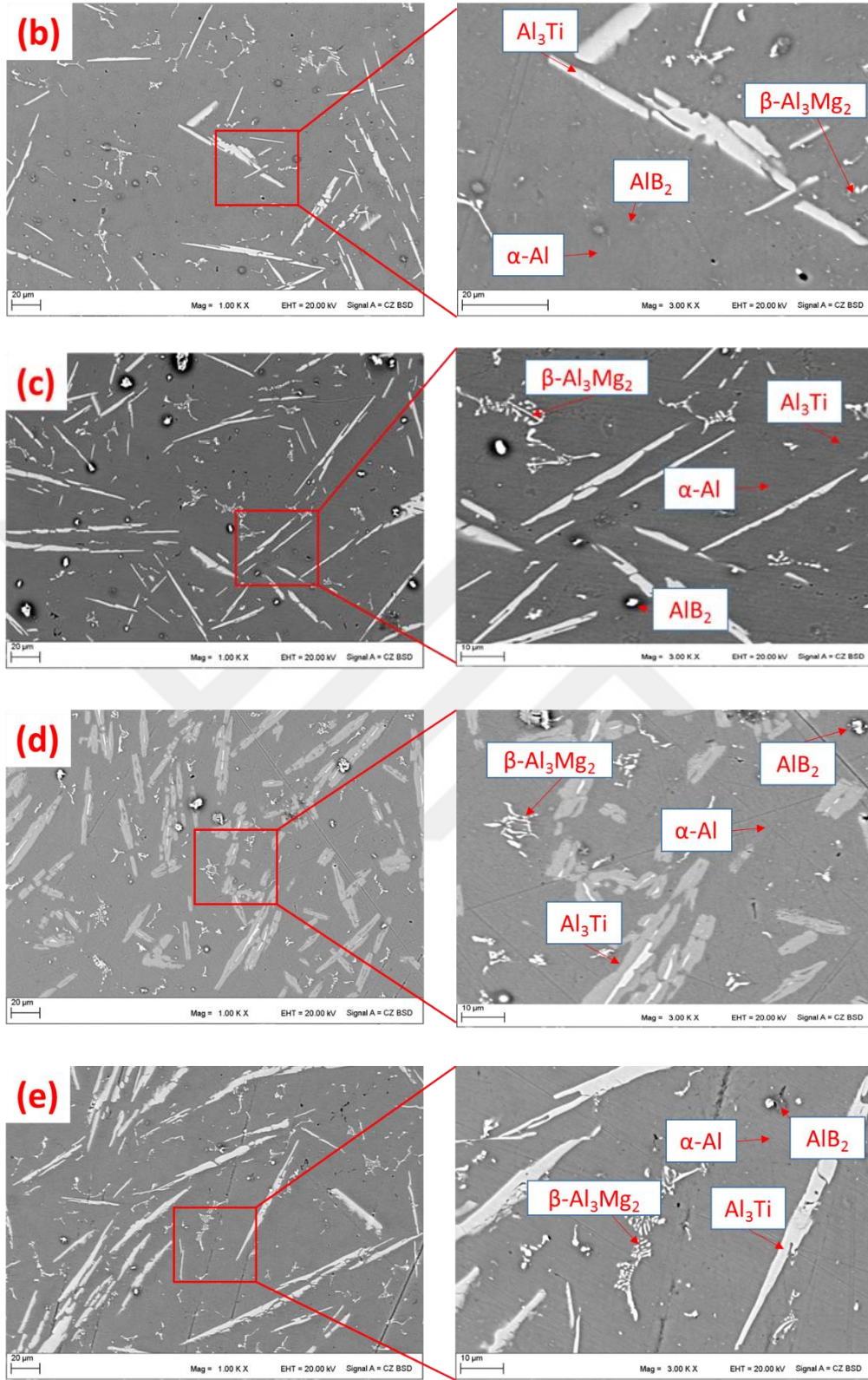


Şekil 4.42. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının ısısal işlem sonrası XRD grafiği

4.1.5.2. SEM analiz sonuçları

Normal katılaştırma tekniği ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının ısısal işlem sonrası mikro yapısında meydana gelen değişimlerin belirlenmesinde SEM kullanıldı. Alaşımların SEM görüntüleri Şekil 4.43'de verildi. $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ ısısal işlem sonrası SEM fotoğraflarında görüldüğü gibi koyu renkli bölgelerin alaşımı oluşturan ana matrisi temsil eden α -Al fazına ait olduğu, beyaz çubuksu yapıların Al_3Ti fazına ve küçük dentritik yapıların β - Al_3Mg_2 fazına ait olduğu belirlendi. Bunun yanı sıra alaşımlarda az miktarda noktamsı veya küçük kırıksı yapılarda AlB_2 fazı görülmektedir. Bu fazların tespitinde EDX analizi kullanıldı. Isıl işlem sonrası alaşımın yapısında değişik fazlar gözlenmemiştir. Sadece β - Al_3Mg_2 fazının şiddetinde büyümeler ve Al_3Ti fazının şiddetinde küçülmeler tespit edildi. SEM fotoğraflarında gözlenen fazlar XRD sonuçları ile uyumludur.

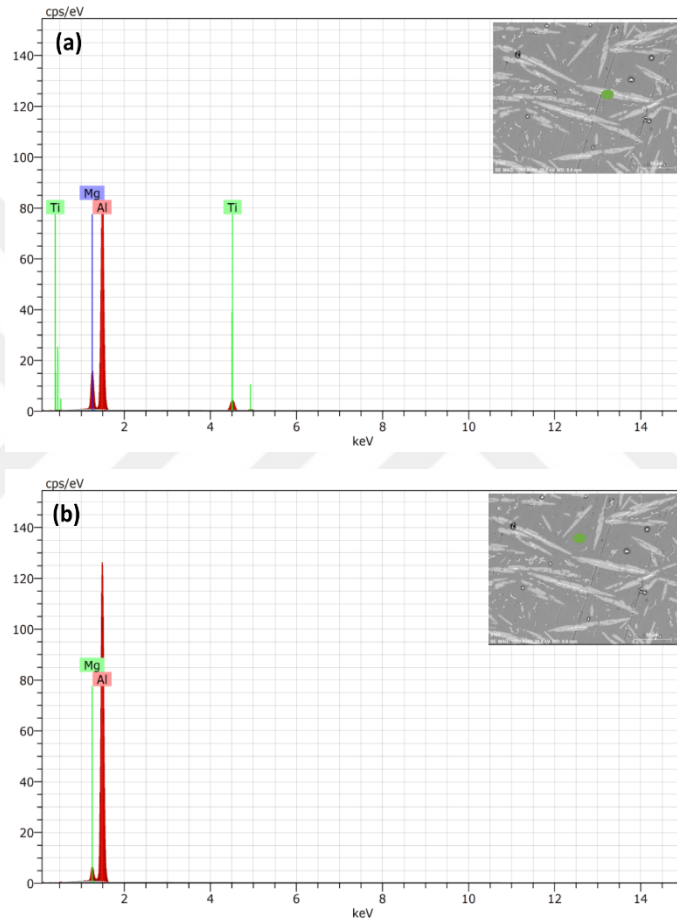




Şekil 4.43. Normal katılaştırma ile üretilen $\text{Al}_{89}\text{Mg}_5\text{Ti}_2\text{B}_4$ alaşımının ısısal işlem sonrası SEM görüntüleri (a) 100°C , (b) 200°C , (c) 300°C , (d) 400°C ve (d) 500°C

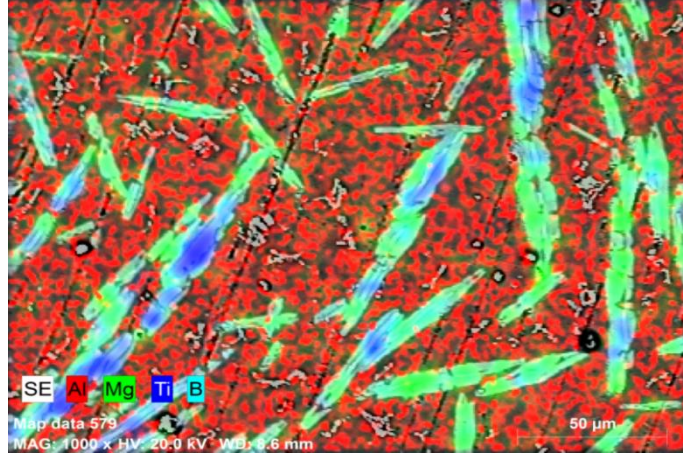
4.1.5.3. EDX analiz sonuçları

Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının ısısal işlem sonrası mikro yapısını oluşturan fazları daha detaylı analiz edebilmek için numunelerin noktasal ve alan taramalı haritalama (mapping) EDX analizleri yapılmış ve sonuçlar Şekil 4.44’de verilmiştir. Noktasal EDX analizi sonucunda, SEM fotoğraflarında görülen çubuksu yapıların intermetalik Al_3Ti , $\alpha-Al$, $\beta-Al_3Mg_2$ ve AlB_2 fazları belirlenmiştir. Bu sonuçlar Şekil 4.42’deki XRD sonuçları ile uyumludur.



Şekil 4.44. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının 300°C tavlama sonrası noktasal EDX analiz sonuçları

Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının ısısal işlem sonrası kimyasal kompozisyonun alaşım içerisinde homojen olarak nasıl olduğunun incelenmesi için EDX mapping yapıldı. $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının 300°C’de ısısal işlem sonrası EDX renkli haritalandırma sonucu Şekil 46’da verildi. Şekil 44’de alaşımı oluşturan elementlerin her biri farklı renklerde gösterilmiştir; alüminyum (kırmızı), magnezyum (yeşil), titanyum (lacivert) ve bor (turkuaz) renkleri ile temsil edildi.



Şekil 4.45. Normal katılaştırma ile üretilen $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımının $300^{\circ}C$ ısıtma işlem sonrası haritalama(mapping) EDX analiz sonucu

4.1.6. Normal katılaştırma ile üretilen alaşımların yoğunlukları

Tezin amaçlarından bir de hafif (yoğunluğu düşük) ve özgül mukavemetli yüksek alaşımların üretilmesidir. Bunun için normal katılaştırma ile külçe halinde üretilen, A grubu ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$), B grubu ($Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$, $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$) ve C grubu ($Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$, $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$) alaşımların yoğunlukları teorik ve deneysel olarak hesaplanarak yoğunluk değerleri Çizelge 4.4’de verilmiştir. Ayrıca Çizelge 4.3’de başlangıç elementlerinin yoğunluk değerleri verilmiştir.

Alaşımların yoğunluk değerleri Arşimet Prensibi (Denklem 1) kullanılarak hesaplanmıştır. Alaşımların yoğunluk değerleri hesaplamasında hassas terazi kullanılmıştır. Denklem 2’de W_x numunenin ağırlığını, W_y numunenin sudaki ağırlığını temsil etmektedir (ASTMC693–93, 2008).

$$D_d = \frac{w_x}{w_x - w_y} \quad (1)$$

Çizelge 4.4’de verilen sonuçlar incelendiğinde en düşük teorik yoğunluk değeri $2,56 \text{ gr/cm}^3$ ve deneysel yoğunluk değeri $2,38 \text{ gr/cm}^3$ $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının olduğu ve en yüksek teorik yoğunluk değeri $2,73 \text{ gr/cm}^3$ ve deneysel yoğunluk değeri $2,67 \text{ gr/cm}^3$ $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$ alaşımı olduğu görülmektedir. Alaşımlarda magnezyum oranının artması yoğunluk değerlerini düşürmüştür. Bu beklenen bir sonuçtur çünkü alaşımı oluşturan elementler arasında magnezyum ($1,7 \text{ gr/cm}^3$) en düşük yoğunluğa sahiptir. Diğer taraftan alaşım içerisindeki Ti ($4,5 \text{ gr/cm}^3$) ve Bor ($2,34 \text{ gr/cm}^3$) oranlarının artması alaşım yoğunluğunu artırmıştır.

En düşük yoğunluğa sahip alaşım grubu C grubudur. Çünkü magnezyum (%15) oranında en yüksek değere sahip olmasıdır. Sonuç olarak alaşımı oluşturan elementlerin yoğunlukları elde edilen alaşım yoğunluklarını doğrudan etkilemektedir. Düşük yoğunluğa sahip elementlerin oranı arttıkça alaşım yoğunluğu düşmektedir.

Çizelge 4.3. Normal katılaştırmada kullanılan elementlerin yoğunlukları

Element		Yoğunluk(g/cm ³)
Al	Alüminyum	2,71
Mg	Magnezyum	1,74
Ti	Titanyum	4,51
B	Bor	2,34

Çizelge 4.4. A, B ve C grubu alaşımların yoğunluk değerleri

	Alaşım Kompozisyonları	Teorik Yoğunluk(g/cm ³)	DeneySEL Yoğunluk(g/cm ³)
A grubu alaşımlar	Al ₉₂ Mg ₅ Ti ₂ B ₁	2,67	2,55
	Al ₉₁ Mg ₅ Ti ₂ B ₂	2,69	2,58
	Al ₉₀ Mg ₅ Ti ₂ B ₃	2,70	2,65
	Al ₈₉ Mg ₅ Ti ₂ B ₄	2,73	2,67
B grubu alaşımlar	Al ₈₅ Mg ₁₀ Ti ₄ B ₁	2,62	2,47
	Al ₈₄ Mg ₁₀ Ti ₄ B ₂	2,64	2,56
	Al ₈₃ Mg ₁₀ Ti ₄ B ₃	2,66	2,59
	Al ₈₂ Mg ₁₀ Ti ₄ B ₄	2,68	2,61
C grubu alaşımlar	Al ₇₈ Mg ₁₅ Ti ₆ B ₁	2,56	2,38
	Al ₇₇ Mg ₁₅ Ti ₆ B ₂	2,58	2,42
	Al ₇₆ Mg ₁₅ Ti ₆ B ₃	2,60	2,46
	Al ₇₅ Mg ₁₅ Ti ₆ B ₄	2,62	2,51

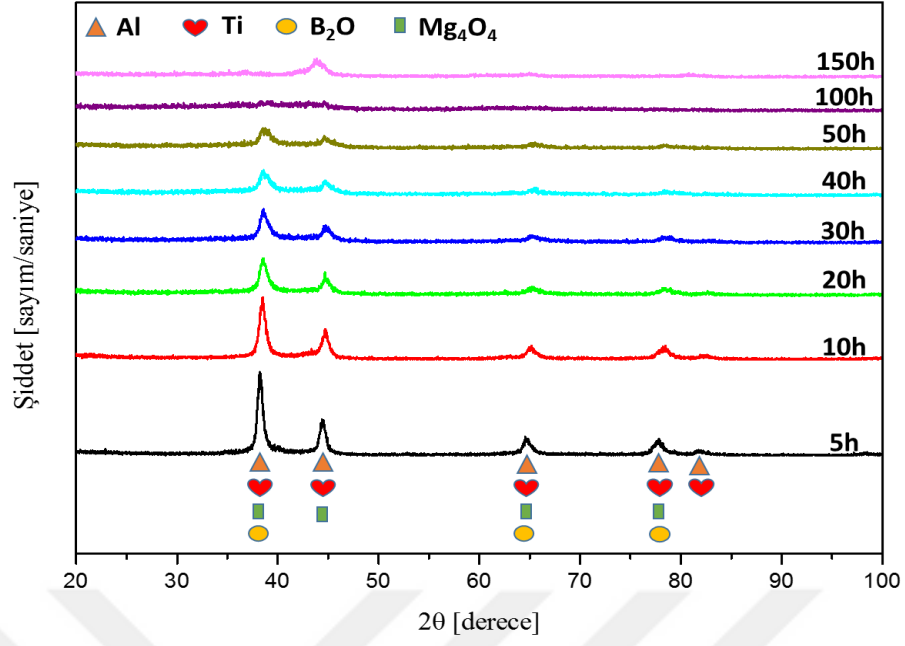
4.2. Mekaniksel Alaşımlama ile Üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ Toz Alaşımının Sonuçları

Tez çalışmasının bu bölümünde, mekaniksel alaşımlama (MA) yöntemi ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımı incelenmiştir. Çalışmada mekanik alaşımlama işlemi sırasında öğütme süresinin toz alaşımının mikroyapısal, ısıl ve mikrosertlik özellikleri üzerindeki etkisi araştırılmıştır.

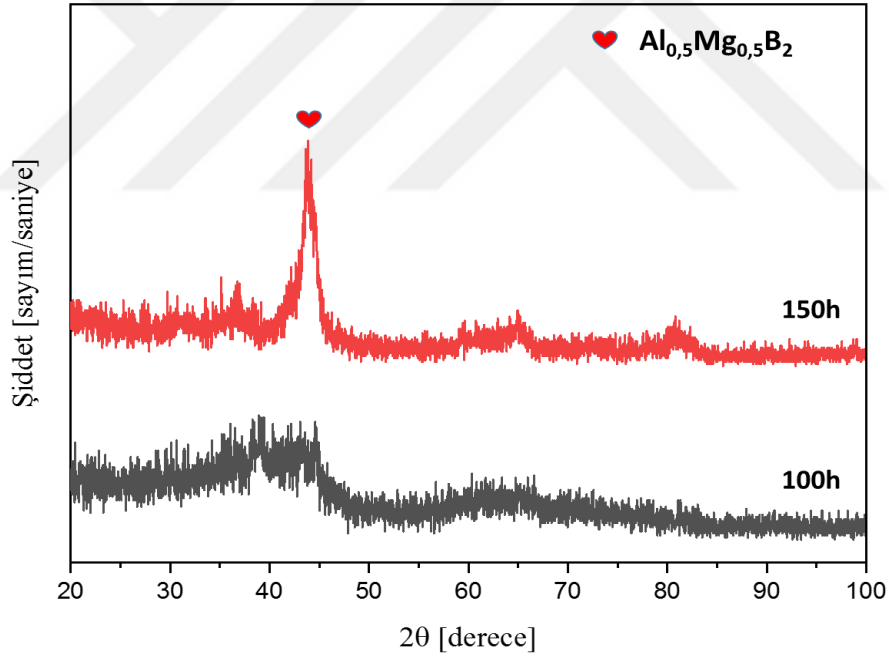
4.2.1. XRD analiz sonuçları

Mekaniksel alaşımlama tekniği ile alaşımlar toz olarak elde edilmektedir. MA yöntemi ile farklı sürelerde öğütülmüş (5 saat, 10 saat, 20 saat, 30 saat, 50 saat, 100 saat ve 150 saat) $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının X-ışını kırınım sonuçları Şekil 4.46'da verilmiştir. XRD sonucunda elementsel tozlardan yansıyan pikler grafik üzerinde sembollerle fazları gösterilmiştir. Toz alaşımın öğütme sürelerine bağlı X-ışını kırınımında yansıyan piklerin değişimleri incelenmiştir.

Mekaniksel alaşımlama sürecinin birinci basamağında (5 saat) Al, Ti, Mg_4O_4 ve B_2O fazlarından yansıyan pikler görülmektedir. Daha sonra 10 saat, 20 saat ve 30 saatlik öğütme işlemi sonrasında elementsel tozlardan yansıyan piklerin şiddetlerinde bir düşüş görülmektedir. Bunun yanı sıra 10 saat, 20 saat ve 30 saatlik öğütme sonrası XRD (Şekil 4.46) sonuçlarından elde edilen pik şiddetleri benzemektedir. Daha sonra 40 saat ve 50 saatlik öğütme işlemi sonrası XRD (Şekil 4.46) sonuçlarından görüldüğü gibi pik şiddetlerinin hızlı bir şekilde düştüğü ve büyük bölümünün kaybolmaya başladığı görülmektedir. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının 100 saat öğütme sonrası XRD (Şekil 4.46) grafiğinde tüm piklerin kaybolduğu ve sadece amorf yapıyı temsil eden geniş kırınım pikinin olduğu görülmektedir. Sonuç olarak 100 saat öğütme sonrası $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımı amorf yapıda elde edilmiştir. Devam eden mekaniksel alaşımlama sürecinde (150 saat) $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının XRD (Şekil 4.46) sonucunda belirgin bir pikin ortaya çıktığı görülmektedir. Sonuç olarak 150 saat öğütme işlemi sonrası XRD grafiğinde elementsel tozlardan yansıyan pikin, alaşımda kristal yapı oluşumunun başladığını göstermektedir. Son öğütme süresinde (150 saat) gözlenen pik $Al_{0.5}Mg_{0.5}B_2$ fazı olarak tanımlanmıştır. Benzer bir çalışmada Ding ve ark., yaptıkları çalışmada toz alaşımlarının öğütme sürelerine bağlı olarak alaşımların yapısının amorf olduğunu rapor etmiştir (Ding ve ark., 2018).



Şekil 4.46. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının XRD grafiği

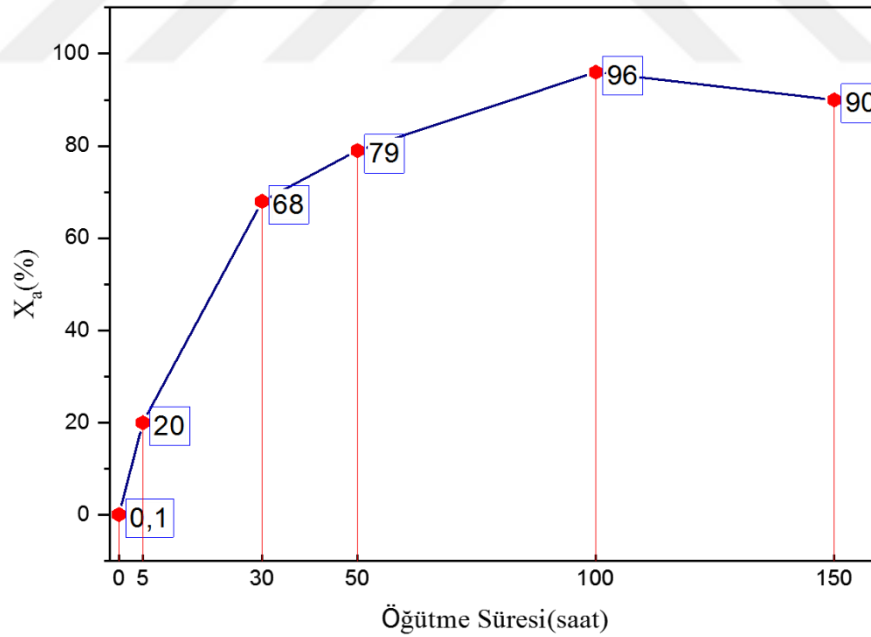


Şekil 4.47. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının 100 saat ve 150 saat öğütme sürelerinde XRD grafiği

MA ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının öğütme süresine bağlı olarak amorf alaşım oluşumunun amorfizasyon derecesi (Denklem 2) kullanılarak hesaplandı (Kong ve ark., 2018). Denklem 2’de X_a amorfizasyon derecesi, I_a öğütülmüş toz alaşımların en şiddetli pikin yoğunluğu ve I_c başlangıçtaki tozların yoğunluğudur.

$$\%Xa = 1 - \frac{Ia}{Ic} \times \%100 \quad (2)$$

Farklı öğütme süreleri için amorfizasyon derecesi hesaplanmıştır. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının (5 saat, 30 saat, 50 saat, 100 saat ve 150 saat) amorfizasyon değerleri Şekil 4.48’de görülmektedir. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının (5 saat, 30 saat, 50 saat ve 100 saat) öğütme süresinde amorfizasyon değerlerinde artış görülmektedir. Alaşımın 100 saat öğütme süresi sonunda amorf yapı oluşumunun gerçekleştiği tanımlanmaktadır. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının daha uzun süreli (150 saat) öğütme sonrası, amorfizasyon derecesinde düşüş görülmekte ve amorf yapının yeniden kristalleşmeye başladığı görülmektedir.



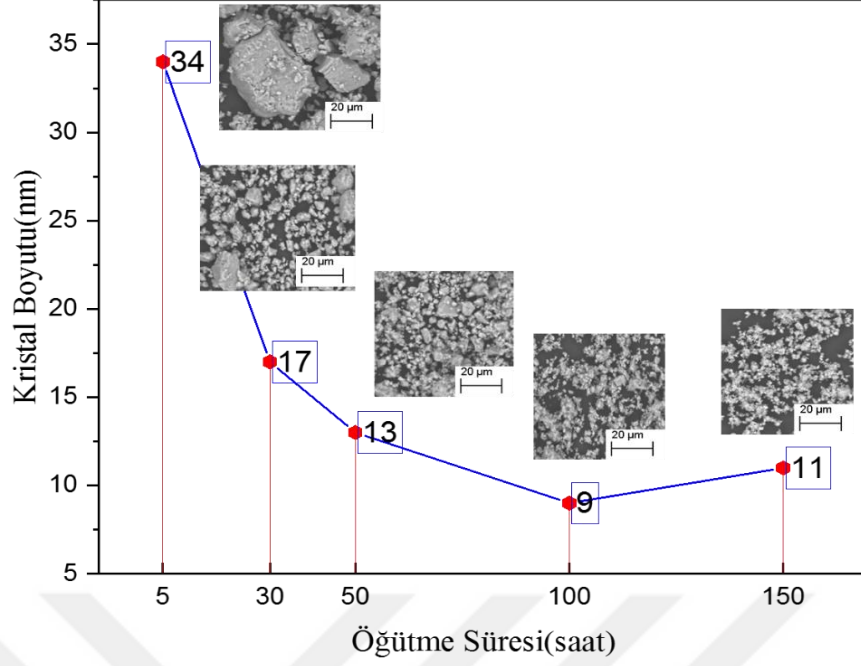
Şekil 4.48. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının öğütme süresine bağlı amorfizasyon sonuçları

Amorf ve nanokristal malzemelerin yapısal ve mekaniksel özellikleri, parçacık ve kristal boyut gibi mikro yapısal bileşenlere bağlıdır. Bu nedenle toz alaşımlar XRD analiz ile mikroyapı özellikleri tespit edilebilmektedir. Toz alaşımların mikroyapı özelliklerinden olan kristal boyut, XRD analizlerinde yaygın olarak kullanılan Debye-Scherrer tekniği ile hesaplanmaktadır. Literatürde yapılan çalışmalarda Debye-Scherrer analizinin diğer tekniklerle de uyum içerişinde olduğu rapor edilmiştir (Pourghahramani ve ark., 2006). Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ toz alaşımının kristal boyutu analizi Debye-Scherrer eşitliği kullanılarak hesaplanmıştır. Bu eşitlik aşağıdaki gibi (Denklem 3)'de gösterilmektedir (Suryanarayana ve ark., 1998). Burada; *D* ortalama kristal boyutunu, λ X-ışını dalga boyunu (λ CuK α = 0.154056 nm) ve θ pikin yansıma açısını temsil etmektedir. *B* ise pikin yarı yükseklikteki tam genişlik değeridir (FWHM).

$$D = \frac{0.9\lambda}{B \cos \theta}$$

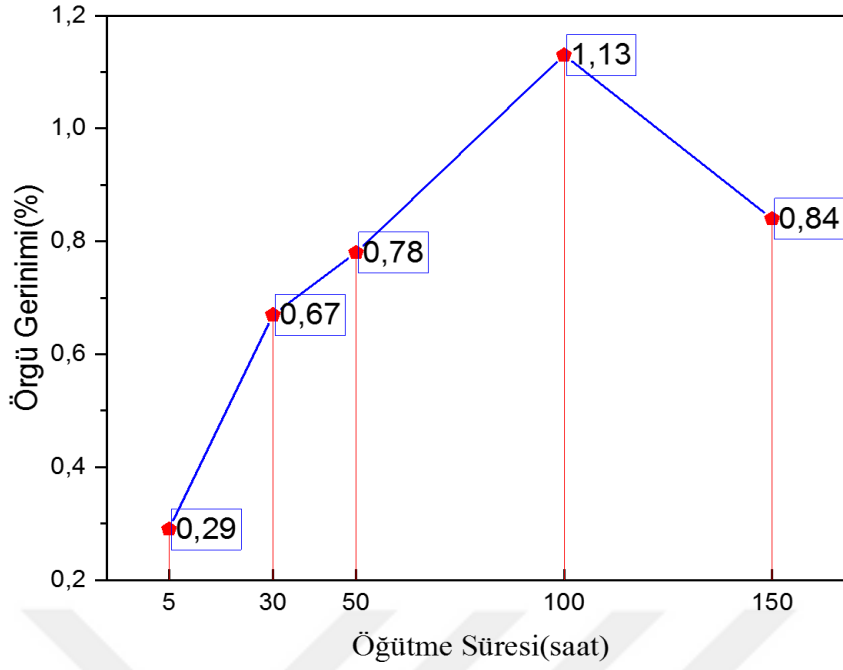
(3)

Mekaniksel alaşımlama tekniğinde öğütme süresinin Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ toz alaşımında kristal boyuttaki değişime etkisi araştırılmıştır. Şekil 4. 49' da toz alaşımın öğütme süresine göre (5 saat, 30 saat, 50 saat, 100 saat ve 150 saat) kristal boyuttaki değişim görülmektedir. Farklı öğütme sürelerinde alaşımın kristal boyutlarında değişimler gözlenmiştir. Şekil 4. 49' dan görüldüğü gibi 5, 30 ve 50 saatlik öğütme süresi sonrasında Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ tozların kristal boyutunda keskin bir düşüş olmakta ve sırasıyla 34 nm, 17 nm ve 13 nm olarak belirlenmiştir. Devam eden 100 saat ve 150 saat öğütme sürelerinde kristal boyut sırasıyla 9 nm ve 11 nm olarak hesaplanmıştır. Şekil 4.49' dan görüldüğü gibi alaşımlama sonrası en düşük kristal boyut 9 nm değeri 100 saat alaşımlama süresinde tespit edilmiş olup ayrıca bu süre amorf yapı oluşum süresine karşılık gelmektedir. Bunu yanı sıra MA ile Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ toz alaşımının 30 saat öğütme işlemi sonrasında kristal boyutunda belirgin bir değişiklik olmadığı görülmektedir. 100 saat öğütme sonrası alaşımlama işleminin devam ettirilerek 150 saat öğütme sonrasında alaşımın kristal boyutu artmıştır, bunun nedeni amorf yapı(100 saat) sonrası kristal yapı oluşumunun başlaması ve amorfizasyon derecesinin azalmasından kaynaklandığı düşünülmektedir (Taghvaei ve ark., 2018).



Şekil 4.49. Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ toz alaşımının zamanına göre kristal boyutundaki değişim

Mekaniksel alaşımlama tekniğinde öğütme süresinin Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ toz alaşımında örgü gerinimine etkisi araştırılmıştır. Şekil 4. 50' de toz alaşımın öğütme süresine göre (5 saat, 30 saat, 50 saat, 100 saat ve 150 saat) örgü gerinimi değişimi görülmektedir. Farklı öğütme sürelerinde alaşımın örgü geriniminde değişimler gözlenmiştir. Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ toz alaşımının farklı öğütme süreleri için hesaplanan örgü gerinim değerleri Şekil 4. 50' de görüldüğü gibi artan öğütme süresiyle beraber örgü gerinimlerinde (ε) artış olduğu görülmektedir. Bu durum mekaniksel alaşımlama (ball milling) tekniği kullanılarak üretilen alaşımlarda görülmektedir (Suryanarayana, 2004). Bu tekniğin üretim mekanizması sürecinde soğuk kaynaklanma (cold-welding) ve kırılmalar (fracturing) enerji birikiminin meydana gelmesinden kaynaklanmaktadır. Bunun sonucu olarak alaşımların örgü gerinim değerlerini artırır. Buna ek olarak öğütme süresince toz elementlere bilyelerin darbe etkisinde örgü gerinim değerlerini artırmaktadır. Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ toz alaşımının artan öğütme süresiyle kristal boyutunda düşüş gözlenirken Şekil 4. 50' de artan öğütme süresiyle örgü gerinim değerlerinde artış gözlenmektedir. Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ toz alaşımının artan öğütme sürelerinde (5 saat, 30 saat, 50 saat, 100 saat ve 150 saat) örgü gerinim değerlerinde 100 saatlik alaşımlama süresine kadar belirli bir artış gözlenirken, sonraki 150 saatlik alaşımlama süresinde düşüş görülmektedir. Literatürde bu sonuçlara benzer mekaniksel alaşımlama ile yapılan çalışmalara rastlanılmaktadır (Murali ve ark., 2016; Yekta ve ark., 2019). Bunun yanı sıra Şekil 4. 50' de en yüksek örgü gerinim değeri 100 saat öğütme sonrası Al₇₈Mg₁₅Ti₆B₁ toz alaşımına ait olduğu görülmektedir.

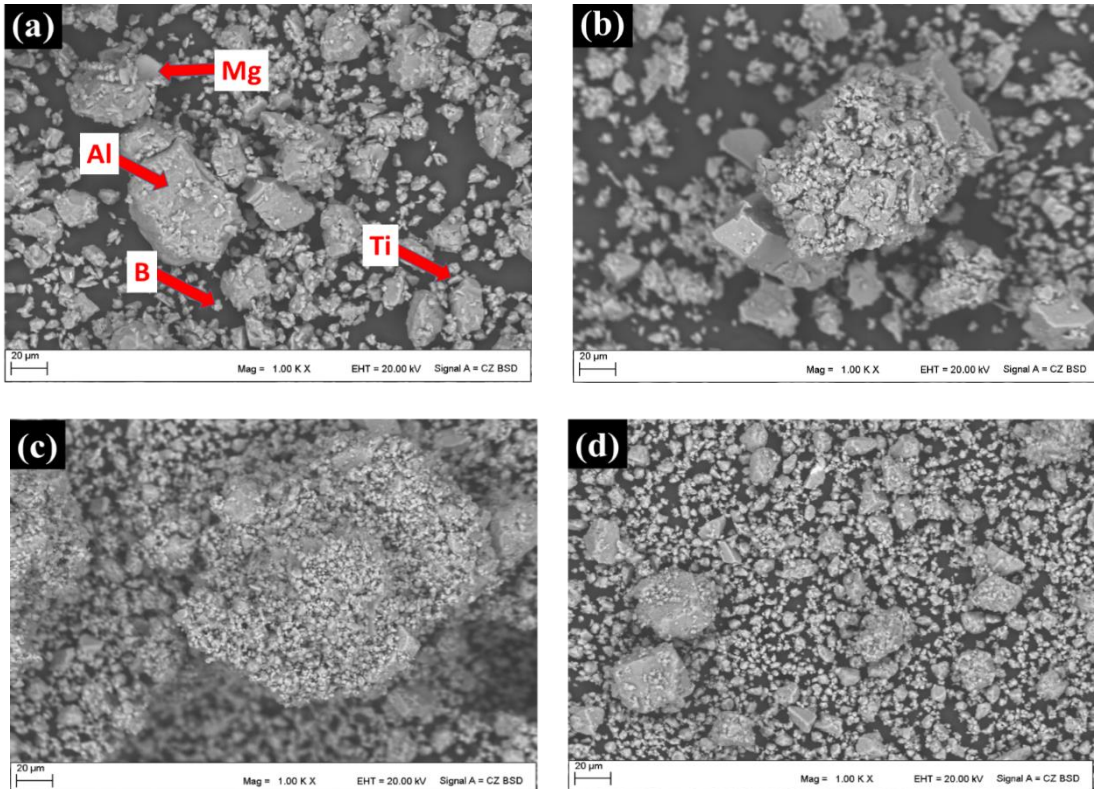


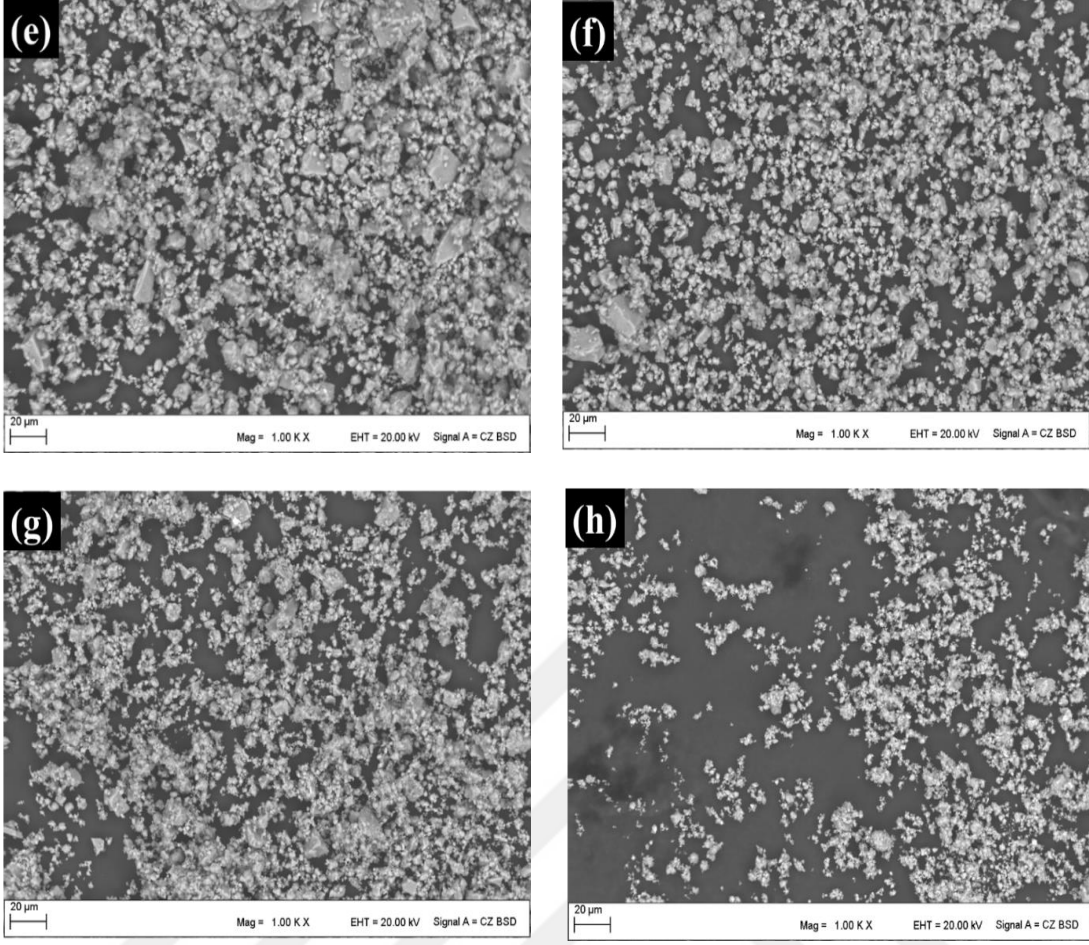
Şekil 4.50. MA ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımların artan öğütme süresiyle örgü gerinim sonuçları

4.2.2. SEM analiz sonuçları

MA ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının öğütme süresince (5 saat, 10 saat, 20 saat, 30 saat, 50 saat, 100 saat ve 150 saat) alaşımın morfolojik yapısında meydana gelen değişimler SEM ile incelendi. MA ile 5 saat, 10 saat, 20 saat, 30 saat, 50 saat, 100 saat ve 150 saat farklı öğütme sürelerinde üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının SEM görüntüleri Şekil 4.51(a-h)'de görülmektedir. Mekaniksel alaşımlama tekniğinde öğütme süresine bağlı olarak toz alaşımların parçacık boyutlarında değişim meydana gelmektedir. Bu değişimin sebebi toz elementlere bilyelerin çarpması sonucu aktardıkları kinetik enerjidir. Alaşımda kullanılan Al, Mg, Ti ve B elementsel tozları farklı parçacık boyutlarına ve şekillere sahiptir Şekil 4.51-a'da görülmektedir. Ayrıca başlangıç elementsel tozlar EDX ile tespit edilerek Şekil 4.51-a'da işaretlenmiştir. Mekaniksel alaşımlama tekniğinin çalışma prensibinin ilk aşamasında tozlar ile bilyeler çarpışarak elementsel tozlarda deformasyon meydana getirmektedir. İlk aşamada tozlarda yapısal bozulma gerçekleşti ve bir araya araya gelerek kümelenme olduğu görülmekte ve bu durum soğuk kaynaşma olarak tanımlanmaktadır (Suryanarayana, 2004). Bu aşamada alaşım daha oluşmamaktadır ve XRD (Şekil 4.46) analizde elde edilen piklerde bu durum doğrulanmaktadır. Soğuk kaynaşma aşaması tozların parçacık boyutlarında belirli bir büyüklüğe gelinceye kadar devam etmektedir. Şekil 4.51 b-c'de $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının 10 saat ve 20 saat alaşımlama sonrası SEM görüntülerinde soğuk kaynaşma olduğu görülmektedir. İkinci aşamada kümeleşen tozların

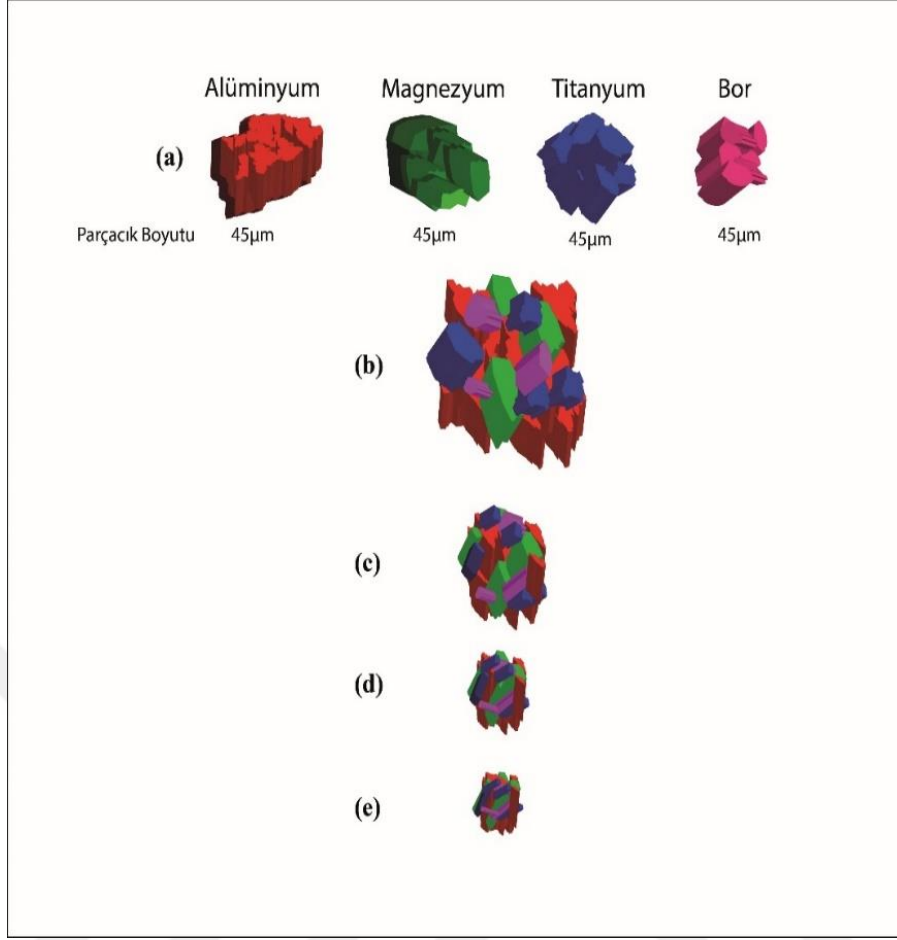
kırılması (fracturing) olarak tanımlanan değişim meydana gelmektedir. Alaşımlama süresinin devam etmesiyle birlikte elementsel tozlar reaksiyona geçmektedir. Şekil 4.51 d-h'de $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının SEM görüntülerinde görüldüğü gibi toz parçacıklarının boyutlarında öğütme süresine bağlı olarak düşüş ve yapının homojen bir görünüme sahip olduğu görülmektedir. Mekaniksel alaşımlama sürecinin bu kısmında XRD (Şekil 4.46) grafiğinde tespit edilen pik şiddetlerinin düşerek kaybolması 100 saat alaşımlama sonrası $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımı amorf yapıya dönüşmektedir. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımı alaşımlama sonrası Şekil 4.51 d-g'de görüldüğü gibi toz parçacıklarında boyutsal olarak keskin bir düşüş görülmektedir. Alaşımlamanın son kısmında Şekil 4.51'de görüldüğü gibi 150 saat'te toz parçacık boyutlarının en düşük seviyede olduğu görülmektedir. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımı Şekil 4.51'de görülen SEM görüntülerinde alaşımlama sürecinde oluşan deformasyon sonucu meydana gelen elementsel tozlarda oluşan kümelenme ve kırılma süreçleri gözlenmektedir. Alaşımlama sürecinin tamamlanmasıyla beraber elde edilen alaşımın homojen bir yapıya sahip olduğu gözlenmiştir. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımı 30 saat alaşımlama sonrası parçacık boyutları yaklaşık 1 μm gibi ortalama bir büyüklüğe sahip olduğu tespit edilmiştir. Toz alaşımlarda parçacık boyutlarının düşmesi, alaşımın kristal boyutunun da düşmesi demektir. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının XRD grafiğinden elde edilen kristal boyut analizinde 100 saat'de amorf ve 150 saat'de nanokristal yapıda olduğu tespit edilmiştir.





Şekil 4.51. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının öğütme sonrası SEM görüntüleri; (a) 5 saat, (b) 10 saat, (c) 20 saat, (d) 30 saat, (e) 40 saat, (f) 50 saat, (g) 100 saat ve (h) 150

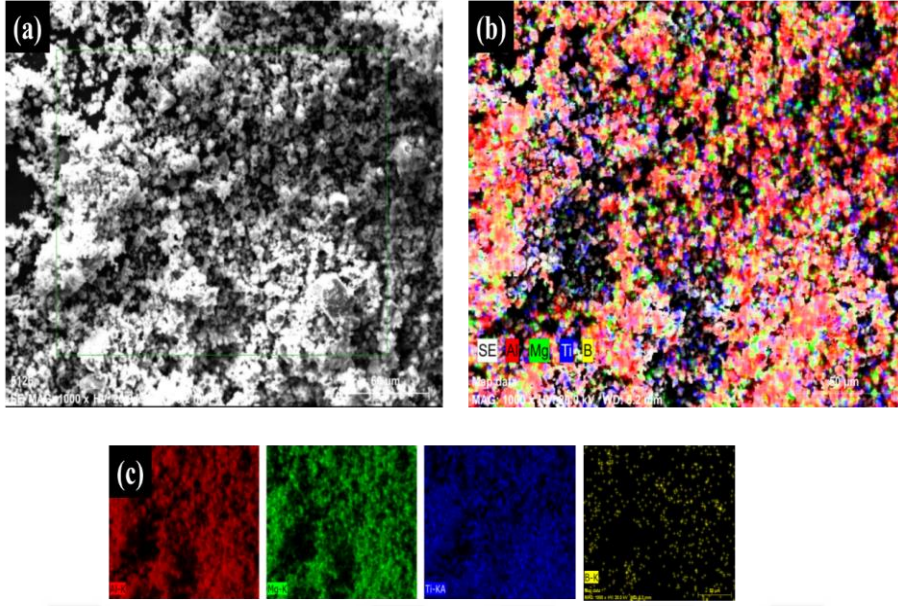
Şekil 4.52’de mekaniksel alaşımlama ile elementel toz alaşımların üretim aşamasında ki parçacık boyutlarında gerçekleşen değişim mekanizması şematik olarak gösterilmiştir. Şekil 4.52a’de elementel tozların başlangıç saf halleri gösterilmektedir. Şekil 4.52 (b,c ve d)’de bilyelerin çarpması ile alaşım tozlarında oluşan soğuk kaynaşma ve kırılma aşamaları görülmektedir. Son olarak alaşımının Şekil 4.52’de ise homojen bir alaşımın sentezlendiği görülmektedir.



Şekil 4.52. Mekaniksel alaşımlama mekanizmasının şematik gösterimi

4.2.3. EDX analiz sonuçları

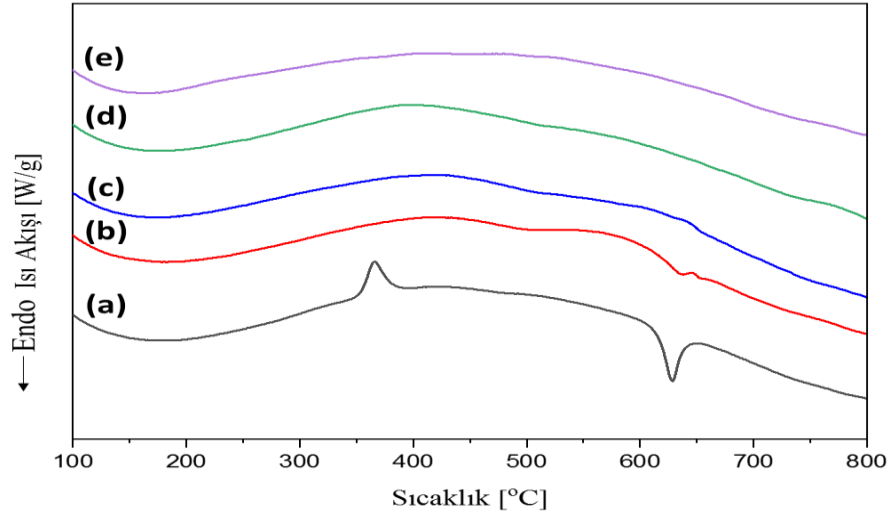
Mekaniksel alaşımlama tekniği ile toz alaşımların homojen olarak elde edilmesi en önemli basamaklardan biridir. Bu nedenle tez çalışmasında MA ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ 100 saat alaşımlama sonrası elde edilen toz alaşıma EDX analizi yapıldı. Mekaniksel alaşımlama tekniği ile alaşım üretiminde elementsel tozlarda atomik boyutta katı katı reaksiyonu gerçekleşerek homojen bir alaşım elde edilebilmektedir. Şekil 4.53’de 100 saatlik alaşımlama sonrasında elde edilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının SEM haritalama analiz sonuçları verilmiştir. Şekil 4.53’de verilen EDX haritalama görüntüsünde elde edilen alaşımın homojen olarak dağılımı görülmektedir. Başlangıç toz elementleri Al (kırmızı), Mg (yeşil), Ti (mavi) ve B (sarı) renklerle gösterilmektedir. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımı başlangıç nominal bileşime uyumlu olduğu görülmektedir. MA sürecinde merkezkaç kuvveti ile oluşan bilye havan çeperi çarpışması sonucunda tozlarda deformasyon oluşmuştur. Bu işlem sonucunda Mg ve B elementlerinin Al içinde çözünerek katı çözeltiler meydana gelmiştir. EDX analizi, $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının 100 saatlik öğütme süresi sonrasında alaşımın homojen bir yapıda olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 4.53. $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımlarının 100 saatlik alaşımlama sonrası SEM-EDX haritalama sonuçları

4.2.4. DTA analiz sonuçları

Mekaniksel alaşımlama ile farklı öğütme sürelerinde (5 saat, 30 saat, 50 saat, 100 saat ve 150 saat) üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımlarının DTA analiz sonuçları Şekil 4.54'de verilmiştir. DTA analizleri $100\text{ }^{\circ}\text{C} - 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ arasında ve $30\text{ }^{\circ}\text{C} / \text{dak}$ ısıtma hızında incelenmiştir. Şekil 4.54-a 'da DTA sonucu incelendiğinde; 5 saat öğütme sonrası $370\text{ }^{\circ}\text{C}$ civarında bir ekzotermik pik ve $660\text{ }^{\circ}\text{C}$ civarında da bir endotermik pik tespit edilmiştir. $370\text{ }^{\circ}\text{C}$ civarında gözlenen ekzotermik pikin, alaşımı oluşturan elementlerin reaksiyona girmesi sonucu yeni intermetalik fazların oluşumunu temsil ettiği tahmin edilmektedir. $660\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'de görülen endotermik reaksiyonun alüminyumun erime sıcaklığını temsil ettiği düşünülmektedir. Şekil 4.54b-e 'den görüldüğü gibi $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımlarında herhangi bir pik gözlenmemiştir. Bunun sebebi 30 saatlik alaşımlama sonrası elementel tozların reaksiyona girmesiyle toz parçacıklarında kırılmalar oluşmakta ve bu durum SEM görüntülerini doğrulamaktadır.

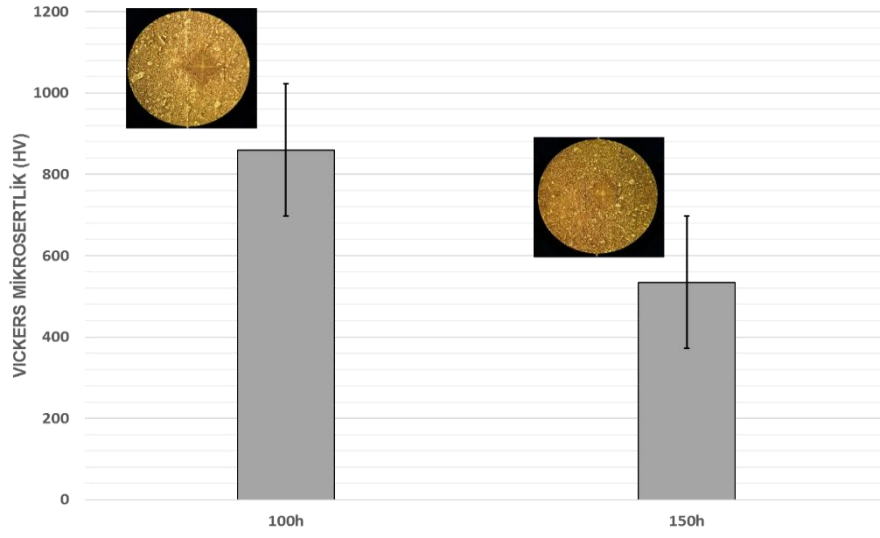


Şekil 4.54. MA ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının DTA analiz sonuçları: (a) 5 saat, (b) 30 saat, (c) 50 saat, (d) 100 saat ve (e) 150 saat

4.2.5. Mikrosertlik test sonuçları

Mekaniksel alaşımlama tekniği ile 100 saat ve 150 saat öğütme sonrası elde edilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımının mikrosertlik değerleri Vickers mikro sertlik testi ile yapılmıştır. Toz alaşımlara ait mikrosertlik değerleri Şekil 4.55’de verilmiştir. Bu alaşımlardan 100 saatlik öğütme sonrası toz alaşımın amorf yapıda olması, daha sonra 150 saatlik öğütme sonrası amorf yapıdan kristal yapıya dönüşmesi nedeniyle seçilmiştir. Şekil 4.55’de görüldüğü gibi, 100 saat ve 150 saatlik öğütme ile elde edilen toz alaşımların mikro sertlik değeri sırasıyla 859,7 HV ve 534,4 HV olarak hesaplanmıştır. Burada açıkça görüldüğü gibi 100 saatlik öğütme ile elde edilen alaşımın amorfizasyon derecesi %96 olduğundan sertlik değeri, amorfizasyon derecesi %90 olan ve 150 saatlik öğütme ile elde edilen alaşımın değerinden daha yüksektir.

Bu sonuç, MA ile üretilen toz alaşımların mikro sertlik değerlerinin, amorfizasyon derecesi ile orantılı olduğunu ve amorfizasyon derecesinin artması ile mikro sertlik değerinin de arttığını açık olarak ortaya koymuştur. Diğer taraftan bu tez çalışmasında, MA ile amorf olarak elde edilen toz alaşımların mikro sertlik değerinin, aynı kompozisyona sahip fakat normal katılaştırma ile külçe halinde ve kristal yapıda elde edilen alaşımların mikro sertlik değerinde daha yüksek olduğunu ortaya koymuştur. Benzer çalışmada Haddad ve ark., toz alaşımların amorf yapıdan kristal yapı dönüşüm sonrası mikrosertlik değerlerinde düşüş gösterdiği tespit etmişlerdir (Haddad ve ark., 2018).



Şekil 4.55 Mekaniksel alaşımlama ile üretilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ alaşımının 100 ve 150 saat öğütme sonrası Vickers mikro sertlik değerleri

5. SONUÇ ve ÖNERİLER

Bu tezin amacı iki farklı teknikle Al-Mg-Ti-B hafif alaşımlarının üretimi ve bu alaşımların yapısal, ısıl ve mekanik özelliklerinin incelenmesidir. Alaşımlar normal katılaştırma ve mekanik alaşıma teknikleri ile üretildi. Normal katılaştırma (metal kalıba döküm) tekniği ile A grubu ($Al_{92}Mg_5Ti_2B_1$, $Al_{91}Mg_5Ti_2B_2$, $Al_{90}Mg_5Ti_2B_3$, $Al_{89}Mg_5Ti_2B_4$), B grubu ($Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$, $Al_{84}Mg_{10}Ti_4B_2$, $Al_{83}Mg_{10}Ti_4B_3$, $Al_{82}Mg_{10}Ti_4B_4$) ve C grubu ($Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$, $Al_{77}Mg_{15}Ti_6B_2$, $Al_{76}Mg_{15}Ti_6B_3$, $Al_{75}Mg_{15}Ti_6B_4$) dördü alaşımlar külçeler halinde üretildi. Mekanik alaşımlama yöntemi ile $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ farklı öğütme sürelerinde (5 saat, 10 saat, 20 saat, 30 saat, 50 saat, 100 saat ve 150 saat) toz alaşımları üretildi. Elde edilen alaşımların mikroyapı özellikleri XRD (X ışını kırınımı), SEM (Taramalı elektron mikroskobu), EDX (Enerji dağılımlı X ışını spektroskopisi), dalga boyu ayrımlı X ışını floresans spektroskopisi (WXRF) ve OM (Optik invert metal mikroskop) ile incelendi. Bu alaşımların ısıl özellikleri DSC ve DTA ile incelendi. Alaşımların mekanik özelliklerini incelemek için Vickers mikro sertlik testi ve çekme testi yapıldı. Alaşımların yoğunlukları teorik ve deneysel olarak hesaplandı. Bu çalışmada elde edilen bazı önemli sonuçlar aşağıda verilmiştir.

1. NK ile Al-Mg-Ti-B alaşımların külçeler halinde başarı bir şekilde üretildi.
2. NK ile üretilen tüm alaşımların kristal yapıya sahip olduğu tespit edilmiştir. XRD analiz sonuçlarından alaşımların mikro yapılarının; α -Al, β - Al_3Mg_2 , $Al_{12}Mg_{17}$, Al_3Ti ve AlB_2 fazlarından oluştuğu tespit edildi.
3. Alaşımların SEM ve OM görüntülerinde alaşımların morfolojik yapılarında bulunan fazlar belirlenmiş ve bu fazlardan; koyu renkli temel alan α -Al fazı, çubuksu yapıları Al_3Ti fazı, gri renkli yapının β - Al_3Mg_2 fazı ve noktamsı küçük kırık yapılarında AlB_2 fazı olduğu belirlenmiştir
4. SEM ve OM görüntüleri ile belirlenen fazlar, EDX analiz ile doğrulanmıştır.
5. XRF analizi ile alaşımların kompozisyonlarının homojen ve başlangıç oranları ile benzer olduğu tespit edilmiştir.
6. NK ile üretilen tüm alaşımların DSC analizinde sadece alüminyumun erime sıcaklığını temsil eden $660^\circ C$ 'de endotermik bir pik gözlenmiştir.
7. NK ile üretilen tüm alaşımların mikro sertlik değerleri; $122,3 \pm 5$ HV ile 207 HV arasında hesaplanmıştır. Alaşımların sertlik değerleri, bor ve titanyum oranının artışı ile artmıştır.

8. NK ile üretilen tüm alaşımlar arasında en yüksek gerilme mukavemeti değeri $Al_{85}Mg_{10}Ti_4B_1$ alaşımında 199,96 MPa olarak hesaplanmıştır.

9. MA ile $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımı farklı öğütme sürelerinde başarı bir şekilde üretildi. EDX sonuçlarına göre alaşımların homojenliği, başlangıç kompozisyonu ile uyumludur.

10. 100 saat ve 150 saat öğütülmüş $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımları için Vickers mikrosertlik değerleri sırasıyla 859,7 HV ve 534,4 HV olarak hesaplanmıştır.

11. MA ile elde edilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımların termal stabilitesi $800^{\circ}C$ 'ye kadar uygulamalar için uygun olduğu tespit edilmiştir.

12. MA ile elde edilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımı 100 saatlik alaşımlama süresinden sonra amorf olarak üretildiği tespit edildi.

13. MA ile elde edilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımı 150 saatlik alaşımlama sonrasında ise alaşımda kristalleşme başladığı gözlemlendi.

14. MA ile elde edilen $Al_{78}Mg_{15}Ti_6B_1$ toz alaşımlarında en düşük kristal boyut 9 nm 100 saat alaşımlama süresinde olup ayrıca bu süre amorf yapı oluşum süresine karşılık gelmektedir.

Alüminyum döküm ve toz alaşımları, ısıtılabilir ve ısıtılabilir uygulamalar için uygun olan endüstride ve sanayi uygulamaları bulunmaktadır. Endüstride alüminyumun tercih edilen kullanımları hafiflik ve yüksek dayanım özelliğinden dolayı otomobil, uzay ve havacılık için vazgeçilmezdir. Bu tez kapsamında NK ile üretilen külçe alaşımların düşük yoğunluk ve yüksek sertliklerinden dolayı taşıt ve elektronik teknolojilerinde kullanımlar için tercih edilebilir. MA ile üretilen toz alaşımların amorf ve nanokristal yapısından dolayı temperleme işlemi sonrası imalatı zor olan makine sanayinde kullanımlarda tercih edilebilir.

Tez kapsamında elde edilen $AlMgTiB$ alaşımlarının kullanım alanlarının tespitine ilişkin olarak gerek döküm özellikleri gerekse toz metalürjisi için gelecekte yapılacak çalışmalara öneriler aşağıda listelenmiştir.

1. Al ve Mg alaşımlarının üretimi için kontrollü basınçlı döküm yöntemi ile üretilmesi araştırılabilir.
2. Korozyon ve aşınma özellikleri araştırılabilir.
3. Isıtılabilir T6 gibi yöntemler uygulanarak özelliklere etkisi araştırılabilir.
4. Mekaniksel alaşımlama ile üretilen Al-Mg toz alaşımlarında ısıtılabilir uygulamalar için kullanım yerleri araştırılabilir.

KAYNAKLAR

- Akat, E. (2010). *Katıhal Fiziği Temelleri*. Papatya Bilim. ISBN:6054220168. Türkiye. 568s.
- An, X. G., Liu, Y., Ye, J. W., Wang, L. Z., Wang, P. Y. (2016). Grain refining efficiency of SHS Al-Ti-B-C master alloy for pure aluminum and its effect on mechanical properties. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 29(8), 742-747.
- ASTMC693-93. (2008). ASTM C 693-93. *Standard test method for density of glass by buoyancy*.
- Avar, B., Göğebakan, M. (2017). Mekanik Alaşım ile Süresince Al₈₅Co₇Y₈ Alaşımının Faz Değişimi. *Marmara Fen Bilimleri Dergisi*, 29(2), 54-59.
- Avar, B., Şimşek, T., Göğebakan, M. (2019). Mekanik Alaşımlama ile Üretilen Nanokristal Fe₆₀Al₃₀Cu₁₀ (at.%) Tozların Yapısal ve Mekanik Özellikleri. *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part C: Tasarım ve Teknoloji*, 7(1), 184-191.
- Ayday, A. (2018). Çinko-Alüminyum esaslı ZA-12 alaşımının mikroyapı ve darbe dayanımına bor elementinin etkisi. *Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 20(1), 243-249.
- Aydoğan, Ş. (2014). *Katıhal Fiziği*. Nobel Yayıncılık. ISBN:9786051339757. Türkiye. 632s.
- Bai, S., Yi, X., Liu, G., Liu, Z., Wang, J., Zhao, J. J. M. S. (2019). Effect of Sc addition on the microstructures and age-hardening behavior of an AlCuMgAg alloy. *Materials Science Engineering: A*, 756, 258-267.
- Baker, H. (1992). Alloy phase diagrams. *J ASM handbook*, 3, 2-80.
- Başaranel, M., Saklakoğlu, N. (2012). SIMA prosesiyle üretilmiş ETİAL 180 alüminyum alaşımına eser miktarlarda magnezyum ve kalay ilavesinin etkilerinin incelenmesi. *DÜMF Mühendislik Dergisi*, 3(2), 83-90.
- Benjamin, J. S. (1970). Dispersion strengthened superalloys by mechanical alloying. *Metallurgical transactions*, 1(10), 2943-2951.
- Biröl, Y. (1998). Formation and transformation of intermetallic particles in a strip-cast Al-0.8 Fe-0.6 Si alloy. *Zeitschrift Fur Metallkunde*, 89(7), 501-506.
- Bobić, B., Vencl, A., Ružić, J., Bobić, I., Damnjanović, Z. (2019). Microstructural and basic mechanical characteristics of ZA27 alloy-based nanocomposites synthesized by mechanical milling and compocasting. *Journal of Composite Materials*, 53(15), 2033-2046.
- Börner, I., Eckert, J. (2001). Phase formation and properties of mechanically alloyed amorphous Al₈₅Y₈Ni₅Co₂. *Scripta materialia*, 45(2), 237-244.
- Bu, L. P., Yang, G., Li, G. L., Zhang, W. D., De, X. H. (2013). Effect of B₂O₃ on microstructures and mechanical properties of cast Mg-Al-Ti-B alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23(8), 2260-2264.
- Bunn, A., Schumacher, P., Kearns, M., Boothroyd, C., Greer, A. (1999). Grain refinement by Al-Ti-B alloys in aluminium melts: a study of the mechanisms of poisoning by zirconium. *Materials science and technology*, 15(10), 1115-1123.

- Cai, Y. H., Wang, C., Zhang, J. S. (2013). Microstructural characteristics and aging response of Zn-containing Al-Mg-Si-Cu alloy. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 20(7), 659-664.
- Candan, S., Candan, E. (2018). Comparative study on corrosion behaviors of Mg-Al-Zn alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 28(4), 642-650.
- Carlson, O. (1990). The Al-B (aluminum-boron) system. *Journal of Phase Equilibria*, 11(6), 560-566.
- Çağlar, B., Kurnaz, C. (2003). Sıkıştırma Döküm Yöntemi ile Üretilen Ti-B ilaveli ZA-12 Alaşımının özelliklerinin İncelenmesi. *SAÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 7(2), 210-218.
- Çetin, A. (2020). Alaşımların yapısı, Ara bileşikler. *Mühendishane, Malzeme Mühendisliği Akademisi*.<https://muhendishane.org/kutuphane/temel-alzemebilgisi/arabilesikler/>. (Erişim Tarihi:27.04.2020).
- Çolak, M., Kayıkcı, R. (2009). Alüminyum Dökümlerinde Tane İnceltme. *SAÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 13, 11-17.
- Das, S., Lim, N., Kim, H., Park, C. (2010). Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of twin roll casted Al-5.5Mg-0.02 Ti alloy. *Materials & Design*, 31(6), 3111-3115.
- Dias, L., Coelho, C., Trindade, B., Froes, F. (2002). *Mg-rich light alloys synthesised by mechanical alloying*. Paper presented at the Key Engineering Materials.
- Dikici, M. (2012). *Katıhal Fiziği*. Seçkin Yayıncılık. ISBN:9789750219191. Türkiye. 424s.
- Ding, C., Cheng, Y., Li, X., Peng, C., Wang, L. (2018). Microwave Absorption Properties of Fe-Based Amorphous Particles Prepared Using Ball-Milling Method. *Journal of Electronic Materials*, 47(10), 5981-5986.
- Durlu, T. N. (1992). *Katıhal Fiziğine Giriş*. Bilim Yayıncılık. ISBN: 975-556-000-9. Türkiye. 311s.
- Fakhraei, O., Emamy, M., Farhangi, H. (2013). The effect of Al-5Ti-1B grain refiner on the structure and tensile properties of Al-20% Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 560, 148-153.
- Fang, D., Duan, Q., Zhao, N., Li, J., Wu, S., Zhang, Z. (2007). Tensile properties and fracture mechanism of Al-Mg alloy subjected to equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, 459(1-2), 137-144.
- Geist, D., Kloss, R., Follner, H. (1970). Verfeinerung des β -rhomboedrischen Bors. *Acta Crystallographica Section B: Structural Crystallography and Crystal Chemistry*, 26(11), 1800-1802.
- Gostariani, R., Asadabad, M. A., Paydar, M. H., Ebrahimi, R. (2017). Morphological and phase evaluation of Al/15 wt.% BN nanocomposite synthesized by planetary ball mill and sintering. *Advanced Powder Technology*, 28(9), 2232-2238.
- Göymen, G., Demirel, B. (2013). *Katı Hale Giriş*. Gazi Kitabevi. ISBN:9786053440208. Türkiye. 182s.
- Gündüz, S. (2013). *Metalurjide Faz Diyagramları*. Seçkin Yayıncılık. ISBN:9750223310. Türkiye. 226s.

- Haddad, A., Ouldbrahim, I., Azzaz, M. (2018). Structure, magnetic and microwave studies of mechanically alloyed powders Fe₄₅Ni₃₅Co₂₀. *Micro & Nano Letters*, 13(7), 974-978.
- Hanawalt, J., Rinn, H., Frevel, L. (1938). Chemical analysis by X-ray diffraction. *Industrial & Engineering Chemistry Analytical Edition*, 10(9), 457-512.
- Handbook, A. (1992). Vol. 3: alloy phase diagrams. *ASM International, Materials Park, OH, USA*, 2, 48.
- Hekimoğlu, A. P., Turan, Y. E., İsmailoğlu, İ. İ., Akyol, M. E., Şen, E. (2019). Effect of grain refinement with boron on the microstructure and mechanical properties of Al-30Zn alloy. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 34(1), 523-534.
- Hermann, K. (2017). *Crystallography and Surface Structure*. Wiley. ISBN:9783527633319. USA. 448 s.
- Hook, J. R., Hall, H. E. (1999). *Katıhal Fiziği*. Literatür Yayıncılık. ISBN: 9789757860938. Türkiye. 470s.
- Hu, Z., Wan, L., Wu, S., Wu, H., Liu, X. (2013). Microstructure and mechanical properties of high strength die-casting Al–Mg–Si–Mn alloy. *Materials & Design*, 46, 451-456.
- Huashun, Y., Kim, J., Kang, S. (2004). The formation of AlN and TiN particles during nitrogen bearing gas injection into Al–Mg–Ti melt. *Materials Science and Engineering: A*, 386(1-2), 318-325.
- Jevins, A. (1938). M. Straumannis u. K. Karlsons: *Z. phys. Chem. Abt. B Riga Bd*, 40, 347-356.
- Ji, S., Yan, F., Fan, Z. (2015). Development of a high strength Al–Mg₂Si–Mg–Zn based alloy for high pressure die casting. *Materials Science and Engineering: A*, 626, 165-174.
- Ji, S., Yang, W., Gao, F., Watson, D., Fan, Z. (2013). Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al–Mg–Si–Mn and Al–Mg–Si diecast alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 564, 130-139.
- Ji, S. X., Watson, D., Wang, Y., White, M., Fan, Z. Y. (2013). *Effect of Ti addition on mechanical properties of high pressure die cast Al-Mg-Si alloys*. Paper presented at the Materials Science Forum.
- Jun, W. K., Willens, R., Duwez, P. (1960). Non-crystalline structure in solidified gold–silicon alloys. *Nature*, 187(4740), 869.
- Kabak, M. (2004). *X Işınları Kristalografisi*. Bıçaklar Kitabevi. ISBN: 9789758695072. Türkiye. 234s.
- Kalisvaart, W., Wondergem, H., Bakker, F., Notten, P. (2007). Mg–Ti based materials for electrochemical hydrogen storage. *Journal of materials research*, 22(6), 1640-1649.
- Kang, H.-S., Du, S.-L., Doh, J.-M., Yoon, J.-K., Shon, I.-J. (2014). Simultaneously rapid synthesis and consolidation of nanostructured Mg 0.3 Al 1.4 Ti 1.3 O 5 by high-frequency induction heating. *Electronic Materials Letters*, 10(3), 529-533.
- Kaya, Y. (2018). Investigation of copper-aluminium composite materials produced by explosive welding. *Metals*, 8(10), 780.

- Kittel, C. (2014). *Katı Hal Fiziğine Giriş*. Palme Yayıncılık. ISBN:6053552253. Türkiye. 680s.
- Kong, J., Song, X., Shao, X., Liu, X., Feng, S. (2018). The preparation, formation mechanism and magnetic properties of a Fe-Cr-Mn-N amorphous alloy. *Advanced Powder Technology*, 29(12), 3348-3356.
- Kurşun, C. (2015). *Amorf Ve Nanokristal Yapıda Üretilen $Cu_{50}Zr_{40}Ni_5M_5$ ($M= Al, Y, Ti, Mg, Si$) Alaşımlarının Yapısal, Isısal ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi*. Doktora Tezi. Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı Kahramanmaraş 131s.
- Kurt, H. İ. (2013). *Alüminyum-Magnezyum-Titanyum (Al-Mg-Ti) Alaşımlarının Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerine Magnezyum ve Titanyum Elementlerinin Etkisinin Araştırılması*. Doktora Tezi. Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi İstanbul. 183s.
- Kurt, H. İ. (2016). Theoretical Analysis of the Ductility, Porosity, Hardness and Density in Aluminum–Magnesium alloys with Titanium. *Anadolu Üniversitesi Bilim Ve Teknoloji Dergisi A-Uygulamalı Bilimler ve Mühendislik*, 17(1), 151-158.
- Kurt, H. İ. (2017). Optimization of Tensile Strength of Al Alloys with Mg and Ti. *El-Cezeri Journal of Science Engineering*, 4(1).
- Kurt, H. İ., Guzelbey, İ., Salman, S. (2018). An experimental study of investigating the relationships between structures and properties of al alloys included with high Mg and high Ti. *International Journal of Materials International Journal of Materials Product Technology*, 56(3), 271-283.
- Kurt, H. İ., Guzelbey, İ., Salman, S., Asmatulu, R., Dere, M. (2016). Investigating the relationships between structures and properties of Al alloys incorporated with Ti and Mg inclusions. *Journal of Engineering Materials Technology*, 138(3), 031006.
- Lu, L., Lai, M. O., Toh, Y., Froyen, L. (2002). Structure and properties of Mg–Al–Ti–B alloys synthesized via mechanical alloying. *Materials Science and Engineering: A*, 334(1-2), 163-172.
- Lu, T., Pan, Y., Wu, J. L., Tao, S. W., Chen, Y. (2015). Effects of La addition on the microstructure and tensile properties of Al-Si-Cu-Mg casting alloys. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 22(4), 405-410.
- Ma, P. C., Zhang, D., Zhuang, L. Z., Zhang, J. S. (2015). Effect of alloying elements and processing parameters on the Portevin-Le Chatelier effect of Al-Mg alloys. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 22(2), 175-183.
- McHenry, M. E. (2012). *Structure of Materials: An Introduction to Crystallography, Diffraction and Symmetry* Cambridge University Press. ISBN: 978-1107005877. England. 768s.
- Muhaffel, M. R. (2012). *Mikro Ark Oksidasyon İşlemi Uygulanmış Silisyum Karbür Takviyeli AZ91D Magnezyum Alaşımının Korozyon ve Aşınma Özelliklerinin İncelenmesi*. Doktora Tezi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği İstanbul. 63s.
- Murali, M., Babu, S. K., Krishna, B. J., Vallimanalan, A. (2016). Synthesis and characterization of AlCoCrCuFeZnx high-entropy alloy by mechanical alloying. *Progress in Natural Science: Materials International*, 26(4), 380-384.

- Osorio, W. R., Goulart, P. R., Garcia, A., Santos, G. A., Neto, C. M. (2006). Effect of dendritic arm spacing on mechanical properties and corrosion resistance of Al 9 Wt Pct Si and Zn 27 Wt Pct Al alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(8), 2525-2538.
- Ozhdelnia, O., Shokuhfar, A. (2012). *Effect of TiC Particles Volume Fraction on the Mutual Diffusion of Al and Mg during Fabrication of Al-4.5 wt% Mg/TiC via Mechanical Alloying Process*. Paper presented at the Defect and Diffusion Forum.
- Öztürk, F., Pekel, H. (2008). Ülkemizde Hafif Metal Alaşımlarının Kullanımı ve Geliştirilmesi. *Conference: Çukurova Üniversitesi 30.Yıl Sempozyumu*.
- Pourghahramani, P., Forssberg, E. J. I. J. o. M. P. (2006). Microstructure characterization of mechanically activated hematite using XRD line broadening. *International Journal of Mineral Processing*, 79(2), 106-119.
- Povstugar, I., Streletskii, A., Permenov, D., Kolbanev, I., Mudretsova, S. (2009). Mechanochemical synthesis of activated Me–BN (MeAl, Mg, Ti) nanocomposites. *Journal of Alloys and Compounds*, 483(1-2), 298-301.
- Prach, O., Trudonoshyn, O., Randelzhofer, P., Körner, C., Durst, K. (2019). Effect of Zr, Cr and Sc on the Al–Mg–Si–Mn high-pressure die casting alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 759, 603-612.
- Quested, T., Greer, A. (2004). The effect of the size distribution of inoculant particles on as-cast grain size in aluminium alloys. *Acta materialia*, 52(13), 3859-3868.
- Razazi, H. A., Paidar, M., Ojo, O. O. (2018). Effect of Mn and Cr on structure and mechanical properties of Al-10% Mg-0.1% Ti alloy. *Vacuum*, 155, 619-630.
- Sailer, R., McCarthy, G. (1993). ICDD grant-in-aid. *Fargo, North Dakota, USA: North Dakota State university*.
- Sarkuysan, M. S. (2006). Ülkelerin 2006 Yılı Primer Metal Üretimleri. *TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası*.
- Schumacher, P., Greer, A., Worth, J., Evans, P., Kearns, M., Fisher, P., Green, A. (1998). New studies of nucleation mechanisms in aluminium alloys: implications for grain refinement practice. *Materials science and technology*, 14(5), 394-404.
- Scudino, S., Sakaliyska, M., Surreddi, K., Eckert, J. (2009). Mechanical alloying and milling of Al–Mg alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 483(1-2), 2-7.
- Shi, Y. J., Liu, L. J., Zhang, L., Zhang, L. J., Zheng, L., Li, R. X., Yu, B. Y. (2017). Effect of squeeze casting process on microstructures and flow stress behavior of Al-17. 5Si-4Cu-0.5 Mg alloy. *Journal of Iron and Steel Research International*, 24(9), 957 - 965.
- Spittle, J., Sadli, S. (1995). Effect of alloy variables on grain refinement of binary aluminium alloys with Al–Ti–B. *Materials science and technology*, 11(6), 533-537.
- Sun, Y. (1998). *Yaşlanabilir Alüminyum Alaşımlarının Aşınma Davranışları*. Yüksek Lisans Tezi. İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Mühendisliği İstanbul. 106s.
- Suryanarayana, C. (2004). Mechanical Alloying and Milling Marcel Dekker. *EE. UU*, 59-78.
- Suryanarayana, C., Grant, N. J. N. Y. (1998). A Practical Approach Plenum Press. *New York*.

- Suryanarayana, C., Inoue, A. (2017). *Bulk metallic glasses*. CRC press. ISBN:1315153483. 542s.
- Taghvaei, A. H., Khoshrodi, A. M. (2018). Characterization, thermodynamic analysis and magnetic investigation of new soft magnetic amorphous/nanocrystalline Co₅₀Fe₂₁Ti₁₉Ta₅B₅ powders produced by mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, 742, 887-896.
- Thirugnanam, A., Sukumaran, K., Pillai, U., Raghukandan, K., Pai, B. (2007). Effect of Mg on the fracture characteristics of cast Al–7Si–Mg alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 445, 405-414.
- Tillová, E., Chalupová, M., Hurtalová, L., Bonek, M., Dobrzański, L. (2011). Structural analysis of heat treated automotive cast alloy. *Journal of achievements in materials and manufacturing engineering*, 47(1), 19-25.
- Turton, R., Yoğurtçu, Y. K. (2007). *Katların Fiziği*. Aktif Yayınevi. ISBN:9789758986071. Türkiye. 436s.
- Villars, P., Prince, A., Okamoto, H. (1995). *Handbook of ternary alloy phase diagrams*. ASM international Materials Park, OH.s.
- Wu, X. F., Wang, K. Y., Wu, F. F., Zhao, R. D., Chen, M. H., Xiang, J., Ma, S. N., Zhang, Y. (2019). Simultaneous grain refinement and eutectic Mg₂Si modification in hypoeutectic Al-11Mg₂Si alloys by Sc addition. *Journal of Alloys and Compounds*, 791, 402-410.
- Wu, Y., Zhang, J., Liao, H., Li, G., Wu, Y. (2016). Development of high performance near eutectic Al–Si–Mg alloy profile by micro alloying with Ti. *Journal of Alloys and Compounds*, 660, 141-147.
- Yekta, E. B., Adineh, M., Nasiri, H., Shalchian, H. (2019). A new soft magnetic Fe₇₅Ta₅C₂₀ amorphous alloy: Modelling and kinetics approach. *Journal of Alloys and Compounds*, 773, 537-547.
- Youssef, K., Scattergood, R., Murty, K., Koch, C. (2006). Nanocrystalline Al–Mg alloy with ultrahigh strength and good ductility. *Scripta materialia*, 54(2), 251-256.
- Zeren, M., Karakulak, E. (2008). Influence of Ti addition on the microstructure and hardness properties of near-eutectic Al–Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 450(1-2), 255-259.
- Zhang, D., Massalski, T., Paruchuri, M. (1994). Formation of metastable and equilibrium phases during mechanical alloying of Al and Mg powders. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25(1), 73-79.
- Zhang, P., Li, Z., Liu, B., Ding, W., Peng, L. (2016). Improved tensile properties of a new aluminum alloy for high pressure die casting. *Materials Science and Engineering: A*, 651, 376-390.
- Zhang, Q., Xiao, B., Ma, Z. (2013). In situ formation of various intermetallic particles in Al–Ti–X (Cu, Mg) systems during friction stir processing. *Intermetallics*, 40, 36-44.
- Zhang, S., Song, J., Liao, H., Liu, Y., Zhang, G., Ma, S., Tang, A., Atrens, A., Pan, F. J. M. (2019). Effect of Boron on the Grain Refinement and Mechanical Properties of as-Cast Mg Alloy AM50. *Materials*, 12(7), 1100.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Adı, soyadı : Hakan YAYKAŞLI

Uyruğu : T.C.

Doğum tarihi ve yeri : 04.01.1987

Medeni hali : Evli

Telefon : 0 (531) 370 51 87

Faks : 0 (344) 300 18 81

e-posta: hakanyaykasli@gmail.com

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Doktora	Gaziantep Üniversitesi/ Makine Mühendisliği	Tez aşaması
Yüksek lisans	Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi / Fizik	2012
Lisans	Samsun Ondokuz Mayıs Üniversitesi / Fizik	2009
Ön Lisans	Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi / Makine	2020

İş Denevimi

Yıl	Yer	Görev
2013- 2018	Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi	Uzman
2018-	Kahramanmaraş İstiklal Üniversitesi	Öğretim Görevlisi

Yabancı Dil

İngilizce

Projeler

1. “Kimyasal Püskürtme Yöntemi ile Üretilen Bor Katkılı NiO İnce Filmlerinin Elektriksel ve Optiksel Özelliklerinin Ölçülmesi” Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından desteklenmiştir, 2011/3-30YLS, Araştırmacı
2. “Endüstriyel Amaçlı AlMgTiB Hafif Alaşımlarının Üretilmesi, Fiziksel, Isısal ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi” Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından desteklenmiştir. Proje No: 2017/2-42 D, Araştırmacı
3. “Cu-Zr Alaşımlarının Yapısal, Isısal ve Mekaniksel Özelliklerinin İncelenmesi” Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi tarafından desteklenmiştir. Proje No: 2017/4-34 M, Araştırmacı

Yayınlar

1. Hasan Eskalen, **Hakan Yaykaşlı** and Musa Gögebakan, “Synthesis and Characterization of Al-Mg-Ti-B Alloy”, Alloy Materials and Their Allied Applications, Scrivener Publishing LLC, (2020), (61–72).
2. Hasan Eskalen, Serhan Uruş, **Hakan Yaykaşlı** and Musa Gögebakan, “Microstructural Characterization of Ball Milled $Co_{60}Fe_{18}Ti_{18}Nb_4$ Alloys and Their Photocatalytic Performance”, Alloy Materials and Their Allied Applications, Scrivener Publishing LLC, (2020), (91–100).
3. **Yaykaşlı, H.**, & Gögebakan, M. “Normal Katılaştırma Yöntemi İle Üretilen Al-Mg-Ti-B Alaşımının Mikroyapı ve Mekanik Özellikleri”, Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi, (2019), 22(4), 174-182.
4. Musa Gogebakan, Sarwar Ibrahim Saleh, **Hakan Yaykaşlı**, Celal Kursun, Hasan Eskalen “Microstructures and Mechanical Properties Of $Al_{85}Ni_{12.5}Si_{2.5}$ Alloy”, The International Journal of Energy & Engineering Sciences, (2018), 3 (3) 79-8.
5. Saleh, S. I., Gögebakan, M., Omar, M. S., **Yaykasli, H.**, Kursun, C., & Gozeh, B. A. “Annealing Effect on Structural, Thermal and Mechanical Properties of the Binary $Al_{85}Ni_{15}$ Alloy Composition”, Revista Innovaciencia, (2019), 7(1), 1-8.

6. Alver, Ü., Kerli S., Tanriverdi A., **Yaykaşlı H.**, “Synthesis Of Boron Doped ZnO Particles By Hydrothermal Method”, Journal Of Optoelectronics And Advanced Materials, vol.17, pp.439-443, (2015)
7. S. Kerli, U. Alver, **H. Yaykaşlı**, “Investigation of the properties of Indoped NiO films”, Applied Surface Science, 318 (2014) 164–167
8. S. Kerli, U. Alver, **H. Yaykaşlı**, S. Tekerek, “Flor Katkılı ZnO İnce Filmlerin Üretimi ve Fiziksel Özelliklerinin İncelenmesi” Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi, (2014). 2(1), 56-63.
9. S. Kerli, U. Alver, **H. Yaykaşlı**, M. Okumuş “Effect of boron addition on fluorine doped ZnO particles”, Kovove Mater. 52. (2014) 93–98 DOI: 10.4149/km_2014_2_93
10. U. Alver, **H. Yaykaşlı**, S. Kerli, A. Tanriverdi, “Synthesis and chracterization of boron doped NiO thin films produced by spray pyrolysis”, International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, Volume 20, Number 11, November (2013), Page 1097
11. S. Kerli, U. Alver, **H. Yaykaşlı**, B. Avar, A. Tanriverdi, C. Kurşun, “Synthesis of fluorine doped zincoxide particles by hydrothermal method” Asian Journal of Chemistry; Vol. 25, No. 13 (2013), 7539-7542

Kongreler

Uluslararası bilimsel toplantılarda sunulan ve bildiri kitabında basılan bildiriler

1. **Hakan Yaykaşlı**, Musa Göğebakan, “Microstructural Properties of AlFeCuTi Alloy”, International Symposium on Advanced Engineering Technologies, ISADET 2019 Abstract and Proceedings Book, Kahramanmaraş Sütçü İmam University, page 731-733, 02-04 May (2019).
2. **Hakan Yaykaşlı**, Musa Göğebakan, “Microstructural And Mechanical Properties of AlFeCuSi Alloy”, International Symposium on Advanced Engineering Technologies, ISADET 2019 Abstract and Proceedings Book, Kahramanmaraş Sütçü İmam University, page 727-730, 02-04 May (2019).
3. Musa Göğebakan, Hasan Eskalen, **Hakan Yaykaşlı**, “Structural Investigations of Al-Based Alloys”, International Symposium on Advanced Engineering Technologies, ISADET 2019 Abstract and Proceedings Book, Kahramanmaraş Sütçü İmam University, page 470-473, 02-04 May (2019).

4. Musa Göğebakan, Hasan Eskalen, **Hakan Yaykaşlı**, “Synthesis and Characterization of Al-Fe-Cu Alloy”, International Symposium on Advanced Engineering Technologies, ISADET 2019 Abstract and Proceedings Book, Kahramanmaraş Sütçü İmam University, page 503-505, 02-04 May (2019).
5. Musa Göğebakan, Hasan Eskalen, **Hakan Yaykaşlı**, “The Production And Characterization of Al-Fe-Cu-Ti Alloy”, International Symposium on Advanced Engineering Technologies, ISADET 2019 Abstract and Proceedings Book, Kahramanmaraş Sütçü İmam University, page 506-508, 02-04 May (2019).
6. **Hakan Yaykaşlı** and Musa Göğebakan, “Investigation Of Microstructural And Mechanical Properties of Al Based Alloys Produced By Normal Solidification” UCTEA Chamber of Metallurgical& Materials Engineering’s training Center Abstract Book, IMMC 2018 |, 19th International Metallurgy & Materials Congress, Page 470, TUYAP Fair, Convention and Congress Center-Beylikdüzü Istanbul, Turkey, 25-27 October (2018).
7. **Hakan Yaykaşlı** and Musa Göğebakan, “Investigation of Microstructural And Mechanical Properties Of Light Alloys Produced By Casting Method”, 2nd International Conference on Material Science and Technology in Cappadocia (IMSTEC’17), Page 549, October 11-13, 2017, Nevsehir, Turkey
8. **Hakan Yaykaşlı** and Musa Göğebakan, “Microstructure And Mechanical Characteristics of Aluminum Based Alloys”, 2nd International Energy & Engineering Conference, Page 290, 12-13 October 2017, Gaziantep, Turkey
9. **Hakan Yaykaşlı** and Musa Göğebakan, “Microstructure and Mechanical Properties of AlMgTiB Alloys”, 2nd International Energy & Engineering Conference, Page 293, 12-13 October 2017, Gaziantep, Turkey
10. **Hakan Yaykaşlı** and Musa Göğebakan, “Investigation of Structural and Mechanical Properties of Production AlMgTiB by Metal Mold Casting”, International Advanced Researches & Engineering Congress-2017, Page 815, Osmaniye/TURKEY 16-18 November 2017
11. **Hakan Yaykaşlı** and Musa Göğebakan, “Production and Surface Characterisation of AlMgTiB Alloys”, International Advanced Researches & Engineering Congress-2017, Page 806, Osmaniye/TURKEY 16-18 November 2017