



**T.C.
OSMANİYE KORKUT ATA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

DOKTORA TEZİ

DEMET ZALAOĞLU

**TiB₂ PARÇACIK TAKVİYELİ ALÜMİNYUM
ALAŞIM ESASLI KOMPOZİTLERİN TOZ
METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ VE
ÖZELLİKLERİNİN BELİRLENMESİ**

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

OSMANİYE – 2020

**T.C.
OSMANİYE KORKUT ATA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
DOKTORA TEZİ**

**TiB₂ PARÇACIK TAKVİYELİ ALÜMİNYUM ALAŞIM
ESASLI KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ
YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN
BELİRLENMESİ**

DEMET ZALAOĞLU

**MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI**

**OSMANİYE
EKİM– 2020**

TEZ ONAYI

TiB₂ PARÇACIK TAKVİYELİ ALÜMİNYUM ALAŞIM ESASLI
KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ VE
ÖZELLİKLERİNİN BELİRLENMESİ

Demet ZALAOĞLU tarafından Prof. Dr. Mustafa ÜBEYLİ danışmanlığında
Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü **Makine Mühendisliği**
Anabilim Dalı'nda hazırlanan bu çalışma aşağıda imzaları bulunan jüri üyeleri
tarafından oy birliği/çokluğu ile **Doktora Tezi** olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof. Dr. Mustafa ÜBEYLİ
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, OKÜ

.....

Üye: Prof. Dr. Abdül Kadir EKŞİ
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, ÇÜ

.....

Üye: Doç. Dr. Mustafa Serdar KARAKAŞ
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, KTÜN

.....

Üye: Doç. Dr. Kerimcan ÇELEBİ
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, ÇÜ

.....

Üye: Dr. Öğr. Üyesi Yusuf FEDAİ
Endüstri Mühendisliği Anabilim Dalı, OKÜ

.....

Yukarıdaki Jüri kararı Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Yönetim Kurulu'nun/...../..... tarih ve /..... sayılı kararı ile
onaylanmıştır.

Doç. Dr. Tugay AYAŞAN
Enstitü Müdürü, **Fen Bilimleri Enstitüsü**

.....

Bu Çalışma OKÜ Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi Tarafından Desteklenmiştir.

Proje No: OKÜBAP-2018-PT3-011

*Bu tezde kullanılan özgün bilgiler, şekil, çizelge ve fotoğraflardan kaynak göstermeden alıntı yapmak
5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunu hükümlerine tabidir.*

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, bu çalışma sonucunda elde edilmeyen her türlü bilgi ve ifade için ilgili kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını ve bu tezin Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlandığını bildiririm.

Demet ZALAOĞLU

ÖZET

TiB₂ PARÇACIK TAKVİYELİ ALÜMİNYUM ALAŞIM ESASLI KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİNİN BELİRLENMESİ

Demet ZALAOĞLU

Doktora, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Mustafa ÜBEYLİ

Ekim 2020, 171 sayfa

Askeri, uzay, havacılık, otomotiv ve denizcilik gibi endüstriyel alanlarda gelişen teknoloji ile kompozit malzemeler özel bir öneme sahip olmuştur. Farklı takviye malzemelerinin kullanıldığı Al alaşımı esaslı kompozitler ise hem yüksek dayanım ve aşınma direncine sahip olmalarından hem de hafifliklerinden dolayı pek çok alanda önemli bir potansiyele sahiptir. Yapılan bu çalışmada, toz metalurjisi yöntemi ile hazırlanan ve farklı oranlarda TiB₂ seramik parçacık takviyesi içeren saf Al ve Al alaşımı (Al-Zn-Cu-Mg) ana yapıli kompozit numunelerin farklı ısıi işlem şartlarında iç yapı, mekanik ve erozyonlu aşınma özellikleri incelenmiştir. Kullanılan tozların özelliklerini belirleyerek başlanan çalışmalara, toz karışımların sıkıştırılabilirlik özelliklerinin 800 MPa basınç değerine kadar farklı sıkıştırma basınçları uygulanarak incelenmesi ile devam edilmiştir. Daha sonra ise kompozit tozların sıkıştırılabilirlik verileri, doğrusal sıkıştırılabilirlik denklemleri kullanılarak değerlendirilmiştir. Bu işlemlerin ardından, kompozit numuneler 316 MPa sıkıştırma basıncında ve 590 °C sinterleme sıcaklığında üretilmiştir. Sonrasında ise kompozit malzemelere doğal yaşlandırma, 100, 120 ve 140 °C sıcaklıklarda yapılan yapay yaşlandırma ile tavlama ısıi işlemleri uygulanmıştır. ısıi işlemler tamamlandıktan sonra, TEM, EDS, analitik haritalama ve XIK yardımı ile numunelerin iç yapı özellikleri incelenmiştir. Ayrıca, yaşlandırma ısıi işlemlerinden sonra numunelerin sertlik değişimleri incelenmiş ve zamana bağıli yaşlandırma eğrileri elde edilmiştir. Son olarak ise ana yapı, takviye hacim oranı ve gerçekleştirilen ısıi işlemin, kompozit numunelerin mekanik ve aşınma özellikleri üzerine etkisini görebilmek için üç nokta eğme ve erozyonlu aşınma deneyleri yapılmıştır.

Elde edilen sonuçlara göre, tüm numuneler için en yüksek sertlik değerlerine 120 °C'de gerçekleştirilen yapay yaşlandırma işlemiyle ve yaklaşık 11. saatte ulaşılmıştır. Üç nokta eğme deneylerinde en yüksek çapraz kırılma dayanım değerine, T6 ısıi işlemi yapılmış Al alaşım numunelerinde ulaşılrken erozyonlu aşınma deneylerinde ise en iyi sonuca tavllanmış takviyesiz saf Al numunelerde ulaşılmıştır. Ayrıca, her iki ana yapıda da artan TiB₂ parçacık miktarı ile çapraz kırılma dayanımı ve aşınma dayanımının düştüğü gözlemlenmiştir.

Anahtar Kelimeler:
Yaşlanma.

Al alaşımları, Erozyonlu aşınma, Metal esaslı kompozitler, Toz metalurjisi,

ABSTRACT

CHARACTERIZATION of TiB₂ PARTICLE REINFORCED ALUMINUM ALLOY MATRIX COMPOSITES PRODUCED by POWDER METALLURGY TECHNIQUE

Demet ZALAOĞLU

PhD, Department of Mechanical Engineering

Supervisor: Prof. Dr. Mustafa ÜBEYLİ

October 2020, 171 pages

Composite materials have gained a special importance by means of the developing technology in industrial areas such as military, space, aviation, automotive and marine. Al-alloy-based composites, in which different reinforcement materials are used, have an important potential in many areas due to having their high strength and wear resistance as well as their lightness. In this study, the microstructure, mechanical and erosive wear properties of the pure Al and Al alloy (Al-Zn-Cu-Mg) composite samples, which were prepared by powder metallurgy method and included TiB₂ ceramic particle reinforcement at the different proportions, were investigated under different heat treatment conditions. The studies, which were started by determining the properties of the powders used, were continued with the investigation of the compressibility properties of the powder mixtures by applying different compression pressures up to 800 MPa. Then, the compressibility data of composite powders were evaluated by means of linear compressibility equations. Following these processes, the composite samples were produced by pressing at 316 MPa and sintering at 590 °C. After that, annealing, natural aging and artificial aging at 100, 120 and 140 °C were applied to the composite samples. After the heat treatments were completed, the microstructure properties of the samples were investigated with the help of SEM, EDS, analytical mapping and XRD. Furthermore, the hardness changes of the samples were investigated after the aging heat treatments and time-dependent aging curves were obtained. Finally, three point bending and erosive wear tests were carried out to see the effects of the microstructure of matrix, reinforcement volume ratio and the heat treatment on the mechanical and erosive wear properties of the composite specimens.

According to the experimental results, it was determined that the highest hardness values were reached by means of the artificial aging process performed at 120 °C for all samples at ~ 11th hour. While the highest transverse rupture strength value was recorded for the artificially aged aluminum alloy, the annealed pure aluminum samples showed the best performance in the erosive wear tests. Besides, it had been observed that transverse rupture strength and wear resistance decreased with the increase of TiB₂ particle amount in both matrix types.

Keywords: Aging, Al Alloys, Erosive wear, Metal matrix composites, Powder metallurgy.



Çok kıymetli aileme...

TEŞEKKÜR

Doktora tez konumun belirlenerek tez çalışmamın yürütülmesini üstlenen, çalışmalarım süresince değerli bilgi ve tecrübeleriyle katkılarını esirgemeyen danışman hocam Sayın Prof. Dr. Mustafa ÜBEYLİ'ye ve deneylerim sırasında desteğini esirgemeyen Arş. Gör. Emre ÖZER ile tecrübelerinden faydalandığım OKÜ Makine Mühendisliği Bölümü öğretim üyelerine ve araştırma görevlisi arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Teze ait üç nokta eğme ve erozyonlu aşınma deneylerinin yapılması sırasında katkılarını esirgemeyen ve laboratuvar imkanlarını sunan, TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Makine Mühendisliği bölümü öğretim üyesi Sayın Prof. Dr. Teyfik DEMİR ve Konya Teknik Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü öğretim üyesi Sayın Doç. Dr. Mehmet BAĞCI'ya teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca, iç yapı incelemeleri sırasında verdiği destekten dolayı ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümü öğretim elemanı Öğr. Gör. Serkan YILMAZ'a teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam boyunca desteğini esirgemeyen arkadaşlarım; Doç. Dr. Nehir TOKGÖZ, Arş. Gör. Dr. Yasemin ÇELEBİ SEZER, Arş. Gör. Dr. Havva MUMCU ŞİMŞEK ile Musa ERYILMAZ'a ve aileme özellikle annem Hatice KAYRETLİ ve babam Hicabi KAYRETLİ'ye teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca, tez çalışmam boyunca gösterdiği sabır ve anlayıştan dolayı sevgili kızım Zeynep Ela ZALAOĞLU ve en büyük destekçim eşim Doç. Dr. Yusuf ZALAOĞLU'na minnet ve teşekkürlerimi sunarım.

OKÜBAP-2018-PT3-011 numaralı proje ile tezimi maddi olarak destekleyen, Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi ve Bilimsel Araştırma Projeleri Birimine teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

TEZ ONAYI

TEZ BİLDİRİMİ

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	ii
TEŞEKKÜR.....	iv
ÇİZELGELER DİZİNİ	vii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	viii
KISALTMALAR	xv
1. GİRİŞ.....	1
2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR	3
3. KOMPOZİT MALZEMELER	19
3.1 Metal Esaslı Kompozitler.....	22
3.1.1 Alüminyum Esaslı Kompozitler	25
3.1.2 Metal Esaslı Kompozitlerin Üretimi	27
4. TOZ METALURJİSİ.....	30
4.1 Tozların Üretilmesi ve Karıştırılması.....	32
4.2 Sıkıştırma	33
4.3 Sinterleme	34
5. AŞINMA	36
5.1 Erozyonlu Aşınma.....	37
6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	43
6.1 Malzeme.....	43
6.2 Kalıp Üretimi	43
6.3 Toz Özelliklerinin Belirlenmesi ve Toz Karışımlarının Hazırlanması	44
6.4 Tozların Sıkıştırılması.....	45
6.5 Sinterleme	47
6.6 Isıl İşlemler	48

6.7	İç Yapı Özelliklerinin İncelenmesi.....	49
6.7.1	Işık Mikroskop İncelemeleri	49
6.7.2	Taramalı Elektron Mikroskobu (TEM) İncelemeleri	50
6.7.3	X-Işını Kırınımı (XIK) İncelemeleri	50
6.8	Mekanik Deneyler.....	51
6.8.1	Sertlik Ölçümleri	51
6.8.2	Üç Nokta Eğme Deneyleri	51
6.8.3.	Erozyonlu Aşınma Deneyleri	54
7.	DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA	57
7.1	Toz Özellikleri	57
7.2	Sıkıştırılabilirlik ve Yoğunluk Sonuçları	61
7.3	İç Yapı Özellikleri.....	72
7.4	Mekanik Özellikler.....	97
7.4.1	Sertlik Sonuçları.....	97
7.4.2	Çapraz Kırılma Dayanım Sonuçları	109
7.4.3	Erozyonlu Aşınma Deney Sonuçları	113
8.	SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	145
8.1	Sonuçlar	145
8.2	Öneriler	148
	KAYNAKLAR	149
	ÖZGEÇMİŞ	170

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 6.1. Üretilen kompozit numunelerdeki malzemelerin (%) hacim oranları ...	43
Çizelge 7.1. Kullanılan tozların parçacık boyut ölçümü ile elde edilen D_{10} , D_{50} ve D_{90} değerleri.....	60
Çizelge 7.2. Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerin yoğunlaşma katsayıları (K) ve korelasyon katsayıları (R^2)	65
Çizelge 7.3. Saf Al ana yapılı kompozit numunelerin yoğunlaşma katsayıları (K) ve korelasyon katsayıları (R^2)	66
Çizelge 7.4. Çalışılan kompozit numunelere ait 316 MPa değerinde elde edilen yoğunluk değerleri, sinterlenebilirlik ve gözenek oranları	70
Çizelge 7.5. T6 ısıtıl işlemi yapılmış AA ana yapılı kompozit numunelerin ana yapılarının ortalama parçacık boyutu hesaplamalarında, ölçülen çizgi uzunlukları ve tane sayıları	81
Çizelge 7.6. Farklı ısıtıl işlem koşullarında Al alaşım ana yapılı numunelerin, deney sonrası standart sapma değerleri	109
Çizelge 7.7. Tavlama ısıtıl işlemi yapılmış saf Al ana yapılı numunelerin, deney sonrası standart sapma değerleri	109

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 3.1. Yaygın kullanılan çelik ve alüminyum metalleri ile kompozitlerin fiziksel ve mekanik özelliklerinin, karşılaştırılması [68].....	20
Şekil 3.2. Takviye türüne göre kompozitlerin sınıflandırılması [1].....	21
Şekil 3.3. Metal ana yapıli kompozitlerde yaygın kullanılan takviye malzemeleri ve kullanım miktarları [77]	24
Şekil 3.4. Metal esasli kompozitlerde kullanılan ana yapı malzemeleri [77]	25
Şekil 4.1. a) Tutankamon'un mezarında bulunan hançerler b) Delhi (Hindistan) tapınağında bulunan sütunlar [88].....	31
Şekil 4.2. Toz parçacıklarına ait şekiller [88]	32
Şekil 4.3. Karıştırıcı türleri: a) dönen karıştırıcı tambur b) dönen çift koni şeklinde karıştırıcı, c) vidalı karıştırıcı, d) bıçaklı karıştırıcı [86].....	33
Şekil 4.4. a) Sıkıştırma basıncının etkisi (1) basınç uygulanmamış kalıptaki gevşek toz (2) tozların birbiri üzerinden kayarak yeniden düzenlenmesi (3) tozların basıncın etkisi ile şekil değiştirme aşaması b) tozların basınç etkisi ile yoğunluk değişimi [86]	34
Şekil 4.5. Sinterlenme aşamaları a) katı hal sinterleme b) sıvı fazlı sinterleme [84].	35
Şekil 5.1. Yüzeyin aşınmasına neden olan bir parçacığın çarpma açısı [96].....	38
Şekil 5.2. Sünek ve gevrek malzemelerin aşınma oranlarına çarpma açısının etkisinin şematik gösterimi [96].....	38
Şekil 5.3. Olması muhtemel erozyon mekanizmaları; a) düşük çarpma açılarında kazınmalı (abrazyon), b) düşük hız, yüksek çarpma açısının etkisi ile yüzey yorulması, c) orta hız ve büyük çarpma açılarında gevrek kırılma ve çoklu plastik deformasyon, d) yüksek çarpma hızlarında yüzey erimesi, e) ikincil etkiler ile makroskopik erozyon, f) atomların çarpmasından kristal kafes bozulması [96].....	41
Şekil 5.4. Aşınan malzemelerin kütle kaybının aşındırıcı parçacık toplam kütlesi ve aşınma süresi ile ilişkisi	42
Şekil 6.1. Toz sıkıştırmada kullanılan kalıp.....	44
Şekil 6.2. a) Hassas terazi, b) karıştırıcı, c) zirkonyum oksit bilyeler	45
Şekil 6.3. Soğuk pres.....	46
Şekil 6.4. Sıkıştırılabilirlik deneyleri için kullanılan kalıp	47

Şekil 6.5. Tüp fırın	47
Şekil 6.6. a) Kül fırını, b) yağ banyosu	49
Şekil 6.7. a) Işık mikroskobu, b) üretilen iç yapı numuneleri.....	49
Şekil 6.8. Üretilen XIK numuneleri	50
Şekil 6.9. Sertlik cihazı	51
Şekil 6.10. Üç nokta eğme deney numunesi [116]	52
Şekil 6.11. Üç nokta eğme deneyi şematik görüntüsü [116]	52
Şekil 6.12. Kompozit numunelerin üç nokta eğme deneyi	53
Şekil 6.13. Üç nokta eğme deney numuneleri	53
Şekil 6.14. Alümina aşındırıcı parçacıklarına ait toz boyut dağılımı.....	54
Şekil 6.15. Aşındırıcı parçacık olarak kullanılan alümina tozlarının (x500) TEM görüntüleri	55
Şekil 6.16. Numune tutucu.....	56
Şekil 6.17. Erozyonlu aşınma deney düzeneği [118]	56
Şekil 7.1. Alüminyum tozlarına ait parçacık boyut dağılımı	57
Şekil 7.2. Çinko tozlarına ait parçacık boyut dağılımı.....	57
Şekil 7.3. Magnezyum tozlarına ait parçacık boyut dağılımı.....	58
Şekil 7.4. Bakır tozlarına ait parçacık boyut dağılımı.....	58
Şekil 7.5. TiB ₂ seramik tozlarına parçacık boyut dağılımı	59
Şekil 7.6. Kompozit malzeme üretiminde kullanılan tozlarının (x1000) SEM görüntüleri	61
Şekil 7.7. Alüminyum alaşımı esaslı TiB ₂ parçacık takviyeli numunelere ait sıkıştırma basıncı-bağıl ham yoğunluk eğrileri.....	63
Şekil 7.8. Saf alüminyum esaslı TiB ₂ parçacık takviyeli numunelere ait sıkıştırma basıncı-bağıl ham yoğunluk eğrileri	64
Şekil 7.9. Al alaşım ana yapıları kompozit numunelerin, farklı doğrusal sıkıştırılabilirlik eşitlikleri kullanılarak elde edilen sıkıştırılabilirlik davranışları a) Ge, b) Heckel, c) Panelli ve Filho	65
Şekil 7.10. Saf Al ana yapıları kompozit numunelerin, farklı doğrusal sıkıştırılabilirlik eşitlikleri kullanılarak elde edilen sıkıştırılabilirlik davranışları a) Ge, b) Heckel, c) Panelli ve Filho	66
Şekil 7.11. 316 MPa sıkıştırma basıncında kompozitlere ait bağıl ham yoğunluk değerleri.....	70

Şekil 7.12. Al ana yapılı kompozit numunelerin üretim sonrası dağlama yapılarak alınan ışık mikroskobu görüntüleri (x500); a) Al, b) Al-5 TiB ₂ , c) Al-10 TiB ₂ , d) Al-15 TiB ₂ , e) Al-20 TiB ₂	73
Şekil 7.13. AA ana yapılı kompozit numunelerin üretim sonrası dağlama yapılarak alınan ışık mikroskobu görüntüleri (x1000); a) AA, b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂ , ...	74
Şekil 7.14. AA ana yapılı kompozit numunelerin yaşlandırma (T6) işleminden sonra dağlama yapılarak alınan ışık mikroskobu görüntüleri (x1000); a) AA, b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂	75
Şekil 7.15. AA ana yapılı kompozit numunelerin tavlama işleminden sonra dağlama yapılarak alınan ışık mikroskobu görüntüleri (x1000); a) AA, b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂	76
Şekil 7.16. AA ana yapılı kompozit numunelerin yaşlandırma (T6) işleminden sonra dağlama yapılarak alınan TEM görüntüleri (x2000); a) AA, b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂	77
Şekil 7.17. AA ana yapılı kompozit numunelerin tavlama işleminden sonra dağlama yapılarak alınan TEM görüntüleri (x2000); a) AA, , b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂	78
Şekil 7.18. T6 ısıt işlemi yapılmış AA ana yapılı kompozit numunelerin ana yapılarının ortalama parçacık boyutunun hesaplanması; a) AA, b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂	80
Şekil 7.19. T6 ısıt işlemi yapılmış AA ana yapılı kompozit numunelere ait ortalama tane boyutları.....	81
Şekil 7.20. T6 ısıt işlemi yapılmış AA numunesinde elementlerin dağılımı a) kompozitin iç yapısı, b) Al, c) Zn, d) Mg ve e) Cu.....	82
Şekil 7.21. T6 ısıt işlemi yapılmış AA-5 TiB ₂ kompozit numunede elementlerin ve TiB ₂ parçacıklarının dağılımı a) kompozitin iç yapısı, b) Al, c) Zn, d) Mg, e) Cu ve f) TiB ₂	83
Şekil 7.22. T6 ısıt işlemi yapılmış AA-10 TiB ₂ kompozit numunede elementlerin ve TiB ₂ parçacıklarının dağılımı a) kompozitin iç yapısı, b) Al, c) Zn, d) Mg, e) Cu ve f) TiB ₂	83

Şekil 7.23. T6 ısıt işlemleri yapılmış AA-15 TiB ₂ kompozit numunede elementlerin ve TiB ₂ parçacıklarının dağılımı a) kompozitin iç yapısı, b) Al, c) Zn, d) Mg, e) Cu ve f) TiB ₂	84
Şekil 7.24. T6 ısıt işlemleri yapılmış AA-20 TiB ₂ kompozit numunede elementlerin ve TiB ₂ parçacıklarının dağılımı a) kompozitin iç yapısı, b) Al, c) Zn, d) Mg, e) Cu ve f) TiB ₂	84
Şekil 7.25. AA ana yapıllı kompozit numunelerin yaşlandırma (T6) işlemlinden sonra dağlama yapılmadan alınan GSE görüntüleri (x3000); a) AA, b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂	86
Şekil 7.26. AA ana yapıllı kompozit numunelerin tavlama işlemlinden sonra dağlama yapılmadan alınan GSE görüntüleri (x3000); a) AA, b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂	87
Şekil 7.27. AA-5 TiB ₂ kompozitinin yaşlandırma (T6) işlemlinden sonrası tane içi ve seramik parçacıkları üzerinden alınan EDS analizleri	89
Şekil 7.28. AA-10 TiB ₂ kompozitinin yaşlandırma (T6) işlemlinden sonrası tane içlerinden alınan EDS analizleri	89
Şekil 7.29. AA numunesinde, T6 işlemleri sonrası oluştuğı düşünölen çökeltilerden alınan EDS analizleri.....	90
Şekil 7.30. AA numunesinde, tavlama işlemleri sonrası oluştuğı düşünölen çökeltilerden alınan EDS analizleri.....	90
Şekil 7.31. AA-5 TiB ₂ kompozitinde T6 işlemlinden sonra oluştuğı düşünölen çökeltilerden alınan EDS analizleri.....	91
Şekil 7.32. AA-10 TiB ₂ kompozitinde, yaşlandırma (T6) işlemlinden sonra oluştuğı düşünölen çökeltilerden alınan EDS analizleri	91
Şekil 7.33. AA-5 TiB ₂ kompozitinde, tavlama işlemlinden sonra oluştuğı düşünölen çökeltilerden alınan EDS analizleri.....	92
Şekil 7.34. AA-10 TiB ₂ kompozitinde, tavlama işlemlerinde oluştuğı düşünölen çökeltilerden alınan EDS analizleri.....	92
Şekil 7.35. 120°’de yaşlandırma(T6) işlemleri yapılmış AA kompozit numunelerine ait XIK tepeleri.....	95
Şekil 7.36. Tavlannmış AA ana yapıllı kompozit numunelerine ait XIK tepeleri.....	96
Şekil 7.37. AA ana yapıllı TiB ₂ takviyeli kompozitlerinin, 100 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen yapay yaşlandırma işlemlerinde gösterdiği sertlik davranışı.....	99

Şekil 7.38. AA ana yapılı TiB ₂ takviyeli kompozitlerinin, 120 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen yapay yaşlandırma işleminde gösterdiği sertlik davranışı.....	99
Şekil 7.39. AA ana yapılı TiB ₂ takviyeli kompozitlerinin, 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen yapay yaşlandırma işleminde gösterdiği sertlik davranışı.....	100
Şekil 7.40. Kompozit numunelere yapılan yapay yaşlandırma sıcaklıklarında ulaşılan en yüksek sertlik değerleri	101
Şekil 7.41. Kompozitlere ait doğal yaşlanma eğrileri	104
Şekil 7.42. AA ana yapılı kompozit numunelerin doğal ve farklı sıcaklıklardaki yapılan yapay yaşlandırma koşullarında alınan sertlik değişimleri; a) AA, b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂	106
Şekil 7.43. Tavlama işlemi yapılmış Al ve AA alaşımı ana yapılı kompozit numunelerin sertlikleri	108
Şekil 7.44. AA ana yapılı kompozitlerin farklı ısıtım koşullarında çapraz kırılma dayanımları.....	110
Şekil 7.45. T6 ısıtım işlemi yapılmış TiB ₂ takviyeli kompozit numunelerde oluşan bölgesel parçacık kümeleri a) AA-10TiB ₂ , b) AA-15TiB ₂ , c) AA-20TiB ₂	111
Şekil 7.46. Tavllanmış Al ana yapılı ve AA ana yapılı örneklerin çapraz kırılma dayanımı.....	112
Şekil 7.47. Al ana yapılı tavlama ısıtım işlemi yapılmış kompozit numunelerin, 8 kg aşındırıcı ile gerçekleştirilen erozyonlu aşınma sonucuna çarpma hızı ve açısının etkisi; a) Al, b) Al-5 TiB ₂ , c) Al-10 TiB ₂ , d) Al-15 TiB ₂ , e) Al-20 TiB ₂	116
Şekil 7.48. AA ana yapılı tavlama ısıtım işlemi yapılmış kompozit numunelerin, 8 kg aşındırıcı ile gerçekleştirilen erozyonlu aşınma sonucuna çarpma hızı ve açısının etkisi; a) AA, b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂ .	118
Şekil 7.49. AA ana yapılı T6 ısıtım işlemi yapılmış kompozit numunelerin, 8 kg aşındırıcı ile gerçekleştirilen erozyonlu aşınma sonucuna çarpma hızı ve açısının etkisi; a) AA, b) AA-5 TiB ₂ , c) AA-10 TiB ₂ , d) AA-15 TiB ₂ , e) AA-20 TiB ₂	120
Şekil 7.50. Tavllanmış Al alaşım ana yapılı kompozit numunelerle gerçekleştirilen deneylerde, erozyonlu aşınma miktarına aşındırıcı miktarının etkisi	125
Şekil 7.51. Tavllanmış AA alaşım ana yapılı kompozit numunelerle gerçekleştirilen deneylerde, erozyonlu aşınma miktarına aşındırıcı miktarının etkisi	126

Şekil 7.52. T6 ısıt işleml yapılmış AA alaşıml ana yapıll kompozit numunelerle gerçekteşirilen deneylerde, erozyonlu aşınma miktarına aşındırıcı miktarının etkisi	126
Şekil 7.53. Tavlanmış Al ana yapıll kompozit numunelerinin, farklı takviye türünde ve çarpma açılarında aşınmış yüzey görüntüleri	128
Şekil 7.54. Tavlanmış AA ana yapıll kompozit numunelerinin, farklı takviye türünde ve çarpma açılarında aşınmış yüzey görüntüleri	129
Şekil 7.55. T6 ısıt işleml yapılmış AA ana yapıll kompozit numunelerinin, farklı takviye türünde ve çarpma açılarında aşınmış yüzey görüntüleri	130
Şekil 7.56. 50 kg aşındırıcı parçacık miktarında ve farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, ana yapı ve ısıt işlemlin erozyonlu aşınma davranışına etkisi	132
Şekil 7.57. 8 kg aşındırıcı parçacık miktarında ve farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, ana yapı ve ısıt işlemlin erozyonlu aşınma davranışına etkisi	132
Şekil 7.58. 50 kg aşındırıcı parçacık miktarında, 3 bar püskürtme basıncında, farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, tavlanmış Al ana yapıll kompozit numunelerinin erozyonlu aşınma davranışları	133
Şekil 7.59. 50 kg aşındırıcı parçacık miktarında, 3 bar püskürtme basıncında, farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, tavlanmış AA ana yapıll kompozit numunelerinin erozyonlu aşınma davranışları	134
Şekil 7.60. 50 kg aşındırıcı parçacık miktarında, 3 bar püskürtme basıncında, farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, T6 ısıt işleml yapılmış AA ana yapıll kompozit numunelerinin erozyonlu aşınma davranışları	134
Şekil 7.61. 8 kg aşındırıcı parçacık miktarında ve farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, %20 TiB ₂ takviyeli kompozitlerin erozyonlu aşınma davranışlarına, ana yapı ve ısıt işlemlin etkisi	135
Şekil 7.62. 50 kg aşındırıcı parçacık miktarında ve farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, %20 TiB ₂ takviyeli kompozitlerin erozyonlu aşınma davranışlarına, ana yapı ve ısıt işlemlin etkisi	136
Şekil 7.63. Tavlanmış Al numunelerinin, 15° çarpma açısında gerçekteşirilen deneyler sonrası alınan TEM görüntüleri, a) Al (x100), b) Al (x500) ve c) Al-20 TiB ₂ (x500)	140
Şekil 7.64. Tavlanmış AA numunelerinin, 15° çarpma açısında gerçekteşirilen deneyler sonrası alınan TEM görüntüleri (x500); a) AA, b) AA-20 TiB ₂	141

Şekil 7.65. T6 ısıt işleml yapılmış AA numunelerinin, 15° çarpma açısında gerçekteştirilen deneyler sonrası alınan TEM görüntüleri (x500); a) AA, b) AA-10 TiB ₂ ve c) AA-20 TiB ₂	141
Şekil 7.66. Takviyesiz numunelerinin 90° çarpma açısında da aşınan yüzeylerinden alınan TEM görüntüleri; a) tavlannmış Al (x500), b) tavlannmış AA (1000) ve c) T6 ısıt işleml yapılmış AA (x500)	143



KISALTMALAR

AA	Alüminyum Alaşımı	(–)
Al	Alüminyum	(–)
Ar	Argon	(–)
AS-TEM	Alan Salımlı Taramalı Elektron Mikroskobu	(–)
B	Görünür Yoğunluk	(–)
D	Bağlı Ham Yoğunluk	(–)
DTK	Diferansiyel Taramalı Kalorimetre	(–)
EDS	Enerji Dağılımlı X- ışını Spektroskopisi	(–)
GEM	Geçirimli Elektron Mikroskobu	(–)
GKÇ	Gerilmeli Korozyon Çatlağı	(–)
GP	Guinier-Preston	(–)
GSE	Geri Saçılımlı Elektron Görüntüleme	(–)
İEG	İkincil Elektron Görüntüleme	(–)
K	Toz Parçacıklarının Plastik Şekil Değişim Kapasitesi	(–)
KBN	Kübik Bor Nitrür	(–)
P	Sıkıştırma Basıncı	(–)
TEM	Taramalı Elektron Mikroskobu	(–)
VS	Vickers Sertliği	(–)
YBKD	Yüksek Basınç Altında Döküm	(–)
YÇB	Yorulma Çatlağı Büyümesi	(–)
YÇ-GEM	Yüksek Çözünürlüklü Geçirimli Elektron Mikroskobu	(–)
YÇY	Yüksek Çevrimli Yorulma	(–)
XIK	X-ışını Kırınımı	(–)
ρ	Yoğunluk	(kg m ⁻³)
φ	Sinterlenebilirlik	(–)

Alt İndisler

g	Ham
s	Sinterleme Sonrası

1. GİRİŞ

Doğada bulunan tüm yapıların ham maddesi olan malzemeler, insanlık tarihinde her zaman önemli bir role sahip olmuştur. Tarihte de toplumların gelişmesi ve ilerlemesi, malzemeyi geliştirme ve kullanmaları ile orantılı olmuştur. Günümüzde de teknolojik olarak ilerleme, mevcut malzeme özelliklerinin sürekli olarak iyileştirilmesinin yanı sıra yapısal malzeme sınıflarının ve türlerinin genişletilmesi ile sağlanır. Ayrıca yeni malzemeler, güncellenmiş yapıları ile teknolojiyi geliştirmek için yeni fikirlerin de ortaya çıkmasına imkan sunar. Bu amaçla 20. yüzyılın ortalarında gelişen teknolojiler için beklenti ve umut veren yeni bir mühendislik malzemesi sınıfı olarak kompozit malzemeler ortaya çıkmıştır. Birçok sanayi alanında özel bir öneme sahip olan kompozit malzemeler, farklı özellik ve sınırlara sahip iki veya daha fazla malzemeden oluşan karma malzemeler olarak adlandırılabilir. Başka bir ifade ile kompozit malzemeler, tek tek malzeme türlerinden elde edilemeyen özelliklere sahip bir malzeme elde etmek için çeşitli malzeme türlerini bir araya getirme fikri ile oluşturulmuş yeni bir malzeme türüdür. Seçilecek ana yapı ve takviye elamanı türü ve miktarı ile çok fazla malzeme oluşturma seçeneği sunan kompozit malzemelerde, ana yapı olarak polimer, metal ve seramik gibi malzeme türleri kullanılmaktadır [1-5].

Özellikle otomotiv alanında birçok parçada (pistonlar, pistonun üst kısmında motor üst bloğunda bulunan yanma hücreleri, motor bloğu bağlantı kolları, silindir gömleği, itici çarklar, fren kaliperleri, viraj denge kolları ve kritik süspansiyon parçaları) kullanılan metal esaslı kompozitler, geleneksel malzemelere göre sağladığı yüksek dayanım/ağırlık oranı, yüksek sertlik ve aşınma direnci gibi özellikleri ile askeri, uzay, havacılık ve spor gibi birçok uygulama alanında yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Parçacık, elyaf ve tabakalı gibi takviye türleri ile takviye edilen metal esaslı kompozit malzemelerde sıkça alüminyum, titanyum, magnezyum ve bakır gibi metal malzemeler ana yapı malzemesi olarak tercih edilmektedir. Parçacık takviyeli metal esaslı kompozit malzemeler, sağladıkları düşük maliyet, iyi izotropik özellikler ve geleneksel malzemelerin işlenmesinde kullanılan teknolojiler ile işlenebilmelerinden dolayı da daha çok tercih edilmektedir. Metal esaslı kompozitlerin, ana yapı ve seramik türü ve özellikleri kadar ana yapı ve seramik parçacıkları arasındaki ara yüzey özellikleri kompozitin bütün özelliklerini etkileyen önemli değişkenlerdir. Ayrıca, ısı

işlem ve üretim yöntemlerinin yanı sıra seçilen seramik parçacıkların oranı, dağılımı, şekli, boyutu ve yönü de özellikleri etkilemektedir [3, 6-9].

Al ve alaşımları, hafiflik, yüksek korozyon direnci ve dayanım, iyi ısı ve elektrik iletkenliği, süneklik ve kolay şekillendirilebilme gibi özelliklere sahip olması ve çok farklı yöntemler ile üretilebilmelerinden dolayı metal esaslı kompozitlerde ana yapı malzemesi olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Ayrıca, yaşlanma özelliğine sahip Al alaşımlarına gerçekleştirilen yapay yaşlandırma işlemlerinden sonra elde edilen yüksek dayanım ve sertlik özellikleri de tercih edilmelerindeki önemli bir etkidir. Özellikle seramik parçacık takviyelerinin kullanıldığı Al esaslı kompozitler, yüksek sertlik, yüksek özgül elastik modülü ve yüksek özgül dayanım ile aşınma direnci, iyi sönümleme özelliği ve düşük ısıl genleşme katsayısı gibi özelliklere sahiptirler. SiC, Al₂O₃, B₄C, TiB₂ ve TiO₂ gibi seramik parçacıklar, Al esaslı kompozitlerde yaygın kullanılan seramik takviye türleridir [3, 6-9]. Yüksek ergime sıcaklığı, elastik modül ve sertlik gibi özelliklere sahip TiB₂ seramik parçacıkları ile takviye edilmiş Al esaslı kompozitler, birçok yöntem ile üretilebilmektedir [10-66].

Bu çalışmada ana yapı olarak saf Al ve Al (Al-Zn-Cu-Mg) alaşımının kullanıldığı, farklı oranlarda TiB₂ seramik parçacıkları ile takviye edilmiş ve toz metalurjisi (TM) yöntemi ile üretilmiş kompozit malzemelerin iç yapı, mekanik ve erozyonlu aşınma özellikleri araştırılmıştır. Bu amaçla çalışmalara, özellikleri belirlenen tozlar ile hazırlanan kompozit toz karışımlarının sıkıştırılabilirlik davranışlarının incelenmesi ile başlanmıştır. Sonrasında ise, soğuk sıkıştırma ve sinterleme yöntemi ile üretilmiş tüm saf Al ve Al alaşımı ana yapı kompozit numunelere tavlama ve ayrıca Al alaşımı ana yapı kompozit numunelere doğal ve farklı sıcaklıklarda yapay yaşlandırma ısıl işlemleri yapılmıştır. Sonrasında ise kompozit numunelerde, seramik parçacıkların dağılımının, miktarının ve ısıl işlemin etkisini görmek için iç yapı özellikleri incelenmiştir. Ayrıca, yapılan yaşlandırma işlemleri sırasında belirli zaman aralıkları ile sertlik ölçümleri alınarak kompozit numunelerinin sertlik değişimleri ve yaşlandırma sıcaklığı ile TiB₂ parçacık miktarının yaşlandırmaya etkisi araştırılmıştır. Son olarak ise ana yapı, takviye miktarı ve ısıl işlem türünün mekanik ve erozyonlu aşınma özelliklerine etkisini gözlemleyebilmek için sertlik, üç nokta eğme ve erozyonlu aşınma deneyleri yapılmıştır.

2. ÖNCEKİ ÇALIŞMALAR

Yapılan çalışma kapsamında, farklı üretim yöntemleri ile hazırlanmış TiB_2 parçacık takviyeli Al alaşımı esaslı kompozitler ile ilgili araştırılan çalışmalar aşağıda verilmiştir.

Ma ve arkadaşları [10], metal esaslı kompozitlerin yorulma çatlağı büyümelerinde (YÇB) nano parçacıkların etkisini incelemiştir. Bu amaçla tuz-metal tepkimesi ile hazırladıkları, ağırlıkça %6 $TiB_2/7050$ Al (Al-6,5Zn-2,3Mg-2,3Cu) kompozit numunelerine 420 °C'de ekstrüzyon işlemi uyguladıktan sonra 120 °C'de 24 saat süreyle T6 işlemine tabi tutmuşlardır. Ayrıca, karşılaştırma yapabilmek için kompozit ile aynı ekstrüzyon ve ısıtma şartlarında 7050 Al alaşımlarını da üretmişlerdir. Elde ettikleri sonuçlarda $TiB_2/7050$ Al kompozitinin, 7050 Al alaşımından çok daha ince tane boyutuna sahip olduğunu ve kompozitin düşük, orta ve yüksek gerilme şiddeti faktörlerinde (ΔK), 7050 Al alaşımına göre sırası ile düşük, benzer ve daha yüksek YÇB oranı sergilediğini belirtmişlerdir [10].

Wang ve arkadaşları [11], tuz (K_2TiF_6 ve KBF_4)-metal tepkimesi ile hazırladıkları ağırlıkça %5 TiB_2 parçacık takviyeli 7050 Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerin, yapısal akış davranışını ve sıcak işlenebilirliğini, gerçekleştirdikleri sıcak basma deneyleri ile araştırmışlardır. Elde ettikleri akış eğrilerinin deney sonuçları ile, akış gerilimi, gerçek gerinim, gerinim hızı ve sıcaklık arasındaki ilişkiyi ifade eden bir denklem geliştirmişlerdir. Oluşturdukları bu denklemden hesaplanan değerlerin deney sonuçları ile uyum gösterdiğini belirtmişlerdir. Ayrıca, sıcak işlem alanlarını belirlemek ve incelenen sıcaklıklar ile gerinim oranları aralığında sıcak işleme sürecinin verimliliğini değerlendirmek için kompozitin işleme haritasını oluşturmuşlardır. En uygun alanların, 10^{-3} ile $0,02\ s^{-1}$ gerinim hızında ve 425 ile 450 °C sıcaklık aralığında yer aldığını ifade etmişlerdir [11].

Lin ve arkadaşları [12], tuz-metal tepkimesi ile sentezledikleri ağırlıkça %6 TiB_2 parçacık takviyeli 7050 Al ana yapılı kompozit numunelerin tornalama işlemi sırasında oluşan artık gerilme dağılımını incelemiştir. Dört farklı yarıçapa (0,4, 0,6, 0,8 ve 1,0 mm) sahip kübik bor nitrür (KBN) takım uçlarını kullanarak gerçekleştirdikleri

tornalama işlemleri sırasında oluşan artık gerilme dağılımını ayrıntılı bir şekilde anlamak için, takım ucu yarıçapının ve takım aşınmasının etkisini araştırmışlardır. Hem yeni hem de aşınan (0,26 mm VB) KBN takımları ile işlenen yüzey ve yüzeyin altındaki artık gerilme dağılımını incelemişlerdir. Yeni veya aşınmış takımların her ikisi ile yapılan işlemler sonucunda, işlenen yüzey ve altında artık basma gerilmelerinin oluştuğunu belirtmişlerdir. Ayrıca, takım aşındıkça oluşan en yüksek artık basma gerilmesinin yüzeyden daha derine aktarıldığını göstermişlerdir. Kullanılan takım ucu çapı büyüdükçe elde edilen kesme kuvvetinin arttığını, yüzeyde oluşan artık basma gerilmesinin azaldığını ve artık gerilmelerin yüzeyden daha derine iletildiğini ifade etmişlerdir. Takım ucu yarıçapı ile takım aşınmasını karşılaştırdıklarında, takım aşınmasının kesme kuvveti ve artık gerilme dağılımı üzerinde daha büyük bir etkiye sahip olduğunu gözlemlemişlerdir [12].

Lin ve arkadaşları [13], yaptıkları çalışmada ise ekstrüzyon işlemi sırasında tuz-metal tepkimesi ile hazırladıkları $TiB_2/7050$ Al kompozit numunelerin içinde oluşan gerilme dağılımını incelemişlerdir. Ayrıca farklı yöntemlerin, su verme işlemi sonrasında oluşan gerilmenin azaltılmasına etkisini araştırmışlardır [13].

Wang ve arkadaşları [14], tuz-metal tepkimesi ile hazırlayıp ekstrüzyon işlemi uyguladıkları $TiB_2/7050$ Al alaşımı kompozitlerin, TiB_2 parçacıkları ve tane sınırı gibi iç yapı özelliklerinin, gerilmeli korozyon çatlak (GKÇ) davranışına etkisini araştırmışlardır. %3,5 NaCl çözeltisinde yaptıkları yavaş gerinim hızı deneylerinde (YGHD) elde ettikleri sonuçları, kuru havada yapılan deneyler sonucunda kompozitlerden elde edilen sonuçlar ile karşılaştırdıklarında, korozyon deneyine tabi tutulmuş numunelerin çekme dayanımlarının, uzamasının ve kopma süresinin belirgin bir şekilde azaldığını gözlemlemişlerdir. Özellikle, boyun verme aşamasında görülen uzamadaki azalmanın ise oluşan en belirgin etki olduğunu belirtmişlerdir [14].

Liu ve arkadaşları [15], yaptıkları çalışmada nano $TiB_2/7050Al$ kompozitin homojenizasyon işlemi sırasında içyapı değişimini, taramalı elektron mikroskobu, enerji dağılım spektrometrisi, elektron geri saçınım kırınımı ve diferansiyel taramalı kalorimetre yöntemleri ile incelemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlarda, birçok ikincil fazın ve TiB_2 parçacıkları ile birlikte tane sınırlarında oluştuğunu tespit etmişlerdir.

Faz dönüşümünün ve parçacık düzenlemesinin homojenleşme üzerindeki etkilerini daha net açıklayabilmek için düzenlenmiş bir yayılım modeli önermişlerdir. Artan homojenleşme sıcaklığı ve bekletme süreleri ile Vickers sertliğinin arttığını ve elektrik iletkenliğinin azaldığını belirtmişlerdir [15].

Zhang ve arkadaşları [16], TiB_2 parçacık takviyeli Al-5Cu ana yapılı kompozitlerin, sıcak yırtılma hassasiyetlerini azaltmaya çalışmışlardır. Yaptıkları bu çalışmada, tuz (K_2TiF_6 , KBF_4)-metal tepkimesi ile elde ettikleri $6TiB_2$ /Al-5Cu kompozitine, üretim esnasında farklı oranlarda (ağırlıkça %0,2, %0,5 ve %1) itriyum (Y) elementi ilavesi ile, Y'nin $6TiB_2$ /Al-5Cu kompozitin sıcak yırtılma duyarlılığı üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Kompozitte oluşan $\tau_1-Al_8Cu_4Y$ fazından dolayı Y eklenen kompozit katılaşma sıcaklık aralığının azaldığını gözlemlemişlerdir. Ayrıca ilave edilen Y miktarının, kompozitin tane boyutunu düşürdüğünü ve artan Y miktarı ile boyuttaki azalmanın da arttığını gözlemlemişlerdir. Bu etkilerin, sıcak yırtılma hassasiyetinin iyileştirilmesinde faydalı olduğunu ve $6TiB_2$ / Al-5Cu içinde ağırlıkça %1 Y ilave edildiğinde, sıcak yırtılmanın başlaması için gerekli kuvvetin 44 N'dan 288 N'a yükseldiği sonucunu elde etmişlerdir. Ayrıca, sıcak yırtılma hassasiyet değerlerinin de $6TiB_2$ /Al-5Cu kompozitine göre eklenen ağırlıkça %0,2, %0,5 ve %1 Y değerleri ile sırasıyla ağırlıkça %12,2, %57,7 ve %66,8 oranında azaldığını gözlemlemişlerdir [16].

Xue ve arkadaşları [17], hacimce %5 TiB_2 takviyeli 2014 Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerini, eritilmiş 2014 Al alaşımının, K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzları ile tepkimeye girmesi yoluyla üretmişlerdir. Hazırladıkları bu kompozit numunenin yaşlanma davranışları gözlemlenerek, TiB_2 parçacıklarının 2014 Al alaşımı ana yapısının yaşlanma davranışı üzerindeki etkisini incelemeyi amaçlamışlardır. Yaşlandırma işlemlerini, 773 K sıcaklıkta çözeltiye alma işleminden sonra 100 saat boyunca ve 423, 443 ve 463 K sıcaklıklarda, belirli aralıklar ile alınan sertlik değerleri gerçekleştirmişlerdir. Yaşlanma etkisini, Vickers sertlik ölçümünün yanı sıra diferansiyel taramalı kalorimetre (DTK) ve geçirimli elektron mikroskop (GEM) yöntemlerini kullanarak da incelemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlarda, TiB_2 seramik parçacıklarının ana yapının yaşlanma davranışının üzerinde büyük bir etkiye sahip olduğunu ve TiB_2 parçacıkları eklenmiş kompozit numunelerin üç farklı yaşlandırma sıcaklığında da alaşıma göre daha erken en yüksek sertlik değerine ulaştığı sonucunu

elde etmişlerdir. Ancak kompozit içindeki Guinier Preston (GP) bölgelerinin, çökeltilerin sayısı ve boyutunun, 2014 Al alaşımına göre daha az olduğunu görmüşlerdir [17].

Atturan ve arkadaşları [18], A357-xTiB₂ (x= ağırlıkça %5 ve %10) kompozit numunelerini, gerekli miktarlarda K₂TiF₆ ve KBF₄ tuzlarını, 800 °C'de ticari A357 alaşım eriyiğine karıştırılması işlemi ile hazırlamışlardır. Hazırlanan bu erimiş kompozitlerden, üfleme maddesi olarak TiH₂ kullanarak sıvı eriyik yoluyla kompozit köpükler elde etmişlerdir. Farklı TiB₂ içeriğine sahip bu köpüklerin şekil değişimi ve enerji soğurma özelliklerini, basma ve yüksek hız darbe deneyleri ile incelemişlerdir. Basma deneyi sonuçlarında, verilen kısmi yoğunluk değerleri için, %5 TiB₂ takviyeli kompozit köpüklerin tokluk değerlerinin, %10 TiB₂ takviyeli kompozitlerden daha üstün olduğunu bulmuşlardır. Yüksek hız darbe deneylerinde ise kompozit köpüklerin her ikisi içinde soğurulan darbe enerjilerinin, hemen hemen aynı olduğu sonucuna ulaşmışlardır [18].

Agrawal ve arkadaşları [19], erimiş saf alüminyum ve K₂TiF₆ ve KBF₄ tuzlarını tepkimeye sokarak sentezledikleri Al-TiB₂ (ağırlıkça %0, %5 ve %8) kompozit numunelerini, karıştırılmalı döküm yöntemi ile hazırlamışlardır. Karıştırma işlemini, iki farklı şekilde gerçekleştirmişlerdir. İlki, döner bir manyetik alandaki elektromanyetik karıştırma, diğeri ise manyetik etkilerin olmadığı karıştırma yöntemleridir. Bu şekilde hazırlanan kompozit numuneler ile değişen TiB₂ miktarının ve manyetik karıştırmanın etkisini incelemişlerdir. Artan TiB₂ miktarının ve elektromanyetik karıştırmanın, sertlik ve aşınma direnci gibi mekanik özellikler üzerinde çok belirgin bir etkisi olduğunu gözlemlemişlerdir [19].

Mozammil ve arkadaşları [20], yapmış oldukları çalışmalarında tuz (K₂TiF₆, KBF₄)-metal ısı veren (ekzotermik) tepkimesi ile hazırladıkları Al-%4,5Cu-xTiB₂ (x= ağırlıkça %3, %6, %9 ve %12) kompozitlerini, karıştırılmalı döküm tekniğini kullanarak üretmişlerdir. Mekanik özellikleri daha da arttırmak için de kompozit numunelere, 540 °C'de çözeltiye alma ve suda soğutma işlemlerinden sonra 170 °C'de yapay yaşlandırma işlemi yapmışlardır. Yaşlandırma işleminde sertlik değerleri, belirli zaman aralıklarıyla (5, 10, 15, 20 ve 25 saat) alınan sertlik ölçümleri ile

gerçekleştirmişlerdir. Sonrasında, kompozitlerin çökelme kinetiklerini öğrenmek için de DTK yöntemini kullanmışlardır. İç yapıda oluşan değişimi, önerilen mekanizmalar ve alan salımlı taramalı elektron mikroskobu (AS-TEM) ve yüksek çözünürlüklü geçirimli elektron mikroskobu (YÇ-GEM) yöntemleri ile elde edilen sonuçlar karşılaştırarak incelemişlerdir. Yaptıkları bu analizleri destekleyebilmek için, X-ışını kırınımı (XIK) ve elektron prob mikro analiz (EPMA) incelemelerini de gerçekleştirmişlerdir [20].

Pramod ve arkadaşları [21], tuz-metal tepkimesi ile A356-5TiB₂ üretimini gerçekleştirdikleri kompozit numunelere Sc elementinin ilavesinin, soğuma sırasında oluşacak ikincil dallantı kolları arası mesafeye (DKAM) ve kompozitin mekanik özellikleri üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Ayrıca, T6 ısıtılmasının de mekanik özellikleri nasıl etkilediğini gözlemlemişlerdir. A356 alaşımına göre, Sc ilavesi yapılmamış ve 0,4 Sc yapılmış A356-5TiB₂ kompozit numunede, DKAM'da sırası ile %40 ve %65 azalma olduğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca, A356-5TiB₂ kompozit numunelere yapılan Sc ilavesi ile mekanik özelliklerde iyileşme olduğu sonucunu elde etmişlerdir. Bunlara ek olarak, T6 ısıtılmasının, Sc ilavesi olsun ya da olmasın A356-5TiB₂ kompozitleri için mekanik özelliklerde önemli bir gelişme sağladığını belirtmişlerdir [21].

Chen ve arkadaşları [22], yaptıkları çalışmada tuz-metal tepkimesi ürettikleri AlZnMgCu-xTiB₂ (x= ağırlıkça %5 ve %10) nano parçacık takviyeli kompozit numunelere uygulanan sıcak ekstrüzyon işlemi sırasında, kompozitlerde oluşan mikro yapısal değişimi, AlZnMgCu alaşımıyla karşılaştırmışlardır. Mikro ve makro ölçeklerdeki bu incelemeleri; ışık ve taramalı elektron (TEM) mikroskobu, XIK, GEM ve elektron geri saçılım kırınımı (EGSK) yöntemlerini kullanarak gerçekleştirmişlerdir. Elde ettikleri sonuçlar ile kompozitlerin yüksek sıcaklıktaki termo mekanik tepkisini, alüminyumun şekil değişimi ve nano boyuttaki parçacık etkileri ile yeniden kristalleştirme mekanizmaları açısından tartışmışlardır [22].

Hong ve arkadaşları [23], tarafından yapılan çalışmada alüminyum alaşımlarının yaşlanma sürecine TiB₂ parçacıklarının etkisi araştırılmıştır. Bu amaçla, tuz-metal tepkimesi ile hazırladıkları ve ağırlıkça %5 TiB₂ /Al-Cu-Mg kompozitlerine, 180 °C

sıcaklıkta yapay yaşlanma işlemi uygulamışlardır. Elde ettikleri numuneleri, TEM, GEM, Vickers sertliği (VS), DTK ve elektrik özdirenç ölçüm yöntemlerini kullanarak incelemişlerdir. Yaşlanma süreci boyunca belirli aralıklar ile alınan sertlik ölçümlerinde, alaşımda en yüksek sertliği veren tek zirve sertlik noktası gözlemlerken, kompozitte ise iki tane zirve sertlik noktası tespit etmişlerdir. DTK ve özdirenç ölçümlerinden elde ettikleri sonuçlara göre kompozitdeki çökeltmenin iki aşamalı bir işleme sahip olduğunu öne sürmüşlerdir [23].

Ji ve arkadaşları [24], otomotiv uygulamaları için tasarlanmış yüksek sertliğe ve yüksek akma dayanımına sahip yeni nesil, TiB_2 nano parçacık takviyeli alüminyum Al-Si-Mg alüminyum alaşımı ana yapıllı kompozitleri araştırmışlardır. Bu amaçla iki farklı ana yapıya sahip (Al-7Si-0,3Mg ve Al-10Si-0,3Mg) olacak şekilde ergimiş alaşımlar hazırlandıktan sonra tuz-metal tepkimesi sonucunda, Al-7Si-0,3Mg/hacimce %8 TiB_2 , Al-7Si-0,3Mg/hacimce %9 TiB_2 ve Al-10Si-0,3Mg/hacimce %9 TiB_2 kompozit numuneleri elde etmişlerdir. Hazırladıkları numunelerin, mekanik özelliklerini ve iç yapı incelemelerini gerçekleştirmişlerdir. Mekanik özelliklerde en iyi sonucu, Al-10Si-0,3Mg/hacimce %9 TiB_2 kompozit verirken, alaşım örnekleri kendi aralarında karşılaştırdıklarında ise Al-7Si-0,3Mg alaşımının daha iyi sonuç verdiğini tespit etmişlerdir. İç yapı incelemelerinde elde ettikleri sonuçlar ile nano kompozitlerde sertlik ve dayanım artışını tartışmışlardır [24].

Lakshmi ve arkadaşları [25], Al- TiB_2 metal esaslı kompozit numunelerini, K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzlarını kullanılarak 850 °C’de bir ısı veren tepkime ile üretmişlerdir. Yaptıkları bu çalışmada, ısı veren tepkime süresini 10 dakika ve 40 dakika aralığında olacak şekilde değiştirerek, süre ile TiB_2 ’nin büyüme davranışı ve oluşan TiB_2 ’nin ağırlık yüzdesi arasındaki ilişkiyi araştırmışlardır. Yaptıkları mikro yapısal gözlemede, kompozitlerin tane boyutunda, 30 dakikalık tepkime süresine kadar bir azalma eğilimi gözlemlenirken, 40 dakikalık tepkime süresinde ise hafifçe arttığını tespit etmişlerdir. TiB_2 parçacıklarının varlığını doğrulamak ve farklı tepkime sürelerinde kompozitte oluşan TiB_2 parçacıklarının ağırlık yüzdesini tahmin etmek için, X-ışını kırınım yöntemini kullanmışlardır. Alınan sonuçlar ile, ısı veren tepkime süresi uzadığında, ilk 20 dakikalık süreye kadar TiB_2 miktarının arttığını ancak sonrasında devam eden tepkime sürelerinde ise azaldığını belirtmişlerdir [25].

Liu ve arkadaşları [26], tuz-metal tepkimesi ile hazırladıkları (ağırlıkça %6) $TiB_2/7050$ Al kompozitlerine uyguladıkları bir dizi ön gerinim ile mikro yapı ve mekanik özelliklerinin nasıl değiştiğini araştırmışlardır. Yaptıkları çalışmada, yaşlanma işlemi uygulanmış kompozit numunelere uygulanan %1'lik ön gerinim ile kalıntı gerilmelerin giderilebileceğini belirtmişlerdir. Ayrıca ön-gerinim ve TiB_2 parçacıklarının, yapay yaşlandırma yapılmış kompozitlerin mekanik özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu da belirtmişlerdir. Ön gerinim ile dayanım veriminin arttığını ve %5'lik bir ön gerinim ile akma mukavemetinin 669 MPa'dan 697 MPa basınç değerine yükseldiğini gözlemişlerdir. Ancak, ön gerinimin çizgisel kusurların artışı için faydalı, ancak yaşlanma işlemi sırasında oluşan çökeltilerin artışı için zararlı olduğunu söylemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlar ile, yaşlandırma uygulanmış kompozitlerde, çizgisel kusurların artışının, çökelti kayıplarından daha fazla dayanım veriminin artışına neden olduğunu belirtmişlerdir [26].

Michael Rajan ve arkadaşları [27], ağırlıkça farklı oranlarda (%0, %3, %6 ve %9) seramik parçacık takviyeli AA7075/ TiB_2 alüminyum ana yapıli kompozitleri, K_2TiF_6 ve KBF_4 inorganik tuzların erimiş alüminyuma eklenmesi sonucu oluşan tepkime ile sentezlemişlerdir. Hazırladıkları kompozitlerden alınan, X-ışını kırınım sonuçları ile başka herhangi bir ara metalik bileşik oluşmadan TiB_2 parçacıklarının oluşumunu sağladıklarını ortaya koymuşlardır. Mikro yapılarını, ışık ve taramalı elektron mikroskop yöntemlerini kullanılarak inceledikleri kompozit numunelerde, düzgün dağılımlı TiB_2 parçacıklarını gözlemlemişlerdir. Ayrıca TiB_2 parçacıklarının oluşumu ve artışı ile kompozitlerin, mikro sertliğinin ve çekme dayanımının arttığını tespit etmişlerdir [27].

Sivaprasad ve arkadaşları [28], K_2TiF_6 ve KBF_4 tuzları ile 850 °C sıcaklıkta, erimiş Al alaşımının tepkimesi ile hazırladıkları Al 6063- $xTiB_2$ (x = ağırlıkça %0, %5 ve %10) kompozit numunelerin, döküm sonrası aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Kazınmalı (abrazyon) aşınma ve sulu-çamur(slurry) erozyon aşınması deneyleri ile incelemelerini gerçekleştirmişlerdir. Kompozitlere uygulanan her iki aşınma türünde de TiB_2 parçacık oranı arttıkça aşınma direncinin arttığını tespit etmişlerdir. TiB_2 parçacıklarının, ana yapıya etkili bir şekilde kaplama sağladığını ve aşındırıcı parçacıklar tarafından metalin aşınmasının engellendiğini belirtmişlerdir [28].

Wang ve arkadaşları [29], ağırlıkça %12,5 TiB₂ parçacık takviyesi içeren A356-TiB₂ kompozitlerini, tuz-metal tepkimesi ile üretmişlerdir. Elde ettikleri numunelere T6 ısıtılmasını uygulayarak, takviyenin, ısıtılma işlemi ve deney sıcaklığının (-50 ve 200 °C) darbe deneyi sonucuna etkisini incelemişlerdir. TiB₂ parçacıklarının eklenmesi ile kompozitin darbe dayanımının alaşıma göre azaldığını ve yapılan yaşlanma ısıtılma işlemi sonucu oluşan çökeltilerinde, alaşımı sertleştiren ve darbe dayanımını azaltan TiB₂ takviyeleri ile benzer şekilde davranması sonucu darbe dayanımını düşürdüğünü belirtmişlerdir. Kompozite ait deneyler sonucunda, sıfırın altında ve yüksek sıcaklıklarda elde edilen darbe dayanımın değerlerinin, oda sıcaklığındaki dayanımına kıyasla daha yüksek olduğunu tespit etmişlerdir [29].

Tuz-metal tepkimesi ile üretilmiş TiB₂ parçacık takviyeli ve Al alaşımı ana yapılı kompozit numuneler ile ilgili literatürde bahsedilen çalışmalara ek olarak birçok çalışma bulunmaktadır [30-44]. Yapılan bu çalışmalardan Mandal ve arkadaşları [30,31], tuz-metal tepkimesi ile elde ettikleri, TiB₂ parçacık takviyeli Al-%4 Cu ve A356 Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerde aşınma davranışları ve parçacık dağılımının yanı sıra yaşlanma tepkilerinin nasıl olduğunu araştırırken [30,31], Gan ve arkadaşları [32,33] ise benzer şekilde tuz-metal tepkimesi ile elde ettikleri Al 7075/TiB₂ kompozit numunelerinde, yarı katı 7075 alaşımı içerisinde TiB₂ parçacıklarının iç yapı üzerindeki etkisini araştırmışlardır [32]. Ayrıca, TiB₂ parçacıklarının dağılımı ve boyutunun, kompozitin farklı soğuma hızlarında iç yapıya etkisini incelemişlerdir [33].

Balcı ve arkadaşları [45], TiB₂ parçacık takviyeli saf alüminyum ana yapılı kompozitlerini, mekanik alaşımlama ve ardından soğuk sıkıştırma ve sinterleme işlemleri ile üretmişlerdir. Farklı boyut ve oranlarda TiB₂ içeren kompozitlerin, mekanik özelliklerini inceleyebilmek için mikro sertlik ve aşınma deneyleri yapmışlardır. Mikron boyutta ve ağırlıkça %15 TiB₂ ile takviye edilmiş Al kompozit numuneleri, mikron altı takviyeli kompozit ile karşılaştırdıklarında daha iyi aşınma dayanımı gösterdiğini gözlemlemişlerdir. Ayrıca, sinterlenmiş numunelerde, düşük ölçekte Al₃Ti bileşiği tespit etmişlerdir [45].

Sadeghian ve arkadaşları [46], mekanik alaşımlama ile hazırladıkları Al-TiB₂ nano kompozit tozlarına, kıvılcım plazma sinterleme işleminden sonra yaptıkları sıcak ekstrüzyon işlemi uygulamışlardır. Sıcak ekstrüzyon işleminden sonra, kompozit numunelerin ortalama tane boyutları ölçülmüş ve alüminyum ve TiB₂'nin ortalama 100 nm'den daha küçük tane boyuna sahip olduğunu belirlemişlerdir. Nano boyutta ana yapı ve takviye tanelerine sahip olmalarının yanı sıra tüm çalışma süresi boyunca istenmeyen ara metalik ürünlerin olmaması nedeniyle ekstrüzyon ile hazırlanmış kompozit numunelerin, yüksek sertlik ve çekme dayanımına sahip olduğunu vurgulamışlardır [46].

Sadeghian ve arkadaşları [47], alüminyum ana yapı ve ağırlıkça %20 TiB₂ parçacık takviyeli kompozit numuneleri, mekanik alaşımlama yöntemi ile elde etmişlerdir. Al, Ti ve B elementlerden dolayı bazı mekanik özelliklere zarar veren titanyum alüminidler gibi gevrek ara metaliklerin oluşmaması için mekanik alaşımla işlemini iki adımda uygulamışlardır. Yapılan işlemler sonrasında, kompozit tozlarında ara metalik fazın tespit edilmediğini belirtmişlerdir [47].

Özyürek ve Çiftci [48], yaptıkları bu çalışmada, mekanik alaşımla ile hazırladıkları, Al ve A356 alaşımı ana yapı ve TiB₂ (hacimce %5, %10, %15 ve %20) seramik parçacık takviyeli kompozit numunelerin, aşınma davranışlarını araştırmışlardır. Mekanik alaşımlama ile hazırlanan toz karışımlarını, soğuk sıkıştırma ve 550 °C sıcaklıkta gerçekleştirdikleri sinterlenme ile üretmişlerdir. Sinterleme işleminden sonra, kompozitlerin sertlik ölçümlerini ve iç yapı özelliklerini incelemişlerdir. 10, 25 ve 50 N olmak üzere üç farklı yükte gerçekleştirdikleri aşınma deneylerinde, disk üzeri aşınma deney düzeneği (pin-on-disk) yöntemini kullanmışlardır. Elde ettikleri sonuçlar ile, kompozitlerin artan TiB₂ parçacık hacim oranı ile sertlik değerlerinin arttığını ve aşınma miktarının ise azaldığını göstermişlerdir [48].

Tekeoğlu ve arkadaşları [49], Al-%12,6 Si ana yapı ve TiB₂ (ağırlıkça %2, %5 ve %10) parçacık takviyeli kompozit tozlarını, mekanik alaşımlama ve soğuk öğütme işlemlerini içeren ardışık öğütme ile hazırlamışlardır. Sonrasında ise, soğuk izostatik sıkıştırma ile 450 MPa basınç değerinde sıkıştırmış ve sonrasında ham numuneleri

sinterlemişlerdir. Hazırladıkları kompozit numunelerde soğuk öğütme ve takviye miktarının, iç yapı, sertlik ve aşınma davranışlarına etkisini incelemişlerdir [49].

Abu-Warda ve arkadaşları [50], mekanik alaşımlama ile üretilen, ağırlıkça %2,5, %5 ve %10 TiB₂ parçacık takviyeli A6005 alüminyum alaşımı ana yapı kompozit numuneleri, 1 ile 10 saat arasında değişen farklı öğütme sürelerinde karıştırarak en iyi sonucu veren öğütme süresini bulmaya çalışmışlardır. Yaptıkları, mikro yapısal ve mekanik incelemeler ile 8 saat mekanik alaşımlamadan sonra, ağırlıkça %5 ve %10 TiB₂ parçacıkları ile en iyi boyut dağılımını ve uygun mekanik özellikleri elde etmişlerdir. Sonrasında ise, mekanik alaşımlanmış kompozitlere sıcak ekstrüzyon işlemi uygulamışlardır. Elde ettikleri, 8 saat mekanik alaşımlama işlemi yapılmış %5 TiB₂ takviyeli ve sıcak ekstrüzyon yapılmış numunelerini, GEM, AS-TEM ve nano iz sertlik deneyleri ile incelemişlerdir. Ulaşılan sonuçlarda alüminyum alaşımı ana yapı içinde, nano takviyenin iyi bir dağılım sağladığını ve sertlik değerlerinin arttığını tespit etmişlerdir [50].

Akbari ve arkadaşları [51], yaptıkları çalışmada en fazla hacimce %5 takviye oranına kadar farklı oranlarda, mikro veya nano boyutta TiB₂ parçacık takviyeli A356 alüminyum alaşımı esaslı kompozit numunelerini, 750, 800 ve 900 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta gerçekleştirdikleri karıştırmalı döküm yöntemi ile üretmişlerdir. Döküm işleminden sonra kompozit numunelere, 520 °C’de çözeltiye alma ve ardından 180 °C sıcaklıkta yapay yaşlandırma işlemlerini uygulamışlardır. TiB₂ miktarının artması ile gözenek oranının arttığını ve hacimce %1,5 nano TiB₂ takviyeli kompozit numunesinin 120 Brinell sertlik ile en yüksek sertlik değerine ulaştığını belirtmişlerdir [51].

Tee ve arkadaşları [52], 1000 °C’nin üzerinde bir sıcaklıkta erimiş Al içerisine, Ti ve B tozlarını eklemiş ve oluşan Al-Ti-B ısı veren tepkime ile ince TiB₂ parçacıklarının oluşmasını sağlamışlardır. Sonrasında, takviye miktarının hacimce %15 olması için TiB₂ parçacıklarının çekirdeklenmesini kontrol ederek sentezledikleri kompozitleri karıştırmalı döküm ile üretmişlerdir. Gerçekleştirdikleri deneyler sonunda, kompozitin çekme ve akma dayanımlarının, ana yapı malzemesinin yaklaşık iki katı olduğunu belirtmişlerdir. Yapılan bu çalışmalara ek olarak, Al ana yapısına ağırlıkça %4,5 Cu

ilavesi ile yeni bir kompozit malzeme hazırlamışlardır. Ayrıca, bu kompozitte gerçekleştirilen yaşlandırma işlemi ile çekme ve akma dayanımlarının üç katına çıktığını söylemişlerdir. Her iki ana yapıli kompozitler içinde de sentezleme sırasında kırılğan Al_3Ti ara metaliklerinin oluştuğunu ve bu ara metaliklerin, TiB_2 parçacıkları ile bulunmasından dolayı, Al ve Al-Cu ana yapıli kompozitlerin sünekliklerinin sırasıyla %68 ve %84 oranında düştüğünü belirtmişlerdir. Bunlara ek olarak Al-Cu ana yapıli kompozitin sentezlenme aşamasında, %3 C ilave ederek TiB_2 'nin yanı sıra TiC takviye parçacığının da oluşumunu sağlayarak, Al_3Ti bileşigini önemli ölçüde azaltmışlardır [52].

Akbari ve arkadaşları [53], nano (ort. 20 nm) ve mikron (ort. 5 μm) boyutlardaki TiB_2 parçacıkları ile ayrı ayrı takviye edilmiş, A356 alaşımı esaslı kompozitleri farklı döküm sıcaklıklarında (750, 800 ve 900 $^{\circ}C$) üretmişlerdir. Farklı hacim oranlarında hazırladıkları kompozit numunelerin çekme dayanımı ve kırılma davranışına, takviye boyutu ve hacim miktarının etkisini incelemişlerdir. Kompozitlerin gözenek miktarının, seramik takviye hacim oranın artması ve parçacık boyutunun azalmasıyla arttığını ve nano TiB_2 parçacık miktarındaki artışın, kompozitin uzama miktarında ve tokluğunda artışa neden olurken çekme dayanımının azaldığını belirtmişlerdir. Mikron boyutlu TiB_2 takviyeli kompozitlerin ise, alaşıma kıyasla daha düşük tokluk değerlerine sahip olduğunu söylemişlerdir. Ayrıca, döküm sıcaklığındaki artış ile gözenek miktarının arttığını ve bunun bir sonucu olarak çekme dayanımının azaldığını gözlemlemişlerdir [53].

Dong ve arkadaşları [54], son teknoloji olarak ifade edilen süper vakum destekli yüksek basınç altında kalıba döküm (YBKD) işlemi ile ürettikleri, nano parçacık takviyeli $AlSiMgCu/TiB_2$ kompozitinin mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Elde ettikleri ağırlıkça %3 TiB_2 nano parçacık takviyeli kompozitin, sahip olduğu 356 MPa'lık akma dayanımı, 457 MPa'nın çekme dayanımı ve %5,5'lik süneklik özellikleri ile sanayide uygulanabilir bir malzeme olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca, kompozitlere yapmış oldukları T6 ısııl işlemi ile oluşan çökeltilerin, nano parçacıkları birlikte mekanik özellikleri güçlendirdiğini ifade etmişlerdir. Bunlara ek olarak, nano parçacıklarının ilavesi ile kompozitin tane yapısında oluşan incelmenin de mekanik özellikleri geliştirdiğini belirtmişlerdir. Ürettikleri kompozitin, mevcut olan alaşıma

göre %90'dan daha fazla dayanım artışı sağladığını ve bu durumun sanayi uygulaması için umut verici olduğunu belirtmişlerdir [54].

Kumar ve arkadaşları [55], LM25 Al alaşımı ve ağırlıkça %15 TiB₂, %15 ZrO₂ ve %15 WC parçacıkları ile ayrı ayrı takviye ettikleri kompozit numuneleri sıkıştırılmalı döküm tekniği ile üretmişlerdir. Elde ettikleri, sertlik ve dayanım özellikleri ve mikro yapı incelemeleri sonucunda kompozitlerdeki takviye parçacıklarının iyi bir dağılım sergilediğini belirtmişlerdir. Sertlik ve aşınma deneylerinde, en iyi sonucu WC ile takviye edilmiş kompozit sağlarken çekme deneylerinde en iyi dayanım değerini ise TiB₂ takviyeli kompozitin verdiğini bulmuşlardır. Hem alaşımın hem de kompozitlerin aşınma başarımı, uygulanan yük (10-50 N), kayma mesafesi (500-2500 m) ve kayma hızı (1-5 m/s) gibi farklı kayma koşulları altında incelemişlerdir. En yüksek aşınma dayanımına sahip WC ile takviyeli kompozitin, alaşıma kıyasla %70 oranında daha yüksek aşınma direnci sağladığını tespit etmişlerdir [55].

Askarpour ve arkadaşları [56], ana yapı olarak 1 mm kalınlığında saf Al levha ile Al-TiB₂ parçacıklı metal esaslı kompozitleri üretmek için yedi döngüde tamamladıkları haddeleme (accumulative roll bonding (ARB)) yöntemini kullanmışlardır. Takviye parçacıklarını ise üç farklı yöntem ile hazırlanmış şekilde ilave etmişlerdir. Bunlar, doğrudan TiB₂ parçacıklarının alındığı, öğütme ile karıştırılmış TiB₂-Al toz karışımı ve mekanik alaşımlama ile sentezlenmiş yerinde üretilmiş TiB₂-Al tozları olacak şekilde sıralanabilir. Sonrasında, ürettikleri kompozitlerin mikro yapısını değerlendirmek için GEM ve TEM incelemelerini kullanmışlardır. Mekanik alaşımlama ile sentezledikleri yerinde üretilen TiB₂-Al tozlarından hazırlanan kompozitlerin, parçacıklarının düzgün dağılım sergilediğini ve diğer takviye (doğrudan alınan TiB₂ (156 MPa) ve öğütme ile karıştırılmış Al-TB₂ (160 MPa)) tozları ile hazırlanan kompozitelere göre 177 MPa'lık çekme dayanımı ile en yüksek dayanıma sahip olduğunu belirtmişlerdir [56].

Araz ve arkadaşları [57], vakum emdirme (infiltrasyonu) yöntemi ile ürettikleri, hacimce %2, %4 ve %8 oranlarında TiB₂ takviyeli Al 2014 alaşımı kompozitlerinin, mekanik ve aşınma özelliklerini farklı üretim sıcaklıkları (700, 750 ve 800 °C) altında incelemişlerdir. Artan TiB₂ miktarı ile kompozitlerin sertlik ve gözenekliliğinin

arttığını gözlemlemişlerdir. Üretim sıcaklığının da üretilen kompozitlerin gözenekliliği ve sertliği üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğunu belirtmişlerdir. Deneye tabi tutulan kompozitler arasında, en yüksek aşınma direnci ve sertlik değerlerine 800 °C üretim sıcaklığında ve hacimce %8 TiB₂ parçacık takviyeli Al 2014 alaşımı ana yapıli kompozit numunelerinde ulaşmışlardır [57].

Tjong ve Lau [58], Al-%4 Cu alaşımı ana yapıli ve hacimce %5, %10, %15 ve %20 TiB₂ parçacık takviyeli kompozitleri, sıcak izostatik sıkıştırma ile hazırlamışlardır. Elde ettikleri kompozitlerin, yoğunluk, mekanik özellikleri ve aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Yoğunluk ölçümü sonucunda, sıcak izostatik sıkıştırma işlemi ile takviyesiz alaşım ve %15'e kadar TiB₂ parçacık içeren kompozitlerin tam yoğunluğa ulaştığını gözlemlemişlerdir. Takviye miktarının %20'ye çıkarılması ile artan gözeneklilik nedeniyle kompozitlerin yoğunluğunda hafif bir azalmanın olduğunu belirtmişlerdir. Çekme, sertlik ve aşınma deneylerinde ise, artan TiB₂ hacim miktarı ile kompozitin akma dayanımı, sertliği ve aşınma direncinin önemli ölçüde arttığını göstermişlerdir. Bunun nedeni olarak, güçlü parçacık ana yapı bağı ve TiB₂ parçacıklarının sahip olduğu yüksek sertlik değerini öne sürmüşlerdir [58].

Tjong ve Tam [59], farklı boyutlarda (25, 50, 125 µm) saf Al parçacıklarının ana yapı olarak kullanıldığı TiB₂ parçacık takviyeli kompozitleri, tam yoğunlaşmayı sağlamak ve zararlı faz oluşumunu önlemek için sıcak izostatik sıkıştırma yöntemini kullanarak hazırlamışlardır. Ana yapı parçacık büyüklüğü ve takviye hacim oranının, ısı (termal) genleşme, ısı döngü özellikleri ve kompozitin yoğunlaşması üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Elde ettikleri çekme dayanımı özelliklerinde, hacimce %5'ten %20'ye artan TiB₂ takviye oranı ile kompozitin (148'den 191 MPa) çekme dayanımının da arttığını tespit etmişlerdir [59].

Chi ve arkadaşları [60], basınçlı emdirme tekniği ile üretimini gerçekleştirdikleri 2024 Al alaşımı ana yapıli ve ağırlıkça %30 TiB₂ parçacık takviyeli kompozitlerin, aşınma deneyi sırasında kayma-durma geçişinin sürtünme ve aşınma özelliklerini nasıl etkilediğini araştırmışlardır. Kuru kayma sürtünmesini ve aşınma davranışını, 1 ve 3 N'luk yükler altında, 3,98 mm çapında AISI 52100 çelik bilyeli bir disk geometrisi kullanılarak yapmışlardır. İç yapı incelemelerini ise TEM ve enerji dağılımlı X-ışını

spektroskopisi (EDS) yöntemleri ile gerçekleştirmişlerdir. 1N'luk yükte gerçekleştirilen deneylerde, elde edilen yaklaşık 0,16'lık düşük sürtünme katsayısının ana nedeni olarak, yüzeyde oluşan transfer filmi ve borik asiti (H_3BO_3) göstermişlerdir. Uygulanan 3N'luk yükte ise kayma aşamasında, kazınmalı (abrazyon) aşınmanın egemen olduğunu ve ana yapıda oluklar oluşurken yüzeyden TiB_2 parçacıklarının koptuğunu belirtmişlerdir [60].

Tjong ve arkadaşları [61], TiO_2 , Al ile B ve/veya B_2O_3 tozlarının, tepkiyen (reaktif) sıcak sıkıştırma ile hazırlanması ile elde edilen, yerinde üretilen TiB_2 ve Al_2O_3 parçacıkları ile takviye ettikleri alüminyum ana yapıli kompozitlerin, oda sıcaklığında yüksek çevrimli yorulma (YÇY) davranışını, farklı yük oranlarında gerilme denetimli yükleme altında araştırmışlardır. Kompozitlerin iç yapı ve kırık yüzeylerini, yorulma kırılması mekanizmalarını ortaya çıkarmak için incelemişlerdir. Al- TiO_2 -B sisteminden hazırlanan, TiB_2 ve Al_2O_3 parçacıkları ile takviye edilmiş kompozitin, üstün yorulma dayanımı ve ömrü sergilediğini tespit etmişlerdir. Ancak, Al- TiO_2 - B_2O_3 sistemi ile üretilen kompozitin ise, oluşan Al_3Ti nedeni ile daha düşük YÇY direncine sahip olduğunu belirtmişlerdir [61].

Vajargah ve arkadaşları [62], hacimce %1,5, %2,5, %3,5, %5 ve %10 TiB_2 nano parçacık içeren Al/ TiB_2 nano kompozitlerini, soğuk izostatik sıkıştırma ve ardından 650 ile 680 °C sıcaklıklarında ayrı ayrı sinterlemişlerdir. Daha sonra numunelerin yoğunluğu, faz incelemeleri, mikro yapı ve basma dayanımlarını araştırmışlardır. İncelemeler sonucunda ise TiB_2 miktarının artmasıyla, seramik nano parçacıkların kötü dağılım, yığılma ve sıkıştırma sonrasında yapılan sinterlemenin bir sonucu olarak gözeneklilik ve çatlak gibi yapısal bozulmaların miktarının arttığını tespit etmişlerdir. Genel olarak, %2,5-5 arasında TiB_2 içeren numunelerde, gözeneklilik ve topaklanma gibi olumsuz etkilerin daha düşük olmasından dolayı daha iyi mikro yapı ve mekanik özellikler gözlemlediklerini belirtmişlerdir [62].

Oñoro [63], yaptığı çalışmada, ağırlıkça %5 TiB_2 parçacık takviyeli ve iki farklı alüminyum alaşımı (6061 ve 7015) ana yapıli kompozitlerin mekanik özelliklerinin yüksek sıcaklıklarda değişimini incelemiştir. Bütün kompozitleri, soğuk eş basınçlı (izostatik) sıkıştırma ve sonrasında uygulanan sıcak ekstrüzyon ile üretmiştir.

İncelemeler sonucunda, her iki alüminyum alaşımında da TiB_2 parçacıkları ile takviye edilmesi ile mekanik davranışlarında bir iyileşme sağlandığını gözlemlemiştir. Ayrıca, tüm kompozit numuneleri için ulaşılan en yüksek çekme dayanımı değerlerine, oda sıcaklığında yapılan deneylerde elde etmiş ve artan sıcaklık ile dayanımın belirgin bir şekilde azaldığını tespit etmiştir. TEM ile incelenen kırılma yüzeylerinin, TiB_2 parçacıklarının takviye edilmesi ile sünekliğin azalmasına rağmen, sünek bir görünüm sergilediğini ifade etmiştir [63]

Paidpilli ve arkadaşları [64], soğuk sıkıştırma ve sinterleme ile hazırladıkları AA6061/ TiB_2 kompozitlerinin, mekanik ve elektriksel davranışları üzerine takviye miktarının ve alaşım tozunun hazırlanma şeklinin (önceden karıştırılmış ve ön alaşımlı) etkisini incelemiştir. Ön alaşımlı ve önceden karıştırılmış 6061 Al alaşımının, sinterlemenin farklı aşamalarında, mikro yapı değişimini TEM ve EDS yöntemlerini kullanılarak incelemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlarda, önceden karıştırılmış Al alaşımı kompozitlerinin, ön alaşımlı Al alaşımı kompozitlerden daha iyi mekanik özelliklere sahip olduğunu tespit etmişlerdir [64].

Başar [65], yaptığı çalışmada, hacimce %10, %15, %20 ve %30 oranında TiB_2 takviye içeren Al-%4 Cu alaşımı ana yapıli kompozitleri, soğuk sıkıştırma ve sinterleme ile hazırlamıştır. Hazırladığı kompozitlere, yaşlandırma ısıli işlemi gerçekleştirdikten sonra hem ısıli işlem yapılmış hem de yapılmamış tüm kompozitlere uyguladığı, yoğunluk, mikro yapı incelemeleri ve mekanik deneyler (üç nokta eğme, sertlik ve aşınma) ile özelliklerini incelemiştir. En iyi çapraz kırılma dayanımı değerine, yaşlandırma işlemi yapılmış takviye içermeyen alaşım ana yapıli numunelerde ulaşırken, en düşük aşınma oranına da %20 TiB_2 takviyeli kompozitte ulaşmıştır [65].

Sing ve arkadaşları [66], soğuk sıkıştırma ve sinterleme ile ürettikleri farklı hacim oranlarında (%5, %10 ve %15) TiB_2 parçacıkları ile takviye edilmiş 2014 Al alaşımı esaslı kompozitlerin, sertlik, yoğunluk ve çapraz kırılma dayanımlarını incelemişlerdir. Artan takviye miktarı ile incelenen üç fiziksel özelliğinde düştüğünü ancak sadece %5 TiB_2 kompozit numunenin sertlik değerinin alaşımdan daha fazla olduğunu gözlemlemiştir. Ayrıca, Al 2014– TiB_2 kompozitlerine, 160 °C sıcaklıkta

8 saat boyunca yapay yaşlandırma işlemi yapmış ve belirli aralıklarla sertlik ölçümlerini gerçekleştirerek yaşlanma davranışlarını incelemişlerdir. Bunlara ek olarak, yaşlanmış numunelerin iç yapı özelliklerini de araştırmışlardır [66].

Literatürde incelenen araştırmalarda, Al alaşımı ana yapılı ve TiB_2 parçacık takviyeli kompozit numunelerin üretiminde, tuz-metal tepkimesi (yerinde üretim) yönteminin kullanılması ile ilgili çok sayıda çalışma bulunmaktadır [10-44]. Ancak toz metalurjisi özellikle soğuk sıkıştırma ve sinterleme yönteminin kullanılması ile hazırlanmış TiB_2 takviyeli Al alaşımı esaslı kompozitlerin özelliklerinin belirlenmesiyle ilgili çok az çalışma olduğu gözlemlenmiştir [64-66]. Ancak toz metalurjisi yönteminin, diğer tekniklere göre net şekle yakın parça elde edilmesi, ayrıca bir yüzey işlemesi gerektirmemesi, takviye parçacıklarının ana yapı içerisinde homojen dağılması, daha düşük üretim sıcaklığı ve ana yapı ile takviye arasında ihmal edilebilir ara yüzey tepkimeleri gibi bazı üstün yanları bulunmaktadır. Yaptığımız çalışma ile toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş TiB_2 seramik parçacık takviyeli, saf Al ve Al alaşımı (Al-6,2 Zn-2,3 Cu-2,3 Mg) ana yapılı kompozit numunelerin özellikleri incelenmiştir.

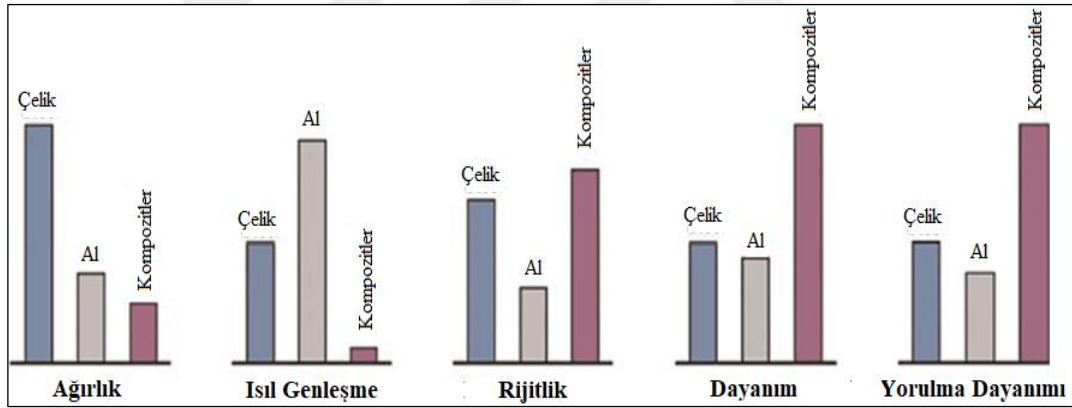
3. KOMPOZİT MALZEMELER

En gelişmiş türbin veya uçak tasarımında bile kullanılan malzeme, gelen yükleri taşıyabilecek ve ortam koşullarına dayanabilecek özelliklere sahip değil ise işe yaramayacaktır. Bu sonuçtan yola çıkılarak malzeme alanındaki ilerlemelerin teknolojik olarak gelişme için önemli bir etken olduğu söylenebilir [9]. Bu amaçla, metallerin, seramiklerin ve polimerlerin tek bir bileşen olarak erişemeyeceği bir başarıma, farklı malzeme bileşenlerinin karıştırılması ve farklı oranlarda birleşim imkanı sağlaması ile oluşturduğu çeşitlilikten dolayı kompozit malzemeler tasarım açısından büyük üstünlükler sunar [9,67,68]. Daha iyi özellikler elde etmek için en az iki ya da daha fazla malzeme türünün, makro-fiziksel düzeyde bir araya getirilmesi ile elde edilen çok fazlı malzeme türüne kompozit malzeme denilmektedir [1,67].

Doğada yük taşıması gereken, ahşap, kemik, kas gibi malzemelerin çoğu kompozit malzemedir. Lignin ile bir arada tutulan uzun selüloz elyaflarından oluşan ahşap gibi insan ve hayvanların vücudundaki kemik de doğal bir kompozittir. Yumuşak ve esnek bir malzeme olan kolajen (bir protein), hidroksiapatit ile birleşerek kemiğe vücudu desteklemek için gerekli özellikleri vermektedir. Doğanın bu şekilde kompozit malzeme fikri ile dolu olmasının yanı sıra çok uzun süredir kullanılmakta olan, kauçukta karbon siyahı, portland çimentosu veya kumla karıştırılmış asfalt ve reçinede cam elyaflar da yaygın kompozit malzeme örneklerdir. Ancak, kompozit malzemeler 1960'larda polimer ana yapılı kompozitlerin piyasaya sürülmesiyle sanayinin dikkatini çekmeye başladı. O zamandan beri, kompozit malzemeler otomotiv bileşenleri, spor malzemeleri, havacılık parçaları, tüketim malları, denizcilik ve petrol endüstrileri gibi çeşitli uygulamalar için yaygın mühendislik malzemeleri haline gelmiştir. Kompozit malzemeler, ortaya koydukları iyi başarımla yaygın olarak kullanılan çelik ve alüminyum dahil tüm malzemelerin yerine geçme potansiyeline sahiptir. Çelik ve alüminyum gibi malzemelerin yerine özellikle sağladığı hafiflikten dolayı kompozit malzemenin kullanılması ile bu malzemelere göre ağırlıkta sırayla %60 ile %80 ve %20 ile %50 arasında tasarruf sağlanmaktadır. Bugün, kompozitlerin birçok mühendislik uygulaması için tercih edilen malzemeler olduğu görülmektedir [9,67,68]. Şekil 3.1'de, kompozit malzemenin yaygın kullanılan iki metal (alüminyum ve çelik) ile karşılaştırılması verilmiştir. Uygun ana yapı ve takviye malzemesi seçimi

ile belirli bir uygulamanın gereksinimlerini tam olarak karşılayan bir kompozit malzeme yapılabileceği gösterilmiştir [68]. Ayrıca bu şekil, kompozit malzemeler kullanılarak geleneksel malzemeler üzerinde yapılabilecek iyileştirme olasılıklarını göstermektedir. Bu durum, kompozit malzemeler alanında yapılan çalışmalarda büyük çabanın arkasındaki itici gücü ortaya koymaktadır [9]. Kompozit malzemelere ait üstün özellikler şu şekilde sıralanabilir [4]:

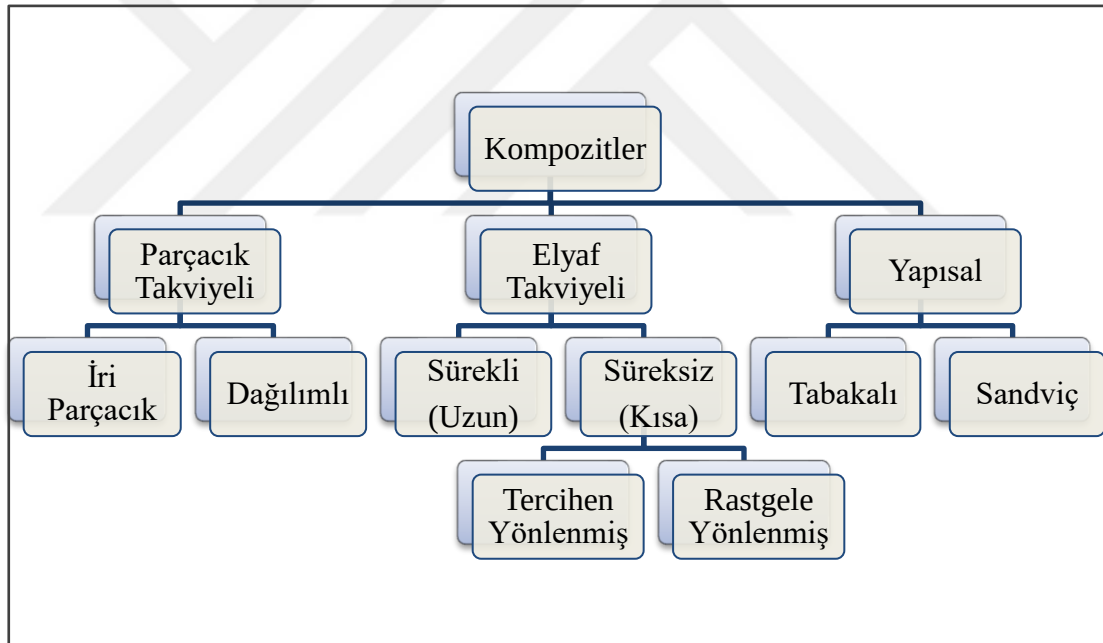
- 1) Daha iyi dayanım ve rijitlik
- 2) Daha iyi yorulma dayanımı
- 3) Daha iyi aşınma direnci
- 4) Daha iyi korozyon direnci
- 5) İyi ısı ve elektriksel iletkenlik
- 6) Yüksek Young modülü
- 7) Daha düşük ağırlık



Şekil 3.1. Yaygın kullanılan çelik ve alüminyum metalleri ile kompozitlerin fiziksel ve mekanik özelliklerinin, karşılaştırılması [68]

Kompozit malzemeler, özellikleri geliştirmek amacı ile ilave edilen takviye fazı ve onu çevreleyen ana yapıdan oluşan katı malzemelerdir [69]. Ana yapı, süneklik, şekillendirilebilirlik ve ısı iletkenlik gibi belirli fiziksel ve mekanik özelliklere sahip bileşendir. Bu bileşene, düşük ısı genleşme, yüksek dayanım ve sertlik gibi özelliklere sahip, genellikle ana yapıdan daha güçlü olan ve esas olarak uygulanan yükü taşıyan takviye fazı (veya fazlar) ilave edilerek özelliklerinde iyileşme sağlanmış kompozit malzemeler elde edilir. Elde edilen kompozitin başarımını, kullanılan ana yapı ve takviye fazlarının; fiziksel, mekanik ve kimyasal özellikleri, büyüklüğü ve dağılımları,

yapıları ve birbirleri ile oluşturdıkları ara yüzey özellikleri gibi birçok değişken belirler [68]. Kompozit malzemelerde takviyeler genellikle, elyaf ve parçacık olarak tanımlanır [2]. Kompozit malzemeler ise takviye türüne göre; parçacık takviyeli, elyaf takviyeli ve yapısal (tabakalı) kompozitler olarak sınıflandırılır [1]. Parçacık takviyeli kompozitler, parçacıklar halinde dağılmış bir fazla takviye edilmiş metal gibi bir ana yapıdan oluşur. Parçacık takviyeler iri ya da dağılımlı parçacıklar olarak bulunabilmektedir. Elyaf takviyeli kompozitler de kısa ve sürekli (uzun) elyaf şeklinde ayrılırlar. Kısa elyaf takviyeli kompozitler de rastgele ya da tercihen yönlendirilmiş şekilde sınıflandırılabilir. Uzun elyaf takviyeli kompozitler, tek yönlü yönlendirilmiş ve çift yönlü yönlendirilmiş elyaflar olarak ifade edilir. Tabakalı kompozitlerde ise takviye tabakaları, ortaya çıkan kompozit parçada gerekli özellikleri elde etmek için belirli bir desende hazırlanır [9]. Şekil 3.2’de takviye türüne göre sınıflandırılmış kompozit malzemeler verilmektedir [1].



Şekil 3.2. Takviye türüne göre kompozitlerin sınıflandırılması [1]

Ana yapı türüne göre ise kompozitler malzemeler; metal esaslı, polimer esaslı ve seramik esaslı kompozitler olarak üç ana kümeye ayrılır [2,70]. Kompozitlerde seramik malzemeler, düşük ısı ve mekanik şok direnci gibi özellikleri ile yüksek basma dayanımı ve esneklik değerlerinden dolayı ana yapı malzemesi olarak kullanılmaktadırlar. Ancak, aşırı kırılgan olmaları seramiklere büyük olumsuz etki oluşturmaktadır. Hatta yüzeydeki küçük çizik ve kusurlar veya gözenek gibi iç

kusurlar yıkıcı etkilere neden olabilmektedir [9]. Polimerler malzemelerde kompozit malzemelerde sağladıkları üretimdeki ucuzluk, hafif olması, işlenme ve kullanma kolaylığından dolayı ana yapı malzemesi olarak iyi bir seçim olmaktadır. Spor, havacılık ve otomotiv gibi alanlarda kullanılan çoğu kompozit, polimer esaslı ve cam veya karbon elyaf takviyeli kompozit malzemelerdir [71]. Metal esaslı kompozitler ise, polimer esaslı kompozitler ile karşılaştırıldığında, üretilmesi çok daha zor ve maliyetli olmasına rağmen polimer esaslı kompozitlere göre sağladıkları üstün özellikleri ile bu durumu dengelemektedir. Metaller dayanım ve kırılma tokluğunu benzersiz bir şekilde birleştirir ve bu özelliklerini yüksek sıcaklıklarda koruyabilmektedir. Polimerlerin aksine, metaller nemi emmez, ışınlı (radyasyonla) bozunmaz ve uzayda gaz çıkarmaz ve genellikle yanmaz. Metal esaslı kompozitler, bazı uygulamalarda önemli bir özellik olan ısı ve elektriği de iyi iletirler. Ayrıca, metal esaslı kompozitler kaynaklanabilir veya diğer metalik bileşenlere kolayca sabitlenebilir [2,70,71].

Takviye, ana yapı malzemelerinin yanı sıra bu iki faz arasında oluşan ara yüzey de kompozitin özelliklerini belirlemede önemlidir [6]. Çünkü, ana yapı ve takviye arasında yük transferi, köprü görevi yapan ara yüzey ile sağlanır. Ara yüzey bağı ne kadar güçlü ise kompozitin sahip olacağı başarımda o kadar iyi olacaktır. Bundan dolayı, ara yüzeyde güç iletimini engelleyecek herhangi bir tabakanın oluşması istenmemektedir [72-74].

3.1 Metal Esaslı Kompozitler

Metal esaslı kompozitler, çoğu kompozit malzeme gibi geleneksel malzemelere göre daha yüksek dayanım ve sertlik ile hafiflik gibi önemli ölçüde geliştirilmiş özellikler sağlamaktadır. Bu amaç ile metal veya metal alaşımlarından oluşmuş sürekli fazda bir ana yapının parçacık, kısa veya sürekli elyaf ve kırpıntı (whisker) takviyeleri ile birleştirilmesi ile elde edilmektedir [6-9].

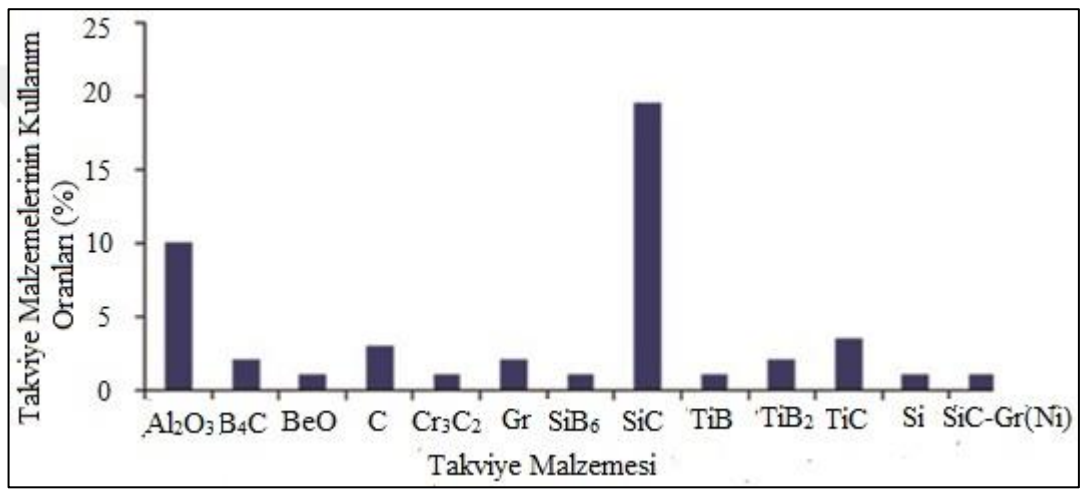
Metal esaslı kompozitler üzerine yapılan araştırmalara 1960 yıllarda başlanmasına rağmen 1980'lerin başından itibaren önemli ve sürekli Ar-Ge çalışmaları yapılmaktadır. Japonya, 1980'lerin ikinci yarısında teknolojik gelişimlere önemli

ölçüde katkıda bulunurken, aynı zamanlarda ABD'deki Stratejik Savunma İnisiyatifi projesi (Star Wars) ve daha sonra yapılan Ulusal Havacılık ve Uzay Uçağı (NASP) projeleri devlet tarafından desteklenen ve metal esaslı kompozitler hakkında nispeten büyük ve önemli araştırmalar içeriyordu. Sonrasında Avrupa'da metal esaslı kompozitler, hem ulusal düzeyde hem de daha büyük Avrupa Birliği projeleri çerçevesinde önemli araştırma konusu olmuştur. Bu şekilde metal esaslı kompozitler, farklı araştırma boyutlarında ve zamanlarda sanayinin dikkatini çekmiştir. Çoğu alüminyum üreticisi ve birçok otomotiv ile havacılık şirketleri bir noktada bu malzemelerin geliştirilmesine katkıda bulunmuştur. Alcan, DWA, Honda, Toyota ve General Motors gibi birçok şirket, uzun süredir metal esaslı kompozit teknolojisinin geliştirilmesinde önemli katkılar sağlamanın yanı sıra bu malzemelerin aktif geliştiricileri ve üreticileri olmuşlardır [71].

Metal esaslı kompozitler; otomotiv, havacılık ve spor gibi birçok uygulamada kullanılmaktadır. Otomotiv alanında, pistonlar, pistonun üst kısmında motor üst bloğunda bulunan yanma hücreleri, motor bloğu bağlantı kolları, silindir gömlekleri, itici çarklar, fren kaliperleri, viraj denge kolları ve kritik süspansiyon bileşenleri gibi birçok alanda kullanılmaktadır. Otomotiv motorundaki ilk uygulama ise, Honda Prelude'da silindir gömleği olarak kullanılan melez (hibrit) parçacık (%12 Al_2O_3 ve %9 karbon) takviyeli alüminyum alaşımı (Al-Si) ana yapıli kompozittir. Diğer güncel bir uygulama ise, Saffil elyafları ile takviye edilmiş ve alüminyum ana yapıli Toyota piston segmanıdır. Demiryolu sanayisinde, hafif demiryolu araçları elde etmek, yüksek başarımlı metal esaslı kompozitlerin kullanılması için itici güç olmuştur. Knorr Bremse AG tarafından geliştirilen, Alman yüksek hızlı tren ICE-2 için üretilmiş, parçacık takviyeli alüminyum alaşımdan fren rotorları sağladıkları ağırlık tasarrufu ile güzel bir örnektir. Havacılık alanında büyük ölçüde askeri ve ticari uçaklarda kullanılan metal esaslı kompozitlerin özgül rijitlik ve dayanım özelliklerinin uçak başarımını arttırması nedeni ile tercih edilmektedir. Örneğin F-16 uçaklarında alüminyum erişim kapılarının yorulma ömrünü arttırmak için, SiC parçacık takviyeli metal esaslı kompozitlerle değiştirilmiştir. Ayrıca, SiC tek elyaf (monofilament) takviyeli Ti ana yapıli kompozitler, F-16'daki F119 motoru için lüle çalıştırıcı (aktüatör) denetleyicisi olarak kullanılmıştır. Spor ve etkinlik uygulamalarında ise, oltalar, tenis

raketleri, golf sopası başları ve milleri ve bisiklet çerçeveleri gibi örnekler verilebilir [3,75].

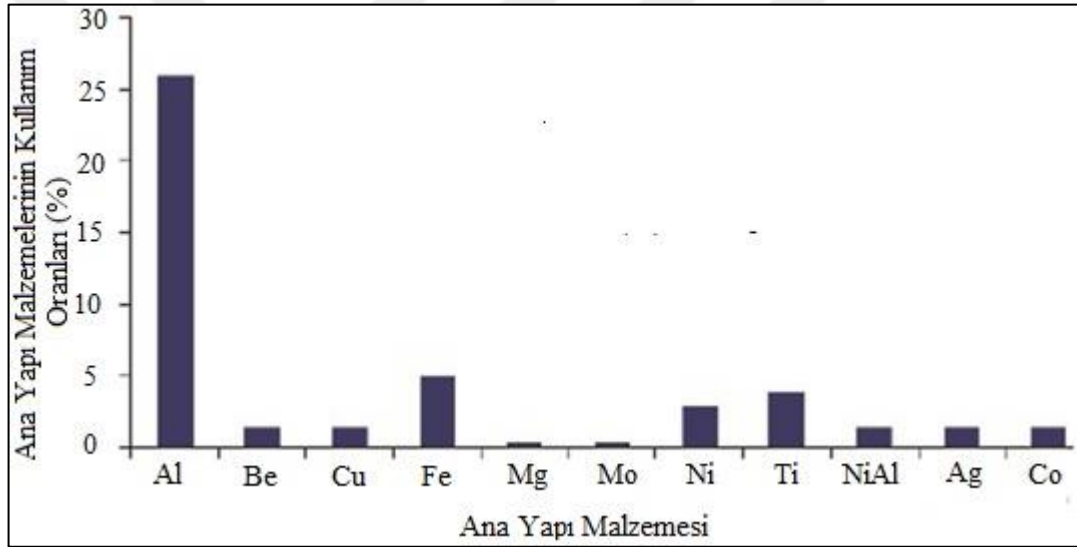
Metal esaslı kompozit numuneler; parçacık, elyaf (kısa ve sürekli) veya tabakalı (laminat) levhalar ile takviye edilirler. Sürekli elyaf takviyesi, belirli bir yönde en etkili özellik artışını sağlamaktadır. Ancak parçacık takviyeli malzemeler, elyaf takviyeli kompozitlere kıyasla daha düşük maliyet, iyi izotropik özelliklere sahip oldukları ve geleneksel malzemeler için kullanılan teknolojiler ile işlenebilmeleri nedeniyle daha caziptir [9,76]. Şekil 3.3'te metal esaslı kompozitlerde en çok kullanılan parçacık takviye malzemeleri ve kullanım oranları gösterilmektedir [77].



Şekil 3.3. Metal ana yapı kompozitlerde yaygın kullanılan takviye malzemeleri ve kullanım miktarları [77]

Metal esaslı kompozitlerde, ana yapı malzemesi olarak farklı metaller ve bunların alaşımları tercih edilmektedir. Kullanılacak ana yapının seçiminde, yoğunluk, dayanım, korozyon direnci, tokluk ve maliyet gibi etkenler önemlidir [78]. Metal ana yapı kompozitler, kullanılan ana yapı malzemesine göre sınıflandırılmaktadırlar. Alüminyum (Al), magnezyum (Mg), titanyum (Ti), bakır (Cu) gibi metaller ve bu metallerin alaşımları ile süper alaşımlar en sık kullanılan ana yapı malzemeleridir. Alüminyum ana yapı kompozitler, otomotiv ve havacılık endüstrilerinde yaygın olarak kullanıldığı için ve erimiş alüminyum içerisinde, SiC, Al₂O₃ ve B₄C gibi yaygın kullanılan takviyelerin kolay ve etkili bir şekilde karıştırılarak kompozit malzeme elde edilmesinden dolayı yaygın olarak üzerinde çalışılmaktadır. Düşük yoğunluğu nedeniyle uzay endüstrisi için geliştirilmiş magnezyum ana yapı kompozitlerin de benzer üstünlükleri olmasına rağmen imalatındaki sınırlamaları ve düşük ısı iletkenliği

nedeniyle, alüminyuma göre ana yapı malzemesi olarak yaygın kullanılmaz. Yüksek sıcaklıklarda iyi dayanım değerleri ve mükemmel korozyon direnci nedeniyle titanyum ve alaşımları metal esaslı kompozitlerde, ana yapı malzemesi olarak kullanılır. Özellikle çok yüksek çalışma hızlarına sahip uçak ve füze yapımında, yüksek sıcaklıklarda dayanımlarını korudukları için kullanılırlar. Ancak, titanyumun oldukça tepkir (reaktif) bir metaldir. Bakır ana yapı kompozitlerde, ısı iletkenlik ve yüksek sıcaklık dayanımı özellikleri ile diğer metal esaslı kompozitlere göre daha üstündür. Süper alaşımlar da genellikle, gaz türbini kanatlarının üretimi için kullanılan malzemelerdir [68]. Şekil 3.4'te metal esaslı kompozitlerde kullanılan farklı ana yapı malzemeleri ve kullanım oranları verilmiştir. Metal esaslı kompozitlerde, ana yapı malzemesi olarak en çok kullanılan metalin alüminyum olduğu görülmektedir [77].



Şekil 3.4. Metal esaslı kompozitlerde kullanılan ana yapı malzemeleri [77]

3.1.1 Alüminyum Esaslı Kompozitler

Alüminyum ve alaşımları, çeliğe göre düşük yoğunluk, yüksek elektriksel ve ısı iletkenlik değerlerine ve korozyon direncine sahip malzemelerdir. Bunların yanı sıra, süneklik özelliğinden dolayı kolayca şekillendirilebilirler. Ancak düşük ergime sıcaklığına sahip olması alüminyum için olumsuz bir özellik olarak verilebilir. Alüminyumun çekme gibi dayanım değeri, çeliğe göre düşük olsa da hafifliklerinden dolayı özgül dayanımları çok daha fazladır. Ayrıca, alüminyuma ilave edilen alaşım elementleri (Mg, Zn, Cu gibi) ile elde edilen alaşımlara uygulanan ısı işlemleri ile

sertlik ve dayanım artışı da sağlanabilir. Önemli ısıt işlemlerden biri olan ve çökeltme sertleşmesi adı verilen ısıt işlem, çözeltiye alma ve çökeltme (yaşlandırma) ısıt işlemi olarak iki aşamadan oluşur. İlk aşama olan çözeltiye alma işlemi alaşımların genel olarak 440 ile 540 °C sıcaklık aralığında bir sıcaklıkta belirli bir süre tutulması ve sonrasında ise su veya uygun bir sıvı içerisinde hızlı bir şekilde soğutulması ile gerçekleştirilmektedir. Yapılan bu işlem sonrasında ise oluşan aşırı doymuş katı çözelti içerisindeki katı fazın, alaşımda dayanım artışını sağlayacak çökelti fazına dönüşmesini sağlayacak yayınmanın gerçekleşebileceği bir sıcaklıkta, yeterli süre tutulduğu ve tekrar oda sıcaklığına soğutulduğu çökeltme ısıt işlemi gerçekleştirilir. Dayanım artışını sağlayan bu ısıt işleminin belirli bir zamanda gerçekleşmesinden dolayı bu işlem yaşlandırma sertleşmesi olarak da ifade edilmektedir [1,3,9]. Alüminyum alaşımları için yaygın çökeltme sertleşmesi işlemlerden bazıları aşağıdaki gibidir [9]

- ✓ T4: Doğal yaşlandırma işlemi olarak ifade edilen bu süreç, çözeltiye alma ve su vermenin ardından oda sıcaklığında yaşlandırma işlemidir.
- ✓ T6: Çözeltiye alma ve su vermenin ardından oda sıcaklığının (yaklaşık 120-190 °C) üzerindeki bir sıcaklıkta gerçekleştirilen yaşlandırma işlemi, zirve yaşlandırma olarak da bilinir.
- ✓ T7x: Çözeltiye alma ve su verme işlemlerinin sonrasında yapılan aşırı yaşlandırma işlemidir.
- ✓ T8xx: Çözeltiye alma, su vermenin ardından soğuk şekillendirme ve zirve yaşlandırma işlemi.

Alüminyum esaslı kompozitler; düşük yoğunluk, arttırılmış dayanım ve rijitlik, yüksek sıcaklıkta sahip oldukları gelişmiş özellikleri, denetimli ısıt genleşme ve iyi aşınma direnci gibi özelliklerinden dolayı otomotiv ve havacılık uygulamalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Alüminyum ana yapıli kompozitlerde, bileşenlerden biri, sürekli bir faz olan ve ana yapı fazı olarak da adlandırılan bir alüminyum/alüminyum alaşımıdır (Al-Si, Al-Cu, Al-Si-Mg). Diğer ise, ana yapı içerisinde gömülü olarak bulunan ve genellikle SiC, Al₂O₃, B₄C, AlN ve BN gibi seramiklerden oluşan takviye fazıdır. Alüminyum ana yapıli kompozitlerin özellikleri, bileşenlerin ve hacim oranlarının değiştirilmesi ile ayarlanabilir. Uygun hacim oranı ve takviye eklenerek

hazırlanan alüminyum/alüminyum alaşımı ana yapılı kompozitlerde, iki ya da üç bileşenin değiştirilmesi ile çeşitli teknolojik özelliklerin elde edilmesi mümkündür. Örneğin, saf alüminyumun elastik modülü, hacimce %60 sürekli alüminyum fiber ile takviye edildiğinde, 70 GPa değerinden 240 GPa değerine kadar arttırılabilmektedir. Ayrıca saf alüminyuma hacimce %60 alümina elyaf katılmasının, ısı genleşme katsayısında çok büyük bir azalmaya yol açtığı görülmüştür. Benzer şekilde, Al-Si alaşımına eklenen hacimce %20 SiC parçacık takviyesi ile elde edilen kompozitin aşınma direncinin gri dökme demirin aşınma direncine eşdeğer veya daha iyi olduğu gözlemlenmiştir [68].

Alüminyum ana yapılı kompozitler, yıllar boyunca farklı mühendislik alanlarında, çok sayıda yapısal veya yapısal olmayan işlevsel uygulamalarda kullanılmıştır. Bu alanlarda sağladığı başarımlar, ekonomik ve çevresel faydalar, alüminyum ana yapılı kompozitlerin yaygın kullanımına neden olmuştur. Bu kompozitlerin, taşımacılık alanındaki en önemli faydaları, daha az yakıt tüketimi ve gürültü ile daha düşük gaz salımlarıdır. Temiz çevre için bulunan sıkı kurallar ve yakıt tüketiminin azaltılmasına verilen önemin artması ile taşımacılık sektöründe, alüminyum ana yapılı kompozitlerin kullanılması önümüzdeki yıllar içinde kaçınılmaz olacaktır [79]. Alüminyum ana yapılı ve SiC, Al₂O₃ gibi seramik parçacıkları veya kısa elyaflar gibi süreksiz takviyeli kompozitlerin, takviyesiz alaşıma benzer ucuz işleme yolları ile işlenebilmesi ile düşük maliyetler elde edilmektedir. Ayrıca bu tür kompozit malzemeler, düşük maliyetlerinin yanı sıra sağladığı izotropik mekanik özellikleri ile takviyesiz alaşımlara göre sahip oldukları daha yüksek dayanım özellikleri ile çok cazip hale gelmişlerdir [68].

3.1.2 Metal Esaslı Kompozitlerin Üretimi

Metal esaslı kompozitlerin üretimi için uygulanması gereken yöntemin seçiminde hem maliyet hem de kompozit özellikleri önemli unsurlardır. Üretim esnasında, seçilen takviye ve dağılımı elde etmek için uygun maliyetli bir yöntem bulmak ve ana yapı ile takviye arasında sağlıklı bir ara yüzey elde etmek temel zorluklardır [68]. Metal esaslı kompozitler; katı hal, sıvı hal ve gaz hali (biriktirme) üretim yöntemleri olmak üzere farklı imalat teknikleriyle üretilmektedirler [3,68].

Sıvı hal ile üretimde, sıvı metal ana yapı ile takviye fazı birleştirilerek kompozit elde edilir. Sıvı hal ile üretim yönteminin kullanılmasının, net şekle yakın (ekstrüzyon veya yayınım ile birleştirme gibi katı hal işlemleriyle karşılaştırıldığında) üretim ve işlem hızının yüksek olması gibi çeşitli üstünlükleri vardır. En yaygın sıvı hal üretim tekniklerini, döküm veya sıvı emdirme (infiltrasyonu), sıkıştırılmalı döküm veya basınç emdirme, püskürtme ile biriktirme ve yerinde üretim (tuz-metal tepkimesi) olmak üzere dört ana kümeye ayırabiliriz [3].

Katı hal üretim yöntemlerinde ise sıvı hal üretim yöntemlerinde görülen takviye dağılımını kontrol etme ve düzgün bir ana yapı elde etme zorluğu görülmemektedir [3,80]. Ayrıca, yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen sıvı hal işlemlerinde, ana yapı ile takviye arasında olumsuz ara yüzey tepkimeleri meydana gelebilmektedir. Bu tepkimeler, kompozitin mekanik özellikleri üzerinde olumsuz bir etki oluşturmaktadır [81,82]. Ancak, katı hal üretim işlemi daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştiği için bu durum görülmemektedir. Katı hal üretim yöntemleri arasında toz metalurjisi en yaygın kullanılan üretim yöntemidir [68,83]. Bu yöntem ile yüksek mekanik özelliklere sahip, parçacık takviyeli alüminyum ana yapılı kompozitler elde edilebilmektedir [68].

Biriktirme işlemlerinde, erimiş metal damlacıkları takviye fazı ile püskürtülür ve metal katılaşmanın tamamlandığı bir altlık üzerinde toplanır. Bu tekniğin olumlu yanı, ana yapının çok ince tane boyutları ve düşük ayrışma özellikleri göstermesidir. Ancak bu tekniğin, sadece süreksiz takviyelerin üretiminde kullanılabilir, maliyetlerinin yüksek ve elde edilen ürünlerin basit şekillerle sınırlı olması gibi birkaç olumsuz yanı da bulunmaktadır [68].

Katı hal, sıvı hal ve gaz hali (biriktirme) üretim teknikleri ile üretilen metal esaslı kompozit malzemelerinin genel üretim yöntemleri aşağıdaki gibi sıralanabilir [3]:

- 1 Katı Hal Üretim Yöntemleri
 - 1.1 Toz Metalurjisi Yöntemi
 - 1.2 Ekstrüzyon
 - 1.3 Dövme

- 1.4 Haddeme ile birlikte ekstrüzyon
- 1.5 Yayınımıyla birleştirme (Diffusion Bonding)
- 1.6 Patlama Şoklu Birleştirme (Explosive Shock Consolidation)
- 2 Sıvı Hal Üretim Yöntemleri
 - 2.1 Döküm veya Sıvı emdirme (infiltrasyon)
 - 2.2 Sıkıştırılmalı döküm veya basınçlı emdirme
 - 2.3 Püskürtme ile döküm (Spray co-deposition)
 - 2.4 Yerinde üretim yöntemleri
- 3 Gaz hali (Biriktirme) Yöntemleri
 - 3.1 Fiziksel Buhar Biriktirme



4. TOZ METALURJİSİ

Toz metalurjisi, tozların belirli aşamalardan geçirilerek şekillendirilmesi yöntemidir. Hemen her malzeme türüne uygulanabilen toz metalurjisi, çok çeşitli uygulamalar için hassas, karmaşık ve net şekilli parçaların seri üretimi için döküm veya geleneksel metal şekillendirme yöntemlerine alternatif bir üretim teknolojisi olarak ifade edilmektedir [84].

Günümüzde yaygın olarak kullanılan bir teknoloji olan toz metalurjisi yönteminin çok eski bir geçmişe sahip olduğu söylenebilir. Antik çağlarda, metal (altın, bakır gibi) veya metal oksit tozları çanak-çömlek süslemede veya sinterlenmiş bir toz kütlesinin sıcak dövülmesi ile yeni ürün elde etmek amacı ile kullanılmıştır. Mısır firavunu Tutankamon'un mezarında bulunan, altın tozu ile süslenmiş hançerler (Şekil 4.1a) M.Ö. 14. yüzyıllara kadar gitmektedir. M.Ö. 3000'li yıllarda, İnkalar değerli metal tozlarının sinterleyerek mücevher elde ederken, Mısırlılar da demir tozlarını alet yapımında kullanmışlardır. M.S. 4. yüzyılda Delhi'deki (Hindistan) tapınağa, sıcak indirgenmiş demir parçalarının dövülmesi ile hazırlanan 5-6 tonluk sütunları (Şekil 4.1b) da geçmişe dayanan bir örnektir. Ancak, verilen bu örneklerin tamamı günümüzde kullanılan çağdaş toz metalurjisi yöntemine benzememektedir. 1800'lü yılların başında, Rus Petr Grigor'evich Sobolevskii ve İngiliz William Wollaston tarafından yapılan çalışmalar, günümüzde yapılan toz metalurjisi ile yapılan üretimin ilk örnekleridir. Ancak ilk patenti S. Gwynn, 1870 yılında toz metalurjisi ile üretimini gerçekleştirdiği kendinden yağlamalı yataklar ile almıştır. Günümüzde hala aynı şekilde üretimi gerçekleştirilen ampul teli (flamanı), 1900'lerin başında Coolidge tarafından toz metalurjisi yönetimi ile gerçekleştirilmiştir. Sonrasında devam eden yıllarda, kesici takımlar (WC-Co), gözenekli yataklar, otomotiv alanında dişli ve diğer parçalar ve uçak türbinleri gibi birçok uygulamada toz metalurjisi yöntemi kullanılmıştır. Bugün hala birçok alanda uygulamaları bulunmaktadır [84-86].

Toz metalurjisi, üretim hızı oldukça yüksek, metal ve metal dışı birçok farklı malzemenin üretimine olanak veren bir yöntemdir. Üretilen numunelerin yüzyelerinin çok düzgün olmasından dolayı ikinci bir işleme gerek duyulmaması ile sert metal karbür gibi işlenmesi zor malzemelerin herhangi bir ek işleme gerek kalmadan

üretimine imkan verir. Üretim esnasında hatalı ürün elde edilmemesi durumunda, ham madde kaybının oldukça düşük olmasından dolayı da diğer üretim yöntemlerine göre ucuz bir yöntemdir. Küçük, karmaşık şekilli ve kendinden yağlamalı yataklar gibi gözenekli parçaların üretimini basit bir şekilde gerçekleştirilebilmek gibi üstün yanlarının yanı sıra bazı eksiklikleri ve kısıtlamaları da bulunmaktadır. Toz metalurjisi ile üretimde, sıkıştırma esnasında kullanılan kalıplar, sahip olması gereken mekanik özelliklerden dolayı oldukça maliyetlidirler. Ayrıca, geleneksel yöntemlere göre daha ucuz olabilmesi, yüksek üretim miktarları (en az 15000 parça) ile mümkün olmaktadır. Sıkıştırma sırasında gerekli basınca ulaşmak zor olacağından dolayı parça boyutlarında da kısıtlamalar bulunmaktadır. Üretilen parçalarının küçük boyutlu olmasının yanı sıra radyal deliklerin açılmaması ve boy-en oranının 3:1 geçmemesi gibi sınırlamaları vardır [84, 86-88].

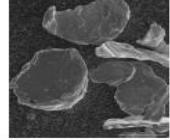
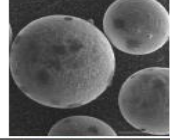
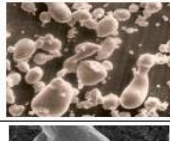
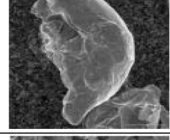
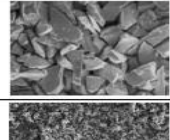
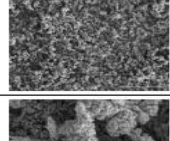
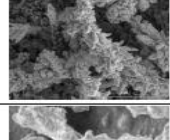
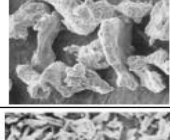
Geleneksel toz metalurjisi yönteminin üretim aşamalarını, tozların üretilmesi ve karıştırılması, sıkıştırma ve sinterleme olmak üzere üç ana başlık olarak verebiliriz.



Şekil 4.1. a) Tutankamon'un mezarında bulunan hançerler b) Delhi (Hindistan) tapınağında bulunan sütunlar [88]

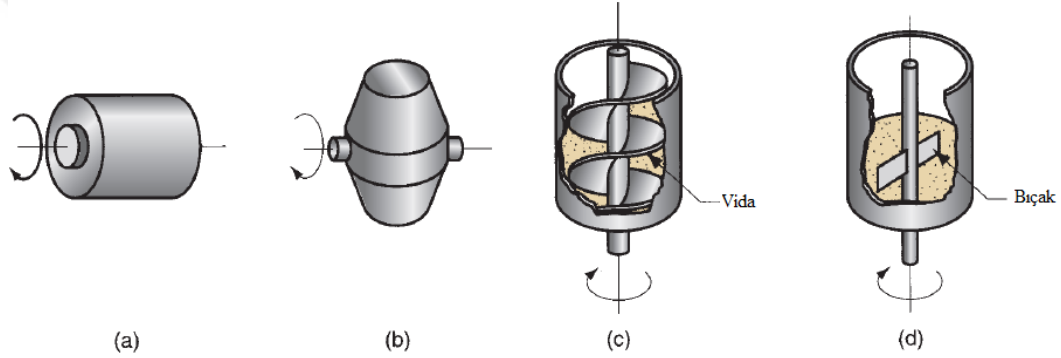
4.1 Tozların Üretilmesi ve Karıştırılması

Tozların kalıba akışı ve parçanın ham yoğunluğu gibi özellikleri üzerinde toz şeklinin ve yüzey alanın etkisi oldukça fazladır [89]. Ayrıca, toz metalurjisi yöntemi ile elde edilen parçanın özelliklerini, kullanılan başlangıç tozlarının boyutu, şekli, saflığı, kimyasal ve yüzey özellikleri etkilemektedir. Tozlarının bu özellikleri ve maliyetini de tercih edilen toz üretim yöntemi belirlemektedir. Mekanik, kimyasal, elektrolitik ve atomizasyon yöntemleri, metal tozların üretmek için kullanılan dört temel yöntemdir [84, 86]. Şekil 4.2’de toz parçacıklarına ait şekiller verilmektedir.

Pulsu (Mekanik Öğütme)		
Küresel (Atomizasyon, Karbonil Bozunma)		
Yuvarlak (Atomizasyon, Kimyasal Ayrıştırma)		
Düzensiz (Atomizasyon, Kimyasal Ayrıştırma)		
Köşeli (Mekanik Öğütme, Karbonil Bozunma)		
Sünger/Gözenekli (Oksit İndirgeme)		
Dallantılı (Elektroliz)		
Düzensiz Çubuksu (Kimyasal Ayrıştırma, Mekanik Öğütme)		
İğnemi (Mekanik Öğütme)		

Şekil 4.2. Toz parçacıklarına ait şekiller [88]

Mekanik olarak gerçekleştirilen karıştırma işlemi, harmanlama sözcüğünden farklı anlamda ifade edilmektedir. Harmanlama, farklı boyuttaki aynı tozun karıştırılması işlemini tanımlarken, farklı tozların bir ara getirilmesi işlemini ise karıştırma olarak ifade ederiz [84,86,90]. Sıkıştırma işlemi öncesinde düzgün dağılımlı bir toz elde etmek için gerçekleştirilen karıştırma işleminde; karıştırıcı türü, karıştırıcı içindeki toz miktarı (toplam hacmin %20-40 arasında), dönme hızı ve karıştırmama süresi iyi bir sonuç elde etmek için önemli değişkenlerdir [84]. Toz karıştırma, yayınma (dönen karıştırıcı tambur ve dönen çift koni şeklinde karıştırıcı), taşınımlı (konveksiyonel) (vidalı karıştırıcı) ve kesme (bıçaklı karıştırıcı) olmak üzere üç mekanizmadan oluşmaktadır [84, 86]. Şekil 4.3'te karıştırıcı türleri verilmektedir.



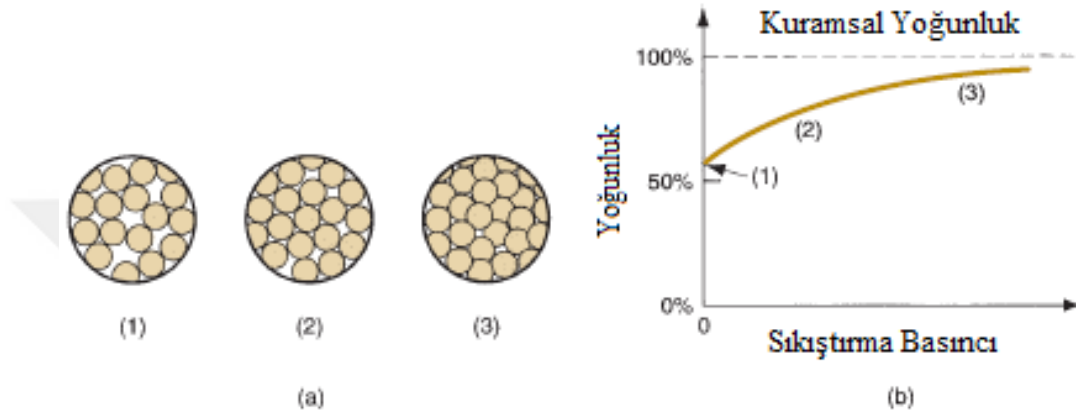
Şekil 4.3. Karıştırıcı türleri: a) dönen karıştırıcı tambur b) dönen çift koni şeklinde karıştırıcı, c) vidalı karıştırıcı, d) bıçaklı karıştırıcı [86]

4.2 Sıkıştırma

Tozların sıkıştırılması; tozu istenilen şekle getirmek, sinterleme sırasında oluşacak boyut değişimini de göze alarak istenen son boyutu vermek ve bir sonraki aşamada kullanımı için gerekli ham dayanımı vermek gibi amaçlar ile yapılır. Bu amaçları gerçekleştirebilmek için sıkıştırma işlemi; sürekli ve süreksiz süreçler, yüksek ve düşük basınçlar, yüksekte düşüğe sıkıştırma hızları ve sıcaklıkları ve tek eksenli veya izostatik sıkıştırma yöntemleri ile sınıflandırılabilir [91].

En yaygın kullanılan ve geleneksel bir yöntem olan kalıpta sıkıştırma, tozlara istenilen şeklin bir kalıp içerisinde verilmesidir [84,86,91]. Bu yöntem, sert bir kalıp ile hidrolik veya mekanik presler ile gerçekleştirilir [91]. Sıkıştırma işlemi sırasında, tozların

sıkıştırılma aşamaları Şekil 4.4'te verilmektedir. Sıkıştırma işlemi sırasında, tozun kalıba doldurulduğu gevşek haldeki yoğunluğuna görünür yoğunluk denirken sıkıştırma sonucu elde edilen ürünün yoğunluğu ve dayanımı ise sırası ile ham yoğunluk ve ham dayanım olarak ifade edilmektedir [84, 86]. Sıkıştırılmış ürün, ilk duruma göre belirgin bir dayanım kazanmış olsa bile esas dayanıma sinterleme işleminden sonra ulaşır [84].



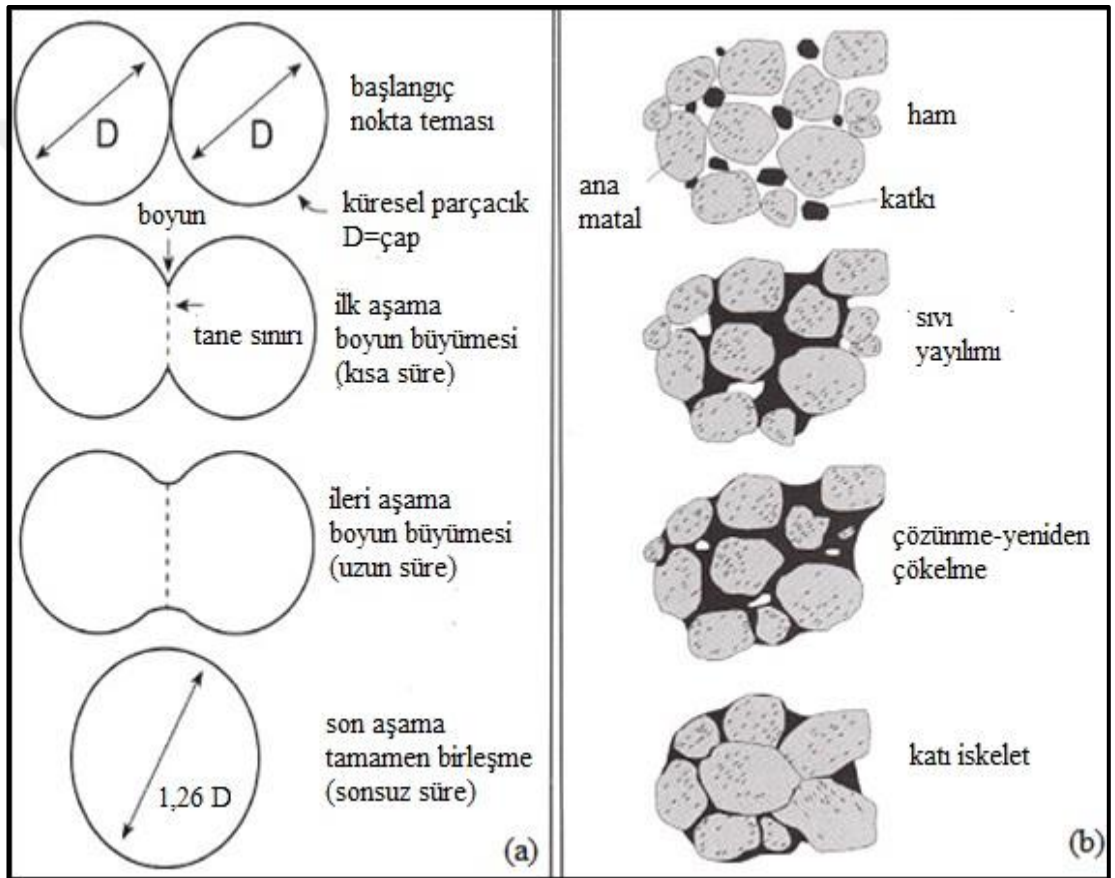
Şekil 4.4. a) Sıkıştırma basıncının etkisi (1) basınç uygulanmamış kalıptaki gevşek toz (2) tozların birbiri üzerinden kayarak yeniden düzenlenmesi (3) tozların basıncın etkisi ile şekil değiştirme aşaması b) tozların basıncın etkisi ile yoğunluk değişimi [86]

4.3 Sinterleme

Toz metalurjisi yöntemi ile hazırlanan ürünün, son aşamasıdır. Sinterleme, istenilen amacı gerçekleştirecek ürünün kalıcı olarak yeterli dayanıma ulaştırılması için sıkıştırılmış durumdaki ürünün belirli süre bir vakum veya atmosfer kontrolünde yüksek sıcaklıkta tutulması ısıtma işlemidir [87]. Başka bir ifadeyle, birbirine temas eden toz parçacıklarının, yüksek sıcaklıklarda birbirine bağlanması ile önemli derecede dayanım ve özellik artışına sebep olan ısıtma işlemidir. Toz üretimi sırasında toz parçacıklarının artan yüzey enerjilerinin azaltılmasının, sinterleme işlemi sırasında bağ oluşumu için en önemli itici güç olduğu kabul edilmektedir [84].

Sinterleme işlemi, katı hal ve sıvı fazlı sinterleme olmak üzere iki temel sınıfa ayrılabilir. Parçacığın ergime sıcaklığının altında, atom seviyesinde kütle transferi ile yüzey ve hacim taşınım mekanizmaları sonucu bağ oluşturma işlemi katı hal sinterleme olarak adlandırılır (Şekil 4.5a). En az bir toz parçacığının ergime

sıcaklığının üzerinde bir sıcaklıkta, sıvı faz içerisinde katı parçacıklar bulunmasına dayanan işlem ise sıvı fazlı sinterleme olarak tanımlanmaktadır. Sıvı fazlı sinterlemede, başlangıçta parçacıklar katı hal sinterleme ile birbirine bağlıdır. Ancak, eriyen parçacık ile oluşan sıvı, katıyı ıslatarak katı bağlarını çözer ve katı atomlarını taşıyarak yeniden çökeltme oluşmasını sağlar. Şekil 4.5b’de de gösterildiği gibi çökelmeler tane büyümesini sağlar ve büyüyen taneler temas noktalarından oluşturdıkları boyunlar ile katı iskeleti tamamlarlar [84].



Şekil 4.5. Sinterlenme aşamaları a) katı hal sinterleme b) sıvı fazlı sinterleme [84]

5. AŞINMA

Aşınma, çok farklı şekillerde tanımlanmaktadır. Yıllardır bilinen ve en geniş tanımı ile, bir yüzeyden diğerine malzeme aktarımı ya da tek bir yüzeyden malzeme taşınması sonucu oluşan malzeme kaybıdır [92]. Daha basit bir ifade ile aşınma, madde veya maddelerin katı bir yüzey ile temas etmesi ile arasında oluşan bağıl hareket sonucunda, genellikle aşamalı malzeme kaybı ile katı yüzeye zarar vermek olarak tanımlanabilir [93]. Başka bir tanımda ise aşınma, iki katı yüzeyin birbirine kayma, yuvarlanma veya darbe gibi bağıl hareketler ile etkileşimi sonucunda, yüzeylerden birinde veya her ikisinde de oluşan malzeme hasarı ya da ayrılmasıdır. Çoğu durumda aşınma, pürüzlü yüzey etkileşimleri yoluyla meydana gelir ve genellikle malzeme kaybına dayanır, ancak ağırlık veya hacimde net bir değişiklik olmaksızın belirli bir yüzeyde (mikroskop kullanılarak gözlenen) malzeme yer değiştirmesine bağlı hasarlarda aşınma olarak tanımlanmakta ve yüzey özelliklerinde değişikliklere yol açarak sadece malzemenin yüzey içinde yer değiştirmesi ile oluşan aşınma türleri de olabilmektedir [94, 95]. Ayrıca aşınmanın, yüzey üzerinde hareket eden veya çarpan sert katı parçacıklar, yüzeye çarpan sıvı damlaları veya bir sıvı içindeki kovuk ya da boşluk (kavitasyon) oluşumuna neden olan kabarcıklarının çökmesi ile meydana gelen daha özel türleri de bulunmaktadır [95].

Aşınma, mekanik ve/veya kimyasal yollarla gerçekleşir ve genellikle sürtünme ısısı ile hızlanır. Aşınma, sürtünme yüzeylerinde maddenin uzaklaştırılmak dışında birbirlerinden oldukça farklı ve yaygın altı ana tür vardır. Bunlar, kaynaşmalı (adhesiv), kazınmalı (abrazyon), yorulma, erozyon, kimyasal (koroziyon) ve elektrik arkından kaynaklı aşınmalardır. Karşılaşılan diğer aşınma türleri ise titreşimli ya da sürtünmeli (fretting) aşınma olarak isimlendirilen ve titreşimli korozyon aşınmalarıdır. Bu aşınmalar, diğer yaygın türlerden farklı mekanizmalar değil, kaynaşmalı, kazınmalı ve korozyonlu aşınma türlerinin bir birleşimidir. Uygulamada karşılaşılan aşınmaların üçte ikisinin, kaynaşmalı ve kazınmalı aşınma mekanizmaları nedeniyle meydana geldiği tahmin edilmektedir. Yorulma aşınması hariç tüm aşınma mekanizmalarında, malzeme kaybı aşamalı olarak meydana gelmektedir. Bahsedilen aşınma mekanizmalarından en az biri ya da daha fazlası, bir makine parçasında aynı anda oluşuyor olabilir. Birçok durumda da aşınma, bir aşınma mekanizması tarafından

başlatılır ve diğer aşınma mekanizmaları ile devam edebilir. Bu durum, hasarın asıl nedenini anlamayı zorlaştırabilir. Mikroskop ve çeşitli yüzey incelemeleri, hasara uğrayan parçanın, en son hasardan sorumlu aşınma mekanizmasının veya mekanizmalarının türünü belirlemek için kullanılır [96].

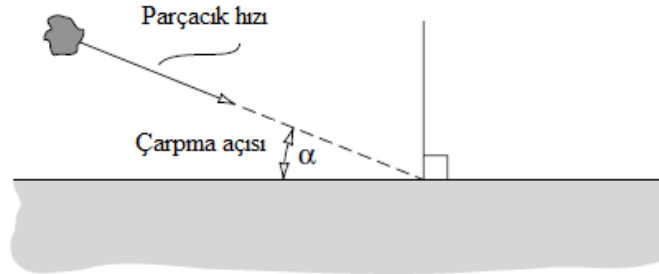
5.1 Erozyonlu Aşınma

Erozyonlu aşınma; katı veya sıvı parçacıklarının, bir sıvının ya da bulamaç dediğimiz sulu bir karışımın bir nesnenin yüzeyine olan etkisinden kaynaklanan aşamalı malzeme kaybıdır [93, 96]. Erozyon aşınmasının, tanımındaki geniş kapsamı nedeni ile boşluk (kavitasyon) erozyonu, sıvı çarpma erozyonu, bulamaç erozyonu veya katı parçacık erozyonu gibi türleri bulunmaktadır [97]. Toz yükleme ve taşıma sistemlerinde, gaz kuyularında, gaz türbin kanatlarında, helikopter ve uçak pervanelerinde, uçakların ön camlarında, kum püskürtücülerin lülelerinde, kömür ve hidrolik türbinlerde ve kömür bulamaç boru hatları için kullanılan santrifüj pompalarda, kimyasal tesislerde ve gaz türbin motorlarında katı parçacık erozyonu ciddi bir aşınma nedenidir [94, 95]. Ancak, kumlama, aşındırıcı paracık ile çapak alma ve sert malzemelerin delme gibi işlemler faydalı uygulamalarda da kullanılmaktadırlar [94]. Katı parçacık erozyonunda, aşınmaya neden olan parçacıkların boyutu çoğunlukla 5 ila 500 µm arasında değişmektedir [96, 98].

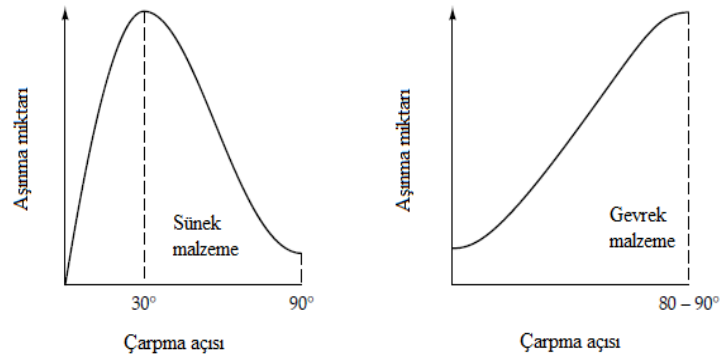
Erozyonlu (katı parçacık) aşınmayı; aşındırıcı parçacık türü, şekli, boyutu, çarpma hızı ve açısı, ortam sıcaklığı ile aşınan malzemenin özellikleri gibi etkileyen çok fazla değişken bulunmaktadır. Erozyon aşınmasındaki en önemli değişken parçacık hızıdır çünkü birçok koşulda erozyon oranı üzerinde çok güçlü bir etkiye sahiptir. Aşınan yüzeyde kesme ya da plastik şekil değişimi oluşabilmesi için aşındırıcı parçacığın belirli bir hıza sahip olması gerekmektedir [97]. Birçok malzeme için, sabit durum koşullarına ulaşıldığında, erozyon (E), aşındırıcı parçacığın çarpma hızının (V) basit bir fonksiyonu (Denklem (5.1)) olarak ifade edilebilir. Bu arada k , orantı sabiti, diğer tüm değişkenlerin etkilerini içerir ve n değeri ise hız üssüdür. Genel olarak n değeri 2 ve 3 arasındadır, ancak bazı koşullar altında daha yüksek değerler görülebilir. Sünek metallerin erozyonunda, genel olarak n değeri yaklaşık 2,4 olarak görülür [98].

$$E = kV^n \quad (5.1)$$

Erozyon aşınmasında, önemli değişkenlerden biri olan çarpma açısı ile aşınan malzemenin sünek ya da gevrek davranış sergilemesi hakkında yorum yapılabilmektedir. Erozyon aşınmasındaki çarpma açısı, genelde Şekil 5.1 gösterildiği gibi parçacık hareket yönü ile aşınan yüzeyin düzlemi arasındaki açı olarak tanımlanır. Darbe açıları 0° ile 90° arasında değişebilir. Sıfır çarpma açısında aşındırıcı parçacıklar yüzeyi etkilemediği için ihmal edilebilir bir aşınma vardır. Aşındırıcı parçacıkların belirli açılarda çarpması ile aşınan sünek metallerde, düşük etki açılarında en fazla erozyon miktarı gözlemlenir. Sünek metaller için en yüksek erozyonlu aşınma, genel olarak 20 ile 30° 'lik çarpma açısında meydana gelir. Bir sünek metalin 90° çarpma açısında erozyonu, tepe değer yaklaşık $\frac{1}{2}$ ile $\frac{1}{3}$ 'ü arasında olabilir. Gevrek malzemelerin aşınmasında ise 90° çarpma açısında en fazla aşınma meydana gelmektedir [94, 96]. Sünek ve kırılkan malzemelerin aşınma oranı ile çarpma açısı arasındaki ilişki Şekil 5.2'de gösterilmektedir [96].



Şekil 5.1. Yüzeyin aşınmasına neden olan bir parçacığın çarpma açısı [96]



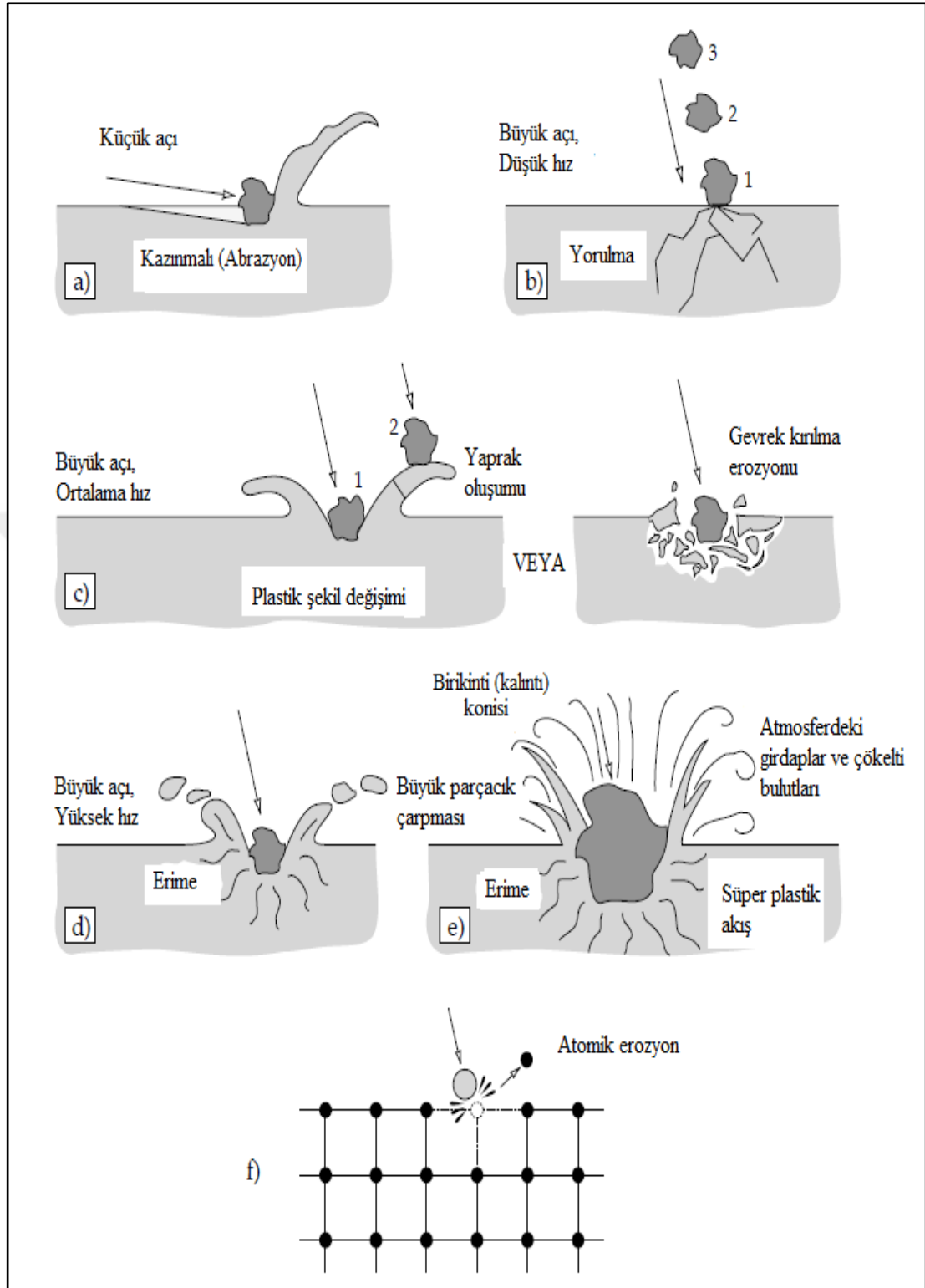
Şekil 5.2. Sünek ve gevrek malzemelerin aşınma oranlarına çarpma açısının etkisinin şematik gösterimi [96]

Erozyon oranını etkileyen önemli değişkenlerden biri de aşındırıcı parçacıkların boyutudur. Yüzeye aynı açıda ve hızda vuran farklı boyutlardaki parçacıklar, birim parçacık kütlesi başına farklı miktarlarda malzemeyi kaldıracaktır. Bazı erozyonlu aşınma deney yöntemlerinde, parçacıkların çarpma hızının parçacık boyutuna göre değiştiği ve bu etkide ölçülen erozyon oranının parçacık boyutuna da bağlı olduğunu göstermektedir [97]. Parçacık büyüklüğünün arttırılması, arttırılmış çarpma enerjisi anlamına gelir. Bu nedenle, çatlama eğiliminde olan gevrek malzemeler, sünek malzemelerden daha hassas bir şekilde parçacık boyutlarındaki değişikliklerden etkilenmektedirler [99-101]. Ayrıca parçacık boyutundaki değişiklikler, erozyon mekanizmalarında temel değişikliklere neden olmaktadır. Aşındırıcı parçacık boyutunun arttırılması ile aşınan malzemenin erozyona uğrama davranışının sünekten gevrek hale geldiği, en fazla aşınmanın olduğu açının 30° 'den yaklaşık 80° 'lik bir açıya kaydığı durumlarda gözlemlenmiştir. Buna ek olarak, malzemenin sadece aşınma oranının değil aşınma direncinin de aşındırıcı parçacık boyutu ile değiştiği görülmektedir. Küçük aşındırıcı parçacıklar ile yapılan deneylerde en yüksek aşınma direncine sahip malzemenin, büyük aşındırıcı parçacıklar kullanıldığında, aynı aşınma direncine sahip olmadığı da gözlemlenmiştir [102]. Aşındırıcı parçacık boyutu küçük ise, şekil değişimi ile malzeme kaldırma davranışına sahip aşınma gözlemlenmektedir. Bu aşınma davranışında, malzemeyi yüzeyden ayırmak için tekrarlı şekil değişimleri gerekmekte ve çok uzun sürede gerçekleşmektedir. Daha büyük aşındırıcı parçacıklar için ise çatlak ve kırılma oluşumu hızlı olduğundan çok yıkıcı bir aşınma şekli görülebilmektedir [96]. Aşındırıcı parçacık boyutundaki değişimlerden gevrek malzemeler, çatlama eğilimlerinden dolayı sünek malzemelere göre daha fazla etkilenmektedirler [103].

Kullanılan aşındırıcı parçacık malzemesi ve şekli de erozyon aşınmasında önemli bir etkiye sahiptir. Aşınan yüzeye göre çok daha sert olan parçacıkların, yakın sertlik değerine sahip aşındırıcı parçacıklarına göre neden olduğu erozyon aşınmasının miktarı oldukça fazladır [104]. Aşındırıcı parçacıkların sahip olduğu şekiller ile ilgili, yuvarlak, altı köşeli ve köşeli (açısal) gibi tanımlamalar yapılır. Köşeli (açısal) şekle sahip parçacıklar, yuvarlak şekilli parçacıklara göre çok daha fazla aşınmaya neden olmaktadır [97].

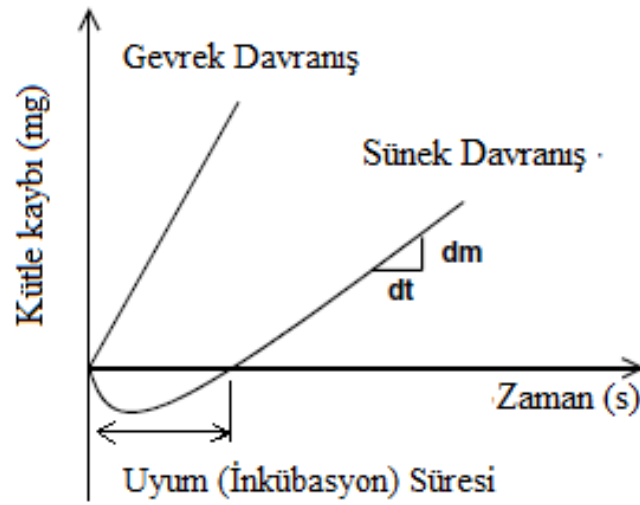
Erozyonlu aşınmada büyük ölçüde aşındırıcı parçacığın çarpma açısı, hızı ve boyutuna göre farklı aşınma mekanizmaları gözlemlenir. Parçacık sert ve katı ise, yüzeyde kazınmalı aşınmaya benzer bir aşınmanın meydana gelmesi mümkündür. Sıvı parçacıkların aşındırıcı olduğu durumlarda yüzeyde tekrarlanan darbe etkisi ile oluşan gerilmeler sonucu oluşan aşınmadır ve kazınma aşınması gerçekleşmez. Erozyonlu aşınma terimi, genellikle küçük parçacıkların mekanik bileşenlere çarptığında ortaya çıkan, farklı ve birçok aşınma mekanizmasını bize ifade eder. Bilinen erozyonlu aşınma mekanizmaları Şekil 5.3.'te gösterilmektedir [96].

Düşük çarpma açılarında yüzeye çarpan parçacıklar, çarpmadan sonra da aşınmış yüzey boyunca çizme eğilimindedirler [96]. Belirli bir açı ile gelen parçacıklar, özellikle 40°'den küçük açılar ile çarptığında, Şekil 5.3a gösterildiği gibi mikro oyuk ve kesikler ile (malzemeyi kaldırabilir. Oluşturduğu bu mekanizma ile kazınmalı (abrazyon) aşınmaya benzer bir aşınma ortaya koyar [103]. Aşındırıcı parçacık hızı da aşınma işlemi üzerinde çok önemli bir etkiye sahiptir. Hız çok düşük ise parçacıkların yüzeye çarpması ile oluşan gerilmeler, aşınan parçada plastik şekil değişimi ile aşınma meydana getirmede yetersiz kalır ve aşınma olayı aşınan yüzeyin yorulması ile ilerler. Aşındırıcı parçacık hızı 20 m/s gibi bir değere yükseltildiğinde, parçacıkların etkisi ile aşınan malzemenin plastik olarak şekil değişimi ile aşınması mümkündür. Birçok mühendislik bileşeni için oldukça yaygın olan bu durum ile tekrarlayan plastik şekil değişimleri ile aşınma meydana gelebilir. Buna göre, çok düşük çarpma açılarında yüzeyde oluşan aşınma, kazınmalı (abrazyon) aşınması şeklinde oluşmaktadır. Yüksek çarpma açıları ve orta hızdaki çarpma hızlarında ise sünek malzemelerin yüzeyinde plastik şekil değişimi ve gevrek malzemelerde ise gevrek kırılmanın olduğu gözlemlenmektedir. Ayrıca düşük hız ve yüksek çarpma açıları ile malzeme yüzeyinde yorulma meydana gelirken, yüksek çarpma açısı ve hızında ise yüzeyde ergime görülmektedir [105].



Şekil 5.3. Olması muhtemel erozyon mekanizmaları; a) düşük çarpma açılarında kazınmalı (abrazyon), b) düşük hız, yüksek çarpma açısının etkisi ile yüzey yorulması, c) orta hız ve büyük çarpma açılarında gevrek kırılma ve çoklu plastik deformasyon, d) yüksek çarpma hızlarında yüzey erimesi, e) ikincil etkiler ile makroskopik erozyon, f) atomların çarpmasından kristal kafes bozulması [96].

Bir yüzeyden erozyonla uzaklaştırılan malzeme miktarı, genellikle yüzeye çarpan aşındırıcı parçacık akışına maruz kalma süresi ile artar. Ancak bazı erozyonlu aşınma koşulları altında aşınan numunenin kütle kazandığı önemli bir kuluçka dönemi olabilmektedir. Genel olarak sünek davranış sergileyen malzemelerin erozyon aşınması sırasında yüzeyden uzaklaştırılan malzeme miktarının, aşındırıcı parçacık çarpma süresi ile değişmesi Şekil 5.4'te verilmektedir. Sünek malzemelerin, erozyonlu aşınma sırasında aşınmanın sabit bir duruma geçmeden önce aşınan yüzeyin ağırlığının arttığı, kuluçka süresi olarak da ifade edilen bir uyum (inkübasyon) süresi içerdiği görülmektedir. Bunun nedeni olarak ise özellikle normal çarpma açılarında ($\alpha \approx 90^\circ$) aşındırıcı parçacıkların aşınan yüzeye çarptığı ilk anlarda yüzeye gömülmesi görülmektedir. Aşındırıcı parçacık çarpmasına devam edilmesi ile oluşan aşındırma ile bu parçacıkların yüzeyden uzaklaştırıldığı ve sonrasında kütle kaybının olduğu kararlı durum erozyonu oluşur [106, 107].



Şekil 5.4. Aşınan malzemelerin kütle kaybının aşındırıcı parçacık toplam kütlesi ve aşınma süresi ile ilişkisi

6. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

6.1 Malzeme

Bu tez çalışmasında, kompozit numunelerin üretimi için, Alfa Aesar firmasından %99,9 saflığa sahip metal ve seramik tozlar temin edilmiştir. Hazırlanan kompozit numunelerde iki farklı ana yapı kullanılmış olup bunlar Al-6,2 Zn-2,3 Cu-2,3 Mg alaşımı (ağırlıkça %6,2 Zn, %2,3 Cu, %2,3 Mg içeren Al alaşımı) ve saf alüminyumdur. Takviye elemanı olarak ise TiB₂ seramik parçacıkları kullanılmıştır. Kompozit numuneler, her iki ana yapı türü içinde hacimce %0, %5, %10, %15 ve %20 takviye oranına sahip olacak şekilde üretilmiştir. Üretilen numunelerde ana yapı ve takviye oranları Çizelge 6.1'de verilmiştir. Numunelere verilen adlandırmada baştaki Al simgesi saf Al ve AA simgesi ise Al alaşımı (Al-6,2 Zn-2,3 Cu-2,3 Mg) ana yapıyı belirtmektedir.

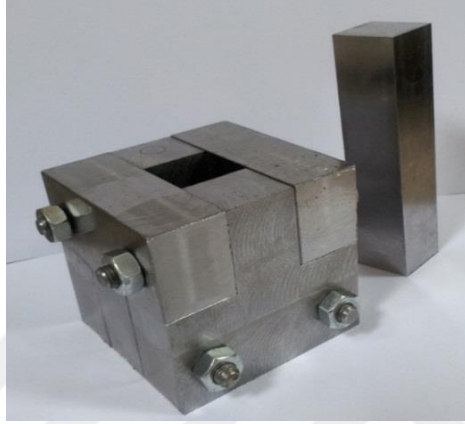
Çizelge 6.1. Üretilen kompozit numunelerdeki malzemelerin (%) hacim oranları

Adlandırma	Ana Yapı Hacim Oranı (%)	Takviye Hacim Oranı (%)
AA	100	-
AA-5 TiB ₂	95	5
AA-10 TiB ₂	90	10
AA-15 TiB ₂	85	15
AA-20 TiB ₂	80	20
Al	100	-
Al-5 TiB ₂	95	5
Al-10 TiB ₂	90	10
Al-15 TiB ₂	85	15
Al-20 TiB ₂	80	20

6.2 Kalıp Üretimi

Sıkıştırma işlemi sırasında hidrolik preste kullanmak amacıyla 4140 çeliğinden üretilmiş kalıp, Şekil 6.1'de verilmektedir. Üretilen kalıbın iyi bir yüzeye sahip olabilmesi için taşlama işlemi yapılmıştır. Sonrasında ise sertleştirme ısıl işlemi yapılarak kalıp kullanıma hazır hale getirilmiştir. Kalıp, üretilen numunelerin kolay çıkartılabilmesi için parçalı olarak tasarlanmış ve parçaları vidalı bağlantılarla birleştirilmiştir.

Elde edilen kalıp, tüm üretim aşamaları boyunca kullanılmıştır. Kullanım süreci boyunca kalıbın çok fazla sökölüp toplanması gerektiğinden, vidalı saplamaların dişleri hasar görmektedir. Saplamaların tam sıkılabilmesi, üretilecek numunenin boyutları açısından önemlidir. Tam sıkılmayan birleştirmelerde, kalıp esneme yaparak numune boyutlarında farklılık ve sıkıştırma esnasında toz kaybına neden olabileceğinden dolayı kalıba uygun çok sayıda saplama hazırlanmıştır.



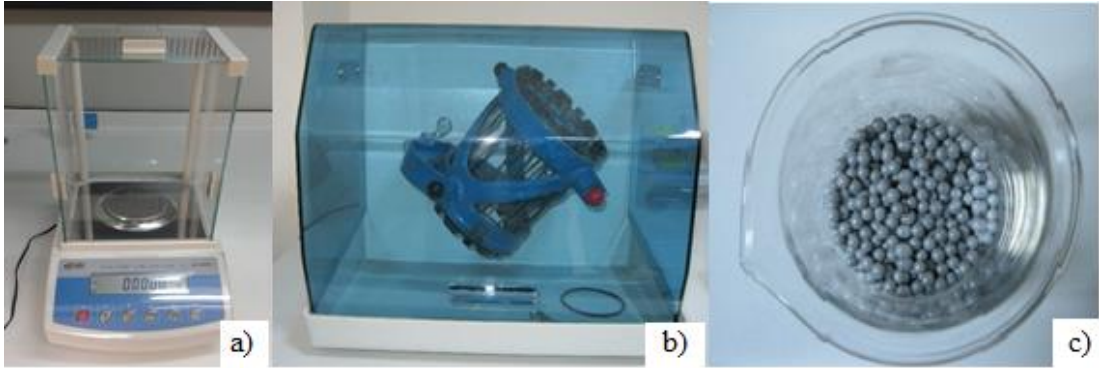
Şekil 6.1. Toz sıkıştırmada kullanılan kalıp

6.3 Toz Özelliklerinin Belirlenmesi ve Toz Karışımlarının Hazırlanması

Toz karışımlarını hazırlama aşamasından önce çalışmada kullanılacak tozların özellikleri belirlenmiştir. Bu amaçla, Gazi Üniversitesi Toz Metalurjisi Laboratuvarında, Malver Mastersizer 2000 lazer toz boyut ölçüm cihazı ile metal ve seramik tozların boyut dağılımları belirlenmiştir. Toz şekilleri ise Çukurova Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarında, FEI Quanta 650 FEG taramalı elektron mikroskobu (TEM) ile alınan görüntüler ile incelenmiştir.

Toz özelliklerinin belirlenmesinden sonra toz karışımları hazırlanmıştır. Çizelge 6.1’de verilen oranlara göre hassas terazide (Şekil 6.2a) metal ve seramik tozların tartım işlemi ile kompozit toz karışımları hazırlanmaya başlamıştır. Tartım aşamasından sonra ise Şekil 6.2b’de verilen, TURBULA T2F karıştırıcı ile 2 saat karıştırma işlemi gerçekleştirilerek hazırlanmıştır. Karıştırma sırasında kullanılacak haznenin üçte biri kompozit toz karışımı, diğer üçte biri Şekil 6.3c’de verilen 5 mm çapında zirkonyum oksit bilyeler ile doldurulmuştur. Geriye kalan üçte birlik kısımda,

karışımın düzgün bir şekilde hazırlanabilmesi için boş kalmıştır. Ayrıca, tozun hazırlanması esnasında herhangi bir bağlayıcı kullanılmamıştır.



Şekil 6.2. a) Hassas terazi, b) karıştırıcı, c) zirkonyum oksit bilyeler

6.4 Tozların Sıkıştırılması

Toz karışımlarının hazırlanmasından sonra, Şekil 6.3'te verilen 100 ton kapasiteli pres ile hazırlanan karışımların sıkıştırılma işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu aşamada ilk olarak üretilecek numunelere ait toz karışımlarının, bir kalıp içerisinde soğuk sıkıştırma ile 800 MPa basınç değerine kadar farklı sıkıştırma basınçlarında, basınç (P)-bağıl ham yoğunluk (D) ilişkisi incelenmiştir. Sonrasında ise, kompozit numunelerin sıkıştırılabilirlik davranışlarını, ana yapı ve takviye oranının etkileri açısından inceleyebilmek için bağıl ham yoğunluk ile sıkıştırma basıncı arasındaki ilişkiyi inceleyen doğrusal deneysel denklemler kullanılmıştır [108-110]. Heckel [108], uygulanan sıkıştırma basıncı ve bağıl ham yoğunluk arasındaki ilişkiyi Denklem (6.1)'de verildiği gibi ifade etmiştir. Panelli and Ambrozio Filho [109] ve Ge'nin [110] elde ettikleri denklemler, sırasıyla Denklem (6.2) ve (6.3)'te verilmiştir.

Heckel denklemi [108];

$$\ln \frac{1}{1-D} = KP + B \quad (6.1)$$

Panelli and Ambrozio Filho denklemi [109]

$$\ln \frac{1}{1-D} = K\sqrt{P} + B \quad (6.2)$$

Ge denklemi [110];

$$\log \left(\ln \frac{1}{1-D} \right) = K \log P + B \quad (6.3)$$

Burada, D sıkıştırılmış numunenin bağıl ham yoğunluğunu ve P uygulanan sıkıştırma basıncını vermektedir. K , sıkıştırma işlemi sırasında toz parçacıklarının plastik şekil değişim kapasitesine ilişkin değişkendir. B kat sayısı ise sıkıştırma işlemi yapılmadan önceki görünür yoğunluğu ifade eder.

Hazırlanan kalıp (Şekil 6.1) ile yüksek basınçlara çıkılamadığından dolayı yüksek sıkıştırma basınçlarında Şekil 6.4'te verilen kalıp ile devam edilmiştir. Sıkıştırma işlemi sırasında tozların kalıba yapışmasını engellemek için numune ile temas eden tüm kalıp yüzeyleri Molykote katı yağlayıcı ile yağlanmıştır.

Sertlik ve üç nokta eğme gibi mekanik deneyler ile erozyonlu aşınma deneyleri için hazırlanan kompozit numunelerin üretimi için Şekil 6.1'de verilen kalıp kullanılmıştır. Kullanılan bu kalıp için en uygun sıkıştırma basıncı 316 MPa olarak belirlenmiş ve tüm numuneler bu sıkıştırma basıncında sıkıştırılmıştır.



Şekil 6.3. Soğuk pres



Şekil 6.4. Sıkıştırılabilirlik deneyleri için kullanılan kalıp

6.5 Sinterleme

Sıkıştırma işleminin ardından ham numunelere yapılan sinterleme işlemi, argon (Ar) gaz atmosferinde tüp fırın ile dakikada 15 °C ısıtma ve soğutma hızı kullanılarak 590 °C sıcaklıkta 15 dakika bekletilerek gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.5'te kullanılan tüp fırın gösterilmiştir.



Şekil 6.5. Tüp fırın

Sinterleme sıcaklığı, numunelerin 575, 590 ve 605 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta sinterlenmesi ve sonrasında bu sıcaklıklarda sinterlenmiş numunelerin iç yapı özellikleri incelenerek belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlarda, en iyi içyapıya 590 °C'de ulaşıldığı gözlemlenmiştir. Tüm numuneler için sıkıştırma ve sinterleme koşulları aynı tutulmuştur.

Sinterleme işleminden sonra, numunelerin gözenek ve sinterlenebilirlikleri, ham ve sinterlenmiş numunelerin yoğunlukları kullanarak belirlenmiştir. Yapılan yoğunluk ölçümleri, Arşimet ilkesine [111] göre gerçekleştirilmiştir. Deneysel numunelerin

kuramsal yoğunluklarının belirlenmesi ise kompozitin içerdiği TiB₂ parçacık hacim oranına bağlı olarak, karışım esasına göre hesaplanmıştır [2-4].

Yoğunlaşma olarak da ifade ettiğimiz sinterlenebilirlik (φ), Denklem (6.4)'te verilmiştir.

$$\varphi = \frac{\rho_s - \rho_g}{1 - \rho_g} \quad (6.4)$$

Burada, ρ_s ve ρ_g sırası ile sinterleme sonrası ve sıkıştırılmış durumdaki numunelerin bağıl yoğunluk değerleridir.

6.6 Isıl İşlemler

Soğuk sıkıştırma ve sinterleme ile üretilen numunelere iki farklı ısıl işlem uygulanmıştır. İlk olarak yapılan ısıl işlem, Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerin dayanım artırma işlemlerinden biri olan çökelme sertleştirme ısıl işlemi olmuştur. Çökelme sertleştirme ısıl işleminde ilk olarak yapılan çözeltiye alma işlemi, Şekil 6.6a'da verilen kül fırınında, Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerin 480 °C sıcaklıkta 45 dakika süre bekletilmesiyle gerçekleştirilmiştir. Yapılan bu işlemin hemen ardından numuneler buzlu suya daldırılarak su verme işlemi uygulanmıştır. Sonrasında ise çözeltiye alınan numunelere, doğal ve yapay olmak üzere farklı yaşlandırma ısıl işlemleri uygulanmıştır. Birbirlerinden bağımsız olarak yapılan bu işlemlerden doğal yaşlandırma işlemi 60 gün boyunca ve oda sıcaklığında (25 °C) gerçekleştirilirken, yapay yaşlandırma işlemleri ise 100, 120 ve 140 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta 100 saate kadar yağ banyosunda gerçekleştirilmiştir (Şekil 6.6b). Yapılan yapay yaşlandırma işlemleri, numunelere buzlu suda su verme işlemi uygulanarak tamamlanmıştır.

Uygulanan ikinci ısıl işlem ise tavlama işlemidir. Üretilen olan tüm kompozit (saf Al ve Al-Zn-Cu-Mg alaşımı ana yapılı) numuneler kül fırınında (Şekil 6.6a) 420 °C sıcaklıkta 2 saat boyunca bekletilmiş ve sonrasında fırında soğutma yapılarak tavlama ısıl işlemi gerçekleştirilmiştir.

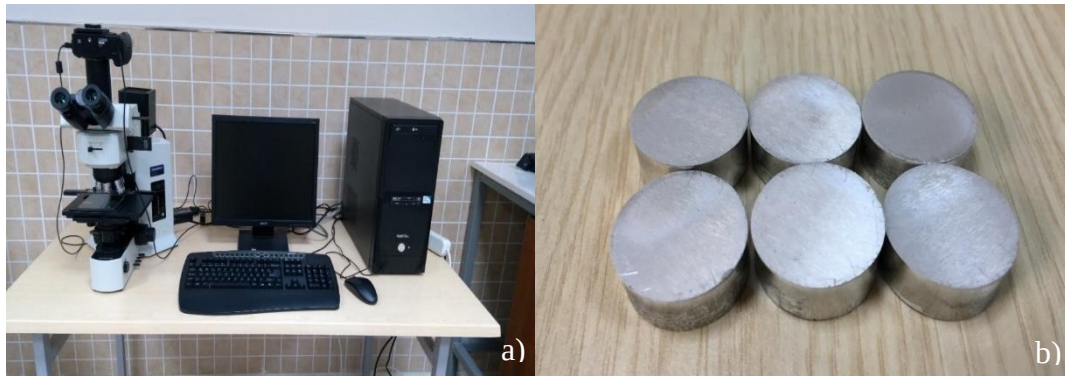


Şekil 6.6. a) Kül fırını, b) yağ banyosu

6.7 İç Yapı Özelliklerinin İncelenmesi

6.7.1 Işık Mikroskop İncelemeleri

Işık mikroskopunda görüntü alma işleminde, sinterleme sonrası saf Al ve Al alaşımı ana yapılı kompozit numuneleri ile yaşlandırma ve tavlama işlemleri yapılmış Al alaşımı ana yapılı örneklerin iç yapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Bu incelemelerde kullanılacak olan numunelerin yüzeyleri sırasıyla 320, 600, 1000 ve 1200'lük zımparalar ile yapılan zımparalama ve 6, 3 ve 1 μm elmas çözeltiler ile gerçekleştirilen parlatma işlemleri ile hazırlanmıştır. Sonrasında ise, tane sınırlarını görmek için uygun dağlama işlemi yapılmıştır. Modified Keller (175 ml saf su, 3 ml HCl, 20 ml HNO_3 ve 2 ml HF) çözeltisi dağlayıcı olarak kullanılmıştır. Dağlama işlemlerinden sonra Şekil 6.7a'da verilen Olympus marka ışık mikroskobu ile iç yapılar incelenmiştir. Ayrıca, inceleme kolaylığı açısından Şekil 6.4'te verilen kalıp ile hazırlanan ve iç yapı incelemelerinde kullanılan numuneler Şekil 6.7b'de verilmektedir.



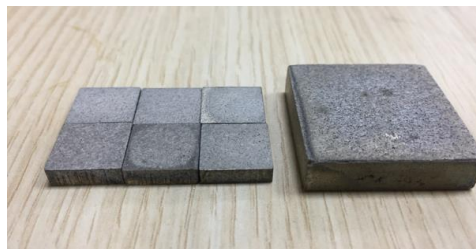
Şekil 6.7. a) Işık mikroskobu, b) üretilen iç yapı numuneleri

6.7.2 Taramalı Elektron Mikroskobu (TEM) İncelemeleri

Yapılan TEM çalışmalarının ilk aşamasında, tavlama ve T6 ısıt işlemleri uygulanmış Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerinin iç yapı özelliklerini belirleyebilmek için ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan TEM (FEI Nova NanoSEM 430) cihazı ile ikincil elektron görüntüleme (İEG) ve enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Bu incelemelerde kullanılan numuneler, ışık mikroskop numuneleri ile aynı aşamalardan geçerek hazırlanmış ve numune yüzeylerine dağlama işlemi yapılmıştır. Sonrasında ise yüzeylerine dağlama işlemi yapılmamış aynı örneklere, Çukurova Üniversitesi Merkezi Laboratuvarlarında bulunan TEM (FEI Quanta 650 FEG) cihazı ile geri saçılımlı elektron görüntüleme (GSE) ve EDS işlemleri yapılmıştır. Ayrıca ODTÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde, yüzeylerine dağlama işlemi yapılmamış T6 ısıt işlemi yapılmış alaşım ana yapılı kompozit numunelere analitik haritalama incelemeleri yapılmıştır.

6.7.3 X-Işını Kırınımı (XIK) İncelemeleri

XIK incelemelerinde tavlama ve T6 ısıt işlemi yapılmış Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerde oluşan fazlar, Cu-K α X-ışını tûpünde 1.5406 Å dalga boyunda, 45 kV çalışma voltajı ve 40 mA çalışma akımında çalışan, X-Işını kırınımı (Malvern PANalitık EMPYREAN) cihazı ile incelenmiştir. T6 ve tavlama ısıt işlemleri yapılmış alaşım ana yapılı kompozitlere XIK incelemeleri, 2 θ (10°-90°) aralığında ve 0,04° s⁻¹ tarama hızında gerçekleştirilmiştir. XIK incelemeleri sırasında elde edilen veriler HighScore plus [112,113] yazılımı ile ICSD veri tabanı [114] kullanılarak incelenmiştir. XIK analizi için hazırlanan numunelere ait görüntüler Şekil 6.8’de verilmektedir.



Şekil 6.8. Üretilen XIK numuneleri

6.8 Mekanik Deneyler

6.8.1 Sertlik Ölçümleri

Doğal ve yapay yaşlandırma işlemleri uygulanan numunelerin mekanik özelliklerinin yaşlanma sıcaklığı ve yaşlanma süresine bağlı olarak değişimini belirlemek amacıyla, belirli zaman dilimlerinde, OKÜ Makine Müh. Bölümü Malzeme laboratuvarında bulunan ve Şekil 6.9’da verilen DIGIROCK-RBOV sertlik ölçüm cihazı kullanılarak sertlik ölçümleri alınmıştır. ASTM E10-17 [115] standardına göre yapılan sertlik deneylerinde, 62,5 kg yük ve 2,5 mm çapında bilye ile gerçekleştirilen Brinell Sertlik yöntemi kullanılmıştır. Ayrıca, tavlama ısı işlemi yapılmış tüm numunelerinde sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

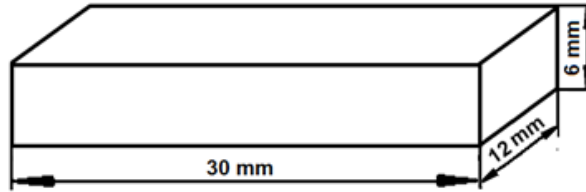


Şekil 6.9. Sertlik cihazı

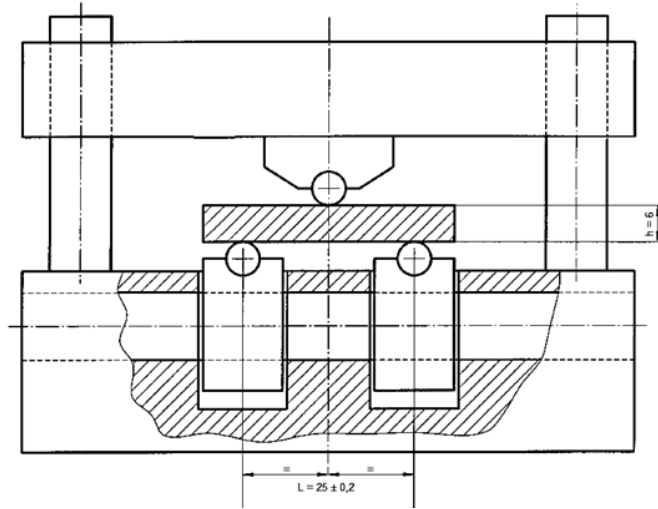
6. 8.2 Üç Nokta Eğme Deneyleri

Mekanik özelliklerin belirlenebilmesi için, gerçekleştirilen sertlik ölçümlerine ek olarak, TS 4222 EN ISO 3325 [116] standardına uygun olarak üç nokta eğme deneyleri yapılmıştır. Üç nokta eğme deneyleri; tavlama, T6 ve doğal yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış bütün kompozit numunelere gerçekleştirilmiştir. Deneyler, TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölüm laboratuvarlarında bulunan Instron marka çekme cihazında, iki destek arası mesafe 25 mm alınarak ve 1 mm/dak ilerleme hızında gerçekleştirilmiştir. Her bir ısı işlem koşulu ve kompozit türü için deneyler üçer kez tekrarlanmıştır. Sonrasında ise deneylerin ortalama ve

standart sapma değerleri hesaplanmıştır. Yapılan deneyler sonucunda, farklı ana yapı ve TiB₂ takviye oranları ile numunelere uygulanan ısıtıl işlemlerin çapraz kırılma dayanımına etkisi incelenmiştir. Üç nokta eğme deney numunesinin boyutu ve deney cihazının şematik görüntüsü şekil 6.10 ve 6.11’de gösterilmiştir.



Şekil 6.10. Üç nokta eğme deney numunesi [116]



Şekil 6.11. Üç nokta eğme deneyi şematik görüntüsü [116]

Numunelerin apraz kırılma dayanımı Denklem (6.5) [116] ile hesaplanmıştır.

$$R_{tr} = \frac{3FL}{2bh^2} \quad (6.5)$$

R_{tr} = çapraz kırılma dayanımı (MPa)

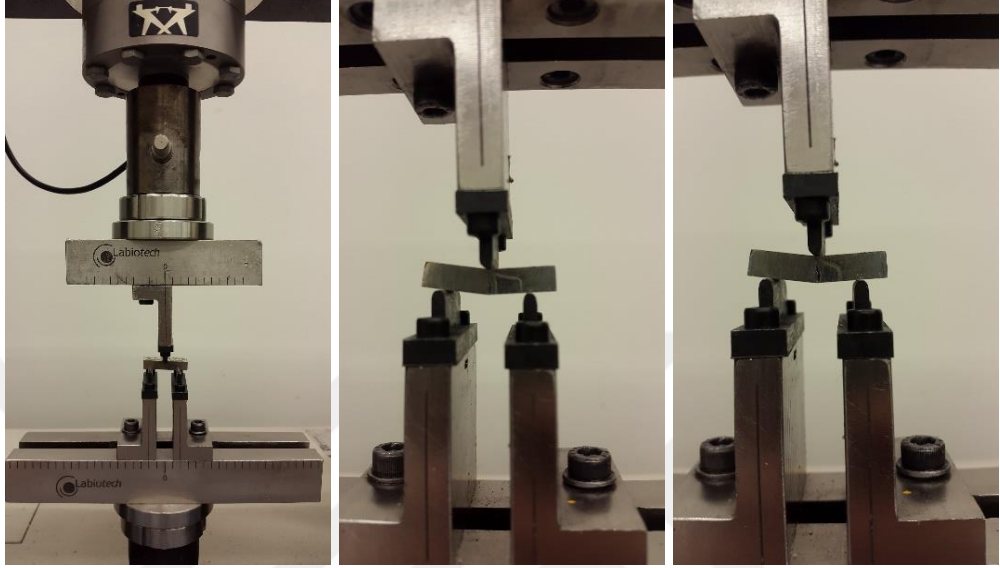
F = Kırılma için gerekli yük (N)

L = Destekler arası mesafe (mm)

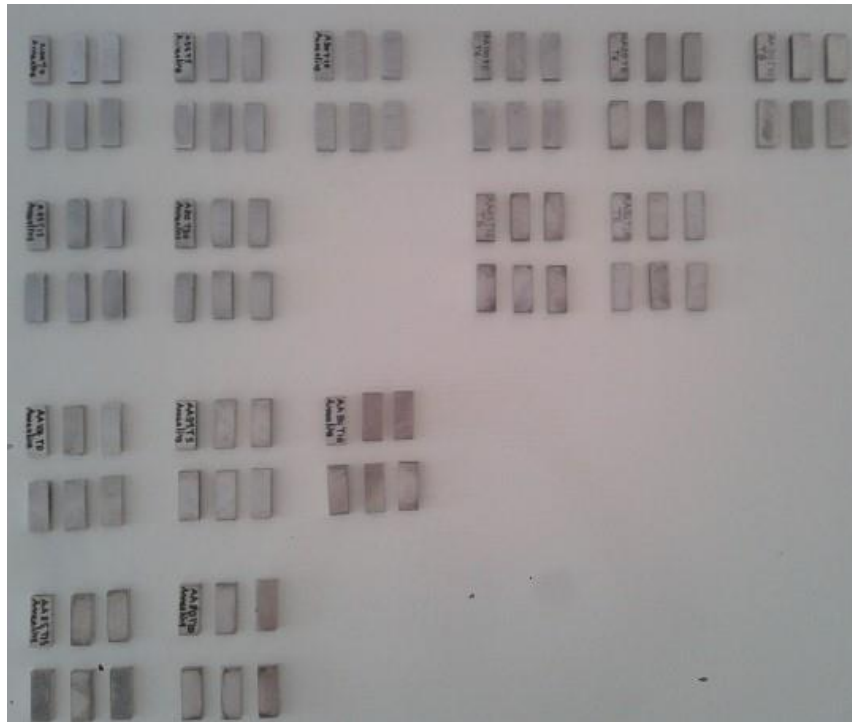
b = Deney numunesinin kalınlığı (mm)

h = Deney numunesinin yüksekliği (mm)

Çapraz kırılma deney anı ile deney için hazırlanan numunelere ait görüntüler sırası ile Şekil 6.12 ve 6.13'te verilmektedir.



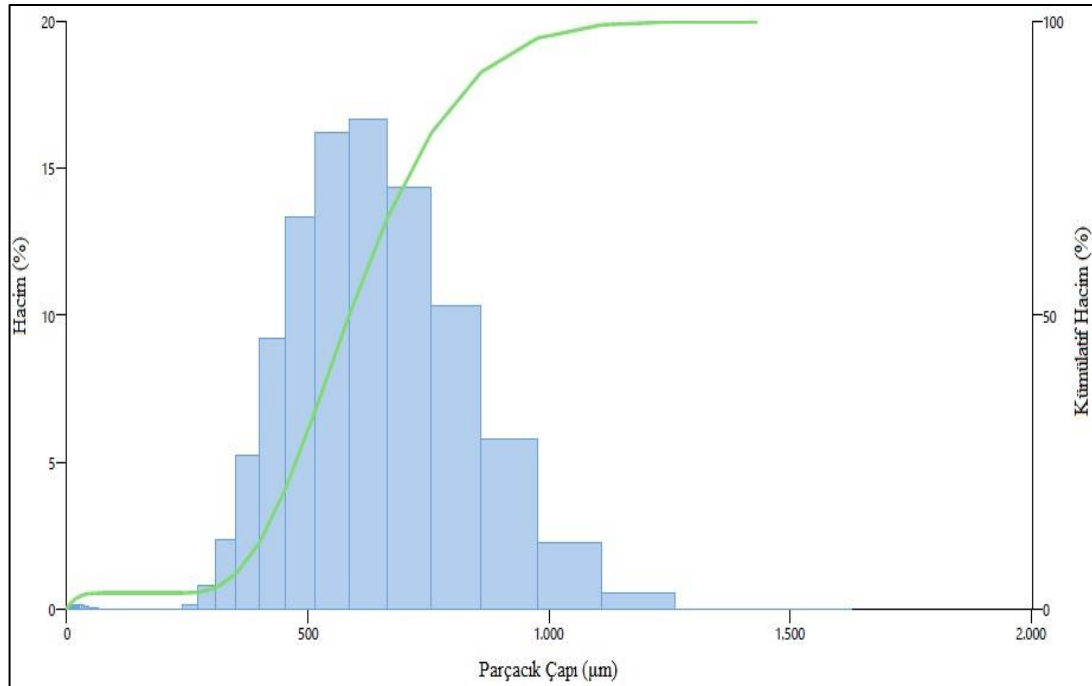
Şekil 6.12. Kompozit numunelerin üç nokta eğme deneyi



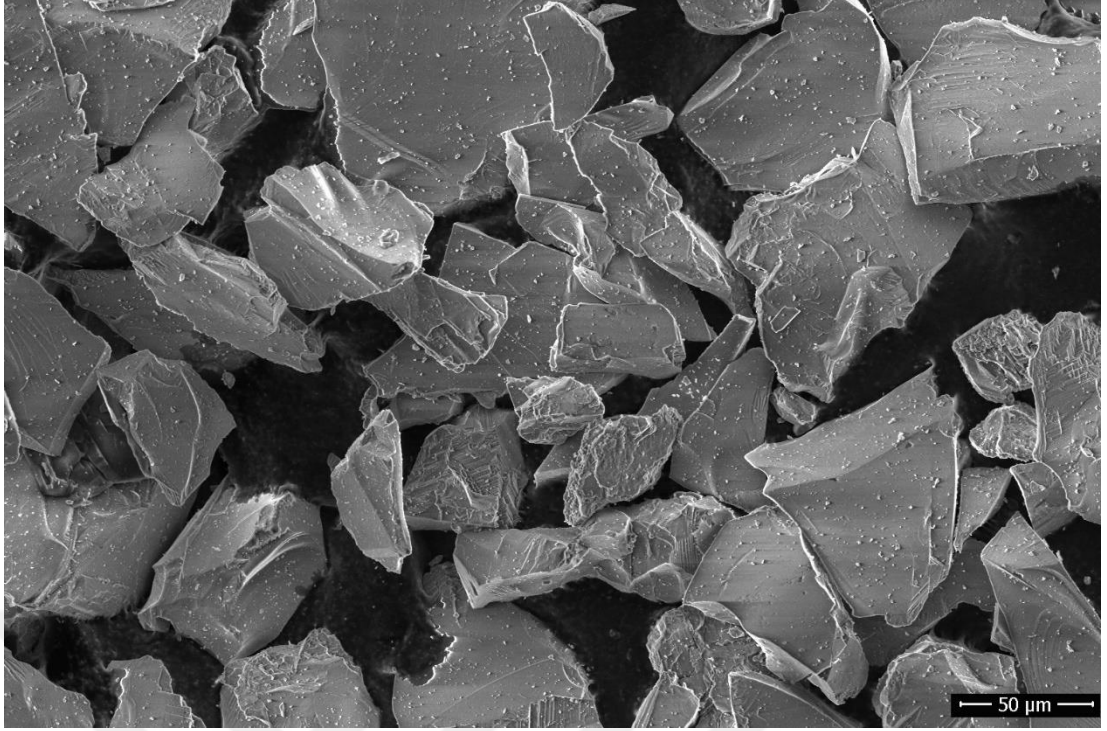
Şekil 6.13. Üç nokta eğme deney numuneleri

6.8.3 Erozyonlu Aşınma Deneyleri

Mekanik özelliklerin belirlenebilmesi için, gerçekleştirilen sertlik ölçümleri ve üç nokta eğme deneylerine ek olarak erozyonlu aşınma deneyleri, T6 yapay yaşlandırma ve tavlama ısı işlemleri uygulanmış Al-Zn-Cu-Mg alaşımı ana yapılı ve tavllanmış saf alüminyum ana yapılı kompozit numunelere ASTM G76-13 [117] standardına göre gerçekleştirilmiştir. Aşındırıcı katı parçacıkların numune yüzeyine, kuru ve basınçlı hava ile çarptırıldığı deneylerde aşındırıcı parçacık olarak Nanografi firmasından temin edilen ve %90'nın üzerinde saflığa sahip alümina parçacıkları kullanılmıştır. Kullanılan alümina parçacıklarına ait toz boyut dağılımı ve parçacık şekli belirlenmiştir. Toz boyut dağılımı, Osmaniye Korkut Ata Üniversitesinde bulunan Malvern Mastersizer 3000 marka parçacık boyut ölçüm cihaz ile belirlenirken, toz şekilleri ise Çukurova Üniversitesi Merkezi Laboratuvarlarında bulunan TEM (FEI Quanta 650 FEG) cihazı ile belirlenmiştir. Alümina tozlarına ait elde edilen parçacık dağılımı ve toz şekilleri sırası ile Şekil 6.14 ve 6.15'te verilmektedir. Toz boyut dağılımı ölçümünden alınan D_{10} , D_{50} ve D_{90} değerleri sırası ile 388, 586 ve 845 μm olarak belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre deneyler, yaklaşık 580 μm ortalama çapa ve köşeli (açısal) şekle sahip alümina toz parçacıkları ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 6.14. Alümina aşındırıcı parçacıklarına ait toz boyut dağılımı



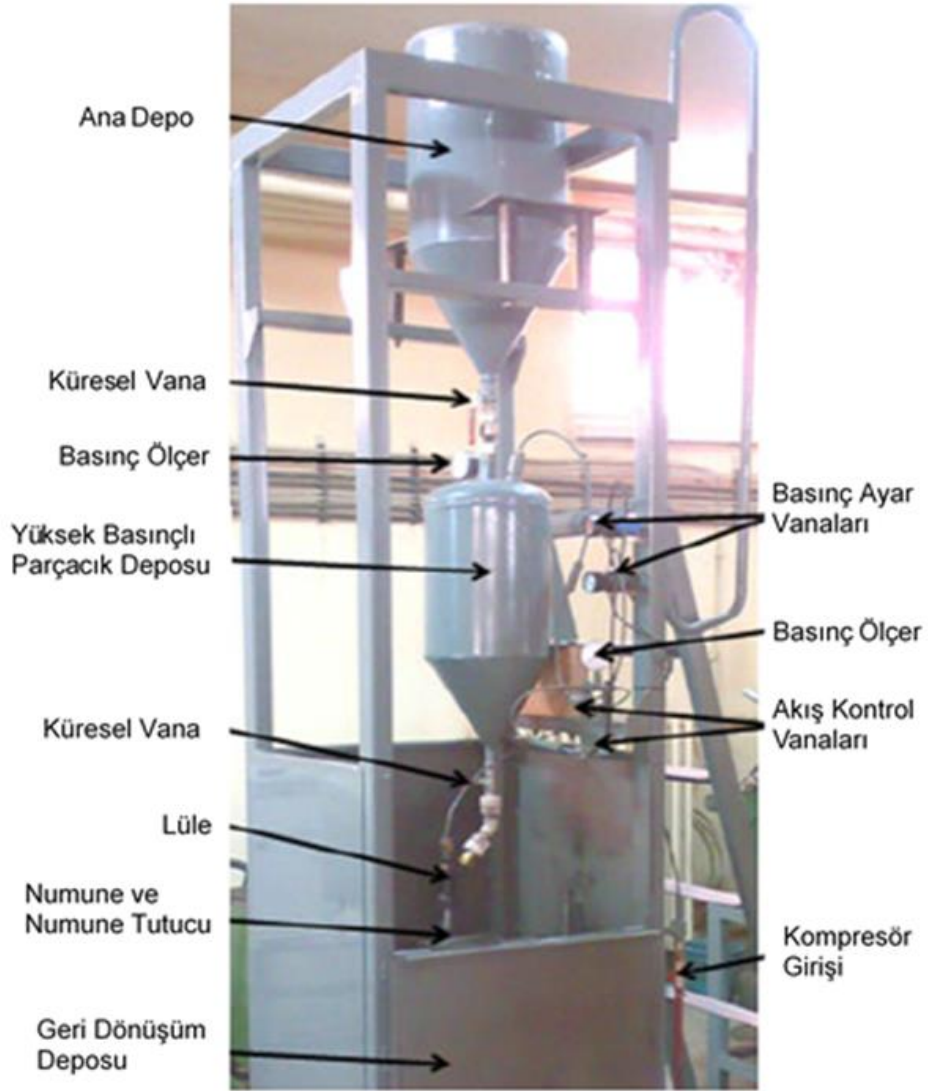
Şekil 6.15. Aşındırıcı parçacık olarak kullanılan alümina tozlarının (x500) TEM görüntüleri

Konya Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında gerçekleştirilen erozyonlu aşınma deneylerinde, çarpma açılarını (15° , 30° , 45° , 60° ve 90°) kontrollü bir şekilde ayarlayabilmek için kullanılan milin üzerinde numuneyi sabit bir şekilde tutabilmek ve lüle ile deney numunesi arasındaki mesafeyi de net bir şekilde belirleyebilmek için özel bir numune tutucu kullanılmıştır (Şekil 6.16). Şekil 6.17’te gösterilen kullanılacak deney düzeneğinde, aşındırıcı parçacık ile hava karışımının istenen sabit çıkış hızında ve debisinde olması amacıyla karışım oranlarını kontrol altında tutmak için çeşitli noktalarında basınç ayar ve akış kontrol vanaları ile basınç ölçerler bulunmaktadır. Deneyler, farklı parçacık çarpma açısı, püskürtme basıncı ve aşındırıcı miktarlarında gerçekleştirilmiştir. Buna göre deneyler, 8 ve 50 kg aşındırıcı alümina parçacıkları ile yapılmıştır. Aşındırıcı miktarının 8 kg seçildiği deneyler, 15° , 30° , 45° , 60° ve 90° olmak üzere beş farklı çarpma açısında ve 1, 2 ve 3 bar parçacık püskürtme basınçlarında gerçekleştirilmiştir. 50 kg seçildiğinde yapılan deneylerde ise benzer şekilde 15° , 30° , 45° , 60° ve 90° olmak üzere beş farklı çarpma açısında ve 3 bar püskürtme basıncında yapılmıştır. Ayrıca, aşındırıcı miktarındaki değişimin oluşturacağı eğriyi tam olarak belirlemek

için, 8, 25 ve 50 kg aşındırıcı miktarlarında, 60° çarpma açısı ve 3 bar püskürtme basıncı ile ayrı bir deney yapılmıştır.



Şekil 6.16. Numune tutucu

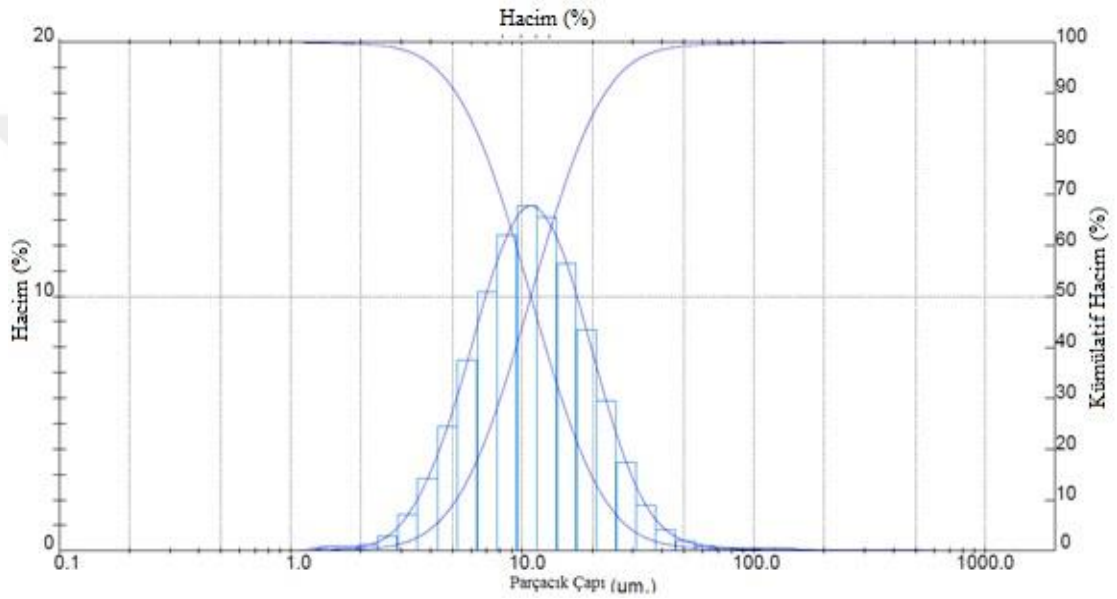


Şekil 6.17. Erozyonlu aşınma deney düzeneği [118]

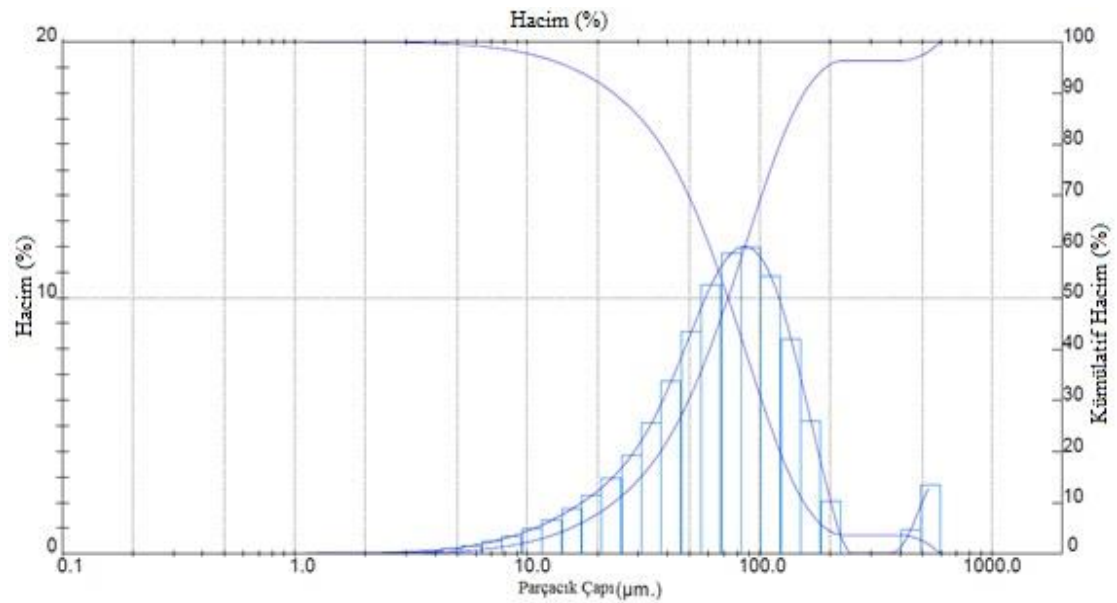
7. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

7.1 Toz Özellikleri

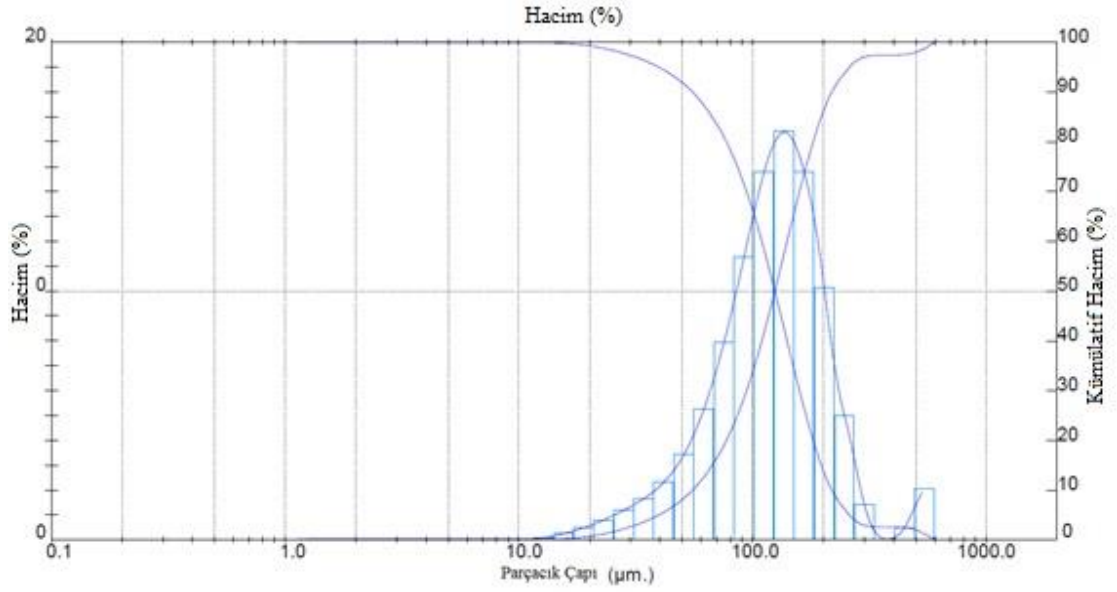
Kompozit numunelerin hazırlanmasında kullanılacak olan metal ve seramik tozlarının boyut ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Yapılan ölçümler sonucunda, ana yapıyı oluşturan alüminyum (Al), çinko (Zn), magnezyum (Mg), bakır (Cu) parçacıklarına ait boyut dağılımları Şekil 7.1-7.4'te verilmiştir.



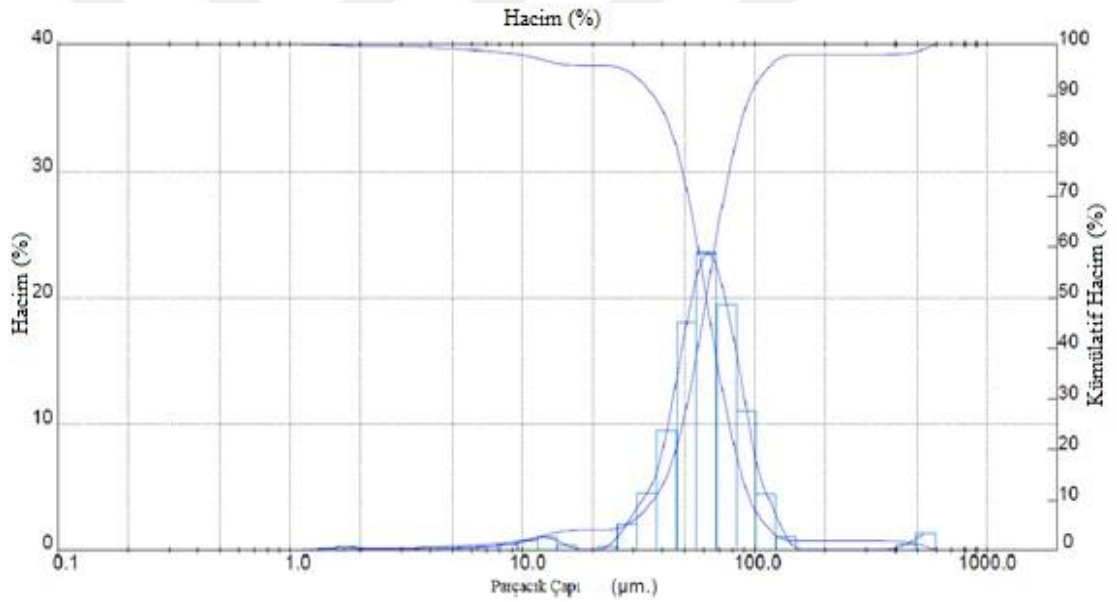
Şekil 7.1. Alüminyum tozlarına ait parçacık boyut dağılımı



Şekil 7.2. Çinko tozlarına ait parçacık boyut dağılımı



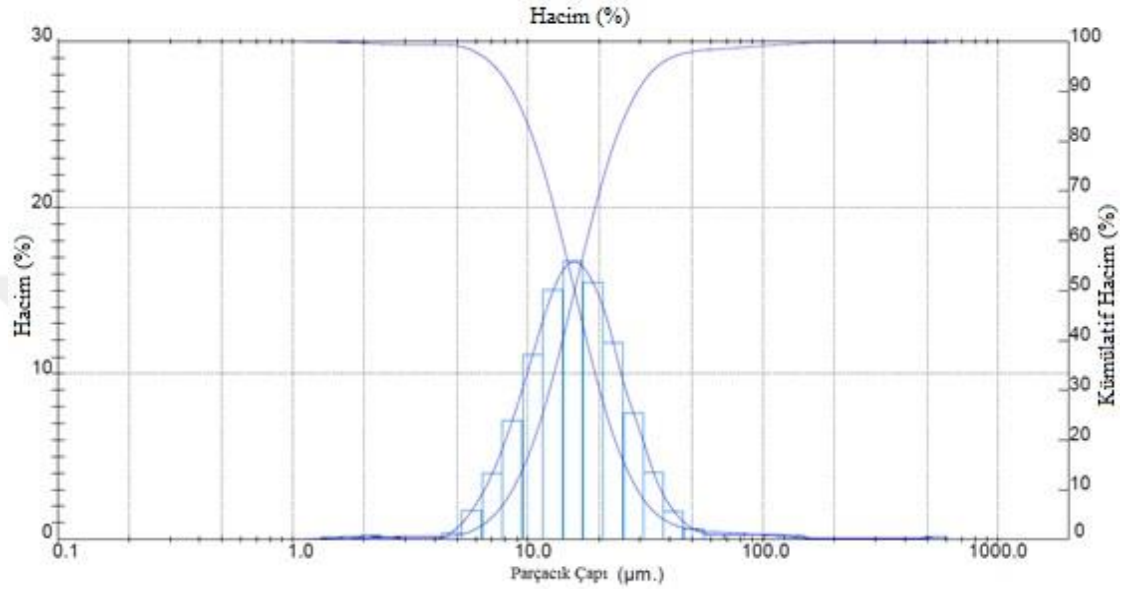
Şekil 7.3. Magnezyum tozlarına ait parçacık boyut dağılımı



Şekil 7.4. Bakır tozlarına ait parçacık boyut dağılımı

Elde edilen eğriler incelendiğinde, Al parçacıklarına ait eğrinin (Şekil 7.1) logaritmik normal dağılıma sahip olduğu görülmektedir. Ortalama 10,91 μm toz boyutuna sahip Al tozlarının, kullanılan en küçük toz boyutuna sahip metal olduğu belirlenmiştir. Ana yapıyı oluşturan diğer metallere ait eğriler (Şekil 7.2-7.4) incelendiğinde ise Al tozlarına göre, toz boyutlarının geniş dağılım aralığında ve daha büyük boyutlarda olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca, parçacık boyut dağılım eğrilerinin logaritmik normal dağılımdan farklı bir eğri ortaya koyduğu belirlenmiştir. Zn ve Cu tozlarına ait

ortalama toz boyutları sırası ile 72,95 ve 61,80 μm olarak kaydedilmiştir. Ortalama toz boyutu 124,10 μm olarak belirlenen Mg tozlarının ise, çalışmada kullanılan en büyük boyutlu ve en geniş aralığa sahip toz olduğu görülmektedir. Takviye elamanı olarak kullanılan TiB_2 seramik parçacıklarına ait toz boyut ölçümü sonucunda elde edilen parçacık boyut dağılımı Şekil 7.5'te verilmiştir.



Şekil 7.5. TiB_2 seramik tozlarına parçacık boyut dağılımı

TiB_2 tozlarına ait boyut dağılım eğrisi incelendiğinde logaritmik normal dağılım gösterdiği belirlenmiştir. Ortalama 15,81 μm toz boyutuna sahip TiB_2 seramik parçacıklarının, Al tozlarına en yakın boyut ve dağılım özelliğine sahip eğriyi oluşturduğu görülmektedir.

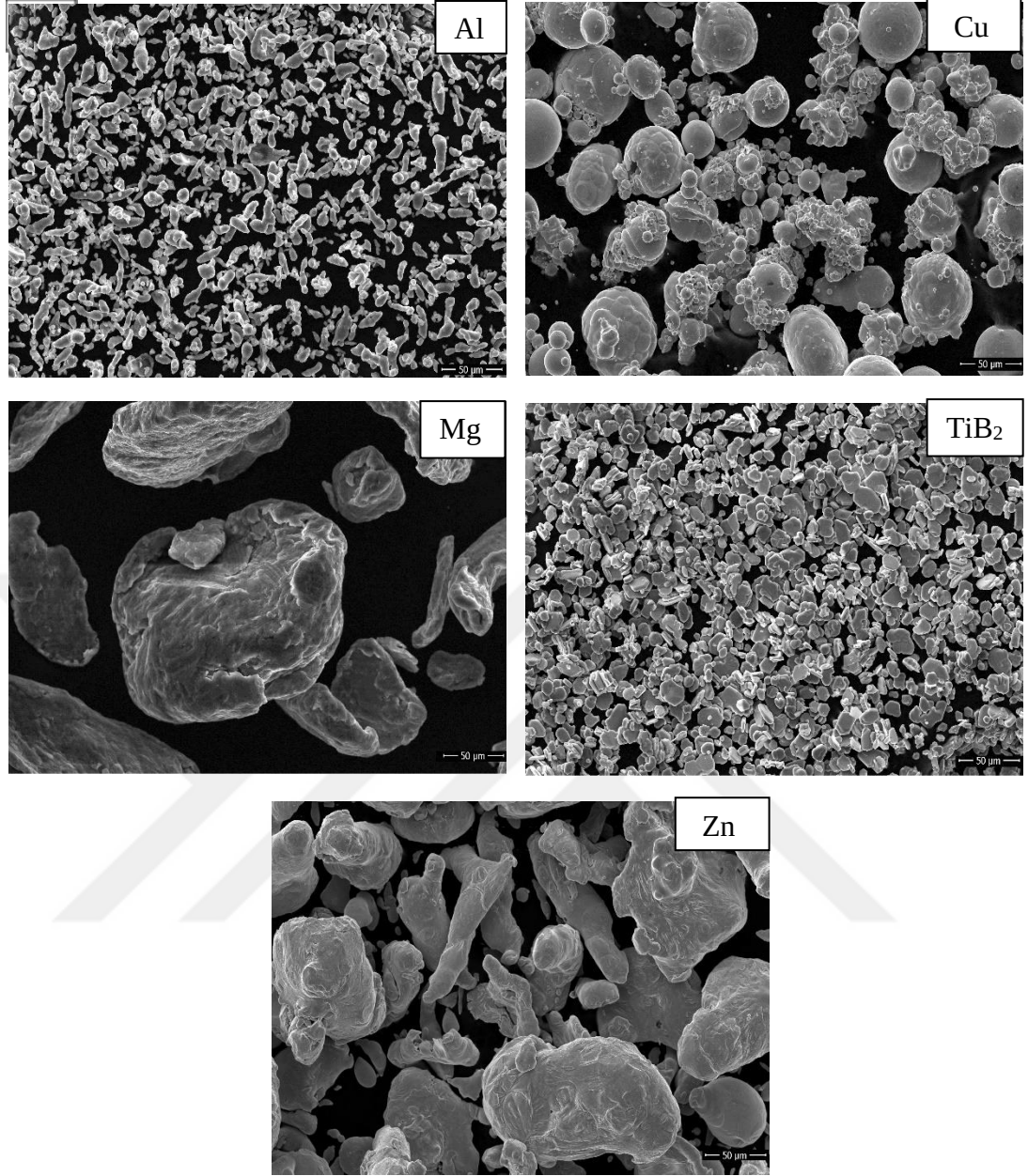
Parçacık boyutu ve dağılımı, üretim esnasında önemli olan toz akışı ve paketlenmesi üzerinde etkilidir. Küçük parçacıkların daha büyük parçacıklar arasındaki boşlukları doldurmasından dolayı ikili ve geniş tane boyutu dağılımına sahip toz parçacıkları ile çok daha yüksek paketleme yoğunluğuna ulaşmak mümkündür. Ayrıca toz parçacıklarının boyutu, toz akış hızında etkilidir. Parçacık boyutundaki azalma ile yüzey alanındaki artışın sonucu parçacıklar arasındaki sürtünme artacaktır. Artan sürtünme ile de tozların akışına karşı olan direncin artmasından dolayı daha zayıf toz akışına neden olacaktır. Ayrıca bu durum daha yüksek görünür yoğunluk sağlayacaktır [84, 119]. Çalışmada kullanılacak parçacıkların çok geniş aralıkta bir boyut dağılımına

sahip olmasından dolayı iyi bir paketlenme sağlaması beklenmektedir. Çizelge 7.1’de parçacık boyut ölçümünden alınan D_{10} , D_{50} ve D_{90} değerleri verilmiştir.

Çizelge 7.1. Kullanılan tozların parçacık boyut ölçümü ile elde edilen D_{10} , D_{50} ve D_{90} değerleri

Kullanılan Tozlar	D_{10} (μm)	D_{50} (μm)	D_{90} (μm)
Al	5,18	10,91	22,84
Zn	23,55	72,95	154,62
Mg	55,40	124,10	217,42
Cu	36,46	61,80	94,97
TiB ₂	8,60	15,81	29,29

Kompozit malzemelerin paketlenme ve toz akışında, toz boyutunun yanı sıra parçacık şekilde çok etkilidir. Toz şekilleri ne kadar düzensiz ise parçacıklar arasındaki sürtünme o kadar artacağından dolayı paketleme yoğunluğu da düşük olacaktır. Ayrıca, toz akışı da artan parçacık düzensizliği ve yüzey alanı ile yavaşlayacaktır. Toz metalurjisinde kullanılacak tozların, yüksek akış hızı ve iyi paketlenme özelliğine sahip olabilmesi için küresel şekilli olması istenir. Tozların bağıl görünür yoğunluk değeri de küresel şekilden uzaklaştıkça artan düzensizlik ile düşmektedir [84]. Yapılan çalışmada kullanacağımız tozların şekillerini belirleyebilmek için TEM görüntüleri alınmıştır. Tozlardan elde edilen TEM görüntüleri Şekil 7.6’da verilmektedir. Alınan TEM görüntüleri incelendiğinde, Al parçacıklarının yuvarlak/düzensiz şekilli olduğu gözlemlenirken takviye elemanı olarak kullanılacak olan TiB₂ parçacıklarının ise pul şeklinde olduğu belirlenmiştir. Alaşım elemanı olarak kullanılan tozlardan, Cu tozları küresel, Mg tozları yuvarlak ve Zn tozlarının ise çubuksu/yuvarlak şekillerde olduğu görülmektedir.



Şekil 7.6. Kompozit malzeme üretiminde kullanılan tozlarının (x1000) SEM görüntüleri

7.2 Sıkıştırılabilirlik ve Yoğunluk Sonuçları

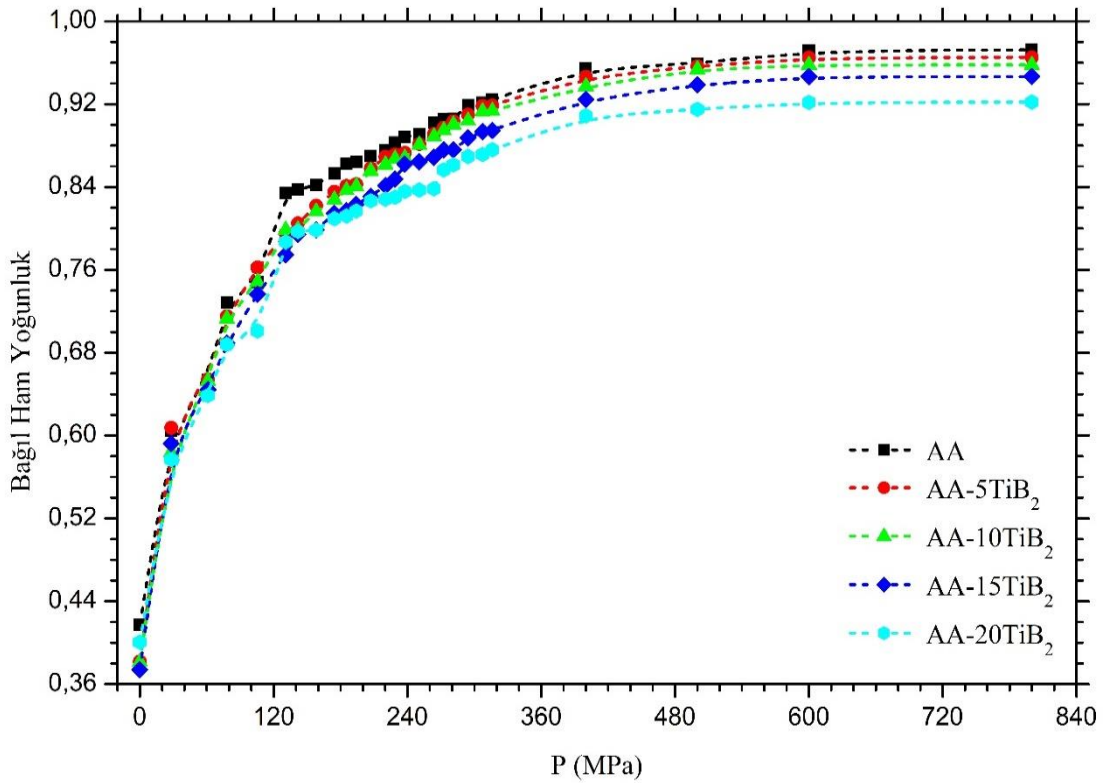
Uygulanan sıkıştırma basıncına göre bağıl ham yoğunluk değerlerinin değişimi, alaşım ve saf ana yapıli kompozit numuneler için sırası ile Şekil 7.7 ve 7.8’de verilmektedir. Eğriler incelendiğinde, artan basınç miktarı ile bağıl ham yoğunluk değerleri, belirli basınç (yaklaşık 150 MPa) değerine kadar daha hızlı bir artış göstermiştir. Sonrasında ise bu artışın yavaşladığı ve yüksek basınçlarda neredeyse sabit kaldığı görülmektedir. Ayrıca her iki ana yapı türü içinde, TiB₂ parçacıklarının artması ile bağıl ham yoğunluk

değerlerinin azaldığı sonucu elde edilmiştir. Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerde 800 MPa sıkıştırma basıncına kadar yapılan sıkıştırma işlemlerinde ham yoğunluk değerlerinde, 600 MPa'dan sonra önemli bir değişiklik olmadığı gözlemlenmiştir. Ayrıca Al alaşımı ana yapılı kompozitler için en yüksek ham yoğunluk değerlerine 600 MPa'da ulaşıldığı sonucu elde edilmiştir. Ancak saf Al ana yapılı kompozit numunelerde ise 800 MPa sıkıştırma basıncında da bir miktar artışın olduğu gözlemlenmiştir. Sıkıştırma işleminden sonra, 800 MPa sıkıştırma basıncında, saf Al ana yapılı kompozit numuneler için artan takviye oranına göre bağlı ham yoğunluk değerleri sırası ile 0,976, 0,967, 0,961, 0,950 ve 0,939 olarak elde edilmiştir. Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerde ise, artan takviye miktarı ile bağlı ham yoğunluk değerlerinin sırasıyla 0,972, 0,965, 0,958, 0,946 ve 0,922 olduğu ve her iki ana yapı içinde artan takviye oranıyla düştüğü gözlemlenmiştir.

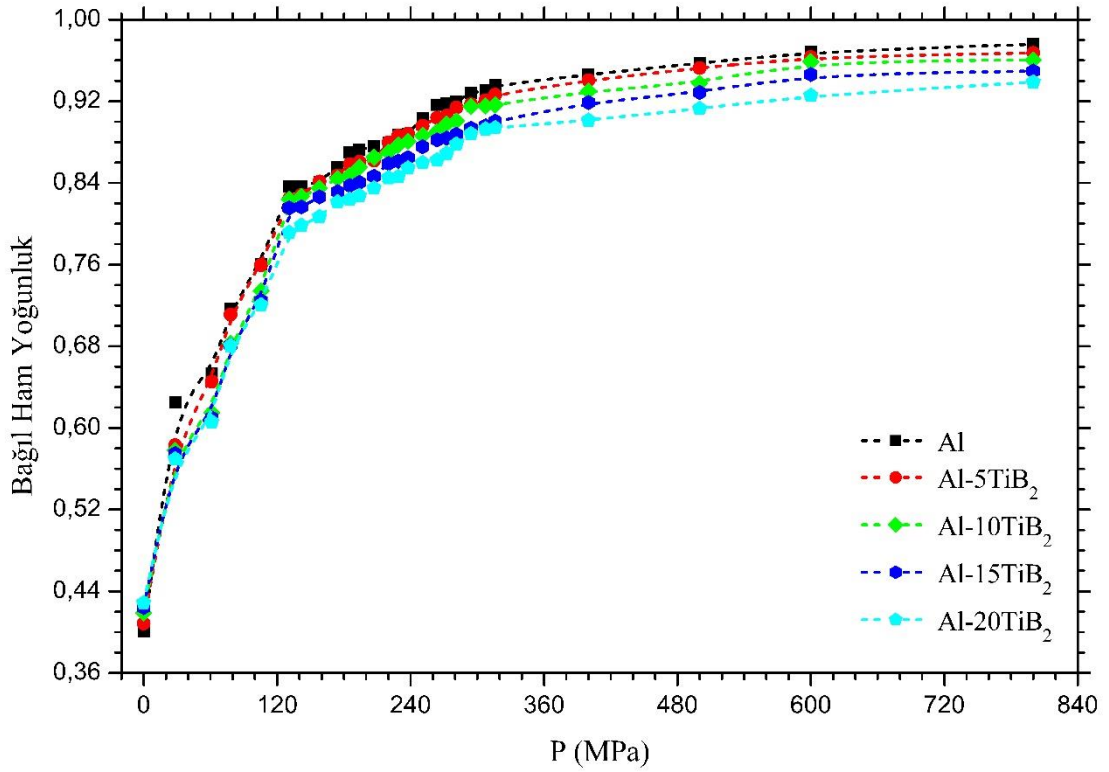
Şekil 7.7 ve 7.8'de verilen eğriler incelendiğinde, ana yapı türünün de sıkıştırılabilirlik üzerinde etkili olduğu görülmektedir. Saf Al ana yapılı kompozit numunelerin benzer bir eğilim gösterse de Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelere göre daha fazla yoğunlaştığı görülmektedir. Saf Al tozlarının daha fazla yoğunlaşması, Al alaşım parçacıklarına göre daha sünek bir yapıda olmalarından dolayı sahip oldukları kalıcı şekil değiştirme kapasiteleri ile açıklanabilir. Moazami ve Akhlaghi [120], yapmış oldukları çalışmalarında farklı oranlarda SiC takviyeli ticari saflıktaki (CP) Al ve Al-2,5 Mg ana yapılı kompozitlerin sıkıştırılabilirliğini incelemişlerdir. Elde ettikleri sonuçlarda takviyesiz CP Al tozlarının, Al-2,5 Mg parçacıklarından biraz daha iyi yoğunlaştığını belirtmişlerdir. Ancak, Al-2,5 Mg/SiC kompozit tozlarının yoğunlaştırılmasının, aynı oranda SiC parçacık içeren CP Al/SiC toz karışımına kıyasla daha kolay olduğunu söylemişlerdir [120].

Tozların sıkıştırılabilirliği genellikle belirli bir sıkıştırma basıncı uygulandıktan sonra artan ham yoğunluk derecesi olarak ifade edilir. Toz sertliği, yağlama durumu, parçacık şekli, boyut ve boyut dağılımı gibi çeşitli değişkenler sıkıştırma sırasında tozların yoğunlaşmasını etkiler [121]. Genel olarak tozların sıkıştırılması, parçacıkların yeniden düzenlenmesi ve plastik şekil değişimi olmak üzere iki ana aşamadan oluşur. Düşük sıkıştırma basınçlarında, parçacıkların yeniden düzenleme aşaması ve yüksek sıkıştırma basınçlarında ise plastik şekil değiştirme aşaması

baskındır. Parçacıkların yeniden düzenlenmesi aşamasında, basıncın uygulanması ile parçacıklar birbiri üzerinden kayma hareketi ve bazı yerel şekil değiştirmeler ile büyük boşlukları doldurmak için yer değiştirirler [122-127]. Bu aşamada, çok fazla olan gözenek miktarı parçacıkların hareketi ile azaltılarak gevşek haldeki tozların sıkıştırılmasıyla düşük basınçlarda, daha yüksek yoğunlaşma oranı elde edilir. Parçacıkların hareketlerinin kısıtlandığı plastik şekil değiştirme aşamasında ise, basıncın artırılması ile yoğunluk artış oranında yavaşlama olur. Bu durum, daha sünek olan ana yapı parçacıklarının soğuk işlemeyle sertleştirilmesi ile sünek metal tozlarına ilave edilen kırılgen TiB_2 parçacıklarının plastik olarak şekil değiştirmemesi ve sıkıştırma yükünü elastik olarak paylaşarak, ana yapı tozlarının plastik şekil değişimini ve yoğunlaşma için yeniden düzenlemelerini kısıtlamasından kaynaklanır [122-127]. Dolayısıyla, kompozit numunelerde artan takviye oranı ile azalan ana yapı miktarından dolayı daha düşük ham yoğunluk değerleri elde edilir. Ayrıca, bu çalışmada elde edilen bir ara basınç seviyesine (yani 150 MPa) kadar bağlı ham yoğunluk değerlerinde doğrusal olarak hızlı artış ve sonrasında ise artan basınç ile yavaşlayan yoğunluk artış oranı bu aşamalardan kaynaklanmaktadır.

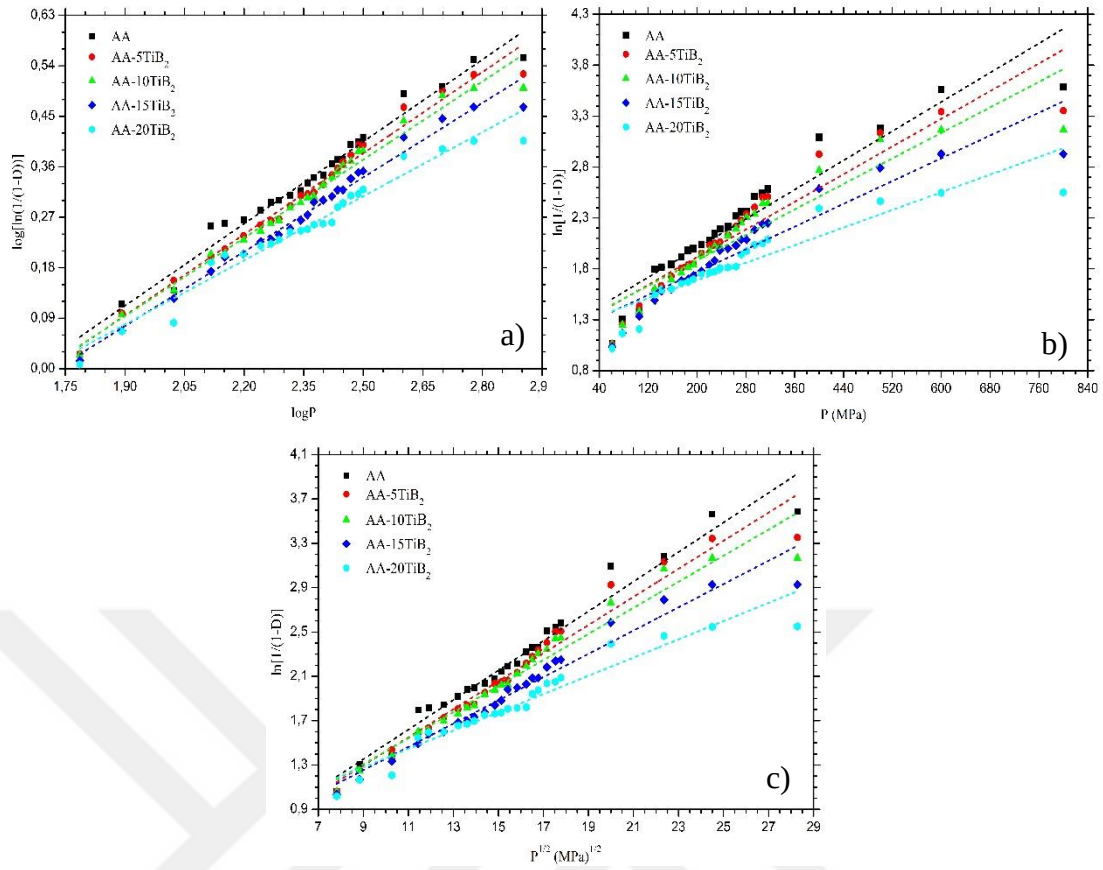


Şekil 7.7. Alüminyum alaşımı esaslı TiB_2 parçacık takviyeli numunelere ait sıkıştırma basıncı-bağıl ham yoğunluk eğrileri



Şekil 7.8. Saf alüminyum esaslı TiB₂ parçacık takviyeli numunelere ait sıkıştırma basıncı-bağıl ham yoğunluk eğrileri

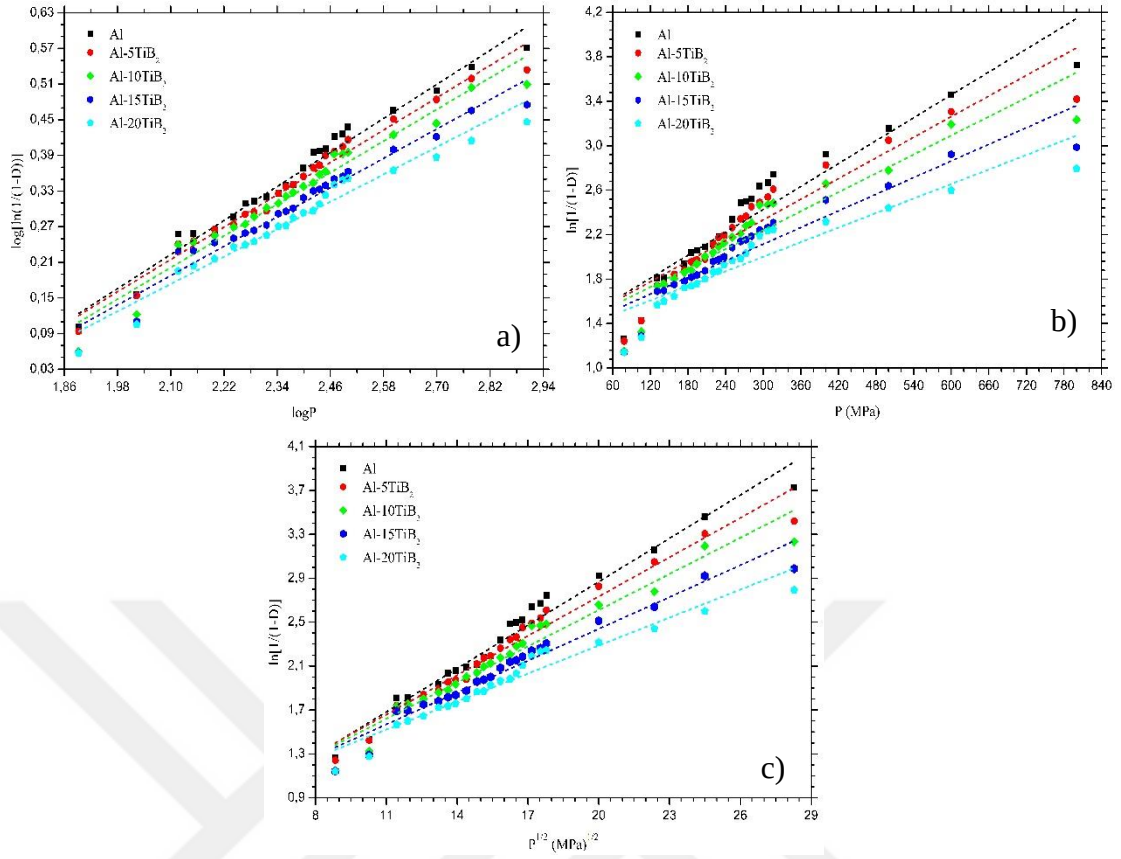
Sıkıştırılmış tozların bağıl ham yoğunluğu ile yoğunlaştırma sırasında uygulanan basınç arasındaki ilişki, matematiksel olarak doğrusal denklemler kullanılarak incelenmiştir. Kullanılan denklemler, herhangi bir sıkıştırma işlemi sırasında tozların davranışını ve plastik şekil değiştirmenin kompozit tozlarının yoğunlaşma hızı üzerindeki rolünü incelememizi sağlar [108-110, 125]. Ayrıca, uygulanan herhangi bir basınçta numunelerin sıkıştırılmış ham yoğunluğunun tahminini kolaylaştırırlar. Çalışmada kullanılan toz karışımlarına ait sıkıştırma davranışları, Heckel [108], Panelli ve Ambrozio Filho [109] ve Ge [110] tarafından önerilen doğrusal sıkıştırma denklemleri ile değerlendirilmiştir. Doğrusal denklemlere ait eğriler Şekil 7.9 ve 7.10'da verilmektedir. Ayrıca, kullanılan doğrusal denklemler için hesaplanan K ve korelasyon (R^2) katsayıları, Çizelge 7.2 ve 7.3'te belirtilmiştir. K değeri, tozların şekil değiştirme yeteneğini verirken, R^2 ise tozlara ait sıkıştırma verileri için kullanılan doğrusal denklemlerin, yoğunlaştırma davranışını incelemek için uygunluğunu gösterir [108-110]. R^2 değeri ne kadar bire yakın ise kullanılan doğrusal denklem o kadar uygundur.



Şekil 7.9. Al alaşım ana yapıli kompozit numunelerin, farklı doğrusal sıkıştırılabilirlik eşitlikleri kullanılarak elde edilen sıkıştırılabilirlik davranışları
a) Ge, b) Heckel, c) Panelli ve Filho

Çizelge 7.2. Al alaşımı ana yapıli kompozit numunelerin yoğunlaşma katsayıları (K) ve korelasyon katsayıları (R^2)

Örnekler	Heckel		Panelli and Ambrozio Filho		Ge	
	K, MPa^{-1}	R^2	$K, \text{MPa}^{-0.5}$	R^2	K, MPa^{-1}	R^2
AA	0,00359	0,8945	0,1335	0,9677	0,4877	0,9769
AA-5TiB ₂	0,00340	0,8847	0,1267	0,9641	0,4822	0,9831
AA-10TiB ₂	0,00313	0,8647	0,1176	0,9561	0,4648	0,9799
AA-15TiB ₂	0,00280	0,8701	0,1050	0,9598	0,4421	0,9826
AA-20TiB ₂	0,00217	0,8169	0,0824	0,9266	0,3812	0,9560



Şekil 7.10. Saf Al ana yapılu kompozit numunelerin, farklı doğrusal sıkıştırılabilirlik eşitlikleri kullanılarak elde edilen sıkıştırılabilirlik davranışları a) Ge, b) Heckel, c) Panelli ve Filho

Çizelge 7.3. Saf Al ana yapılu kompozit numunelerin yoğunlaşma katsayıları (K) ve korelasyon katsayıları (R^2)

Örnekler	Heckel		Panelli and Ambrozio Filho		Ge	
	K, MPa^{-1}	R^2	$K, \text{MPa}^{-0.5}$	R^2	K, MPa^{-1}	R^2
Al	0,00344	0,9003	0,1317	0,9715	0,4776	0,9759
Al-5TiB ₂	0,00310	0,8835	0,1195	0,9651	0,4538	0,9770
Al-10TiB ₂	0,00284	0,8606	0,1099	0,9488	0,4438	0,9560
Al-15TiB ₂	0,00250	0,8625	0,0967	0,9513	0,4114	0,9576
Al-20TiB ₂	0,00218	0,8405	0,0850	0,9384	0,3844	0,9575

Çizelge 7.2 ve 7.3 incelendiğinde, her iki ana yapı içinde, Heckel [108] denklemine ait doğrusal korelasyon katsayılarının genellikle 0,90'nın altında olduğu görülmektedir. Bununla birlikte, Panelli ve Ambrozio Filho [109] ve Ge [110] denklemleri ile Al alaşımı ana yapı kompozit için elde edilen R^2 değerleri artan takviye miktarıyla sırası ile yaklaşık 0,97-92 ve 0,98-0,96 arasında değişirken, saf al ana yapı kompozit tozları için ise 0,97-0,94 ve 0,98-0,95 değerleri arasındadır. Elde edilen R^2 değerleri incelendiğinde, her iki ana yapı içinde kullanılan bu üç denklemden tozların sıkıştırılma davranışlarını veren deneysel verilere için en uygun doğrusal bağlantının Ge olduğu görülmektedir. Elde edilen sonuçlar, bu sıkıştırma ilişkisinin özellikle sıkıştırılmış tozların bağıl yoğunluğunu belirleme konusunda iyi bir yaklaşım ortaya koyduğu söylenebilir. Sıkıştırılmış tozun plastik şekil değiştirme kapasitesini gösteren K sabiti, iki ana yapı türü içinde hazırlanan kompozit tozlarda artan TiB_2 parçacıkları ile azalmıştır. Kullanılan üç doğrusal denklem için benzer eğilim gösteren K sabiti için elde edilen sonuç, Al ve Al alaşımlarının parçacıklarının şekil değiştirme kapasitelerinin, eklenen TiB_2 parçacıkları tarafından düşürüldüğü anlamına gelir. Uygulanan yükün, metal ana yapı ve TiB_2 parçacıkları arasında paylaşılması, metal ana yapının plastik şekil değiştirmesini sınırlar [122-127]. Ayrıca, saf Al ana yapı kompozit tozlarının, Al alaşım ana yapı kompozitlere göre daha yüksek K değerleri elde ettiği görülmektedir. Bu durum, Al alaşımına göre daha sünek olan saf Al tozlarının, şekil değiştirme kapasitelerinin de daha fazla olduğunu gösterir.

Ekşi [128], yaptığı çalışmada sırası ile ortalama 107 μm ve 112 μm toz boyutlarına sahip Al ve Fe tozlarının soğuk izostatik pres ile 100 ve 600 MPa arasında farklı basınçlarında sıkıştırmıştır. Her iki toz içinde artan sıkıştırma basıncı ile ham yoğunluk değerlerinin arttığını gözlemlemiştir. Bağıl ham yoğunluklarının Al ve Fe tozları için başlangıçta sırası ile %48 ve %33 olarak belirlerken, 600 MPa basınç altında ise sırasıyla %98 ve %89,2'ye ulaştığını belirtmiştir [128].

Hafizpour ve Khoeini [129], hacimce %0, %10, %20 ve %30 SiC nano parçacık takviyeli Al ana yapı kompozit numunelerin sıkıştırılabilirlik davranışlarını incelemişlerdir. 400 MPa basınç değerine kadar inceledikleri ham yoğunluk değişimlerinin, belirli bir basınç değerine kadar hızlı bir şekilde arttığını ancak bir süre

sonra ise bu artış oranının yavaşladığını belirtmişlerdir. Ayrıca, artan takviye miktarı ile bağıl ham yoğunluk değerlerinin düştüğü sonucuna ulaşmışlardır [129].

Jeyasimman ve arkadaşları [130-132] da yaptıkları çalışmalarında, mekanik alaşımlama ile hazırladıkları Al 6061 alaşımı ana yapılı ve ağırlıkça farklı (%0, %0,5, %1, %1,5 ve %2) oranlarda sırası ile karbon nanotüp, γ -Al₂O₃ ve karma TiC+Al₂O₃ nano parçacıkları ile takviye ettikleri kompozit tozlarının sıkıştırılma davranışlarını 125-1250 MPa basınç aralığında incelemişlerdir. Tüm kompozit numune türleri içinde, artan takviye miktarı ile bağıl ham yoğunluğun düştüğünü ve yoğunluk artış oranının belirli basınç değerine kadar hızlı sonrasında yavaş olduğunu gözlememişlerdir. Ayrıca, Heckel [108], Panelli ve Ambrozio Filho [109] ve Ge [110] doğrusal denklemleri kullanarak sıkıştırılabilirlik davranışlarını elde etmişlerdir. Sert nano parçacıklarının eklenmesi ile ana yapıya iletilen yükün bölünmesinden dolayı K değerlerinin çalışılan tüm kompozit türleri içinde düştüğünü gözlemlemişlerdir. Tozların sıkıştırılma davranışını incelemek için en uygun doğrusal denklemin ise ulaşılan R² sayıları ile Ge [10] denklemi olduğunu belirtmişlerdir [130-132]. Benzer şekilde Alihosseini ve Dehghani [133] yaptıkları çalışmalarında, Al-B₄C kompozit tozlarının sıkıştırılabilirliklerini Heckel [108], Ge [110] ve Panelli ve Ambrozio Filho [109] doğrusal denklemleri kullanarak incelemişlerdir. Sıkıştırma verilerinin, elde ettikleri R² sayıları sonucunda en iyi şekilde Heckel [108] denklemine yerleştirilebildiğini belirtmişlerdir. Ayrıca, K değerlerinin de tüm doğrusal denklemler için artan takviye miktarı ile azaldığını söylemişlerdir. Ayrıca, sıkıştırılabilirliği incelemek için oluşturdukları bağıl ham yoğunluk-sıkıştırma basıncı eğrileri, mevcut çalışma ile benzer davranışlar göstermiştir [133].

Hashemi ve arkadaşları [134], tungsten karbür (WC) ve Cu tozlarının mekanik olarak alaşımlanması ile hazırladıkları WC, WC -ağırlıkça %10 Cu ve WC – ağırlıkça %30 Cu toz karışımlarının bağıl ham yoğunluk değerine soğuk sıkıştırma basıncının etkisini incelemişlerdir. Mevcut çalışma ile benzer olarak soğuk sıkıştırma basıncının artırılmasıyla, tozların bağıl yoğunluklarının arttığını belirtmişlerdir. Bununla birlikte, WC-%30 Cu tozları için karşılık gelen eğrinin eğiminin, yapısal gözeneklerin yoğunlaşmasına ve yok olmasına yol açan yüksek süneklikten dolayı diğer numunelerinkinden daha yüksek olduğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca, Heckel [108],

Panelli ve Ambrozio Filho [109] ve Ge [110] denklemlerini kullanarak R^2 değerlerini hesaplamışlardır. Elde ettikleri R^2 değerlerine göre, Panelli ve Ambrozio Filho modelinin WC ve WC-%30 Cu tozları için en uygun denklem olduğunu söylemişlerdir. WC-%10 Cu tozları için elde edilen sıkıştırma verilerinin ise en iyi Heckel denklemine uydurulduğunu belirtmişlerdir [134].

Wagih ve arkadaşları [135], yaptıkları çalışmalarında farklı basınç değerlerinde sıkıştırdıkları Al/Al₂O₃ nano kompozit tozlarının sıkıştırılabilirlik davranışlarını incelemişlerdir. Sıkıştırmanın ilk aşamasında, uygulanan yükün parçacıkları hareket etmeye ve boşlukları doldurmaya zorlaması ile daha fazla yeniden düzenleme ve toz parçacıklarının az miktarda plastik şekil değişimi gerçekleştirmesinden dolayı, düşük basınçlarda (<500 MPa) kompozitler için daha yüksek bir yoğunlaştırma oranı elde ettiklerini belirtmişlerdir. Yüksek basınçlarda ise (>500 MPa), plastik şekil değiştirmenin temel mekanizma olmasından dolayı daha yavaş yoğunlaşma oranı elde etmişlerdir. Ayrıca artan takviye miktarı ile kompozitlerin bağıl ham yoğunluklarının azaldığını belirtmişlerdir. Bunlara ek olarak, kompozit tozlarının plastik şekil değişim kapasitesini kıyaslamak için Panelli ve Ambrozio Filho [109] kullanmışlardır. Elde edilen plastik şekil değiştirme kapasitesi değişkeni (A) değerinin neredeyse sabit kaldığını ve takviye miktarı ile çok az azaldığını belirtmişlerdir [135].

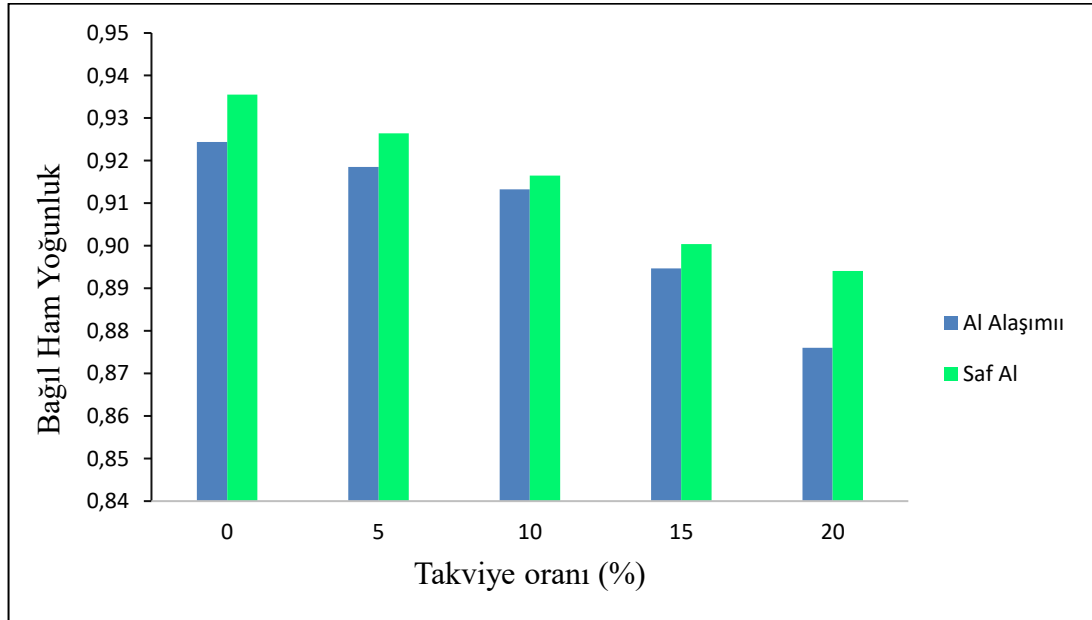
Hazırlanacak numuneler için belirlenen sıkıştırma basıncında (316,1 MPa basınçta) gerçekleştirilen sıkıştırma işlemi sonrası elde edilen numunelerin kuramsal, ham ve sinterleme sonrası yoğunluk değerleri ve bu yoğunluk değerleri kullanılarak hesaplanmış sıkıştırılabilirlik ve gözenek oranları Çizelge 7.4'te verilmiştir. Ayrıca, ham yoğunluklara ait bağıl ham yoğunlukların değişimi Şekil 7.11'de verilmektedir.

316 MPa basınç değerinde sıkıştırılmış numunelerin bağıl ham yoğunlukları incelendiğinde, saf Al ve Al alaşım ana yapıli kompozit numuneler için incelenen sıkıştırılabilirlik eğrisinde elde edildiği gibi artan takviye oranı ile azaldığı gözlemlenmiştir. Ayrıca saf Al ana yapıli kompozit numunelerin, Al alaşımı ana yapıli kompozitlere göre daha iyi yoğunlaştığı görülmektedir. Saf Al ana yapıli kompozit numuneler için yoğunlaşma oranı, artan takviye miktarına göre yaklaşık 0,94-0,90

arasında değişirken, Al alaşımı ana yapıli kompozitler için ise yaklaşık olarak 0,93-0,88 arasında değişmektedir.

Çizelge 7.4. Çalışılan kompozit numunelere ait 316 MPa değerinde elde edilen yoğunluk değerleri, sinterlenebilirlik ve gözenek oranları

Örnekler	Kuramsal Yoğunluk (g/cm ³)	Ham Yoğunluk (g/cm ³)	Sinter Yoğunluk (g/cm ³)	Sinterlenebilirlik	Gözenek (%)
Al	2,700	2,526	2,559	0,190	5,2
Al-5 TiB ₂	2,790	2,585	2,615	0,146	6,3
Al-10 TiB ₂	2,881	2,64	2,673	0,137	7,2
Al-15 TiB ₂	2,971	2,675	2,711	0,122	8,8
Al-20 TiB ₂	3,061	2,737	2,771	0,105	9,5
AA	2,817	2,604	2,682	0,366	4,8
AA-5 TiB ₂	2,902	2,665	2,730	0,275	5,9
AA-10 TiB ₂	2,986	2,727	2,790	0,243	6,6
AA-15 TiB ₂	3,070	2,747	2,820	0,226	8,2
AA-20 TiB ₂	3,155	2,764	2,850	0,220	9,7



Şekil 7.11. 316 MPa sıkıştırma basıncında kompozitlere ait bağıl ham yoğunluk değerleri

Elde edilen sonuçlar incelendiğinde, üretilen numunelerin hiçbirinde tam yoğunluğa ulaşamadığı yani gözenekli bir yapı olduğu görülmektedir. Her iki ana yapı içinde takviyesiz numunelerde en düşük gözenekli oranı ve en iyi sinterlenebilirlik gözlemlenmiştir. Ancak, artan takviye oranı ile gözenek oranının arttığı ve sinterlenebilirliğin düştüğü sonucuna ulaşılmıştır. Takviyesiz ana yapı kompozit numunelerde de gözenek oluşmasını, sıkıştırma basıncında ulaşılan yoğunlaşma oranları olduğu düşünülmektedir. Sıkıştırılmış toz, ne kadar iyi yoğunlaştırılmış olursa, sinterleme işlemini de o kadar destekler. Ancak, saf Al ana yapı kompozit numunelerde, Al alaşımı ana yapı numunelere göre daha iyi sıkıştırılabilirlik elde edilmesine rağmen sinterlenebilirlikleri sonuçları daha düşük olmuştur. Bundan dolayı da numunelerin gözenek oranları da Al alaşımı ana yapı numunelere göre daha fazladır. Bu durum seçilen sinterleme sıcaklığının (590 °C), Al alaşımı ana yapı kompozit numuneler için sıvı faz sinterleme sıcaklığı olmasından kaynaklanmaktadır [136]. Katı faz sinterleme sırasında sadece parçacıkların teması ile parçacıkların bağ oluşumu sonucu birleşme ile gözenek azalırken, sıvı faz sinterlemede ise bu gözeneklerin bir sıvı ile doldurulmasından kaynaklanmaktadır. Benzer şekilde Ayvaz [137] da yaptığı tez çalışmasında, farklı sinterleme koşullarında incelediği, %5, %10, %20 ve %30 B₄C takviyeli ve üç farklı ana yapı (Al₅Cu, Al₅Mg ve Al_{2,5}Cu_{2,5}Mg) türünde hazırladığı kompozit numunelerinin sıvı hal sinterlemedeki bağıl yoğunluk değerlerinin, katı hal sinterlemeye göre daha yüksek olduğunu belirtmiştir [137].

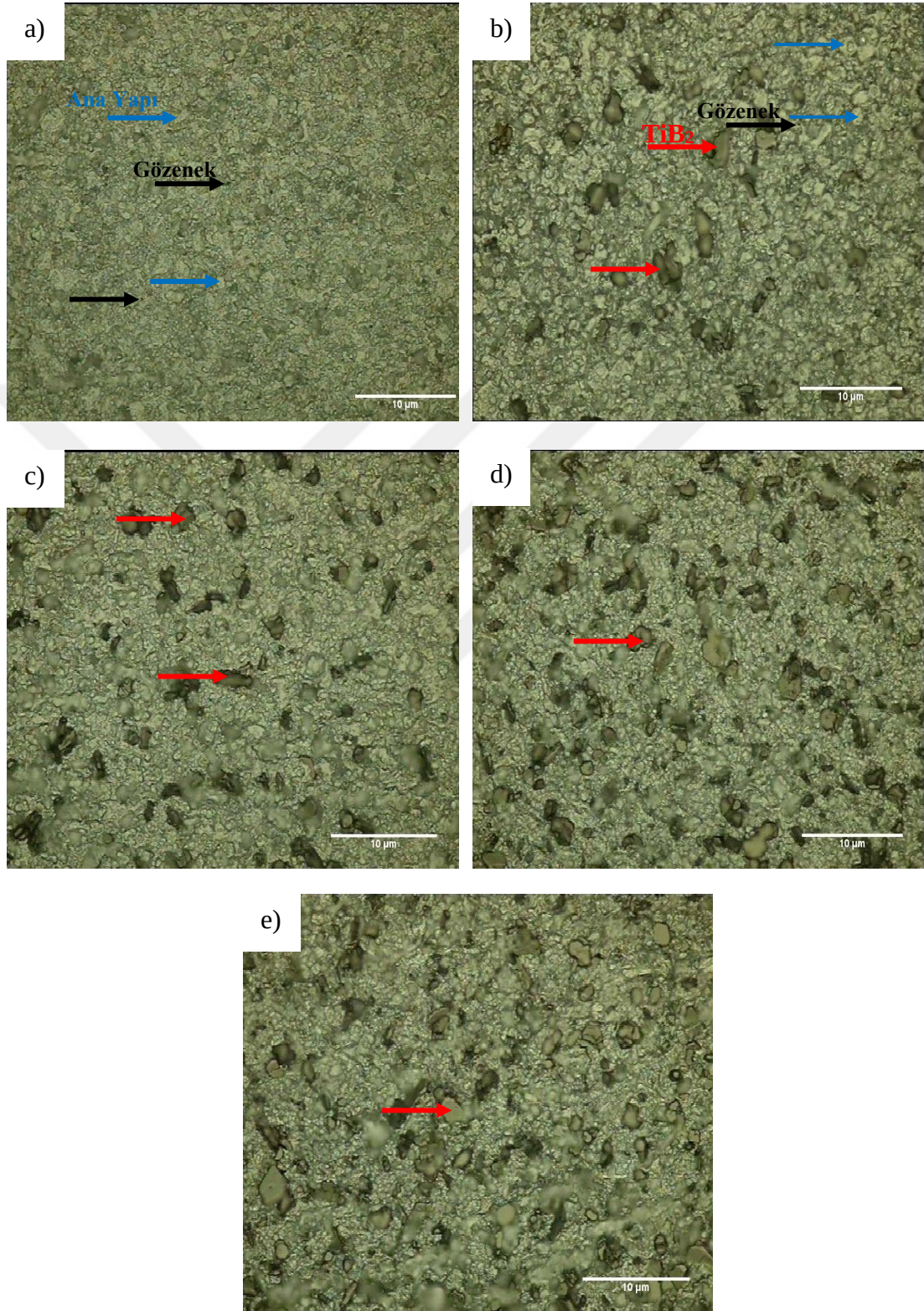
Alihosseini ve Dehghani [133], 16 saat alaşımlanmış ağırlıkça farklı takviye oranlarına sahip Al-B₄C kompozit tozlarını, 900 MPa basınç değerinde sıkıştırdıktan sonra farklı sinterleme sıcaklarında sinterlemiştir. Kuramsal, ham ve sinter sonrası yoğunluklarını belirledikleri kompozitlerin, artan takviye ile bağıl ham yoğunluğunun ve sinterlenebilirlik değerlerinin düştüğünü belirtmişlerdir. Ayrıca, artan sinterleme sıcaklığı ile de sinterlenebilirlik değerlerinin arttığını gözlemlemiştir [133]. Benzer şekilde Jeyasimman ve arkadaşları [130-132] da yaptıkları çalışmalarında, mekanik alaşımlama ile hazırladıkları Al 6061 alaşımı ana yapı ve sırası ile karbon nanotüp, γ -Al₂O₃ ve karma TiC+Al₂O₃ nano parçacıkları ile takviye ettikleri kompozit tozlarının, artan takviye miktarı ile bağıl ham yoğunluk ve sinterlenebilirlik değerlerinin düştüğünü ifade etmişlerdir. Ayrıca, artan sinterleme sıcaklığı ile sinterlenebilirlik değerlerinin de arttığını ifade etmişlerdir [130-132].

7.3 İç Yapı Özellikleri

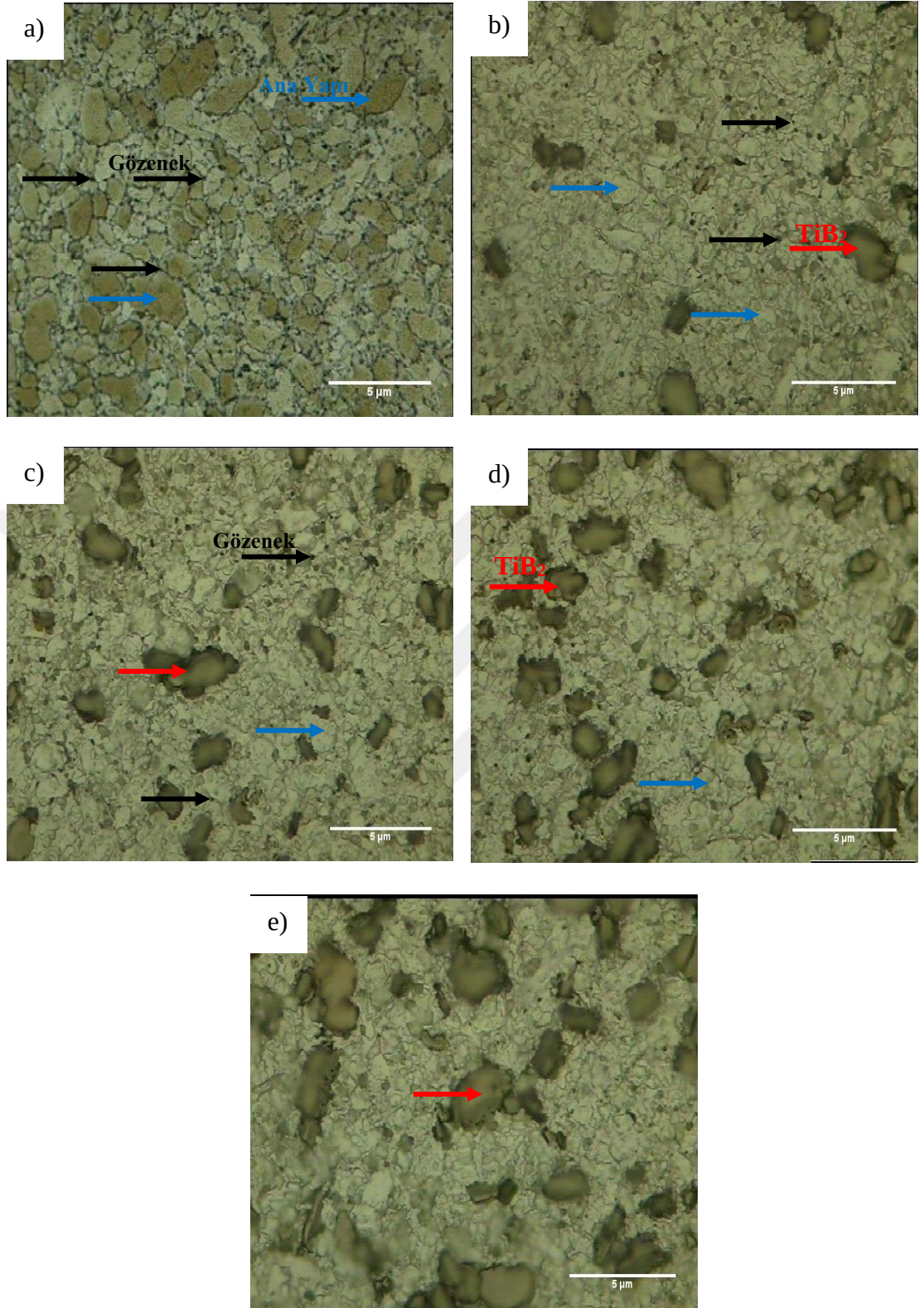
İç yapı özellikleri, ışık mikroskobu, TEM ve XIK incelemeleri yapılarak üç aşamada gerçekleştirilmiştir. İlk aşama olarak gerçekleştirilen ışık mikrobi ile incelemelerinde, sinterleme sonrası saf Al ve Al alaşımı ana yapılı numuneler ile T6 ve tavlama ısı işlemleri yapılmış Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerin iç yapı özellikleri araştırılmıştır. İkinci aşamada ise, tavlama ve T6 ısı işlemleri uygulanmış Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerin iç yapı özelliklerine TEM incelemeleri ile devam edilmiştir. Bu incelemeler, numunelerde tane boyutu, seramik parçacık dağılımını belirleyebilmek için İEG ve EDS yöntemleri kullanılarak TEM incelemeleri yapılmıştır. Sonrasında oluşan çökeltileri daha iyi görüntüleyebilmek için geri saçılımlı elektron görüntüleme (GSE) işlemi ve çökelti olduğu düşünülen beyaz kümeler üzerinden EDS analizleri alınmıştır. En son aşamada ise, XIK incelemeleri ile tavlama ve T6 ısı işlemleri yapılmış Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerde oluşan çökeltiler belirlenmeye çalışılmıştır.

Al ana yapılı kompozit numunelerin sinterleme sonrası ve AA ana yapılı kompozitlerin de sinterleme, T6 ve tavlama ısı işlemleri sonrası alınan ışık mikroskobu görüntüleri sırası ile Şekil 7.12-7.15 verilmektedir. Ayrıca, T6 ve tavlama ısı işlemleri yapılmış Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerine ait İEG modunda alınan TEM görüntüleri de Şekil 7.16 ve 7.17’de gösterilmektedir. Alınan görüntüler incelendiğinde, özellikle %10, %15 ve %20 TiB₂ seramik parçacık takviyeli kompozit numunelerde topaklanmaların gözlemlenmesine rağmen genel dağılımın düzgün olduğu görülmektedir. İncelenen görüntülerden kompozit numunelerin gözenekli bir yapıda oluştuğu sonucu elde edilmiştir. Oluşan gözenekler, şekiller üzerinde siyah yuvarlak noktalar olarak görülmektedir. Ancak, tane sınırlarında oluşan gözeneklerin dışında yüzey hazırlama işlemi sırasında yüzeyden kopan parçalardan dolayı da farklı boyutlarda siyah noktalar yüzeyde bulunmaktadır. Her iki ana yapı türünde de ana yapıya eklenen seramik parçacık miktarı ile kompozitlerin tane boyutlarında küçülme olduğu alınan iç yapı görüntülerinden görülmektedir. Ayrıca, T6 ısı işlemi yapılmış AA ana yapılı kompozit numunelerinden elde edilen iç yapı görüntüleri, AA ana yapılı kompozitlerinin sinterleme sonrası elde edilen iç yapıları ile benzerlik gösterirken tavlama AA ana yapılı kompozitlerinin ise daha farklı bir iç yapıya sahip olduğu

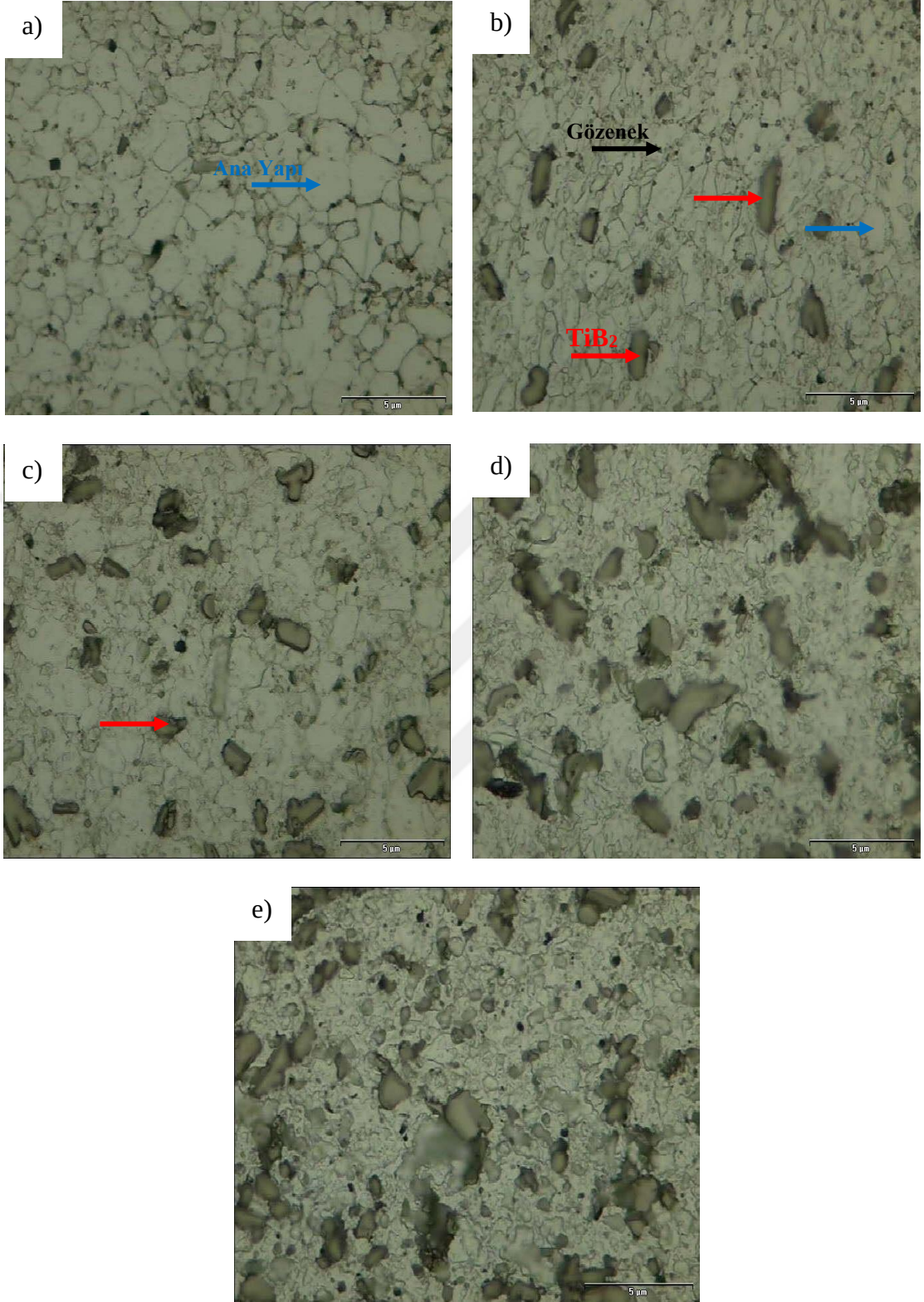
görülmüştür. AA ana yapıli kompozitlerde, tavlama işlemleri sonrası elde edilen tanelerin daha küresel ve küçük olduğu görülmektedir.



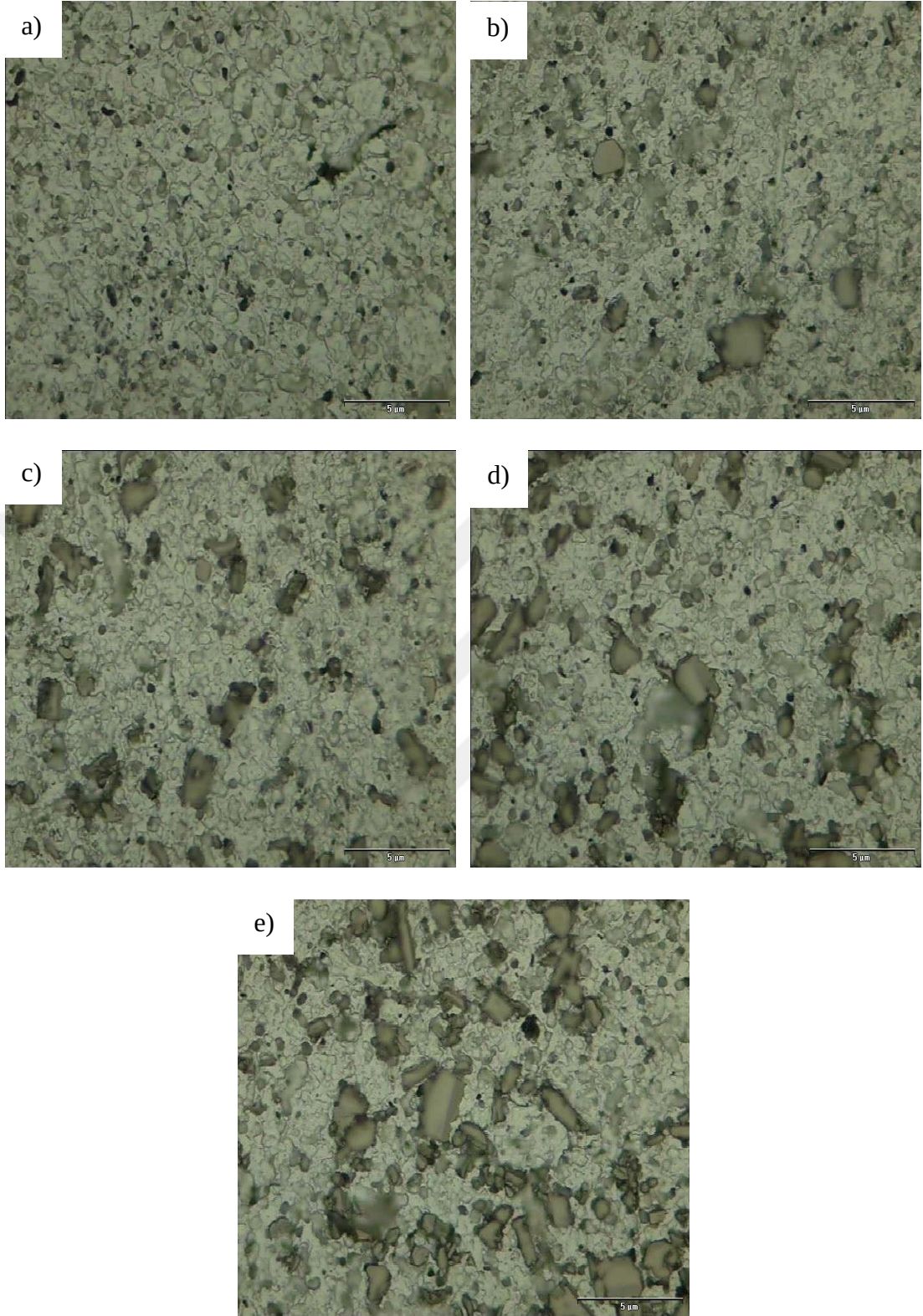
Şekil 7.12. Al ana yapıli kompozit numunelerin üretim sonrası dağlama yapılarak alınan ışık mikroskobu görüntüleri (x500); a) Al, b) Al-5 TiB₂, c) Al-10 TiB₂, d) Al-15 TiB₂, e) Al-20 TiB₂



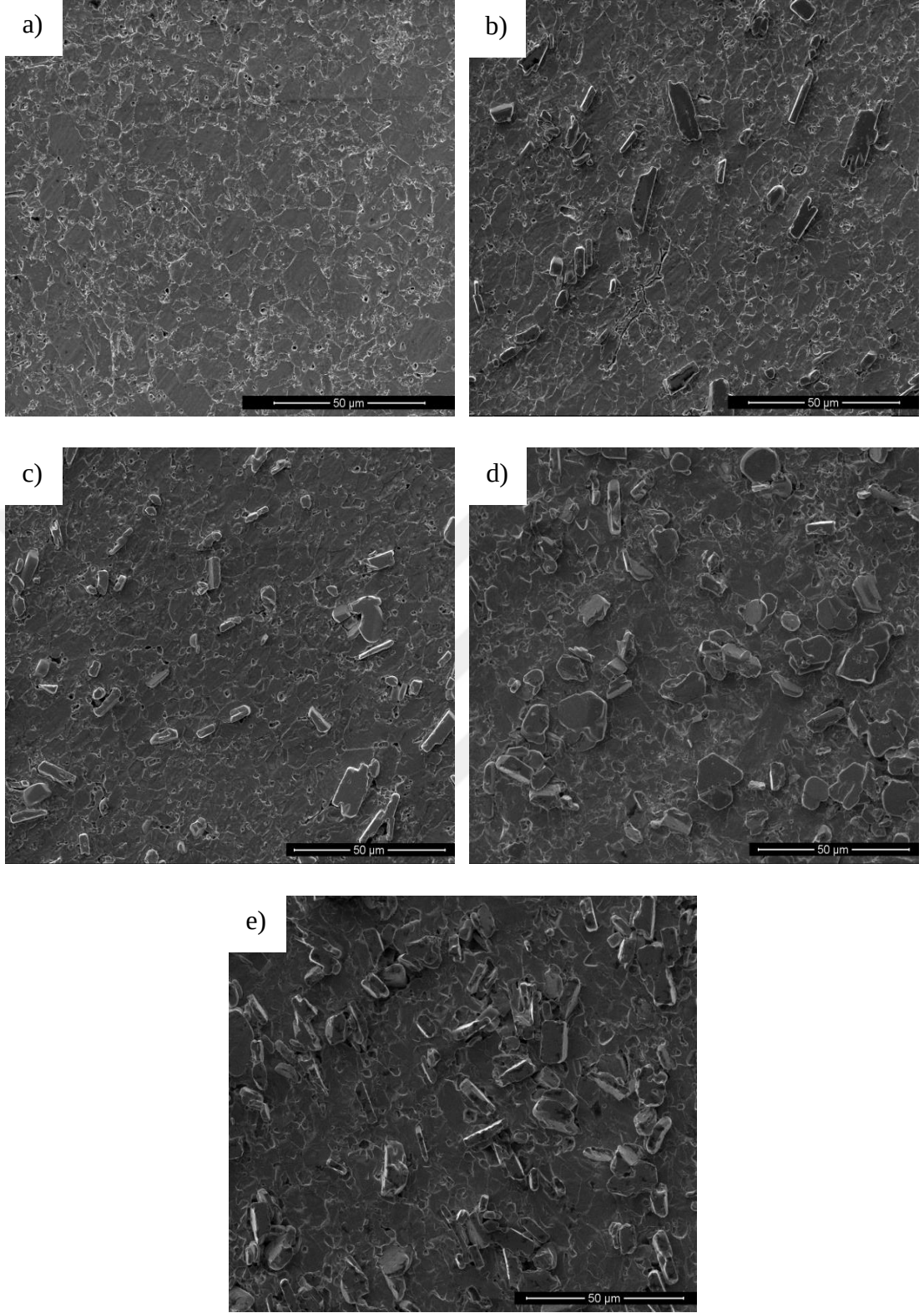
Şekil 7.13. AA ana yapıli kompozit numunelerin üretim sonrası dağlama yapılarak alınan ışıık mikroskobu görüntüleri (x1000); a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂,



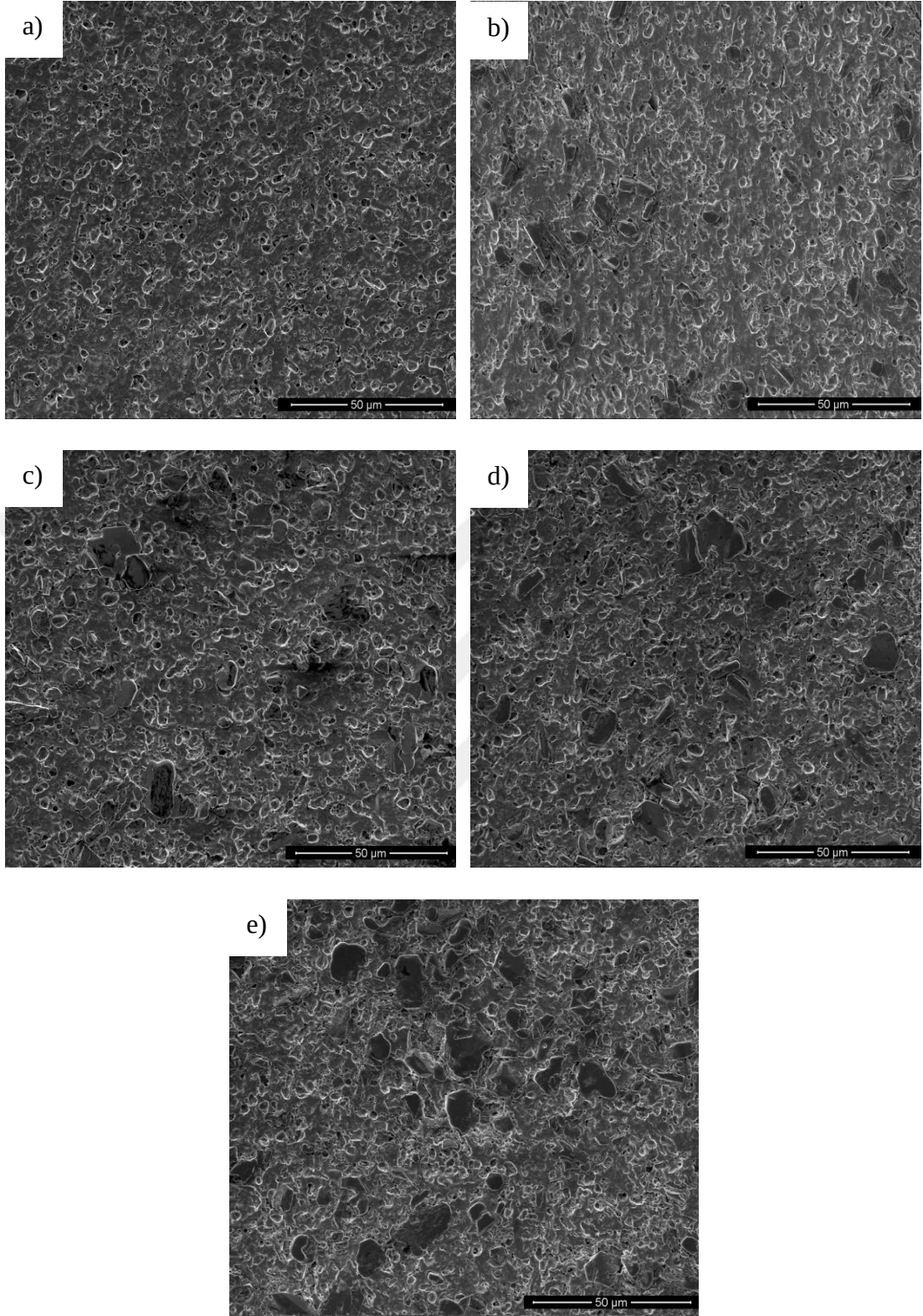
Şekil 7.14. AA ana yapıli kompozit numunelerin yaşlandırma (T6) işleminden sonra dağlama yapılarak alınan ılık mikroskobu görüntüleri (x1000); a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂



Şekil 7.15. AA ana yapıli kompozit numunelerin tavlama işleminde sonra dağlama yapılarak alınan ışık mikroskobu görüntüleri (x1000); a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂



Şekil 7.16. AA ana yapılı kompozit numunelerin yaşlandırma (T6) işleminden sonra dağlama yapılarak alınan TEM görüntüleri (x2000); a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂

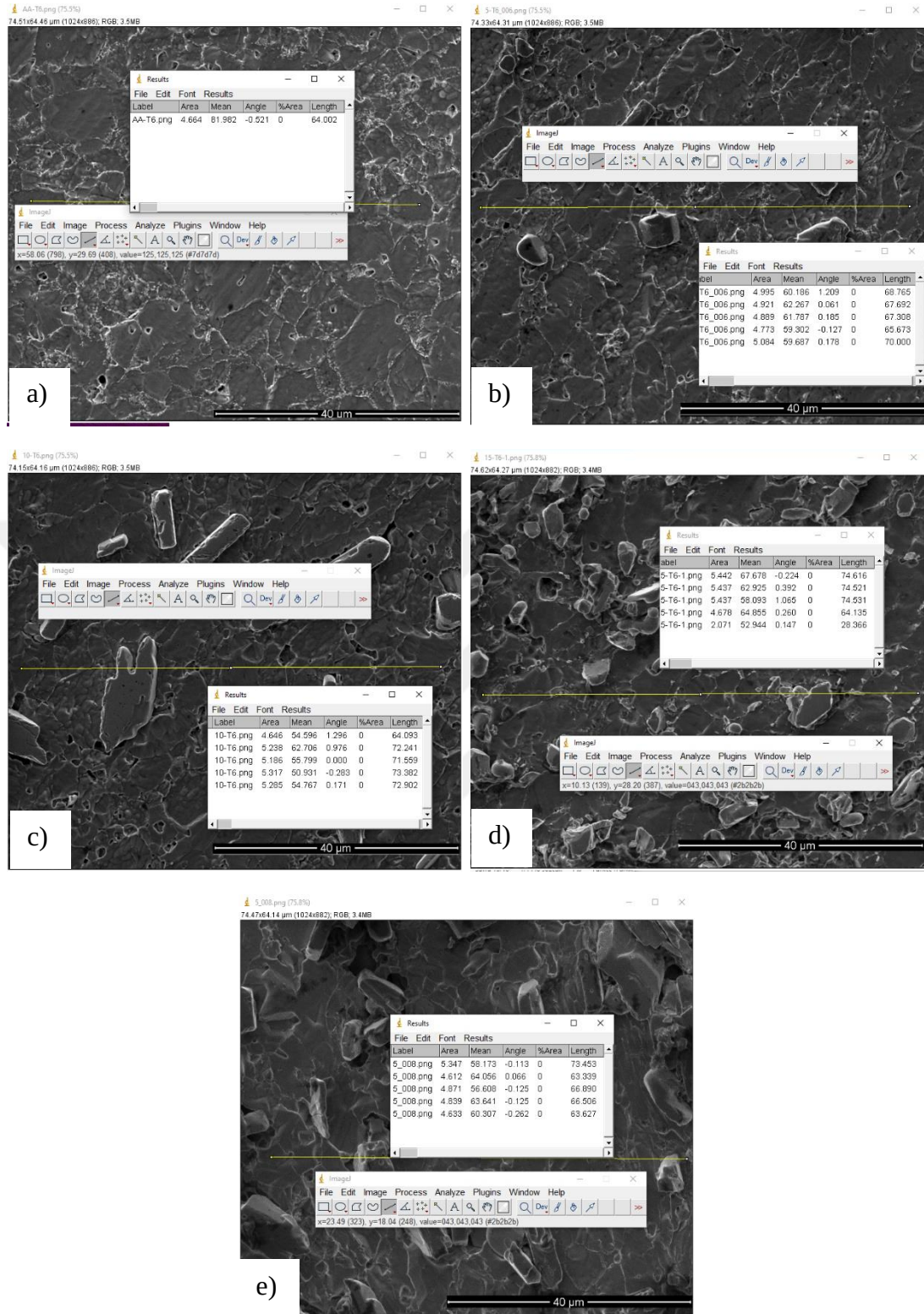


Şekil 7.17. AA ana yapıli kompozit numunelerin tavlama işleminden sonra dağlama yapılarak alınan TEM görüntüleri (x2000); a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂

Kompozit numunelerin ana yapı tane boyutunun artan takviye oranıyla değişimi, T6 ısıtıl işlemi yapılmış Al alaşımı ana yapı kompozit numunelerin 4000 büyütmedeki TEM görüntülerini kullanılarak, ImageJ [138] yazılım programı ile belirlenmiştir. Bu işlem ile ortalama parçacık boyutu, numunelerin içyapı görüntüsüne yatay bir çizgi çekilerek çizginin üzerinden geçtiği toplam tane sayısı belirlenmiş ve elde edilen çizgi uzunluğunu tane sayısına bölünmesi (Denklem 7.1) ile hesaplanmıştır. Her numuneden 5 adet çizgi çekilerek hesaplamalar yapılmış ve ortalama değer alınmıştır. Örnek içyapı resimleri Şekil 7.18’de verilmiştir. Ayrıca, her bir ölçüm için çizgi uzunlukları ve çizgi üzerindeki ana yapıya ait tane sayıları Çizelge 7.5’te verilmiştir. Çizelgede verilen uzunluklarda, seramik takviyeli örneklerde ölçülen uzunluk üzerine gelen seramik parçacıklarının uzunluğu ve sayısı çıkartılarak ölçülen sonuçlar verilmiştir. Bunlara ek olarak, hesaplanan ortalama tane boyutlarının takviye oranına göre değişimi Şekil 7.19’de verilmektedir. Elde edilen sonuçlar, seramik parçacıkların ve miktarının, kompozitin ana yapısının ortalama tane boyutunu küçültücü bir etki oluşturduğunu ortaya koymuştur.

$$\text{Ortalama Tane Boyutu} = \frac{\text{Çizgi Uzunluğu}}{\text{Tane Sayısı}} \quad (7.1)$$

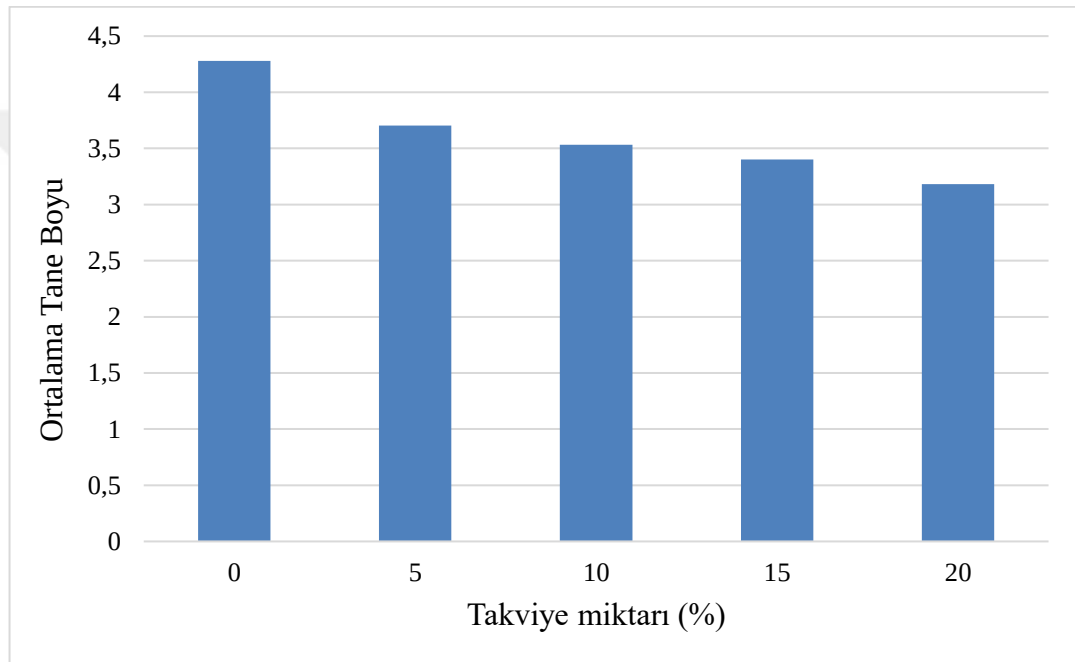
Dong ve arkadaşları [54], yüksek basınç altında kalıba döküm (YBKD) işlemi ile hazırladıkları nano parçacık takviyeli AlSiMgCu/TiB₂ kompozitine, nano parçacıklarının ilavesi ile tane yapısında incelmeye olduğunu ve bu durumun da kompozitin mekanik özelliklerinin iyileşmesine olumlu bir etki oluşturduğunu belirtmişlerdir [54]. Ayrıca, Gao ve arkadaşları [139] da ağırlıkça %3, %6 ve %9 TiB₂ ile takviye ettikleri TiB₂/7050 kompozit numunelerinde artan takviye oranı ile tane boyunun küçüldüğünü belirtmişlerdir [139]. Benzer şekilde Agrawal ve arkadaşları [19] da tuz-metal tepkimesi ile sentezledikleri Al-TiB₂ (ağırlıkça %0, %5 ve %8) kompozit numunelerinde TiB₂’nin tane inceltme üzerindeki etkisinin çok belirgin olduğunu ve TiB₂ parçacık miktarı arttıkça tane boyutunun küçüldüğünü söylemişlerdir. Yaptıkları çalışmada tane incelmesinin nedeni olarak, katılaşma işlemi sırasında oluşan TiB₂ parçacıklarından dolayı α-Al’un büyümesinin engellenmesini ve α-Al’un büyümesi için çekirdeklenme yerleri olarak görev gören TiB₂ parçacıklarını göstermişlerdir [19].



Şekil 7.18. T6 ısıtılmış AA ana yapılı kompozit numunelerin ana yapılarının ortalama parçacık boyutunun hesaplanması; a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂

Çizelge 7.5. T6 ısıt işlemleri yapılmış AA ana yapıları kompozit numunelerin ana yapılarının ortalama parçacık boyutu hesaplamalarında, ölçülen çizgi uzunlukları ve tane sayıları

AA		AA-5 TiB ₂		AA-10 TiB ₂		AA-15 TiB ₂		AA-20 TiB ₂	
Uzunluk (μm)	Tane Sayısı	Uzunluk (μm)	Tane Sayısı	Uzunluk (μm)	Tane Sayısı	Uzunluk (μm)	Tane Sayısı	Uzunluk (μm)	Tane Sayısı
69,882	17	65,592	19,0	58,233	17	65,385	20	58,481	23
64,002	17	67,692	18,0	54,587	16	65,566	18	55,757	17
60,724	13	65,094	15,0	61,008	17	44,047	14	57,190	23
67,009	15	65,673	20,0	64,556	17	54,511	16	57,290	15
70,202	16	70,000	19,0	68,772	20	28,366	8	56,621	15

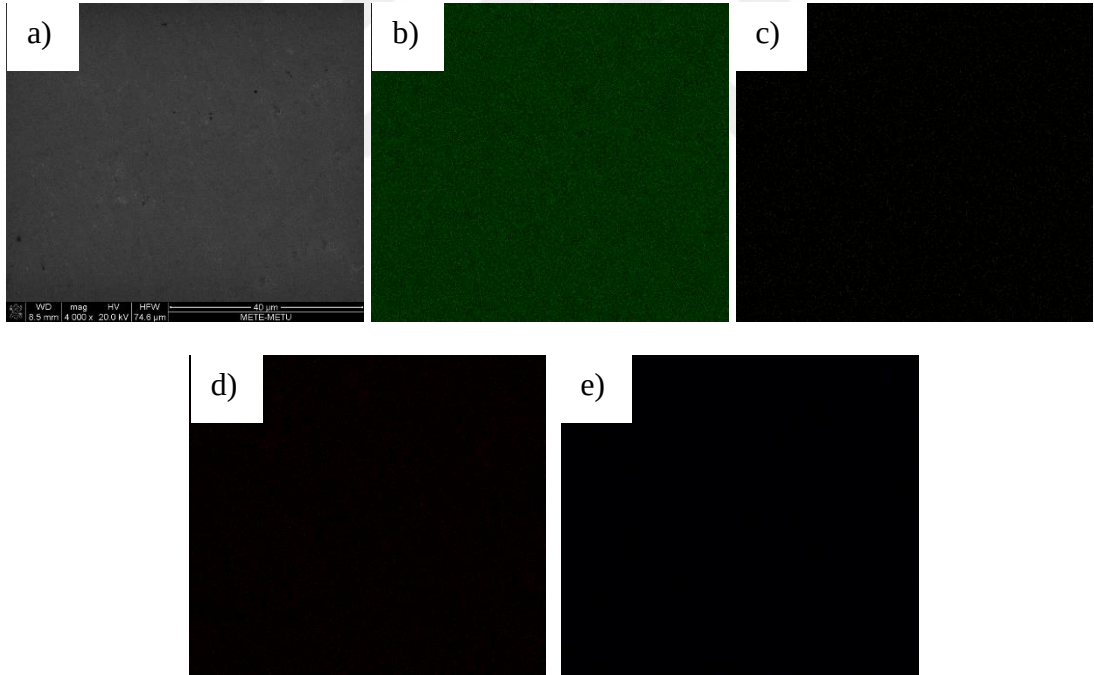


Şekil 7.19. T6 ısıt işlemleri yapılmış AA ana yapıları kompozit numunelere ait ortalama tane boyutları

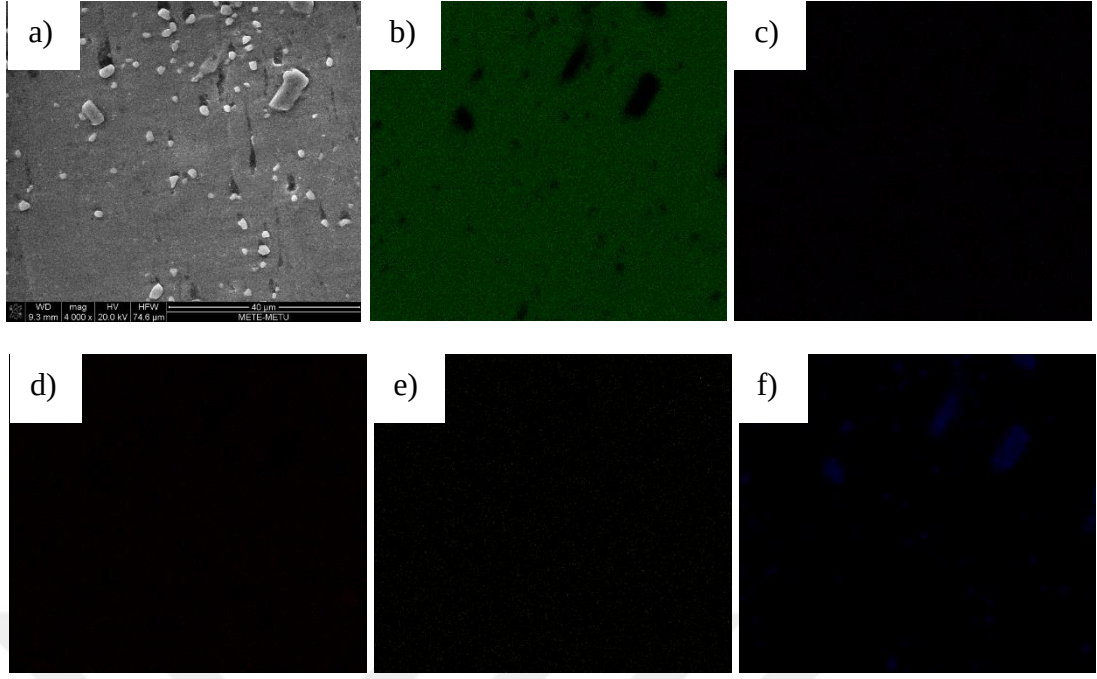
Mevcut çalışma ile benzer şekilde bir davranış elde eden Gan ve arkadaşları [33] da tuz-metal tepkimesi ile elde ettikleri Al 7075/TiB₂ kompozit numunelerinin farklı soğuma hızlarında, TiB₂ parçacıklarının dağılımı ve boyutunun değişimini incelemiştir. TiB₂ miktarının artmasıyla ortalama tane boyunun azaldığını belirtmişlerdir. %3,0 ve %4,5 TiB₂/7075 Al ana yapıları kompozitlerinin ortalama tane boyutlarının, 20°C/dak. soğutma hızında sırasıyla 107 μm ve 66 μm'ye ulaştığını bulmuşlardır. Ayrıca TiB₂/7075 Al ana yapıları kompozitlerinin tane boyutlarını, soğutma hızı 1°C/dak. değerine düşürüldüğünde %3,0 ve %4,5 TiB₂/7075 Al kompozitleri için sırasıyla 236 μm ve 165 μm olarak belirtmişlerdir. Elde ettikleri

sonuçlarda, ortalama tane boyutlarının, soğutma hızının düşmesiyle arttığını ve takviye miktarı ile azaldığını gözlemlemişlerdir [33].

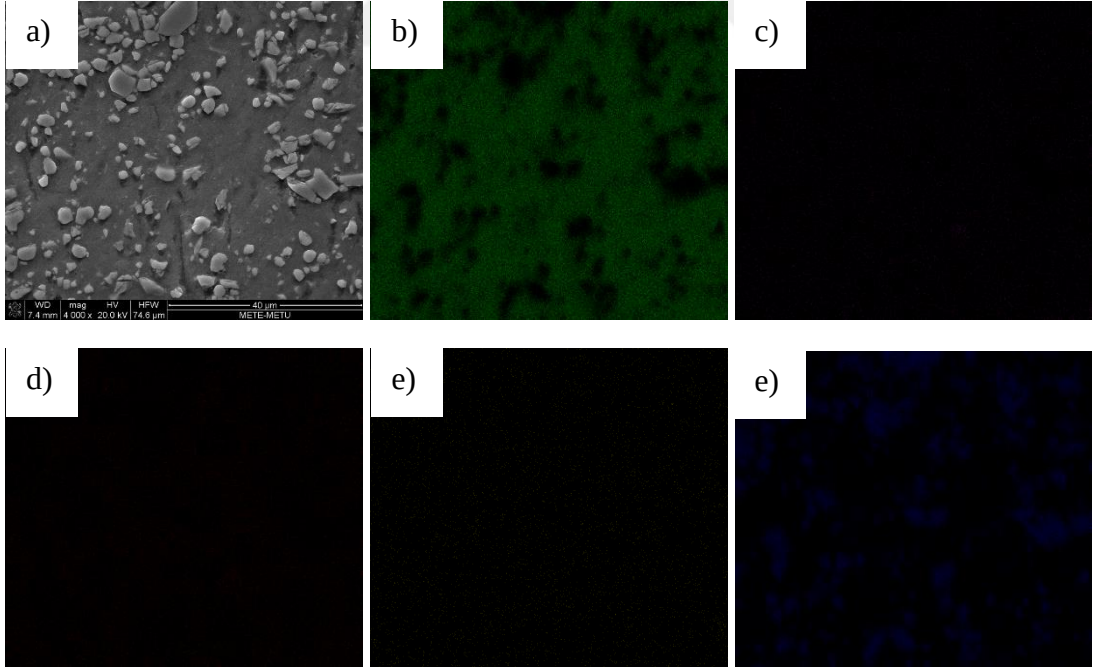
Yapılan bu çalışmalara ek olarak, alaşım elementlerinin de kompozit içerisinde dağılımını gözlemleyebilmek için T6 ısıtıl işlemi yapılmış Al alaşım ana yapılı kompozit numunelere TEM cihazında analitik haritalama incelemeleri yapılmıştır. Bu incelemelerin yapılacağı örnekler, İEG yapılan örneklerden farklı olarak, parlatma işleminden sonra dağlama yapılmadan hazırlanmış ve bu şekilde parlatılmış yüzeylerde incelemeler gerçekleştirilmiştir. Yapılan incelemelere ait görüntüler Şekil 7.20-7.24'te verilmektedir. Sonuçlar incelendiğinde, elementlerin ve TiB_2 seramik parçacıklarının, kompozit içerisinde düzgün bir dağılım sergilediği görülmektedir. Sadece %20 TiB_2 takviyeli kompozit numunesinde bulunan Cu elementini bir bölgede çok az miktarda topaklandığı gözlemlenmiştir.



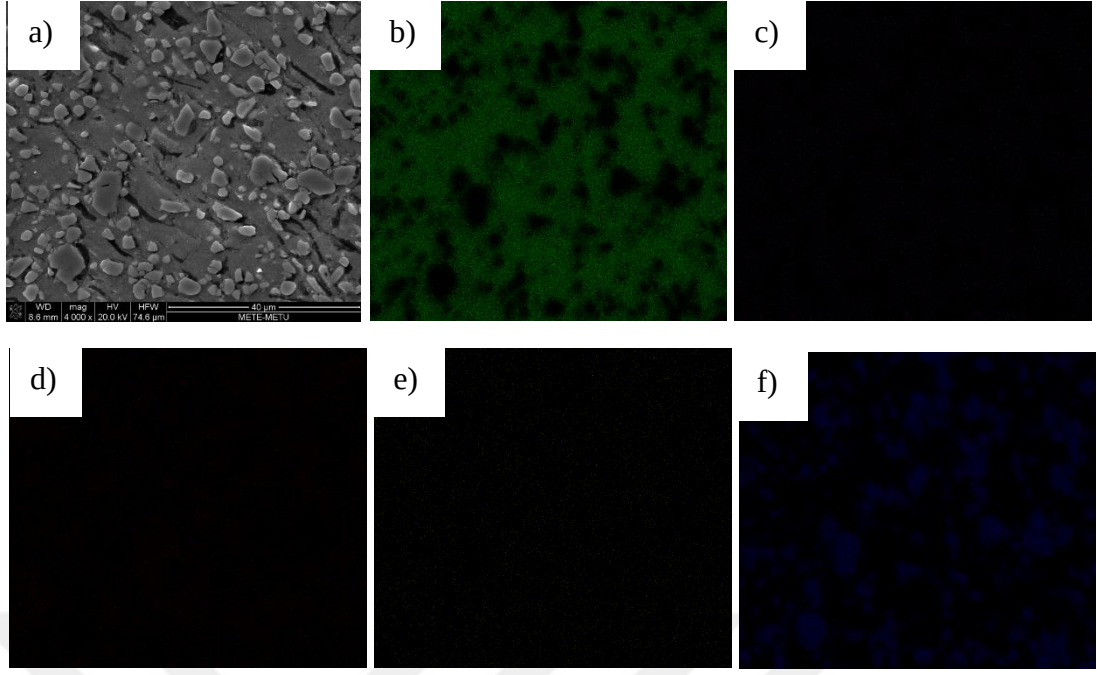
Şekil 7.20. T6 ısıtıl işlemi yapılmış AA numunesinde elementlerin dağılımı a) kompozitin iç yapısı, b) Al, c) Zn, d) Mg ve e) Cu



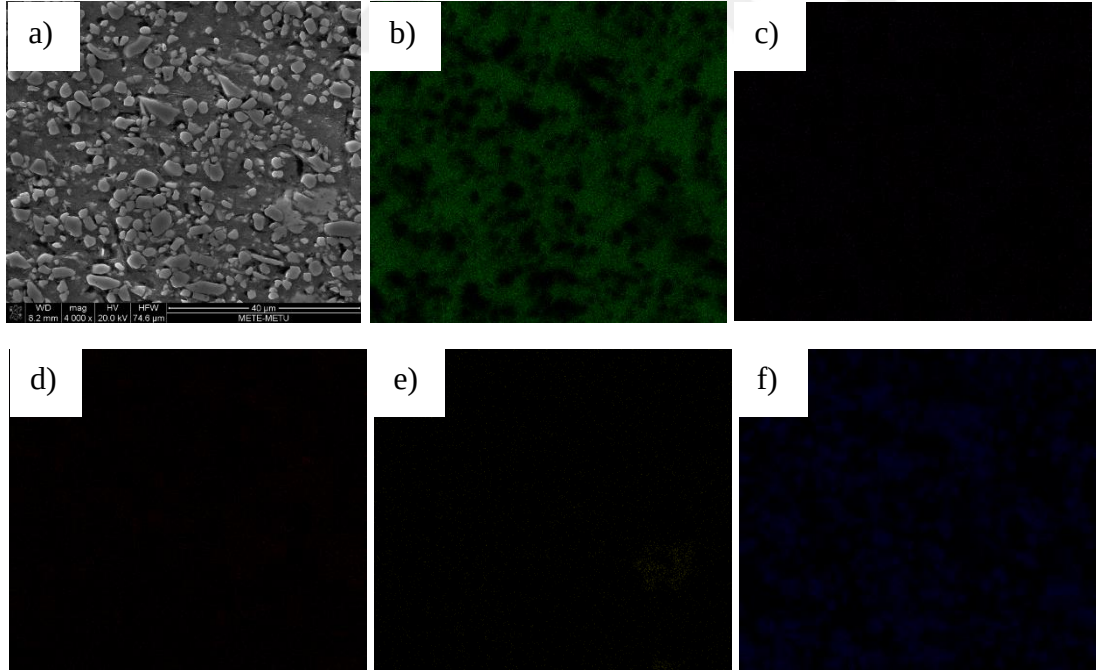
Şekil 7.21. T6 ısıt işlemleri yapılmış AA-5 TiB₂ kompozit numunede elementlerin ve TiB₂ parçacıklarının dağılımı a) kompozitin iç yapısı, b) Al, c) Zn, d) Mg, e) Cu ve f) TiB₂



Şekil 7.22. T6 ısıt işlemleri yapılmış AA-10 TiB₂ kompozit numunede elementlerin ve TiB₂ parçacıklarının dağılımı a) kompozitin iç yapısı, b) Al, c) Zn, d) Mg, e) Cu ve f) TiB₂



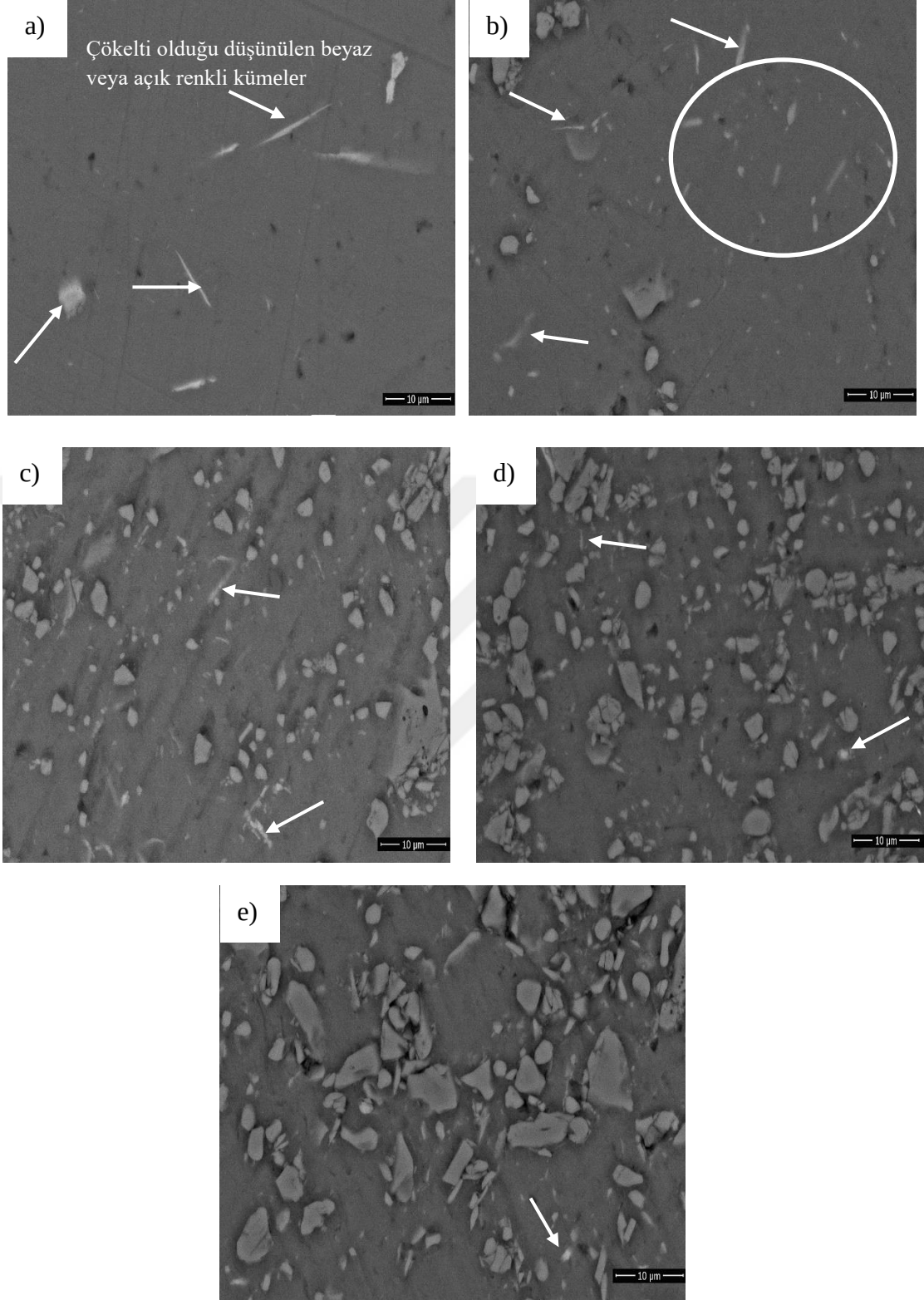
Şekil 7.23. T6 ısıt işlemleri yapılmış AA-15 TiB₂ kompozit numunede elementlerin ve TiB₂ parçacıklarının dağılımı a) kompozitin iç yapısı, b) Al, c) Zn, d) Mg, e) Cu ve f) TiB₂



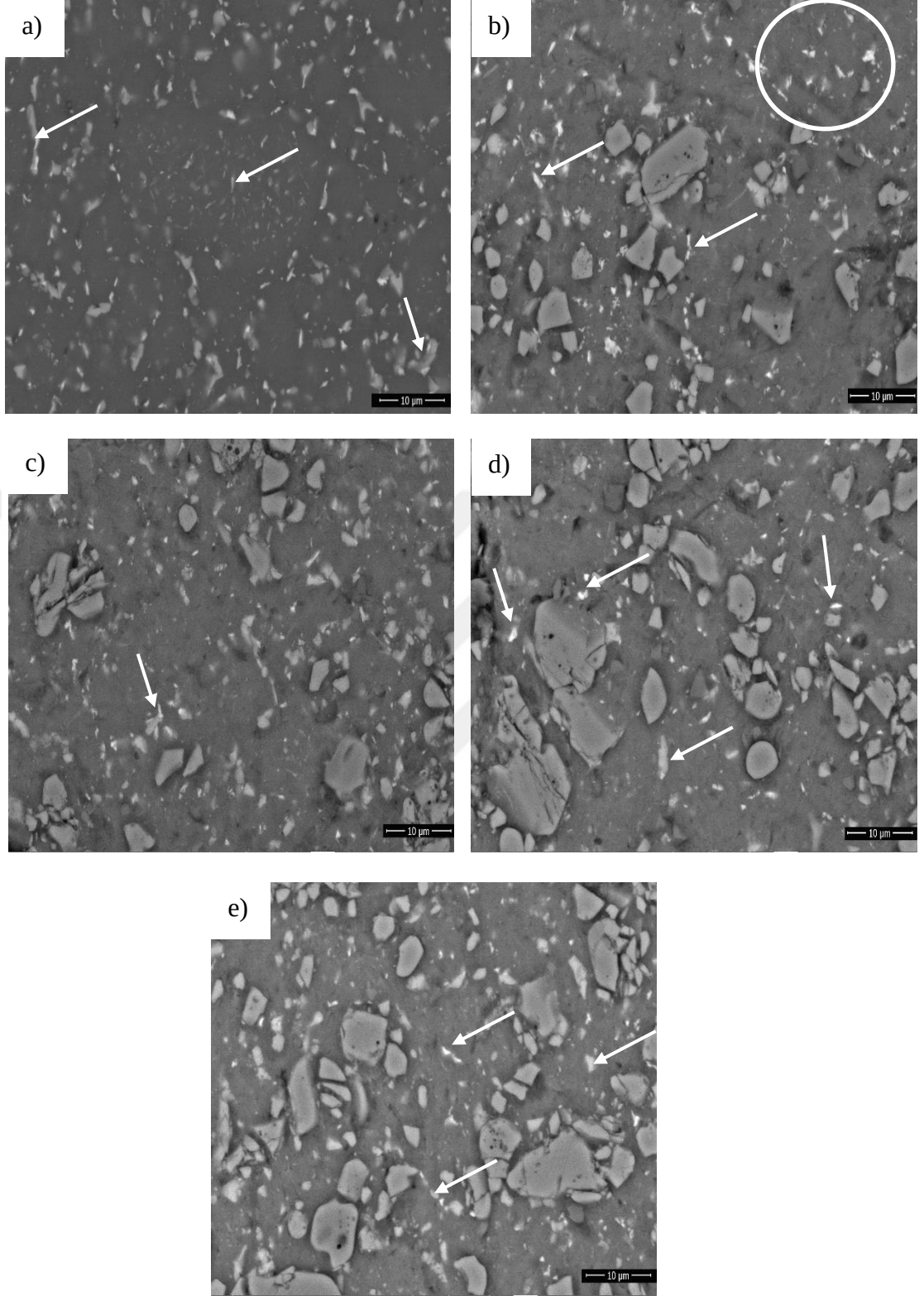
Şekil 7.24. T6 ısıt işlemleri yapılmış AA-20 TiB₂ kompozit numunede elementlerin ve TiB₂ parçacıklarının dağılımı a) kompozitin iç yapısı, b) Al, c) Zn, d) Mg, e) Cu ve f) TiB₂

Al alaşıımı ana yapılı kompozit numunelere gerçekleştirilen ısıt işlemler sonucunda oluşması beklenen çökeltiiler, tavlama ve T6 ısıt işlemleri yapılmış Al alaşıımı ana yapılı kompozit numunelerden alınan İEG görüntüleri ile görüntülenememiştir. Bu sebepten dolayı aynı tür örneklerin ayrıca GSE görüntüleri de alınmıştır. GSE için hazırlanan örnekler, analitik haritalama için hazırlanan örnekler ile benzer şekilde hazırlanmış ve incelemeler sadece parlatma yapılmış yüzeylerde gerçekleştirilmiştir. Alınan görüntüler Şekil 7.25 ve 7.26'da verilmektedir. Görüntülerde her iki ısıt işlem türünde de çökelti olduğu düşünülen beyaz veya açık renkli kümelerin varlığı görülmektedir. Oluşan bu kümelerin, artan seramik parçacık miktarı ile boyutunun ve miktarlarının azaldığı tespit edilmiştir. Ayrıca takviyeli kompozit numunelerde, belirgin bir şekilde oluşan beyaz veya açık renkli kümelerin seramik parçacıklardan daha uzak noktalarda oluştuğu görülmüştür. Tavlama yapılmış kompozit numunelerden alınan görüntülerde oluşan kümelerin, T6 yapılmış örneklerle göre daha fazla ve büyük olduğu belirlenmiştir.

Xue ve arkadaşları [17], hacimce %5 TiB₂ takviyeli 2014 Al alaşıımı ana yapılı kompozite ve 2014 Al alaşıımına, 773 K'de çözeltiye alma işleminden sonra 423, 443 ve 463 K sıcaklıklarda yaşlandırma işlemi yapmışlardır. Yaşlandırmanın yapıldığı üç sıcaklıkta da alaşıma göre seramik parçacık takviyeli kompozitte oluşan GP bölgelerinin hacim oranlarının azaldığını belirtmişlerdir. Bunun tuz-metal tepkimesi ile oluşturdukları TiB₂ parçacıklarının, 2014Al alaşım ana yapı içerisinde birçok ara yüze girmesinin ve bunun da ana yapıdaki tüm boş yer konsantrasyonunu azaltmasından dolayı da GP bölgelerinin oluşumunun baskılandığını söylemişlerdir [17]. Benzer şekilde Liu ve arkadaşları [26] da yaptıkları çalışmalarında ağırlıkça %6 TiB₂/7050 Al kompozitlerine uyguladıkları yapay yaşlandırma işlemine, TiB₂ parçacıklarının etkisini açıklamışlardır. Yaptıkları incelemeleri kompozit numunenin TiB₂ parçacıklarının çok ve az olduğu bölgelere göre değerlendirmişlerdir. TiB₂ parçacıklarının fazla olduğu alanların, TiB₂ parçacıklarının az bulunan alana göre, daha yüksek yoğunlukta ve küçük boyutlu çökeltilere sahip olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca, η' -fazının TiB₂ parçacıklarının az olduğu alanlarda fazla olduğu alanlara göre daha büyük olduğunu söylemişlerdir. Bu durumda, TiB₂ parçacıklarının dislokasyonlarda oluşan çökeltiilerin oluşum gücünü azaltıcı bir etki oluşturmamasından kaynaklanabileceğini belirtmişlerdir [26].



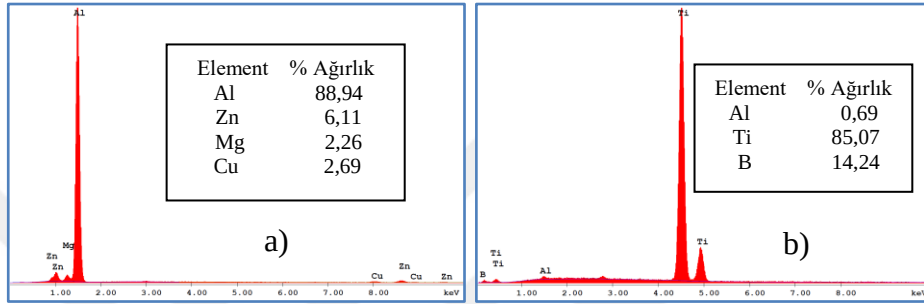
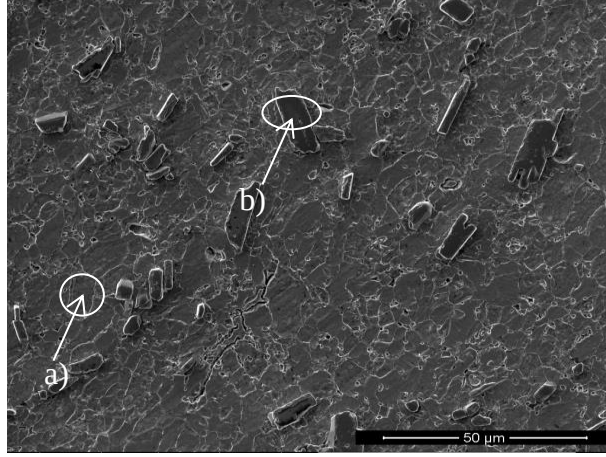
Şekil 7.25. AA ana yapıllı kompozit numunelerin yaşlandırma (T6) işleminden sonra dağlama yapılmadan alınan GSE görüntüleri (x3000); a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂



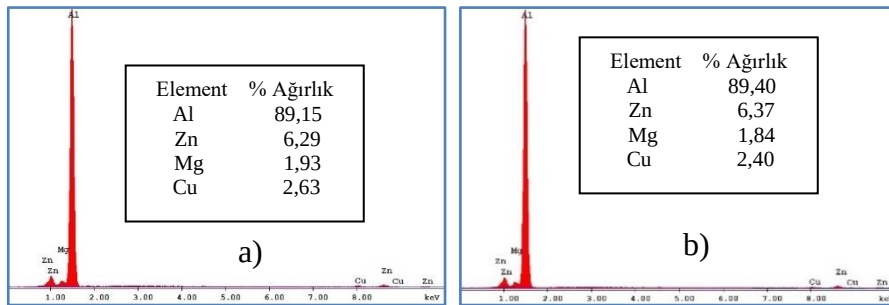
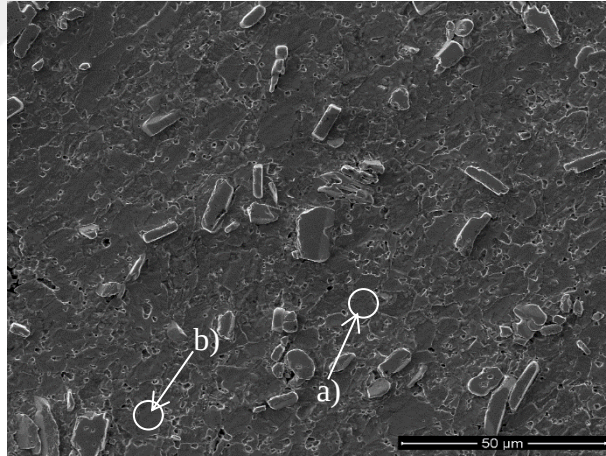
Şekil 7.26. AA ana yapılı kompozit numunelerin tavlama işleminden sonra dağlama yapılmadan alınan GSE görüntüleri (x3000); a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂

TEM cihazında İEG ve GSE incelemeleri yapılan belirli numunelerin, ana yapı seramik parçacıkların ve oluşan çökeltilerin bileşimlerinin yaklaşık olarak tahmin edilebilmesi için EDS incelemeleri yapılmıştır. T6 ısıtıl işlemi yapılmış AA-5 TiB₂ ve AA-10 TiB₂ seramik parçacık takviyeli örneklerin İEG görüntülerinde, tane içi ve seramik parçacıklar üzerinden alınan EDS ile seramik parçacıkların ve tane içlerinin kimyasal bileşimi yaklaşık olarak belirlenmeye çalışılmıştır. Ayrıca T6 ve tavlama ısıt işlemleri yapılmış, AA, AA-5 TiB₂ ve AA-10 TiB₂ parçacık takviyeli numunelerin GSE görüntülerin üzerinden alınan EDS ile de çökelti olduğu düşünülen beyaz veya açık renkli kümelerin bileşimi hakkında yorum yapılmıştır. Alınan EDS sonuçları, Şekil 7.27-7.34'te verilmektedir.

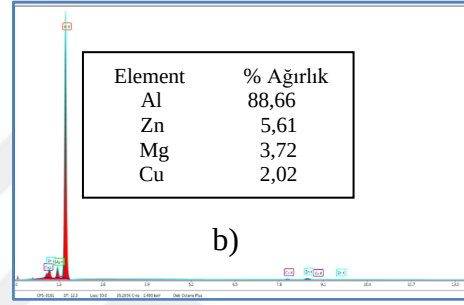
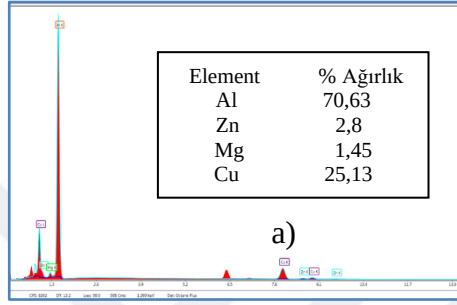
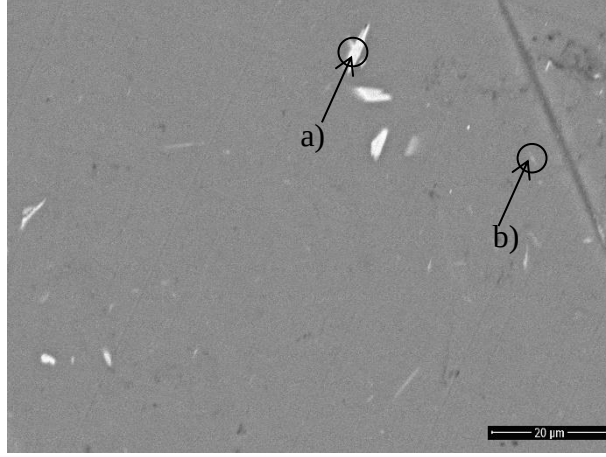
Şekil 7.27 ve 7.28 alınan görüntüler incelendiğinde, tane içinden alınan EDS sonuçlarının kullandığımız alaşımın bileşimine çok benzer olduğu gözlemlenmiştir. Ancak, Mg elementine ait ağırlık oranın AA-10 TiB₂ takviyeli kompozit numunede bir miktar azaldığı belirlenmiştir. Ayrıca, seramik parçacık üzerinden alınan EDS sonuçlarının verdiği Ti ve B oranı ile parçacığın TiB₂ olma durumu ortaya konulmuştur. Şekil 7.29 ve 7.30'da T6 ve tavlama ısıt işlemlerinin yapıldığı Al alaşımlarında oluşan çökeltiler hakkında yorum yapılmaya çalışılmıştır. Veriler incelendiğinde, iki ısıtıl işlem koşulu içinde çökelti olduğu düşünülen beyaz veya açık renkli kümeler üzerinden alınan EDS sonuçlarının, çalışmada kullanılan alaşımın ve tane içlerinden alınan EDS sonuçlarından farklı olduğu görülmektedir. Tavlama ve T6 ısıtıl işlemi yapılmış örneklerden alınan Al, Zn, Cu ve Mg element oranları ile iki ısıtıl işlemde farklı ara metalik bileşiklerin oluşma durumunun olduğu görülmektedir. Ayrıca, tüm incelenen GSE görüntüleri üzerinden alınan EDS sonuçlarının birbirinden farklı element bileşimleri vermesi, aynı malzemede oluşacak çökeltilerinde birbirinden farklı olma durumunu ortaya koymaktadır. Al ve Mg elementlerinin oranlarında da değişim olmasına rağmen elde edilen sonuçlarda Zn ve Cu element oranlarının çok daha belirgin bir şekilde değiştiği gözlemlenmiştir. Yapılan incelemelerde de kaba olan beyaz kümelerden alınan EDS sonuçlarının Cu elementince zenginken, ince olanların ise Zn elementince zengin olduğu da görülmektedir.



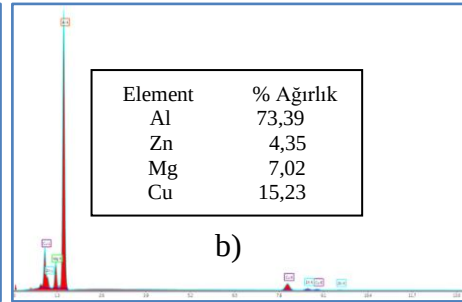
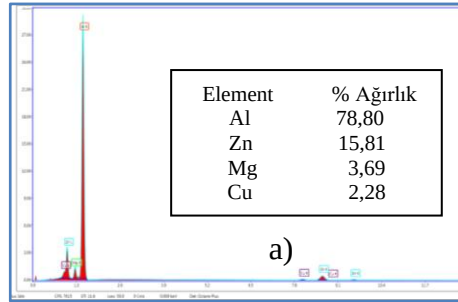
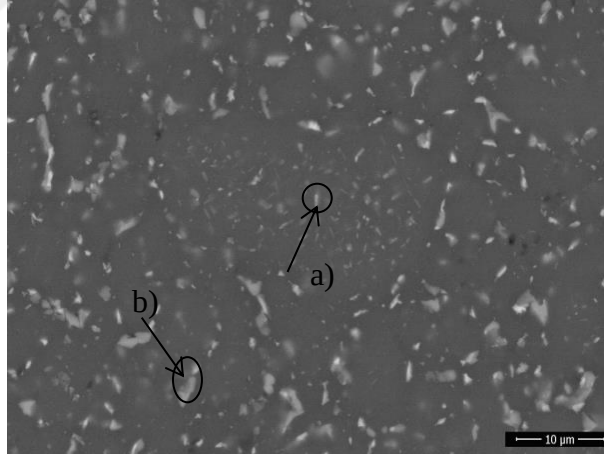
Şekil 7.27. AA-5 TiB₂ kompozitinin yaşlandırma (T6) işleminden sonrası tane içi ve seramik parçacıkları üzerinden alınan EDS analizleri



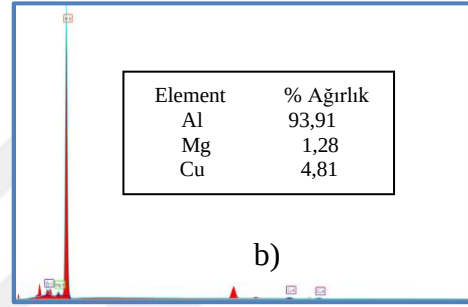
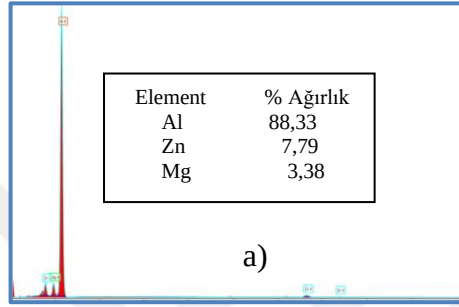
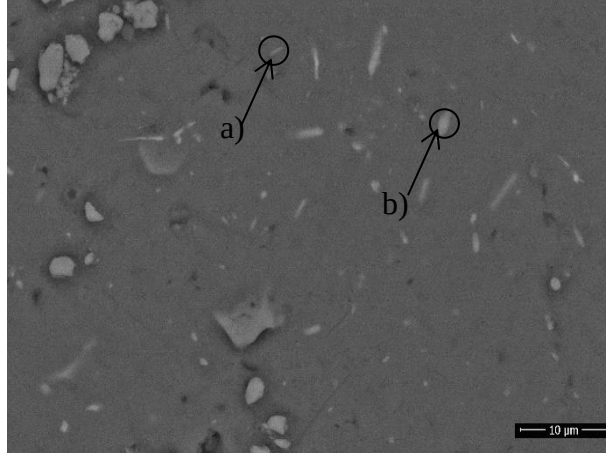
Şekil 7.28. AA-10 TiB₂ kompozitinin yaşlandırma (T6) işleminden sonrası tane içlerinden alınan EDS analizleri



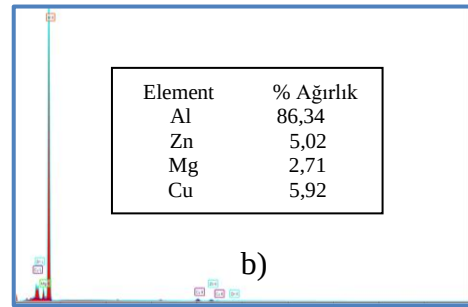
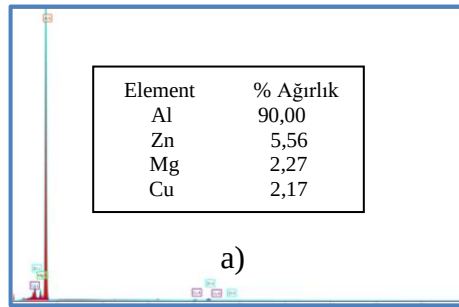
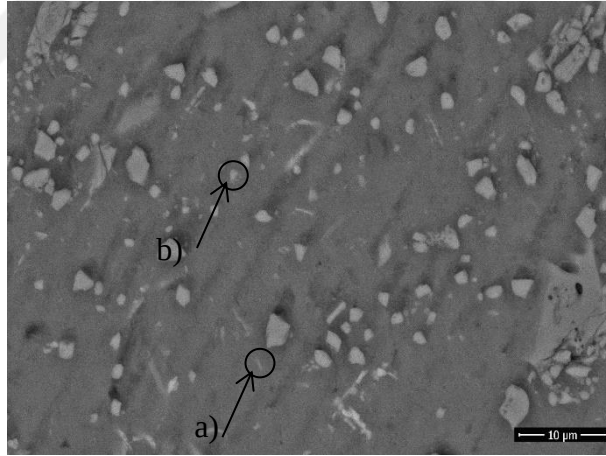
Şekil 7.29. AA numunesinde, T6 işlemi sonrası oluştuğu düşünülen çökeltilerden alınan EDS analizleri



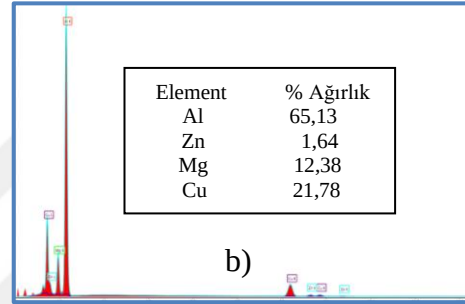
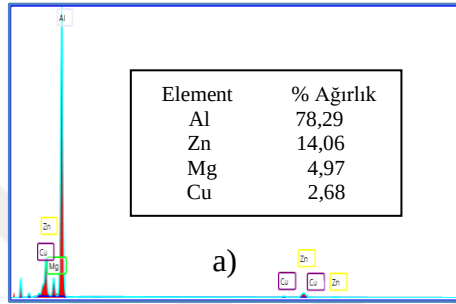
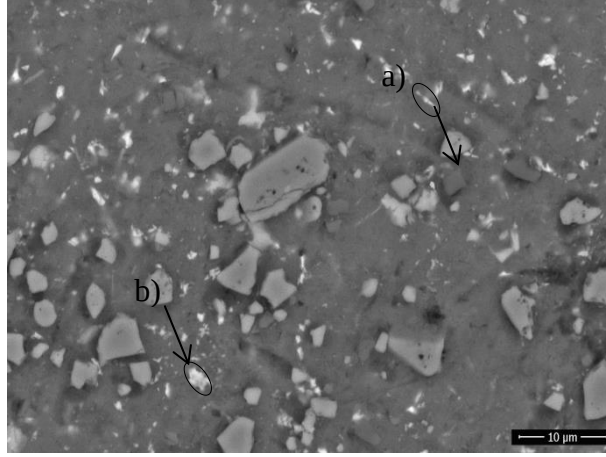
Şekil 7.30. AA numunesinde, tavlama işlemi sonrası oluştuğu düşünülen çökeltilerden alınan EDS analizleri



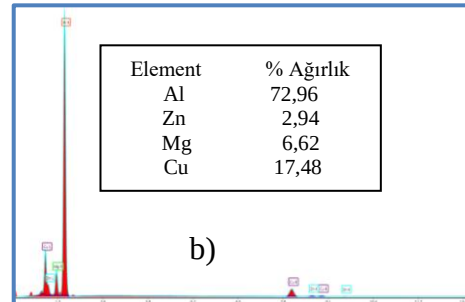
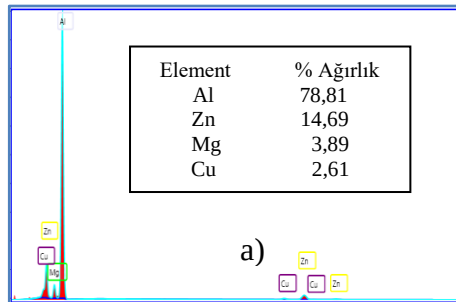
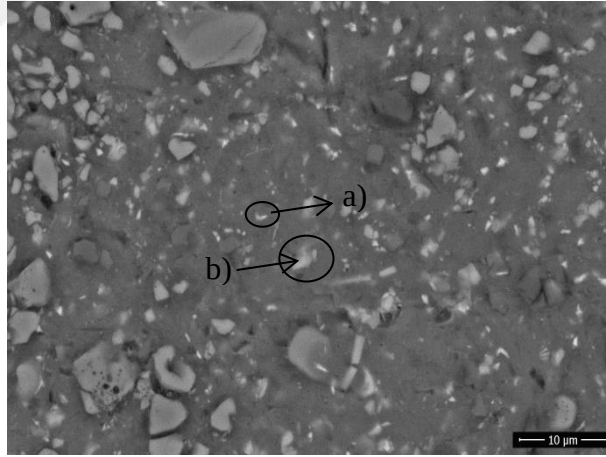
Şekil 7.31. AA-5 TiB₂ kompozitinde T6 işleminden sonra oluştuğu düşünülen çökeltilerden alınan EDS analizleri



Şekil 7.32. AA-10 TiB₂ kompozitinde, yaşlandırma (T6) işleminden sonra oluştuğu düşünülen çökeltilerden alınan EDS analizleri



Şekil 7.33. AA-5 TiB₂ kompozitinde, tavlama işleminden sonra oluştuğu düşünülen çökeltilerden alınan EDS analizleri

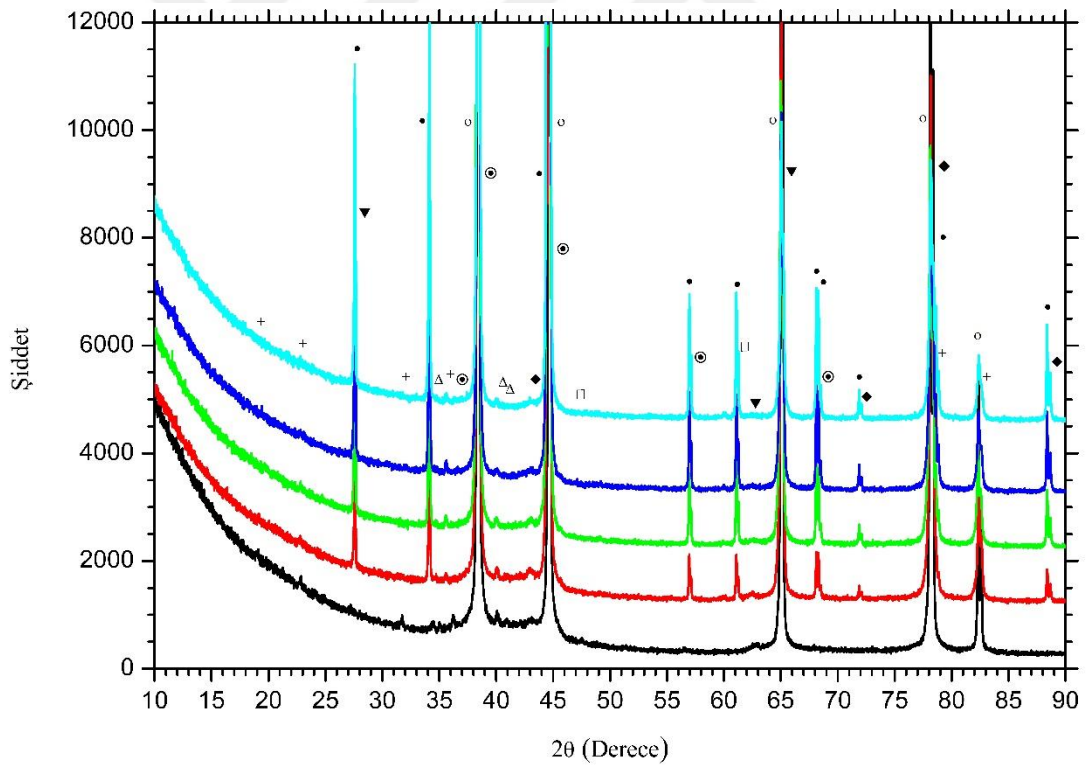
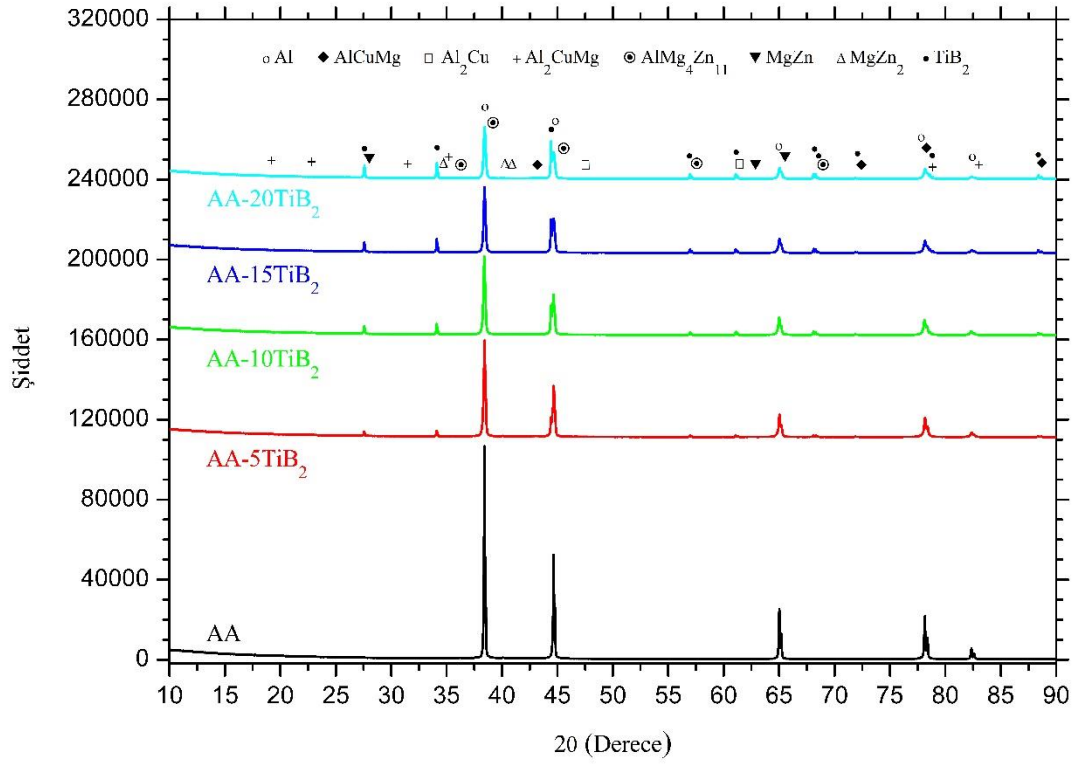


Şekil 7.34. AA-10 TiB₂ kompozitinde, tavlama işleminde oluştuğu düşünülen çökeltilerden alınan EDS analizleri

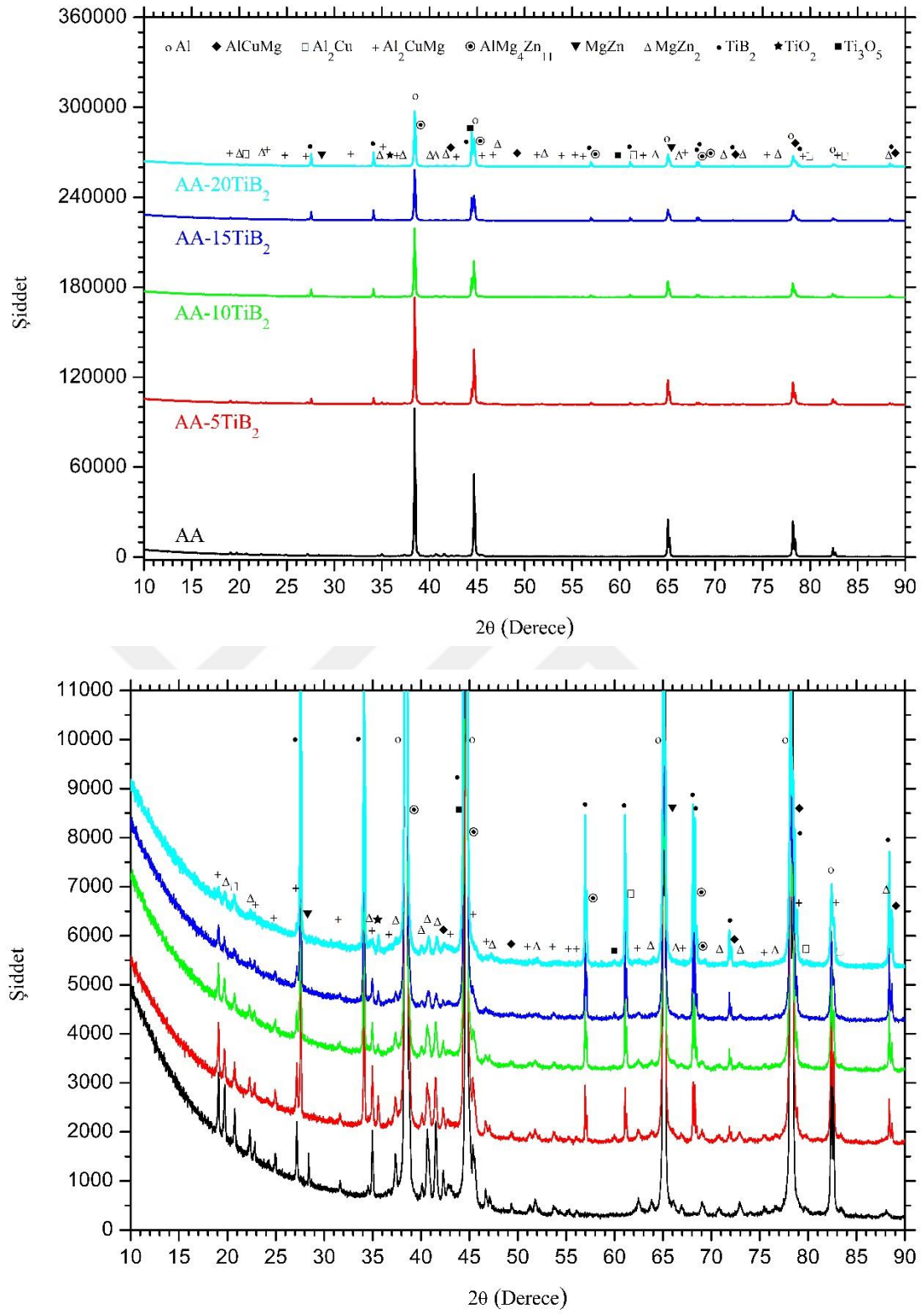
Elde edilen EDS sonuçları incelendiğinde oluşma ihtimali olan çok farklı çökeltiler olduğu görülmektedir. 7xxx serisi alüminyum alaşımında oluşma ihtimali olan çok fazla çökelti fazı bulunmaktadır. Yaklaşık olarak oluşma ihtimali olan çökeltileri belirlemek için literatürde, 7xxx serisi alüminyum alaşımına yapılmış farklı ısıtma işlemi, homojenleştirme ve doğrudan üretim şartları sonrası oluşan ara metaliklere ait EDS sonuçları incelenmiştir. Afshari ve arkadaşları [140], Al-12Zn-3Mg-2,5Cu alaşımının, T6 işlemi sonrası TEM ile yaptıkları iç yapı incelemelerinde, alaşımın yüksek derecede birincil α -Al fazı, S(Al_2CuMg) ve T($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) fazlarını içerdiğini tespit etmişlerdir. Fazlar üzerinden aldıkları EDS sonuçlarında, S ve T fazları için Mg, Cu ve Zn elementlerine ait ağırlık oranlarını sırası ile %1,77, %22,91, %9,54 ve %0,89, %0,81, %7,65 olduğunu belirtmişlerdir [140]. Başka bir çalışmada da Yu ve arkadaşları [141], sıcak ekstrüzyon yaptıkları 7055 Al alaşımı çubuğa, 450 °C sıcaklıkta 24 saatte çözeltiye alma işlemi uyguladıktan sonra su verme işlemi yapmışlardır. Sonrasında da 120 °C'de 12 saat yaşlandırma yapmışlardır. Yaşlandırılmış alaşıma yaptıkları EDS incelemelerinde, Mg, Cu ve Zn elementlerine ait ağırlık oranlarını sırası ile %13,89, %6,67, %17,83 olarak belirttikleri çökeltilerin, MgZn_2 olduğunu XIK incelemeleri ile de göstermişlerdir [141]. He ve arkadaşları [142] ise 460 °C'de 12 saat homojenleştirme işlemi yaptıkları 7085 alaşımının iç yapı incelemelerinde Al_2CuMg fazının oluştuğunu belirtmişlerdir. Bu faza ait EDS sonuçlarından elde edilen Mg, Zn ve Al elementlerine ait ağırlık oranını ise sırası ile %20,97, %24,78 ve %48,82 olarak verirken, Ghosh ve arkadaşlarının [143], yapmış olduğu çalışmada da tavlama 7075 numunelerin TEM tabanlı EDS incelemelerinde, MgZn_2 çökeltilerinin Mg, Cu ve Zn elementlerine ait ağırlık oranını sırası ile %3,16, %1,28 ve %4,23 olarak vermişlerdir [143]. Farklı alaşım elementlerini içeren Al-Zn-Mg-Cu gibi alaşımlarda, MgZn_2 , Al_2Cu ve Al_2CuMg gibi ikincil fazların bir arada bulunma olasılığı da söz konusudur [144-146]. Elde edilen sonuçlar ve incelenen çalışmalar ile ikincil fazların birlikte bulunma ihtimallerinden dolayı oluşan çökeltilerin bileşimi ile ilgili net bir şey söylenememektedir.

T6 ve tavlama ısıtma işlemi sonrası kompozit numunelerde oluşan çökeltilerin bileşimini belirlemek için yapılan EDS sonucunda, ara metaliklerin Zn, Cu ve Mg elementleri açısından zengin olduğu görülmektedir. 7xxx serisi alüminyum alaşımlarında bulunan elementlerin oranları ile çözeltiye alma ve yaşlandırma sıcaklıklarının da oluşacak

çökeltiyi etkilemesinden [147, 148] dolayı hangi elementlerce zengin olduğu bilgisi dışında net bileşimleri hakkında yorum yapılamamaktadır. Bu sebepten dolayı oluşan ikincil fazları belirlemek için XIK incelemeleri yapılmıştır. Kompozit numunelerden alınan XIK sonuçları Şekil 7.35 ve 7.36'da verilmiştir. T6 ve tavlanmış örnekler ait şekillerde görüldüğü gibi örneklerin Al (ICSD no:240129) ve TiB₂ (ICSD no:189387) ana bileşenlerine ek olarak, MgZn₂ (ICSD no:108587), MgZn (ICSD no:151402) Al₂Cu (ICSD no:151384), AlCuMg (ICSD no: 607006), AlMg₄Zn₁₁ (ICSD no:57967) ve Al₂CuMg (ICSD no: 415062) olarak çökelen ara metalik fazlar da görülmektedir. Ayrıca, tavlanmış kompozitlerde düşük miktarda da olsa TiO₂ (ICSD no: 33844) ve Ti₃O₅ (ICSD no: 75193) çökeltileri tespit edilmiştir [114]. Tavlamada oluşan bu bileşenlerin, TiB₂ oranına bağlı olarak XIK incelemelerinde görüldüğü gibi düzenli bir şekilde arttığı gözlemlenirken, alışımda oluşan ikincil fazlara (çökeltiler) ait tepelerin şiddetinin ise TiB₂ oranı ile azaldığı belirlenmiştir. Ayrıca, elde edilen tepelerde, üretim ve ısıtım işlem süreçleri sırasında numunelerde, kırılma ve kompozitte düşük yorulma ömrüne neden olan [149] Al₃Ti bloklarının oluşumu gözlemlenmemiştir. Kompozit numunelerinin üretiminde, soğuk sıkıştırma ve sinterleme yönteminin kullanılmasının Al₃Ti oluşumunu engellediği düşünülmektedir.



Şekil 7.35. 120°'de yaşlandırma(T6) işlemi yapılmış AA kompozit numunelerine ait XIK tepeleri



Şekil 7.36. Tavlanmış AA ana yapıları kompozit numunelerine ait XIK tepeleri

7.4 Mekanik Özellikler

7.4.1 Sertlik Sonuçları

Hacimsel olarak farklı oranlarda TiB_2 parçacık takviyeli Al alaşımı ana yapı kompozit numunelerin, farklı yaşlandırma koşulları altında mekanik özelliklerinin belirlenebilmesi için sertlik deneyleri gerçekleştirilmiştir. Deneyler, çözeltiye alma işlemi sonrasında gerçekleştirilen doğal ve farklı sıcaklıktaki yapay yaşlandırma işlemleri sırasında belirli aralıklar ile alınan sertlik ölçümleri ve sertlik değerlerinin zamanla değişimlerinin belirlenmesi amacıyla yapılmıştır. Ölçülen değerler ile de değişimi gösteren sertlik eğrileri oluşturulmuştur. Bu sayede elde edilen sonuçlar ile yaşlandırma ısı işlem sıcaklığının ve süresinin sertliğe etkisi gözlemlenmiştir.

Bu araştırmada kullanılan, Al alaşımı (Al-Zn-Mg-Cu) ısıtma duyarlı ve çökeltme ısıtma işlemi yardımıyla büyük ölçüde sertleştirilebilen ve dayanımı arttırılabilen alüminyum alaşımlarından biridir [136, 147, 150-159]. Al-Zn-Mg-Cu alaşımına yapılan yaşlandırma ısıtma işlemlerinde genellikle, η ($MgZn_2$) ve T ($Al_2Mg_3Zn_3$) fazları oluşmaktadır. Ancak, alaşımın yapısında kararlı bu iki fazın (η ($MgZn_2$) ve T ($Al_2Mg_3Zn_3$)) dışında, S (Al_2CuMg), θ (Al_2Cu), Al_7Cu_2Fe , $Al_{13}Fe_4$, Mg_2Si gibi fazlar da oluşabilmektedir [147, 148]. Al-Zn-Mg alaşımlarının mekanik özellikleri, ısıtma işlem sırasında oluşan çökelti tepkimesi ile çökelti türünün yapısına ve oranına bağlıdır. Ayrıca, oluşacak çökelti tepkimeleri ile çökelti türü, yapısı ve oranı da yapılan ısıtma işlem (çözeltiye alma ve yaşlandırma işleminin yapıldığı sıcaklık) ile birlikte alaşımda bulunan elementlere ait bileşimlere oldukça duyarlıdır. Al-Zn-Mg alaşımının yaşlandırma işleminde alaşımın sahip olduğu bileşimde Mg:Zn oranının, 2:5 ile 1:5 arasında değişiyorsa en yüksek sertliğe sahip kararlı η fazı ve bu oran 0,5-6 arasında ise en yüksek sertliğe sahip kararlı T fazının oluşumu gözlemlenir [147]. Ayrıca, Sha ve Cerezo [155] da yaptıkları çalışmada T6 işlemi yapılmış 7050 Al alaşımında η çökeltilerinin oluşması için Zn:Mg oranın yaklaşık olarak 1,2 ve (Zn+Cu):Mg oranının ise 1,3 olması gerektiğini belirtmişlerdir [155]. Tavassoli [160] ise Cu:Mg oranının yaklaşık 2 olduğunda S fazı çökeltilerin oluştuğunu bulmuştur [160]. Alaşım element miktarlarının yanı sıra ısıtma işlem sıcaklığında oluşan fazın türünü etkileyen bir diğer önemli faktördür. Örneğin, Mg:Zn oranının 1:2 ve 1:3 arasında değişen alaşımlarda,

η fazının oluşabilmesi için yaşlandırma işleminin yapıldığı sıcaklığın, genel olarak 200 °C'nin altında olması gerekirken ve T fazı için ise 200 °C'nin üzerinde bir sıcaklıkta yapılması gerekmektedir [147]. Ayrıca Al alaşımında (Al-Zn-Mg-Cu) yaşlandırma ısıtıl işlemi sonucu genelde oluşma ihtimali olan fazlar farklı kafes değişkenlerine sahiptirler. Hegzagonal kafes yapısına sahip yarı kararlı η' ve η fazları sırası ile $a=0,496$ nm, $c=1,402$ nm ve $a=0,521$ nm, $c=0,860$ nm kafes değişkenlerine sahipken yüksek Mg:Zn oranından dolayı η fazı yerine oluşan T' ve T fazları da farklı kafes yapılarına ve değişkenlerine sahiptirler. T' fazı, η fazı gibi hegzagonal kafes yapısına ve $a=1,388$ nm, $c=2,752$ nm kafes değişkenlerinden, T fazı ise kübik kafes yapısı ve $a=1,416$ nm kafes değişkeninden oluşmaktadır [161].

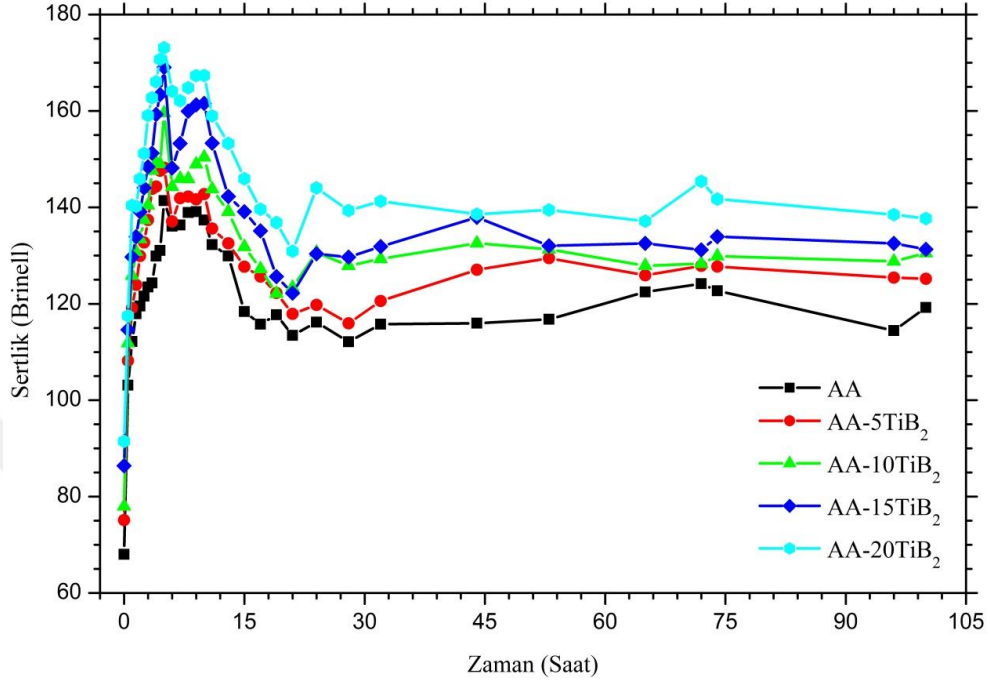
Bu çalışmada kullanılan Al alaşımında en yaygın oluşan η fazının oluşumu için aşırı doymuş katı çözeltiden (ADKÇ) çökelme yolu aşağıdaki şekilde ifade edilir [136, 147, 150-159].



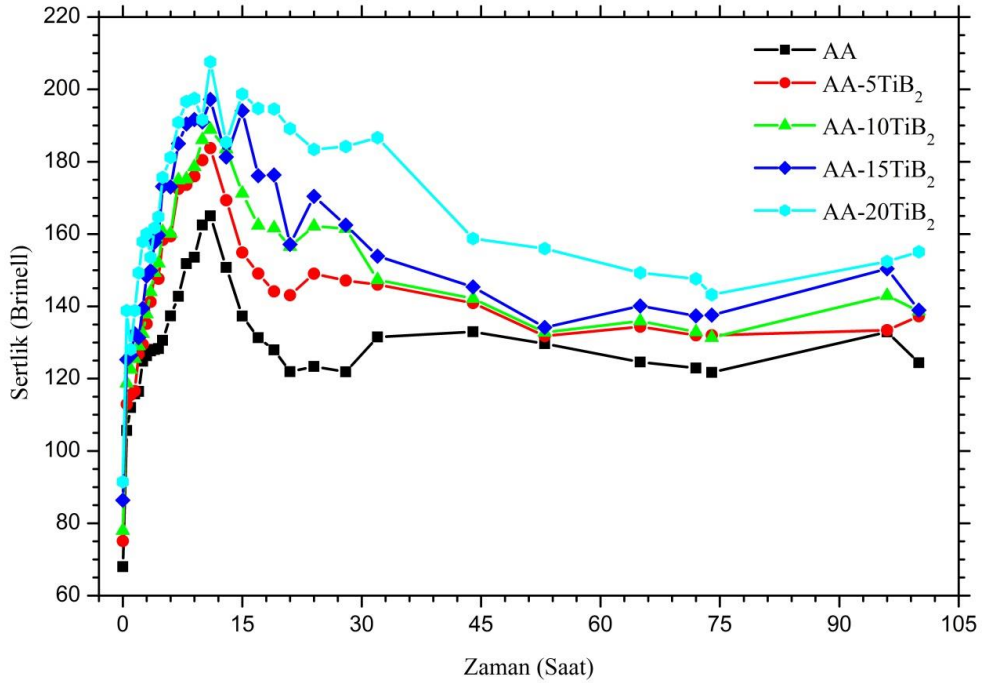
Yukarıdaki faz dönüşüm aşamalarında, çözeltiye alma işleminden sonra su verme işlemi ile oluşan aşırı doymuş katı çözelti, başlangıçta element ve boşluk bakımından zengin atom kümeleri içeren ve yaklaşık 5-10 Å aralığında bir boyuta sahip çok küçük olan GP bölgelerine dönüşür. Daha sonra bu bölgeler ve kümeler, geçiş fazı olan yarı bağdaşık η' çökeltilerine ve yaşlanma süresi yeterince uzatılırsa kararlı, bağdaşık olmayan ve hegzagonal kafes yapısına sahip η fazına dönüşür. Bundan sonra da yaşlanma işlemine devam edilir ise çökeltilerin boyutu büyümeye başlar ve η fazı ile alüminyum katı çözeltisi arasındaki yapı bağdaşık hale gelir. Böylece devam eden yaşlanma süresi ile alaşımın sertliği ve dayanımı, kademeli olarak azalır [147, 150-157].

Yapılan çalışmada, Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelere 100, 120 ve 140 °C olmak üzere farklı sıcaklıkta gerçekleştirilen yapay yaşlandırma işlemleri ile yaşlanma süresinin ve takviye miktarının etkisi incelenmiştir. Bu amaçla, 100 saat boyunca belirli aralıklar ile sertlik ölçümleri alınarak deneyler gerçekleştirilmiştir. Tüm yaşlandırma işlemleri için başlangıç anında (sıfır anında) ölçülen sertlik değeri,

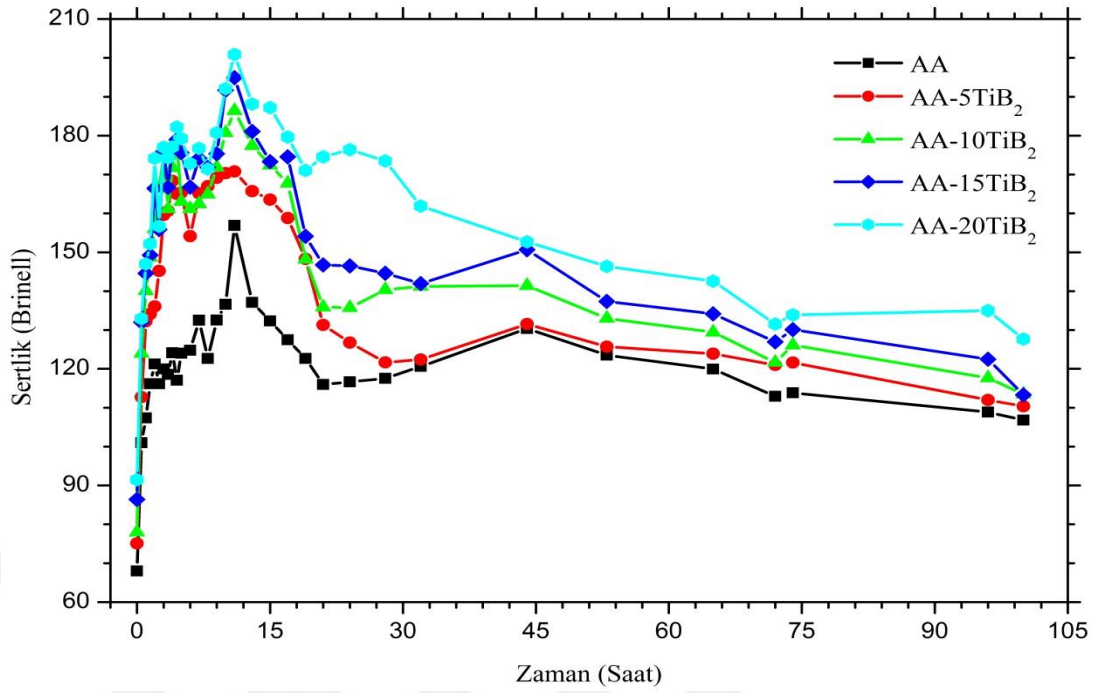
çözeltiyeye alma ve su verme işlemlerinden hemen sonra alınan değerdir. Yaşlandırma sıcaklıklarına göre kompozit numunelerin sertlik davranışlarını gösteren eğriler Şekil 7.37-7.39'da verilmektedir.



Şekil 7.37. AA ana yapıllı TiB₂ takviyeli kompozitlerinin, 100 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen yapay yaşlandırma işleminde gösterdiği sertlik davranışı



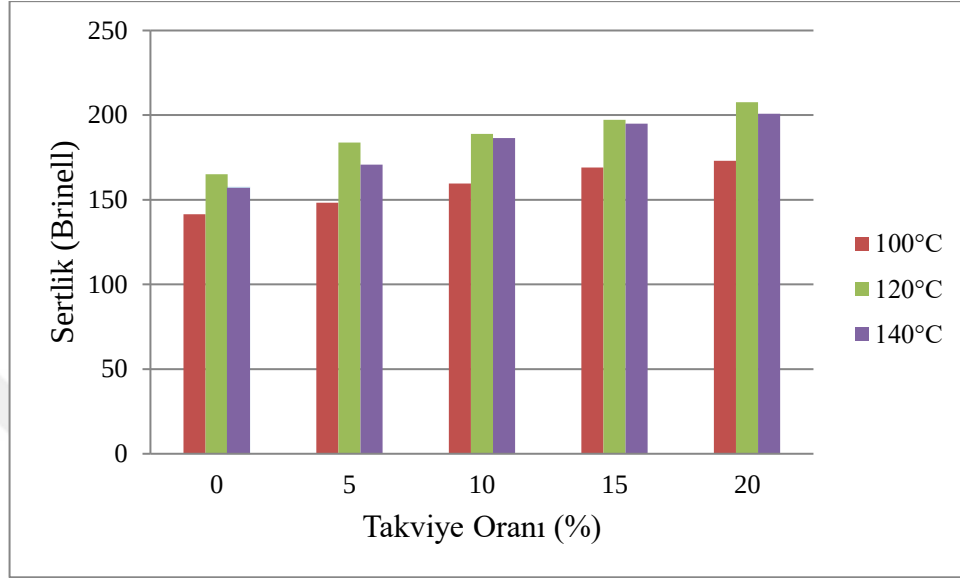
Şekil 7.38. AA ana yapıllı TiB₂ takviyeli kompozitlerinin, 120 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen yapay yaşlandırma işleminde gösterdiği sertlik davranışı



Şekil 7.39. AA ana yapılı TiB₂ takviyeli kompozitlerinin, 140 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen yapay yaşlandırma işleminde gösterdiği sertlik davranışı

Şekil 7.37 incelendiğinde, kompozit numunelerin hepsi için sertlik değerlerinin başlangıç anında çok düşük olduğu ve ilk beş saatte çok hızlı bir şekilde arttığı görülmektedir. 100 °C yapılan yapay yaşlandırma işleminde, takviyesiz Al alaşımı için en yüksek sertlik 142 Brinell olarak ölçülmüştür. Artan takviye oranına göre %5, %10, %15, %20 TiB₂ parçacıkları ile takviye edilmiş kompozitler için ölçülen en yüksek sertlik değerleri ise sırasıyla 148, 160, 169 ve 173 Brinell olarak elde edilmiştir. Ulaşılan zirve yaşlanmadan sonra, sertlik değerleri düşmeye başlamış ve 25-100 saat aralığındaki yaşlanma döneminde ise neredeyse sabit kaldığı gözlemlenmiştir. 120 °C ve 140 °C’de de elde edilen yaşlanma eğrileri incelendiğinde, 100 °C’de elde edilen eğri ile benzer davranışlar sergiledikleri görülmektedir. Ancak, her iki sıcaklıkta (120 °C ve 140 °C) oluşturulan eğride de ilk on birinci saate kadar sertlik değerlerinin hızlı bir şekilde arttığı ve sonrasında ise düşmeye başladığı görülmüştür. Salazar ve Barrena [162] ve El-Baradie ve arkadaşları [163], sırası ile 7050 Al alaşımı ve %10 Al₂O₃ parçacık takviyeli 7050 Al alaşımı ana yapılı ve 7020 Al alaşımı an yapılı ve %0, %5 ve %10 SiC takviyeli kompozit numunelere uyguladıkları yapay yaşlandırma işlemlerinde benzer şekilde sertlik değerlerinin belirli bir süre hızlı bir şekilde artarak ulaşılan en yüksek sertlik değerinden sonra düşmeye başladığını gözlemlemişlerdir.

[162,163]. Çalışmada gerçekleştirilen yapay yaşlandırma işlemlerinde ulaşılan en yüksek sertlik değerleri, Şekil 7.40'ta verilmiştir. Elde edilen sonuçlar, en yüksek sertlik değerlerine 120 °C'de gerçekleştirilen yaşlanma işleminde ulaşılırken, en düşük sertlik değerlerine ise 100 °C'de ulaşılmıştır.



Şekil 7.40. Kompozit numunelere yapılan yapay yaşlandırma sıcaklıklarında ulaşılan en yüksek sertlik değerleri

İncelenen tüm kompozit malzemeler için yaşlanma süresi ile sertlikteki değişim biçimleri benzerdir. Farklı miktarlarda TiB_2 parçacıkları ile takviye edilmiş kompozitlerinin çökelme kinetiklerinin, takviyesiz alüminyum alaşımı ile benzer olduğu, Al alaşımının hacimce %20'ye kadar parçacık takviye edilmesi ile yaşlanma davranışının değişmediği ve aynı sürelerde en yüksek sertlik seviyelerine ulaştıkları bulunmuştur. Ancak yapılan bazı çalışmalarda [163-167], takviyesiz ana yapı numunelere göre seramik parçacık takviyeli kompozit numunelerin daha erken zirve sertlik değerine ulaştığı gözlemlenmiştir [163-167]. Çökelme kinetiğinin, seramik takviyesi ile metalik ana yapı ile arasındaki ısıl uyumsuzluk (bağdaşmazlık) nedeniyle ana yapı boyunca çizgisel kusurların (dislokasyon) çoğalmasından etkilendiği bilinmektedir [163-167]. Çizgisel kusur yoğunluğu, çökeltilerin oluşumu için daha fazla çekirdeklenme bölgesi oluşturarak kompozitlerin ana yapı sertleşmesinin hızlanmasını sağlar [163-167]. Ancak, yapılan bazı çalışmalarda [168-174], seramik takviyeli alüminyum kompozitlerinin en yüksek sertliğe ulaşması için gerekli yaşlanma sürelerinin, takviyesiz alüminyum alaşımlarına ait süreler ile

karşılaştırıldığında birbirlerinden farklı sürelerde ulaştıklarını elde etmişlerdir [168-174].

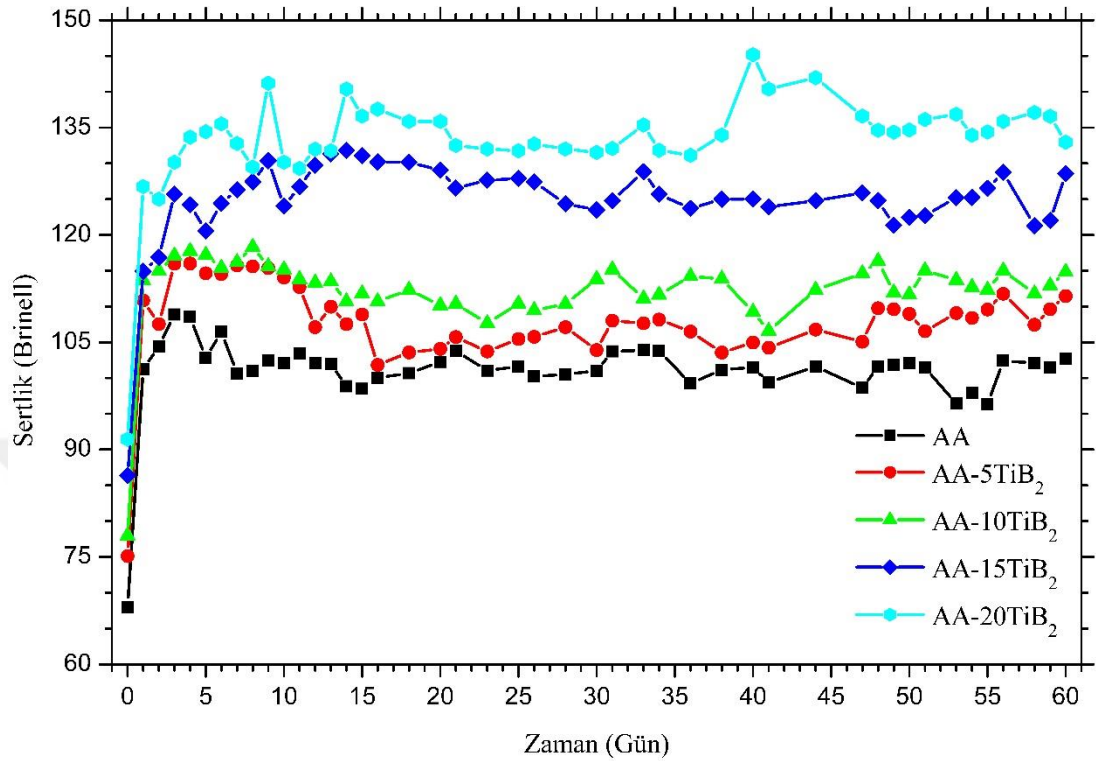
Pal ve arkadaşları [168] yaptıkları çalışmalarında Al-Mg-Cu ana yapılı ve SiC parçacık takviyeli kompozit numunelerine gerçekleştirdikleri yaşlanma ısı işlemi, seramik parçacıklar ile takviye edilmiş kompozitlerin, takviyesiz alaşıma göre daha geç en yüksek sertlik değerine ulaştıklarını belirtmişlerdir [168]. Benzer şekilde Abdel-Azim ve arkadaşları [169] da AA2024/Al₂O₃ kompozitleri üzerinde yaptıkları çalışmada hem doğal hem de yapay yaşlanma durumunda en yüksek sertliğe ulaşmak için gereken yaşlanma süresinin, eklenen Al₂O₃ parçacık miktarındaki artışla arttığını ifade etmişlerdir [169]. Ayrıca yapılan başka bir çalışmada, %20 SiC parçacık ile takviyeli AA2024 kompozitleri için zirve sertliğe ulaşma süresinin, çözeltiye alma süresi ile değişebileceğini belirtmişlerdir. 495 °C’de ve üç farklı sürede (1, 2 ve 3 saat) gerçekleştirdikleri çözelti alma işleminden sonra 191 °C’de yapay yaşlandırma yapmışlardır. Uyguladıkları ısı işlemlerde, 1 saat çözeltiye alma süresinden sonra yapılan yapay yaşlandırma sonuçlarında %20 SiC parçacık takviyeli kompozitin, AA2024 alaşımından daha uzun sürede en yüksek sertlik değerine ulaştığını bulmuşlardır. Fakat 2 ve 3 saat çözeltiye alma sürelerinden sonra ise elde ettikleri sonuçlarda, parçacık takviyeli kompozitin alaşıma göre daha erken en yüksek sertlik değerine ulaştığını gözlemlemişlerdir [170]. Yapılan bu çalışmalardan farklı olarak bazı çalışmalarda, kompozitlerin yaşlanma sürelerindeki sertlik değişimlerinin, takviyesiz alüminyum alaşımı ile benzer bir eğilime sahip olduğu belirtilmiştir [171-174]. Yaptığımız çalışmada da kompozitlerin çökme kinetiklerinde takviyesiz alaşım numuneye göre hiçbir değişiklik olmadığı gözlemlenmiştir. Bunun nedeni, çözeltiye alma ve su verme işlemlerinden sonra oluşan daha düşük çizgisel kusur (dislokasyon) yoğunluğu gösterilebilir [168,169]. Bu durum ise TiB₂ parçacık takviyeli kompozitlerde oluşan çökme yerlerinin, yaşlanma sürecini hızlandırmak için yeterince arttırılamadığını göstermektedir [163-169].

Balcı ve arkadaşları [172], yaptıkları çalışmada toz metalurjisi yöntemi (580 °C’de sıcak sinterleme) ile hazırladıkları B₄C takviyeli, AA 7075 ana yapılı işlevsel derecelendirilmiş malzemenin (İDM) zırh malzemesi olarak kullanılma potansiyelini zırh delici merminin etkisi altında araştırmışlardır. Alt katmanlarını takviyesiz

AA 7075 alaşımı olarak hazırladıkları numunelerin, orta ve üst katmanların bileşimine göre iki farklı türde İDM'leri üretmişlerdir. İlk İDM numunelerinin orta ve üst tabakalarında sırası ile %10 B₄C ve %20 B₄C takviyeli AA7075 kompozit tabakalar kullanılırken, ikinci numuneleri ise sırası ile %20 B₄C ve %40 B₄C parçacık takviyelerinin kullandığı katmanlar ile hazırlamışlardır. Ürettikleri ilk İDM numunelerini, 100, 120 ve 150 °C'de yapay yaşlandırma işlemine tabi tutmuşlardır. Ulaştıkları sonuçlarda, SiC takviyeli kompozit numunelerinin takviyesiz alaşım ile benzer sertlik davranışına sahip olduğunu belirtmişlerdir [172]. Benzer şekilde Übeyli ve arkadaşları da [171], SiC takviyeli AA 7075 ana yapıli işlevsel derecelendirilmiş malzemenin (İDM) balistik performansını incelemişlerdir. Toz metalurjisi yöntemi ile hazırladıkları numunelere 100 °C ve 150 °C'de yapay yaşlandırma işlemleri uygulamışlardır. Yaşlandırma ısııl işleminin başlangıcında sertlik değerin hıızla arttığını ve sonrasında ise sertliğin sabit kaldığını veya çok az bir azalma olduğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca, üç tabaka halinde hazırladıkları İDM için sertlik eğrilerinde elde ettikleri zamanla değişimin, SiC seramik parçacıklarının eklenmesinden etkilenmediğini belirtmişlerdir. Yaptıkları çalışmada, yaşlanma kinetiğinin ve katmanlardaki uyumlu çökeltilerin oluşumunun, kompozit oluşumundan etkilenmediği ifade etmişlerdir [171]. Sheu ve Lin'de [173] yaptıkları çalışmada, farklı oranlarda SiC parçacıkları ile takviye edilmiş 7075 alaşımı yapı kompozit numunelerine 120 ve 200 °C sıcaklıklarda yaptıkları yaşlandırma ısııl işlemlerinde, eklenen SiC miktarının alaşımın yaşlanma davranışını etkilemediğini ve kompozitlerin alaşım ile benzer bir eğilim gösterdiğini belirtmişlerdir [173]. Lu ve arkadaşları [174] ise tuz metal tepkimesi ile hazırladıkları Al-%4 Cu/TiB₂ metal esaslı kompozit numunelerine, 540 °C'de çözeltiye alma işleminden sonra 170 °C'de yaşlandırma işlemi yapmışlardır. Yaşlandırma işleminden sonra elde ettikleri eğriler ile TiB₂ takviyeli kompozitin, takviyesiz alaşım ile benzer davranış sergilediğini gözlemlemişlerdir [174].

Tamamlanan yapay yaşlandırma işlemlerinden sonra, kompozit numunelerin doğal yaşlanma davranışları da incelenmiştir. Bu amaçla çözeltiye alma ve su verme işlemleri uygulanan kompozit numuneler, oda sıcaklığında 60 gün tutularak belirli aralıklar ile sertlik ölçümleri alınmıştır. Yapay yaşlandırma işlemleri ile benzer şekilde başlangıç anında alınan sertlik değeri, çözeltiye alma ve su verme işlemlerinden hemen

sonra alınan sertlik değerleridir. Kompozit numunelerin doğal yaşlandırma davranışlarını gösteren eğriler Şekil 7.41’de verilmektedir.



Şekil 7.41. Kompozitlere ait doğal yaşlanma eğrileri

Kompozit numunelerin doğal yaşlanma davranışları incelendiğinde, yapay yaşlandırma eğrilerinde olduğu gibi bütün numunelerin benzer davranışlar gösterdiği belirlenmiştir. Elde edilen eğrilerin sonuçlarının, sertlik değerlerinin başlangıçta ani bir artış gösterdiği ancak sonrasında ufak düşüş ve artışlar ile kararlı hale geldiği görülmüştür. Yapılan doğal yaşlandırma işleminde başlangıçta numunelerin sertlik değerlerinde görülen bu ani artış GP bölgelerinin oluşumundan kaynaklanmaktadır [156, 175-180]. Oluşan GP bölgeleri çizgisel kusurların hareketlerini engelleyerek malzemenin sertlik değerinde artışa neden olmaktadır [175]. Bekheet ve arkadaşları [181], SiC takviyeli 2024 Al alaşımı ana yapıli kompozit numunelerinin, doğal yaşlandırma ile sertlik davranışlarını incelemişlerdir. Bütün kompozit numunelerin alaşım ile benzer davranış gösterdiğini ve sertlikte başlangıçta belirgin bir artış elde ettiklerini ancak sonrasında sertliklerin belirli bir değerde sabit kaldığını belirtmişlerdir [181]. El-Baradie ve arkadaşları [163] ise yaptıkları çalışmalarında SiC takviyeli 7020 Al alaşımı ana yapıli kompozit numunelerine uyguladıkları doğal

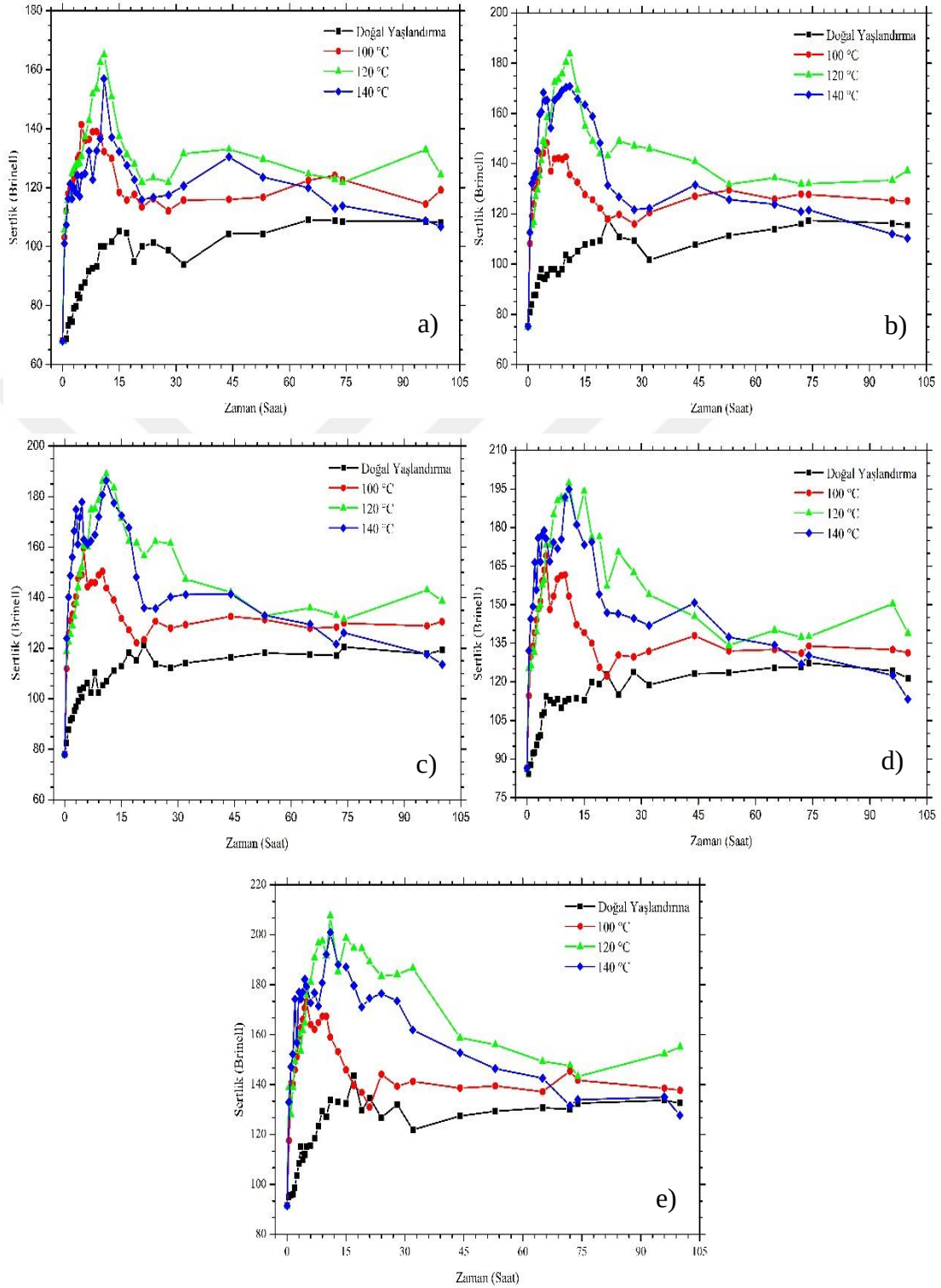
yaşlandırma işleminde elde ettikleri sonuçlarda, mevcut çalışma ile benzer sertlik davranışlarını elde etmişlerdir [163].

Yapılan yapay ve doğal yaşlandırma işlemlerinin tamamında, artan TiB_2 parçacık oranı ile sertlik değerlerinin arttığı gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değerine de hacimce %20 TiB_2 takviyeli kompozit numunelerde ulaşılmıştır. Ancak bu artışın, gerçekleştirilen yaşlanma işlemi ile oluşan sertlik artışından dolayı değil, artan sert parçacık miktarından dolayı oluşan bir artış olduğu gözlemlenmiştir. Sertlik davranışlarının tüm numuneler için aynı olması, yaşlanma sırasında oluşan sertlik artışının ana yapının yaşlanma özelliği olduğunu göstermektedir [181].

Hacimce farklı TiB_2 parçacık takviyeli Al alaşımı ana yapıli kompozit numunelerin her biri için 100, 120 ve 140 °C’de sıcaklıklarda ayrı ayrı yapay ve doğal yaşlandırma işlemleri yapılmıştır. Karşılaştırma amacıyla doğal ve yapay yaşlandırma eğrileri toplu olarak Şekil 7.42’de verilmiştir. Eğriler incelendiğinde, her bir numune türü için, tüm yaşlandırma şartlarında çözeltiye alma işleminden sonra alınan sertlik değerleri, kısa sürede artış göstermiştir. Kompozit numunelerin tamamında en yüksek sertlik değerlerine 120 °C’de yapılan yaşlandırma işleminde ulaşılırken, en düşük sertlik değerleri ise doğal yaşlandırma ile yapılan yaşlandırma koşulunda elde edilmiştir. Ayrıca, doğal yaşlandırma işlemi yapılmış kompozit numunelerde günlük alınan ölçümlerde ulaşılan en yüksek sertlik değerine göre de yapay yaşlandırma yapılmış örneklerde ulaşılan en yüksek sertlik değerine göre daha düşük sertliktedir. Doğal yaşlandırma işlemi yapılmış AA, AA-5 TiB_2 , AA-10 TiB_2 , AA-15 TiB_2 , AA-20 TiB_2 örneklerinde ulaşılan en yüksek sertlik değerleri sırası ile 108,9, 116, 118,3, 130,4 ve 145,2 Brinell olarak ölçülmüştür. Yapay yaşlandırma işlemlerinde ise en düşük sertlik sonucuna 100 °C’de sıcaklıkta yapılan yapay yaşlandırma işleminde ulaşılmıştır.

Aycan [182], yaptığı tez çalışmasında, ana yapı olarak Al-3,5Cu-2,5Mg-5Zn alaşımını kullandığı kompozit numunelerinde, SiC ve Al_2O_3 parçacıkları ile ayrı ayrı ve farklı oranlarda karıştırarak hazırladığı karma takviyeli kompozit numunelerine 120, 150, 180 ve 200°C olmak üzere dört farklı sıcaklıkta ve 300 dakika boyunca yaşlandırma işlemi uygulamıştır. Yaptığı sertlik ölçümleri sonucunda, tek çeşit seramik parçacık

ile takviye edilmiş kompozit numunelerde en yüksek sertlik değerlerine 120 °C’de ulaşırken en düşük sertlik değerlerine ise 200°C’de ulaşmıştır [182].

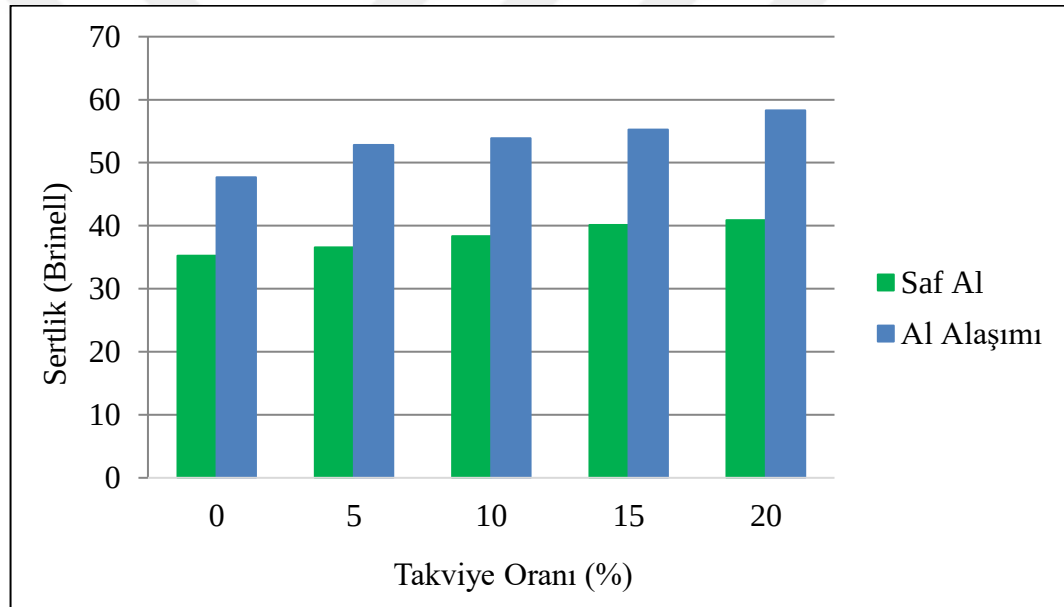


Şekil 7.42. AA ana yapıli kompozit numunelerin doğal ve farklı sıcaklıklardaki yapılan yapay yaşlandırma koşullarında alınan sertlik değışimleri; a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂

Mevcut çalışma ile benzer şekilde, Balcı ve arkadaşları da [172] B₄C takviyeli, AA 7075 ana yapılı İDM'lerine, 100, 120 ve 150 °C'de yaptıkları yapay yaşlandırma işlemlerinde en yüksek sertlik değerine 120 °C'de yapılan yaşlanma şartlarında ulaşmışlardır [172]. Fakıoğlu [183] ise yaptığı tez çalışmasında AA7075 alüminyum alaşımlarına 100, 110, 120, 130, 140 °C sıcaklıklarda 24 saat boyunca yaşlandırma işlemi yapmıştır. Elde ettiği sertlik sonuçlarında en yüksek sertlik değerine 120 °C sıcaklıkta yaptığı yaşlandırma işleminde ulaşmıştır [183]. Yıldırım'da [184], yaptığı çalışmada AA7075 alaşımı ana yapılı ve karbon nanotüp (KNT) takviyeli metal esaslı kompozitlerine, 485 °C'de 2 saat çözeltiye alma işlemi uyguladıktan sonra, oda sıcaklığına hızlı bir şekilde soğutmuştur. Daha sonra bu kompozitlere 110, 120 ve 130 °C sıcaklıklarda ve farklı sürelerde yapay yaşlandırma işlemleri uygulamıştır. Elde edilen sertlik sonuçlarında tüm süreler için en yüksek sertlik sonuçlarına, 120 °C'de yapılan yaşlandırma işleminde ulaşırken en düşük sertlik sonuçlarına ise 110 °C'de ulaşmıştır [184]. Nalçacıoğlu'da [185] benzer şekilde yaptığı çalışmasında toz metalurjisi ile hazırladığı AA7075 alaşımını, 485 °C sıcaklıkta 2 saat çözeltiye aldıktan sonra 110 °C, 120 °C ve 130 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta ve 4 farklı sürede (16, 20, 24 ve 28 saat) yaşlandırma işlemi yapmıştır. En yüksek sertlik değerine ise 120 °C sıcaklıkta ve 24. saatte ulaşmıştır [185]. Çolak [186] ise yaptığı çalışmada 7075 alüminyum alaşımlarına, 480 °C de 2 saat çözeltiye alma işleminden sonra 100, 125 ve 150 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta ve 48, 72 ve 96 saat sürelerde yapay yaşlandırılma ısısal işlemi uygulamıştır. Yapılan çalışmalardan farklı olarak, 150 °C sıcaklıkta yapılan yapay yaşlandırma işlemlerinde en yüksek sertlik değerlerine ulaşmıştır [186]. Sheu ve Lin'de [173], yaptıkları çalışmada, farklı oranlarda (%5, %10, %20, %30 ve %40) SiC parçacıkları ile takviye edilmiş 7075 alaşımı yapı kompozit numunelerine, çözeltiye alma işleminden sonra 120 ve 200 °C sıcaklıklarda yapay yaşlandırma işlemleri uygulamışlardır. Elde ettikleri sonuçlara göre, 120 °C yapılan yapılan yaşlandırma ısısal işleminde ulaşılan zirve sertlik değerinin, 200 °C yapılan yaşlandırma ısısal işleminden daha yüksek olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca iki yaşlandırma sıcaklığında da en yüksek sertlik değerini, %40 SiC takviyeli kompozit numunelerinde elde etmişlerdir [173].

Yaşlandırma işlemlerinin ardından, her iki ana yapılı kompozit kümelerine de tavlama ısısal işlemleri yapılmıştır. Tavlama ısısal işlemi uygulanmış saf Al ve Al alaşımı ana yapılı

kompozit numunelerinin sertlik sonuçları, Şekil 7.43'te verilmiştir. Gerçekleştirilen deneylerde, Al, Al-5TiB₂, Al-10TiB₂, Al-15TiB₂ ve Al-20TiB₂ kompozitler için sırası ile 35,3, 36,6, 38,4, 40,1 ile 40,9 Brinell ve AA, AA-5TiB₂, AA-10TiB₂, AA-15TiB₂, AA-20TiB₂ kompozitlerine ait sertlik sonuçları ise sırası ile 47,7, 52,8, 53,9, 55,3 ve 58,3 Brinell olarak ölçülmüştür. Alaşım ana yapı kompozit numunelerin, Al içerisindeki alaşım elementlerinin etkisi ile saf Al ana yapı kompozit numunelere göre daha sert davranış sergilediği görülmektedir [1]. Ayrıca, yaşlandırma ısı işlemlerinde de olduğu gibi tavlama ısı işleminde de her iki ana yapı kompozit türünde de artan takviye oranı ile sertlik değerlerinin arttığı gözlemlenmiştir. Bu durum, ana yapı içerisinde genel olarak homojen dağılmış çok sert TiB₂ parçacıkları [187-189] ile elde edilen homojen yapının bir sonucudur.



Şekil 7.43. Tavlama işlemi yapılmış Al ve AA alaşımı ana yapı kompozit numunelerin sertlikleri

Tavlanmış örneklerden elde edilen sonuçların, yaşlandırma işlemi yapılmış örneklerle göre oldukça düşük olduğu görülmektedir. Bunun sebebi olarak fırında yapılan soğuma işleminin etkisi ile ana yapının yumuşaması ve Şekil 7.26 alınan GSE görüntüleri ile de gözlemlendiğimiz gibi tavlama işlemi uygulanmış numunelerde oluşan kaba çökeltilerin oluşması söylenebilir [136]. Fakıoğlu'da [183], yaptığı çalışmasında, mevcut çalışma ile benzer şekilde AA7075 alüminyum alaşımlarına farklı sıcaklıklarda (100, 110, 120, 130 ve 140 °C) yaptığı yaşlandırma işlemlerini yanı sıra 500 °C sıcaklıkta 2 saat süre tavlayıp fırında soğutmuştur. Tavlanmış

numunelerden elde ettiği sertlik değerlerinin, yaşlanmadan elde edilen sertlik değerlerinin çok altında olduğunu belirtmiştir [183].

7.4.2 Çapraz Kırılma Dayanım Sonuçları

Farklı oranlarda TiB_2 seramik parçacıkları içeren, farklı ana yapı ve ısıtılma koşullarında hazırlanan örnekler gerçekleştirilen deneyler sonucunda çapraz kırılma dayanımları belirlenmiştir. Deneyler, her numune kümesi için en az üçer kez tekrarlanmış ve ortalama dayanım değeri alınmıştır. Deneylerin tekrar edilebilirliğini göstermek için standart sapma değerleri de hesaplanmıştır. Buna göre; T6, doğal yaşlandırma ve tavlama ısıtılma işleri yapılmış Al alaşımı ana yapılı ve tavlama saf Al ana yapılı kompozit numunelerin her biri için ayrı ayrı standart sapma değerleri Çizelge 7.6 ve 7.7’de verilmiştir. Elde edilen standart sapma değerleri, bazı örnekler için geniş aralıktadır. Bu durumu, kırılma dayanımı gibi mekanik özelliklerin iç yapı özelliklerinden çok fazla etkilenmesi [84] ve toz metalurjisi ile kompozit malzeme üretiminde elde edilen malzemelerde oluşan iç yapı hataları, parçacık ve ana yapı ara yüzeylerindeki ayrışmalar, gözenek oluşumu ve takviye elemanından dolayı oluşan çentik etkileri gibi nedenleri gösterilebilir.

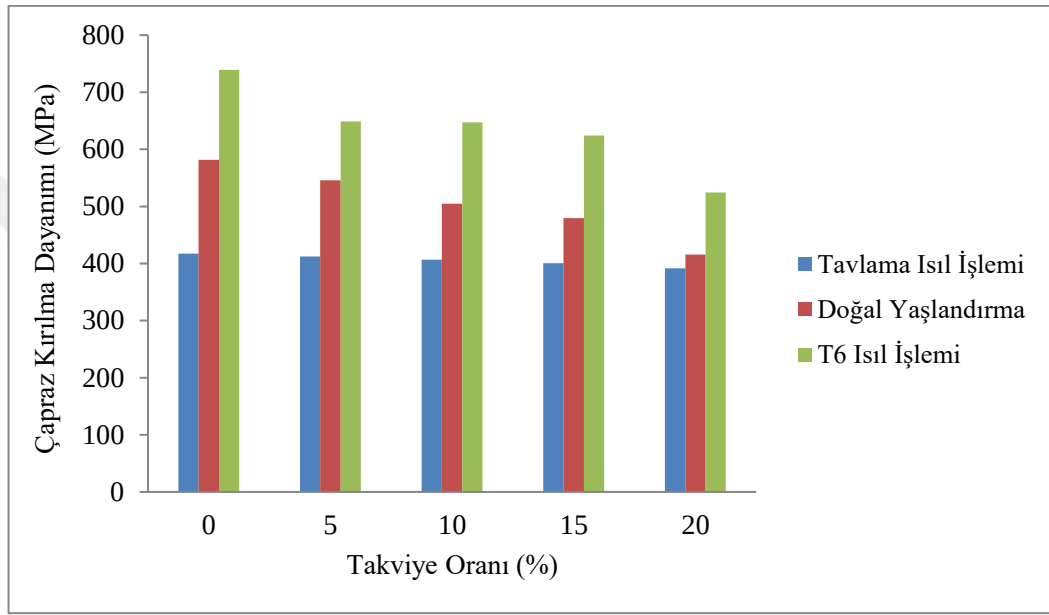
Çizelge 7.6. Farklı ısıtılma koşullarında Al alaşım ana yapılı numunelerin, deney sonrası standart sapma değerleri

Örnek	AA	AA-5TiB ₂	AA-10TiB ₂	AA-15TiB ₂	AA-20TiB ₂
Tavlama	3,44	4,15	10,98	4,88	0,56
Doğal Yaşlandırma	25,97	8,31	7,77	11,89	29,37
T6 İşlemi	25,81	6,31	6,00	15,22	12,96

Çizelge 7.7. Tavlama ısıtılma işlemi yapılmış saf Al ana yapılı numunelerin, deney sonrası standart sapma değerleri

Örnek	Al	Al-5TiB ₂	Al-10TiB ₂	Al-15TiB ₂	Al-20TiB ₂
Tavlama	0,65	0,94	2,72	3,19	3,96

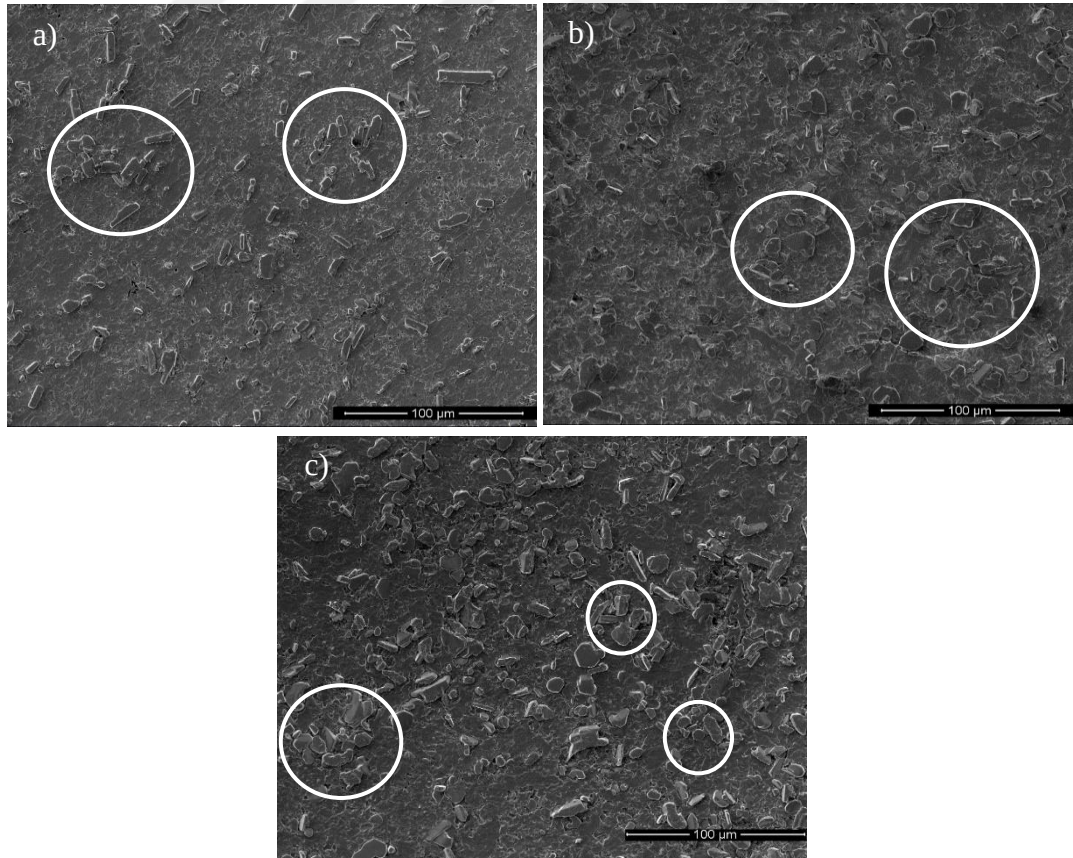
Tavlama, T6 ve doğal yaşlandırma ısıt işlemleri uygulanmış Al alaşımlı ana yapı kompozit numunelerin çapraz kırılma dayanım değerleri Şekil 7.44'te verilmiştir. Elde edilen sonuçlar incelendiğinde, Al alaşımlı ana yapı kompozit numunelerin en yüksek dayanım değerlerine T6 ısıt işlemi koşulunda ulaştığı görülmüştür. Tavlama ısıt işlemi yapılmış örneklerin ise yaşlandırma (T6 ve doğal yaşlandırma) işlemi yapılan kompozit numunelere göre oldukça düşük dayanım değerlerine sahip olduğu görülmektedir.



Şekil 7.44. AA ana yapı kompozitlerin farklı ısıt işlem koşullarında çapraz kırılma dayanımları

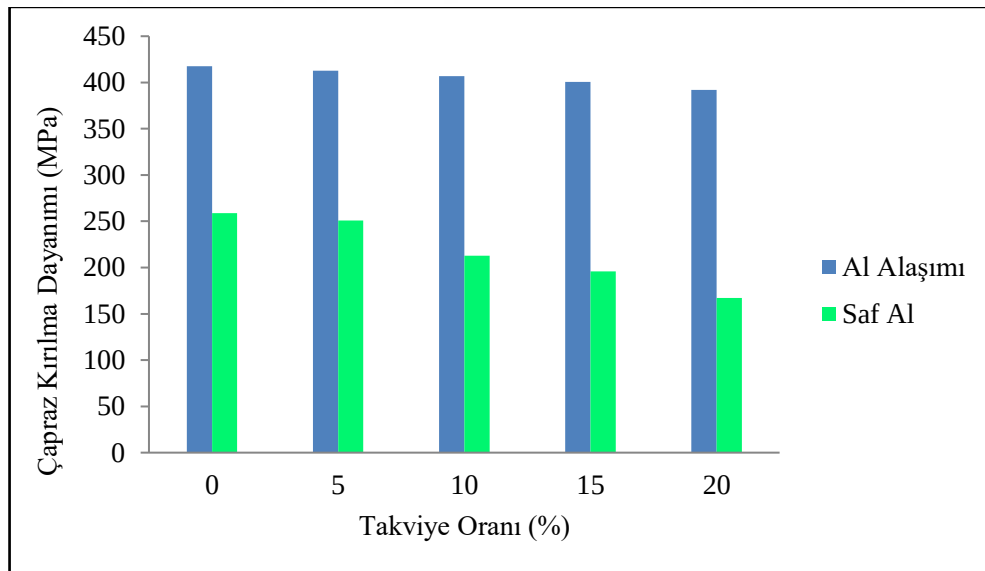
Elde edilen sonuçlar incelendiğinde, tüm ısıt işlem koşulları için en yüksek dayanım değerine, takviyesiz alaşım numunede ulaşıldığı ve alaşıma TiB_2 seramik parçacıklarının ilave edilmesi ile özellikle T6 ısıt işlemi yapılmış numunelerde, çapraz kırılma dayanım değerlerinin düştüğü görülmektedir. T6, doğal yaşlandırma ve tavlama durumları için TiB_2 parçacıklarının artış miktarına göre sırası ile 739-525 MPa, 582-416 MPa ve 418-392 MPa arasında değişen çapraz kırılma dayanımları gözlemlenmiştir. T6 ısıt işlemi yapılan deney numunelerine kıyasla özellikle tavllanmış ve doğal yaşlandırılmış numunelerin TiB_2 artışı ile çapraz kırılma dayanımındaki küçük farklılıkların oluşmasını, daha yumuşak ana yapıya sahip olmalarından dolayı yüksek kalıcı şekil değiştirme yeteneğinden kaynaklandığı söylenebilir. Artan takviye miktarının etkisiyle dayanım değerlerinin düşmesine ise takviye miktarı ile artan gözenek oranının ve bölgesel topaklanmaların sebep olduğu düşünülmektedir.

Kompozitlerde, mekanik özelliklerin gözenek yapısı ile gözenekliliğe duyarlı olduğu ve gözeneklerin numunenin kesit alanını azaltarak dayanım özelliklerini bozduğu bilinmektedir [64,66,84,190-194]. Ayrıca, kompozit numunenin yapısında düzgün olmayan bir dağılıma neden olan bölgesel parçacık topaklanmaları, şekil değişimi ve kırılma mekanizmalarını olumsuz etkilemektedir. Bölgesel parçacık topaklanmaları, kompozitlere uygulanan çekme gerilmeleri altında, topaklanmaların etrafındaki ana yapı üzerinde yüksek üç eksenli gerilmeler oluşturarak o bölgelerde düzgün olmayan şekil değişimine neden olur. Bu gerilmeler, ana yapıda kırılmaya yol açan boşlukların oluşmasını ve ilerleme hızını artırır [190,195-200]. Toz metalurjisi ile hazırlanan farklı kompozit türleri içinde yapılan çalışmalarda, gözeneklilik, gözenek boyutu, parçacık boyutu ve takviyelerin topaklanması gibi nedenler ile kompozitlerin kırılma dayanımlarının etkilendiğini ifade etmişlerdir [201-203]. Şekil 7.45'te, %10, %15 ve %20 TiB₂ takviyeli T6 ısıt işlemleri yapılmış kompozitler için bölgesel parçacık kümeleri gösterilmiştir.



Şekil 7.45. T6 ısıt işlemleri yapılmış TiB₂ takviyeli kompozit numunelerde oluşan bölgesel parçacık kümeleri a) AA-10TiB₂, b) AA-15TiB₂, c) AA-20TiB₂

Tavlanmış Al ve AA ana yapıli kompozit numunelerine ait çapraz kırılma dayanımları (Şekil 7.46) incelendiğinde, Al alaşımlı ana yapıli kompozit numunelerin saf Al ana yapıli kompozit numunelerden daha yüksek dayanım değerlerine sahip olduğu görölmektedir. Saf Al ana yapıli kompozit numunelerin de alaşımlı ana yapıli örnekler ile benzer eğilim gösterdiği ve artan TiB₂ parçacık miktarı ile dayanım değerlerinin düştüğü belirlenmiştir. Alaşımlı ve saf Al ana yapıli kompozit numunelerinin, TiB₂ parçacıklarının artış miktarına göre çapraz kırılma dayanımlarının sırası ile 418-392 MPa ve 259-167 MPa aralığında değiştii belirlenmiştir. Ayrıca, saf Al ana yapıli kompozit numunelerin, alaşımlı ana yapıli kompozit numunelere göre daha yumuşak olmasına rağmen TiB₂ parçacıklarının artışı ile kompozitlerin çapraz kırılma dayanımları arasındaki farkın çok daha fazla olduğu gözlemlenmiştir. Bu durumun sinterleme işlemi sonrası saf Al ana yapıli kompozit numunelerin Al alaşımlı ana yapıli kompozitlere göre daha yüksek gözenek miktarına sahip olmasından kaynaklandii söylenebilir. Oluşan yüksek gözenek miktarına ise sinterleme sıcaklığında (590 °C), Al alaşımlı ana yapıli kompozit numunelerin sıvı faz sinterleme [136] ile sinterlenirken, saf Al ana yapıli kompozit numunelerin katı faz sinterlenmesi sonucunda saf Al ana yapıli numunelerin daha düşük sinterlenebilirlik değerleri elde etmesi gösterilebilir.



Şekil 7.46. Tavlanmış Al ana yapıli ve AA ana yapıli örneklerin çapraz kırılma dayanımı

Singh ve arkadaşları [66], yapmış oldukları çalışmalarında gerçekleştirdikleri çapraz kırılma deneyleri sonrasında mevcut çalışma ile benzer bir davranış elde etmişlerdir.

Soğuk sıkıştırma ve sinterleme ile hazırladıkları ve hacimce %0, %5, %10 ve %15 oranlarında TiB_2 parçacıkları ile takviye ettikleri 2014 Al alaşımı ana yapılı kompozit numunelerinde artan takviye oranı ile dayanım değerlerinin düştüğünü gözlemlemişlerdir. 2014 Al alaşımı için çapraz kırılma dayanımı $\sim 229,93$ MPa olarak verilirken artan takviye oranına göre elde edilen dayanım değerlerini ise sırası ile ~ 221 , ~ 164 ve ~ 62 MPa olarak belirtmişlerdir [66]. Benzer şekilde diğer bir çalışmada Paidpilli ve arkadaşları [64] TiB_2 parçacık takviyeli 6061 Al alaşımı ana yapılı kompozitleri, soğuk sıkıştırma ve sinterleme yöntemi ile hazırlamışlardır. Hazırladıkları kompozitlere yaptıkları üç nokta eğme deneylerinde, alaşıma ilave edilen %5 TiB_2 parçacık takviyesi ile çapraz kırılma dayanımında küçük bir artış elde etseler bile %10 ve özellikle %15'lik TiB_2 parçacık takviyelerinde 6061 Al alaşımına kıyasla önemli ölçüde dayanımlarının düştüğünü belirtmişlerdir [64].

Çalın [204] da yapmış olduğu doktora tez çalışmasında emdirme yöntemi ile hazırladığı, farklı hacim (%10, %20, %30, %40 ve %52) oranlarında ve $105\ \mu m$ tane boyutunda MgO parçacıkları ile takviye ettiği Al-%3Mg ana yapılı kompozitlerin çapraz kırılma deney sonuçlarında artan takviye oranı ile dayanım değerlerinin düştüğünü gözlemlemiştir. Artan hacim oranı ile gözenekli bir yapının oluştuğunu ve bu durumun kırılma dayanımını düşürdüğünü ifade belirtmiştir [204]. Aynı şekilde Pul [205] yaptığı çalışmada, emdirme yöntemi ile üretimi gerçekleştirdiği saf Al ana yapılı ve farklı oranlarda MgO takviyeli kompozit numunelerin çapraz kırılma dayanımlarını incelemiştir. Hacimce %5, %10 ve %15 parçacık oranlarında hazırlanan numunelerde, en yüksek kırılma kuvveti değerine $169,9\ kN$ ile %5 MgO takviyeli kompozit numunede ulaşılırken, en düşük değere ($88,5\ kN$) ise %15 MgO takviyeli kompozit numunede elde etmiştir. Ulaşılan sonucun, artan MgO parçacık miktarı ile artan gözenek oranından ve MgO parçacıklarının kırılma esnasında oluşturduğu çentik etkisinden kaynaklandığını belirtmiştir [205].

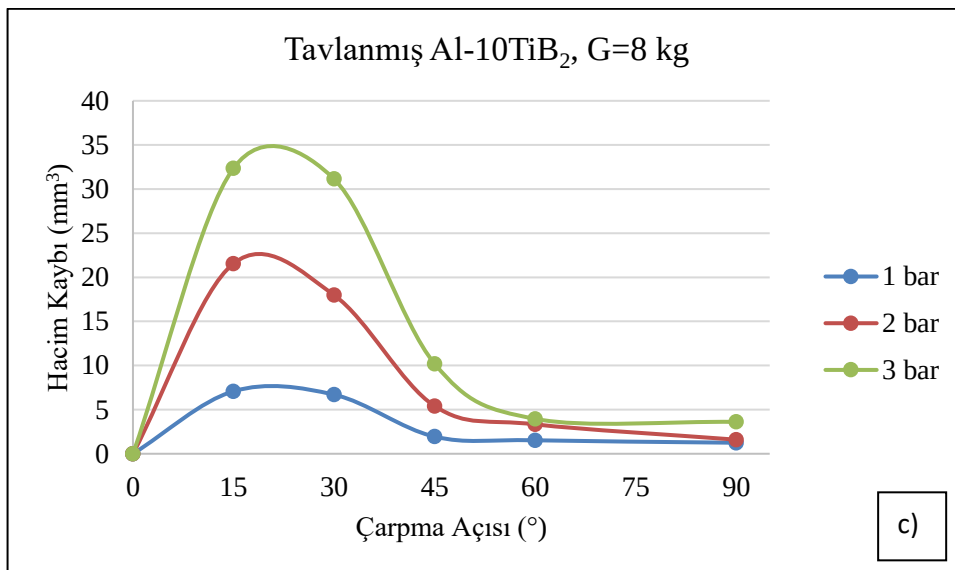
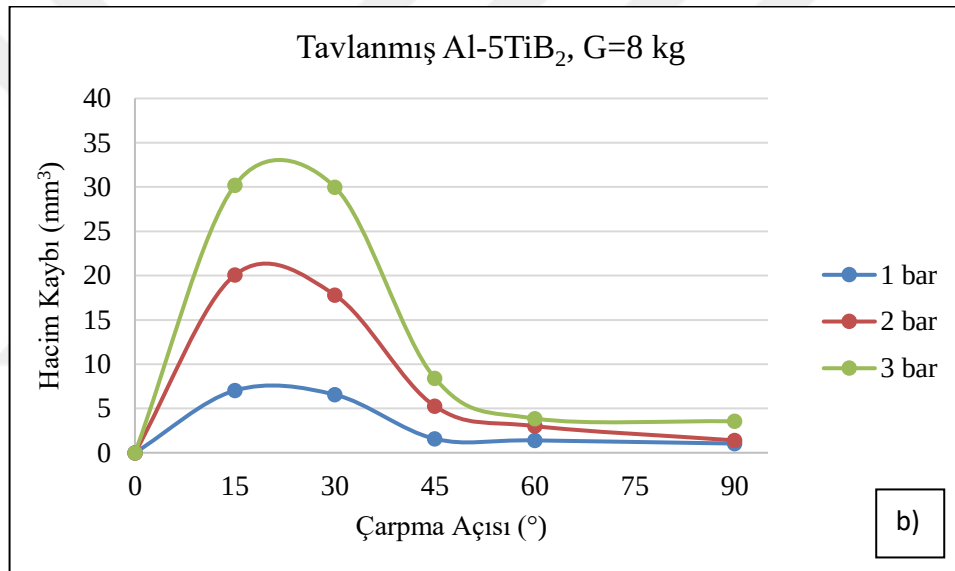
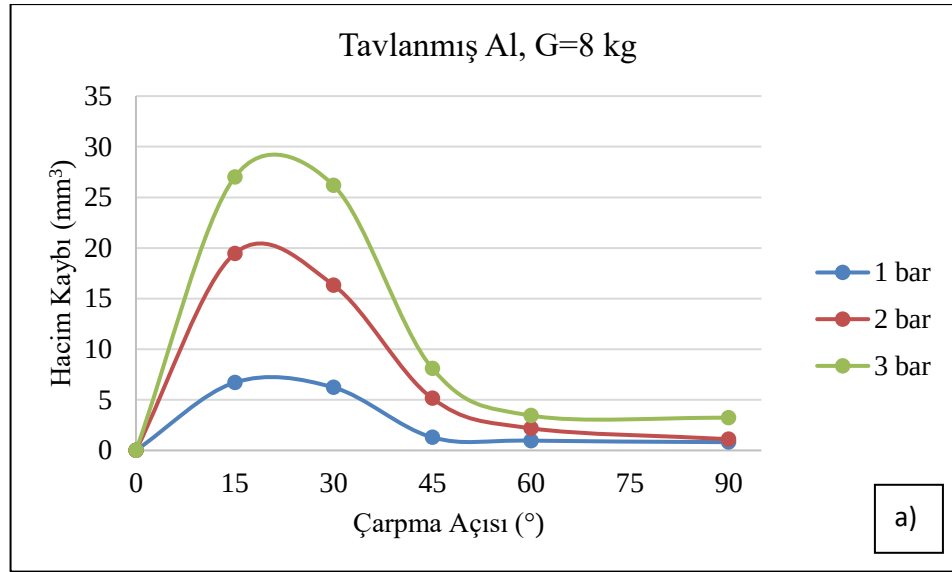
7.4.3 Erozyonlu Aşınma Deney Sonuçları

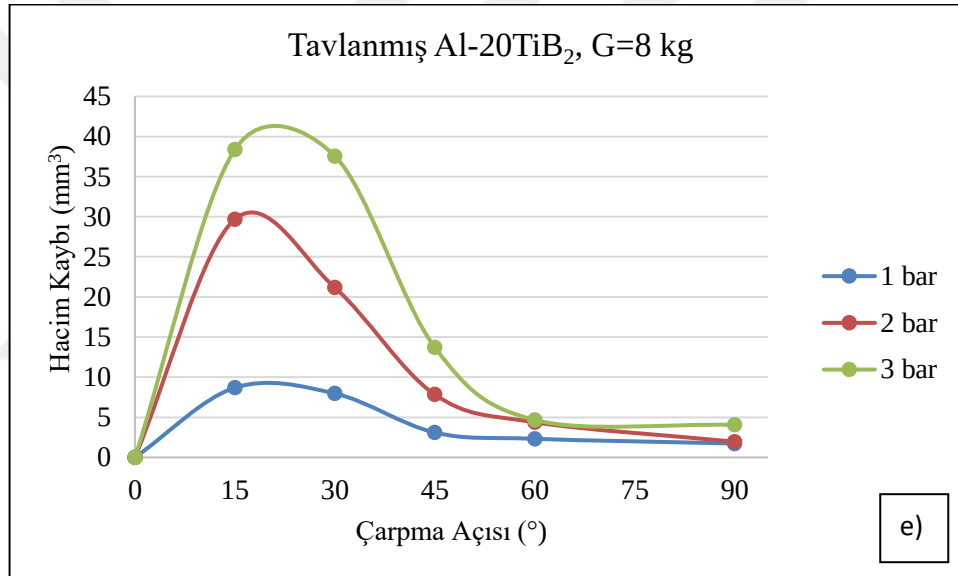
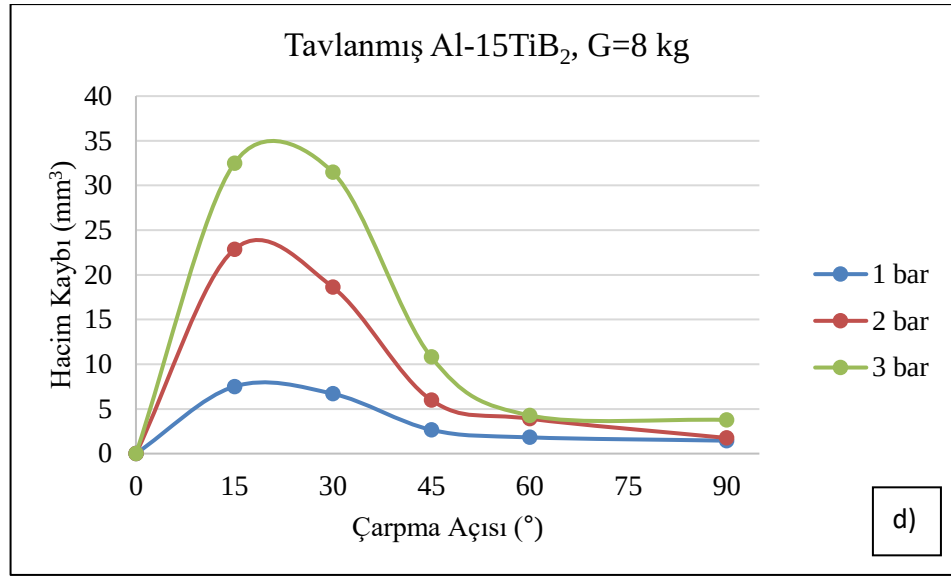
Tavlanmış saf Al ana yapılı kompozitler ile tavlama ve T6 ısıt işlemleri yapılmış AA alaşımı ana yapılı kompozit numunelere yapılan erozyonlu aşınma deneyleri üç aşamada yapılmıştır. İlk aşamada deneyler, 8 kg aşındırıcı parçacık miktarı ile 1, 2 ve

3 bar püskürtme basınçlarında ve 15°, 30°, 45°, 60° ve 90° olmak üzere beş farklı çarpma açısında gerçekleştirilmiştir. Sonraki aşamada ise deneyler, aşındırıcı parçacık miktarının erozyonlu aşınmaya etkisini görebilmek için 8, 25 ve 50 kg aşındırıcı miktarları ile 60° çarpma açısı ve 3 bar püskürtme basıncında yapılmıştır. En son aşamada ise deneyler, 50 kg aşındırıcı parçacık miktarı ile 3 bar püskürtme basıncı ve 15°, 30°, 45°, 60° ve 90° çarpma açıları gerçekleştirilmiştir. Deney sonuçlarında elde edilen erozyon miktarları hacim kaybı olarak verilirken, grafik üzerinde gösterim kolaylığı açısından aşındırıcı miktarı ise G simgesi ile gösterilmiştir.

Katı parçacık erozyon aşınmasında, deney koşullarının yanı sıra kullanılan aşındırıcı parçacığın boyutu ve şekli de önemlidir. Yapılan çalışmada kullanılan Al₂O₃ parçacıkları, ortalama 580 µm parçacık boyutuna ve köşeli bir şekle sahiptir. Aşındırıcı parçacık boyutunun, erozyon aşınması üzerine çok farklı etkileri oluşmaktadır. Yıldiran [206], küçük boyutlu aşındırıcıların daha yüksek aşınmaya neden oluşunu belirtirken, Fowler ve arkadaşları [207] ise küçük boyutlu aşındırıcıların erozyon oranını azalttığını ifade etmişlerdir [206, 207]. Sundarajan ve Roy [208] ise belirli kritik bir aşındırıcı parçacık boyutundan sonra, artan aşındırıcı parçacık boyutunun erozyonlu aşınmayı çok fazla etkilemediğini belirtmişlerdir [208]. Ayrıca, benzer sertlik değerlerine sahip oldukları kabul edilir ise köşeli şekle sahip aşındırıcı parçacıkları yuvarlak şekilli parçacıklardan daha fazla aşınmaya neden olurlar [97]. Bahadır ve Badruddin [209], Oka ve arkadaşları [210] ve Lin ve arkadaşları da [211] yaptıkları çalışmalarda, köşeli şekle sahip aşındırıcı parçacıkların yuvarlak şekilli parçacıklardan daha fazla aşınmaya neden olduğunu belirtmişlerdir [209-211].

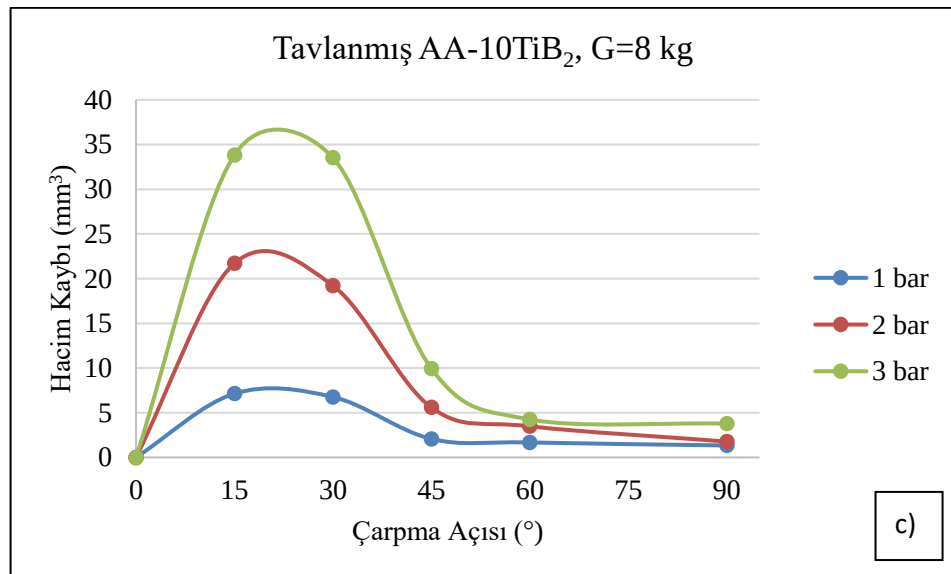
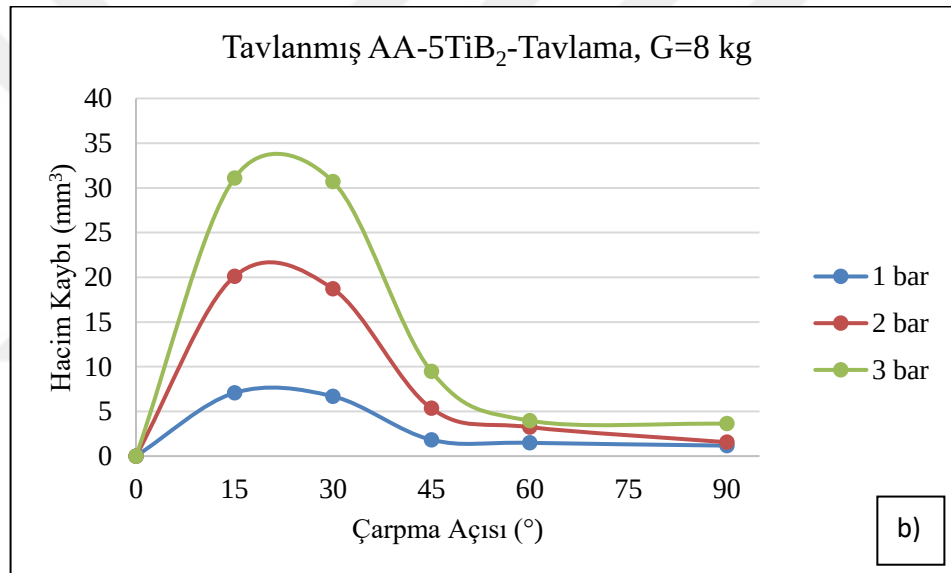
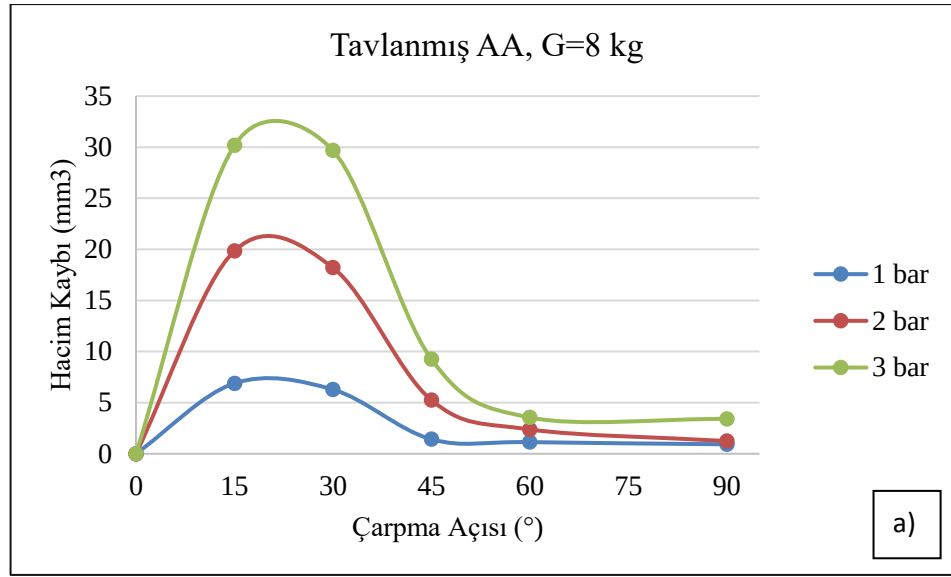
Tavlama işleminin yapılmış Al ana yapıllı TiB₂ takviyeli kompozit numunelere, 8 kg Al₂O₃ aşındırıcı parçacıkları ile farklı çarpma açıları ve püskürtme basınçlarında gerçekleştirilen deneyler sonrası elde edilen sonuçlar Şekil 7.47’de verilmiştir. Sonuçlar incelendiğinde, artan püskürtme basıncı ile tüm takviye oranları ve çarpma açıları için aşınma miktarının arttığı ve en fazla aşınmanın ise 3 bar püskürtme basıncında oluştuğu gözlemlenmiştir. Al, Al-5 TiB₂, Al-10 TiB₂, Al-15 TiB₂ ve Al-20 TiB₂ tamamında en fazla aşınma 15°’lik çarpma açısında görülmüştür. Ayrıca, artan çarpma açısı ile aşınma miktarının azaldığı ve eklenen aşındırıcı miktarının erozyonlu aşınma davranışını değiştirmediğini ancak erozyon miktarını arttırdığı belirlenmiştir.

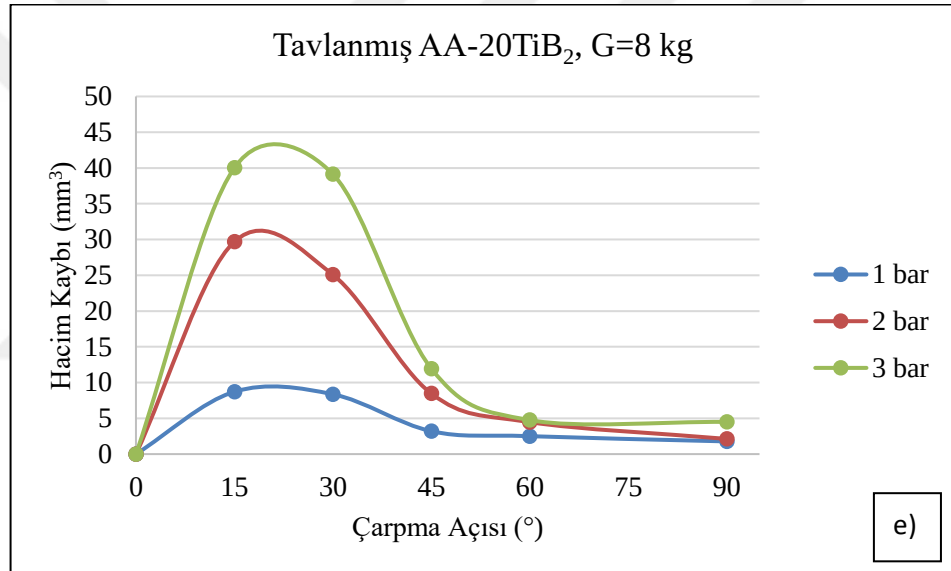
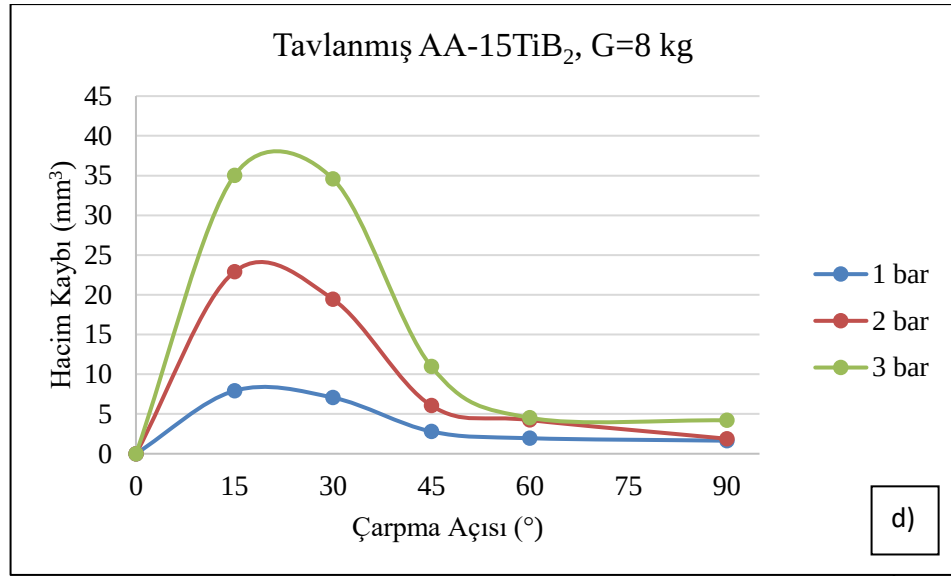




Şekil 7.47. Al ana yapılı tavlama ısıl işlemi yapılmış kompozit numunelerin, 8 kg aşındırıcı ile gerçekleştirilen erozyonlu aşınma sonucuna çarpma hızı ve açısının etkisi; a) Al, b) Al-5 TiB₂, c) Al-10 TiB₂, d) Al-15 TiB₂, e) Al-20 TiB₂

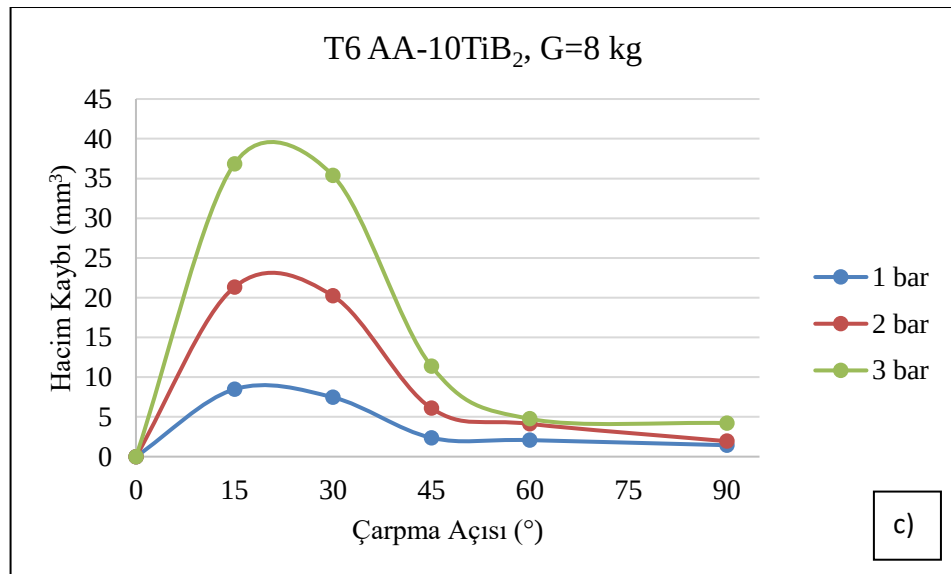
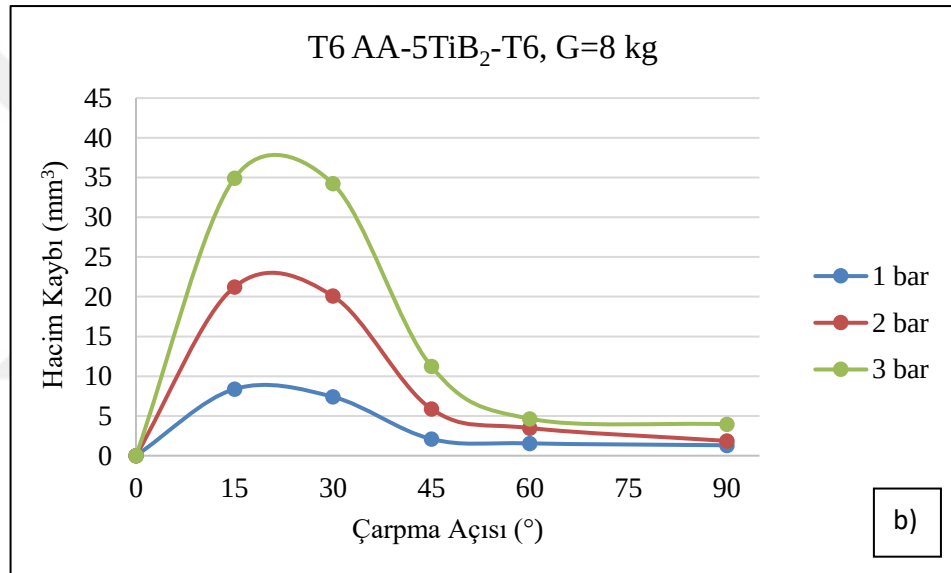
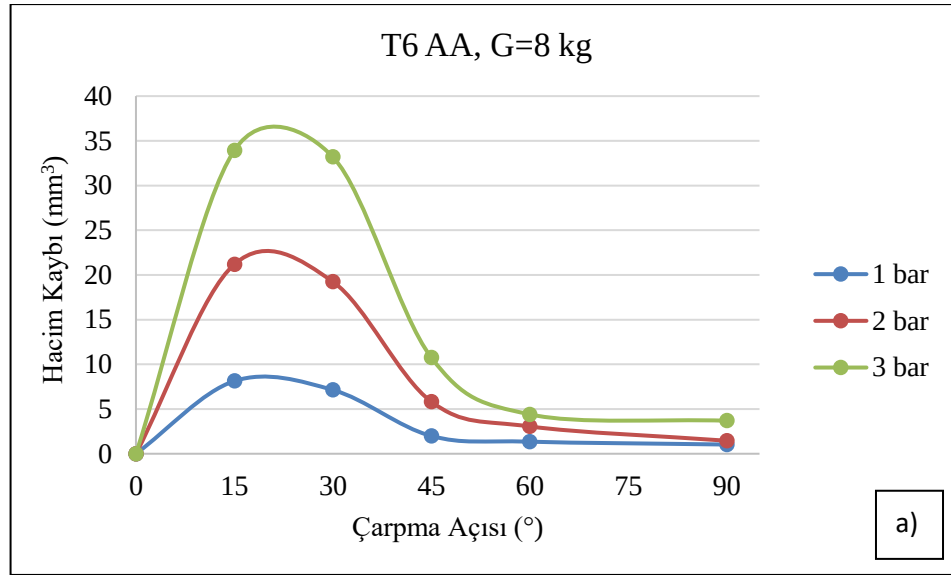
Al ana yapılı kompozit numunelere ait deneylerin tamamlanmasından sonra tavllanmış AA ana yapılı kompozit numunelerine ait deneyler yapılmıştır. 8 kg Al₂O₃ aşındırıcı parçacıkları ile farklı çarpma açıları ve püskürtme basınçlarında gerçekleştirilen deneylere ait eğriler Şekil 7.48’de verilmektedir. Elde edilen sonuçların, aynı şartlarda deneyleri gerçekleştirilen Al ana yapılı kompozitler ile benzer eğilim gösterdiği, tüm takviye ve çarpma açıları için en fazla aşınmanın 3 bar püskürtme basıncında gözlemlenmesinin yanı sıra en fazla aşınmanın ise 15° derecelik çarpma açısında olduğu belirlenmiştir.

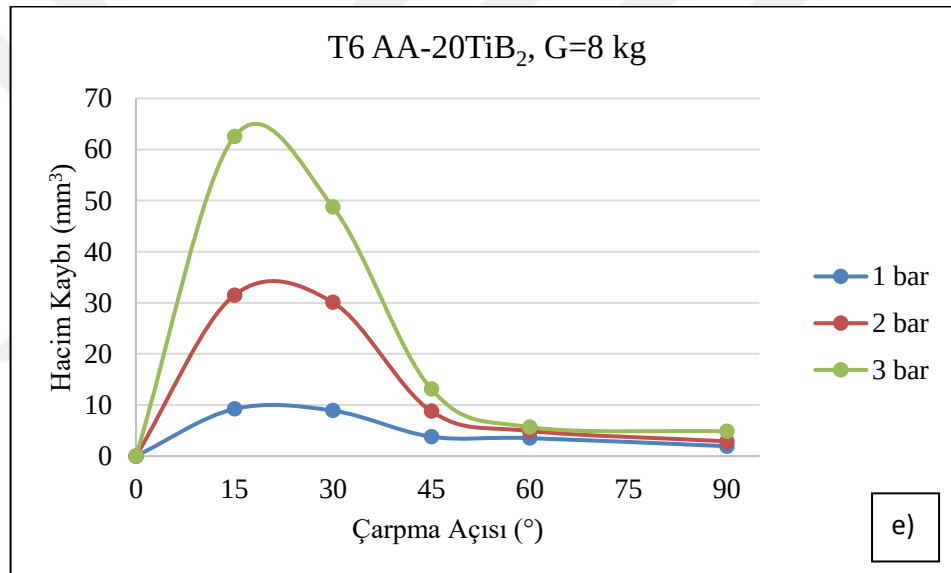
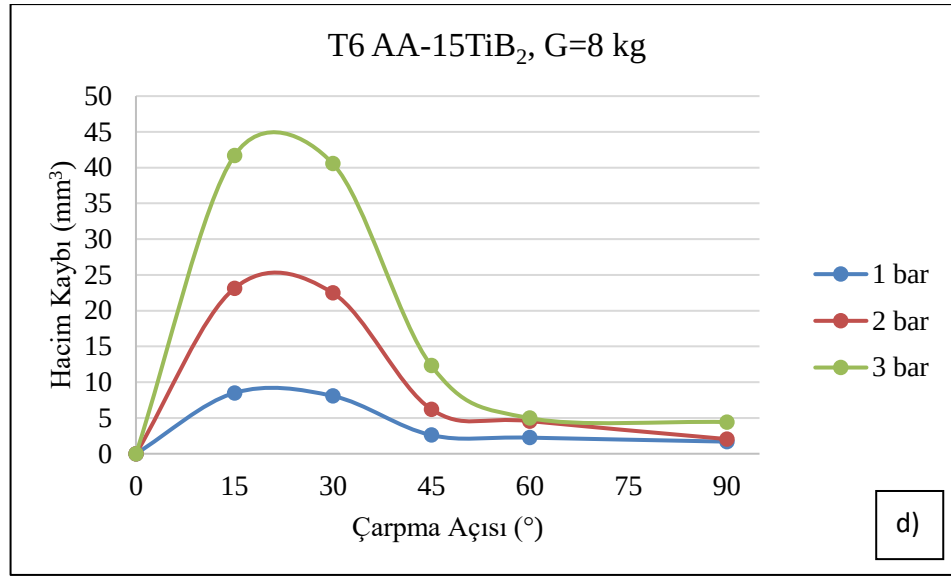




Şekil 7.48. AA ana yapılı tavlama ısıtılmış kompozit numunelerin, 8 kg aşındırıcı ile gerçekleştirilen erozyonlu aşınma sonucuna çarpma hızı ve açısının etkisi; a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂

Tavlanmış Al ve AA kompozit numunelerine gerçekleştirilen deneyler sonrası, 8 kg Al₂O₃ aşındırıcı parçacıkları ile en son olarak T6 ısıtılmış AA kompozitlerine farklı çarpma açısı ve püskürtme basınçlarında deneyler yapılmıştır. Deneylerden elde edilen sonuçlar Şekil 7.49’da verilmiştir. T6 ısıtılmış AA kompozitlerinin de tavlanmış AA ve Al ana yapılı kompozitler ile benzer eğilim gösterdiği belirlenmiştir.





Şekil 7.49. AA ana yapılı T6 ısıtılmış yapılmış kompozit numunelerin, 8 kg aşındırıcı ile gerçekleştirilen erozyonlu aşınma sonucuna çarpma hızı ve açısının etkisi; a) AA, b) AA-5 TiB₂, c) AA-10 TiB₂, d) AA-15 TiB₂, e) AA-20 TiB₂

Şekil 7.47-7.49'da elde edilen eğriler incelendiğinde tüm malzeme kümelerinin benzer aşınma davranışı sergilediği gözlemlenmiştir. En fazla erozyon aşınması ise T6 ısıtılmış yapılmış AA kompozit numunelerinde görülmüştür. Ayrıca, tüm ısıtılmış şartlarında ve ana yapı türlerinde artan takviye miktarı ile aşınma miktarının, deney yapılan tüm püskürtme basıncı ve çarpma açılarında arttığı belirlenmiştir. Malzeme türü ve aşındırıcı miktarının yanı sıra deneylerde, en fazla aşınmanın 15° çarpma açısında gözlemlendiği ve 30° çarpma açısından sonra aşınmanın, tüm püskürtme basınçlarında ve malzeme kümelerinde belirgin bir şekilde azaldığı sonucuna

ulaşılmıştır. Elde edilen bu sonuçlar bize tüm malzeme türlerinin sünek malzeme davranışına sahip olduğunu göstermektedir. Ana yapıya ilave edilen seramik takviyeleri sertliği artırmış olsa bile erozyonlu aşınma davranışını değiştirmedigi ve takviyeli malzemelerin bile sünek davranış gösterdiğini ortaya koymuştur. Sünek metaller için en yüksek erozyon oranın, düşük ($20-30^\circ$) çarpma açılarında meydana geldiği [96,97] bilinmektedir. Hutchings [212] ve Finnie'de [213], yaptıkları çalışmalarda sünek malzemelerin yapısal bir özelliği olarak en fazla aşınma oranlarına, $15-30^\circ$ açıları arasında gerçekleştirilen deneylerde ulaştıklarını belirtmişlerdir [212, 213].

Gerçekleştirilen deneylerde elde edilen sonuçlar, artan püskürtme basıncı ile özellikle 15° ile 45° çarpma açıları arasında, aşınmanın belirgin bir şekilde arttığını göstermektedir. Literatürde yapılan çalışmalar, artan püskürme basıncı ile aşındırıcı parçacık hızının arttığını göstermektedir [118, 214, 215]. Bağcı [118], yaptığı tez çalışmasında yaklaşık 200 μm ve 400 μm ortalama çapa sahip alümina aşındırıcı parçacıklarının, 1, 2 ve 3 bar püskürtme basınçlarında sahip oldukları hızları sırası ile yaklaşık olarak 23, 34 ve 53 m/s olarak verirken, Danesh [215] ise yaptığı tez çalışmasında, alümina (240 grit) aşındırıcı parçacıklarının 300, 850, 2100 ve 4000 mbar basınçlarında sırası ile 75, 100, 150 ve 190 m/s hıza ulaştığını belirtmiştir [118, 215]. Erozyon aşınmasında erozyon oranı üzerinde çok güçlü bir etkiye sahip olan değişken, aşındırıcı parçacık hızıdır. Aşındırıcı parçacık çarpma hızı düşük olduğu durumlarda, çarpma anındaki gerilmeler plastik şekil değiştirme oluşumu için yetersiz olacağı için meydana gelen erozyon aşınması yüzey yorulması şeklinde oluşacaktır. Bu durumda düşük parçacık hızlarında erozyon aşınmasının daha uzun sürede belirgin hale gelmesine neden olacaktır. Ancak aşındırıcı parçacık hızı arttığında ise erozyon aşınması plastik şekil değişimine bağlı olarak oluşacaktır. Bundan dolayı yüksek çarpma hızlarında aşınma miktarı kısa sürede artacaktır [97,98]. Deneylerde elde ettiğimiz sonuçlarda da artan püskürtme basıncı ile aşındırıcı parçacıklarının çarpma hızının artmasından dolayı aşınma miktarının arttığı sonucuna ulaşılabilir.

Mevcut çalışma ile benzer olarak, sünek davranış gösteren malzemelerde artan çarpma hızı ile aşınma miktarındaki en belirgin artışların daha çok düşük (30°) çarpma açılarında görüldüğünü ifade eden Bağcı [118], yaptığı çalışmada cam elyaf takviyeli

epoksi kompozit (GF/EP) numunelere, farklı dolgu maddeleri ilave ederek yeni cam elyaf takviyeli epoksi kompozitler elde etmiştir. Elde ettiği kompozit numunelere, 200 ve 400 µm alümina aşındırıcı parçacıkları ile 30°, 60° ve 90° çarpma açılarında ve yaklaşık 23, 34 ve 53 m/s çarpma hızlarında erozyonlu aşınma deneylerini yapmıştır. Elde ettiği sonuçlarda, 30° çarpma açısında en fazla aşınmanın olduğunu ve malzemelerde karşılaşılan durumun sünek malzemelere benzer bir eğilim gösterdiğini belirtmiştir. Ayrıca, artan çarpma hızı ile katkısız GF/EP ve farklı katkı maddeleri ile katkılı GF/EP deney numunelerinin tamamında erozyon oranlarında artışlar meydana geldiğini söylemiştir. Katkısız ve 0° elyaf doğrultusunda GP/EP örneklerinin en fazla aşınmanın görüldüğü 30° çarpma açısında 23, 34 ve 53 m/s hızlarında meydana gelen aşınma miktarını sırası ile yaklaşık olarak 5, 8 ve 16 mg/kg olarak vermiştir. Aynı malzeme grubunun 60° çarpma açısında ve benzer hızlarda artan hız ile oluşan aşınma miktarlarını sırası ile yaklaşık olarak 2, 4 ve 5 mg/kg olarak belirtmiştir [118].

Avcu [214], yaptığı tez çalışmasında dört farklı boyuta sahip lal taşı (garnet) aşındırıcı parçacıkları ile Ti-6Al-4V alaşımının erozyonlu aşınma davranışını incelemiştir. 1,5, 3 ve 4 bar püskürtme basınçlarında ve 15°, 30°, 45°, 60°, 75° ve 90° çarpma açılarında gerçekleştirdiği deneyler sonucunda, 20-40 meş boyutlu aşındırıcı parçacıkları ile yapılan deneylerde en fazla erozyon oranının, tüm parçacık çarpma açılarında 4 bar parçacık püskürtme basıncında belirgin bir şekilde görüldüğünü belirtmiştir. Ayrıca aynı parçacık boyutu ile aşındırılan Ti-6Al-4V numunelerinin, püskürtme basıncının 1,5, 3 ve 4 bar olduğu durumlar incelendiğinde, en yüksek erozyon oranının sırası ile 15°, 30° ve 45°-60° çarpma açılarında görüldüğünü belirtmiştir. Elde ettiği bu sonuç ile özellikle 20-40 meş aşındırıcı parçacık ile yapılan deneyler için Ti-6Al-4V alaşımın farklı basınçlarda farklı erozyon aşınma davranışı gösterdiği sonucuna ulaşmıştır. Ancak, 180 meş boyutunda aşındırıcı parçacıkları ile yapılan deneylerde aşındırılan Ti-6Al-4V numunelerinin tüm püskürtme basınçlarında (1,5, 3 ve 4 bar) en yüksek erozyon oranının 30° çarpma açısında meydana gelirken, en düşük aşınma oranının ise 90° çarpma açısında meydana geldiğini belirtmiştir. Ayrıca, 80 meş boyutlu aşındırıcı parçacıkları ile gerçekleştirilen deneylerde, Ti-6Al-4V alaşımının erozyon oranlarının tüm aşındırıcı parçacık çarpma açılarında parçacık püskürtme basıncının artması ile arttığını gözlemlemiştir. Püskürtme basıncında meydana gelen bu artışın da doğrusala yakın bir eğilim gösterdiğini ifade etmiştir [214].

Danesh [215] ise yaptığı çalışmada polikarbonat, plastik cam (pleksiglas), siyah katmanlı (lamine) cam ve renksiz katmanlı cam malzemelerin, farklı çarpma açılarında ve parçacık hızlarında katı parçacıklı erozyon davranışlarını incelemiştir. Alümina aşındırıcı parçacıkları ile ilk olarak 90° parçacık çarpma açısında ve 300, 850, 2100 ve 4000 mbar püskürtme basınçlarında gerçekleştirdiği deneylerde, artan basınç miktarı ile farklı aşınma sürelerinde de aşınma miktarının arttığı sonucuna ulaşmıştır. Sonraki aşamada ise, 2100 mbar (150 m/s) püskürtme basıncında, 20°, 30°, 45°, 60° ve 90° çarpma açılarında deneyleri yapmıştır. En düşük aşınma miktarının tüm aşınma süreleri için 90° çarpma açısında oluştuğunu gözlemlerken, en fazla aşınmanın ise aşınma süreleri ile değiştiğini belirtmiştir. 4, 8 ve 12 aşınma sürelerinde gerçekleştirdiği deneyler sonrasında malzemelerin en fazla erozyon aşınması gösterdiği çarpma açılarını sırası ile 30°, 45° ve 20° olarak verirken, 16 dak aşınma süresinde de 20° çarpma açısında oluştuğunu gözlemlemiştir [215].

Yıldiran ve arkadaşları [216] ise yaptıkları çalışmalarında, 3003 alüminyum alaşımının katı parçacıklı erozyon davranışını incelemişlerdir. Deneyleri, farklı parçacık çarpma açılarında (15°, 30°, 45° ve 60°) ve püskürtme basınçlarında (1.5, 3 ve 4 bar), 80 meş ve 180 meş boyutlu aşındırıcı parçacıkları (garnet) ile gerçekleştirmişlerdir. Numunelerin erozyon oranları parçacık çarpma açısına, püskürtme basıncına ve aşındırıcı parçacık boyutuna bağlı olarak önemli ölçüde değişmiştir. En fazla erozyon miktarının, tüm püskürtme basınçlarında ve parçacık boyutlarında 15° çarpma açısında olduğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca tüm çarpma açılarında ve parçacık boyutlarında, püskürtme basıncındaki artışlarla numunelerin erozyon oranlarının arttığı sonucuna ulaşmışlardır. Aşındırıcı parçacık boyutunu artması ile de numunelerin erozyon oranlarının azaldığını belirtmişlerdir [216].

Modi ve arkadaşları [217], ağırlıkça %37,5 Al, %2,5 Cu, %0,2 Mg ve kalanı çinko olacak şekilde bileşime sahip alaşım ana yapılı ve ağırlıkça %10 alümina parçacıkları takviyeli kompozit numunelerine, ana yapı alaşımının erozyonlu aşınma direnci üzerinde, takviye elemanı alümina parçacıklarının etkisini araştırmıştır. 1,5 mm çapa sahip lüle ile 5 dakika boyunca gerçekleştirilen erozyon deneyleri; 94,2 ve 196,4 m/s çarpma hızlarında ve farklı çarpma açılarında (15°– 90°) yapmışlardır. Artan aşındırıcı çarpma hızı ile aşınma miktarının arttığını ve 94,2 m/s çarpma hızında malzemelerde en fazla erozyon aşınmasının 15° çarpma açısında oluştuğunu belirtirken, 196,4 m/s

parçacık çarpma hızında ise en fazla erozyon aşınma miktarlarının 40° - 60° arasında çarpma açılarında oluştuğunu belirtmişlerdir [217].

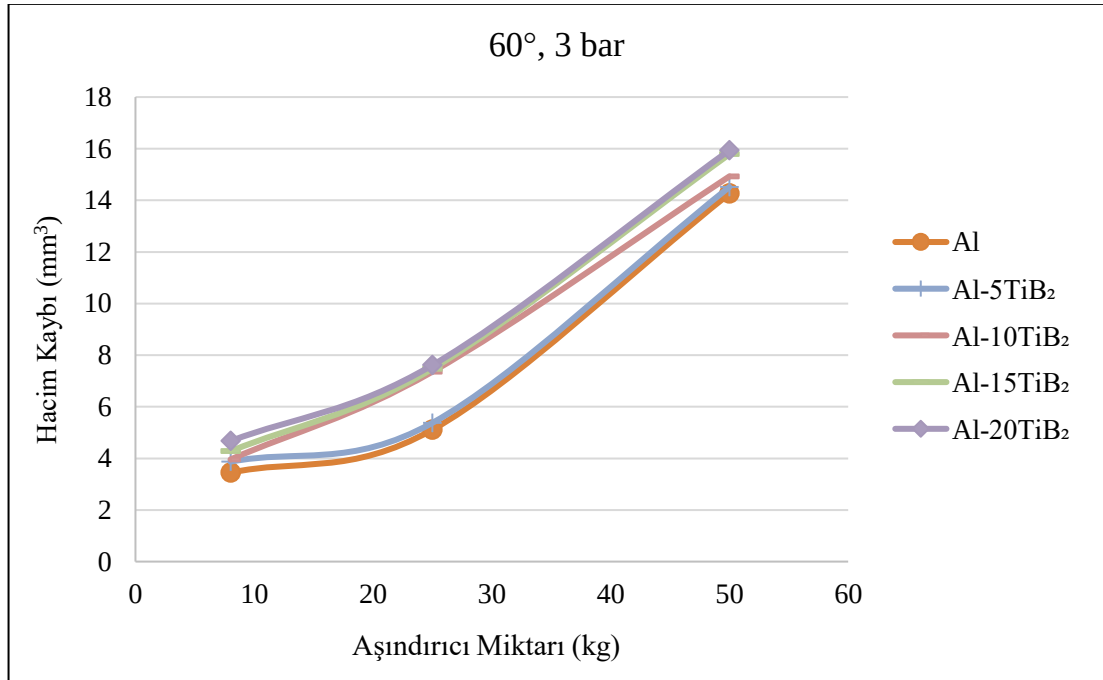
Khoddami ve arkadaşları [218], Ti-6Al-4V alaşım malzemesinin erozyonlu aşınma davranışları ile ilgili deney sonuçlarını sonlu elemanlar analizi ile karşılaştırarak incelemişlerdir. 25° , 45° ve 90° parçacık çarpma açıları ve 10, 17,5 ve 25 m/s parçacık çarpma hızlarında gerçekleştirdikleri deneylerin hem deneysel hem de sonlu eleman analizi sonuçlarında, aşındırıcı parçacık hızının artmasıyla erozyon miktarının arttığını göstermişlerdir. Ayrıca en yüksek erozyon miktarına, 45° aşındırıcı parçacık çarpma açısında ulaşıldığını belirtmişlerdir [218]. Finnie [99] ise yaptığı çalışmada SAE 1020 çeliğinin tavlama işlemi sonrası, 20 gr (46 meş boyutlu) SiC aşındırıcı parçacıkları ile 20° çarpma açısında erozyonlu aşınma davranışlarını incelemiştir. Yaptığı deneyler sonuçlarında, çeliğin erozyon aşınma miktarının aşındırıcı parçacık hızı arttıkça arttığını belirtmiştir [99].

Acar ve arkadaşları [219], AA 6061 alüminyum alaşımının farklı aşındırıcı çarpma açısı (20° , 30° , 45° , 60° , 90°) ve püskürtme basınçlarında aşınma davranışını incelemişlerdir. 300, 680, 2100 ve 4000 mbar püskürtme basınçlarında, aşındırıcı parçacık hızlarının sırası ile 74, 90, 150 ve 195 m/s olduğunu belirtmişlerdir. Elde ettikleri sonuçlarda, aşındırıcı parçacık hızının artması ile erozyon oranının arttığını ve en fazla aşınma miktarının 20° çarpma açısında meydana geldiği sonucuna ulaşmışlardır. Ayrıca, aşınan yüzeylerde oluşan aşınma izlerinin darbe açısının artması ile elips şeklinden dairesel şekle dönüştüğünü belirtmişlerdir [219].

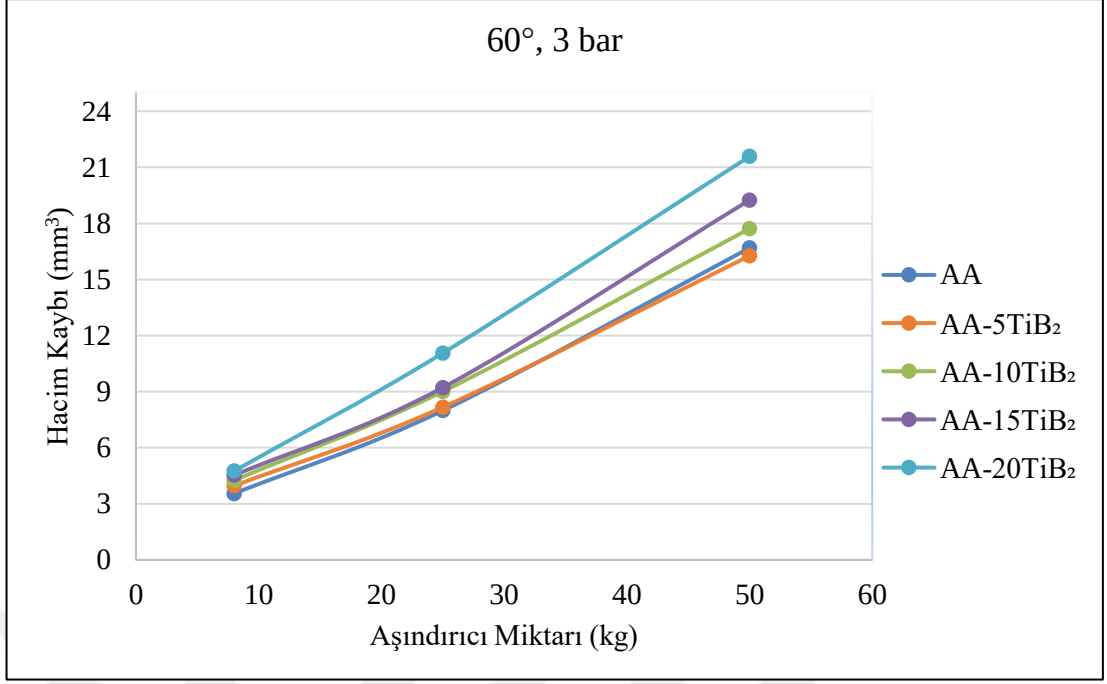
Yapılan çalışmalar ile benzer şekilde Budur [220] ise yaptığı tez çalışmasında, AISI 1020, AA 6061, Ti-6Al-4V, SS 304, Hardox 450, DP 600 malzemelerinin erozyonlu aşınma davranışlarını, ilk olarak 100 m/s parçacık çarpma hızında ve 20° , 30° , 45° , 60° ve 90° parçacık çarpma açılarında erozyonlu aşınma davranışlarını incelemiştir. Elde ettiği sonuçlarda, artan aşındırıcı parçacık hızı ile aşınma oranının arttığını ve tüm malzemelerin 20° - 30° çarpma açılarında en çok aşınma oranına sahip olduğunu belirtmiştir. Tamamının sünek davranış gösterdiği malzemelerden, en az aşınan malzeme türü olarak AA 6061 alaşımını belirtirken, en çok aşınan malzeme olarak ta DP 600 çeliğini vermiştir [220].

8 kg Al_2O_3 aşındırıcı parçacıkları ile farklı aşındırıcı çarpma açılarında ve püskürtme basınçlarında gerçekleştirilen deneylerin tamamlanmasından sonra aşındırıcı miktarının aşınma oranı üzerindeki etkisini görmek için deneyler yapılmıştır. Tüm malzeme türlerine, 60° çarpma açısında ve 3 bar püskürtme basıncı ile 8, 25 ve 50 kg'lık Al_2O_3 aşındırıcı parçacıkları ile gerçekleştirilen deneylerin sonuçları Şekil 7.50-7.52'de verilmiştir.

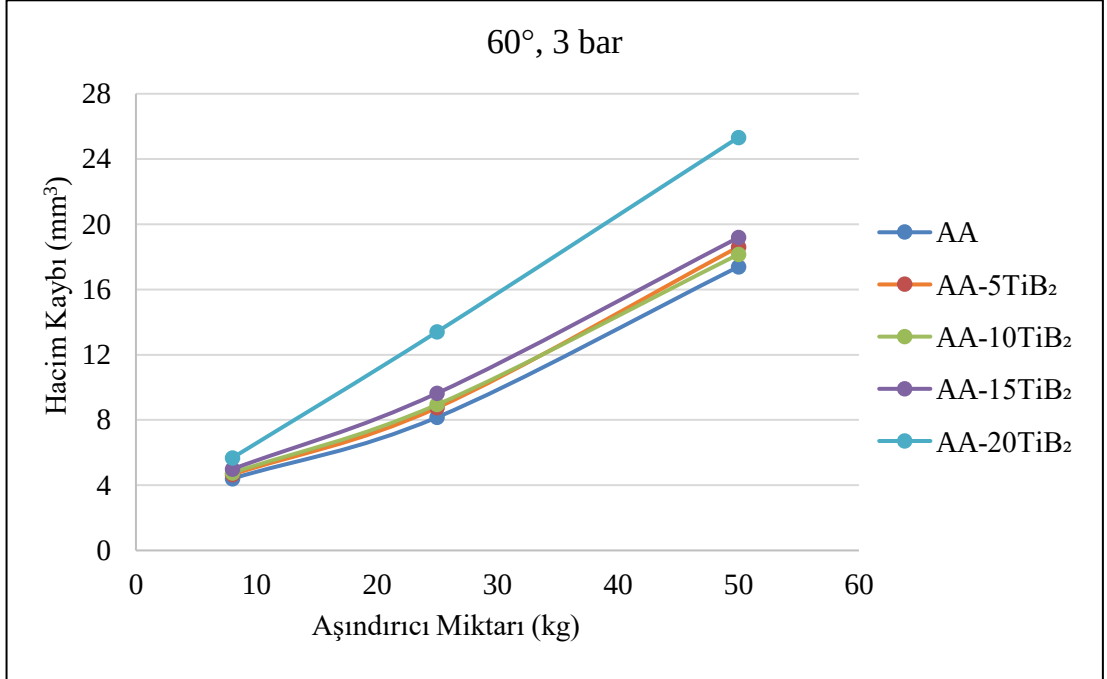
Şekil 7.50-7.52'de verilen eğriler incelendiğinde artan aşındırıcı miktarı ile aşınma miktarının arttığı görülmektedir. Tavlanmış Al ve AA ana yapılı kompozitler ile T6 ısıl işlemi yapılmış AA ana yapılı kompozit numuneler için en fazla aşınmanın 50 kg Al_2O_3 aşındırıcı miktarında gözlemlenirken, en az aşınma oranlarının ise 8 kg aşındırıcı miktarında olduğu belirlenmiştir. Aşındırıcı miktarının artması ile numunelerinin aşınma süreleri arttırdığı için aşınma miktarlarının artması beklenmektedir [221]. 3 bar püskürtme basınç değerinde 8, 25 ve 50 kg aşındırıcı parçacıklarının numune yüzeyine çarpma süreleri sırası ile yaklaşık olarak 0,67, 2,10 ve 4,20 dak olarak belirlenmiştir. Ayrıca, bu şartlarda yapılan deneylerde de ilave edilen takviye miktarının artması ile aşınma miktarının arttığı gözlemlenmiştir.



Şekil 7.50. Tavlanmış Al alaşım ana yapılı kompozit numunelerle gerçekleştirilen deneylerde, erozyonlu aşınma miktarına aşındırıcı miktarının etkisi



Şekil 7.51. Tavlanmış AA alaşım ana yapıli kompozit numunelerle gerçekleştirilen deneylerde, erozyonlu aşınma miktarına aşındırıcı miktarının etkisi



Şekil 7.52. T6 ısııl işlemi yapılmış AA alaşım ana yapıli kompozit numunelerle gerçekleştirilen deneylerde, erozyonlu aşınma miktarına aşındırıcı miktarının etkisi

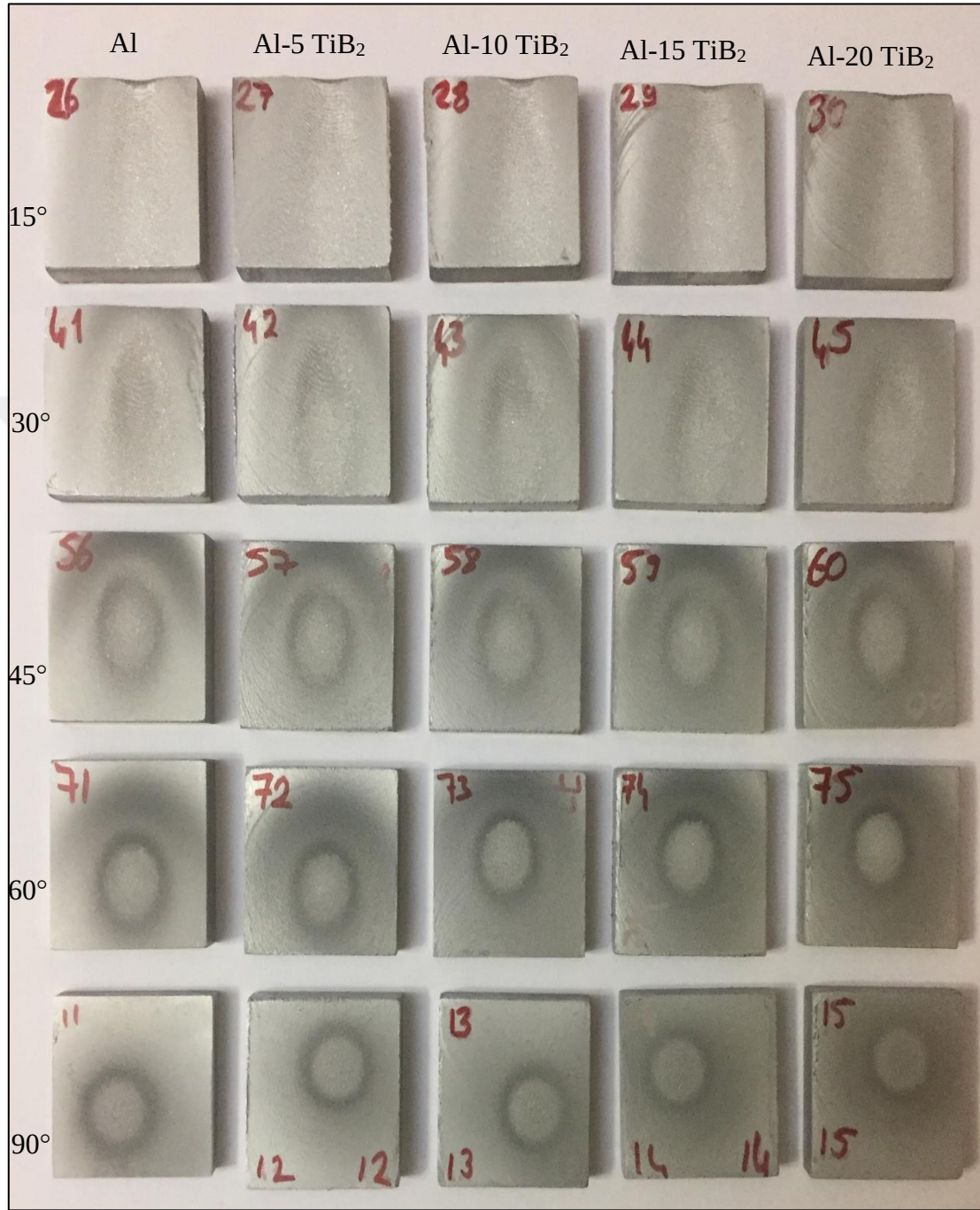
Bayındır [221] yaptığı tez çalışmasında, Al₂O₃ (200µm ve 400µm) ve çelik grit (G40-400µm) aşındırıcı parçacıkları ile 1050, 3003, 5754, 6061 ve 7075 (EN 573)

alüminyum alaşımlarının, 30°, 45° ve 60° çarpma açılarında erozyonlu aşınma davranışlarını incelemiştir. 30 m/s parçacık çarpma hızında gerçekleştirdiği deneylerde, farklı miktarlarda (30 ve 60 kg) aşındırıcı parçacıklarının da etkisini araştırmıştır. Ulaştığı sonuçlarda, kullanılan tüm Al alaşımlar için tüm aşındırıcı türü, miktarı ve boyutunda en fazla aşınma miktarını, 30° çarpma açısında elde etmiştir. Aşınma miktarının, artan aşındırıcı miktarı ile arttığını ve bu durumun aşındırıcı miktarı ile artan dene süresinden dolayı gözlemlendiğini belirtmiştir. Ayrıca, aşındırıcı parçacık boyutunun ve sertliğinin artması ile aşınma miktarının arttığı sonuçlarını elde etmiştir. Deneylerde kullandığı Al₂O₃ ve G40 parçacıklarına ait sertlik değerlerini sırası ile 150 HV ve 600 HV olarak vermiştir. G40 aşındırıcı parçacıkları ile yapılan erozyonlu aşınma deneylerinde oluşan aşınma miktarının, Al₂O₃ aşındırıcı parçacıkları ile yapılan deneylerden çok daha fazla olduğunu tespit etmiştir [221].

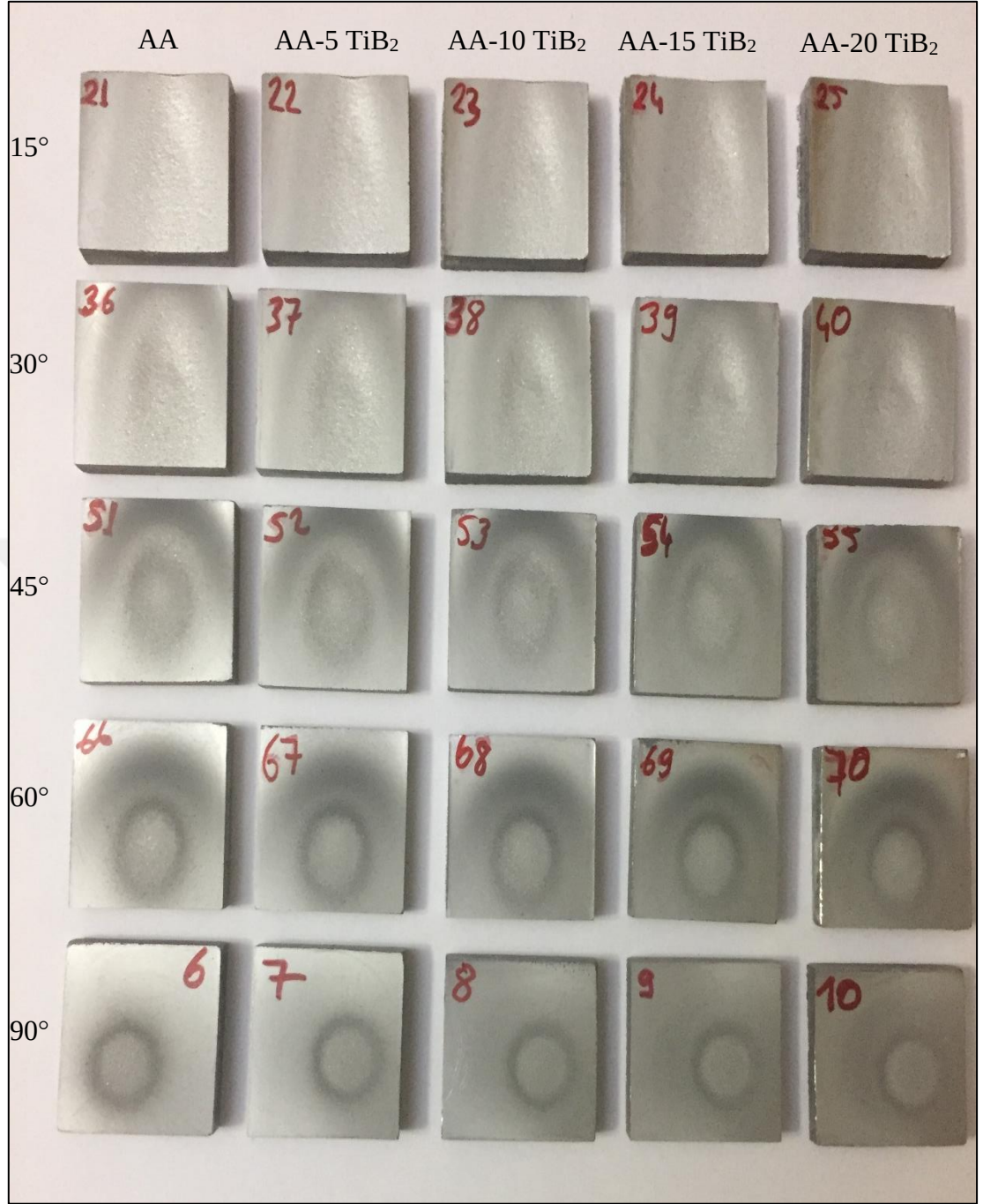
Danesh [215] de yaptığı tez çalışmasında artan erozyonlu aşınma deney süresi ile aşınma miktarının arttığını belirtmiştir. İncelediği plastik cam (pleksiglas) malzemenin 90° çarpma açısında farklı çarpma hızlarında oluşan kütleli erozyon miktarının zamana göre değişiminde en düşük aşınma miktarını 300 mbar (75 m/s) püskürtme basıncında ve 4 dakika aşınma süresinde oluşan 4,83 mg'lık kütle kaybı ile elde etmiştir. Aynı püskürtme basıncında 8, 12, ve 16 dakika sonunda oluşan erozyon miktarlarını sırasıyla 10,63, 16,80 ve 23,26 mg olarak ölçmüştür. 2100 mbar püskürtme basıncında yaptığı deneylerde ise 4 ve 8. dakikalar sonunda erozyon miktarlarını sırasıyla 31,76 ve 55,46 mg olarak belirlemiştir. Son olarak 4000 mbar püskürtme basıncında yaptığı incelemelerde 4 ve 4,5 dakika sonunda erozyon miktarlarını sırası ile 49,40 ve 56,63 mg olarak tespit etmiştir [215]. Benzer şekilde Budur [220] da yaptığı tez çalışmasında, 90° çarpma açısında ve 100 m/s parçacık hızında farklı malzeme türlerine uyguladığı erozyon aşınma deneylerinde, 4, 8, 12 ve 16 dakikalarında ulaştığı erozyon aşınma miktarlarının artan deney süresi ile arttığını belirtmiştir [220].

Erozyonlu aşınma deneylerinde en son olarak, diğer deneyler ile benzer şekilde tüm malzeme kümelerine, 50 kg Al₂O₃ aşındırıcı parçacıkları ile 3 bar püskürtme basıncında ve farklı çarpma açılarında deneyler yapılmıştır. Bu şartlarda gerçekleştirilen deneyler sonrası, tavllanmış Al ve AA ana yapılı ve T6 ısıtma işlemi

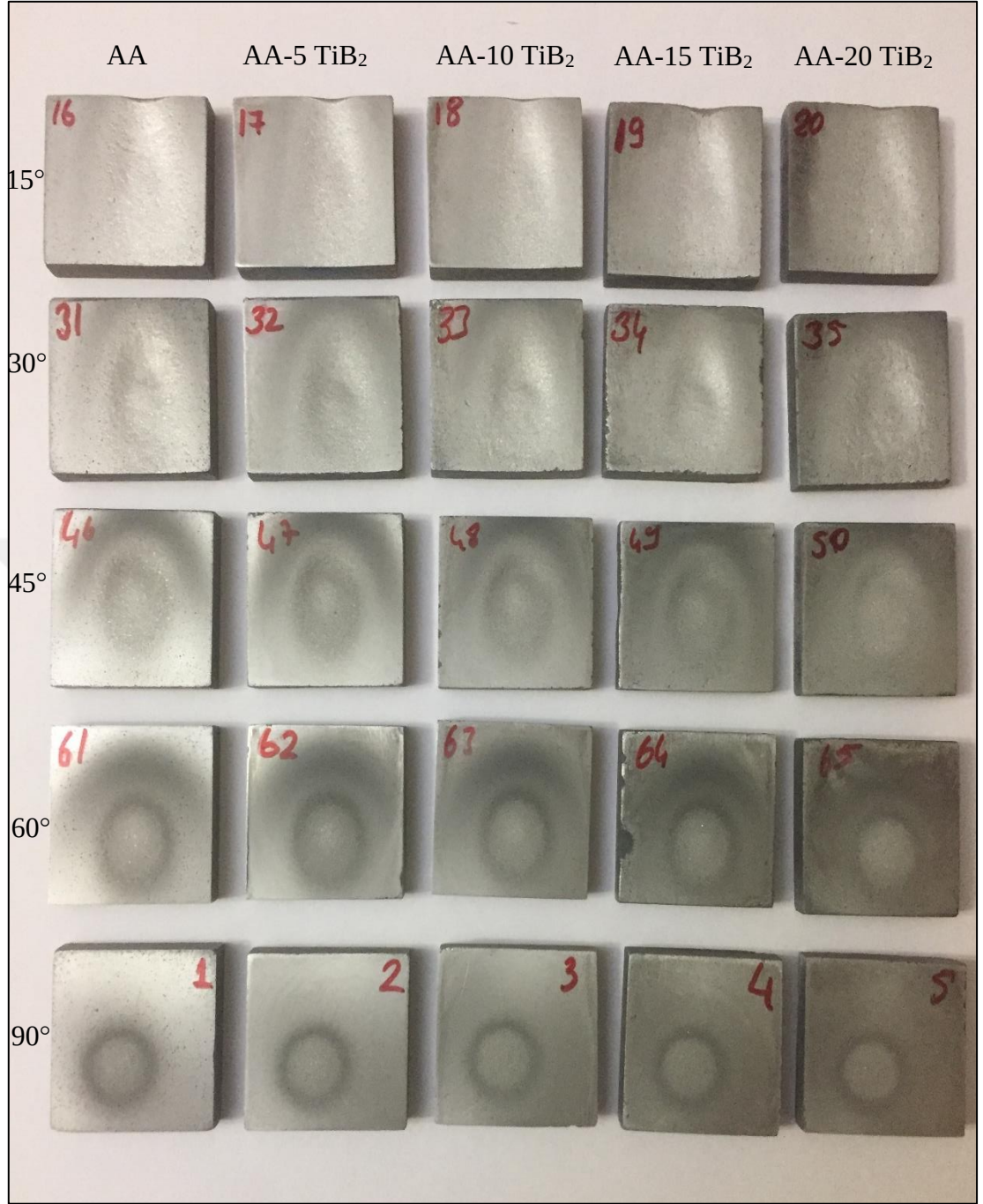
yapılmış AA ana yapılı kompozit numunelerinin aşınmış yüzeylerine ait görüntüler Şekil 7.53-7.55'te verilmektedir.



Şekil 7.53. Tavlanmış Al ana yapılı kompozit numunelerinin, farklı takviye türünde ve çarpma açılarında aşınmış yüzey görüntüleri



Şekil 7.54. Tavllanmış AA ana yapıli kompozit numunelerinin, farklı takviye türünde ve çarpma açılarında aşınmış yüzey görüntüleri



Şekil 7.55. T6 ısıt işlemleri yapılmış AA ana yapıllı kompozit numunelerinin, farklı takviye türünde ve çarpma açılarında aşınmış yüzey görüntüleri

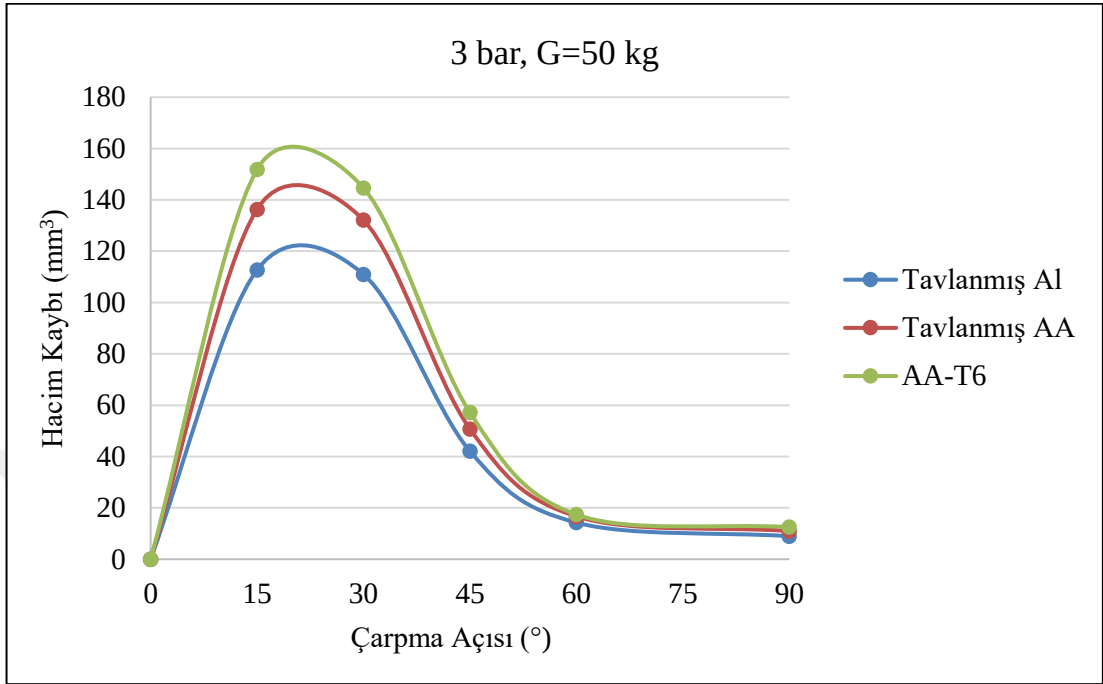
Şekil 7.53-7.55'te verilen görüntüler incelendiğinde, tavllanmış Al ve AA ana yapıllı ve T6 ısıt işlemleri yapılmış AA ana yapıllı kompozitlerinin tümünde çarpma açıları küçüldükçe erozyonun oluşturduğu izin büyüdüğü gözlemlenmiştir. Özellikle 45° ve 60° çarpma açılarında elips şeklinde olan erozyon izin, 90° çarpma açısında dairesel ve daha küçük bir şekil oluşturduğu gözlemlenmiştir. Düşük çarpma açılarında meydana gelen katı parçacık erozyonunda aşındırıcı parçacık ile aşınan malzeme,

birbirine sürtünen iki malzemenin ortaya koyduğu aşınma davranışını gösterir ve aşınan malzeme yüzeyi boyunca aşındırıcı parçacıklar bir yol izlerken, dik açılarda ise çarpma şeklindedir [96]. Bu sebeplerden dolayı oluşan erozyon izleri düşük açılarda daha büyükken, dik açılarda ise oluşan erozyon izi küçüktür. Ayrıca, elde edilen şekiller incelendiğinde de aşınma miktarının 15° çarpma açısında olduğu görülmektedir.

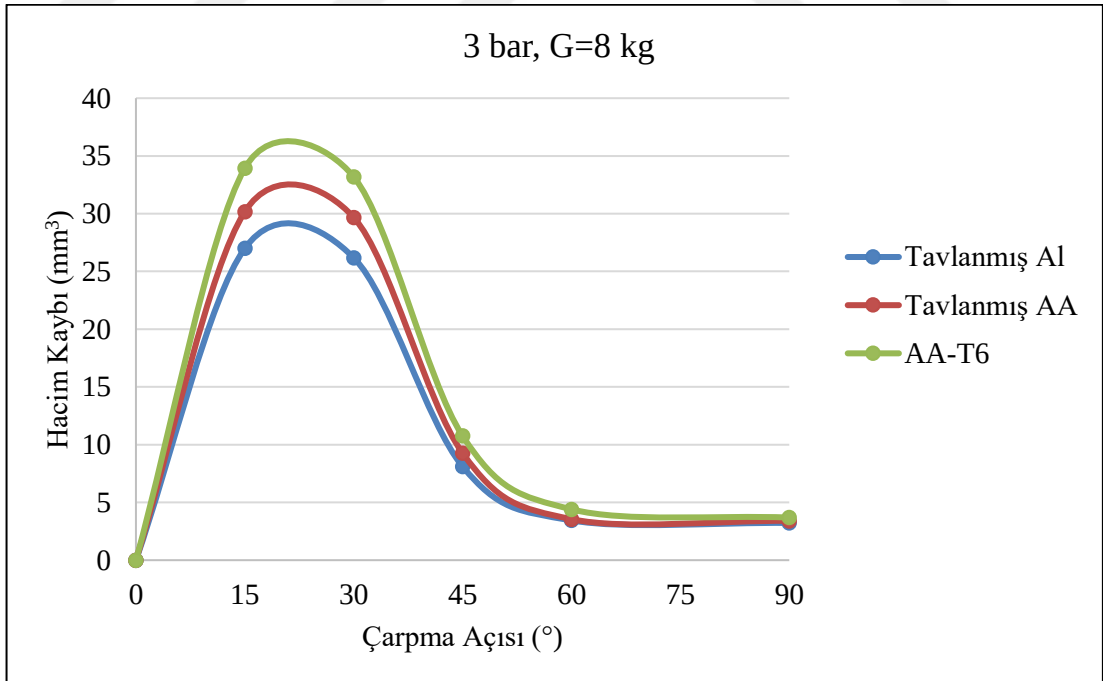
Bağcı [118] yaptığı çalışmada, sünek davranış sergilediğini belirttiği aşınan malzeme yüzlerinde oluşan erozyon izlerinde, düşük açılarda daha büyük ve artan çarpma açısı ile azalan erozyon izleri oluştuğu sonucunu elde etmiştir. [118]. Budur'da [220] benzer şekilde yaptığı çalışmada, Ti-6Al-4V numunesine 90° , 60° , 45° , 30° ve 20° çarpma açılarında yaptığı deneyleri sonrasında, parçacık çarpma açılarının 90° den 20° 'ye doğru azaltıldığında oluşan erozyon izinin büyüdüğünü belirtmiştir [220]. Ayrıca Acar [219] ise yaptığı çalışmada çarpma açısının artması ile oluşan erozyon izinin elipsten dairesel dönüşüğünü belirtmiştir [219].

Erozyonlu aşınma deneyleri en son olarak, 50 kg aşındırıcı parçacıkları ile 3 bar püskürtme basıncında ve farklı aşındırıcı çarpma açılarında gerçekleştirilmiştir. Yapılan incelemelerde, daha önce yapılan deneylerde olduğu gibi tavlanmış Al ve AA ana yapılı ile T6 ısıtıl işlemi yapılmış AA ana yapılı kompozit numuneler kullanılmıştır. Bu şartlarda yapılan deneyler sonrası, ana yapı ve ısıtıl işlemin erozyonlu aşınma davranışına etkisini daha iyi görmek için takviyesiz numunelere ait erozyonlu aşınma davranışları Şekil 7.56'da verilmiştir. Elde edilen şekiller incelendiğinde tavlanmış saf alüminyum numunenin, tavlanmış ve T6 ısıtıl işlemi yapılmış alüminyum alaşımı numunelere göre daha az aşındığı görülmektedir. En fazla aşınmanın da T6 ısıtıl işlemi yapılmış numunelerde oluştuğu belirlenmiştir. Ancak belirtilen bu durumlar, her iki ana yapı ve ısıtıl işlem türünde de malzemeler için belirgin bir aşınmanın oluştuğu düşük çarpma açılarında (15° ve 30°) oluşmaktadır. Özellikle 60° aşındırıcı çarpma açısından sonra erozyon aşınmasının her iki ana yapı ve ısıtıl işlem türü için neredeyse aynı olduğu ve 60° - 90° çarpma açıları arasında neredeyse sabit kaldığı görülmektedir. Ayrıca aşındırıcı miktarının da farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, ana yapı ve ısıtıl işlemin erozyonlu aşınma davranışına etkisini görebilmek için 8 kg aşındırıcı ve 3 bar

püskürtme basıncında takviyesiz numunelere ait aşınma davranışları Şekil 7.57’de verilmektedir.



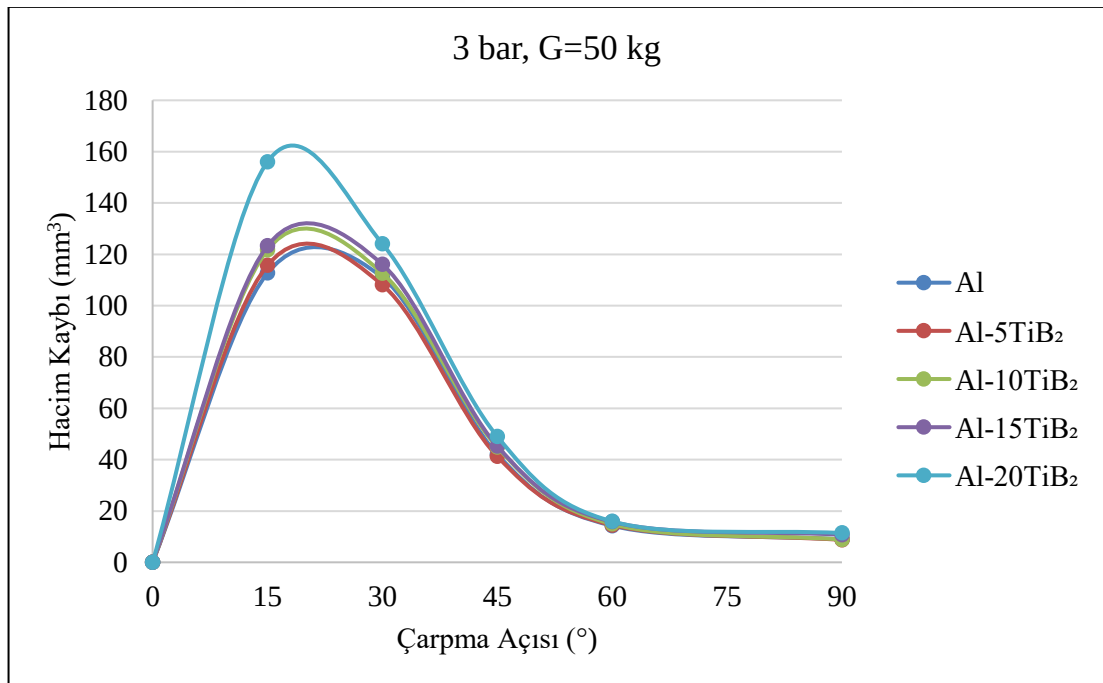
Şekil 7.56. 50 kg aşındırıcı parçacık miktarında ve farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, ana yapı ve ısıt işlemin erozyonlu aşınma davranışına etkisi



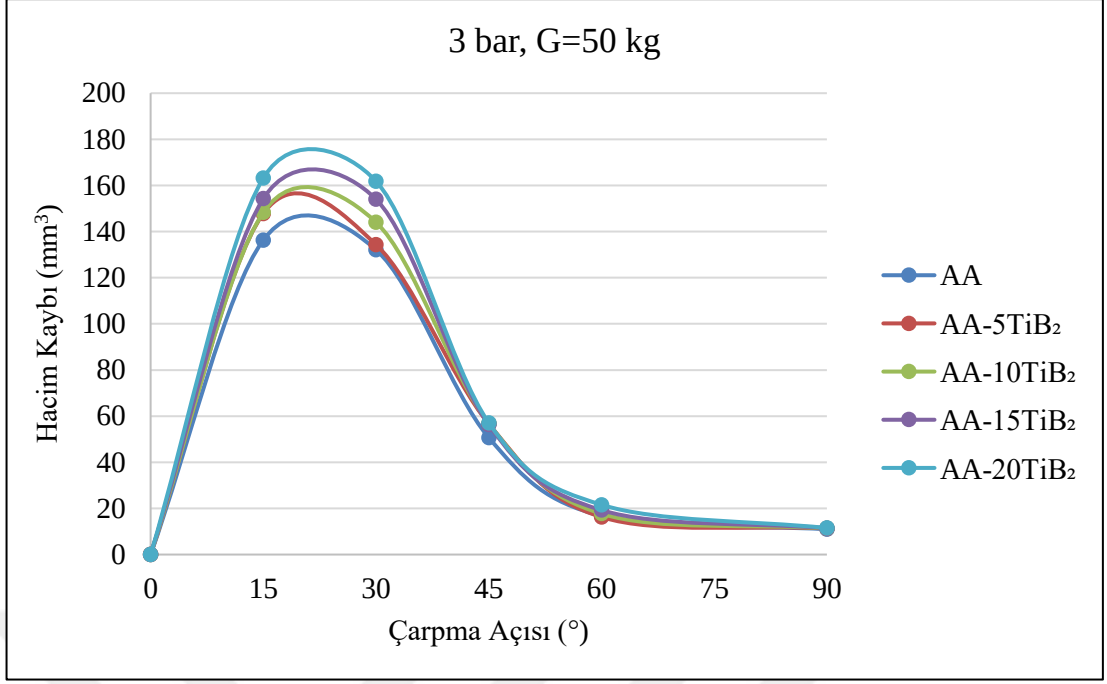
Şekil 7.57. 8 kg aşındırıcı parçacık miktarında ve farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, ana yapı ve ısıt işlemin erozyonlu aşınma davranışına etkisi

Şekil 7.56 ve 7.57 incelendiğinde, 8 kg aşındırıcı ile yapılan deneylerde de 50 kg aşındırıcı yapılan deneyler ile benzer sonuçlar elde edildiği, düşük çarpma açılarında en fazla aşınma T6 ısıtılmış Al alaşım numunesinde görülürken en az aşınma tavllanmış saf Al numunesinde görülmüştür. Ayrıca, Şekil 7.56 ile benzer olarak 60° aşındırıcı çarpma açısından sonra üç numunenin de neredeyse aynı miktarda aşındığı ve 60°-90° çarpma açıları arasında neredeyse sabit kaldığı görülmektedir. Tavllanmış Al numuneleri en düşük sertlik değerine sahip olmasına rağmen en az aşınma değerine sahip olması ve tavllanmış AA numunesinin de T6 ısıtılmış AA numunelerine göre oldukça düşük sertlikte olmasına rağmen daha az aşınması, erozyonlu aşınma testlerinde uyum (inkübasyon) sürecinin olduğunu göstermektedir [222]. Ayrıca Şekil 7.56 ve 7.57 incelendiğinde artan aşındırıcı miktarı ile aşınma süresinin bir miktar artmasının numunelerin uyum süresini etkilemediği ve ulaşılan aşınma sürelerinin kararlı erozyon davranışı için yeterli olmadığı belirlenmiştir [106].

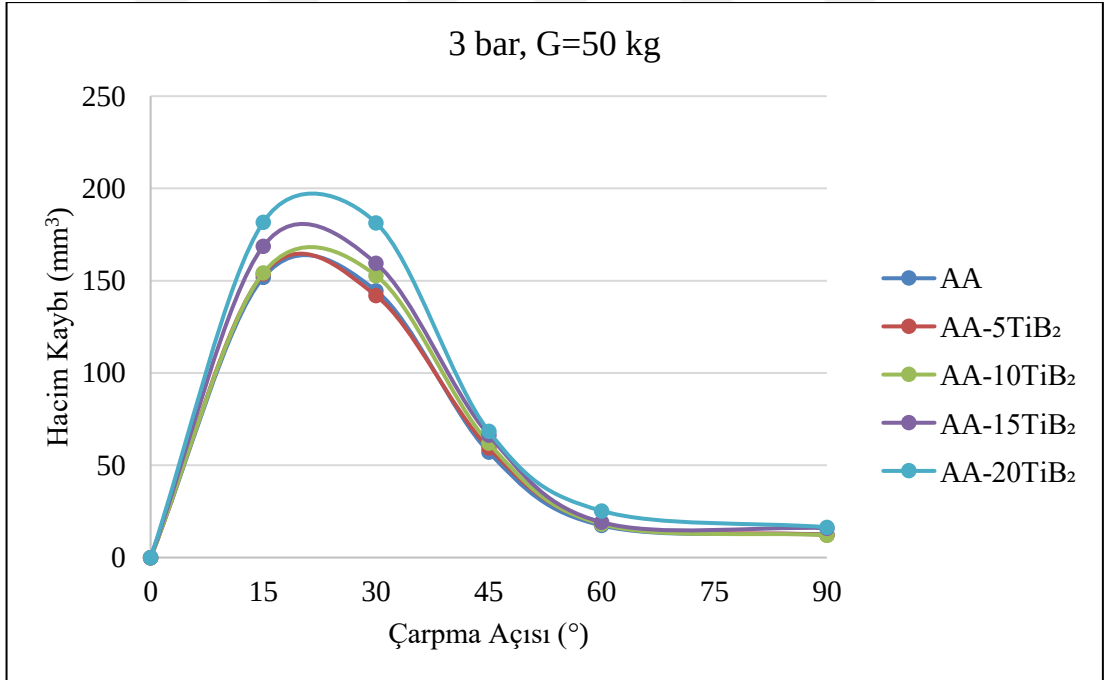
50 kg aşındırıcı miktarında ve 3 bar püskürtme basıncında, farklı parçacık çarpma açılarında kompozit numunelere eklenen takviye ve miktarının etkisini görmek için eğriler oluşturulmuştur. Elde edilen eğriler Şekil 7.58-7.60'ta verilmiştir.



Şekil 7.58. 50 kg aşındırıcı parçacık miktarında, 3 bar püskürtme basıncında, farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, tavllanmış Al ana yapılı kompozit numunelerinin erozyonlu aşınma davranışları

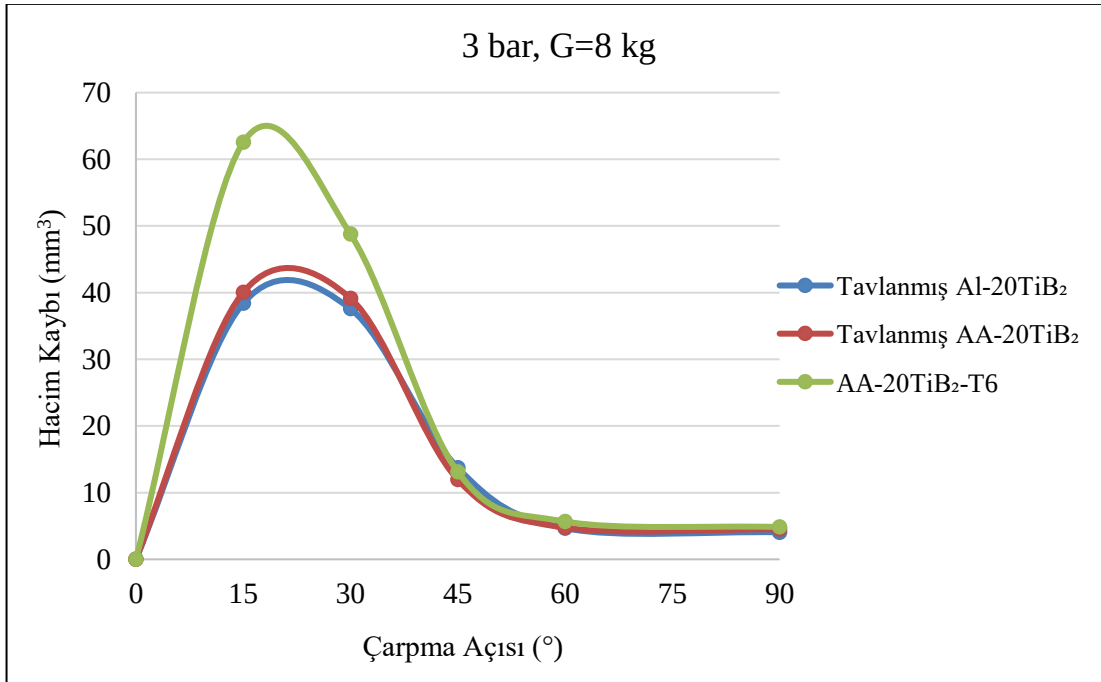


Şekil 7.59. 50 kg aşındırıcı parçacık miktarında, 3 bar püskürtme basıncında, farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, tavlanmış AA ana yapıli kompozit numunelerinin erozyonlu aşınma davranışları

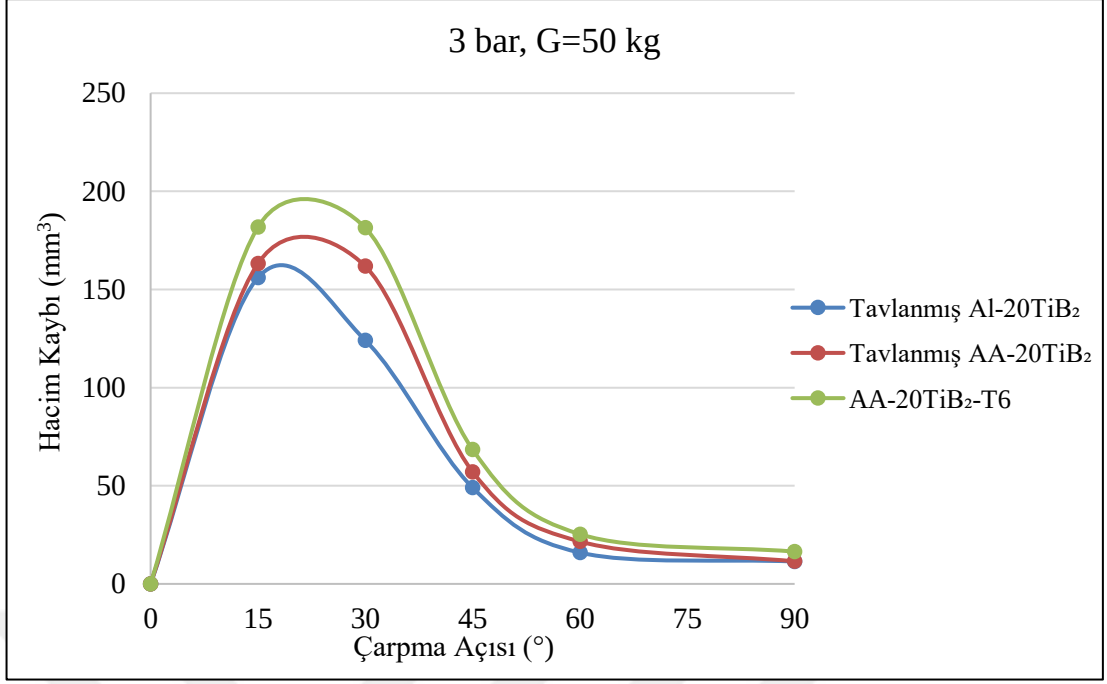


Şekil 7.60. 50 kg aşındırıcı parçacık miktarında, 3 bar püskürtme basıncında, farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, T6 ısıli işlemi yapılmış AA ana yapıli kompozit numunelerinin erozyonlu aşınma davranışları

Şekil 7.58-7.60 incelendiğinde her iki ana yapı ve ısıl işlem türünde de kompozit numunelerinin tamamında en fazla erozyon aşınması, 15° aşındırıcı parçacık çarpma açısında elde edilmiştir. Tüm numunelerin artan çarpma açısı ile erozyon oranlarının azaldığı ve özellikle 60° ile 90° çarpma açıları arasında neredeyse sabit kaldığı gözlemlenmiştir. Ayrıca artan TiB₂ oranı ile her iki ana yapı ve ısıl işlem şartlarında da erozyon miktarlarının arttığı belirlenmiştir. Ancak bu durumun, parçacık oranı ile artan gözenek oranı ve sünek davranış gösteren deney numunelerinde gözlemlenen uyum (inkübasyon) süresinin olmasından [222] kaynaklandığı düşünülmektedir. Artan takviye miktarı ile oluşan erozyon artışının daha net bir şekilde 15° ve 30° çarpma açılarında gözlemlendiği, özellikle 45°'lik çarpma açısından sonra takviye miktarının, erozyon miktarını çok fazla etkilemediği ve neredeyse takviyesiz numuneler ile aynı aşınma oranlarını verdiği gözlemlenmiştir. Ayrıca artan aşındırıcı miktarı ve ana yapı sertliği ile takviye oranının, oluşan erozyon miktarlarına etkisinin azaldığı gözlemlenmiştir. Aşınma miktarları arasında en belirgin fark, tavlanmış Al ve Al-20 TiB₂ numuneleri arasında gözlemlenmiştir. Şekil 7.61 ve 7.62'de verilen eğrilerde, farklı aşındırıcı miktarlarında hacimce %20 TiB₂ takviyeli kompozitlerin erozyonlu aşınma davranışlarına, ana yapı ve ısıl işlemin etkisi gösterilmiştir.



Şekil 7.61. 8 kg aşındırıcı parçacık miktarında ve farklı aşındırıcı parçacık çarpma açıları, %20 TiB₂ takviyeli kompozitlerin erozyonlu aşınma davranışlarına, ana yapı ve ısıl işlemin etkisi



Şekil 7.62. 50 kg aşındırıcı parçacık miktarında ve farklı aşındırıcı parçacık çarpma açılarında, %20 TiB₂ takviyeli kompozitlerin erozyonlu aşınma davranışlarına, ana yapı ve ısıl işlemin etkisi

Şekil 7.57 ve 7.61 incelendiğinde, 8 kg aşındırıcıyla yapılan deneylerde takviyesiz kompozit numunelerin tüm numune kümelerinde aşınma miktarları arasındaki fark belirgin bir şekilde gözlemlenirken, %20 TiB₂ takviyeli tavlınmış Al ve AA numunelerin neredeyse aynı aşınma oranına sahip olduğu gözlemlenmiştir. Benzer durum, Şekil 7.56 ve 7.62 incelendiğinde 50 kg aşındırıcı parçacıkları ile yapılan deneylerde de gözlemlenmiştir. Takviyesiz kompozit numuneleri arasında oluşan aşınma farkı daha net gözlemlenirken, %20 TiB₂ takviyeli kompozit numunelerinde daha yakın sonuçlar verdiği belirlenmiştir. Artan aşınma süresi ve malzeme sertliğinin, uyum (inkübasyon) süresini etkilediği ve bundan dolayı da aşınma oranlarının birbirine yaklaştığı düşünülmektedir.

Gerçekleştirilen tüm şartlara ait erozyonlu aşınma deney sonuçlarında, beklenenin aksine artan sertlik ile erozyon miktarı da artmıştır. Oluştugu düşünülen uyum süresinin yanı sıra erozyonlu aşınmayı farklı yönlerden ele aldığımızda, aşınma anında olan olay ve oluşan mekanizmalardan dolayı da artan sertlik ile aşınmanın azalacağı durumunun değişebileceği görülmüştür. Malzemenin yapısı, içinde bulunan ya da oluşan fazlar ile takviyenin şekli ve dağılımı da aşınmayı etkileyebilmektedir. Hutchings [212], yaptığı çalışmada, sert parçacıklar tarafından aşındırılan farklı

metallerin aşınma oranlarının, erozyon kütle kaybı olarak ölçüldüğünde dikkate değer ölçüde az değiştiğini ve şaşırtıcı bir şekilde erozyon direnci ile sertlik arasında zayıf bir ilişki olduğunu belirtmiştir [212]. Christman ve Shewmon [223], T6 ısıtıl işlemi yapılmış yüksek dayanımlı 7075 alaşımının ve tavllanmış ticari saf alüminyumun erozyon aşınma deneylerini 140-185 m/s hızlarda gerçekleştirmişlerdir. Hem düşük (20° - 35°) çarpma açılarında tekli çarpma ile hem de 90° çarpma açısında çoklu çarpmalar ile gerçekleştirdikleri deneyler ile T6-7075 Al alaşımının, yumuşak saf alüminyumdan çok daha az erozyon direncine sahip olduğu ve daha fazla erozyona uğradığı sonucuna ulaşmışlardır. T6-7075 Al alaşımının neredeyse dörtte biri oranında sertliğe sahip saf alüminyumun, neredeyse alaşımın on katı erozyon direncine sahip olduğunu belirtmişlerdir. Elde ettikleri bu sonuçları ile erozyon direncini belirlemede alaşımın dayanımı veya kırılma tokluğunun önemli bir etken olmadığını ve kesmenin olduğu bölgenin direncinin araştırılması gerektiğini söylemişlerdir. Ayrıca, dayanım artışı için saf metallerde yapılan alaşımlamanın ve 7075 alaşımının kırılma dayanımını arttırmak için yapılan işlemlerin erozyon direncini azalttığını veya daha iyi yapmadığını ifade etmişlerdir [223]. Finnie ve arkadaşları da [224], soğuk işleme ile sertleştirme veya diğer güçlendirme mekanizmalarının metallerin erozyon direnci üzerinde neredeyse hiçbir etkisinin olmadığını belirtmiştir [224]. Benzer şekilde Bayındır [221], 30 kg ve 200 μ m büyüklüğündeki Al_2O_3 aşındırıcı parçacıkları ile gerçekleştirdiği deneyler sonucunda daha yüksek sertlik değerine sahip 7075 alüminyum alaşımının kendisinden daha düşük sertliğe sahip 1050 alüminyum alaşımından daha fazla erozyona uğradığını belirtmiştir. Ayrıca, 7075 alaşımının çalışmada kullanılan ve bu alaşımdan daha düşük sertliğe sahip alüminyum alaşımlarından bile fazla aşındığı sonucunu elde etmiştir. Oluşan bu durumu, deneylerin ilk aşamasında oluşan inkübasyon süresi ile ifade etmiştir [221]. Yerramareddy ve Bahadur [225] ise yaptıkları çalışmalarında Ti-6Al-4V alaşımının farklı ısıtıl işlem şartlarında erozyonlu aşınma davranışlarını incelemiştir. Deneyler sonrası, Ti-6Al-4V alaşımının en fazla erozyon miktarının, 30° aşındırıcı çarpma açısında meydana geldiğini ve bu alaşımın sünek davranış sergilediğini belirtmişlerdir. Yaptıkları deneyler sonucunda en düşük erozyon oranlarını, tavllanmış ve hava ile soğutulmuş durumlarda gözlemlerken, yaşlandırma işleminden sonra oluşan β ve α fazlarının çökmesinden dolayı erozyonlu aşınma miktarının arttığını belirtmişlerdir. Ancak, aşırı yaşlanma sonucunda ise aşınma miktarının azaldığını tespit etmişlerdir.

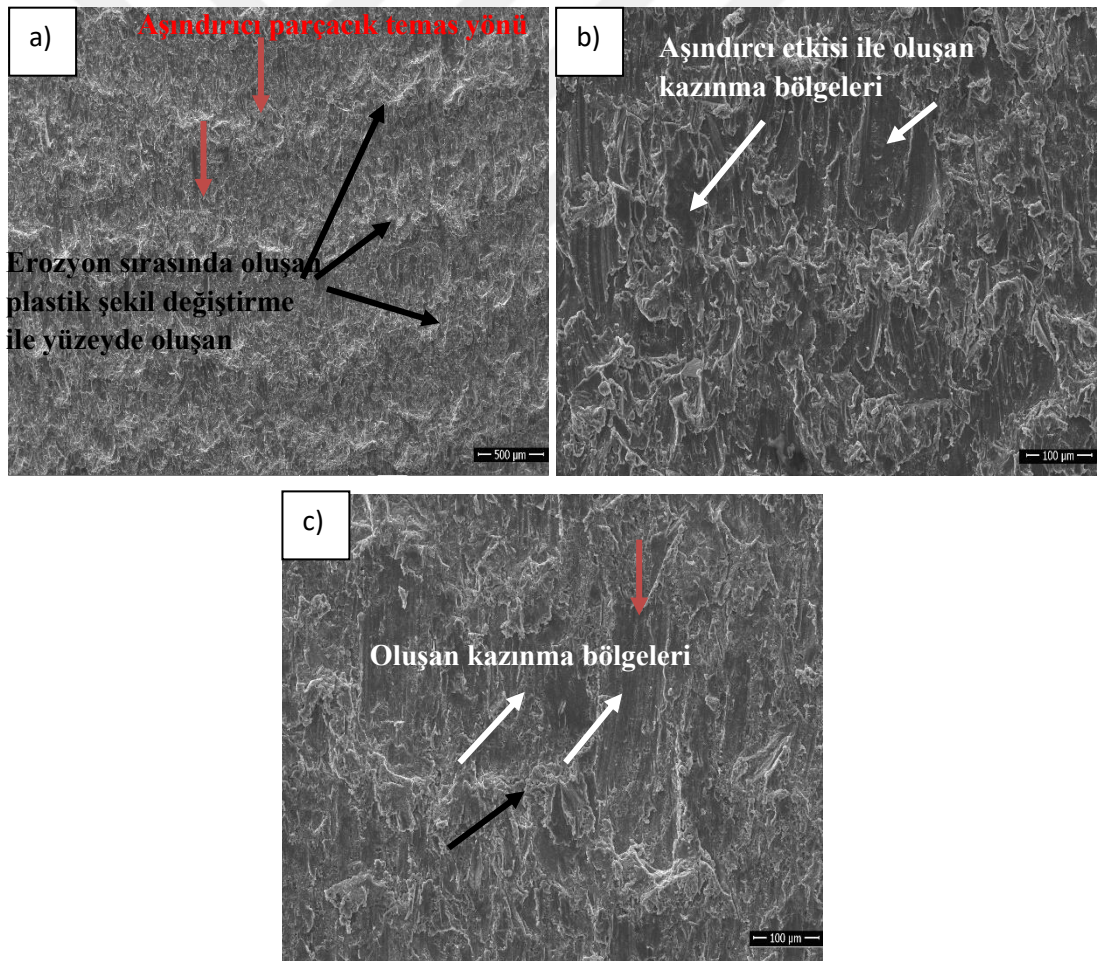
Bu durumunda büyüyen çökeltilerin topaklanmasından kaynakladığını ifade etmişlerdir. Elde ettikleri bu sonuçlar ile de erozyonlu aşınmanın, aşınan malzemenin mekanik ve iç yapı özelliklerine bağlı olduğunu belirtmişlerdir [225]. Ayrıca Gulden'de [226] yaptığı çalışmada yüksek karbonlu martenzitik çeliklerin erozyon davranışlarını hem çeliğin ısıl işlemine hem de aşındırıcı parçacıkların boyutuna bağlı olarak incelemiştir. Temperlenmemiş, en yüksek sertliğe ve kırılma tokluğuna temperlenmiş ve 50 ile 30 HRC gibi belirli Rockwell sertliklerine temperlenmiş, beş farklı koşulda ısıl işlem görmüş çelikleri deneye tabi tutmuşlardır. Düşük çarpma açılarındaki, sertliği ısıl işlemle arttırmanın erozyon oranında çok az değişiklik sağladığı ya da hiç değiştirmediğini belirtmiştir. Ayrıca, 90° çarpma açısında ise tamamen sertleştirilmiş martenzitik çeliğin, 30 HRC sertliğe temperlenen çelikten, yaklaşık dört kat daha yüksek erozyon oranına sahip olduğunu belirtmiştir [226]. Levy [227], 240 µm silisyum karbür parçacıkları kullanılarak 15° çarpma açısında, Al-4,75 Cu alaşımının yaşlandırma işleminin erozyon davranışı üzerindeki etkisini incelemiştir. Aşırı yaşlandırılmış alaşımın, en yüksek sertliğin elde edildiği yaşlandırma işleminin yapıldığı alaşımlardan daha düşük aşınma oranına ve daha yüksek erozyon direncine sahip olduğunu belirtmiştir [227]. Cousens'da [228], malzemenin sertliğinin değiştirilmesi ile genel olarak süneklik gibi diğer mekanik özelliklerinin etkileneceğini ancak bir alaşımın ısıl işlem ile artan sertliğinin genellikle erozyon direncinde önemli bir artış sağlamadığını belirtmiştir. Sertlikteki herhangi artışla elde edilen kazançların, sünekliğin azalmasına bağlı kayıplar ile dengelendiğini de ifade etmiştir [228].

Kompozit malzemelerin katı parçacıklı erozyonlu aşınmada da mevcut çalışma ile benzer davranışlar gösteren durumların olduğu yapılan çalışmalarda da gösterilmiştir [229, 230]. Tu ve arkadaşları [229], sıkıştırılmalı döküm ile ürettikleri AC4C Al alaşımı ve hacimce %19,5 Al₁₈B₄O₃₃ kırpıntı (whisker) takviyeli AC4C Al alaşımı ana yapıları kompozit numunelerinin, açılı silis kumu ile 55, 140, 198 ve 243 m/s çarpma hızlarında ve 15° ile 90° çarpma açıları aralığında, kararlı hal katı parçacık erozyon aşınma deneylerini gerçekleştirmişlerdir. Her iki malzeme türünün de artan parçacık hızı ile aşınma miktarlarının arttığını belirtmişlerdir. Sünek malzeme davranışı sergileyen numunelerde, çalışılan tüm çarpma hızları için en fazla aşınma miktarının düşük çarpma açılarındaki ve en düşük aşınma miktarının ise 90° çarpma açısında oluştuğunu belirtmişlerdir. Düşük parçacık hızında ve çarpma açısında, kompozitlerin alaşımdan

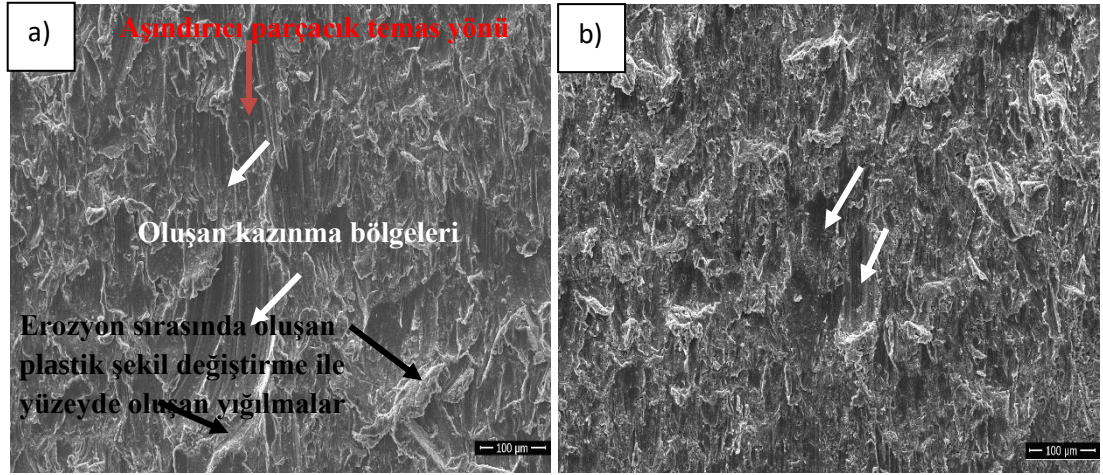
daha iyi erozyon direnci, gösterdiğini gözlemlemişlerdir. Ancak, özellikle 140 m/s parçacık hızından sonra artan aşındırıcı hızı ile özellikle 30° çarpma açısında, kompozitlerin alaşımdan daha fazla aşındığı sonucuna ulaşmışlardır [229]. Saravanan ve arkadaşları da [230], yaptıkları çalışmalarında A356 alaşımı ve hacimce %10 SiC takviyeli A356 ana yapılı kompozit numunelerinin oda sıcaklığında, katı parçacık erozyon davranışlarını incelemişlerdir. Deneylerde, sekiz farklı numune grubunu araştırmışlardır. Bunlar; A356 alaşımı, A356-%10 SiC kompoziti ve bu numunelere fazladan ağırlıkça %0,4 magnezyum ilavesi ile hazırlanan alaşım ve kompozit numuneleridir. Ayrıca bu malzeme türlerine T6 işlemi yapmışlar ve sonrasında da T6 işlemi olan ve olmayan örneklerine erozyon deneyleri yapmışlardır. Deneyleri üç farklı parçacık hızında (18, 28 ve 50 m/s) ve üç farklı çarpma açısında (15°, 30° ve 90°), ortalama 40 µm ve 600 µm boyutlarında kuvars parçacıkları ile gerçekleştirmişlerdir. 600 µm boyutlu aşındırıcı ile yapılan deneylerde, %0,4 magnezyum ilavesi ve T6 ısıtılmasının, sertlik gibi mekanik özelliklerin artırılmasında sağladığı etkiyi erozyon direncinde yansıtmadığını belirtmişlerdir. Magnezyum ilavesi yapılmamış örneklerde, SiC parçacık takviyesi ile deney yapılan üç parçacık hızında da erozyon aşınma oranının arttığı gözlemlenmiştir. Ayrıca magnezyum ilavesi yapılan örneklerde ise SiC parçacık takviyesi ile aşınma oranının, 18 ve 28 m/s parçacık hızlarında bir miktar arttığını ve 50 m/s hızda ise azaldığını belirtmişlerdir. Magnezyum ilavesi yapılmamış örneklerde, tüm aşındırıcı parçacık hızlarında en fazla erozyon miktarını, 30° çarpma açısında elde etmişlerdir. Ancak magnezyum ilavesi yapılan örneklerde, 18 ve 28 m/s hızlarda gerçekleştirilen deneylerde en fazla erozyon oranını 90° çarpma açısında ve 50 m/s parçacık hızında ise 30° çarpma açısında gözlemlemişlerdir. 40 µm boyutlu aşındırıcı parçacık ile yapılan deneylerde ise SiC takviyesinin bir miktar olumlu etki yaptığını ancak magnezyum ilavesi ve T6 ısıtılmasının bu aşındırıcı parçacık boyutunda da erozyon direncinde beklenen iyileşmeyi sağlayamadığını belirtmişlerdir [230]. Ancak mevcut çalışmadan farklı olarak Das ve arkadaşları [231], yaptıkları çalışmada döküm ile ürettikleri Al alaşımı ve Al alaşımı-SiC parçacık takviyeli kompozit numunelerinin, ısıtılma işlemi görmüş ve görmemiş durumlar için Al₂O₃ aşındırıcı parçacıkları ile aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Farklı çarpma açılarındaki gerçekleştirdikleri deneyler sonrasında, ısıtılma işlemi görmemiş Al alaşımının, çarpma açısından bağımsız olarak ısıtılma işlemi görmüş alaşımdan ve kompozitlerden daha yüksek bir erozyon oranına sahip

olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca, ısıtılmış ve ısıtılmamış Al alaşımlarının 45° çarpma açısında en yüksek aşınma oranına ulaşırken, ısıtılmış ve ısıtılmamış koşullardaki kompozitlerin ise 60° çarpma açısında en yüksek aşınma oranı gösterdikleri sonucuna ulaşmışlardır [129].

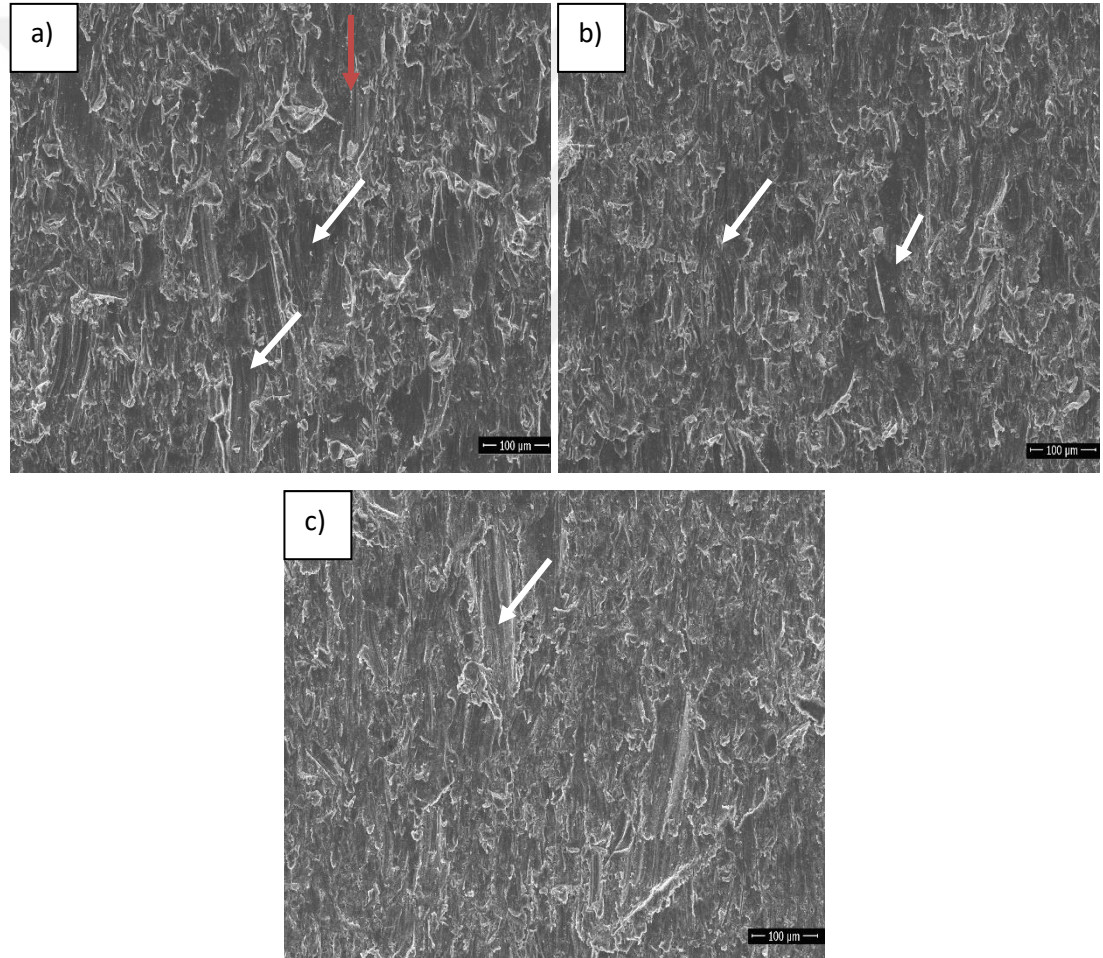
50 kg aşındırıcı ve 3 bar püskürtme basıncında gerçekleştirilen deneyler sonrası, tavllanmış Al ve AA ana yapı kompozit numuneleri ile T6 ısıtılmış AA ana yapı kompozit numunelerinin farklı çarpma açılarında aşınan yüzeylerinde, oluşan mekanizmalar hakkında yorum yapabilmek için belirli örneklerden TEM görüntüleri alınmıştır. Şekil 7.63-7.65'te, belirli numunelerin 15° çarpma açısında gerçekleştirilen erozyon aşınması deneyleri sonrası aşınan yüzeylerde alınan TEM görüntüleri verilmiştir.



Şekil 7.63. Tavllanmış Al numunelerinin, 15° çarpma açısında gerçekleştirilen deneyler sonrası alınan TEM görüntüleri, a) Al (x100), b) Al (x500) ve c) Al-20 TiB₂ (x500)



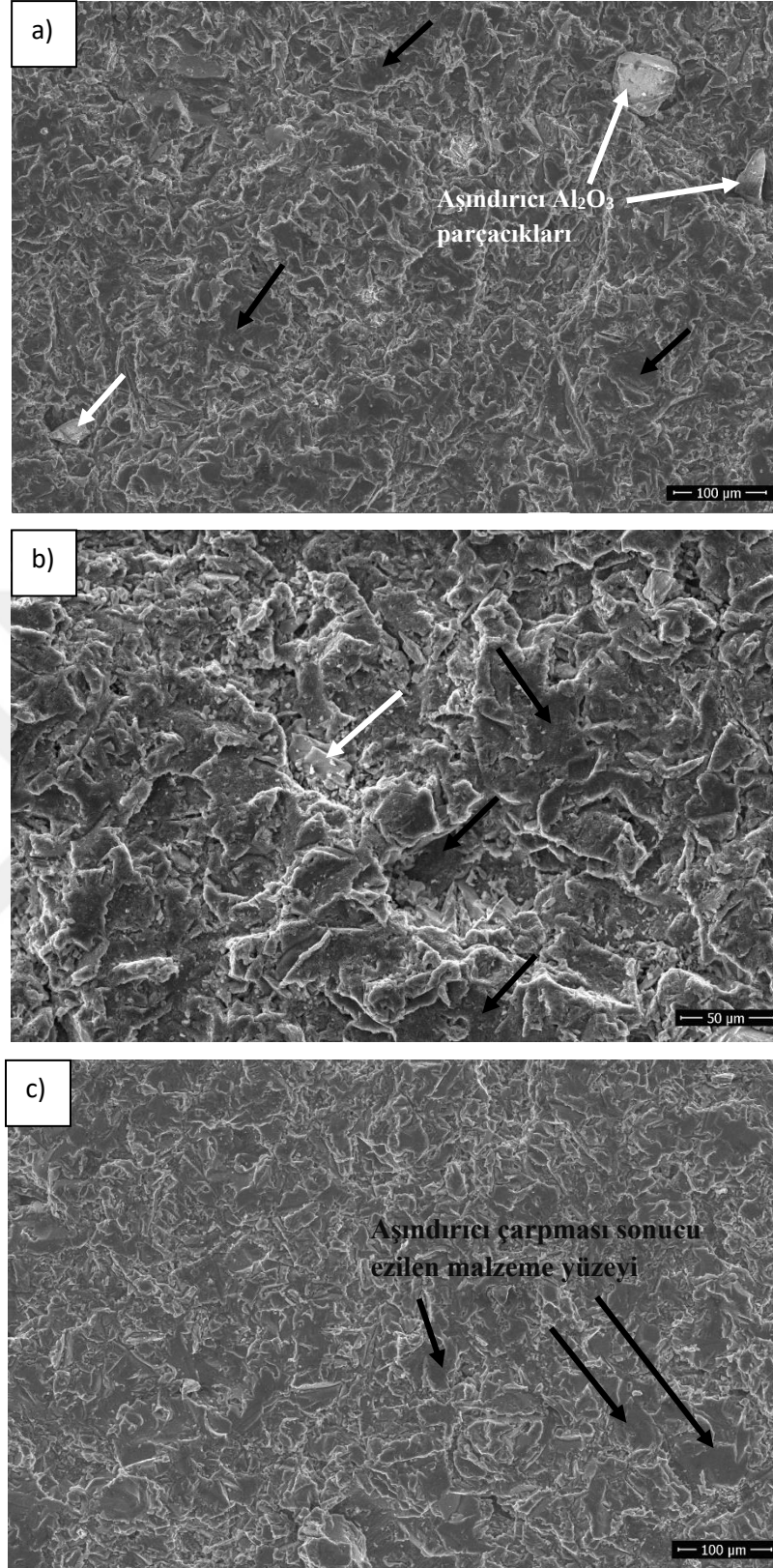
Şekil 7.64. Tavlanmış AA numunelerinin, 15° çarpma açısında gerçekleştirilen deneyler sonrası alınan TEM görüntüleri (x500); a) AA, b) AA-20 TiB₂



Şekil 7.65. T6 ısıt işlemleri yapılmış AA numunelerinin, 15° çarpma açısında gerçekleştirilen deneyler sonrası alınan TEM görüntüleri (x500); a) AA, b) AA-10 TiB₂ ve c) AA-20 TiB₂

Şekil 7.63-7.65'te verilen görüntüler incelendiğinde, 15° çarpma açısında belirgin bir şekilde kazınma (abrazyon) aşınma mekanizmasının [96] olduğu gözlemlenmiştir. Erozyonlu aşınma sırasında aşınan yüzey ile aşındırıcı parçacık düşük çarpma açılarında, aşınma süresince parçacıkların malzeme yüzeyi boyunca izlediği yoldan dolayı iki cismin sürtünmesine benzer bir mekanizmaya sahiptir [96]. Yüzeye çarpan aşındırıcı parçacıkların hareket hızı, yatay ve düşey bileşenlerden oluşur. Aşındırıcı parçacıklar düşük çarpma açılarında, yatay hız bileşeni daha büyük olacaktır. Bundan dolayı özellikle sünek malzemeleri aşındırırken malzeme yüzeyini daha çok çizme ve kesme mekanizmaları ile aşındırırken, çok düşük miktarda da dikey hız bileşeninden dolayı çarpma etkisi oluşacaktır [212]. Bu sebeplerden dolayı aşındırıcı parçacığın yüzeyi çizerek kesme hareketi ve sonrasında yüzeyden ayrılan malzeme ile aşınma gerçekleşmiştir. Elde edilen resimler incelendiğinde, özellikle Al ana yapıli kompozitlerde çizmeden dolayı oluşan kazınma izi daha derindir ancak çizmenin bittiği noktalarda aşınan malzemelerin yığıldığı gözlemlenmiştir. Malzemelerin artan sertliği ile kazınma derinliğinin ve aşınan malzeme yığılmalarının azaldığı belirlenmiştir. Bundan dolayı da erozyon aşınması sırasında tavlanmış Al ana yapıli malzemeler daha çok plastik şekil değişimine uğrasa bile yüzeyden ayrılan malzeme miktarı daha azdır. Bu durumdan dolayı sadece aşınan malzeme miktarı ile hesaplanan aşınma oranları ile daha az aşındığı ifade edilmiştir.

Malzemelerin en fazla aşınmaya uğradığı 15° çarpma açısından sonra, en az aşınmanın gözüktüğü 90° çarpma açısında da belirli numunelerin aşınan yüzeylerinin TEM görüntüleri alınmıştır. Tavlanmış takviyesiz Al ve AA ile T6 ısıli işlemi yapılmış takviyesiz AA numunelerinin 90° çarpma açısında da aşınan yüzeylerinden alınan TEM görüntüleri Şekil 7.66'da verilmiştir. Yüksek çarpma açılarında, aşınma mekanizması tipik çarpma şeklindedir [96]. Aşındırıcı parçacık çarpma açısı büyüdükçe, parçacık hızının dikey olan bileşeni artar ve çarpma etkisine benzer bir etki mekanizması oluşmasında neden olur [212]. Bundan dolayı sünek malzemelerde çarpma sonucu ezilen malzeme yüzeyi ve mikro çatlaklar ile düşük oranlarda ve çok uzun sürede aşınır. Elde edilen resimler incelendiğinde malzeme yüzeyleri üzerinde çarpma sonucu oluşan ezilmelerin ve özellikle tavlanmış Al numunesinde belirgin bir şekilde aşındırıcı parçacıklarının varlığı gözlemlenmiştir.



Şekil 7.66. Takviyesiz numunelerinin 90° çarpma açısında da aşınan yüzeylerinden alınan TEM görüntüleri; a) tavllanmış Al (x500), b) tavllanmış AA (1000) ve c) T6 ısıtılmış AA (x500)

Yapılan aşınma deneyleri, aşınmış yüzeylerden alınan TEM görüntüleri ve incelenen literatür çalışmaları ile erozyonlu aşınmada malzemenin erozyon aşınması direncini yorumlarken sadece yüzeyden uzaklaşan malzeme kaybını dikkate almanın yeterli olmayacağı ortaya koymuştur. Ayrıntılı bir şekilde incelenen aşınma yüzeyleri ile kırık ve plastik şekil değişim bölgeleri yorumlanabilir. Bu bölgelerden elde edilen sonuçlar ile aşınan malzeme miktarının, aşınan malzeme özelliği ile birlikte değerlendirilerek malzemenin erozyon aşınması direnci hakkında bir sonuca ulaşılabilir.



8. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

8.1 Sonuçlar

Yapılan çalışmada, TiB_2 seramik parçacıkları ile takviye edilmiş ve toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş Al ve AA ana yapıli kompozit numunelerin iç yapı, mekanik ve erozyonlu aşınma özellikleri incelenmiştir. Kompozit malzemelere eklenen takviye miktarı ile ana yapı ve ısııl işlemin, iç yapı ve mekanik özellikler ile erozyonlu aşınma üzerindeki etkisinin araştırıldığı bu çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- Artan sıkıştırma basıncı ile Al ve AA ana yapıli kompozit numunelerinin bağıl ham yoğunluk değerlerinin arttığı ve AA ana yapıli kompozit numunelerine ait bağıl ham yoğunluk değerlerinin 600 MPa sıkıştırma basıncından sonra artan sıkıştırma basıncıyla değişmediğı ancak Al ana yapıli kompozitlerin bir miktar daha yoğunlaştığı gözlemlenmiştir.
- Al ve AA ana yapıli kompozit numunelerinin iki türünde de ana yapıya eklenen ve artan TiB_2 seramik parçacıkları ile bağıl ham yoğunluk değerleri ile sıkıştırılabilirlikleri düşmüştür. Al ana yapıli kompozit numunelerin artan takviye miktarına göre ölçülen bağıl ham yoğunluk değerleri sırası ile 0,976, 0,967, 0,961, 0,950 ve 0,939 ve AA ana yapıli kompozitler için ise sırası ile 0,972, 0,965, 0,958, 0,946 ve 0,922 olarak belirlenmiştir.
- Al ana yapıli kompozit numuneler, AA ana yapıli kompozitlere göre daha iyi sıkıştırılabilirlik gösterse bile 590 °C sıcaklıkta yapılan sinterleme işlemi sonrası AA ana yapıli kompozitlerin daha iyi sinterlendiğı gözlemlenmiştir.
- Al ve AA ana yapıli kompozit numunelerinin her ikisinde de artan TiB_2 parçacık miktarı ile sinterlenebilirliklerinin düştüğü ve gözenek oranının arttığı belirlenmiştir. Al ve AA ana yapıli kompozit numuneler için elde edilen sinterlenebilirlik değerleri artan takviye miktarlarına göre sırası ile 0,190-0,105 ve 0,366-0,220 aralığında değişmektedir.
- AA ana yapıli kompozit numunelere yapılan ısııl işlemler sonrasında en yüksek sertlik değerine 120 °C yapılan yapay yaşlandırma (T6) işleminin 11. saatinde ulaşılırken, en düşük sertlik değerine ise tavlama işlemi sonrasında ulaşılmıştır. AA ana yapıli kompozit numunelerinin artan takviye miktarı ile ulaştıkları

zirve sertlik değerleri sırası ile 156,9, 170,9, 186,4, 194,9 ve 200,9 Brinell olarak ölçölmüştür. Ayrıca tavllanmış AA ana yapılı kompozit numunelerin artan takviye oranı ile sertlik değeri ise sırası ile 47,2, 52,8, 53,9, 55,3 ve 58,3 Brinell olarak belirlenmiştir.

- AA ana yapılı kompozitlere, 100, 120 ve 140 °C sıcaklıklarda yapılan yapay yaşlandırma işlemleri sırasında ana yapıya eklenen ve artan TiB₂ parçacıklarının alaşımın çökelme kinetiğini etkilemediği, parçacık takviyeli kompozitlerin de alaşım ile benzer sertlik davranışı gösterdiği ve aynı sürede en yüksek sertlik değerlerine ulaştıkları belirlenmiştir.
- Tavllanmış AA ana yapılı kompozit numunelerinin, tavllanmış Al, Al-5TiB₂, Al-10TiB₂, Al-15TiB₂ ve Al-20TiB₂ numunelerinin sırasıyla 35,3, 36,6, 38,4, 40,1 ve 40,9 Brinell olarak ölçölen sertlik değerlerine göre çok daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu gözlemlenmiştir.
- Al ve AA ana yapılı kompozit numunelerinin her iki türünde de artan TiB₂ parçacık oranı ile kompozit numunelerinin sahip olduğu sertlik değerleri artmıştır.
- Al ve AA ana yapılı kompozitlere ait iç yapı incelemelerinde seramik parçacıklarının ana yapı içinde genel olarak düzgün bir dağılım sergilediği ve artan takviye parçacıkları ile ana yapı tane boyutunun küçöldüğü belirlenmiştir.
- Gerçekleştirilen iç yapı incelemelerinde, AA ana yapılı kompozit numunelerine yapılan T6 ve tavlama işlemlerinde ana yapı içerisinde, MgZn₂, MgZn, AlCuMg, AlMg₄Zn₁₁, Al₂Cu ve Al₂CuMg çökelen ara metalik fazları görölmüştür. Ayrıca, tavllanmış kompozitlerde düşük miktarda da olsa TiO₂ ve Ti₃O₅ çökeltileri tespit edilmiştir.
- Oluşan çökeltilerin, ana yapı içerisinde artan seramik takviye miktarı ile azaldığı gözlemlenmiştir.
- Gerçekleştirilen üç nokta eğme deneyleri sonrası en yüksek çapraz kırılma dayanım değerleri, T6 ısıt işlemi yapılmış AA ana yapılı kompozit numunelerde gözlemlenirken, en düşük çapraz kırılma dayanım değerleri ise tavllanmış Al ana yapılı kompozit numunelerde elde edilmiştir. Elde edilen sonuçlarda T6 ısıt işlemi yapılmış AA ana yapı ve tavllanmış Al ana yapı kompozit numunelerinin artan takviye miktarına göre çapraz kırılma dayanım

değerleri sırası ile 739-535 MPa ve 259-167 MPa aralığında değiştiği gözlemlenmiştir.

- Üç nokta eğme deneyleri gerçekleştirilen tüm ısıtılma işlem ve ana yapı şartlarında, ana yapı içerisinde artan seramik takviye oranı ile ulaşılan dayanım değerlerinin düştüğü tespit edilmiştir.
- Erozyonlu aşınma deneylerinde, tüm malzeme kümeleri için en fazla erozyonlu aşınma miktarı 15° parçacık çarpma açısında oluşurken, en düşük erozyonlu aşınma miktarını ise 90° çarpma açılarındaki olduğu tespit edilmiştir. Elde edilen bu sonuç ile tüm malzemelerin sünek malzeme davranışı sergilediği ortaya konmuştur.
- Artan aşındırıcı parçacık miktarı ve püskürtme basıncı ile tüm malzeme türlerinde erozyon aşınma miktarı artmıştır.
- Numunelerde oluşan erozyon aşınma miktarı en fazla T6 ısıtılma işlemi yapılmış AA ana yapı kompozit numunelerde gözlemlenirken, en düşük erozyonlu aşınma miktarı ise tavlama Al ana yapı kompozit numunelerde görülmektedir. Yapılan deneyler sonucunda 15° çarpma açısında, 8 kg aşındırıcı miktarı ve 3 bar püskürtme basıncında T6 ısıtılma işlemi yapılmış AA, AA-5TiB₂, AA-10TiB₂, AA-15TiB₂ ve AA-20TiB₂ numunelerinin erozyonlu aşınma miktarları sırası ile 33,9, 34,9, 36,8, 41,7 ile 62,5 mm³ ve aynı çarpma açısında 50 kg aşındırıcı miktarı ve 3 bar püskürtme basıncında aynı numunelerin erozyonlu aşınma miktarları sırası ile 151,8, 153,8, 154,3, 168,8 ve 181,8 mm³ olarak belirlenmiştir. Tavlama Al, Al-5TiB₂, Al-10TiB₂, Al-15TiB₂ ve Al-20TiB₂ numunelerinin 15° çarpma açısı, 3 bar püskürtme basıncında, 8 ve 50 kg aşındırıcı miktarlarında erozyonlu aşınma miktarları ise sırası ile; 27,0, 30,2, 32,4, 32,5 ile 38,4 mm³ ve 112,7, 115,7, 121,8, 123,3 ile 156,0 mm³ olarak ölçülmüştür.
- Ana yapıya ilave edilen seramik parçacık miktarı ile aşınma miktarının arttığı tespit edilmiştir.

8.2 Öneriler

Yapılan çalışmalar ile elde edilen veriler sonucunda aşağıda verilen çalışmalar yapılabilir.

- Üretilen kompozit numunelerinin, sıkıştırma basıncı ve/veya 590 °C gerçekleştirilen sinterleme işleminin süresi artırılabilir.
- Numunelerin daha iyi bir yoğunlaşmaya sahip olabilmesi amacı ile sıcak sıkıştırmayla üretimi yapılabilir.
- Erozyonlu aşınma davranışlarını etkileyen birçok değişken olmasından dolayı numunelerin aşınma davranışları hakkında net bir yorum yapabilmek için uzun süreli erozyonlu aşınma deneyleri yapılabilir.

KAYNAKLAR

- [1] Callister Jr., W.D., Rethwisch, D.G., Materials science and engineering, John Wiley and Sons Inc., USA, 2011.
- [2] Matthews, F.L., Rawlings, R.D., Composite materials: Engineering and science, Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC, USA, 1999.
- [3] Chawla, N., Chawla, K.K., Metal matrix composites, Springer-Verlag, New York, 2013.
- [4] Kainer, K.U., Basics of metal matrix composites, (Editör: Kainer, K.U.) Metal matrix composites: Custom-made materials for automotive and aerospace engineering, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 1-54, 2006.
- [5] Vasiliev, V., Morozov, E., Advanced mechanics of composite materials and structural elements, Elsevier, USA, 2013.
- [6] Clyne, T.W., Withers, P.J., An introduction to metal matrix composites, Cambridge University Press, Cambridge, 1993.
- [7] Koczak, M.J., Khatri, S.C., Allison, J.E., Bader, M.G., Metal-matrix composites for ground vehicle, aerospace, and industrial applications, (Editörler: Suresh, S., Mortensen, A., Needleman, A.), Fundamentals of metal matrix composites, Elsevier, Amsterdam, 297-326, 1993.
- [8] Maruyama, B., Hunt, Jr., W.H., Discontinuously reinforced aluminum: Current status and future direction, JOM, 51(11), 59-61, 1999.
- [9] Chawla, K.K., Composite materials: Science and engineering, Springer-Verlag, New York, 2012.
- [10] Ma, Y., Geng, J., Chen, Z., Wang, M., Chen, D., Ji, G., Ji, V., Wang, H., Experimental study of the mechanisms of nanoparticle influencing the fatigue crack growth in an in-situ TiB₂/Al-Zn-Mg-Cu composite, Engineering Fracture Mechanics, 207, 23-35, 2019.
- [11] Wang, M.L., Chen, Z., Chen, D., Wu, Y., Li, X.F., Ma, N.H., Wang, H.W., The constitutive model and processing map for in situ 5wt% TiB₂ reinforced 7050 Al alloy matrix composite, Key Engineering Materials, 575-576, 11-19, 2014.
- [12] Lin, K., Wang, W., Jiang, R., Xiong, Y., Effect of tool nose radius and tool wear on residual stresses distribution while turning in situ TiB₂/7050 Al metal

- matrix composites, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 100, 143-151, 2019.
- [13] Lin, K., Wang, W., Jiang, R., Xiong, Y., Zhao, D., Evaluation of residual stress distribution and relaxation on in situ TiB₂/7050 Al composites, *Materials*, 11(5), 706-721, 2018.
 - [14] Wang, J., Geng, J., Li, Y., Cai, L., Wang, M., Chen, D., Ma, N., Wang, H., Stress corrosion cracking behavior of in-situ TiB₂/7050 composite, *Materials Research Express*, 5(12), 126501, 2018.
 - [15] Liu, G., Geng, J., Li, Y., Cai, L., Chen, D., Wang, M., Ma, N., Wang, H., Microstructures evolution of nano TiB₂/7050Al composite during homogenization, *Materials Characterization*, 159, 110019, 2020.
 - [16] Zhang, X., Sun, J., Wang, M., Zhang, Y., Ma, N., Wang, H., Improvement of yttrium on the hot tearing susceptibility of 6TiB₂/Al-5Cu composite, *Journal of Rare Earths*, 33(12), 1335-1340, 2015.
 - [17] Xue, J., Zhang, L., Wang, J., Wan, R., Aging behavior of in-situ TiB₂ particles reinforced 2014Al alloy composites, *Materials Transactions*, 58(1), 33-38, 2017.
 - [18] Atturan, U.A., Nandam, S.H., Murty, B.S., Sankaran, S., Deformation behaviour of in-situ TiB₂ reinforced A357 aluminium alloy composite foams under compressive and impact loading, *Materials Science and Engineering: A*, 684, 178-185, 2017.
 - [19] Agrawal, S., Ghose, A.K., Chakrabarty, I., Effect of rotary electromagnetic stirring during solidification of in-situ Al-TiB₂ composites, *Materials & Design*, 113, 195-206, 2017.
 - [20] Mozammil, S., Karloopia, J., Verma, R., Jha, P.K., Effect of varying TiB₂ reinforcement and its ageing behaviour on tensile and hardness properties of in-situ Al-4.5%Cu-xTiB₂ composite, *Journal of Alloys and Compounds*, 793, 454-466, 2019.
 - [21] Pramod, S.L., Ravikirana, Prasada Rao, A.K., Murty, B.S., Srinivasa, R. Bakshi, Microstructure and mechanical properties of as-cast and T6 treated Sc modified A356-5TiB₂ in-situ composite, *Materials Science and Engineering: A*, 739, 383-394, 2019.

- [22] Chen, Z., Sun, G.A., Wu, Y., Mathon, M.H., Borbely, A., Chen, D., Ji, G., Wang, M.L., Zhong, S.Y., Wang, H.W., Multi-scale study of microstructure evolution in hot extruded nano-sized TiB₂ particle reinforced aluminum composites, *Materials & Design*, 116, 577-590, 2017.
- [23] Hong, T., Li, X., Wang, H., Chen, D., Wang, K., Effects of TiB₂ particles on aging behavior of in-situ TiB₂/Al-Cu-Mg composites, *Materials Science and Engineering: A*, 624, 110-117, 2015.
- [24] Ji, S., Amirkhanlu, F., Mostaed, A., Beanland, R., Atomic structure and interface chemistry in a high-stiffness and high strength Al-Si-Mg/TiB₂ nanocomposite, *Materials Science and Engineering: A*, 763, 138072, 2019.
- [25] Lakshmi, S., Lu, L., Gupta, M., In situ preparation of TiB₂ reinforced Al based composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 73, 160-166, 1998.
- [26] Liu, G., Geng, J., Li, Y., Cai, L., Wang, M., Chen, D., Ma, N., Wang, H., Effects of pre-strain on the microstructural evolution and mechanical strength of in situ TiB₂/7050 Al composite, *Advanced Engineering Materials*, 21, 1-11, 2019.
- [27] Michael Rajan, H.B., Ramabalan, S., Dinaharan, I., Vijay, S.J., Synthesis and characterization of in situ formed titanium diboride particulate reinforced AA 7075 aluminum alloy cast composites, *Materials & Design*, 44, 438-445, 2013.
- [28] Sivaprasad, K., Kumares Babu, S.P., Natarajan, S., Narayanasamy, R., Anil Kumar, B., Dinesh, G., Study on abrasive and erosive wear behaviour of Al 6063/TiB₂ in situ composites, *Materials Science and Engineering: A*, 498(1-2), 495-500, 2008.
- [29] Wang, F., Ma, N., Li, Y., Li, X., Wang, H., Impact behavior of in situ TiB₂/Al composite at various temperatures, *Journal of Materials Science*, 46(15), 5192-5196, 2011.
- [30] Mandal, A., Chakraborty, M., Murty, B.S., Effect of TiB₂ particles on sliding wear behaviour of Al-4Cu alloy, *Wear*, 262(1-2), 160-166, 2007.
- [31] Mandal, A., Chakraborty, M., Murty, B.S., Ageing behavior of A356 alloy reinforced with in-situ formed TiB₂ particles, *Materials Science and Engineering: A*, 489(1-2), 220-226, 2008.

- [32] Gan, G.S., Yang, B., Microstructure evolution of TiB₂ particle-reinforced 7075 Al alloy slurry in semisolid state with different holding time, *Rare Metals*, 35, 858-862, 2016.
- [33] Gan, G., Yang, B., Zhang, B., Jiang, X., Shi, Y., Wu, Y., Refining mechanism of 7075 Al alloy by in-situ TiB₂ particles, *Materials*, 10(2), 1-11, 2017.
- [34] Geng, J., Hong, T., Ma, Y., Wang, M., Chen, D., Ma, N., Wang, H., The solution treatment of in-situ sub-micron TiB₂/2024 Al composite, *Materials & Design*, 98, 186-193, 2016.
- [35] Niranjana, K., Lakshminarayanan, P.R., Dry sliding wear behaviour of in-situ Al-TiB₂ composites, *Materials & Design*, 47, 167-173, 2013.
- [36] Xiong, Y., Wang, W., Jiang, R., Lin, K., Song, G., Surface integrity of milling in-situ TiB₂ particle reinforced Al matrix composites, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 54, 407-416, 2016.
- [37] Gao, Q., Wu, S., Lü, S., Xiong, X., Du, R., An, P., Effects of ultrasonic vibration treatment on particles distribution of TiB₂ particles reinforced aluminum composites, *Materials Science and Engineering: A*, 680, 437-443, 2017.
- [38] Gao, Q., Wu, S., Lü, S., Xiong, X., Du, R., An, P., Improvement of particles distribution of in-situ 5 vol% TiB₂ particulate reinforced Al-4.5Cu alloy matrix composites with ultrasonic vibration treatment, *Journal of Alloys and Compounds*, 692, 1-9, 2017.
- [39] Nampoothiri, J., Harini, R.S., Nayak, S.K., Raj, B., Ravi, K.R., Post in-situ reaction ultrasonic treatment for generation of Al-4.4Cu/TiB₂ nanocomposite: A route to enhance the strength of metal matrix nanocomposites, *Journal of Alloys and Compounds*, 683, 370-378, 2016.
- [40] Thadela, S., Mandal, B., Das, P., Roy, H., Lohar, A.K., Samanta, S.K., Rheological behavior of semi-solid TiB₂ reinforced Al composite, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 25, 2827-2832, 2015.
- [41] Geng, J., Hong, T., Shen, Y., Liu, G., Xia, C., Chen, D., Wang, M., Wang, H., Microstructural stability of in-situ TiB₂/Al composite during solution treatment, *Materials Characterization*, 124, 50-57, 2017.

- [42] Ma, Y., Chen, Z., Wang, M., Chen, D, Ma, N., Wang, H., High cycle fatigue behavior of the in-situ TiB₂/7050 composite, *Materials Science and Engineering: A*, 640, 350-356, 2015.
- [43] Ma, Y., Addad, A., Gang, J., Zhang, M.-X., Lefebvre, W., Chen, Z., Ji, V., Atomic-scale investigation of the interface precipitation in a TiB₂ nanoparticles reinforced Al-Zn-Mg-Cu matrix composite, *Acta Materialia*, 185, 287-299, 2020.
- [44] Ma, S.M., Zhang, P., Ji, G., Chen, Z., Sun, G.A., Zhong, S.Y., Ji, V., Wang, H.W., Microstructure and mechanical properties of friction stir processed Al–Mg–Si alloys dispersion-strengthened by nanosized TiB₂ particles, *Journal of Alloys and Compounds*, 616, 128-136, 2014.
- [45] Balcı, Ö., Ağaoğulları, D., Gökçe, H., Duman, İ., Öveçoğlu, M.L., Influence of TiB₂ particle size on the microstructure and properties of Al matrix composites prepared via mechanical alloying and pressureless sintering, *Journal of Alloys and Compounds*, 586, S78-S84, 2014.
- [46] Sadeghian, Z., Lotfi, B., Enayati, M.H., Beiss, P., Microstructural and mechanical evaluation of Al-TiB₂ nanostructured composite fabricated by mechanical alloying, *Journal of Alloys and Compounds*, 509(29), 7758-7763, 2011.
- [47] Sadeghian, Z., Enayati, M.H., Beiss, P., In-situ production of Al-TiB₂ nanocomposite by double-step mechanical alloying, *Journal of Materials Science*, 44(10), 2566-2572, 2009.
- [48] Ozyurek, D., Ciftci, I., An investigation into the wear behaviour of TiB₂ particle reinforced aluminium composites produced by mechanical alloying, *Science and Engineering of Composite Materials*, 18(1-2), 5-12, 2011.
- [49] Tekoğlu, E., Ağaoğulları, D., Mertdinç, S., Öveçoğlu, M.L., Effects of reinforcement content and sequential milling on the microstructural and mechanical properties of TiB₂ particulate-reinforced eutectic Al-12.6 wt% Si composites, *Journal of Materials Science*, 53(4), 2537-2552, 2018.
- [50] Abu-Warda, N., Utrilla, M.V., Escalera, M.D., Otero, E., López, M.D., The effect of TiB₂ content on the properties of AA6005/TiB₂ nanocomposites fabricated by mechanical alloying method, *Powder Technology*, 328, 235-244, 2018.

- [51] Akbari, M.K., Shirvanimoghaddam, K., Hai, Z., Zhuiykov, S., Khayyam, H., Al-TiB₂ micro/nanocomposites: Particle capture investigations, strengthening mechanisms and mathematical modelling of mechanical properties, *Materials Science and Engineering: A*, 682, 98-106, 2017.
- [52] Tee, K.L., Lu, L., Lai, M.O., Synthesis of in situ Al-TiB₂ composites using stir cast route, *Composite Structures*, 47(1-4), 589-593, 1999.
- [53] Akbari, M.K., Baharvandi, H.R., Shirvanimoghaddam, K., Tensile and fracture behavior of nano/micro TiB₂ particle reinforced casting A356 aluminum alloy composites, *Materials & Design*, 66, 150-161, 2015.
- [54] Dong, X., Youssef, H., Zhang, Y., Wang, S., Ji, S., High performance Al/TiB₂ composites fabricated by nanoparticle reinforcement and cutting-edge super vacuum assisted die casting process, *Composites Part B: Engineering*, 177, 107453, 2019.
- [55] Krishna Kumar, R., Radhika, N., Sam, M., Synthesis of aluminium composites using squeeze casting and investigating the effect of reinforcements on their mechanical and wear properties, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 72(9), 2299-2310, 2019.
- [56] Askarpour, M., Sadeghian, Z., Reihanian, M., Role of powder preparation route on microstructure and mechanical properties of Al-TiB₂ composites fabricated by accumulative roll bonding (ARB), *Materials Science and Engineering: A*, 677, 400-410, 2016.
- [57] Ocak Araz, Ş., Çalın, R., Pul, M., Bican, O., Okur, O., An Investigation on the microstructure and wear properties of TiB₂ reinforced AA2014 aluminium alloy produced by vacuum infiltration, *High Temperature Materials and Processes*, 34(5), 487-493, 2015.
- [58] Tjong, S.C., Lau, K.C., Properties and abrasive wear of TiB₂/Al-4%Cu composites produced by hot isostatic pressing, *Composites Science and Technology*, 59(13), 2005-2013, 1999.
- [59] Tjong, S.C., Tam, K.F., Mechanical and thermal expansion behavior of hipped aluminum-TiB₂ composites, *Materials Chemistry and Physics*, 97(1), 91-97, 2006.

- [60] Chi, H., Jiang, L., Chen, G., Qiao, J., Lin, X., Wu, G., The tribological behavior evolution of TiB₂/Al composites from running-in stage to steady state, *Wear*, 368-369, 304-313, 2016.
- [61] Tjong, S.C., Wang, G.S., Mai, Y.-W., High cycle fatigue response of in-situ Al-based composites containing TiB₂ and Al₂O₃ submicron particles, *Composites Science and Technology*, 65(10), 1537-1546, 2005.
- [62] Vajargah, P.H., Abdizadeh, H., Baghchesara, M.A., Fabrication of TiB₂ nano particulates reinforced aluminum matrix composites, by powder metallurgy route, *Journal of Composite Materials*, 49(25), 3115-3125, 2015.
- [63] Oñoro, J., High-temperature mechanical properties of aluminium alloys reinforced with titanium diboride (TiB₂) particles, *Rare Metals*, 30(2), 200-205, 2011.
- [64] Paidpilli, M., Gupta, G.K., Upadhyaya, A., Sintering response of aluminum 6061-TiB₂ composite: Effect of prealloyed and premixed matrix, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(9), 4470-4480, 2017.
- [65] Başar, F.E., Alüminyum matrisli kompozitlerin basınçsız sinterleme ile üretimi ve karakterizasyonu, Akdeniz Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Antalya, 116, 2011.
- [66] Singh, R.P., Gupta, G.K., Paliwal, M., An experimental and modeling study of synthesis, consolidation and aging behavior of AA2014 composite reinforce by TiB₂ via powder metallurgy route, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71(10), 2443-2451, 2018.
- [67] Mazumdar, S.K., *Composites manufacturing: Materials, product, and process engineering*, CRC Press, USA, 2002.
- [68] Haghsheenas, M., Metal-matrix composites, *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, 1-28, 2016.
- [69] Strong, A.B., *Fundamentals of composites manufacturing: Materials, methods, and applications*, Society of Manufacturing Engineers, USA, 2008.
- [70] Clyne, T.W., Metal-matrix composites: Matrices and processing, (Editörler: Jürgen Buschow, K.H., Cahn, R.W., Flemings, M.C., Ilshner, B., Kramer, E.J., Mahajan, S., Veyssière, P.), *Encyclopedia of materials: Science and technology*, Elsevier, Amsterdam, 1382-1391, 2001.

- [71] Evans, A., San Marchi, C., Mortensen, A., Metal matrix composites in industry: An introduction and a survey, Springer, USA, 2003.
- [72] Lloyd, D.J., Lagace, H.P., McLeod, A.D., Interfacial phenomena in metal matrix composites, (Editör: Ishida, D.), Controlled interphases in composite materials, Elsevier Science Publishing Co. Inc., New York, 359-376, 1990.
- [73] Rohatgi, P.K., Asthana, R., Interfacial aspects of processability and property development in discontinuously reinforced cast metal matrix composites, (Editör: Ishida, H.), Controlled interphases in composite materials, Elsevier Science Publishing Co. Inc., New York, 637-651, 1990.
- [74] Wang, X., Jha, A., Brydson, R., In situ fabrication of Al_3Ti particle reinforced aluminium alloy metal-matrix composites, Materials Science and Engineering: A, 364(1-2), 339-345, 2004.
- [75] Lightweight materials: Understanding the basics, (Editör: Campbell, F.C.), ASM International, USA, 2012.
- [76] Chawla, N., Shen, Y.-L., Mechanical behavior of particle reinforced metal-matrix composites, Advanced Engineering Materials, 3(6), 357-370, 2001.
- [77] Adebisi, A.A., Maleque, M.A., Rahman, M.M., Metal matrix composite brake rotor: Historical development and product life cycle analysis, International Journal of Automotive and Mechanical Engineering, 4, 471-480, 2011.
- [78] Huda, M.D., Hashmi, M.S.J., El-Baradie, M.A., MMCs: Materials, manufacturing and mechanical properties, Key Engineering Materials, 104-107, 37-64, 1995.
- [79] Capel, H., Harris, S.J., Schulz, P., Kaufmann, H., Correlation between manufacturing conditions and properties of carbon fibre reinforced Mg, Materials Science and Technology, 16(7-8), 765-768, 2000.
- [80] Michaud, V.C., Fundamentals of metal-matrix composites, (Editörler: Suresh, S., Mortensen, A., Needleman, A.), Liquid-state processing, Butterworth-Heinneman, Stoneham, 3-22, 1993.
- [81] Sahoo, P., Koczak, M.J., Analysis of in situ formation of titanium carbide in aluminum alloys, Materials Science and Engineering: A, 144(1-2), 37-44, 1991.

- [82] Chawla, N., Shen, Y.-L., Mechanical behavior of particle reinforced metal-matrix composites, *Advanced Engineering Materials*, 3(6), 357-370, 2001.
- [83] Ghosh, A.K., Fundamentals of metal-matrix composites, (Editörler: Suresh, S., Mortensen, A., Needleman, A.), Solid-state processing, Butterworth-Heinemann, Stoneham, 23-41, 1993.
- [84] German, R.M., Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri: İşlemler, malzemeler, ürünler, özellikler ve uygulamalar, Türk Toz Metalurjisi Derneği, Ankara, 2007.
- [85] Tsukerman, S.A., Powder metallurgy, Pergamon Press, Oxford, 1965.
- [86] Groover, M.P., Fundamentals of modern manufacturing materials, processes, and systems, Wiley, USA, 2013.
- [87] Waters, T.F., Fundamentals of manufacturing for engineers, UCL Press, London, 1996.
- [88] Skotnicova, K., Kursá, M., Szurman, I. Powder metallurgy (University Textbook), VŠB - Technical University of Ostrava, Ostrava, 2014.
- [89] Liu, Y.B., Lim, S.C., Lu, L., Lai, M.O., Recent development in the fabrication of metal matrix-particulate composites using powder metallurgy techniques, *Journal of Materials Science*, 29, 1999-2007, 1994.
- [90] Newkirk, J.W., Kohser, R.A., Handbook of mechanical alloy design, (Editörler: Totten, G.E., Xie, L., Funatani, K.), Designing with powder metallurgy alloys, Marcel Dekker, New York, 641-667, 2004.
- [91] Upadhyaya, G.S., Sintered metallic and ceramic materials: Preparation, properties, and applications, Wiley, New York, 1999.
- [92] Almen, J.O., Mechanical wear, (Editör: Burwell, J.T.), American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 229-238, 1950.
- [93] ASTM G40-17 Standard terminology relating to wear and erosion, American Society for Testing and Materials, 2001.
- [94] Bhushan, B., Introduction to tribology, Wiley, USA, 2013.
- [95] Kato, K., Classification of wear mechanisms, (Editör: Stachowiak, G.W.), Wear-mechanisms, materials and practice, John Wiley&Sons Ltd, Chichester, 9-20, 2006.
- [96] Stachowiak, G.W., Batchelor, A.W., Engineering tribology, Elsevier, 2013.

- [97] Hutchings, I.M., Solid particle erosive wear testing, (Editörler: Kuhn, H., Medlin, D.), Mechanical testing and evaluation, ASM International, United States, 2000.
- [98] Hutchings, I.M., Tribology: Friction and wear of engineering materials, CRC Press Inc., 1992.
- [99] Finnie, I., Erosion of surfaces by solid particles, *Wear*, 3(2), 87-103, 1960.
- [100] Föhl, J., Strahl-und SpGlvverschleiß, (Editör: Zum Gahr, K.H.), Reibung und Verschleiß, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, 157-176, 1983.
- [101] McCabe, L.P., Sargent, G.A., Conrad, H., Effect of microstructure on the erosion of steel by solid particles, *Wear*, 105(3), 257-277, 1985.
- [102] Sheldon, G.L., Finnie, I., On the ductile behaviour of nominally brittle materials during erosive cutting, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 88(4), 387-392, 1966.
- [103] Zum Gahr, K.H., Microstructure and wear of materials, Elsevier, Amsterdam-Oxford-Newyork-Tokyo, 1987.
- [104] Shipway, P.H., Hutchings, I.M., The role of particle properties in the erosion of brittle materials, *Wear*, 193, 105-113, 1996.
- [105] Yust, C.S., Crouse, R.S., Melting at particle impact sites during erosion of ceramics, *Wear*, 51(1), 193-196, 1978.
- [106] Tsiang, T.H., Survey of sand and rain erosion of composite materials, *Journal of Composite Technology and Research*, 8(4), 154-158, 1986.
- [107] Tilly, G.P., Erosion caused by airborne particles, *Wear*, 14, 63-79, 1969.
- [108] Heckel, R.W., Density-pressure relationships in powder compaction, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 221, 671-675, 1961.
- [109] Panelli, R., Ambrozio Filho, F., Compaction equation and its use to describe powder consolidation behavior, *Powder Metallurgy*, 41(2), 131-133, 1998.
- [110] Ge, R., A new equation for powder compaction, *Powder Metallurgy Science & Technology*, 6(3), 20-24, 1995.
- [111] ASTM B962-17 Standard test methods for density of compacted or sintered powder metallurgy (PM) products using Archimedes' principle, ASTM International, 2017.
- [112] Degen, T., Sadki, M., Bron, E., König, U., Nénert, G., The HighScore suite, *Powder Diffraction*, 29(S2), S13-S18, 2014.

- [113] “HighScore Software Program” Erişim adresi: <https://www.malvernpanalytical.com/en/products/category/software/x-ray-diffraction-software/highscore/>, Erişim Tarihi:24.02.2020.
- [114] Inorganic Crystal Structure Database (ICSD), Fachinformationszentrum (FIZ), Karlsruhe, Germany, 2016.
- [115] ASTM E10-17 Standard test method for Brinell hardness of metallic materials, ASTM International, 2017.
- [116] TS 4222 EN ISO 3325 Sintered metal materials, excluding hard metals - Determination of transverse rupture strength, 2004.
- [117] ASTM G76-13 Standard test method for conducting erosion tests by solid particle impingement using gas jets, ASTM International, 2013.
- [118] Bağcı, M., Cam elyaf takviyeli kompozit malzemelerin erozyon aşınma davranışının incelenmesi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Konya, 178, 2010.
- [119] Ekşi, A., Sarıtaş, S., Effects of powder hardness and particle size on the densification of cold isostatically pressed powders, Turkish Journal of Engineering and Environmental Sciences, 26(5), 377-384, 2002.
- [120] Moazami-Goudarzi, M., Akhlaghi, F., Effect of nanosized SiC particles addition to CP Al and Al-Mg powders on their compaction behavior, Powder Technology, 245, 126-133, 2013.
- [121] ASM International Handbook Committee, ASM Handbook: Volume 7: Powder Metal Technologies and Applications, (Editör: Lee, P.W.), ASM International, Materials Park (OH), 1998.
- [122] Bouvard, D., Densification behaviour of mixtures of hard and soft powders under pressure, Powder Technology, 111(3), 231-239, 2000.
- [123] Mahdavi, S., Akhlaghi, F., Effect of SiC content on the processing, compaction behavior and properties of Al6061/SiC/Gr hybrid composites, Journal of Materials Science, 46, 1502-1511, 2011.
- [124] Denny, P.J., Compaction equations: a comparison of the Heckel and Kawakita equations, Powder Technology, 127(2), 162-172, 2002.
- [125] Hafizpour, H.R., Sanjari, M., Simchi, A., Analysis of the effect of reinforcement particles on the compressibility of Al-SiC composite powders using a neural network model, Materials & Design, 30(5), 1518-1523, 2009.

- [126] Wu, W., Jiang, G., Wagoner, R.H., Daehn, G.S., Experimental and numerical investigation of idealized consolidation: part I: static compaction, *Acta Materialia*, 48(17), 4323-4330, 2000.
- [127] Lund, J.A., Origins of green strength in iron P/M compacts, *International Journal of Powder Metallurgy*, 18(2), 117-127, 1982.
- [128] Eksi, A.K., Investigation of mechanical properties before and after sintering of cold isostatically pressed metallic powders, *Kovove Materialy*, 44(4), 191-198, 2006.
- [129] Hafizpour, H.R., Khoeini, M., Investigation on the consolidation behaviour of aluminium/nano-SiC composite powders using non-linear compaction equation, *Journal of American Science*, 7(6), 1258-1262, 2011.
- [130] Jeyasimman, D., Sivaprasad, K., Sivasankaran, S., Narayanasamy, R., Fabrication and consolidation behavior of Al 6061 nanocomposite powders reinforced by multi-walled carbon nanotubes, *Powder Technology*, 258, 189-197, 2014.
- [131] Jeyasimman, D., Sivaprasad, K., Sivasankaran, S., Ponalagusamy, R., Narayanasamy, R., Iyer, V., Microstructural observation, consolidation and mechanical behaviour of AA 6061 nanocomposites reinforced by γ -Al₂O₃ nanoparticles, *Advanced Powder Technology*, 26(1), 139-148, 2015.
- [132] Jeyasimman, D., Narayanasamy, R., Ponalagusamy, R., Role of hybrid reinforcement on microstructural observation, characterization and consolidation behavior of AA 6061 nanocomposite, *Advanced Powder Technology*, 26(4), 1171-1182, 2015.
- [133] Alihosseini, H., Dehghani, K., Kamali, J., Microstructure characterization, mechanical properties, compressibility and sintering behavior of Al-B₄C nanocomposite powders, *Advanced Powder Technology*, 28(9), 2126-2134, 2017.
- [134] Hashemi, S.R., Ardestani, M., Nemati, A., Cold compaction behavior and pressureless sinterability of ball milled WC and WC/Cu powders, *Science of Sintering*, 48(1), 71-79, 2016.
- [135] Wagih, A., Fathy, A., Sebaey, T.A., Experimental investigation on the compressibility of Al/Al₂O₃ nanocomposites, *International Journal of Materials and Product Technology*, 52(3-4), 312-332, 2016.

- [136] Davis, J.R., ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International, USA, 1993.
- [137] Ayvaz, M., T/M yöntemi ile üretilen katman içeren, çok katmanlı kompozit zırh plakalarının balistik dayanımının incelenmesi, Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Manisa, 145, 2016.
- [138] “ImageJ Software Program” Erişim adresi: <https://imagej.nih.gov/ij/download.html>, Erişim Tarihi:02.10.2020.
- [139] Gao, Q., Yang, B., Mei, H., Wu, H., Microstructure and wear resistance of semisolid TiB₂/7050 composites produced by serpentine tube pouring technique, Materials and Manufacturing Processes, 31(8), 1029-1036, 2016.
- [140] Afshari, B.M., Mirjavadi, S.S., Dolatabad, Y.A., Aghajani, M., Givi, M.K.B., Alipour, M., Emamy, M., Effects of pre-deformation on microstructure and tensile properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy produced by modified strain induced melt activation, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 26(9), 2283-2295, 2016.
- [141] Yu, H., Wang, M., Sheng, X., Li, Z., Chen, L., Lei, Q., Chen, C., Jia, Y., Xiao, Z., Chen, W., Wei, H., Zhang, H., Fan, X., Wang, Y., Microstructure and tensile properties of large-size 7055 aluminum billets fabricated by spray forming rapid solidification technology, Journal of Alloys and Compounds, 578, 208-214, 2013.
- [142] He, L., Li, X., Zhu, P., Cao, Y., Guo, Y., Cui, J., Effects of high magnetic field on the evolutions of constituent phases in 7085 aluminum alloy during homogenization, Materials Characterization, 71, 19-23, 2012.
- [143] Ghosh, A., Ghosh, M., Gudimetla, K., Kalsar, R., Kestens, L.A.I., Kondaveeti, C.S., Pugazhendhi, B.S., Ravisankar, B., Development of ultrafine grained Al-Zn-Mg-Cu alloy by equal channel angular pressing: microstructure, texture and mechanical properties, Archives of Civil and Mechanical Engineering, 20, 7, 2020.
- [144] Beffort, O., Long, S., Cayron, C., Kuebler, J., Buffat, P.-A., Alloying effects on microstructure and mechanical properties of high volume fraction SiC-particle reinforced Al-MMCs made by squeeze casting infiltration, Composites Science and Technology, 67(3-4), 737–745, 2007.

- [145] Yuan, W., Zhang, J., Zhang, C., Chen, Z., Processing of ultra-high strength SiC_p/Al-Zn-Mg-Cu composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 209(7), 3251-3255, 2009.
- [146] Wang, T., Yin, Z., Shen, K., Li, J., Huang, J., Single-aging characteristics of 7055 aluminum alloy, *Transactions Nonferrous Metals Society of China*, 17(3), 548-552, 2007.
- [147] Mondolfo, L.F., Structure of the aluminium:zinc:magnesium alloys, *Metallurgical Reviews*, 16(1), 95-124, 1971.
- [148] Fan, X., Jiang, D., Meng, Q., Zhong, L., The microstructural evolution of an Al-Zn-Mg-Cu alloy during homogenization, *Materials Letters*, 60(12), 1475-1479, 2006.
- [149] Tjong, S.C., Wang, G.S., Mai, Y.W., High cycle fatigue response of in-situ Al-based composites containing TiB₂ and Al₂O₃ submicron particles, *Composites Science and Technology*, 65(10), 1537-1546, 2005.
- [150] Mondolfo, L.F., Gjostein, N.A., Levinson, D.W., Structural changes during the aging in an Al-Mg-Zn alloy, *Transactions AIME Journal of Metals*, 8, 1378-1385, 1956.
- [151] Löffler, H., Kovács, I., Lendvai, J., Decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys, *Journal of Materials Science*, 18, 2215-2240, 1983.
- [152] Gjønnes, J., Simesen, Chr.J., An electron microscope investigation of the microstructure in an aluminium-zinc-magnesium alloy, *Acta Metallurgica*, 18(8), 881-890, 1970.
- [153] Mondolfo, L.F., *Aluminum alloys: structure and properties*, Butterworths, London, 1976.
- [154] Lendvai, J., Precipitation and strengthening in aluminium alloys, *Materials Science Forum*, 217-222, 43-56, 1996.
- [155] Sha, G., Cerezo, A., Characterization of precipitates in an aged 7xxx series Al alloy, *Surface and Interface Analysis*, 36(5-6), 564-568, 2004.
- [156] Berg, L.K., Gjønnes, J., Hansen, V., Li, X.Z., Knutson-Wedel, M., Waterloo, G., Schryvers, D., Wallenberg, L.R., GP zones in an Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging, *Acta Materialia*, 49(17), 3443-3451, 2001.

- [157] Deschamps, A., Bréchet, Y., Livet, F., Influence of copper addition on precipitation kinetics and hardening in Al-Zn-Mg alloy, *Materials Science and Technology*, 15(9), 993-1000, 1999.
- [158] Sha, G., Cerezo, A., Early stage precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloy (7050), *Acta Materialia*, 52(15), 4503-4516, 2004.
- [159] Stiller, K., Warren, P.J., Hansen, V., Angenete, J., Gjønnes, J., Investigation of precipitation in an Al-Zn-Mg alloy after two step ageing treatment at 100° and 150°C, *Materials Science and Engineering: A*, 270(1), 55-63, 1999.
- [160] Tavassoli, A.A., Effect of deformation on precipitation-strengthening, *Metal Science*, 8(1), 424-426, 1974.
- [161] Kaya, I., Al 7075 Alaşımının Şekillenme ve Isıl İşleme Özelliklerinin İyileştirilmesi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul, 84, 2005.
- [162] Gómez de Salazar, J.M., Barrena, M.I., Role of Al₂O₃ particulate reinforcements on precipitation in 7005 Al-matrix composites, *Scripta Materialia*, 44(10), 2489-2495, 2001.
- [163] El-Baradie, Z.M., El-Shahat, O.A., Abd El-Azim, A.N., Accelerated aging processes in SiC-7020 aluminium composite, *Journal of Materials Processing Technology*, 79(1-3), 1-8, 1998.
- [164] Arsenault, R.J., Shi, N., Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion, *Materials Science and Engineering*, 81, 175-187, 1986.
- [165] Varma, S.K., Ponce, J., Solis, M., Andrews, S., Salas, D., The control of grain size and distribution of particles in a (6061 alloy_m)/(Al₂O₃)_p composite by solutionizing treatment, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27(7), 2023-2034, 1996.
- [166] Dutta, I., Allen, S.M., Hafley, J.L., Effect of the reinforcement on the aging response of cast 6061 Al-Al₂O₃ particulate composites, *Metallurgical Transactions A*, 22A, 2553-2563, 1991.
- [167] Arsenault, R.J., Fischer, R.M., Microstructure of fiber and particulate SiC in 6061 Al composites, *Scripta Metallurgica*, 17(1), 67-71, 1983.

- [168] Pal, S., Mitra, R., Bhanuprasad, V.V., Aging behavior of Al-Cu-Mg alloy – SiC composites, *Materials Science and Engineering: A*, 480(1-2), 496-505, 2008.
- [169] Abdel-Azim, A.N., Shash, Y., Mostafa, S.F., Younan, A., Ageing behaviour of 2024-Al alloy reinforced with Al₂O₃ particles, *Journal of Materials Processing Technology*, 55(3-4), 140-145, 1995.
- [170] Mousavi Abarghouie, S.M.R., Seyed Reihani, S.M., Aging behavior of a 2024 Al alloy-SiC_p composite, *Materials & Design*, 31(5), 2368-2374, 2010.
- [171] Übeyli, M., Balci, E., Sarikan, B., Öztaş, M.K., Camuşcu, N., Yildirim, R.O., Keleş, Ö., The ballistic performance of SiC-AA7075 functionally graded composite produced by powder metallurgy, *Materials & Design*, 56, 31-36, 2014.
- [172] Balci, E., Sarikan, B., Übeyli, M., Camuşcu, N., Yildirim, R.O., On the ballistic performance of the AA7075 based functionally graded material with boron carbide reinforcement, *Kovove Materialy-Metallic Materials*, 51, 257-262, 2013.
- [173] Sheu, C.Y., Lin, S.J., Ageing behavior of SiC_p-reinforced AA 7075 composites, *Journal of Materials Science*, 32, 1741-1747, 1997.
- [174] Lu, L., Lai, M.O., Chen, F.L., Al-4 wt% Cu composite reinforced with in-situ TiB₂ particles, *Acta Materialia*, 45(10), 4297-4309, 1997.
- [175] Dixit, M., Mishra, R.S., Sankaran, K.K., Structure-property correlations in Al 7050 and Al 7055 high-strength aluminum alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 478(1-2), 163-172, 2008.
- [176] Staley, J.T., Aging kinetics of aluminum alloy 7050, *Metallurgical Transactions*, 5, 929-932, 1974.
- [177] Mukhopadhyay, A.K., Prasad, K.S., Formation of plate-shaped Guinier-Preston zones during natural aging of an Al-Zn-Mg-Cu-Zr Alloy, *Philosophical Magazine Letters*, 91(3), 214-222, 2011.
- [178] Löffler, H., Kovács, I., Lendvai, J., Decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys, *Journal of Materials Science*, 18, 2215-2240, 1983.
- [179] Jiang, X.J., Taftø, J., Noble, B., Holme, B., Waterloo, G., Differential scanning calorimetry and electron diffraction investigation on low-temperature aging in

Al-Zn-Mg alloys, Metallurgical and Materials Transactions A, 31, 339-348, 2000.

- [180] Deschamps, A., Bréchet, Y., Influence of quench and heating rates on the ageing response of an Al-Zn-Mg-(Zr) alloy, Materials Science and Engineering: A, 251(1-2), 200-207, 1998.
- [181] Bekheet, N.E., Gadelrab, R.M., Salah, M.F., Abd El-Azim, A.N., The effects of aging on the hardness and fatigue behavior of 2024 Al alloy/SiC composites, Materials & Design, 23(2), 153-159, 2002.
- [182] Aycan, M.F., Yaşlandırma ısıtıl işleminin SiC ve Al₂O₃ parçacık takviyeli alüminyum alaşımı esaslı kompozit malzemelerin mekanik özelliklerine etkisi, TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Ankara, 120, 2010.
- [183] Fakıoğlu, A., Yaşlandırılan AA7075 alüminyum alaşımlarının yorulma davranışlarının incelenmesi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Karabük, 111, 2012.
- [184] Yıldırım, M., Mekanik alaşımlama yöntemi ile AA7075-karbon nanotüp takviyeli metal matrisli kompozit üretimi karakterizasyonu ve aşınma davranışlarının incelenmesi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Karabük, 134, 2016.
- [185] Nalçacıoğlu, C., Toz metalürjisi yöntemi ile üretilen AA7075 alüminyum alaşımlarında T6 ısıtıl işlem parametrelerinin elektrik iletkenliği ve korozyon özelliklerine etkisi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Karabük, 78, 2017.
- [186] Çolak, H., AA 7075 alüminyum alaşımına uygulanan yapay yaşlandırma işleminin mikroyapı ve bazı mekanik özelliklere etkisi, Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Elazığ, 75, 2019.
- [187] Matkovich, V.I., Boron and refractory borides, Springer Verlag, New York, USA, 1977.
- [188] Munro, R.G., Material properties of titanium diboride, Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology, 105, 709-720, 2000.
- [189] Besson, J., Valin, F., Lointier, P., Boncoeur, M., Densification of titanium diboride by hot isostatic pressing and production of near-net-shape

- components, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 1, 637-649, 1992.
- [190] Clyne, T.W., Withers, P.J., *An introduction to metal matrix composites*, Cambridge University Press, Cambridge, UK, 1993.
- [191] Kim, C.S., Cho, K., Manjili, M.H., Nezafati, M., Mechanical performance of particulate-reinforced Al metal-matrix composites (MMCs) and Al metal-matrix nano-composites (MMNCs), *Journal of Materials Science*, 52, 13319-13349, 2017.
- [192] Mazen, A.A., Ahmed, A.Y., Mechanical behavior of Al-Al₂O₃ MMC manufactured by PM techniques part I-scheme I processing parameters, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 7(3), 393-401, 1998.
- [193] Ling, C.P., Bush, M.B., Perera, D.S., The effect of fabrication techniques on the properties of Al-SiC composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 48(1-4), 325-331, 1995.
- [194] Ezatpour, H.R., Sajjadi, S.A., Sabzevar, M.H., Huang, Y., Investigation of microstructure and mechanical properties of Al6061-nanocomposite fabricated by stir casting, *Materials & Design*, 55, 921-928, 2014.
- [195] Lloyd, D.J., Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites, *Acta Metallurgica et Materialia*, 39(1), 59-71, 1991.
- [196] Lewandowski, J.J., Liu, C., Hunt Jr., W.H., Effects of matrix microstructure and particle distribution on fracture of an aluminum metal matrix composite, *Materials Science and Engineering: A*, 107, 241-255, 1989.
- [197] Whitehouse, A.F., Clyne, T.W., Cavity formation during tensile straining of particulate and short fibre metal matrix composites, *Acta Metallurgica et Materialia*, 41(6), 1701-1711, 1993.
- [198] Whitehouse, A.F., Clyne, T.W., Effects of reinforcement content and shape on cavitation and failure in metal-matrix composites, *Composites* 24(3), 256-261, 1993.
- [199] Llorca, J., Needleman, A., Suresh, S., An analysis of the effects of matrix void growth on deformation and ductility in metal-ceramic composites, *Acta Metallurgica et Materialia*, 39(10), 2317-2335, 1991.

- [200] Christman, T., Needleman, A., Suresh, S., An experimental and numerical study of deformation in metal-ceramic composites, *Acta Metallurgica*, 37(11), 3029-3050, 1989.
- [201] Padmavathi, C., Upadhyaya, A., Densification, microstructure and properties of supersolidus liquid phase sintered 6711Al-SiC metal matrix composites, *Science of Sintering*, 42(3), 363-382, 2010.
- [202] Arik, H., Effect of mechanical alloying process on mechanical properties of a-Si₃N₄ reinforced aluminum-based composite materials, *Materials & Design*, 29(9), 1856-1861, 2008.
- [203] Samal, C.P., Parihar, J.S., Chaira, D., The effect of milling and sintering techniques on mechanical properties of Cu-graphite metal matrix composite prepared by powder metallurgy route, *Journal of Alloys and Compounds*, 569, 95-101, 2013.
- [204] Çalın, R., Magnezya parçacık takviyeli Al matrisli kompozitin vakum infiltrasyon yöntemi ile üretilmesi ve özelliklerinin incelenmesi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Ankara, 139, 2006.
- [205] Pul, M., Al matrisli MgO takviyeli kompozitlerin infiltrasyon yöntemi ile üretilmesi ve işlenebilirliğinin değerlendirilmesi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Ankara, 210, 2010.
- [206] Yıldırım, Y., 3003 H14 Alüminyum Alaşımının Katı Partikül Erozyonu Davranışı, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli, 111, 2013.
- [207] Fowler, G., Shipway, P.H., Pashby, I.R., Abrasive water-jet controlled depth milling of Ti-6Al-4V alloy-an investigation of the role of jet-workpiece traverse speed and abrasive grit size on the characteristics of the milled material, *Journal of Materials Processing Technology*, 161(3), 407-414, 2005.
- [208] Sundarajan, G., Roy, M., Solid particle erosion behavior of metallic materials at room and elevated temperatures, *Tribology International*, 30(5), 339-359, 1997.
- [209] Bahadur, S., Badruddin, R., Erodent particle characterization and the effect of particle size and shape on erosion, *Wear*, 138(1-2), 189-208, 1990.

- [210] Oka, Y.I., Okamura, K., Yoshida, T., Practical estimation of erosion damage caused by solid particle impact: part 1: effects of impact parameters on a predictive equation, *Wear*, 259(1-6), 95-101, 2005.
- [211] Lin, N., Arabnejad, H., Shirazi, S.A., Mclaury, B.S., Lan, H., Experimental study of particle size, shape and particle flow rate on erosion of stainless steel, *Powder Technology*, 336, 70-79, 2018.
- [212] Hutchings, I.M., Wear by particulates, *Chemical Engineering Science*, 42(4), 869-878, 1987.
- [213] Finnie, I., Some reflection on the past and future of erosion, *Wear*, 186-187(1), 1-10, 1995.
- [214] Avcu, E., Titanyum alaşımlarının partikül erozyonu ile pürüzlendirilmesi ve aşındırılması işlemlerinin optimizasyonu, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Kocaeli, 241, 2013.
- [215] Danesh, M.H., Bazı cam ve plastik esaslı şeffaf malzemelerin katı parçacık erozyon performansların incelenmesi, Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Trabzon, 137, 2020.
- [216] Yıldırım, Y., Avcu, E., Şahin, A., Fidan, S., Yetiştiren, H., Sınmazçelik, T., Effect of particle impact angle, erodent particle size acceleration pressure on the solid particle erosion behavior of 3003 aluminum alloy, *Proceedings of the 3rd International Congress APMAS2013*, 523-525, Antalya-Türkiye, 24-28 Nisan 2013.
- [217] Modi, O.P., Prasad, B.K., Jha, A.K., Influence of alumina dispersoid and test parameters on erosive wear behaviour of a cast zinc-aluminium alloy, *Wear*, 260(7-8), 895-902, 2006.
- [218] Khoddami, A., Salimi-Majd, D., Mohammadi, B., Finite element and experimental investigation of multiple solid particle erosion on Ti-6Al-4V titanium alloy coated by multilayer wear-resistant coating, *Surface and Coatings Technology*, 372, 173-189, 2019.
- [219] Acar, D., Meriç, D., Budur, A.İ., Gümrük, R., Sofuoğlu, H., Gedikli, H., Cora, Ö.N., Experimental investigation on particle erosion behavior of AA 6061 alloy, *9th Ankara International Aerospace Conference*, 1-10, Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Ankara-Türkiye, 20-22 Eylül 2017.

- [220] Budur, A.İ., Katı parçacıkların metalik yüzeylerde oluşturduğu erozyonun deneysel ve sayısal olarak incelenmesi, Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Trabzon, 127, 2018.
- [221] Bayındır, M.K., Katı parçacık erozyon aşınmasının alüminyum alaşımları üzerindeki etkisinin deneysel olarak incelenmesi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Konya, 118, 2009.
- [222] Zu, J.B., Burstein, G.T., Hutchings, I.M., A comparative study of the slurry erosion and free-fall particle erosion of aluminium, *Wear*, 149(1-2), 73-84, 1991.
- [223] Christman, T., Shewmon, P.G., Erosion of a strong aluminum alloy, *Wear*, 52(1), 57-70, 1979.
- [224] Finnie I., Wolak J., Kabil Y., Erosion of metals by solid particles, *Journal of Metals*, 2(3), 682-700, 1967.
- [225] Yerramareddy S., Bahadur S., Effect of operational variables, microstructure and mechanical properties on the erosion of Ti-6Al-4V, *Wear*, 142(2), 253-263, 1991.
- [226] Gulden, M.E., Influence of brittle to ductile transition on solid particle erosion behaviour, *Proceedings of the Fifth International Conference on Erosion by Liquid and Solid Impact: Newnham College, University of Cambridge, Cambridge*, 31(1-9), 1979.
- [227] Levy, A.V., The role of plasticity in erosion, *Proceedings of the Fifth International Conference on Erosion by Liquid and Solid Impact: Newnham College, University of Cambridge, Cambridge*, 39(1-10), 1979.
- [228] Cousens, A.K., The erosion of ductile metals by solid particle impact, *Fitzwilliam College, Doktora Tezi, İngiltere*, 315, 1984.
- [229] Tu, J.P., Pan, J., Matsumura, M., Fukunaga, H., The solid particle erosion behavior of $Al_{18}B_4O_{33}$ whisker-reinforced AC4C Al alloy matrix composites, *Wear*, 223(1-2), 22-30, 1998.
- [230] Saravanan, R.A., Surappa, M.K., Pramila Bai, B.N., Erosion of A356 Al-SiCu composites due to multiple particle impact, *Wear*, 202(2), 154-164, 1997.
- [231] Das, S., Mondal, D.P., Sawla, S., Solid particle erosion of Al alloy and Al-alloy composites: effect of heat treatment and angle of impingement. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35, 1369-1379, 2004.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Demet ZALAOĞLU
Doğum Tarihi : 08.08.1987
E-Posta Adresi : demetzalaoglu@osmaniye.edu.tr

Öğrenim Durumu:

Derece	Bölüm/Program	Okul/Üniversite	Bitirme Yılı
Lisans	Makine Mühendisliği	Atatürk Üniversitesi	2009
Yüksek Lisans	Makine Mühendisliği	Selçuk Üniversitesi	2013
Doktora	Makine Mühendisliği	Osmaniye Korkut Ata Üniversitesi	2020

Uluslararası Yayınlar

1. Effects of Using New Mold and Modified Secondary Cooling Scenario on Continuous Casting Process at a Steel Plant in Turkey, Gazı University Journal of Science, DOI: 10.35378/gujs.663858, (In Press).

Uluslararası Bildiriler

1. D. Zalaoglu, A. A. Gürten, H. İmrek, Düşük Alaşımli Bir Çelikte Martenzit Hacim Oranın Korozyon Davranışına Etkisinin Potansiyodinamik Polarizasyon Eğrileri Yöntemi ile İncelenmesi, Poster Sunumu, 15. Uluslararası Malzeme Sempozyumu, 15. 09.2014-17.09.2014.
2. M. Übeyli, D. Zalaoglu, Natural Aging Behavior Of Composites Containing A Highstrength Aluminum Alloy Matrix And Titanium Diboride Particles, Sözlü Sunum, MMM SEE 2017 Metallurgical & Materials Engineering Congress of Southeast Europe, 01.06.2017-03.06.2017.
3. E. Özer, M. Ayvaz, D. Zalaoglu, M. Übeyli, X-Ray Diffraction Analysis on Mechanically Alloyed Aluminum Composite Powders Consisting of Nano Alumina Particles And Multiwall Carbon Nanotubes, Sözlü Sunum, MMM SEE 2019 Metallurgical & Materials Engineering Congress Of Southeast Europe, 05.06. 2017- 07.06. 2019.

4. D. Zalaoglu, E. Özer, M. Übeyli, On the Compressibility Behavior of Aluminum Composite Powders Bearing Various Fractions of Titanium Diboride Particulates, Sözlü Sunum, MMM SEE 2019 Metallurgical & Materials Engineering Congress of Southeast Europe, 05.06. 2017-07.06. 2019.
5. B. Küçükoglu, D. Zalaoglu, E. Özer, M. Ayvaz, Influence of Sintering Parameters on Densification and Hardness of Aluminum Hybrid Composites Reinforced With B₄C and Al₂O₃ Particles, Sözlü Sunum, The International Conference on Materials Science, Mechanical and Automotive Engineerings and Technology in Cappadocia, 21.06.2019-23.06.2019.
6. O. Altuntaş, E. Özer, D. Zalaoglu, The Effects of Various Welding Procedures on the Mechanical And Microstructural Properties of X60 Steel Pipes, Sözlü Sunum, The International Conference on Materials Science, Mechanical and Automotive Engineerings and Technology in Cappadocia, 21.06.2019-23.06.2019.