



T.C.
BATMAN ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**Al-Ni/GO ve Al-Ni/TiO₂ METAL MATRİSLİ
KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİLMESİ
VE KARAKTERİZASYONU**

Berna BÜLBÜL

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Eylül-2020
BATMAN
Her Hakkı Saklıdır

TEZ KABUL VE ONAYI

Berna BÜLBÜL tarafından hazırlanan “Al-Ni/GO ve Al-Ni/TiO₂ Metal Matrisli Kompozit Malzemelerin Üretilmesi ve Karakterizasyonu” adlı tez çalışması 17/09/2020 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oy birliği ile Batman Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalı’nda YÜKSEK LİSANS TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

İmza

Başkan

Prof. Dr. Erol KILIÇKAP

Danışman

Doç. Dr. Mustafa OKUMUŞ

Üye

Doç. Dr. Hamit ADİN

Yukarıdaki sonucu onaylarım.

Prof. Dr. Şahnaz TİĞREK
FBE Müdürü

Bu tez çalışması Batman Üniversitesi - BAP Koordinasyon Birimi tarafından BTÜBAP-2019-YL-11 nolu proje ile desteklenmiştir.

TEZ BİLDİRİMİ

Bu tezdeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edildiğini ve tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

DECLARATION PAGE

I hereby declare that all information in this document has been obtained and presented in accordance with academic rules and ethical conduct. I also declare that, as required by these rules and conduct, I have fully cited and referenced all material and results that are not original to this work.

İmza

Berna BÜLBÜL

Tarih:

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Al-Ni/GO ve Al-Ni/ TiO₂ METAL MATRİSLİ KOMPOZİT MALZEMELERİN ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU

Berna BÜLBÜL

Batman Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Doç. Dr. Mustafa OKUMUŞ

2020, 117 Sayfa

Jüri

Prof. Dr. Erol KILIÇKAP

Doç. Dr. Mustafa OKUMUŞ

Doç. Dr. Hamit ADİN

Bu tez çalışmasında, metal matrisli Al10Ni/TiO₂ ve Al10Ni/GO kompozitleri farklı katkı oranlarında ve farklı öğütme sürelerinde mekaniksel alaşımlama metodu ile toz olarak üretilmiştir. Preslenen tozlar farklı sıcaklıklarda sinterleme işlemine maruz bırakılmıştır. Öğütme süresinin ve sinter sıcaklığının kompozitin yapısal ve termal özellikleri üzerine olan etkileri araştırılmıştır. Ayrıca üretilen bazı kompozitlerin belirli yük altında aşınma davranışları incelenmiştir. Üretilen kompozitlerin yapısal özellikleri X-ışını kırınımı (XRD) ile, termal özellikleri ise diferansiyel termal analiz (DTA) ile incelenmiştir. Toz olarak üretilen kompozitlerin preslenmesi, sinterlenmesi, parlatılması ve dağlanması sonrası, yüzey analizleri optik mikroskop (OM) ile incelenmiştir ve ayrıca yüzey mikrosertlikleri de ölçülmüştür. Kompozitlerin deneysel ve teoriksel yoğunlukları hesaplandıktan sonra bazı kompozitlerin 5, 10 ve 15 N yük altında aşınma davranışları incelenmiştir. XRD ve OM sonuçlarına göre öğütme süresi arttıkça daha homojen bir yapı ve tane boyutunda küçülme olmuştur. DTA sonuçları sürekli ısıtma esnasında faz dönüşümü ve kristalleşmeleri işaret eden bir dizi endotermik ve ekzotermik pikler göstermiştir. Sinterleme sıcaklığı arttıkça yeni intermetalik fazların oluşumu ve mikrosertliğin arttığı gözlemlenmiştir. Üretilen kompozitlerde maksimum mikrosertlik değeri 20 h öğütme ile üretilen ve 500 °C’de sinterlenen Al10Ni/TiO₂ kompozit numunesinde 541±10 HV olarak bulunmuştur. Elde edilen bu sonuçlara göre Al10Ni/TiO₂ kompozitlerin mekanik özelliklerinin Al10Ni/GO kompozitlerin mekanik özelliklerinden daha üstün olduğu anlaşılmıştır. Ayrıca elde edilen analiz sonuçlarının birbirleriyle ve literatür çalışmalarıyla uyum içinde olduğu görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Mekanik alaşımlama, Metal matrisli kompozitler, Sinterleme, Aşınma direnci, Mikrosertlik, DTA, XRD

ABSTRACT

MS THESIS

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF Al-Ni/GO and Al-Ni/TiO₂ METAL MATRIX COMPOSITE MATERIALS

Berna BÜLBÜL

**THE GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCE OF
BATMAN UNIVERSITY
THE DEGREE OF MASTER OF SCIENCE
IN MECHANICAL ENGINEERING**

Advisor: Doç. Dr. Mustafa OKUMUŞ

2020, 117 Pages

**Jury
Prof. Dr. Erol KILIÇKAP
Doç. Dr. Mustafa OKUMUŞ
Doç Dr. Hamit ADİN**

In this thesis, metal matrix Al₁₀Ni/TiO₂ and Al₁₀Ni/GO composites were produced as powder by mechanical alloying method at different reinforcement ratios and different grinding times. Pressed powders were subjected to sintering process at different temperatures. The effects of grinding time and sintering temperature on the structural and thermal properties of the composites were investigated. In addition, the wear behavior of some produced composites under a certain load was investigated. The structural properties of the produced composites were examined by X-ray diffraction (XRD), and the thermal properties were investigated by differential thermal analysis (DTA). After the pressing, sintering, polishing and etching of the composites produced as powder, the surface analysis was examined with an optical microscope (OM) and the surface microhardness was also measured. After calculating the experimental and theoretical densities of the composites, the wear behavior of some composites under 5, 10 and 15N loads were investigated. According to the XRD and OM results, as the grinding time increased, a more homogeneous structure and particle size reduction occurred. The DTA results showed a series of endothermic and exothermic peaks indicating phase transformation and crystallizations during continuous heating. It was observed that as the sintering temperature increased, the formation of new intermetallic phases and microhardness increased. The maximum microhardness value of the produced composites was found as 541 ± 10 HV in the Al₁₀Ni/TiO₂ composite sample produced with 20h grinding and sintered at 500 °C. According to these results, it was understood that the mechanical properties of Al₁₀Ni/TiO₂ composites were superior to the mechanical properties of Al₁₀Ni/GO composites. Also the analysis results obtained were found to be in agreement with each other and literature.

Keywords: Mechanical alloying, Metal matrix composites, Sintering, Wear resistance, Microhardness, DTA, XRD

ÖNSÖZ

Bu çalışmada, GO ve TiO₂ parçacık takviyeli Al-Ni alaşımlı metal matrisli kompozit malzemeler üretilmiş ve üretilen kompozit malzemelerin termal ve yapısal analizleri yapılmıştır.

Bu tez çalışmasının belirlenmesi, oluşumu ve araştırılması boyunca çalışmama her fırsatta ilgi ve desteğini esirgemeyen danışman hocam Doç. Dr. Mustafa Okumuş'a teşekkürlerimi sunarım.

Ayrıca her zaman yanımda olan, eğitim hayatımın her anında çok büyük emek veren, beni daima sabır ve anlayışla karşılayan sevgili aileme ve Kadir Kamalı'ya desteklerinden dolayı sonsuz teşekkür ederim.

Berna BÜLBÜL
BATMAN-2020

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
ABSTRACT	v
ÖNSÖZ.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	ix
TABLolar LİSTESİ.....	xiii
SİMGELER.....	xiv
KISALTMALAR	xiv
1. GİRİŞ.....	1
1.1. Kompozit Malzemeler	4
1.1.1. Kompozit malzemelerin tanımı	4
1.1.2. Kompozit malzemelerin tarihsel gelişimi	6
1.1.3. Kompozit malzemelerin sınıflandırılması	9
1.2. Metal Matrisli Kompozit Malzemeler	13
1.2.1. Metal matrisli kompozit malzemelerde kullanılan matrisler	14
1.2.2. Metal matrisli kompozit malzemelerde kullanılan takviye elemanları	18
1.2.3. Metal matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanları	19
1.2.4. Metal matrisli kompozit malzemelerin üretim yöntemleri.....	22
1.3. Toz Metalürjisi	28
1.3.1. Toz üretimi	30
1.3.2. Toz özellikleri.....	34
1.3.3. Toz metalürjisinin avantajları ve dezavantajları.....	34
1.3.4. Mekanik alaşımlama	36
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI	38
3. MATERYAL VE YÖNTEM.....	43
3.1. Malzemeler	43
3.2. Kompozitin Üretilmesi	43
3.3. Mekaniksel öğütme işlemi	44
3.4. Presleme İşlemi.....	45
3.5. Sinterleme İşlemi.....	46
3.6. Numunelerin parlatılması	47

3.7. Numunelerin dağlanması	48
3.8. Optik Mikroskop İle Karakterizasyon	48
3.9. XRD Analizleri	49
3.10. DTA ile Karakterizasyon	51
3.11. Yoğunluk Analizleri	51
3.12. Aşınma Analizleri	54
3.13. Sertlik Analizleri	55
4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA.....	56
4.1. Optik Mikroskop Analiz Sonuçları	56
4.2. XRD Analiz Sonuçları.....	68
4.3. DTA Sonuçları.....	73
4.4. Yoğunluk Analiz Sonuçları	75
4.5. Aşınma Analiz Sonuçları.....	78
4.6. Sertlik Analiz Sonuçları	83
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	87
5.1 Sonuçlar	87
5.2 Öneriler.....	89
KAYNAKLAR	90
ÖZGEÇMİŞ	103

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 1.1. Takviye ve matris fazları içeren kompozit malzeme	4
Şekil 1.2. Ara yüzey ve ara faz.....	5
Şekil 1.3. Basit kompozit malzeme örneği.....	7
Şekil 1.4. Takviye elemanın göre kompozit malzemeler.....	11
Şekil 1.5. Partikül takviyeli kompozit.....	11
Şekil 1.6. Fiber takviyeli kompozit.....	12
Şekil 1.7. Tabakalı kompozit.....	13
Şekil 1.8. Havacılık endüstrisinde kullanılan malzeme yüzdeleri.....	20
Şekil 1.9. Hava araçlarında kompozit malzeme kullanımı (Toplam yapısal ağırlığın yüzdesi)	20
Şekil 1.10. Otomotiv sektöründe kompozit malzeme kullanımı.....	21
Şekil 1.11. Basınçlı döküm infiltrasyon yöntemi	24
Şekil 1.12. Sıkıştırma döküm yöntemi	25
Şekil 1.13. Sıvı metal karıştırma işlemi.....	26
Şekil 1.14. Rheocasting döküm yöntemi.....	27
Şekil 1.15. Vidalı ekstrüzyon tekniği.....	28
Şekil 1.16. Toz şekilleri ve toz metalurjisi üretim aşamaları.....	30
Şekil 1.17. Su ile atomizasyon	32
Şekil 1.18. Gaz ile atomizasyon.....	33
Şekil 1.19. Döner disk atomizasyon tekniği	33
Şekil 1.20. Atomize kalay ve demir tozları.....	34
Şekil 1.21. Karıştırıcının gösterimi	37
Şekil 3.1. Tartma işlemlerinde kullanılan hassas terazi.....	43
Şekil 3.2. Mekanik alaşımlama cihazı.....	45

Şekil 3.3. Bilye ve havan.....	45
Şekil 3.4. Pres kalıbı, Presleme cihazı ve Presleme sonrası numune görüntüsü.....	46
Şekil 3.5. Sinterleme fırınının iç ve dış görüntüsü.....	47
Şekil 3.6. Farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş numuneler.....	47
Şekil 3.7. Parlatma ve zımparalama cihazı.....	48
Şekil 3.8. Optik Mikroskop.....	49
Şekil 3.9. X-ışını difraktometresi.....	50
Şekil 3.10. XRD cihazı ve kısımları.....	50
Şekil 3.11. Deney numunesinin hazırlanması, cihaza yerleştirilmesi ve sonucun ekrana yansımaya.....	51
Şekil 3.12. Al-Ni/TiO ₂ numunesine ait kütle, çap ve yükseklik ölçümleri.....	52
Şekil 3.13. Al-Ni/GO numunesine ait kütle, çap ve yükseklik ölçümleri.....	52
Şekil 3.14. Aşınma cihazı.....	55
Şekil 4.1. Mekanik alaşımlama ile 5 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al ₁₀ Ni/TiO ₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 300 °C, (b): 400 °C, (c): 500 °C, (d): 600 °C.....	56
Şekil 4.2. Mekanik alaşımlama ile 10 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al ₁₀ Ni/TiO ₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 300 °C, (b): 400 °C, (c): 500 °C, (d): 600 °C.....	57
Şekil 4.3. Mekanik alaşımlama ile 15 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al ₁₀ Ni/TiO ₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 300 °C, (b): 400 °C, (c): 500 °C, (d): 600 °C.....	58
Şekil 4.4. Mekanik alaşımlama ile 20 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al ₁₀ Ni/TiO ₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 300 °C, (b): 400 °C, (c): 500 °C, (d): 600 °C.....	59
Şekil 4.5. 400 °C sıcaklıkta sinterlenen ve mekanik alaşımlama ile farklı sürelerde üretilen Al ₁₀ Ni/TiO ₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 5h, (b): 10h, (c): 15h, (d): 20h.....	60
Şekil 4.6. 600 °C sıcaklıkta sinterlenen ve mekanik alaşımlama ile farklı sürelerde üretilen Al ₁₀ Ni/TiO ₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 5h, (b): 10h, (c): 15h, (d): 20h.....	61

Şekil 4.7. Mekanik alaşımlama ile 20 dakika sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al10Ni alaşımların optik mikroskop görüntüleri, (a): 400 °C, (b): 500 °C, (c): 600 °C.....	62
Şekil 4.8. Mekanik alaşımlama ile 10 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen, % 0,5 GO katkılı Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 400 °C, (b): 500 °C.....	63
Şekil 4.9. Mekanik alaşımlama ile 25 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen, Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 400 °C, (b): 600 °C.....	63
.....	
Şekil 4.10. Mekanik alaşımlama ile 50 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen % 1 katkılı Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 500 °C, (b): 600 °C.....	64
Şekil 4.11. Mekanik alaşımlama ile 50 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 500 °C, (b): 600 °C.....	64
Şekil 4.12. Mekanik alaşımlama ile 10 saat sürede üretilen ve 400 °C sıcaklıkta sinterlenen Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): % 1 katkılı; (b): % 0,5 katkılı.....	65
Şekil 4.13. Mekanik alaşımlama ile 50 saat sürede üretilen ve 600 °C sıcaklıkta sinterlenen Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): % 1 katkılı; (b): % 0,5 katkılı.....	65
Şekil 4.14. Mekanik alaşımlama ile farklı sürelerde, % 0,5 katkı oranında üretilen ve 500 °C sıcaklıkta sinterlenen Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 10h, (b): 50h.....	66
Şekil 4.15. Mekanik alaşımlama ile farklı sürelerde, % 1 katkı oranında üretilen ve 500 °C sıcaklıkta sinterlenen Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 25h, (b): 50h, (c): 100h.....	67
Şekil 4.16. Mekanik alaşımlama tekniği ile üretilen Al10Ni/TiO ₂ kompozitlerin XRD sonuçları.....	68
Şekil 4.17. 10 saat sürede mekanik alaşımlama ile üretilen Al10Ni/TiO ₂ numunelerin sinter sonrası XRD sonuçları	69
Şekil 4.18. 15 saat sürede mekanik alaşımlama ile üretilen Al10Ni/TiO ₂ numunelerin sinter sonrası XRD sonuçları.....	70
Şekil 4.19. 20 saat sürede mekanik alaşımlama ile üretilen Al10Ni/TiO ₂ numunelerin sinter sonrası XRD sonuçları.....	70
Şekil 4.20. Mekanik alaşımlama ile üretilen %0,5 GO katkılı Al10Ni/GO numunelerin XRD sonuçları.....	71

Şekil 4.21. Mekanik alaşımlama ile üretilen %1 GO katkılı Al10Ni/GO numunelerin XRD sonuçları.....	72
Şekil 4.22. Al10Ni/TiO ₂ kompozit malzemesine ait DTA grafiği	73
Şekil 4.23. 20 saat, 30 saat ve 50 saat sürelerde mekanik alaşımlanmış % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozit malzemesine ait DTA grafiği.....	74
Şekil 4.24. 10 saat, 20 saat, 30 saat ve 40 saat mekanik alaşımlanmış % 1 katkılı Al10Ni/GO kompozitine ait DTA grafiği.....	74
Şekil 4.25. 20 dakika sürede mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş olan Al10Ni numunelerinde yük artışına bağlı kütle kaybı grafiği.....	78
Şekil 4.26. 10 saat sürede mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozitte yük artışına bağlı kütle kaybı grafiği.....	79
Şekil 4.27. 10 saat sürede mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş % 1 katkılı Al10Ni/GO kompozitte yük artışına bağlı kütle kaybı grafiği.....	80
.....	
Şekil 4.28. 20 dakika sürede mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş olan Al10Ni numunelerinde yük artışına bağlı sürtünme katsayısı grafiği.....	81
Şekil 4.29. 10 saat sürede mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozitte yük artışına bağlı sürtünme katsayısı grafiği.....	82
Şekil 4.30. Mekanik alaşımlama ile üretilen Al10Ni/TiO ₂ kompozit numunelerinin mikrosertlik sonuçları.....	83
Şekil 4.31. Mekanik alaşımlama ile üretilen % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozit numunelerinin mikrosertlik sonuçları.....	84

TABLÖLER LİSTESİ

Tablo	Sayfa
Tablo 1.1. Alüminyumun genel özellikleri	15
Tablo 1.2. Alüminyum alaşımları ve Simgeleri	16
Tablo 1.3. Bazı takviye elemanları ve özellikleri	18
Tablo 3.1. Üretilen numuneler ve uygulanan deney parametreleri	44
Tablo 3.2. Kompozit üretiminde kullanılan element ve bileşiklerin yoğunluk değerleri.....	53
Tablo 4.1. Üretilen Al ₁₀ Ni/TiO ₂ kompozitlerin yoğunluk değerleri	76
Tablo 4.2. Üretilen Al ₁₀ Ni/GO kompozitlerin yoğunluk değerleri.....	77

SİMGELER

Ag	: Gümüş
Al	: Alüminyum
Al₂O₃	: Alümina
Be	: Berilyum
B₄C	: Bor-karbür
°C	: Santigrat
CHCl₃	: Kloroform
cm³	: Santimetre küp
Cu	: Bakır
Co	: Kobalt
Fe	: Demir
g	: Gram
GO	: Grafen Oksit
Mg	: Magnezyum
mm	: Milimetre
N	: Newton
NaCl	: Sodyum Klorür
Ni	: Nikel
SiC	: Silisyum Karbür
Ti	: Titanyum
TiB₂	: Titanyum Borür
TiC	: Titanyum Karbür
TiO₂	: Titanyum di oksit
Zn	: Çinko
ρ_{deneysel}	: Deneysel Yoğunluk (g/cm ³)
ρ_{teorik}	: Teorik Yoğunluk (g/cm ³)

KISALTMALAR

ARB	: Birikimli Rulo Bağlama
DTA	: Diferansiyel Termal Analiz
dk	: Dakika
h	: Saat
HV	: Hardness Vickers (Vickers Sertliği)
MA	: Mekanik Alaşımlama
MMK	: Metal matrisli kompozit
OM	: Optik Mikroskop
rpm	: Revolutions per Minute (Dakikadaki Devir Sayısı)
SEM	: Taramalı elektron Mikroskobu
XD	: Ekzotermik Dispersiyon
XRD	: X-Ray Difraksiyon Analizi
EDS	: Enerji Dağılımlı Spektroskopi

1. GİRİŞ

Tarih boyunca malzeme bilimi alanındaki gelişmeler önemli değişimlere yol açmıştır. Genel olarak malzeme, mimarlık ve mühendislik alanlarında, tasarım konularında ve sanatsal faaliyetlerde ortaya konan fikrin somutlaşmasını sağlayan madde olarak adlandırılabilir. En ilkel çağ olan taş devrinden günümüz çağı olan uzay çağına kadar tüm çağların temelini malzeme alanında meydana gelen yenilikler oluşturmaktadır (Schwartz, 1999). Yapılan araştırmalar, demir ve bronz gibi devirlerin isimlerini o dönemde çokça kullanılan malzemelerden aldığına, gelişmişlik düzeyinin ise malzemenin gelişmesiyle doğru orantılı olduğuna dikkat çekmektedir. Gelişen teknoloji ve insan ihtiyaçlarının artması ile geleneksel malzemeler yetersiz kalmaya başlamıştır. Bu nedenle bilim insanları geleneksel malzemelere alternatif olarak daha üstün özellikli, daha ekonomik malzeme arayışına girmiş ve bu konuda aktif çalışmalar yapmıştır. Gibbs'in, 19. Yüzyıl sonlarına doğru malzemelerin fiziksel özelliklerinin termodinamik özellikleri ile yakından alakalı olduğunu tespit etmesi, malzeme davranışları üzerine yapılan çalışmaların artmasını sağlamıştır (Kumar, 2016). Malzemelerin özelliklerini ve performanslarını geliştirmeye yönelik olan bu bilimsel çalışmalar 'Kompozit Malzeme' sınıfını ortaya çıkarmıştır. Yüksek teknoloji endüstrilerinde kullanılan bu ileri yeni sınıf radikal malzeme grubu geleneksel malzemelerden mekanik özellikleri, dirençleri, iletkenlikleri ve manyetik özellikler gibi pek çok özellik bakımından daha üstündür. Bu malzemeler tek olarak farklı özelliklere sahipken, en iyi özelliklerinin yeni ve tek bir malzemede birleşmeleri sonucu üstün özellikli yeni malzemelerin üretilmesine dayanır (Schwartz, 1999). Kompozit malzeme grubu otomotiv, havacılık, inşaat, deniz taşıtları ve uzay teknolojisi gibi birçok alanda yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır.

Genel olarak kompozit malzemeler, farklı özelliklere sahip iki veya daha fazla malzemenin birleşmesiyle üretilen, üstün özelliklere sahip yeni tip malzemelerdir. Kompozit malzemeler yüksek mukavemet, düşük yoğunluk, iyi aşınma direnci, düşük yoğunlukta yüksek elastisite modülü, yüksek tokluk, yüzey kusurlarına karşı düşük duyarlılık gibi özellikleri sebebiyle tercih edilmektedir (Anonymous, 2012). Bazı kompozit malzemeler endüstriyel alanda çokça kullanılan çelik bileşenlere tercih edilerek, onlardan daha iyi olduğunu göstermiştir (Akbulut, 2000).

Kompozit malzemeler matris malzemesine göre ve takviye elemanına göre sınıflandırılabilir. Matris malzemesine göre; Polimer Matrisli Kompozitler, Seramik Matrisli Kompozitler ve Metal Matrisli Kompozitler olarak üçe ayrılır. Takviye

elemanına göre sınıflandırma ise Partikül Takviyeli Kompozitler ve Fiber Takviyeli kompozitler olmak üzere ikiye ayrılır (Schwartz, 1984).

Genel olarak metal olmayan katkı malzemesi içeren, ana malzemesi metal ve metal alaşımı olan kompozit çeşidine metal matrisli kompozit (MMK) denir. Metallere yapılan seramik takviyesi ile malzemeye yüksek aşınma direnci, yüksek gerilme mukavemeti ve yüksek sertlik gibi pek çok üstün özellik kazandırılır (Miserez ve ark., 2004). Ancak bu özelliklerin hepsi bir arada olmaz, bazı özelliklerde iyileşme görülürken bir kısım özelliklerde negatif yönde etki görülür (Mindivan, 2007). MMK malzemelerde matris malzemesi olarak Mg, Al, Co, Ni, Cu, Be, Ti, Fe, Zn, Ag metal ve alaşımları tercih edilirken, takviye elemanı olarak SiC, TiC, GO, B₄C, TiB₂, Grafit, mika, kil, TiO₂ ve Al₂O₃ gibi parçacıklar tercih edilmektedir (Ögel, 1997).

Kompozitlerde kullanılan matris malzemesi olarak Alüminyum düşük ergime sıcaklığı ve yoğunluğu olması, ısı ve elektriği iyi iletmesi, oksidasyon dayanımının iyi olması, darbe dayanımının yüksek olması ve şekillendirilebilir olması gibi birçok üstün özelliği sayesinde mühendislik uygulamalarında sıkça tercih edilen bir metaldir (Sak, 2018). Nikel ise korozyon direnci, aşınma dayanımı, ergime sıcaklığı ve mukavemetinin yüksek olması, kolay alaşımlanabilmesi ve paslanmaya karşı dirençli olması gibi özellikleri sebebiyle kompozit malzemelerde kullanılan metaller arasında yer almaktadır (Çerezci, 2008). Birçok matris alaşımı arasında Al alaşımları hafif yapısı, düşük maliyetli oluşu, kolay üretilebilir olması, çoğu seramik ve takviye malzemesini kolay ıslatabilirliği sebebiyle bu çalışmada da tercih edilmiştir.

Bir kompozit malzemenin istenilen performanslara sahip olabilmesi için matrisin, ara yüzey bağı oluşturma kabiliyeti yüksek olmalı, yüksek hız, düşük sıcaklık ve basınçta katılaştırılabilmeli, üretim anında ve sonra yapılacak olan işlemlerde matris malzemesi ve takviye elemanı arasında kimyasal reaksiyon olmamalıdır (Varol, 2012).

Kompozit malzeme üretiminde takviye elemanı seçilirken özellikle üretim yöntemi, kullanılan malzemelerin fiyatları, temin edilebilirlik, matris malzemesi ile olan uyum, kristal yapı, elastiklik modülü, genleşme katsayısı, yoğunluk, çekme dayanımı ve ergime sıcaklığı göz önünde bulundurulur (Sawtell ve ark., 1996; Toptan, 2006). Metal matris uygulamalarında en çok tercih edilen takviye elemanı aşınma ve korozyona karşı göstermiş olduğu yüksek direnç, yüksek ısıl iletkenlik, düşük ısıl genleşme katsayısı gibi özellikleri ile SiC' dir (Ergün, 2006). Bu takviye elemanı kullanılarak elde edilen kompozit diğer kompozitlere göre kolay işlenebilir olması ile dikkat çeker (Özkan, 2007).

Bu çalışmada ise daha önce pek fazla örneği görülmeyen TiO_2 ve GO takviye elemanları ile takviyelendirilmiş metal matrisli kompozitler üretilmiştir.

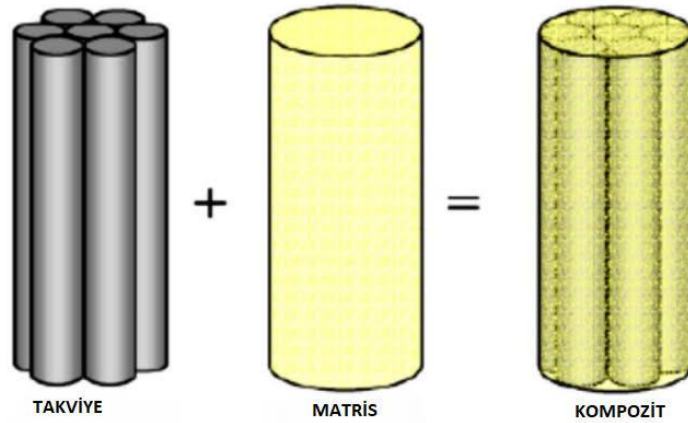
Katı hal toz işleme metodu olan mekanik alaşımlama, ticari kullanıma 1980'lerde ulaşmıştır fakat ilk kullanımı 1960'lı yıllara dayanmaktadır. Mekanik alaşımlama gaz tribün uygulamaları için istenen oksitlenme ve korozyon direncini artırarak Ni-esaslı süper alaşım üretmek amacıyla geliştirilmiş olan bir yöntemdir. Son zamanlarda intermetalik, termoelektrik uygulama malzemeleri, bazı alaşımlar ve kompozit malzemelerin üretiminde tercih edilen yöntemler arasındadır. Üretilen tozlar mikroyapısal olarak atomizasyon ile üretilen tozlardan daha ince bir yapıya sahiptir ve parçacık boyutları hızlı soğutma teknikleri kullanılarak elde edilen tozlarla benzerlik göstermektedir (Benjamin ve ark., 1989; Ruiz ve ark., 2006). Mekanik alaşımlama yönteminde deneyde kullanılacak olan elementel tozlar öğütme değirmeninde bilyalar, çekiçler veya çubuklar yardımı ile parçacık boyutu indirgenerek harmanlanır ve bu işlem sonucunda parçacıklar matris içerisinde homojen şekilde dağılır. Toz parçacıkları bilyalar ve bilya-kap arasında kalarak miroyapısal gerinim seviyeleri yükselir ve bunun neticesinde mekanik özelliklerinde artış görülür. Bilyalı öğütme işleminde kabın dönme hızı darbe hızını en üst seviyeye taşıyacak hızda ayarlanır. Böylece bilyalar kabın en yüksek noktasına çıkıp öğütülen tozların üzerine düşerek gerçekleşen yoğun çarpışma sonucu takviyenin içerebileceği hataları en aza indirger. Elde edilen enerjinin çoğunun ses ve ısıya dönüşmesi bilyalı öğütmeyi verimsiz kılmaya sebep olan bir özelliktir (Şahin, 2016). Öğütme işleminden sonra üretilen tozlar düzensiz şekillere sahip ve sert olmalarından dolayı tavlama işlemine tabi tutulabilir. Diğer dezavantaj ise ortam kirliliğinin fazla olmasıdır (German, 1994).

Anlatılan tüm bu özellikler göz önünde bulundurulduğunda, yapılan bu çalışmanın amacı mikron boyutta olan Al-Ni/ TiO_2 ve Al-Ni/GO kompozitleri sentezleyip, partikül formundaki kompozitleri presleme ve sinterleme işlemleri ile tamamlanmış numune haline getirerek üretimini gerçekleştirmek ve yapısal karakterizasyonunu yapmaktır. Ayrıca mikroskobik tozlardan üretilen Al-Ni/ TiO_2 ve Al-Ni/GO kompozitlerinin sonuçlarının rakipleri ile karşılaştırılması amaçlanmıştır.

1.1. Kompozit Malzemeler

1.1.1. Kompozit malzemelerin tanımı

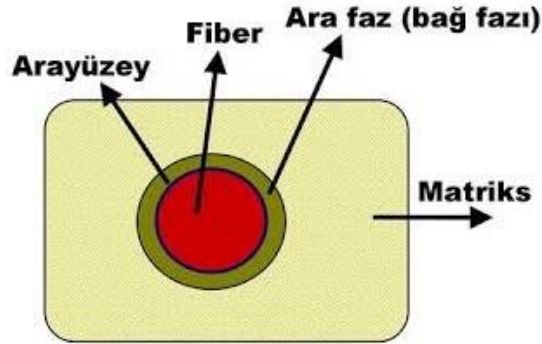
Kompozit malzeme, belirli bir amaç doğrultusunda kimyasal yapıları önemli ölçüde birbirinden farklılık gösteren en az iki farklı maddenin en iyi özelliklerini tek bir malzemede bir araya getirerek, üç boyutlu düzeyde birleştirilmesiyle oluşan yeni tip malzeme grubudur. Bu birleşimde homojen olan fazlar heterojen karışım olarak bir araya getirilir. Karışım içerisinde yer alan bu fazlar bakıldığında zaman fark edilemezse, üretilen kompozite, kendine has fiziksel ve mekanik özellikleri olan homojen yapıli malzeme denilebilir. (Lubin, 1982; Kaw, 1997). Kompozit malzemeler matris ve takviye olarak adlandırılan iki bileşenden oluşmaktadır (Schwartz, 1984). Şekil 1.1’de kompozit malzeme bileşenleri yer almaktadır.



Şekil 1.1. Takviye ve matris fazları içeren kompozit malzeme (Çolakoğlu, 2020)

Takviye elemanına göre daha sünek ve daha az sert yapıya sahip birincil faz olan matris takviye elemanını çevreleyerek darbelerden ve ortamın etkilerinden koruma görevi üstlenip, gelen yükü takviye elemanına iletir. Ayrıca kompozit malzemenin mukavemet ve tokluğunu artırma, katkı elemanlarını bir arada tutma ve elyaflardaki kırılmalar sonucu oluşan çatlak ilerlemesini durdurma gibi görevleri de vardır. Dağınık veya ikincil faz olarak adlandırılan takviyelendiriciler ise; matris tarafından iletilen yükü taşıyıp, birincil faza rijitlik ve dayanım sağlar. Üretilcek olan kompozitin yoğunluğunu düşürme, aşınma dayanımını yükseltme, kompozite refrakter denilen yüksek sıcaklığa karşı dayanım özelliği kazandırma görevlerini üstlenen takviye elemanı kompoziti yüksek mekanik özellikli hale getirmektedir (Teti, 2002; Şahin, 2015, Lubin, 1982).

Kompozit üretiminde istenen akustik izolasyon, yüksek sıcaklık direnci, termal kararlılık, esneklik, ısı ve elektrik iletkenliği, yoğunluk, mukavemet, aşınma yorulma ve korozyon direnci gibi çeşitli fiziksel ve mekanik özellikleri elde etmek için matris ve takviye ara yüzeyinin yapısı büyük önem taşımaktadır. Tüm bu özelliklerin bir arada görülmesi mümkün değildir ancak çeşitli matris ve takviyele belirli oranlarda kullanılarak bu özelliklere sahip kompozit malzemeler üretilebilir. Matrise etki eden yükler ara yüzey aracılığıyla yük taşıyıcı olan takviye elemanına aktarılır (Çanakçı, 2006; Hull ve Clyne, 1996). Matris ve takviye fazı arasında meydana gelen ara yüzey ve bileşenler arasında oluşan ara faz Şekil 1.2’de verilmiştir. Ara yüzey bağının kuvvetli olması matris ve takviye elemanının birbiri içerisinde çok az veya hiç çözünmemesine bağlıdır. Güçlü olmayan bir ara yüzey bağı takviye üzerinde matris ile bağ kurulmasına sebep olan bir malzeme ile kaplanabilir. Matris ve takviye elemanının birbiri içerisinde homojen dağılması, üretim tekniğinin yanında kuvvetli bir ara yüzey bağının olması ile de alakalıdır (Şahin, 2000).



Şekil 1.2. Ara yüzey ve ara faz (Kaya, 2016)

Farklı malzemelere ait özelliklerin tek bir malzemedeki birleşmesiyle oluşan, üstün özellikli, radikal malzeme grubu olan kompozitler birçok konuda avantaj sağlamaktadır. Bu malzemelerin üretilme amaçları;

- Yüksek mukavemet
- Korozyona karşı yüksek direnç
- Yorulma dayanımı
- Yüksek rijitlik
- İyi ısı ve elektrik iletkenliği
- Yüksek sıcaklık kapasitesi (Isıl kararlılık)

- İyi kırılma tokluğu
- Aşınmaya karşı yüksek direnç
- Düşük ağırlık
- Maliyeti düşürme
- İyi ses iletkenliği/yalıtkanlığı (akustik özellik)
- Estetik görünüm kazandırma gibi özellikler olarak sıralanabilir.

Metalürji-Malzeme mühendisliği ve Makine mühendisliği gibi alanlarında metal esaslı malzeme grupları daha çok tercih edilen malzemelerdir. Teknolojinin gelişmesiyle özellik bakımından oldukça elverişli olan kompozit malzemeler özellikle uzay ve uçak endüstrisinin vazgeçilmez malzemesi durumundadır. Malzemede olması gereken performansın sadece kompozit malzeme tarafından karşılanabilmesi bu malzemenin kullanımını zorunlu kılar. Malzeme üretiminde, ekonomik açıdan kazanç sağlanabilmesi ve metal, seramik, polimer gibi çeşitli malzeme gruplarını bir araya getirerek çok sayıda kombinasyonun elde edilmesi kompozit malzemelerin kullanıma ekstra avantajlar kazandırır (Bertholet, 1999; Keçeli, 2007).

1.1.2. Kompozit malzemelerin tarihsel gelişimi

Malzemelerin tarihsel gelişimi incelenirken, insanoğlu ile olan etkileşimine dikkat edilmelidir. Zira bu etkileşim canlı varlıklar arasında sadece insanoğlunun materyal kullanabilme becerisi ve materyal kullanımına duymuş olduğu ihtiyaç, malzemeye olan gereksinimi de ortaya çıkarmıştır. İlk çağlardan beri insanlar, temel ihtiyaçları olan barınma, beslenme, savunma gibi tüm gereksinimlerini araç gereçler yardımı ile gidermişlerdir. Günümüzde bile hala devam eden malzemelere çeşitli şekil verme yöntemleri olan kesme, yontma, sivrileştirme, düzleştirme gibi pek çok uygulama eski zamanlarda da kullanılmıştır. Şekil verilecek olan malzemenin şekil veren malzemedan yapısal olarak daha yumuşak olması gerekliliği, şekil verici olarak oldukça elverişli olan taşa ilgi uyandırmıştır. Bu ilgi taşa, tüm malzemeler arasında alet olarak kullanılan ilk malzeme olma özelliği vermiştir. Geçmiş 2,5 milyon yıl öncesine dayanan taş devri insanlık tarihini en uzun devresi olan paleolitik devir, bir geçiş evresi olan mezolitik devir ve yerleşik hayata geçilerek şekillendirme sonucu sanatın ilk örneklerinin de verildiği neolitik devir olarak üç kısımdan oluşur. Bu aşamalar yüz binlerce yıl aralıklarla gelişim göstermiştir.

Ziraat üretimi ile toplumsal yaşayışa geçiş yapan insanlar genel olarak toprak, saman, saz gibi yerel malzemeler kullanmaya başlamışlardır (Westbrook, 1990). Şekil 1.3'te basit bir kompozit örneği olan su ve topraktan yapılmış malzeme görülmektedir. Ateşin bulunması ve bu sayede metalürji alanındaki gelişmelerin tarihi, neolitik çağdan öncesine dayanır ve bu gelişmeler insanlık tarihinin çağ atlatmasını sağlamıştır. Yeryüzüne yakın olan metalleri mezolitik çağ insanları dövme işlemine tabi tutarak değerlendirmişlerdir. Kalkolitik devirde ateş kullanılarak metallerin eritilmesi yaklaşık 6500 yıl önce bakır oksit cevherlerinden ergitme sayesinde bakır elde edilmesiyle gerçekleşmiştir. Yeraltında bakır filizi arayışında olan insanlar arsenik ile kontamine olmuş bakır sülfidi eritmiş ve adı bakır-arsenik olan ilk metal alaşımını tesadüfen bulmuşlardır. Bakır filizinin eritilmesi esnasında karışım içerisine kalay filizinin konulması tunç alaşımının oluşmasını sağlamıştır. Geçmiş 5000 yıl öncesine dayanan tunç çağının başlangıcı bu buluş ile gerçekleşmiştir (Vitrivius, 1990).



Şekil 1.3. Basit kompozit malzeme örneği (İşlek, 2020)

Tarihçilerin araştırmalarına göre demir devrinin başlangıcı M.Ö. 1000-1500 yıllarına dayanmaktadır. Çok yüksek sıcaklıklarda gerçekleşen demir metalinin eritilmesi işleminden sonra bu cevherin kullanım alanları artmıştır. Malzeme alanındaki diğer bir gelişme ise dökme demir alanındaki gelişmedir ve bunun ardından çeliğin gelişmesi de bir milat olarak kabul edilebilir. Daha sonraki yıllarda hafif alaşımlar ve süper alaşımlar malzeme alanında çokça tercih edilen gruplar olmuştur.

1800'lü yıllarda sentetik plastiklerin keşfi ile metal ve seramiklerin yoğun olarak kullanıldığı malzeme alanında yeni bir süreç başlamıştır. Bu malzemelerin doğal kauçuktan farkı insan eli ile yapılmış olmaları ile taşımış oldukları potansiyel sayesinde teknolojik atılımlara öncülük ederek hızlı bir gelişim göstermektedir (Hummel, 1997).

Mendel ev'in periyodik tablosu malzeme biliminin başlangıcı olarak kabul görür. 20. Yüzyıla doğru fizik ve kimya bilim dallarının da katkısı ile malzemenin içyapısı daha iyi kavranmaya başlanmış ve malzemelerden istenilen özelliklerin elde edilebilmesi için atomlarına müdahale edilebilmiştir.

Malzeme bilimi aracılığı ile son zamanların ileri teknoloji malzemesi olarak görülen kompozit malzemelerin bilinen ilk kullanımı, 1837'de Gize' de bulunan Büyük Pirami'teki lamelli yapıya sahip çeliğe dayanır. Ayrıca bitkisel lif yardımıyla çanak ve tuğla kuvvetlendirme işlemleri, dayanım artırmak için kılıç, zırh, kalkanların kaplanmaları, Eskimoların buzu kuvvetlendirmek amacıyla yosun kullanımına başlamaları insan eliyle yapılmış olan ilk kompozitlere örnek olarak verilebilir. Kemik ve bambu gibi doğanın sunduğu kompozitler de doğal kompozit ürünleri olarak bilinir (Staab, 1999). 1950 ve 1960 yılları arasında Amerika'da yapılmış olan araştırmalarda, kompozit malzemenin ilgi çekici olmasının sebepleri; hava, uzay, otomotiv, deniz ve spor malzemeleri gibi endüstriyel alanların hepsinde rijit ve hafif malzemelere olan ihtiyaç ve yüksek elastiklik ve mukavemet ve ekonomik anlamda Amerika'yı geliştirmek olarak sıralanmıştır. Araştırmacılar Amerika için yapılmış olan bu araştırma sonuçlarının tüm dünya genelinde kompozitlere olan ilginin ana sebepleri olduğunu belirtmişlerdir (Scala, 1996). 1930 ve 1940 yılları arasında cam elyafın kullanılmaya başlanması, doymamış polyester reçine buluşu, elyaf katkılı kompozit malzemenin temelini oluşturur (Ankara, 1995). II. Dünya savaşının yaşandığı tarihlerde, havacılık sektöründe geleneksel malzemelere göre dayanım ve sertlik bakımından daha üstün özellikler gösteren polimer matrisli kompozitler oldukça dikkat çekmekteydi. 1970'lere doğru bor ve silisyumdan oluşan iyi dayanıma sahip iletken tellerin geliştirilmesi, fiber takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler üzerinde yapılan çalışmalara öncülük etmiştir. Günümüzde oldukça ilgi çeken metal matrisli kompozit malzemeler, maliyet bakımından çok yüksek değerlerde olduğu için yaygınlaşması henüz istenilen düzeye gelmemiştir.  evre dostu, m kemm l dayanıma sahip ve oldukça yüksek sıcaklıklarda bile etkin olabilen seramik matrisli kompozitler diğer kompozit çeşitlerine göre oldukça yeni bir gelişim sürecindedir (Miracle ve Donaldson, 2001).

1.1.3. Kompozit malzemelerin sınıflandırılması

Kompozit malzemelerde yapısal ve fonksiyonel özelliklerine göre birden fazla sınıflandırma çeşidi yapılabilir. Ancak en yaygın olarak bilinen sınıflandırma matris malzemesine ve takviye çeşidine göre yapılan sınıflandırmadır.

1.1.3.1. Matris malzemesine göre kompozit malzemeler

Kompozit üretiminde kullanılan matris malzemesine göre kompozitler; metal matrisli kompozitler, polimer matrisli kompozitler ve seramik matrisli kompozitler olmak üzere 3'e ayrılır.

1.1.3.1.1. Metal matrisli kompozit malzemeler

Çoğunlukla hafif metallerin ana yapı olarak kullanıldığı, yüksek sıcaklık şartlarına elverişli, seramikten oluşan takviye elemanı ile üretilmiş malzeme grubudur. Bu malzemeler, metal ve seramiğin en üstün özelliklerinin senteziyle basit alaşımlarından daha yüksek aşınma direncine ve dayanıma sahiptir. Kolay üretilbilme, yüksek mukavemet, yüksek kırılma tokluğu, aşınma direnci ve üstün mekanik özelliklere sahip olması nedeniyle endüstride tercih edilen malzeme gruplarının başında yer almaktadır. Birincil faz olarak alüminyum ve alaşımlarının kullanıldığı bu kompozit çeşidinde en çok tercih edilen takviyelendiriciler ise bor, SiC, Al₂O₃, TiC ve karbondur (Hiçyılmaz ve ark., 1999). Matris ile ikincil faz arasındaki yük geçişini sağlayan ara yüzey bağı metal matrisli kompozit malzemenin mukavemetini doğrudan etkilediği için yapısı oldukça önemlidir (Harris ve ark., 1993). Bu kompozit çeşidi otomotiv başta olmak üzere elektronik, uzay ve uçak sanayisinde kullanılmaktadır. (Tjong, 2013; Veeresh-Kumar, 2011; Miracle, 2005; Rawal, 2001; Javadi ve ark., 2013).

1.1.3.1.2. Polimer matrisli kompozitler

Nişasta, kauçuk, selüloz, kolajen gibi doğal veya PVC, polietilen, silikon, naylon gibi sentetik olan polimerler, birbirini tekrarlayan birçok monomer zincirden meydana

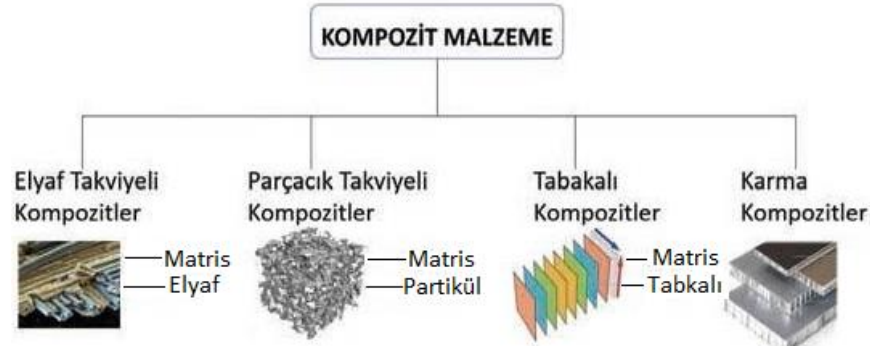
gelen makromoleküllerdir. Polimerlerin çok sayıda monomer zincir içermesi sebebiyle, moleküler kütleleri de oldukça yüksektir. Ekonomik hammaddeye sahip olması, çok büyük ve kompleks parçaların zorlanmadan üretilmesi, üretim yöntemlerinin ve kullanılan ekipmanların ucuz olması, dayanıklı ve uzun ömürlü olması sebebiyle en çok tercih edilen kompozit çeşididir. Bu kompozitlerde matris malzemesi olarak poliamid, epoksi, polyester ve politetrafloretilen kullanılırken; takviyelendirici olarak karbon fiber, cam, bor, SiC, Al_2O_3 ve aramid kullanılmaktadır (Sınmazçelik, 2003; Şahin, 2004). Isıya karşı dayanıksız olan polimerler, yüksek sıcaklık gerektiren koşullarda tercih edilememektedir (Şahin, 2000; Fidan, 2011). Mühendislik uygulamalarında kullanılan polimerler termoplastikler, termosetler ve elastomerler olarak üçe ayrılırlar.

1.1.3.1.3. Seramik matrisli kompozitler

Metal ve ametal elementlerin birleşmesiyle oluşan ve inorganik olan seramikler yüksek sıcaklık gerektiren uygulamalarda çokça tercih edilmektedirler. Termal şok karşısında oldukça dayanıksız olan bu malzeme çeşitlerinin tokluk değerleri düşüktür. Sert ve kırılğan yapısı ile seramikler düşük yoğunluk, yüksek elastisite modülü, düşük tokluk gibi özelliklere sahiptirler. Gevrek olarak bilinen seramikler darbelere karşı oldukça dayanıksızdırlar. İçyapılarında oluşmuş en ufak çatlaklık veya çizik bile büyük sorunlara neden olabilir. Bu sebeple dayanıklı seramiklerin üretimi için sürekli devam eden çalışmalar mevcuttur. Matris ve takviyelendirici olarak karbonun kullanıldığı karbon/karbon kompozitler, $2200^{\circ}C$ ve üzeri sıcaklık değerlerinde bile dayanım göstererek uzay mekikleri ve roket motorlarında tercih edilen malzeme grubudur. Biyolojik ve kimyasal açıdan atıl olan bu kompozit türü insan vücudunda steril olarak kalabildiği için tıp alanında da kullanılır. Ancak karbon/karbon seramik matrisli kompozit çeşidi maliyet açısından pek elverişli değildir (Ersoy, 2001; Şahin, 2006). Ana faz olarak B_4C , SiC, Al_2O_3 ve Si_3N_4 sıklıkla tercih edilirken, takviyelendirici olarak Al_2O_3 ve SiC tercih edilir (Smith, 2001).

1.1.3.2. Takviye çeşidine göre kompozit malzemeler

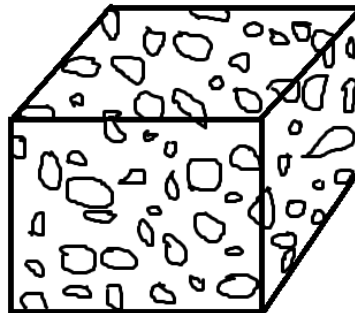
Partikül takviyeli, fiber takviyeli, tabakalı ve karma kompozitler olarak 4'e ayrılırlar. Şekil 1.4'te takviye çeşidine kompozit sınıflandırılması görülmektedir.



Şekil 1.4. Takviye elemanına göre kompozit malzemeler (Kaya, 2016)

1.1.3.2.1. Partikül takviyeli kompozit malzemeler

Dağınık olan parçacıklar ile takviyelendirilmiş matristen oluşan kompozit çeşididir (Şekil 1.5). Dağılmış halde bulunan partiküllerin kompozit malzemenin özelliklerine olan etkisi, partiküllerin boyutları ile doğru orantılıdır. Kompozit içerisinde yer alan takviye parçacıkları kübik, küresel, tek tip veya farklı tip geometrilerde olabileceği gibi yönlendirilmiş ya da rastgele konumlara da sahip olabilirler (Sınmazçelik, 2003) . 0.25 mikron çapından az ve matris içerisinde dağılmış haldeki küçük partiküller, malzemenin dislokasyonunu ve deformasyonunu engellemeye yardımcı olur. Matriste dağılmış büyük partiküller, malzeme üzerine gelen yükü paylaşmasının yanında güçlendirmeye pek fazla etkisi yoktur. Yumuşak bir matris içerisinde bulunan sert partiküller, aşınma ve yıpranmaya karşı olan direnci artırır. Ancak sert bir matris içinde dağılmış olan yumuşak partiküller malzemenin işlenebilirliğinin ve sürtünme katsayısının düşürülmesi üzerinde etkilidir (Anonymous, 2012).



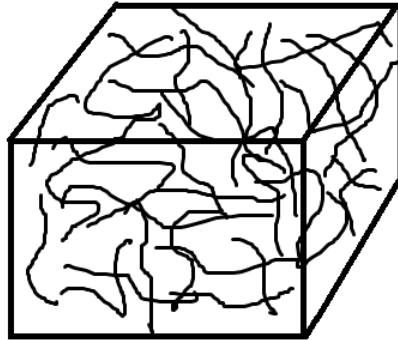
Şekil 1.5. Partikül takviyeli kompozit (Ünal, 2007)

Partikül takviyeli kompozitler, üretim sürecinde yaşamış olduğu gelişmeler nedeniyle gittikçe artan bir kullanım alanı bulmaktadırlar. Yüksek performansa ve

ekonomik açıdan uygun maliyete sahip olmalarından dolayı tercih edilen kompozit malzemeler arasında yer almaktadırlar. SiC ve Al₂O₃ üretimde en sık kullanılan takviye parçacıklarıdır (Şahin, 2000).

1.1.3.2.2. Fiber takviyeli kompozit malzemeler

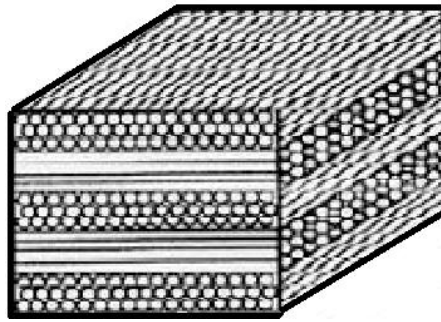
Sünek matris içerisine elastiklik modülü ve mukavemet değeri yüksek olan fiber ilavesi ile elde edilen kompozit çeşididir (Şekil 1.6). Fiber takviyeli kompozit malzemeler genel olarak yüksek yük taşıma kapasitesi gerektiren durumlarda sıklıkla tercih edilirken, kompozite gelen yük matris aracılığıyla fiberlere aktarılır. Böylece gelen yükün büyük bir çoğunluğu mukavemeti yüksek olan fiber tarafından taşınır. Fiberlerin konumu genel olarak, malzeme üzerine gelen yük ile aynı doğrultudadır. Ancak örgü yapısında olan fiberler de kullanılmaktadır. Liflerin belirli bir doğrultuda düzenlenmesi ve aynı doğrultuda gerilme uygulanması mukavemet artışını ciddi oranda etkiler. Uzun fiberli takviyeli kompozitin güçlendirme etkisi kısa fiberli takviyeli kompozite göre daha yüksektir. Uzay ve havacılık sektöründe kullanılan kompozitlerde istenen hafiflik, yüksek dayanım ve rijitlik gibi özellikler fiber takviyeli kompozitlerde mevcut olduğundan dolayı bu kompozitlerin bu sektörlerdeki kullanım oranlarını oldukça artırır (Sınmazçelik, 2003).



Şekil 1.6. Fiber takviyeli kompozit (Ünal, 2007)

1.1.3.2.3. Tabakalı kompozit malzemeler

En eski ve en yaygın kompozit yapı türü olan tabakalı kompozitler, farklı elyaf oryantasyonuna sahip tabakalardan ve yaprak biçiminde dağılık faz ile takviyelendirilmiş matrizen meydana gelen kompozitlerdir (Anonymous, 2012). Şekil 1.7’de verilen bu kompozit çeşidi tabakaların özelliğine göre aşınma direncinin, korozyon dayanımının ve taşıma kapasitesinin yüksek olmasının istendiği uygulamalarda tercih edilmektedir. Nem ve ısıya karşı oldukça dayanıklı olan tabakalı kompozitlerin katmanları farklı malzeme gruplarından oluşabileceği gibi farklı çeşit ve şekillere sahip takviyelendirici içeren kompozit malzemelerden de oluşabilmektedir. Metallere oranla daha hafif ancak mukavemetlerinin yüksek olması sebebiyle birçok değişik tasarımda, askeri araç gereçler ve hafif zırhlarda tercih edilmektedir (Kalaycıoğlu, 2010).



Şekil 1.7. Tabakalı kompozit (Ünal, 2007)

1.2. Metal Matrisli Kompozit Malzemeler

Metal matrisli kompozit malzemeler, matris olarak metal veya alaşımlarının kullanıldığı seramikler ile takviyelendirilen malzeme grubudur. Mukavemet, yorulma ve aşınmaya karşı yüksek direnç, termal özellikler, çekme ve akma dayanımı ve sertlik gibi mekaniksel özelliklerde yaşanan gelişmeler, metal matrisli kompozit malzemelere olan ilgiyi artırmıştır. Mikro ve nano boyutta olan takviyelerin metal matris içine ilave edilmesiyle bu özelliklere ulaşılabilir (Singh ve ark., 2015). Üstün özellikli bu malzemelerin avantajları şöyle sıralanabilir:

- Mukavemetinin yüksek olması
- Yüksek elastisite modülüne sahip olması
- Düşük yoğunluk özelliği

- Tokluk ve darbelere karşı yüksek dayanım göstermesi
- Termal şoklara karşı düşük hassasiyet göstermesi
- Yüksek ısı ve elektriksel iletkenliğe sahip olması
- Yüksek yüzey sertliği
- Yüzey kusurlarına karşı düşük hassasiyet (İbrahim ve ark., 1991; Kalemtaş, 2014).

Üstün özelliklere sahip bu malzemelerin bazı dezavantajları bulunmaktadır. Bu dezavantajlar şöyle sıralanabilir:

- Ekonomik açıdan yüksek maliyetli olması
- Üretim aşamalarının zor ve uğraştırıcı olması
- Metallere göre düşük sünekliğe sahip olmaları
- Henüz yeni bir malzeme grubu olması nedeniyle üreticiler tarafından metaller kadar bilinmemesi (Kalemtaş, 2014).

1.2.1. Metal matrisli kompozit malzemelerde kullanılan matrisler

Çoğunlukla hafif metallerin kullanıldığı metal matrisli kompozit malzemelerde matrisin özellikleri oldukça önemlidir. Görevi takviye elemanına yükü iletmek olan matris, aynı zamanda katkı fazını bir arada tutar. Ana faz ile sekonder fazın kimyasal açıdan birbiri ile uyumlu olması gerekir (Kök, 2001; Akoral ve ark., 2002). İstenen özelliklere sahip bir kompozit malzeme üretmek için matris, takviye parçacıklarını oldukça iyi ıslatabilmeli, çok düşük basınç ve sıcaklık değerlerinde hızlı katılaşma işlemi yapabilmeli ve güçlü bir ara yüzey bağı oluşturma özelliğine sahip olabilmelidir. Aynı zamanda matris kararlı bir yapısı ile üretimde ve üretimden sonraki aşamalarda katkı fazı ile kimyasal tepkimelere girmeyecek özelliklerde olmalıdır (Şahin, 2000). Zn, Cu, Mg, Al, Ni ve Ti metal ve alaşımları en çok tercih edilen matris malzemeleridir.

1.2.1.1. Alüminyum ve alaşımları

Yerkabuğunun %8'ini oluşturan alüminyum, yeryüzünde en çok bulunan elementler içerisinde ilk sıralarda yer almaktadır. Diğer metallere kıyasla keşfi henüz yeni olan alüminyumun teknolojik açıdan kullanımı diğer metallerden daha fazladır (Toptan, 2012). Alüminyuma ait bazı özellikler Tablo 1.1'de verilmiştir.

Tablo 1.1. Saf Alüminyumun önemli fiziksel özellikleri (Şahin, 2000)

Özgül ağırlığı (g/cm ³)	2.78
Ergime sıcaklığı (°C)	660
Ergime ısısı (KJ/kg)	-390
Elastik modülü (GPa)	66
Isıl genleşme katsayısı (1/K)	24.10 ⁻⁶
Isıl iletim katsayısı (W/mK)	230
Elektrik iletim katsayısı (m/Ωmm ²)	40

Alüminyumun tercih edilmesinin nedenleri şöyle sıralanabilir:

- Düşük yoğunluğa sahip olması
- Çökelme sertleşmesi ile dayanım değerlerini yükseltebilme kapasitelerinin olması
- Atmosfer, tuzlu ve diğer tüm ortamlara karşı korozyon dirençlerinin olması
- Yüksek ısıl iletkenliğe sahip olmaları
- Elektrik iletkenliklerinin iyi olması
- Plastik deformasyon kabiliyetlerinin yüksek olması
- Dayanım/Özgül ağırlık oranlarının yüksek olması
- Kolay işlenebilir olmaları
- Kolay ulaşılabilmeleri gibi özellikleri ile tercih edilirler (Kalaycıoğlu, 2010).

Yoğunluk değeri çelik (7,83 g/cm³), pirinç (8,53 g/cm³) ve bakır (8,93 g/cm³) gibi elementlerin yaklaşık olarak üçte biri kadar olan Al (2,7g/cm³), bu özelliği ile dikkat çekmektedir (Cayron, 2000; Bonollo ve ark., 1995). Saf olarak kullanılan Al elementi döküm kapasitesi ve mekanik özellik bakımından pekiyi sonuçlar vermemesi sebebiyle genellikle alaşımlama yapılarak kullanılmaya çalışılır. Al ve alaşımları, ilk kez Amerika tarafından belirlenen daha sonra bütün dünyada kabul gören bir kodlama sistemi ile simgelenmiştir (Tablo 1.2). Dört rakamdan oluşan sayısal simgede ilk rakam Al elementi ile alaşımlanmış elementi belirtir (Burgucu, 2011).

Tablo 1.2. Alüminyum alaşımları ve Simgeleri (Deschams ve ark, 2001)

Temel Alaşım Elementi	Simge
Saf Alüminyum	1XXX
Bakır (Cu)	2XXX
Mangan (Mn)	3XXX
Silisyum (Si)	4XXX
Magnezyum (Mg)	5XXX
Magnezyum + Silisyum (Mg+Si)	6XXX
Çinko (Zn)	7XXX
Lityum (Li)	8XXX

- 1XXX: Saf alüminyumu simgeler. Kimya ve elektrik alanlarında tercih edilir.
- 2XXX: Al-Cu alaşımını ifade eder. Bakır ana alaşım elementi olarak kullanılır. İlk sırada magnezyum olmak üzere tüm alaşım elementleri kullanılabilir. Mukavemetinin yüksek olması nedeniyle özellikle havacılık sektöründe çokça tercih edilmektedir.
- 3XXX: Al-MN alaşımını simgeler. Mangan ana alaşım elementidir. Mimari uygulamalar başta olmak üzere, borular ve sıvı tanklarında tercih edilmektedir.
- 4XXX: Al-Si alaşımını ifade eder. Silisyum ana alaşım elementidir. Yüksek korozyon ve aşınma direnci ve düşük termal genleşme katsayısına sahiptir. Kaynak gerektiren yapılarda, levha yapımında ve otomotiv endüstrisinde kullanılır.
- 5XXX: Al-Mg alaşımını magnezyum ana alaşım elementidir. Alaşım içerisindeki magnezyum miktarının artması sertlik değerini ve mukavemeti artırır ancak süneklikte düşüş görülür. Korozyon direncinin yüksek olmasından dolayı genellikle deniz taşıtlarının yapımında kullanılır.
- 6XXX: Al-Mg-Si alaşımlarını temsil eder. Magnezyum ve silisyum ana alaşım elementlerini oluşturur. Yüksek şekil alma kabiliyetine sahip olması ekstrüzyon ile üretimi yapılan parça imalatında kullanılmasını yaygınlaştıran etmendir.
- 7XXX: Al-Zn alaşımını simgeler. Magnezyum, zirkonyum ve krom elementleri ilave edilebilen alaşım sistemidir. Alüminyum alaşımları içerisinde en yüksek mukavemete sahip olan 7XXX serisi, uzay ve uçak parçaları olmak üzere, yüksek dayanım özelliği istenen tüm alanlarda kullanılır.

- 8XXX: Al-Li alaşımlarını simgeler. Lityum ana alaşım elementidir ancak kalay ilavesi de yapılabilen bir sistemdir. Yüksek tokluk ve yorulma direncine sahip bu sistem uzay ve uçak endüstrisinde sıklıkla kullanılır. Tüm alüminyum alaşım sistemleri içinde en yüksek maliyete sahip olan alaşım grubudur (Eker, 2008).

Al alaşımları, üretim yöntemleri baz alınarak dövme döküm alaşımları olmak üzere temel gruba ayrılırlar. İki ana grupta sertleştirilebilen ve sertleştirilemeyen alaşımlar olmak üzere kendi aralarında alt sınıflara ayrılabilir (Şahin, 2000).

1.2.1.2. Magnezyum ve alaşımları

Yapısal alanlarda tercih edilen ve yoğunluğu $1,74 \text{ g/cm}^3$ olan magnezyum alaşım olarak kullanıldığında mekaniksel olarak üstün özellikler gösterir. En hafif metaller arasında yer alan magnezyum elementi demir, nikel ve bakır gibi elementleri bu özelliği ile geride bırakır. Alaşım olarak önemli özellikleri; özgül dayanımlarının yüksek olması, sönümleme kapasitelerinin iyi olması ve dökülebilir olması şeklinde söylenebilir. Doğada çokça bulunan bu elementin kaynak edilebilirlik kabiliyeti yüksek ve ergime sıcaklığı düşüktür (Altun ve ark., 2006). Spesifik dayanım olarak alüminyumdan daha iyi olan magnezyum elementinin mukavemeti alüminyumun gerisinde kalmaktadır. Yüksek hızlı makineler ve uzay parçalarında tercih edilir. Oksijenle çok kolay temas kurması, elastiklik modülü ve yorulma dayanımının düşük olması, yüksek sıcaklık şartlarında sürünme dayanımının düşük olması dezavantajları arasında sayılabilir. Belirli miktarda alüminyum ve çinko ilave edilmesiyle dayanım değeri artırılabilir. Yüksek dökülme kabiliyeti olan magnezyum alaşımları sertleşebilen ve sertleşemeyen çeşitlere sahiptir (Kalaycıoğlu, 2010).

1.2.1.3. Titanyum ve alaşımları

Metal matrisli kompozit malzemelerde en çok tercih edilen matris element ve alaşımlarından biridir. Yüzeyinde oluşan TiO_2 tabakası sayesinde korozyona karşı direnci artar. Korozyon dayanım özelliğinin yüksek olması ve insan vücuduna zarar vermemesinden dolayı tıbbi gereçlerde kullanılır. Alüminyuma göre daha rijit ve yüksek dayanımlı olan Ti, özellikle uzay ve uçak endüstrisinde tercih edilir. Isıl genleşme

katsayısının çok düşük olduğu bu element yüksek sıcaklık gerektiren alanlarda çokça kullanılır. Ekonomik olarak yüksek maliyetli olması en önemli dezavantajıdır.

1.2.1.4. Bakır ve alaşımları

Bakır matrisi içerisine ilave edilen grafit parçacıkları sayesinde termal genleşme katsayısının düşürülmesi ve malzemenin iletkenliğinin artmasının sağlandığı bu element ve alaşımları elektronik uygulamalarda sıklıkla kullanılmaktadır. Mekanik özellik bakımından üstün olan bu alaşım çeşidi yüksek korozyona karşı duyarlıdır. Genel olarak otomotiv endüstrisi, uçak parçaları, vagon üretimi ve çekici tekerleklerinde tercih edilir. (Boag ve ark., 2009; Szklarska-Smialowska ve ark., 1999; Eker, 2008).

1.2.2. Metal matrisli kompozit malzemelerde kullanılan takviye elemanları

Üretilen kompozitin mekanik ve fiziksel özelliklerini doğrudan etkileyen takviye elemanının seçimi dikkatli yapılmalıdır. Tablo 1.3'te metal matrisli kompozitlerde tercih edilen bazı takviye elemanları, çap ve çap/boy oranları verilmiştir (Chawla, 2006).

Tablo 1.3. Bazı takviye elemanları ve özellikleri (Chawla, 2006)

Örnek Takviye Elemanları	Takviye Tipi	Çap, μm	Çap/Boy
SiC, TiB ₂ , Al ₂ O ₃ , C	Visker ve Kısa fiber	1-5	10-10000
BN, SiC, Al ₂ O ₃ , WC, B ₄ C	Parçacık	1-25	1-4
W, B, Nb ₃ Sn, Nb-Ti, SiC, C	Sürekli Fiber	3-150	>1000

Kullanım alanlarına göre farklılık gösteren bir katkı malzemesinde genel olarak bulunması gereken özellikler şöyledir;

- Düşük yoğunluğa sahip olmalı
- Elastik modül yüksek olmalı
- Yüksek sıcaklık şartlarında özelliklerini yitirmemeli
- Ekonomik açıdan uygun olmalı
- Matris tarafından iyi ıslatılabilmesi yani matrisle uyum içerisinde olmalı
- Yüksek dayanımlı olmalı

- Kolay üretilebilir olmalı
- Kolay temin edilebilmeli
- Çekme dayanımı yüksek olmalı
- Düşük ergime sıcaklığına sahip olmalı (Onat, 2015; Toptan, 2006).

Metal matrisli kompozitlerde fiber, visker ve partikül kullanılan takviye elemanlarıdır. B_4C , SiC , Al_2O_3 , TiC , AlN , TiB_2 , MgO , Si_3N gibi oksit, karbür ve nitrürler; Ni , Ti , B , C , Si , Mg ve Cu elementler metal matrisli kompozitlerde tercih edilen katkı malzemelerinden bazılarıdır (Veeresh-Kumar ve ark., 2011; Miracle 2005; Lindroos ve Talvitie, 1995; Kok, 2005).

1.2.3. Metal matrisli kompozit malzemelerin uygulama alanları

Kompozit malzemelerin sağlamış olduğu avantajların fark edilmesiyle kullanım alanları artmaya başlamıştır. Masa, kaşık, koltuk, spor malzemeleri, tenis raketi, gibi günlük hayatta kullanılan hemen hemen her malzemede muhakkak bir kompozit çeşidi mevcuttur.

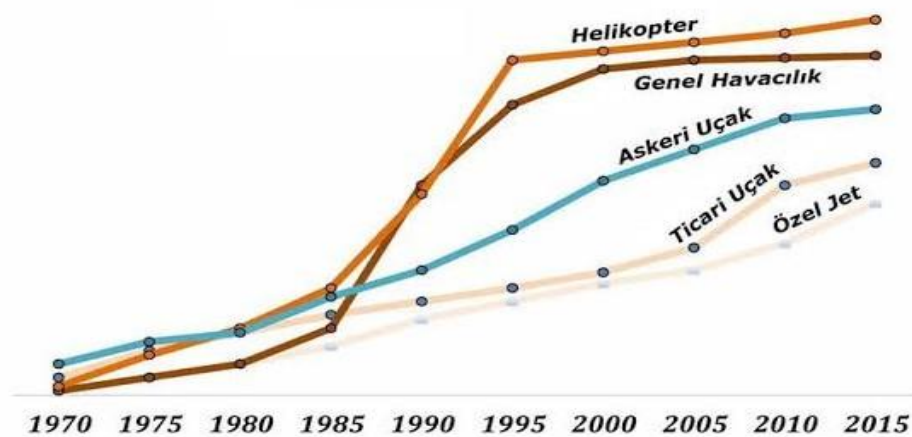
Keşfedilen bu yeni tip malzeme grubu özellikle havacılık, elektronik, uzay ve uçak, savunma, denizcilik, otomotiv gibi çoğu endüstriyel alanın vazgeçilmez malzemesi durumundadır.

Metal matrisli kompozit üretiminin yaklaşık olarak %5 ve %14'lük kısmı havacılık sektöründe kullanılmaktadır. Bu sektördeki kullanım amaçları hafif ve sağlam olmalarının yanında az yakıt ile yüksek hız ve verim elde edilmesidir. Şekil 1.8'de malzemelerin havacılık sektöründeki kullanım yüzdeleri ve kompozit malzeme grubunun bu sektördeki geniş kullanım yüzdesi görülmektedir.



Şekil 1.8. Havacılık endüstrisinde kullanılan malzeme yüzdeleri (Anonim, 2017)

Metal matrisli kompozit malzemelerin gelişmesinin ilk sebebi havacılık sanayisinde meydana gelen ihtiyaçları karşılamak olmuştur (Miracle, 2005). Genel olarak helikopterlerin pervane kanat bölümünün bir kısmında ve uçuş manifoldlarında kullanılan kompozitler, yüksek çalışma sıcaklığı, yorulma dayanımı, yüksek korozyon dayanımı, yüksek mukavemet, düşük yoğunluk, iletkenlik gibi özelliklerden dolayı bu sektörde kullanılan malzemelerin başında gelmektedir (Nelson, 1991; Boyer, 1992; Bedir, 2006). Havacılık sektöründeki kullanımında maliyetten çok performans önemlidir. Uçakların kargo kısmında panel olarak kullanım görevi gören kompozit malzemeler %35 oranında hafiflik avantajı sağlamaktadır (Cook ve Mohn, 1987). Farklı hava araçlarında kullanılan kompozit malzemeler Şekil 1.9’da verilmiştir.



Şekil 1.9. Hava araçlarında kompozit malzeme kullanımı (Toplam yapısal ağırlığın yüzdesi) (Anonim, 2019)

2. Dünya savaşı nedeniyle kompozit malzemelerin otomotiv sanayisindeki kullanımı arka planda kalmıştır. Ancak 1950’li yıllara doğru gövdesinin tamamında

kompozit malzeme kullanıldığı bir otomobil üretiminin gerçekleşmesi ve sonraki yıllarda farklı fiberglaslara matris malzemesinin emdirilmesinden sonra metal kalıplar kullanılarak üretilmiş Chevrolet Corvette'in gelişimi bu sektörde kullanılan kompozitlere örnek teşkil etmektedir (Sönmez, 2009). Özellikle Al metal matrisli kompozit malzemeler, fren sistemlerinde, motor pistonlarında, silindir gömleklerinde sıcaklık ve ağırlık düşüşü sağladığı için otomotiv sanayisinde tercih edilirler (Chung ve Zweben, 2000; Bedir, 2006; Keçeli, 2007). Şekil 1.10'da kompozit malzemelerin kullanıldığı bazı otomotiv sanayisi parçaları görülmektedir. SiC ve alümina gibi fiberler yüksek aşınma dayanımı, yüksek elastik modül ve yüksek mukavemet gibi özelliklerinden dolayı bu sektörde kullanılırlar. Dizel piston başında nikel alaşımlı dökme demir yerine almina katkılı alüminyum matrisli kompozit malzeme kullanılması otomotiv endüstrisinde kullanılan kompozitlere verilebilecek bir başka örnektir (Toaz, 1987).



Şekil 1.10. Otomotiv sektöründe kompozit malzeme kullanımı

Uzay endüstrisinde kullanılacak malzemelerin ısı genleşme katsayısının düşük olması, yüksek ısı iletkenliğe sahip olması, özgül dayanımının yüksek olması ve yüksek sertlik değerine sahip olması istenen özelliklerdir. Tüm bu özellikleri karşılayan alüminyum metal matrisli kompozit malzemeler uzay sanayisinde en çok tercih edilen malzeme çeşididir. Gövde ve motor malzemeleri olarak kategorize edilen bu kompozitler uçak üretiminde çokça kullanılır (Burg ve Crosky, 2001; Keçeli, 2007).

Elektronik alanda kullanılacak malzemelerden düşük termal genleşme katsayısı, yüksek termal iletkenlik, düşük yoğunluk ve düşük maliyet gibi özellikler beklenir. Bu özellikler geleneksel malzemelerde bulunmadığından metal matrisli kompozit malzemeler geliştirilmeye başlanmıştır (Wu ve ark., 2003).

1.2.4. Metal matrisli kompozit malzemelerin üretim yöntemleri

Kendine özgü avantaj ve dezavantajları olan birbirinden oldukça farklı pek çok üretim yöntemi mevcuttur. Malzemelerin tüm özellikleri baz alınarak malzemeye uygulanacak olan üretim metodu belirlenir. Geleneksel malzemelere göre daha üstün özelliklere sahip olan metal matrisli kompozit malzemelerin üretim tekniklerinin geliştirilmesi için yoğun çalışmalar yapılmaktadır. Tüm bu çalışmalara rağmen kompozit malzemelerin üretim teknikleri maliyet bakımından hala uygun değildir.

Kaliteli bir kompozit üretmek için birbiri ile uyum içerisinde olan ana faz ile takviye elemanı arasındaki bağın çok güçlü olması gerekir. Bu bağ sağlamasının en temel yolu matris malzemesinin takviye elemanını iyi ıslatabilmesinden geçer. İyi bir ara yüzey bağı ve matris malzemesinin katkı elemanını yeterli olacak şekilde ıslatması kompozit dayanımını artırmakta oldukça önemli bir yere sahiptir (Miracle, 2005). Güçlü bir ara yüzey bağı oluşturmanın bir diğer yolu ise en uygun üretim yönteminin belirlenmesine bağlıdır.

1.2.4.1. Katı faz üretim teknikleri

1.2.4.1.1. Toz metalürjisi tekniği

Bu üretim yönteminde, toz halinde bulunan metal ve seramik malzemeler harmanlanır. Toz malzemeler oluşturulmak istenen şekil doğrultusunda kalıplar içerisinde presleme işlemine tabi tutulur. Bu işlem sıcak veya soğuk halde yapılabilir. Toz metalürjisi yöntemi, ana faz ile takviye fazı arasında güçlü bir ara yüzey bağı oluşturmasından dolayı geleneksel yöntemlere göre mekanik özellik bakımından daha üstündür (Uygur ve Saruhan, 2004).

1.2.4.1.2. Difüzyon bağı tekniği

Katı hal üretim teknikleri içerisinde en basit olanlarından birisi olarak bilinen difüzyon bağı oluşturma tekniği, vakumda presleme tekniği olarak da adlandırılmaktadır. Yüksek basınç ve sıcaklık gerektiren bu üretim yönteminde tek filamentten oluşan elyaf veya elyaf grupları ile ana faz malzemeleri ile takviyeli metal matrisli kompozit malzemeler elde edilir. Kısaca bu üretim yöntemi fiber yüzey aşaması, fiber ile metal levha ya da folyo montajı, üretilen preformun kesilme işlemi, difüzyon bağlama aşaması ve ikinci kez uygulanan talaşlı işleminden meydana gelir.

Metal matris folyolar üzerine yerleştirilen takviye elemanları erime sıcaklığının altında olan bir sıcaklıkta basılma ve haddeleme işlemlerinin ardından ana faz ile katkı malzemesi arasında oluşan bağ ile üretim gerçekleştirilmektedir. Oluşan difüzyon bağı, üretimi gerçekleştirilen kompozit malzemenin dayanımı üzerinde oldukça etkilidir. Bu bağın oluşması ise ana faz ile katkı faz yüzeylerinin oldukça temiz ve oksitsiz olmasına bağlı olduğundan yüzeyler kimyasal temizleme işlemine tabi tutulmalıdır.

Bu üretim yönteminin en önemli avantajı vakum ya da durağan gaz atmosferik ortamında, belirli ısı ve basınç altında fiber ve ana fazın birleşebilmesi için yönlü ya da izostatik presleme ile şekil verilebilmesidir (Moore ve diğ., 1981; Chawla, 1987).

1.2.4.2. Sıvı faz üretim teknikleri

1.2.4.2.1. Sıvı metal infiltrasyon tekniği

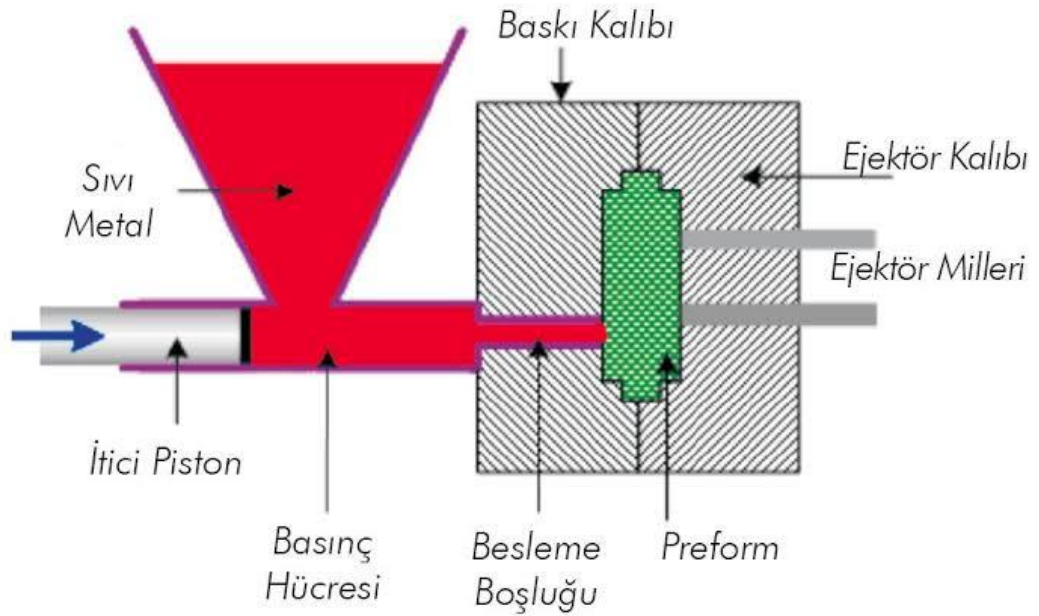
Metal matrisli kompozit malzeme üretim yöntemleri arasında en çok kullanılan sıvı-metal infiltrasyon tekniğinde ilk önce istenilen şekle uygun bağlayıcı kullanımı ile master hazırlanır. Böylece kompozit malzemede tasarlanan içerik bakımından elyaf hacmi ve doğrultuları bu etapta yapılır.

Bu üretim yönteminde ana prensip, bir kabın ya da tüpün içerisine yerleştirilen fiber malzemeler arasına sıvı halde bulunan metal matrisin emdirilmesidir. İlk aşamada istenilmiş olan profile uygun ön şekil verme yapılmakta, fiberlerin yönlendirilmesi ve hacim oranının belirlenmesi bu etapta ayarlanmaktadır. Ön şekillendirme işleminden sonra hazırlanmış olan şekiller kalıba bir bağlayıcı yardımı ile yapıştırıldıktan sonra kalıbın içerisine ergimiş halde bulunan metal emdirilmekte ve katılaşması için bir süre bekletilmektedir. Fiber hacminin yüksek olduğu çalışmalarda ergimiş durumdaki metalin

emdirilmesi daha zordur. Hacim oranının yüksek olduğu bu durumlarda fiberler arası mesafe az olduğu için ergimiş metalin emdirilmesi basınç ya da vakumla gerçekleştirilmektedir. Bu sayede matrisin fiberler arasına emdirilmesiyle ortaya çıkan gazlar yapı içerisinde sıkışıp kalmayarak dışarı atılması sağlanır.

Sıvı metal infiltrasyon yönteminin tercih edilmesinin en önemli nedenleri istenilen son ürün şekline yakın parçaların üretilebilmesi, hızlı ve yüksek üretim kapasitesine sahip olmasıdır (Kalaycıoğlu, 2010).

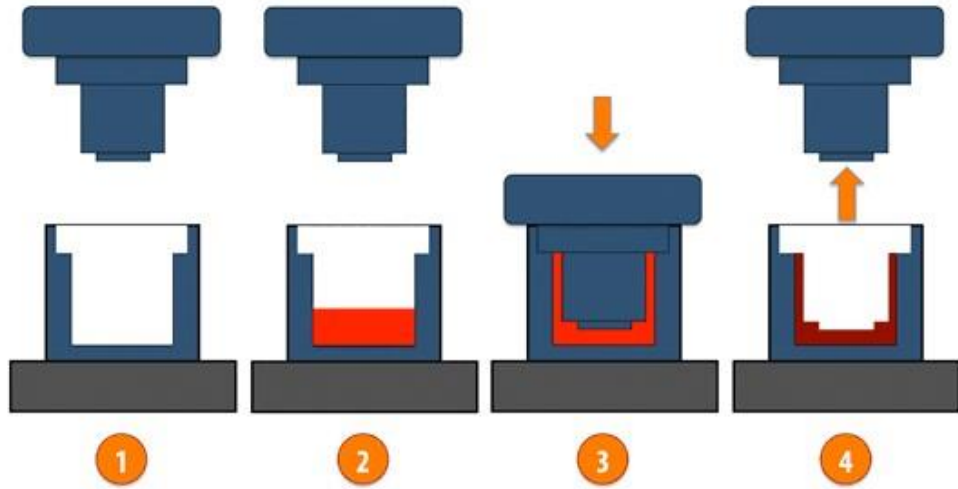
Şekil 1.11’de basınçlı döküm infiltrasyon yöntemine ait mekanizma görülmektedir.



Şekil 1.11. Basınçlı döküm infiltrasyon yöntemi (Soy, 2009 ve Kopeliovich, 2007)

1.2.4.2.2. Sıkıştırma döküm tekniği

Sıkıştırma döküm yönteminde takviyede oluşan preform ya da yatak sistemine sıvı halde buluna alaşım hidrolik basınç yardımı ile emdirilmektedir. Sıvının soğumasını önlemek amacıyla kalıp, yatak ve zimbaya ön ısıtma işlemi uygulanmaktadır. Şekil 1.12’ de sıkıştırma döküm yöntemine ait aşamalar görülmektedir.



Şekil 1.12. Sıkıştırma döküm yöntemi (Yılmaz, 2004)

1.2.4.2.3. Plazma püskürtme tekniği

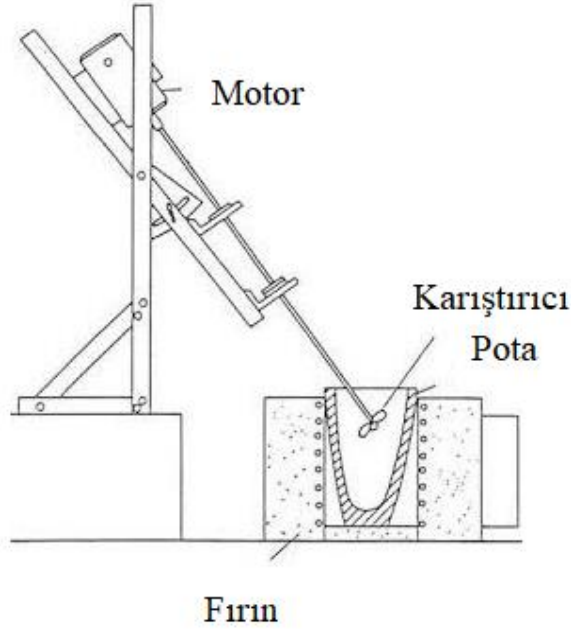
Plazma püskürtme tekniğinde, püskürtülecek olan alaşım, ilk olarak indüksiyon fırınında belli bir sıcaklık değerinde eritilir. Daha sonra potaya basınç uygulanarak partikül halinde olan elyaflar önceden atomize edilmiş sıvı içine enjekte edilir. Önceden ısıtılmış alt katman üzerine çökeltme işlemi yapılır ve toplayıcı üzerinde katı çökeltinin oluşması sağlanır. Bir süre soğuması için bekletilen numune soğuduktan sonra haddeleme işlemi için göbek içerisinden çıkarılır.

1.2.4.2.4. Sıvı metal karıştırma teknikleri

Bu tekniklerde, öncelikle belli bir ön ısıtma işlemi yapılmış olup ya da ön işlemler uygulanarak hazır hale getirilmiş olan takviye elemanları, sürekli olarak karıştırılan ergimiş metal içine farklı yöntemler ile katılmakta ve sonrasında döküm işlemleri yapılmaktadır.

Sıvı metal karıştırma işlemlerinin atmosfere açık ortamlarda gerçekleştirilmesi atmosferden gelebilecek gaz problemlerini içerdiği için bu işlemlerin koruyucu gaz ortamı ya da vakum altında gerçekleştirilmesi önerilmektedir. Yöntemin en önemli avantajı ucuz ve kolaylıkla yapılabilir olmasıyken dezavantajları; topak oluşumu, segregasyon oluşumu, takviye elemanın karıştırma işlemlerinde zarar görmesi, çökeltme yaşanması, ara yüzey reaksiyonlarında istenmeyen oluşumların meydana gelmesi olarak

sıralanabilir (Ürkmez, 2004; Akdoğan, 2005). Şekil 1.13’te sıvı metal karıştırma işlemine ait gösterim yer almaktadır.

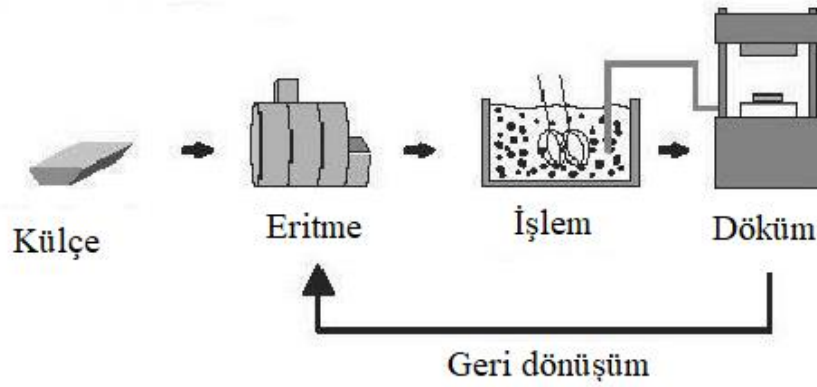


Şekil 1.13. Sıvı metal karıştırma işlemi (Özgür ve ark., 2007)

1.2.4.3. Diğer teknikler

1.2.4.3.1. Rheocasting ve Compocasting döküm tekniği

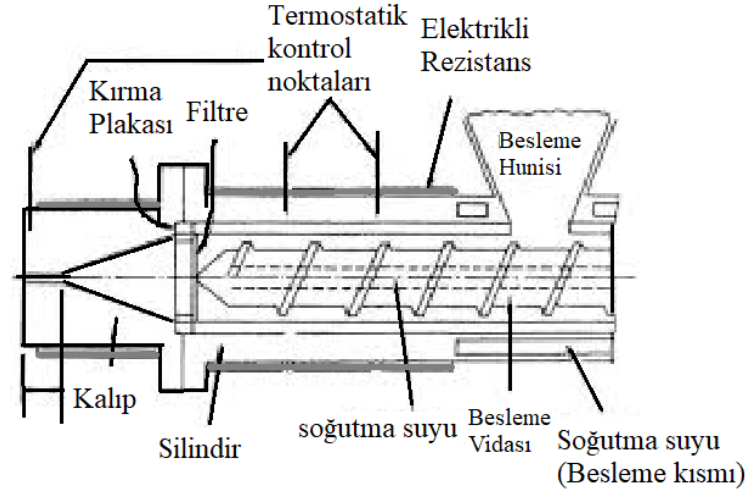
Bu döküm teknikleri özellikle kısa fiberler ve parçacık katkılı metal matrisli kompozit malzeme üretimlerinde tercih edilen ve oldukça ekonomik olan yöntemlerdendir. Birincil faz malzemesi, karıştırma mekanizmalı ergitme fırınına yerleştirilir ve ergime sıcaklığı 40-50 °C olacak şekilde ısıtılır. Daha sonra sıcaklık homojenize edilip sıvı metal sıcaklığı kontrol edilerek düşürülmektedir. Alaşım katı hale gelmeye başladığında matris içerisine takviye elemanı ilave edilmektedir. Bu sırada sıcaklık arttırılmaya başlanır ve takviyenin iyice ısıtılması sağlanıncaya kadar karıştırma işlemi devam eder. Düşük viskoziteli karışım kütük şeklinde direkt dökülebilir ve bu işlem “Rheocasting“ adını alır. Karışım ergime sıcaklık değerinin üstünde karıştırılarak döküm sağlınırsa “Compocasting “ adını alır (Akdoğan, 2005). Şekil 1.14’te Rheocasting döküm yöntemi yer almaktadır.



Şekil 1.14. Rheocasting döküm yöntemi (Midson ve ark., 2006)

1.2.4.3.2. Vidalı ekstrüzyon

Polimer malzemelerin üretilmesi için geliştirilen bu yöntem ilk olarak Dow Laboratuvarları tarafından Mg esaslı kompozit malzeme üretmek için kullanılmıştır. Bu yöntemde magnezyumdan oluşan matris malzemesi küçük partiküller halinde takviye elemanı ile beraber haznenin içerisine konulur. Hazırlanmış olan karışımın vidalı ekstrüzyon haznesi içine kolay bir şekilde konulabilmesi için, hazne girişi uygun geometrilerde yapılmıştır. Hazne girişinden itibaren birlikte ilerleyen matris ve takviye elemanı aynı anda hem ısıtılma hem de karıştırılma işlemlerine tabi tutulmaktadır. Malzemeler birlikte ilerlerken matris fazı ergime sıcaklığı civarına geldiğinde yarı katı yarı sıvı olan karışım sistemin sonunda yer alan kalıbın içine beslenir. Vidalı ekstrüzyon tekniğinde sürekli form yapıda olan kompozit malzeme üretimi gerçekleştirilebilmektedir (Şahin, 2004; Ürkmez, 2004). Şekil 1.15'te vidalı ekstrüzyon yöntemine ait işlemler verilmiştir.



Şekil 1.15. Vidalı ekstrüzyon tekniği (Ocak ve ark., 2018)

1.2.4.3.3. In-Situ tekniği

Bu teknik genel olarak Co, Ni ve Al esaslı alaşımlar için kullanılmakta olup, bir işlemle elde edilebilirler. İçyapı bakımından olukça kararlılırlar (Akdoğan, 2005).

1.2.4.3.4. XD tekniği

Takviye elamanının sıvı metal faz içerisinde bileşik ilavesi ile oluşturulması esasına dayanan bu yöntem Martin Marietta tarafından geliştirilmiştir. XD tekniğinde sıvı metal faz içerisinde birçok seramik yapılu bileşik oluşturulmaktadır. Partiküller genellikle kristalli ve oksitlenmemiş ara yüzeylere sahiptir. Bunun nedeni ise partiküllerin sıvı metal içerisinde oluşturulmasıdır (Akdoğan, 2005).

1.3. Toz Metalürjisi

Boyutu 1 mm'nin altında olan, incecik olarak ayrılmış katı partikülleri toz olarak adlandırılır (James, 2015). Son zamanlarda sürekli gelişim ve değişim halinde olan katıhal üretim tekniklerinden toz kompozit üretim tekniğine toz metalürjisi adı verilir (Patila ve ark., 2018; Parswajinan , 2018).

Yüksek kaliteli, karma şekilli, boyutsal olarak oldukça düşük toleranslara sahip malzemelerin uygun maliyetle üretilmesi toz metalürjisini metal işleme yöntemleri

arasında farklı bir yere taşımaktadır (German, 1994). Bu yöntem basitçe matris malzemesi ile katkı elemanının homojen karışım olacak şekilde karıştırılması, kalıp aracılığıyla homojen karışıma yük uygulanarak gaz giderme ve ürünün son halini elde etmek için vakum altında sinterleme üretim aşamalarından oluşur. Yüksek performansla sahip homojen malzemeler üretmek için bu üretim aşamaları oldukça önemlidir (Mindivan, 2007).

Bu aşamalar ile birçok mühendislik malzemelerini doğrudan üretmek mümkündür (Whittaker, 2008). Toz metalürjisi yönteminde diğer yöntemlere göre matris ve katkı elemanı arasında düşük sıcaklık şartlarında daha az etkileşim meydana gelir (Torralba ve ark., 2003). Bu yöntem döküm yönteminde olduğu gibi net şekillere sahip parçaların üretilmesini sağlar. Ancak düşük sıcaklık koşullarında ergiyen metallere uygulanabilen döküm yöntemine nazaran her malzemeye uygulanabilmesi özelliği ile daha avantajlıdır (German, 1994).

Toz metalürjisinin en önemli aşaması tozların preslendiği ve güçlü bağlanma oluşması için sinterlendiği aşamadır. Birleştirilmeye çalışılan metal ve metal esaslı tozlar ergimeden, belirli basınç ve sıcaklık yardımıyla dayanıklı hale getirilmesi toz metalürjisinin temel amacıdır (Bakan, 1999). Sağladığı çeşitlilik sebebiyle üretim teknolojileri içinde en geniş şekil verme ve üretim aşamalarına sahip teknolojidir. 5000 yıl öncesine dayanan tarihi ile oldukça ilgi çekici ve büyüleyici bir üretim tekniğidir (Roll, 1984; Lawley, 1992; Lenel, 1972). Metal ve seramiklerin sinterlenmeye başlaması ile yakın zamanlı olan bu yöntem saf ve eşsiz özelliklere sahip malzemeye olan ihtiyaç devam ettiği sürece gelişmeye ve genişlemeye devam edecektir (Kainer, 2006; German, 1994).

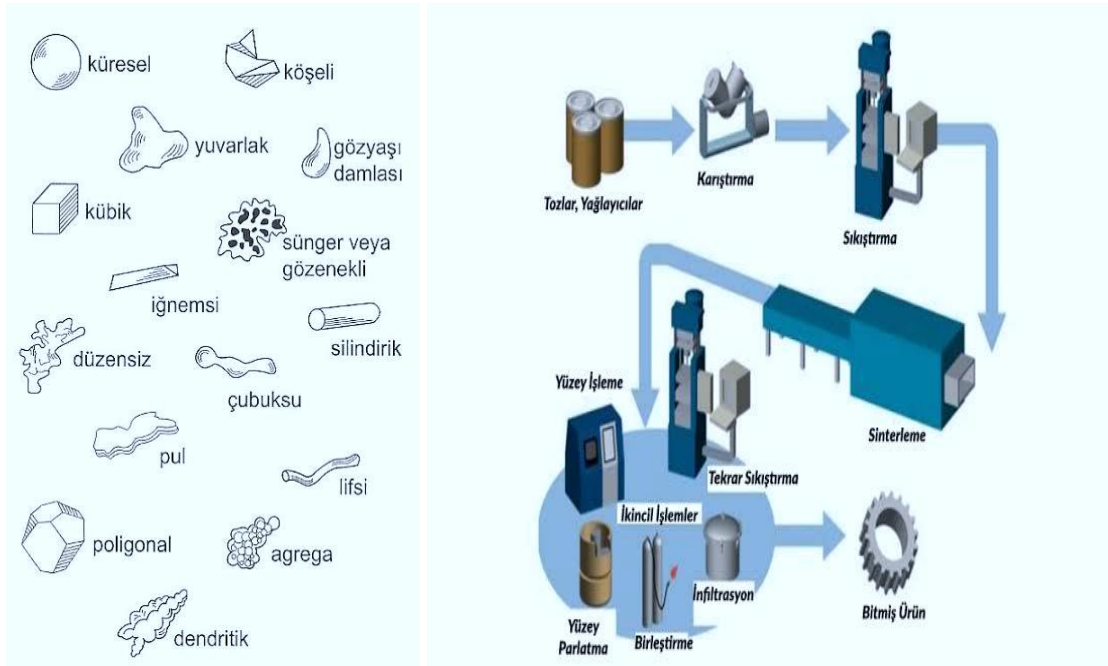
Ergime ve döküm olmadığı için daha ekonomik olan toz metalürjisi yöntemi karıştırma tekniği ve yöntemine göre daha kolay olması bu üretim yönteminin avantajları arasındadır. Yatak ve filtre gibi gözenek içeren malzemelerde bu yöntem sayesinde daha iyi özelliklere sahip malzemeler üretilebilir. İstenilen yoğunlukta uzay malzemeleri toz metalürjisi kullanılarak elde edilir (Şahin, 2000). Aynı ürünün sürekli kopyalanmasına olanak sağlayan kalıp boşlukları sayesinde çok sayıda malzeme üretimine imkân sağlanır. Toz metalürjisi yöntemi ile elde edilen malzemeler birçok farklı endüstriyel alanda kullanılabilir.

1.3.1. Toz üretimi

Toz metalürjisi yöntemlerinin tümünde üretilecek olan parçaların ham maddesi başlangıçta toz formundadır. Katıların parçalanmasıyla oluşan ince yapılı partiküller toz olarak adlandırılmaktadır (Whittaker, 2008). Başlangıç malzemesi olan tozlar, prosesin başarılı bir şekilde devam etmesi açısından oldukça önem arz etmektedir. Bu sebepten dolayı tozların şekilsel ve boyutsal özelliklerinin yanı sıra saflık yüzdeleri, yüzeysel ve kimyasal özellikleri de büyük ölçüde önemlidir (Sağırlı, 1990; Newkirk ve Kohser, 2004).

Tozların üretimi sırasında yabancı partiküllerin olması tozun kalitesine ve yoğunlaşma davranışına etki ettiği ve sinterleme aşamasında da önemli olduğu için kullanılan tozların kimyasal özellikleri iyi bilinmelidir.

Parçadan istenen özellikleri elde etmek için uygun toz üretim yöntemi ve toza verilmesi gereken şekilde kullanılacak olan yöntem birlikte düşünülmelidir. Yüksek saflıkta ve belirli boyut aralığında toz üretimini gerçekleştirmek için kontrollü bir başlangıç yapılmalıdır. Üretim tekniğine bağlı olan tozların geometrik şekilleri süngerimsi, küre şekli veya amorf yapıda olabilir. Farklı üretim yöntemlerinin kullanıldığı toz şekilleri ve toz metalürjisi üretim aşamaları aşağıda verilmiştir (Şekil 1.16).



Şekil 1.16. Toz şekilleri ve toz metalürjisi üretim aşamaları (Söyler, 2008)

Mekanik küçültme, atomizasyon, elektroliz ve kimyasal indirgeme olmak üzere 4 temel metal tozu üretim tekniği vardır (Lee, 1998). Partikül tozun yüzey alanı preslemeden sonra yoğunluk ve akış özelliklerine kadar birçok özelliği büyük ölçüde etkileyen bir parametredir. Tozun kimyasal olarak birleşmesi ve saflığı da presleme aşamasını etkiler (Demirkese, 2003). Tozun hangi üretim yöntemi kullanılarak üretildiğinin bilinmesi, toz boyutunun ve şeklinin önceden belirlenmesine olanak sağlar. Toz üretim yöntemlerinin hepsinde yüzey alanı oluşumu için enerjiye ihtiyaç vardır ve tüm üretim tekniklerinin verimi düşük seviyededir. Bu sebeple yeni yüzey alanı için kullanılan enerji toz oluşturmak için kullanılan enerjiden daha azdır. Enerji farkının 30 kata kadar yüksek değerlere ulaştığı söylenebilir (Yamanoğlu, 2011).

1.3.1.1. Katı hal indirgeme

Demir tozu üretiminde kullanılan bu yöntemde, cevher malzemesi ezilme işleminin ardından karbonla harmanlanarak metal olmayan malzemeden ayrılır. Eleme aşamasından sonra sürekli bir fırından geçirilir. Bu yöntemle metaller elementel tozlara indirgenir. Arıtma safhasından geçmediği için tozun saflık derecesi hammaddenin saflık derecesine bağlıdır. Düzenli olmayan süngerimsi partiküller oldukça yumuşaktır ve sıkıştırılabilirlikleri iyidir (Whittaker, 2008).

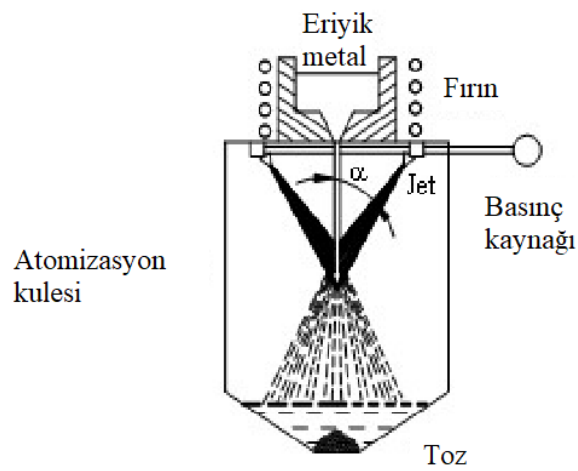
1.3.1.2. Elektroliz

Bu toz üretim tekniğinde elektrik akımı kullanılarak metal ayırma işlemi gerçekleştirilir. Saflık değerinin yüksek olduğu ve ince yapılı tozların elde edildiği elektroliz yönteminde anot, üretilecek olan toz ile aynı olacak şekilde seçilir. Bu sayede elektrik akımının yardımı ile metal tozlar ince film tabakası formunda katoda geçerek orda birikir. Daha sonra katot üzerinden alınarak yıkanıp kurutulur ve toz haline getirilir (Newkirk ve Kohser, 2004).

Bu yöntemde elektrolit gücü, sıcaklık ve akım yoğunluğu ideal olarak belirlenirse süngerimsi yapılı ve toz formunda birçok metal birikimi yapılabilir. Yıkama, kurutma, indirgeme, tavlama ve ezme gibi çok geniş kapsamlı işlemler içerir (Whittaker, 2008).

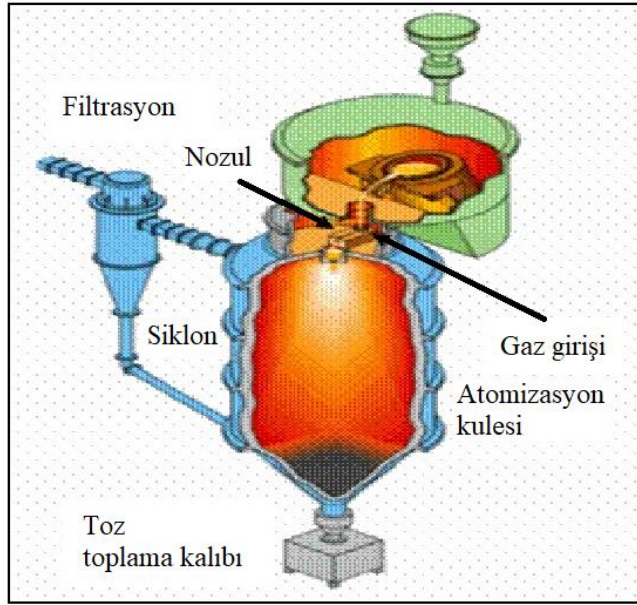
1.3.1.3. Atomizasyon

En genel toz üretim tekniği olan atomizasyon yönteminde, ergimiş haldeki metal sprey yardımıyla ani soğutmaya maruz bırakılarak toz haline getirilir. Farklı yöntemlerin kullanıldığı bu teknikten biri, akar durumdaki ergimiş metale su püskürtülmesiyle küçük partiküllü yapıların elde edilmesidir (Şekil 1.17). Su ile yapılan atomizasyonda metal hızlı bir şekilde soğuduğu için oluşan şekiller oldukça düzensizdir. Aynı zamanda bazı metaller su tarafından oksitlenebilir.



Şekil 1.17. Su ile atomizasyon (German, 1994)

Erimiş durumdaki metale inert gaz püskürtmesi ile elde edilen malzeme daha yavaş soğutma işlemi gördüğü için şekilsel olarak yuvarlak yapıdır. Bu sebepten dolayı su ile atomizasyon işlemine göre daha uygun bir yöntemdir. Şekil 1.18’ de gaz ile atomizasyon görülmektedir.



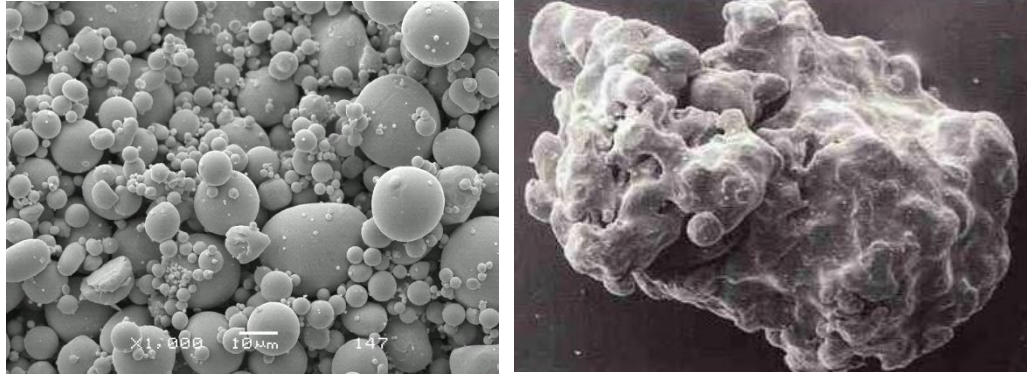
Şekil 1.18. Gaz ile atomizasyon (Subaşı, 2005)

Döner disk üzerine ergimiş metal dökülmesi ile gerçekleştirilen işlemde, malzeme diskin üzerinden fırlayıp kabın kenarlarına yapışması sonucu tozların elde edilmesi de (Şekil 1.19) başka bir atomizasyon yöntemidir (Clyne, 2001).



Şekil 1.19. Döner disk atomizasyon tekniği (Baksan ve Gürler, 2003)

Atomizasyon yöntemi özellikle toz yapısındaki alaşımların elde edilmesi için oldukça yararlı bir yöntemdir. Çünkü bu yöntemde erimiş halde bulunan metaller tamamen alaşımlıdır. Bu sebeple toz partiküllerinin her biri bire bir aynı kimyasal bileşime sahiptir (Whittaker, 2008). Şekil 1.20’de atomize kalay ve demir tozlarının görüntüsü yer almaktadır.



Şekil 1.20. Atomize kalay (Demir, 2014) ve demir tozları (Whittaker, 2008)

1.3.1.4. Mekanik küçültme

4 temel toz üretim tekniğinden biri olan mekanik küçültme yöntemi kırma, çarpma ve öğütme gibi işlemler yapılarak tozun parçalanması sağlanır. Kırıcılar ve kaba-ince öğütücüler olarak adlandırılan makineler kullanılmaktadır. Kırıcı makineler cevher malzemede kullanılırken, farklı mikron boyutlarda olması istenilen tozlarda kaba ve ince öğütücüler kullanılır (Baksan ve Gürler, 2003).

1.3.2. Toz özellikleri

Tozların bazı özellikleri ve etki ettiği faktörler aşağıdaki gibidir.

- Tozun boyutu görünür yoğunluğa etki eder.
- Boyut dağılımı akış davranışı üzerinde etkilidir.
- Tozun şekli dayanımına etki eder.
- Tozun kimyasal kompozisyonu sıkıştırılabilirliğe etki eder.
- Yüzey özellikleri sinterlemeyi etkiler.
- Tozun mikro yapısal özellikleri tokluk ve şekillendirilebilirlik faktörlerine etki eder.

1.3.3. Toz metalürjisinin avantajları ve dezavantajları

Toz metalürjisi tekniği kullanılarak üretilen parçaların sıvı faz üretim teknikleri kullanılarak üretilen parçalara göre daha iyi özellikler gösterdiği bilinmektedir. Partikül takviyeli metal matrisli kompozit üretiminde toz metalürjisi tekniğinin tercih edilmesinin nedenleri şu şekilde sıralanabilir; (Nazik, 2013).

- Toz metalürjisi yönteminde ikincil faz matris içerisinde homojen olacak şekilde dağılır (Nazik, 2013).
- Malzemenin üretim hızı oldukça yüksektir, malzeme kaybı ise düşüktür.
- Özellikle otomotiv sektöründe kullanılan emisyon algılayıcıları, yataklar, bujiler, konvertörler gibi karmaşık şekilli, sıra dışı ve işlevli parçalar kolayca elde edilir.
- Yoğunluk değerlerinin yüksek olduğu parçalar üretilebilir.
- Yüzey şekillerinin düzgün olduğu yakın tolerans değerlerine sahip malzeme üretimi yapılabilir.
- Yüksek ergime sıcaklık değerlerine sahip metal üretiminin yapılması mümkündür.
- Düşük sıcaklık değerlerinde yapılan kompozit üretiminde ana faz ile takviye fazı arasında gerçekleşen etkileşim en aza indirgenmiş olur. Bu sayede gerçekleşmesi istenmeyen ara yüzey reaksiyonları da azaltılmış olur (Nazik, 2013).
- Belli derecelere kadar gözeneklilik ve geçirgenlik sağlanabilir.
- Takviye hacim oranının yüksek olması yüksek elastisite modülü ve düşük termal genleşme katsayılı kompozit malzeme üretimine olanak sağlar (Nazik, 2013).
- Maliyet açısından uygun bir üretim tekniğidir.
- Yüksek performansa sahip alaşım üretimi yapılabilir.
Bu üretim tekniğinin avantajlarının yanında bazı problem ve dezavantajları da bulunmaktadır;
- Bu yöntemle üretilen parçaların darbe dayanımı düşük olabilir.
- Tozların harmanlandığı aşamada, kısa fiberli takviyeli elemanlarının kullanılması kırılmalara sebep olabilir (Nazik, 2013).
- Metal tozlarının üretiminde zorluk yaşanabilir.
- Büyük boyutlara sahip parça üretiminde yüksek basınç ihtiyacı duyulması maliyeti de artırır.
- Parçaya şekil vermek için ekstrüzyon, haddeleme ve dövme işlemleri gibi ekstra işlemler gerekebilir.
- Toz üretiminde yabancı maddelerden uzak, malzemeye etki etmeyecek ortamda temizlik yapılmalıdır. Aksi takdirde herhangi bir atık madde malzeme içerisine nüfuz ederek malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkiler (Nazik, 2013).
- Parçacıklar topaklanabilir.
- Parçacıklar arasında sürtünme meydana gelebilir.
- Ortam kirliliğine sebep olur.

1.3.4. Mekanik alaşımlama

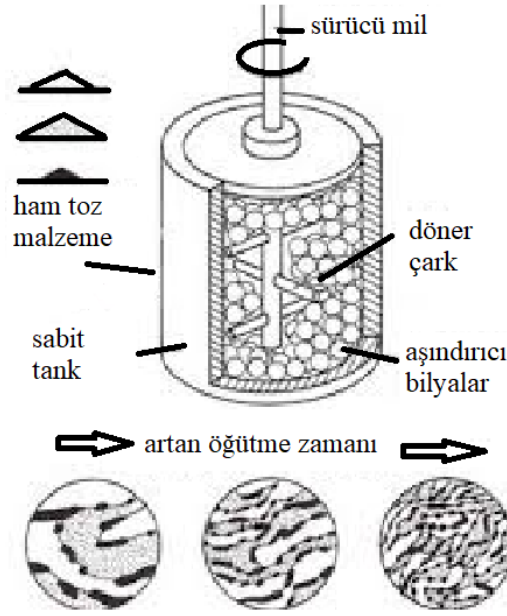
Mekaniksel alaşımlama veya mekaniksel öğütme olarak adlandırılan katı hal üretim ve sentezleme yöntemi, yüksek enerjiye sahip bilyeler ile partikül tozlarının tekrarlı soğuk kaynaklanma, kırılma ve tekrar kaynaklanma işlemlerinden oluşur. Bu yöntem ile ince yapılı tozlar elde edilerek metal matrisli kompozit üretimi yapılır (Özyürek, 2002; Suryanarayana, 2001). Uygun malzeme seçimin ardından gelen bu aşama saf metaller, intermetalikler ve ön alaşımlı toz harmanlama işlemidir (Söyler, 2008; Suryanarayana, 2001). Geleneksel yöntemlerle alaşımlanamayacak malzemelerin üretilmesi veya yeni alaşım sentezine olanak sağlamasından dolayı oldukça önemli yere sahip bir üretim yöntemidir (Göde, 2011). Maden öğütülmesinde sıkça kullanılan bu yöntem aynı zamanda çapı 70 µm altına inecek kadar quartz'ın öğütülmesi, pudra üretimi için Talk'ın öğütülmesi ve Fe madeninin öğütülmesi sonucu Pelet üretiminin yapılmasına kadar birçok endüstriyel uygulamada kullanılmaktadır. Yaklaşık 30 yıl kadar, bilyeli öğütme tekniği madenlerin kaplamasında ve toz metalürjisi biliminde standart bir yöntem olarak gelişim göstermiştir. Bundan dolayı mekaniksel alaşımlama tekniği malzeme biliminde ve metalürji çalışmalarında yaygınlaşarak kullanılmaya devam etmektedir (Benjamin, 1970; Campbell ve ark.).

Malzeme bilimi ile ilgilenen bilim insanlarının temel hedefi malzeme özelliklerini ve performansını arttırmaktır. Malzeme ihtiyacının sürekli olarak artış göstermesi, malzeme tasarım ve gelişimini beraberinde getirmektedir (Suryanarayana, 2001). John Benjamin ve meslektaş Paul D. 1966 yılında gaz türbini uygulamaları için kullanılacak nikel bazlı süper alaşım elde etmek amacıyla Uluslararası Nikel Şirketi'nin (INCO) Merica Araştırma Laboratuvarı'nda bu prosesi geliştirmişlerdir (Söyler, 2008; Suryanarayana, 2001). Mekanik alaşımlama tarihinde meydana gelen en önemli gelişmeler aşağıdaki gibi sıralanmıştır (Suryanarayana ve ark., 2001):

- 1966 yılında Ni bazlı süper alaşımlar gelişmi
- 1981 yılında intermetaliklerin amorfizasyonu
- 1982 yılında düzenli bileşik grubunda düzen bozulmasının meydana gelmesi
- 1983 yılında elementel haldeki toz karışımlarının amorfizasyonu
- 1987 ve 1988 yıllarında nanokristal fazların sentezlenmeye başlanması
- 1989 yılında yer değiştirme tepkimelerinin oluşmaya başlaması
- 1989 yılında quazi kristal yapıdaki fazların sentezlenmeye başlanması

- 1992 yılında Volfram esaslı alaşım gruplarının üretilmeye başlanması.

Mekanik alaşımlama sisteminde kullanılan bilyeler atritor etkisi göstererek elementel haldeki tozun karışmasını sağlar. Şekil 1.21’ de karıştırıcının gösterimi verilmiştir. Hemen altındaki resimde ise alaşımlama esnasında meydana gelen homojenizasyonu göstermektedir. Şekilden de anlaşılacağı gibi başlangıç tozları lamine duruma gelerek katkı fazı ana matriste homojen olarak dağılmıştır.



Şekil 1.21. Karıştırıcının gösterimi (German, 1994)

2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

Loh ve ark. (2001), paslanmaz çelik ve TiC tozlarından üretmiş oldukları metal matrisli kompozitlerde sinterleme parametrelerinin mikrosertlik ve yoğunluk üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. TiC ilavesinin kompozitin mikrosertliğini ve yoğunluğunu iyileştirdiği sonucuna ulaşılmıştır. Ayrıca sinterleme sıcaklığının ve ısıtma oranının arttırılması da sertlik ve yoğunluk üzerinde olumlu etki oluşturmuştur. Numunenin 10 ° C/dak. Isıtma hızında 1350 °C sinterleme sıcaklığında 60 dakika tutulmasıyla maksimum yoğunluk değeri elde edilmiştir.

Zebarjad ve Sajjadi (2006), mekanik alaşımlama tekniğini kullanarak Al-Al₂O₃ kompozit malzemesinin üretimi ve mikro yapı incelemesi için bir dizi deneysel çalışma yapmışlardır. 20, 30, 75, 150, 270, 330, 450, 600 ve 900 dak. Öğütme işlemine tabi tutulan alüminyum ve alümina tozları mekanik alaşımlama işleminden sonra preslenmiş ve İnert gaz kontrolü altında 585-600 °C sıcaklıkta 0.5h sinterlenmişlerdir. Taramalı elektron mikroskobunda yapılan mikroyapı incelemelerinde, artan öğütme süresinin ince alümina tozlarının oluşmasına ve alüminyum içinde tekdüze dağılmasına neden olmuştur. Tozların farklı zamanlarda atomik analizi sonuçlarında, öğütme işleminin başlangıcında tozların demiri emme eğiliminde olduğunu ve kararlı durum koşulları hakim olana kadar hassaslıklarının kademeli olarak azaldığını göstermektedir. Ayrıca kızıl ötesi spektroskopisinin sonucunda, alümina dışında herhangi bir bileşiğin varlığına rastlanmamıştır.

Wlodarczyk-Fligier ve ark. (2008), Al₂O₃ ile güçlendirilmiş Al metal matrisli kompozit imalatını gerçekleştirmek amacıyla biz dizi çalışma yapmışlardır. Bu çalışmalarda toz metalürjisi ve basınçlı infiltrasyon yöntemleri kullanılarak iki farklı üretim yöntemi ile kompozit malzemeler üretilmiş ve üretilen kompozit malzemeler karşılaştırılmıştır. Bu çalışmalar sonucunda, her iki yöntemde seramik partikül takviyeli metal matrisli kompozit üretimi için ideal olduğunu belirtmişlerdir. Toz metalürjisi yönteminde son şekle yakın küçük yapılı malzemeler üretilirken, basınçlı infiltrasyon yönteminde düzgün yüzeyli kompozitler üretilmiştir.

Rezayat ve ark. (2012), yapmış oldukları çalışmada partikül takviyeli metal matrisli kompozitleri üretmek için geliştirilen ve yeni bir üretim yöntemi olan birikimli rulo bağlama (ARB) yöntemini kullanmışlardır. Takviye elemanı olarak Al₂O₃ kullanılıp, takviye elemanının mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır. Yapılan araştırmalar sonucu takviye oranının artmasının parçacıklar arası mesafe üzerinde olumsuz etkiler ve kusurlar

oluşturduğu, kompozit için optimum mukavemetin hacimce %2 alümina ile elde edildiği sonucuna ulaşılmıştır.

Canakci ve Varol (2014), toz metalürjisi tekniği ve sıcak presleme kullanarak üretmiş oldukları AA7075 / Al – SiC kompozitlerinin mikro yapısına SiC partikülleri ve Al tozu miktarlarının etkilerini araştırmışlardır. Yapılan çalışmalar neticesinde, kompozitteki Al tozlarının homojen olmayan ve rastgele dağılımı tespit edilmiş, ayrıca SiC miktarının artması ile SiC aglomerasyon bölgelerinin de arttığı belirtilmiştir. AA7075–Al– SiC kompozitlerinin yoğunluk değerlerinin artan SiC ilavesi ile azaldığı görülmüştür. Buna göre en yüksek yoğunluk değeri ağırlıkça %90 AA7075 ve ağırlıkça %10 Al toz karışımı içeren numunelerde 2.73 g/cm^3 olarak bulunmuştur.

Umasankar ve ark. (2014), Toz işleme ile SiC partikül takviyeli AA6061 alüminyum alaşımlı matris kompozitin işleme parametrelerinin mekanik özellikler üzerindeki etkisinin deneysel değerlendirmesini yapmışlardır. Buna göre sıkıştırma basıncı ve takviye yüzdesinin mikrosertlik ve yoğunluk üzerine sinterleme sıcaklığından daha yüksek etkiye sahip olduğu görülmüştür. Ayrıca % 10'a kadar takviye, kompozitte oldukça homojen dağılıma sahip bir mikro yapı sergilerken, daha yüksek dereceli takviye ile takviye aglomerasyonunun gözlemlendiği belirtilmiştir.

Bodukuri ve ark. (2016), toz metalürjisi tekniği ile Al - SiC - B₄C metal matrisli kompozit malzemeyi üretmiş ve mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla bir takım çalışmalar yapmışlardır. %90 Al %8 SiC %2 B₄C, %90 Al %5 SiC %5 B₄C ve %90 Al %3 SiC %7 B₄C gibi üç farklı bileşim kombinasyonu kullanan araştırmacılar, B₄C yüzdesindeki artış ile birlikte metal matris kompozit malzemenin sertliğinin de önemli ölçüde arttığını belirtmişlerdir.

Çelik ve Seçilmiş (2017), Al metal matrisli kompozitlerde B₄C takviye elemanını kullanarak toz metalürjisi yöntemi ile üretilen kompozitlerin aşınma davranışlarını incelemişlerdir. %4, %8, %12 ve %16 takviye oranlarında güçlendirilerek hazırlanan numuneler 350 MPa basınç altında preslenip, 580 °C sıcaklıkta 90 dakika boyunca sinterlenmişlerdir. Sabit hız, farklı yük ve kayma mesafelerinde test edilen numunelerin ayrıca optik mikroskop, SEM ve EDS analizleri yapılmıştır. Takviye oranının artmasına bağlı olarak sertliğin arttığı, aşınma kaybının azaldığı sonuçlarına ulaşılmıştır. Takviye partiküllerinin matris içerisinde homojen dağılması, atmosferik ortamda yapılmış olan sinterleme işlemlerinde sonra numunelerin dış yüzeylerinde oksitlenmelerin oluşması ve

bu sinterleme işlemi sırasında numunelerin atmosferik ortamdan korunması gerektiği ulaşılan sonuçlar arasındadır.

Çelik ve ark. (2018), toz metalürjisi yöntemini kullanarak üretmiş oldukları Al matrisli kompozit malzemelerde presleme basıncının ve B₄C oranının sertlik ve aşınma davranışı üzerine etkisini araştırmışlardır. 400 MPa ve 500 MPa basınçlarda, takviyesiz, %4, %8 ve %12 takviyeli kompozit malzemelerin analizleri sonucunda basınç değerinin ve takviye oranının artması ile sertlik değerlerinin arttığı ve aşınma kayıplarının azaldığını tespit etmişlerdir. Ayrıca kayma mesafesi ve uygulanan yükün artması ile aşınma miktarının arttığını belirtmişlerdir.

Danappa ve Swamy (2019), Grafen ve nano TiO₂ partikülleri ile güçlendirilmiş Al7075 metal matris kompozitinin aşınma davranışı üzerine yapmış oldukları çalışmada, yük, hız ve mesafe parametrelerine bağlı olarak aşınma hızı ve sertliği incelenmiştir. Bu parametreler içerisinde yükün en çok etkileyen faktör olduğu ve bu parametreyi hızın takip ettiği bulunmuştur. Yük artışına bağlı olarak aşınma oranı artmıştır, kayma hızı ve kayma mesafesi arttıkça aşınma oranı azalmıştır. Sertlik değeri ağırlıkça % 1.5 TiO₂'de minimum 334 HV ve TiO₂ parçacıklarının ağırlıkça % 7.5'inde 358 HV ile maksimumdur.

Irhayyim ve ark. (2019), Nano-TiO₂ parçacıklı Al – CNT matris kompozitinin mekanik performans, mikroyapısal ve aşınma özelliklerini incelemişlerdir. Toz metalürjisi yöntemi kullanılarak üretilen kompozitler, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve XRD ile analiz edilmiştir. Bu incelemeler sonucunda, güçlendirilmiş kompozitte düzgün ve homojen bir dağılımın olduğu sonucunda ulaşılmıştır. Bir miktar aglomerasyonların olmasına rağmen hiçbir intermetalik faza rastlanmamıştır. Çalışma ayrıca, TiO₂ nanopartikül içeriği artırıldığında mikro sertlik, çapsal basınç dayanımı ve aşınma direncinin önemli ölçüde arttığını ortaya koymuştur. Aşınma direncinin uygulanan yüklerle negatif ilişkili olduğu bulunan sonuçlar arasındadır.

Torabi ve Arghavanian (2019), toz metalürjisi yöntemini kullanarak üretmiş oldukları Cu₆₀Sn/SiC kompozit malzemesinin mikrosertlik ve korozyon direncini incelemişlerdir. Çeşitli oranlarda Cu₆₀Sn ve SiC tozları karıştırılarak hazırlanan kompozitlerin parçacık dağılımının ve ara yüzeylerin incelenmesi için optik mikroskop, SEM ve EDX çalışmaları yapılmıştır. Bu çalışmalar sonucunda, karbür partikül ilavesinin mikrosertliği ve korozyon direncini arttırdığı ve ağırlıkça % 10 SiC içeren kompozitin ağırlıkça % 3,5 NaCl çözeltisinde en yüksek mikro sertliğe ve korozyon direncine sahip

olduğunu ortaya konulmuştur. Ağırlıkça % 10'un üzerinde SiC partiküllerinin dahil edilmesi, bu partiküllerin topaklaşması ve numunelerin eksik sinterlenmesi nedeniyle mikro sertliği ve korozyon direncini düşürdüğü analiz edilmiştir.

Tosun ve Kurt (2019), mikro boyutlu SiC, Al_2O_3 partikülleri ile güçlendirilmiş Al-Mg metal matrisli kompozit malzemeler toz metalurjisi yöntemini kullanarak üretmişlerdir. Al-Mg matrisine %15-%30 oranlarında SiC ve Al_2O_3 partikülleri ilave edilerek oluşturulan kompozit malzemeler 24 saat boyunca karıştırılmıştır. Preslenen numuneler 30, 60, 90 dakika ve 300, 400, 500 °C sinterleme parametrelerinde mikrosertlik, gözeneklilik ve mikroyapı analizleri yapılmıştır. Tüm test koşulları için en yüksek gözeneklilik oranı, 90 dakika boyunca 300 MPa ve 400 °C' de üretilen % 15 SiC ile güçlendirilmiş Al-Mg kompozitinde % 17 olarak ölçülmüştür. En düşük porozite oranı, 600 MPa ve 500 °C' de 90 dakika süreyle üretilen % 15 SiC takviyeli Al-Mg kompozitinde % 5,4 olarak ölçülmüştür. Mikroyapı çalışmalarında ise genel olarak homojen bir yapı elde edilmiştir.

Çelik ve ark. (2020), yapmış oldukları çalışmada ağırlıkça % 15 SiC takviyeli $AlSi7Mg2$ metal matrisli kompozitleri sıkıştırırmalı döküm tekniği kullanarak üretmişlerdir. Çeşitli yük, kayma hızı ve kayma mesafesi parametrelerinde aşınma davranışları analiz edilmiş ve aşınma yüzeyleri taramalı elektron mikroskobunda incelenmiştir. Analizler sonucunda yaşlandırma işlemine tabi tutulan kompozitlerde hem sertlik değerlerinin hem de aşınma direncinin daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca uygulanan yükteki artışın ağırlık kaybına neden olduğu, kayma mesafesindeki artışın hem sürtünme kaybını hem de ağırlık kaybını arttırdığı, kayma hızındaki artışın ise sürtünme katsayısına yol açtığı ancak daha az ağırlık kaybı sağladığı belirlenmiştir. SEM görüntüleri incelendiğinde, deformasyon ve tribo-yüzey oluşumunun ağırlık kayıpları üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu tespit edilmiştir.

Naik ve ark. (2020), TiO_2 takviyeli ZA22 metal matrisli kompozit malzemenin mikro yapısı ve mekanik özellikleri üzerinde çeşitli çalışmalar yapmışlardır. Karıştırırmalı döküm yöntemi ile %0 ile %6 arasında değişen TiO_2 ilavesiyle Zn-22Al-2.5Cu numuneleri elde edilmiştir. TiO_2 ilavesinin Zn-22Al-2.5Cu alaşımları üzerindeki etkisi mikroyapısal çalışma, çekme testi, sertlik testi ve aşınma özellikleri ile araştırılmıştır. Bu araştırmalar sonucunda, % 6 TiO_2 ilaveli kompozit, dendritik bir yapı ortaya çıkarmış ve diğer üç bileşime göre üstün mekanik özellikler ve kayma aşınma davranışı sergilemiştir.

Okumuş ve Bülbul (2020), farklı oranlarda SiC kullanarak takviyelendirdikleri Al4.5Cu alaşımı ile kompozit malzemeler üretmiş ve katkı miktarının ve öğütme süresinin kompozit malzemenin termal ve yapısal özellikleri üzerine olan etkisini incelemişlerdir. XRD ve SEM sonuçları öğütme süresi arttıkça tane boyutunda küçülme ve daha homojen bir yapı oluştuğunu, DTA sonuçları ise sürekli ısıtma esnasında 550-650 °C sıcaklık aralığında faz dönüşümünü işaret eden bir dizi endotermik pik gözlemlendiğini, ayrıca yüzey sertliğinin katkı miktarı ve öğütme süresi arttıkça arttığını belirtmişlerdir.

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Malzemeler

Yapılan çalışma, mekaniksel alaşımlama yöntemi ile Al-Ni/TiO₂ ve Al-Ni/GO kompozit malzemelerinin üretimi ve bu kompozit malzemelerin mikro ve makro özelliklerinin incelenmesi olmak üzere iki ana kısımdan oluşur. Deneyde ana faz olarak Al ($\rho=2.7\text{g/cm}^3$) ve Ni ($\rho=8.9\text{g/cm}^3$) alaşımı kullanılmıştır. Takviye elamanı olarak ise TiO₂ ($\rho=4.23\text{g/cm}^3$) ve GO ($\rho=1.8\text{ g/cm}^3$) tercih edilmiştir. Bu tozların tane boyutu yaklaşık 40-50 μm aralığındadır. %99.5 saflık oranına sahip olan bu tozlar önceden belirlenmiş olan oranlarda hassas terazide (Şekil 3.1) tartıldı. Üretilen kompozitte miktarca en çok Al tozu kullanıldı. Ana faz ve takviye fazı olarak kullanılan tozlar boyutsal olarak kompozit tozuna olumsuz etkide bulunmayacağı için herhangi bir ön işleme tabi tutulmadı.



Şekil 3.1. Tartma işlemlerinde kullanılan hassas terazi

3.2. Kompozitin Üretilmesi

Yapılan çalışmada Al-Ni/TiO₂ ve Al-Ni/GO olmak üzere iki çeşit kompozit malzeme üretimi gerçekleştirildi. Bu kompozitlerin üretimi için en ideal üretim yöntemi olan mekaniksel alaşımlama tekniği kullanıldı. İlk olarak 90g Al ve 10g Ni tozları yaklaşık olarak 1 saat kadar alaşımlandı. Oluşturulan alaşıma %5 oranında TiO₂ takviye elemanı ilave edilerek 5h, 10h, 15h ve 20h olacak şekilde mekanik alaşımlama tekniği

uygulandı. Daha sonra Al-10Ni alaşımı farklı bir takviye çeşidi olan GO ile %0.5 ve %1 oranlarında katkılandırılarak 10h, 20h, 30h, 40h ve 50h süreyle mekanik alaşımlandı. Bu çalışmada temel amaç; geniş literatür çalışmalarının sonucunda en uygun üretim tekniği olan Mekaniksel Öğütme (Mechanical Alloying) yöntemi ile metal matrisli kompozit malzeme üretmek ve üretilen bu kompozit malzemeleri incelemektir. Üretim parametreleri Tablo 3.1’de verilmiştir.

Tablo 3.1. Üretilen numuneler ve uygulanan deney parametreleri

Numune No	Alaşımlama Süresi (saat)	Takviye Oranı (% ağı.)	Presleme Basıncı (MPa)	Sinter Sıcaklığı (°C)	Sinter Süresi (Saat)
Al-Ni/TiO ₂	20 dak	% 5	250	300, 400, 500, 600	1,5
Al-Ni/TiO ₂	5	% 5	250	300, 400, 500, 600	1,5
Al-Ni/TiO ₂	10	% 5	250	300, 400, 500, 600	1,5
Al-Ni/TiO ₂	15	% 5	250	300, 400, 500, 600	1,5
Al-Ni/TiO ₂	20	% 5	250	300, 400, 500, 600	1,5
Al-Ni/GO	20 dk	0	300	400, 500, 600	1,5
Al-Ni/GO	10	% 1	300	400, 500, 600	1,5
Al-Ni/GO	20	% 1	300	500, 600	1,5
Al-Ni/GO	30	% 1	300	500, 600	1,5
Al-Ni/GO	40	% 1	300	500	1,5
Al-Ni/GO	10	% 0,5	300	400, 500, 600	1,5
Al-Ni/GO	20	% 0,5	300	400, 500, 600	1,5
Al-Ni/GO	30	% 0,5	300	500, 600	1,5
Al-Ni/GO	50	% 0,5	300	500, 600	1,5

3.3. Mekaniksel öğütme işlemi

Tez süresince inceleme yapılacak olan toz Al-Ni/TiO₂ ve Al-Ni/GO kompozitleri, Batman Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü, İmalat Laboratuvarı’ndaki XQM-2 marka yüksek enerjili bilyeli değirmende mekaniksel öğütme tekniği kullanılarak üretildi. Kullanılan cihazın iç ve dış kısımları Şekil 3.2’ de verilmiştir.



Şekil 3.2. Mekanik alaşımlama cihazı



Şekil 3.3. Bilye ve havan

Ortam olarak çelik bilye ve paslanmaz çelik kabın kullanıldığı çalışmada Al-Ni/TiO₂ ve Al-Ni/GO kompozit malzemeleri ile ilgili geniş literatür araştırmaları sonucu bilye – toz oranı 10:1 olarak belirlenmiş olup, öğütme süresince bu sabit parametre kullanılmıştır. Şekil 3.3'te kompozit üretimi sırasında kullanılan bilye ve havan görülmektedir. 20 dk çalışma ve 20 dk dinlenme şeklinde alaşımlama yapan cihazda 350 devir/dakika dönüş hızı ile TiO₂ katkılı kompozitte 5h, 10h, 15h ve 20h öğütme işlemi yapılırken, GO katkılı kompozitte 20 dk, 10h, 20h, 30h, 40h ve 50h öğütme işlemi yapıldı.

3.4. Presleme İşlemi

Mekaniksel alaşımlama işlemi uygulanarak üretilen toz halindeki numuneler, parça üretiminde malzemede meydana gelen gözenekleri en aza indirmek için sıkıştırma ve kompaktlama adı verilen presleme işlemine tabi tutulmuştur. Presleme işleminde presleme basıncı Al₁₀Ni/TiO₂ ve Al₁₀Ni/GO kompozitleri için sırasıyla 250 ve 300 MPa olarak belirlenmiştir. Bu işlem için Batman Üniversitesi, Mühendislik

Fakültesi, Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde İmalat Laboratuvarı'nda bulunan ve presleme işlemlerinde kullanılan cihaz kullanılmıştır. Presleme işleminde kullanılan cihaz, kalıp ve işlem ardından oluşan numune Şekil 3.4'te verilmiştir.



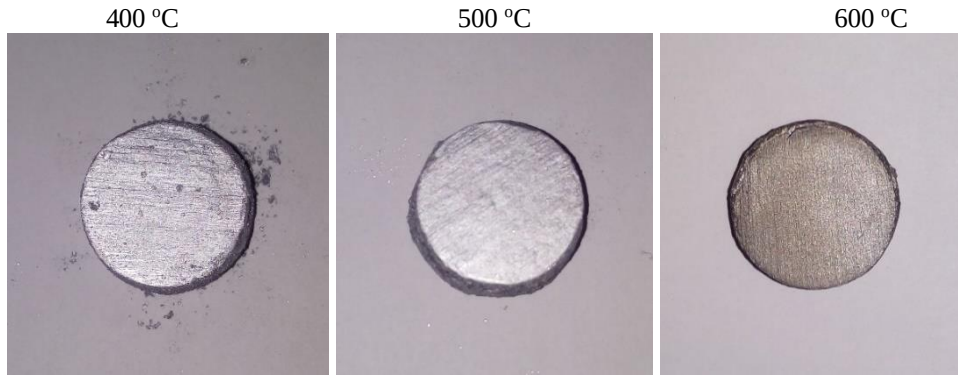
Şekil 3.4. Kalıp, Cihaz ve Presleme sonrası numune görüntüsü

3.5. Sinterleme İşlemi

Mekaniksel alaşımlama yöntemi kullanılarak üretilen kompozit malzemelerin mikroyapı özelliklerinin sıcaklık etkisiyle değişimini belirlemek için numunelere 300 °C, 400 °C, 500 °C ve 600 °C sıcaklıklarda sinterleme işlemi uygulanmıştır. Sinterleme işlemi için Batman Üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde bulunan 30 °C – 3000 °C sıcaklıklar arasında kullanılabilen Nabertherm marka fırın kullanılmıştır. Bu fırın istenilen sıcaklıkta sabitlenebilme özelliğine sahiptir. Aşağıda fırının iç ve dış kısımları (Şekil 3.5) ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen bazı numunelere ait fotoğraflar (Şekil 3.6) verilmiştir.



Şekil 3.5. Sinterleme fırınının iç ve dış görüntüsü



Şekil 3.6. Farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş numuneler

3.6. Numunelerin parlatılması

Numune parlatmaları Şekil 3.7’de görülen cihaz kullanılarak yapılmıştır. Sırasıyla 240, 400, 800 ve 1500 mesh zımparalar kullanılarak sinterlenmiş olan ingot numunelere uygulandı. Numunelerin parlatılması sırasında yüksek sıcaklıktan kaçınmak amacıyla su ile soğutma işlemi gerçekleştirildi. Daha sonra ince parlatma aşaması için çuha kullanıldı. İnce parlatma esnasında sıcaklığın numunelere zarar vermesini engellemek ve numune yüzeylerini temizlemek amacıyla hafif alkol içeren kolonya kullanarak parlatma işlemi tamamlanmış oldu.



Şekil 3.7. Parlatma ve zımparalama cihazı

3.7. Numunelerin dağlanması

Parlatılma işleminin ardından numunelerin optik mikroskop, mikrosertlik ve SEM çalışmalarında net görüntü oluşumu için yüzeylerin dağlama işlemine tabi tutulması gerekir. Numuneler kloroform (CHCl_3) çözeltisi içerisinde daldırılarak belirli bir süre çözelti içinde tutuldu. Daha sonra çözelti içerisinde alınan numuneler atık madde bulaşmayacak şekilde dikkatle kurutuldu ve son olarak paketlenildi.

3.8. Optik Mikroskop İle Karakterizasyon

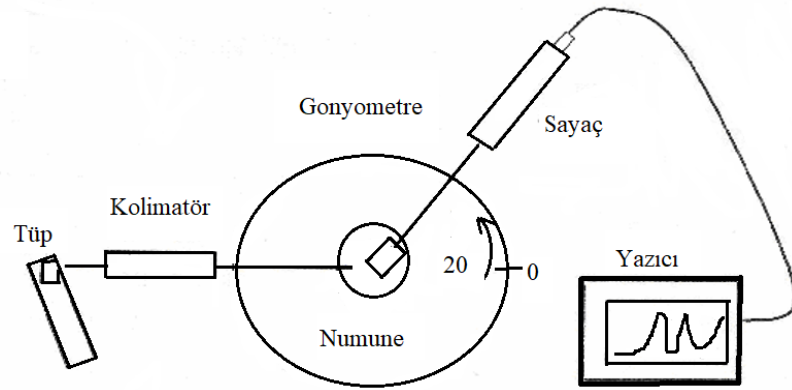
Numuneler zımparalama ve parlatma işlemlerinin ardından tane sınırlarının belirginleştirmek amacıyla dağlanıp, mikroyapı görüntüleri almak için hazır hale getirilmiştir. Hazır hale gelen numunelerin mikroyapı görüntülerinin CCD kamera ile alındığı Leica markalı optik mikroskop Şekil 3.8’de görülmektedir.



Şekil 3.8. Optik Mikroskop

3.9. XRD Analizleri

Tek kristal yapı uygulamalarında Bragg yöntemi olarak bilinen X-ışını kırınımı metodu toz ya da kristal yapıların analizleri için kullanılmaktadır. Şekil 3.9’da görüldüğü gibi bu yöntemde dönme kabiliyetine sahip bir tabla üzerine dikkatli bir şekilde yerleştirilen numunenin üstüne Ni filtre aracılığıyla monokromatik bir X- ışını yollanır. Kristal düzlemi üzerinden yansıyan ışınlar detektör ya da sayaç adı verilen düzenek tarafından kaydedilir. Sayacın yansıyan ışınları eksiksiz bir şekilde kaydedebilmesi için dönme yetisine sahip olan tablanın dönüş hızının iki katlı olması gerekir (Cullity, 1967; Sümer, 1996).



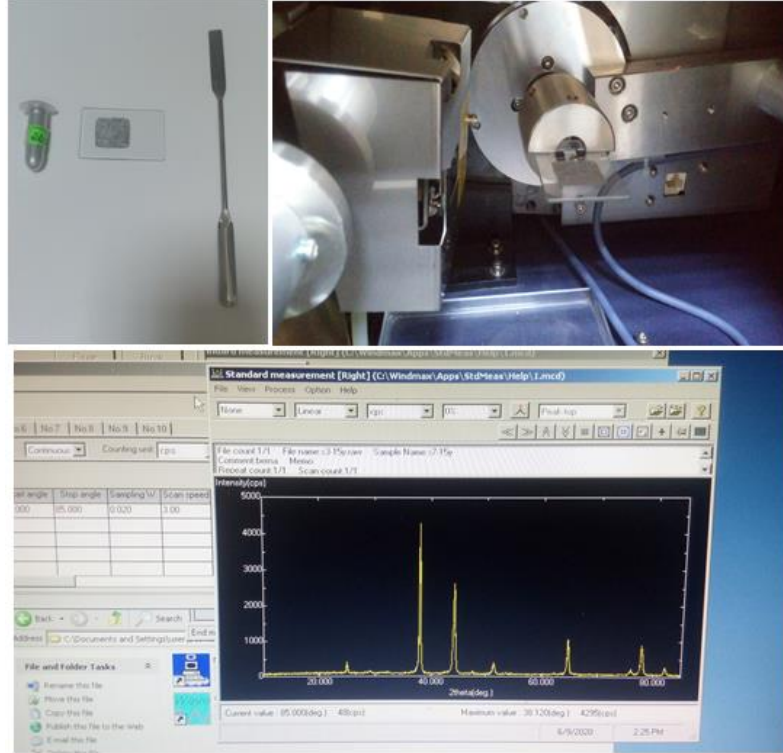
Şekil 3.9. X-ışını difraktometresi (Okumuş, 2006)

Mekaniksel alaşımlama yöntemi toz halinde üretilen Al₁₀Ni/TiO₂ ve Al₁₀Ni/GO kompozitlerin intermetalik faz analizi için XRD çalışmaları, Cu-K α radyasyonu ($\lambda=0,154056$ nm) kullanan Rigaku marka MiniFlex II model XRD cihazı ile 30 mA akım ve 40kV gerilimi altında $2\theta = 10-90^\circ$ açı aralığında, $0,02^\circ$ adımda ve $0,5 (2\theta/s)$ hızında ölçümler alınarak yapılmıştır. Analizlerin yapıldığı XRD cihazı ile ilgili görseller Şekil 3.10’da verilmiştir.



Şekil 3.10. XRD cihazı ve kısımları

Şekil 3.11’de ise deney numunelerinin hazırlanma aşaması, cihaza yerleştirilmesi ve elde edilen sonucun ekrana yansması verilmiştir.



Şekil 3.11. Deney numunesinin hazırlanması, cihaza yerleştirilmesi ve sonucun ekrana yansması

3.10. DTA ile Karakterizasyon

Mekaniksel alaşımlama yöntemi ile üretilen $Al_{10}Ni/TiO_2$ ve $Al_{10}Ni/GO$ kompozit numunelerinin termal özellik analizleri SII 6300 EXSTAR Diferansiyel Termal Analiz (DTA) ile gerçekleştirildi.

Faz dönüşümleri, kristallenme veya kimyasal reaksiyon sonucu ortaya çıkan enerji değişimlerinin belirlenmesinde yaygın olarak kullanılan bu analiz yönteminde numuneler yaklaşık olarak 15-25 mg ağırlığında alınıp bakır pan içine DTA ölçümlerini yapmak için konuldu. Numunelerin ısıtılması esnasında, numuneler ve inert bir referans malzeme arasında meydana gelen sıcaklık farklarını, yani numunenin ısı içeriğindeki değişiklikleri ölçmek amacıyla kullanılan DTA analizleri, 20 °C/dakika ısıtma hızında ve 50 – 950 °C arasında sürekli olarak devam eden azot atmosferi altında incelendi.

3.11. Yoğunluk Analizleri

Üretilen numunelerin deneysel ve teorik yoğunluklarının belirlenmesi için çeşitli ölçümler ve hesaplamalar yapıldı. Deneysel yoğunluk hesabı için her bir numune 0,001 g hassasiyetli Radwag marka hassas terazi ile belirlendi. Çaplarının ve yüksekliklerinin

belirlenmesi için kumpas kullanıldı. Al-Ni/TiO₂ ve Al-Ni/GO kompozit numunelerine ait bazı kütle, çap ve yükseklik ölçümleri Şekil 3.12 ve 3.13'te verilmiştir.



Şekil 3.12. Al-Ni/TiO₂ numunesine ait kütle, çap ve yükseklik ölçümleri



Şekil 3.13. Al-Ni/GO numunesine ait kütle, çap ve yükseklik ölçümleri

Sinterlenmiş numunelerin deneysel yoğunluk ölçümleri basit bir yoğunluk ölçme yöntemi olan kütle-hacim prensibine dayalı olarak hesaplandı (3.1). Buna göre silindir şeklinde olan numunelerin çaplarının ve yüksekliklerinin ölçümünden sonra silindir hacim hesabı yapıldı (3.2). Daha sonra silindirik numunelerin ağırlıkları hassas terazi yardımı ile ölçüldü ve buradan deneysel yoğunluk değerlerine ulaşıldı. Kompozitlerin üretiminde kullanılan element ve bileşiklerin yoğunluk değerleri Tablo 3.2’de verilmiştir.

$$\rho_{deneysel} = \frac{m}{V} \quad (3.1)$$

Burada;

$\rho_{deneysel}$ = Deneysel yoğunluk değeri (g/cm³)

m = silindirik numunenin kütlesi (g)

V = silindirik numunenin hacmi (cm³)

$$V = \pi r^2 h \quad (3.2)$$

Burada;

r = silindirik numunenin yarıçapı

h = silindirik numunenin yüksekliği

Tablo 3.2. Kompozit üretiminde kullanılan element ve bileşiklerin yoğunluk değerleri

Element ve Bileşikler	Yoğunluk (g/cm ³)
Alüminyum (Al)	2,7 g/cm ³
Nikel (Ni)	8,9 g/cm ³
Titanyum di oksit (TiO ₂)	4,23 g/cm ³
Grafen oksit (GO)	1,8 g/cm ³

Preslenen Al₁₀Ni/TiO₂ ve Al₁₀Ni/GO kompozit numunelerinin teorik yoğunluk hesaplamaları ise Denklem (3.1) kullanılarak yapılmıştır. Bu denklemi düzenlersek

$$\rho_{teorik} = \frac{m}{V} \quad (3.3)$$

$$\rho_{teorik} = \frac{(m_{Al} + m_{Ni} + m_{TiO_2})}{(m_{Al}/\rho_{Al}) + (m_{Ni}/\rho_{Ni}) + (m_{TiO_2}/\rho_{TiO_2})} \quad (3.4)$$

şeklinde olur.

Tozların preslenme mekanizması genel olarak tanımlanacak olursa, preslemenin ilk kademesinde toz partikülleri birbiri içinde hareket edip yer değişimine uğrarlar. Bu kademedede tozun yapısı, partikül ebadı ve partiküller arasında meydana gelen sürtünmeler önemli rol oynamaktadır. Tozların preslenmesinde ikinci kademedede ise plastik ve elastik deformasyon düzenekleri etkindir. Bu kademedede partiküller arasında mekanik bağlanma meydana gelmektedir. Presleme işleminin son kademesinde ise toz partiküllerinin kırılması ve plastik deformasyon ile gözeneklilik azalmakta ve toz partikülleri birbiri ile soğuk kaynaklanmaktadır. Mekanik alaşımlama süresinin artması ile tozlarda meydana gelen deformasyon sertleşmesi sonucu parçacıkların preslenmesi zorlaşır. Tüm bu nedenlere bağlı olarak yoğunluk değerlerinde artma veya azalmalar görülür. Ayrıca üretilen kompozitlerin yoğunluk değerlerini etkileyen diğer faktörler ise takviye oranı değişimi ve sinterleme sıcaklığıdır. Tez çalışmamızda sinterleme sıcaklığı ve takviye oranı değiştiği için yoğunluk değerleri de farklılık göstermiştir.

3.12. Aşınma Analizleri

Temas halinde olan yüzeylerden mekanik etkiler sonucu oluşan malzeme kaybı aşınma olarak adlandırılır. Başka bir ifadeyle üretilen malzemelerin diğer malzemeler ile (katı-sıvı-gaz) teması sonucunda mekanik etkenlerle malzeme yüzeyinden küçük parçaların ayrılması neticesinde ortaya çıkan ve yüzey bozulmalarına sebep olan durumdur (Kayalı ve ark., 1997). Aşınma sisteminin en önemli unsurları ana malzeme (aşınan), karşı malzeme (aşındırıcı), ara malzeme, yük ve hareket olmak üzere 5'e ayrılır.

Yapmış olduğumuz deneylerde devir hızı 300 rpm (devir/dakika), iz çapı 2 mm ve kayma mesafesi 250 mm olan 5 N, 10 N ve 15 N'luk yükler kullanılmıştır. Aşınma testi öncesi ve sonrasında yapılan kütle ölçümleri ile yük artışına bağlı kütle kayıp oranları bulunmuştur. Aynı zamanda numuneye etki eden yükler ve numunelerin vermiş olduğu tepki kuvvetleri hesaplanarak sürtünme katsayılarındaki değişimler incelenmiştir.

Yapmış olduğumuz aşınma deneylerinde kullanılan aşınma cihazı Şekil 3.14’te verilmiştir.



Şekil 3.14. Aşınma cihazı

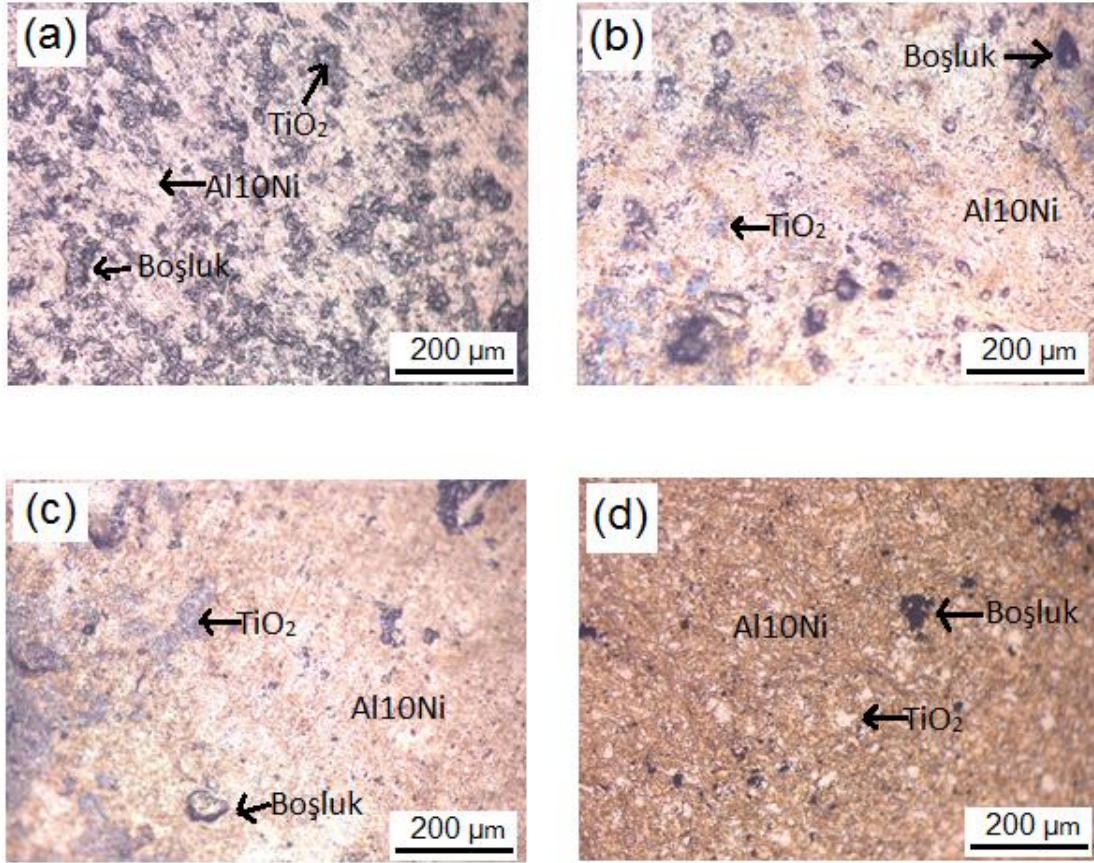
3.13. Sertlik Analizleri

Mekanik özelliklerin karakterizasyonu için yapılan bir diğer çalışma sertlik deneyidir. Sertlik ölçümleri için metalografik olarak hazırlanan numuneler Shimadzu Model mikrosertlik cihazında, 9,807 N yük kullanılarak 15 saniye süresince numunelerin yüzeyindeki mikrosertlik değişimi Vickers (HV) cinsinden ölçülmüştür. Optimum sonuçlar elde etmek için her numune yüzeyinden belirli noktalardan 10 farklı ölçüm alınıp, alınan bu değerlerin aritmetik ortalaması hesaplanarak sertlik değerleri belirlenmiştir. Sertlik izi, ana faz ve takviye fazlarını kapsadığı için ölçülen mikrosertlik değeri, kompozit malzemenin kütleli sertliğini karakterize etmektedir (Mindivan, 2007). Aynı zamanda bir kompozit malzemede sertlik değerleri, ana faz olan matrise ilave edilen takviye elemanlarının türüne, boyutuna, sertliğine, özgül ağırlığına ve oranına bağlı olarak değiştiği rapor edilmiştir (Çelik ve Kılıçkap, 2019).

4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1. Optik Mikroskop Analiz Sonuçları

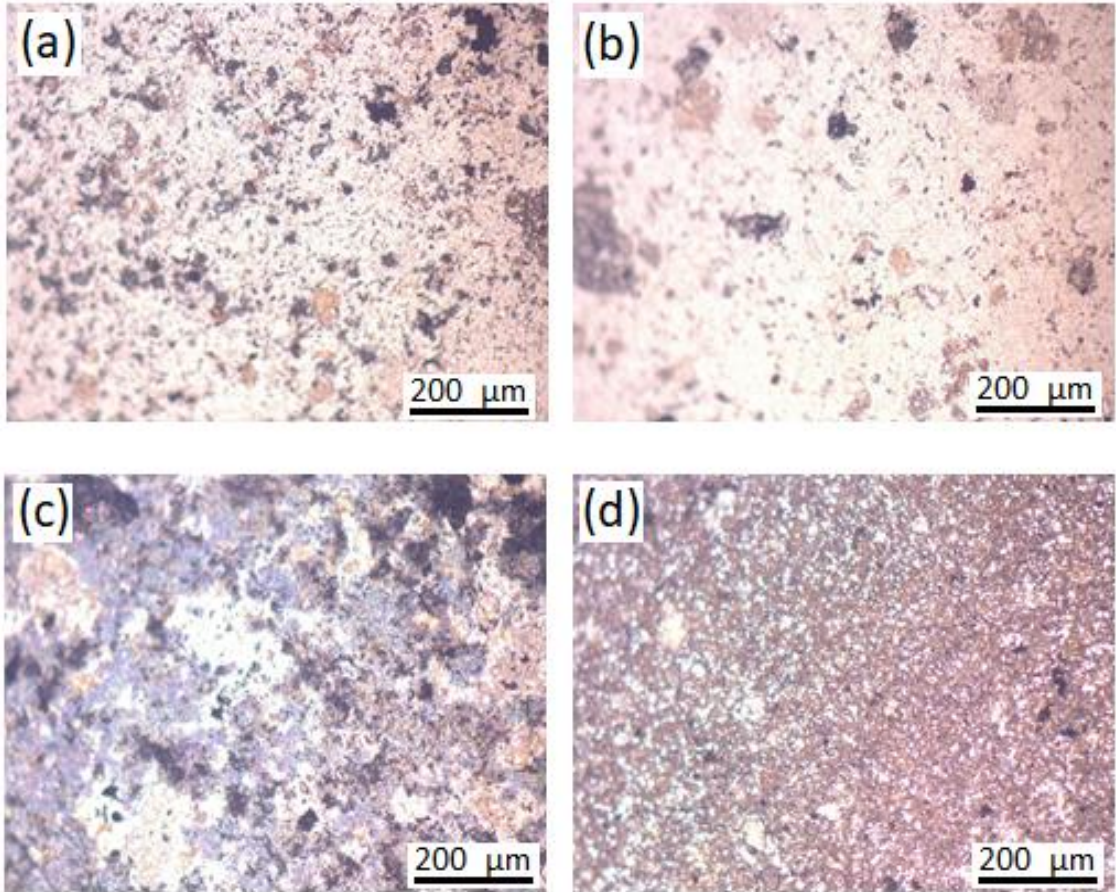
Metalografik olarak incelemeye hazır hale getirilen numune yüzeylerinden çekilmiş olan optik mikroskop (OM) görüntüleri aşağıdaki şekillerde verilmiştir.



Şekil 4.1. Mekanik alaşımlama ile 5 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al10Ni/TiO₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 300 °C, (b): 400 °C, (c): 500 °C, (d): 600 °C

Şekil 4.1’de mekaniksel alaşımlama tekniği kullanılarak 5 saat süre sonunda üretilen Al10Ni/TiO₂ kompozitinin farklı sıcaklıklarda sinterleme işlemi sonrasında yüzeylerinden çekilen OM fotoğrafları görülmektedir. Şekil 4.1.’de görüldüğü gibi bütün numunelerde en fazla görünen Al10Ni alaşımı beyaz renkte, alaşım içerisine yer yer dağılmış olan TiO₂ takviye elemanı gri renkte ve poroziteler siyah renkte tanımlanmıştır. Alaşımlama süresi 5 saat olan bu numunede tamamen homojen bir yapı oluşmadığı görülür. Matris malzemesi içerisinde yer alan poroziteler ve tane sınırlarındaki boşluk kusurları kusursuz bir kompozit üretiminin gerçekleşmediğini gösterir. Fakat sinterleme sıcaklığının yapıdaki tane boyutunu, boşlukları ve difüzyon etkisini oldukça değiştirdiği

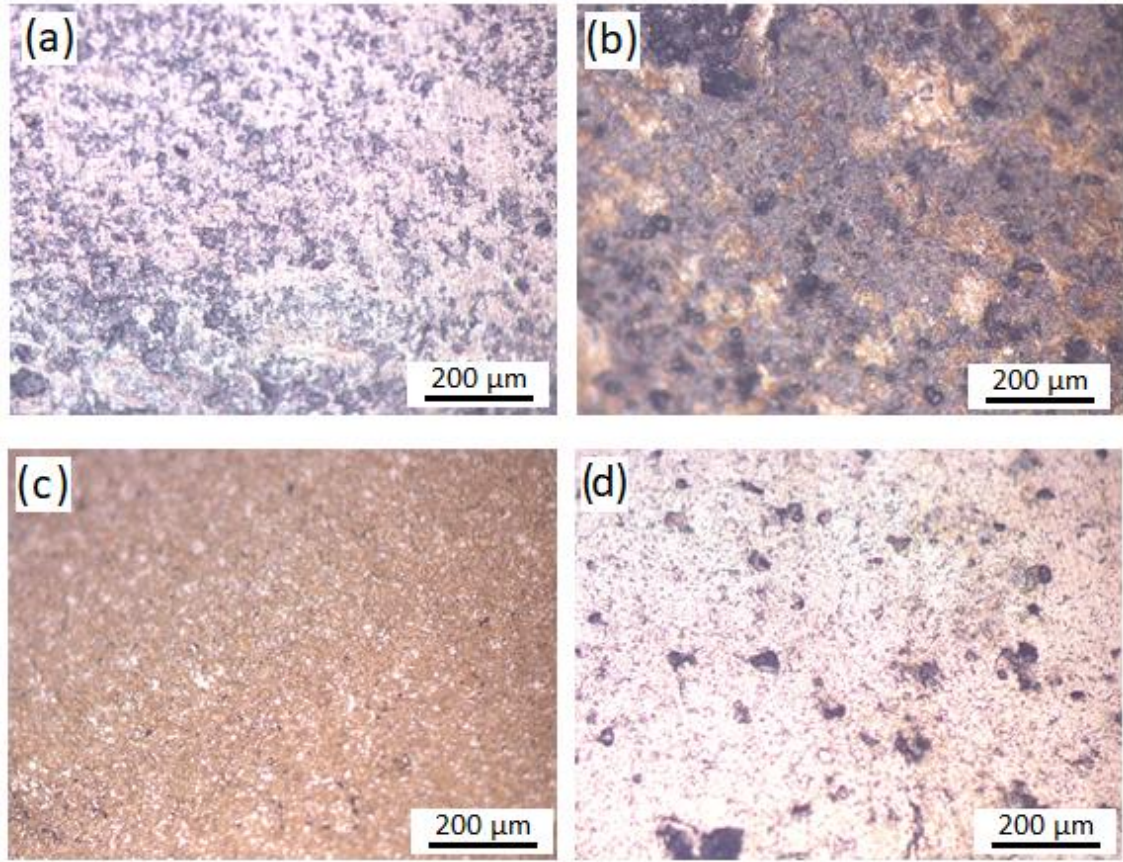
açıkça görülmektedir. Sıcaklık artışına bağlı olarak yapıda yer alan tane sınır boşlukların oranı azalmıştır. Numunelerde bulunan partiküllerin boyutlarının küçüldüğü veya difüze olarak kaynaklanmış büyük boyutlu partiküllerin oluştuğu görülmektedir. Örneğin 600 °C’de sinterlenen numunede yüksek enerji etkisiyle difüze olan partiküllerin numune içerisinde homojene yakın bir yapı oluştuğu gözlenirken boşluk boyutlarında yer yer arttığı gözlenmiştir.



Şekil 4.2. Mekanik alaşımlama ile 10 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al10Ni/TiO₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 300 °C, (b): 400 °C, (c): 500 °C, (d): 600 °C

Mekanik alaşımlama yöntemi ile 10 saat sürede ve farklı sıcaklıklarda 1,5 saat sinterlenerek üretilmiş olan Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerine ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.2’de verilmiştir. Bu numunelerin OM görüntüleri incelendiğinde, 5 saat süreyle alaşımlanmış numune görüntülerinde olduğu gibi tamamen homojen bir yapının oluşmadığı görülmektedir. Dolayısıyla 10 saat alaşımlama süresinin porozite ve tane sınırlarında yer alan boşluk kusurlarını yok etmek veya azaltmak için yeterli bir süre olmadığı sonucuna varılmıştır. Ancak sinterleme sıcaklığındaki artışın tane boyutunu

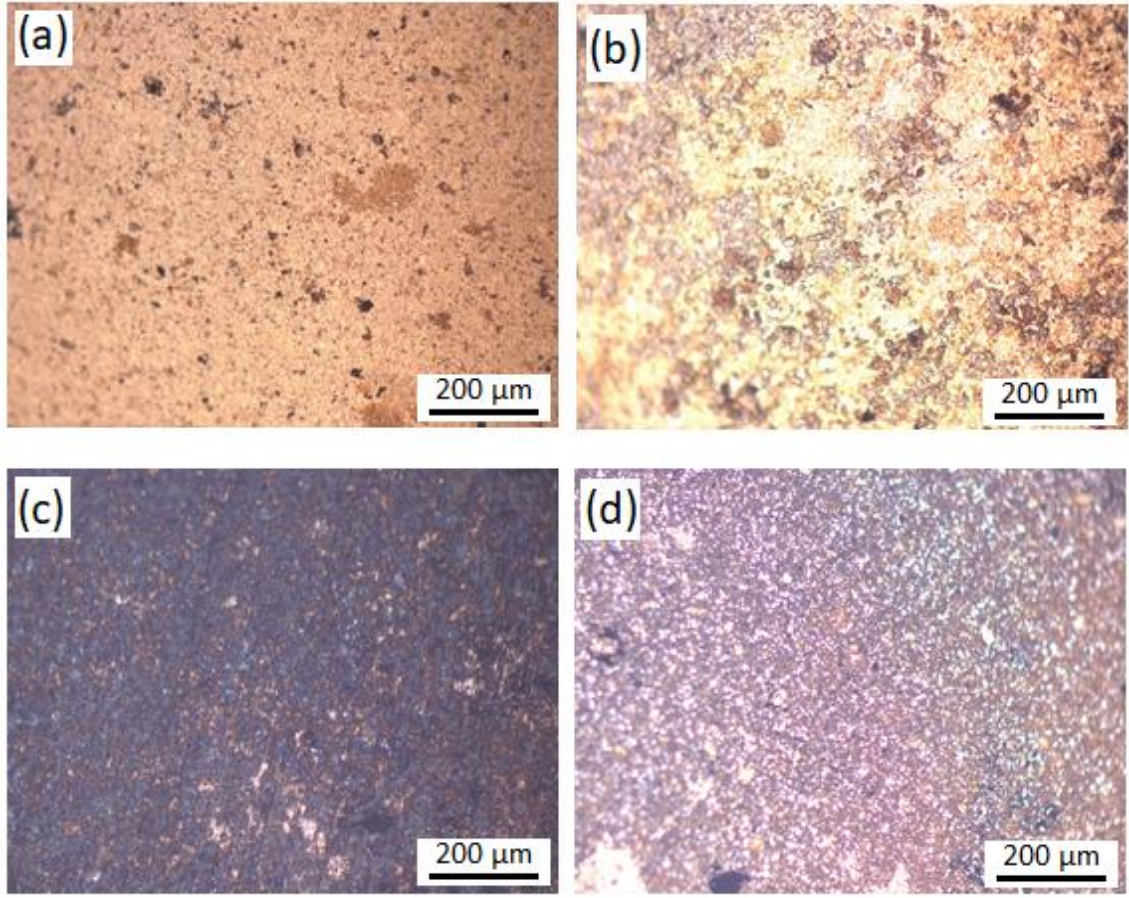
düşürdüğü, tane sınırı boşluklarındaki oranı azalttığı ve kaynaklaşma sonucu büyük boyutlara sahip olan partiküllerinin difüze oldukları açıkça görülmektedir.



Şekil 4.3. Mekanik alaşımlama ile 15 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al10Ni/TiO₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 300 °C, (b): 400 °C, (c): 500 °C, (d): 600 °C

Şekil 4.3'te verilen 15 saat süre ile mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda aynı sürede sinterlenmiş olan Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerine ait optik mikroskop görüntülerinde alaşımlama süresinin artmasına bağlı olarak Şekil 4.1. ve Şekil 4.2.'de yer alan numunelere göre daha homojen bir yapı oluştuğu dikkati çekmektedir. Alaşımlama süre artışının yaratmış olduğu etkiye bağlı olarak sistemde meydana gelen kırılma ve yeniden kaynaşma mekanizmaları sayesinde alaşımlama süresi daha az olan diğer numunelere göre daha homojen bir yapı meydana gelmiştir. Alaşımlama süresinin pozitif etkisinin yanında artan sinterleme sıcaklığının da partiküllerin tanecik boyutu ve difüzyon etkisi üzerinde önemli derece etkili olduğu görülmektedir. 500 °C'de sinterlenmiş olan numunede görülen porozite miktarındaki ciddi azalma dikkati çekmektedir. Alaşımlama süresi arttıkça kırılmalar ve kaynaklanmalar sonucu yeni intermetalik fazların oluştuğu ve ayrıca sinter sıcaklığı arttıkça yüksek enerjili atomların difüze olması sonucu tane sınırlarında yeni intermetalik fazların oluştuğu ve buna bağlı olarakta boşlukların azaldığı

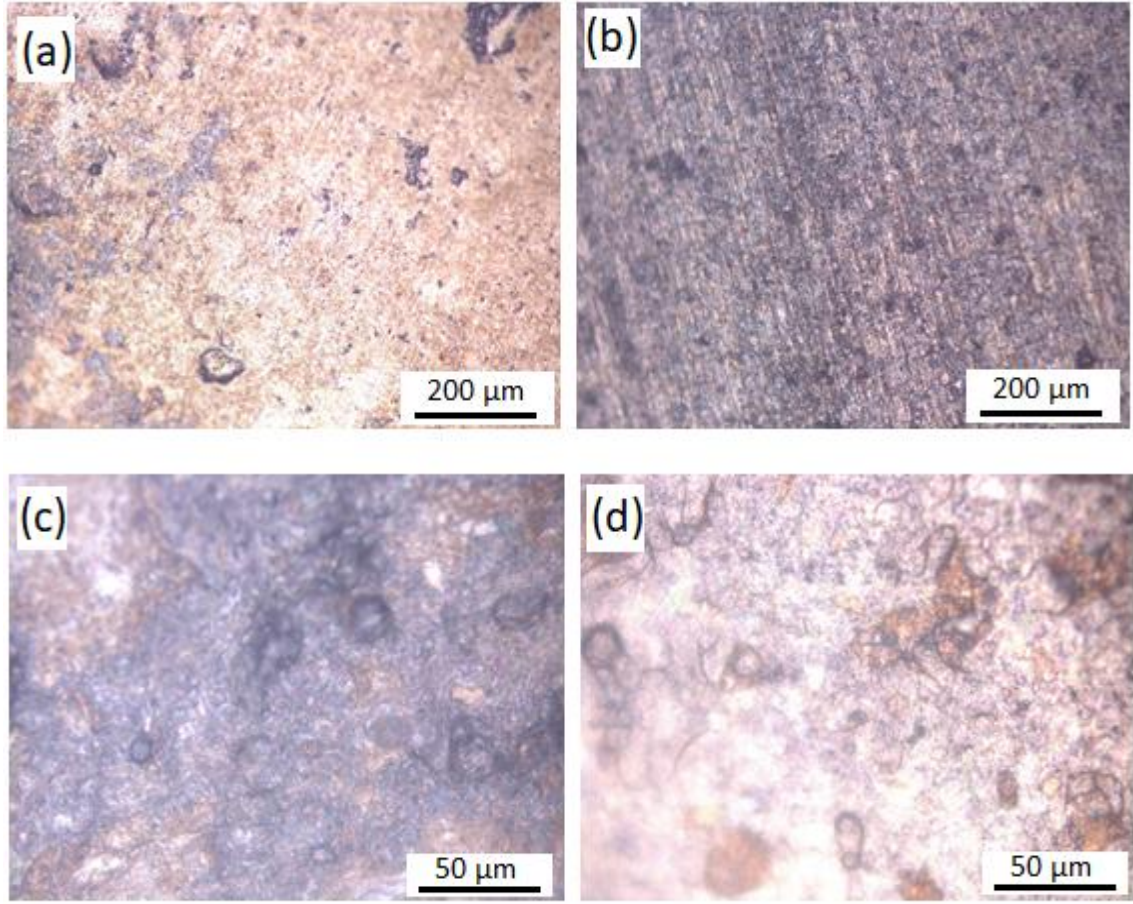
ve homojenliğin arttığı gözlemlenmiştir. Elde edilen bu sonuçlar XRD, DTA ve mikrosertlik analizleri ile doğrulanmıştır.



Şekil 4.4. Mekanik alaşımlama ile 20 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al10Ni/TiO₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 300 °C, (b): 400 °C, (c): 500 °C, (d): 600 °C

Şekil 4.4'te 20 saat süreyle mekanik alaşımlama işlemine tabi tutulmuş ve farklı sıcaklık değerlerinde sinterlenmiş olan numunelere ait optik mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Bu görüntüler incelendiğinde mekanik alaşımlama süresinin artmasına bağlı olarak numunelerde meydana gelen kırılma ve tekrar birleşme neticesinde homojenizasyon oranında da artış meydana geldiği görülmektedir. İkincil faz partikülleri matris malzemesi içerisindeki çok daha düzgün ve küçük dağılımı dikkati çeker. Ayrıca bu numunelerde sinter sıcaklığının artışı göz önüne alındığında tane sınırı boşluklarında ve partikül boyutlarında meydana gelen azalmaların bu kompoziti diğer kompozitlere göre daha kusursuz hale getirir. Ancak alaşımlama süresi arttığı için kompozit içerisinde yeni intermetalik fazlar oluşmakta ve böylece numunede mikrosertlik değeri düşmektedir. Demir (2014) yapmış olduğu bir çalışmada mekanik alaşımlama tekniği kullanarak

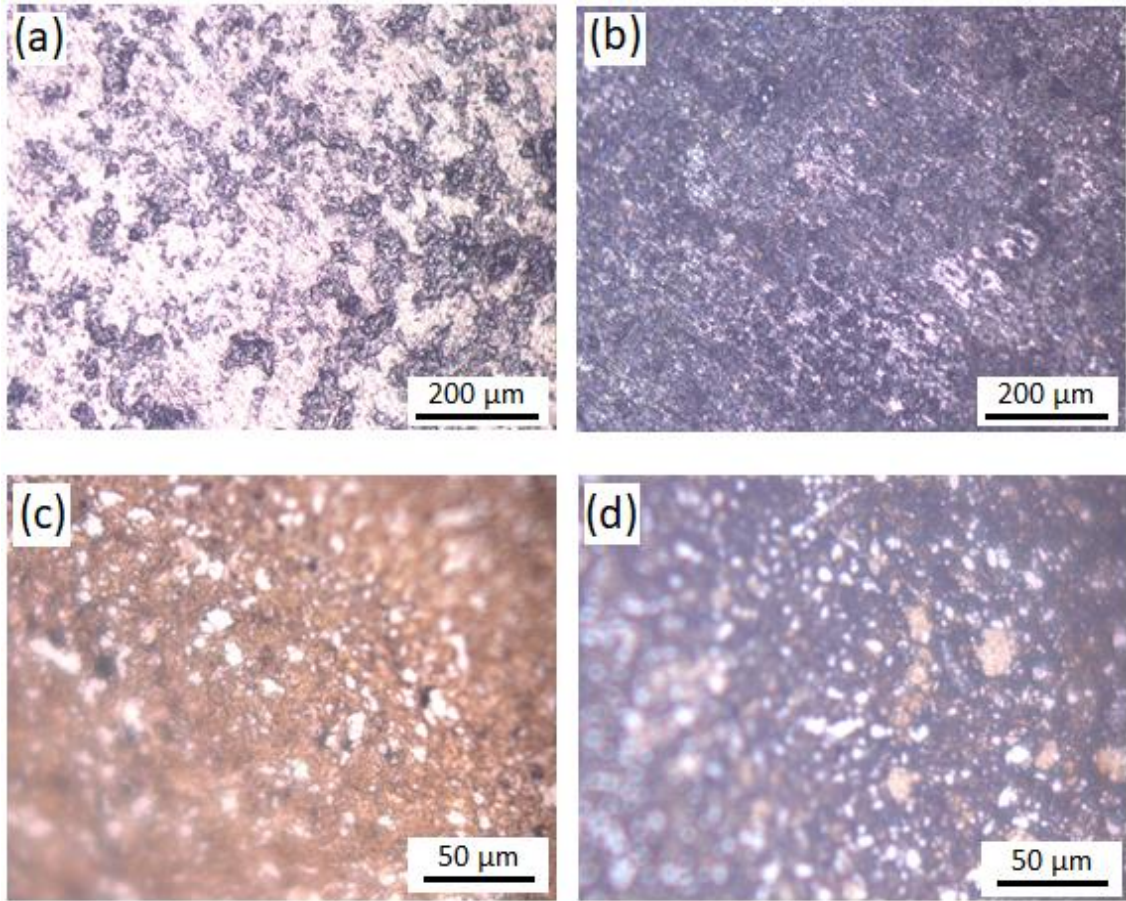
kompozit malzeme üretmiş elde ettiği sonuçların bizim çalışmamız ile benzer olduğu görülmüştür.



Şekil 4.5. 400 °C sıcaklıkta sinterlenen ve mekanik alaşımlama ile farklı sürelerde üretilen Al10Ni/TiO₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 5h, (b): 10h, (c): 15h, (d): 20h

Şekil 4.5'te görüldüğü gibi öğütme süresinin artışı TiO₂ partiküllerinin Al10Ni alaşımı içerisindeki dağılımının daha homojen olmasını sağlamıştır. TiO₂ partiküllerinin Al10Ni alaşımı içerisine gömülmesi tane boyutunda büyümelere yol açarken boşluk sayılarında azalmalara neden olmuştur.

5 saat mekanik öğütme sonrasında oluşan kompozitler 10 saat mekanik öğütülen kompozitlere göre daha kaba bir görünüm sergilediği açıkça görülmektedir. Buradan mekanik öğütme süresinin artmasına bağlı olarak matris malzemesi içerisinde dağılan takviye parçacıklarının daha homojen yapı sergilediği sonucuna ulaşılmıştır. Soğuk kaynaklanma ve kırılma gibi aşamaların etkisiyle kompozit toz boyutları azalma göstermiştir. Şimşek ve ark. (2018) mekanik alaşımlama yöntemi ile farklı takviye elemanı kullanarak yapmış oldukları benzer bir çalışmada aynı sonucu bulmuşlardır.

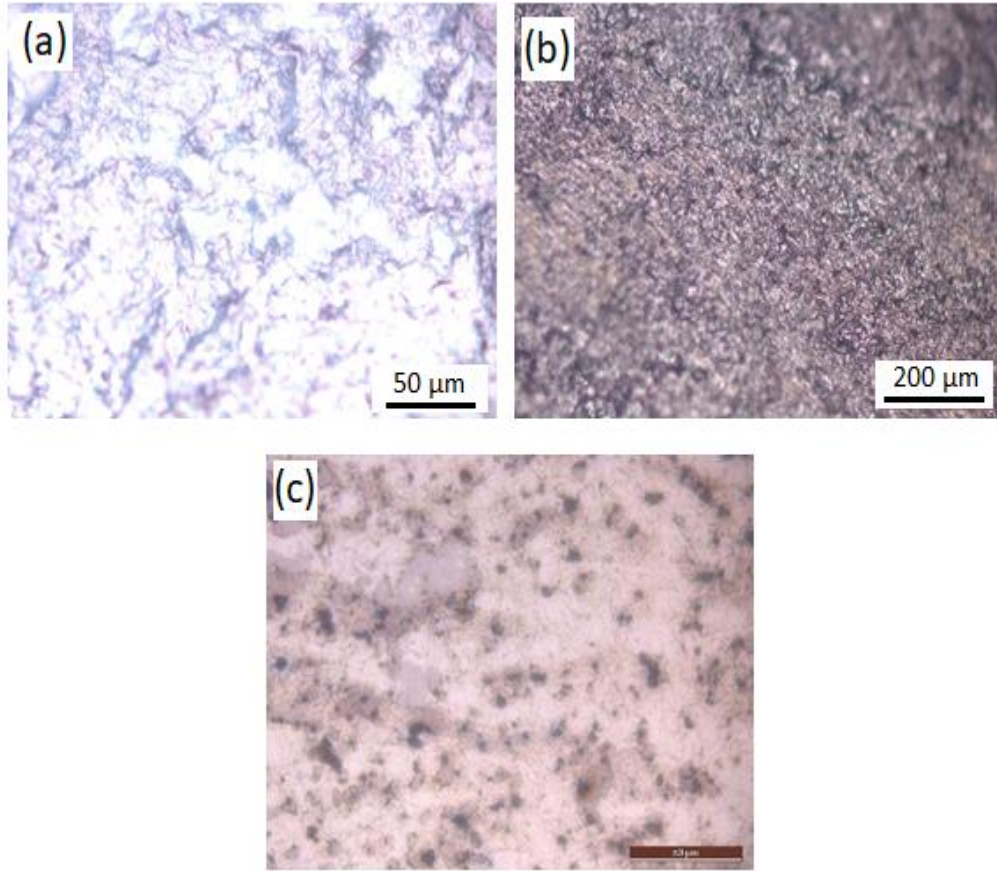


Şekil 4.6. 600 °C sıcaklıkta sinterlenen ve mekanik alaşımlama ile farklı sürelerde üretilen Al10Ni/TiO₂ kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 5h, (b): 10h, (c): 15h, (d): 20h

600 °C’ de sinterlenen ve mekaniksel alaşımlama yöntemi ile farklı sürelerde alaşımlanan Al10Ni/TiO₂ numunelerine ait optik mikroskop görüntüleri Şekil 4.6’da verilmiştir. TiO₂ partikülleri ile takviyelendirilerek hazırlanmış olan bu numunelerin, seramik dağılımlarının homojenizasyonu ve gözeneklerin durumunun irdelenmesi amacıyla yapılan metalografik incelemelerde, Şekil 4.5’e göre daha homojen bir yapının olduğu görülmektedir. Bunun nedeni sinterleme süresinin 600 °C’ye çıkarılması olarak düşünülmektedir. Artan sinterleme sıcaklığı gözenek miktarında azalmaya neden olarak homojenizasyonu arttırmıştır.

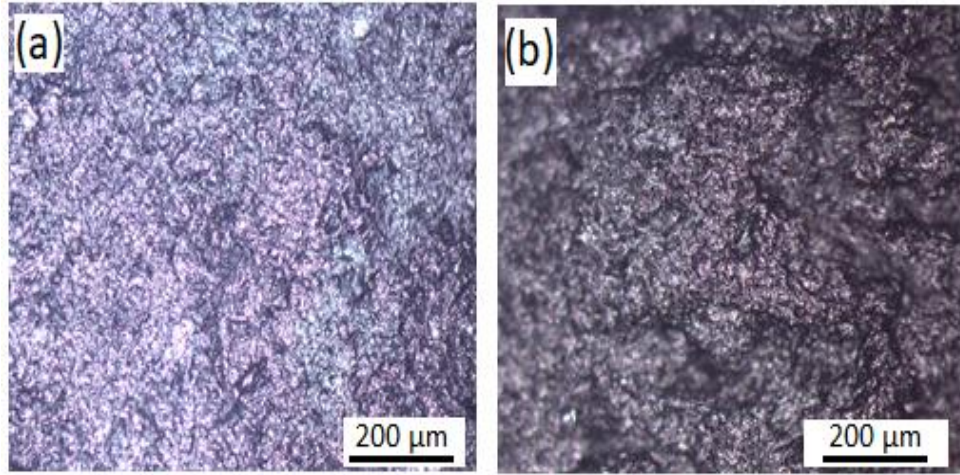
Artan alaşımlama süresi bakımından inceleme yapıldığında, sekonder fazların matris fazı içerisinde küçük ve düzgün bir şekilde dağıldığı gözlemlenmiştir. TiO₂ partikülleri Al10Ni alaşımı içerisine gömülmesinden dolayı tane boyutunda büyümeler meydana gelirken porozite sayısında azalmalar meydana gelmiştir. Porozite sayısında meydana gelen bu düşüş 20 saat alaşımlanan (d) numunede belirgin bir şekilde görülmektedir. Bülül (2018) mekanik alaşımlama yöntemi ile farklı takviye elemanı

kullanarak yapmış olduğu bir çalışmada mekanik alaşımlama sũresi bakımından inceleme yaptığında benzer bir sonuçla karşılaşmıştır.



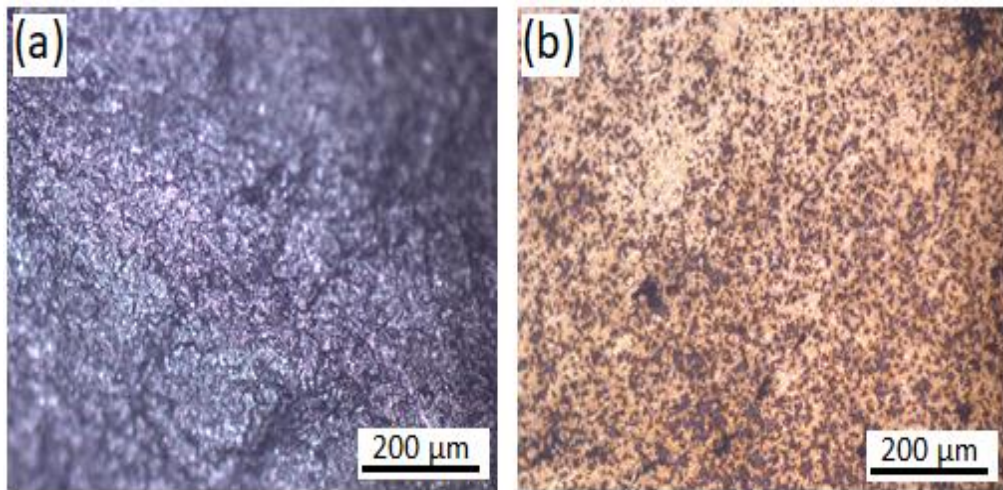
şekil 4.7. Mekanik alaşımlama ile 20 dakika sũrede ũretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al10Ni alaşımların optik mikroskop gũrũntũleri, (a): 400 °C, (b): 500 °C, (c): 600 °C

Mekaniksel alaşımlama tekniği kullanılarak ve farklı sinterleme sıcaklıklarında ũretilen Al10Ni alaşımına ait optik mikroskop gũrũntũleri şekil 4.7’de verilmiştir. Artan sinter sıcaklığından dolayı homojen bir yapının oluştuğu gũrũlmektedir.



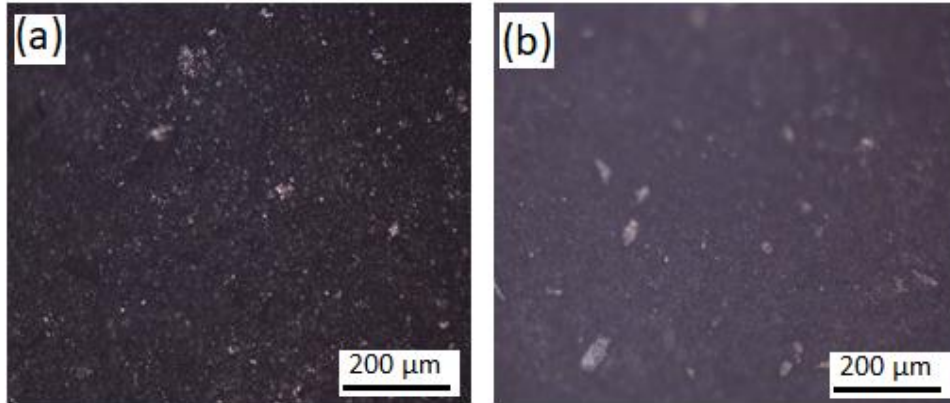
Şekil 4.8. Mekanik alaşımlama ile 10 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen, % 0,5 GO katkılı Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 400 °C, (b): 500 °C

Şekil 4.8’de farklı takviye elemanı kullanılarak mekanik alaşımlanmış Al10Ni/GO kompozit malzemesine ait optik mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Buna göre optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde kompozit içerisinde matris malzemesi olan Al10Ni beyaz, takviye elemanı GO gri ve boşluklar yani poroziteler siyah renkte görülmektedir. 10 saat süreyle mekanik alaşımlanmış olan bu numunelerde tamamen homojen bir yapının oluşmadığı gözlemlenmiştir. Buradan 10 saat alaşımlama süresinin istenilen özelliklere sahip bir kompozit üretimi için yeterli olmadığı sonucuna varılmıştır. 500 °C’ de sinterlenmiş olan numunenin 400 °C’ de sinterlenmiş olan numuneye göre daha homojen olduğu görülmektedir. Ayrıca artan sinter sıcaklığı tane sınırı boşluk hacminde ve partikül ebatlarında azalmaya neden olmuştur.

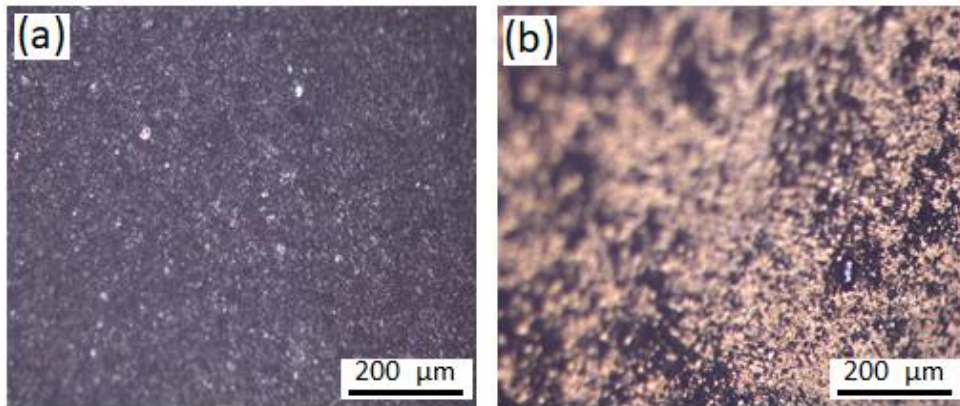


Şekil 4.9. Mekanik alaşımlama ile 20 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen, Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 400 °C, (b): 600 °C

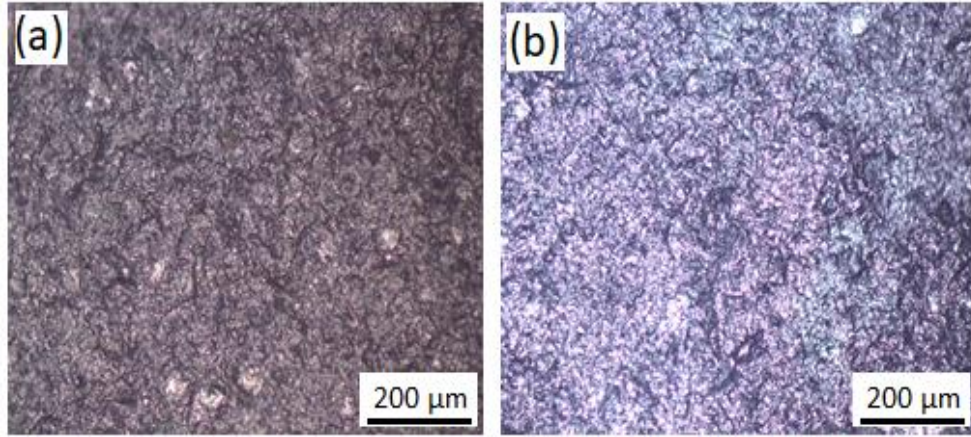
Mekaniksel alaşımlama yöntemi ile 20 saat sürede, 400 °C ve 600 °C sıcaklıklarda, % 0,5 GO takviye oranında üretilen Al10Ni/GO kompozit malzemelerine ait optik mikroskop görüntüleri metalografik incelemeler için Şekil 4.9’da verilmiştir. 20 saat mekanik alaşımlanmış bu numuneler 10 saat sürede üretilmiş olan numunelere göre daha homojen bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Artan sinter sıcaklığı tane sınırı boşluklarında ve partikül boyutlarında azalmaya neden olduğu açıkça görülmektedir.



Şekil 4.10. Mekanik alaşımlama ile 40 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen % 1 katkılı Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 500 °C, (b): 600 °C

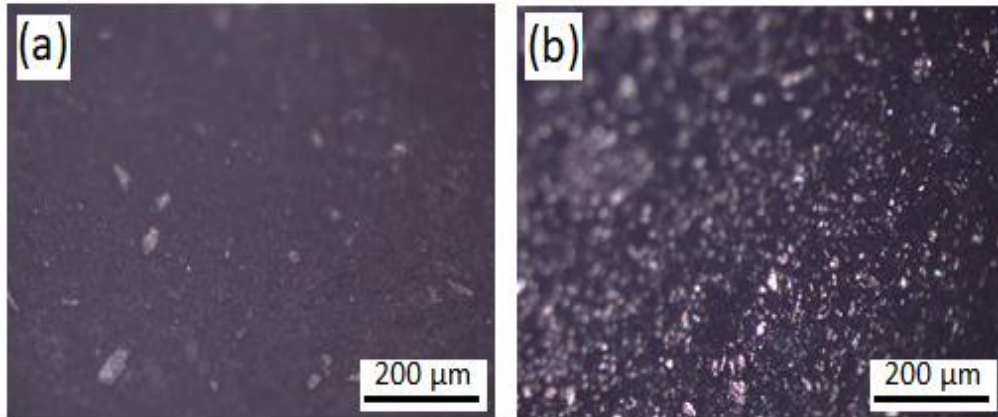


Şekil 4.11. Mekanik alaşımlama ile 50 saat sürede üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 500 °C, (b): 600 °C



Şekil 4.12. Mekanik alaşımlama ile 10 saat sürede üretilen ve 400 °C sıcaklıkta sinterlenen Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): % 1 katkı; (b): % 0,5 katkı

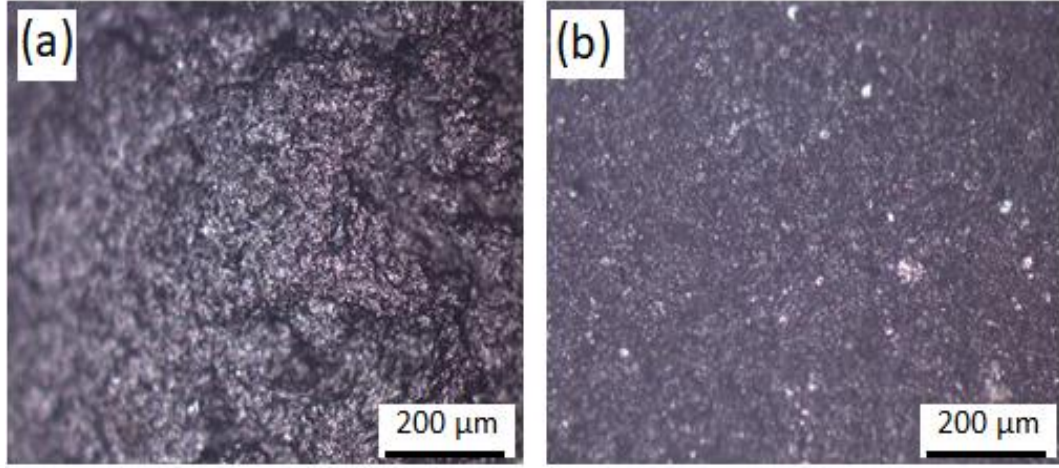
Mekanik alaşımlama tekniği ile 10 saat sürede, 400 °C sıcaklıkta ve farklı takviye oranlarında üretilen Al10Ni/GO kompozit numunesine ait optik mikroskop görüntüleri Şekil 4.12’de verilmiştir. Kompozit içerisindeki GO oranının artmasına bağlı olarak alaşım içerisindeki tane sınırları boşluk hacimlerinin arttığı görülür. Bunun sebebi ise partikül miktarının, mekanik alaşımlama ve presleme anında partiküllerin kırılmasına yol açmasıdır. Böylece kırılan partiküller ana malzeme içerisinde kümelenerek etrafta boşlukların oluşmasına neden olmuştur. Bu ise malzemenin kırılgan hale gelmesine neden olur.



Şekil 4.13. Mekanik alaşımlama ile 20 saat sürede üretilen ve 600 °C sıcaklıkta sinterlenen Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): % 1 katkı; (b): % 0,5 katkı

Şekil 4.13’te mekanik alaşımlama tekniği kullanılarak üretilmiş olan % 0,5 ve % 1 oranlarında takviye edilen Al10Ni/GO numunelerine ait mikroyapı görüntülerinde, kompozit içerisinde yer alan takviye oranının artmasına bağlı olarak porozite sayısında bir artış ve tane sınırlarına yakın yerlerde boşluk hacminin arttığı görülmüştür. Çünkü takviye partikül miktarı, mekanik alaşımlama ve presleme anında partiküllerin

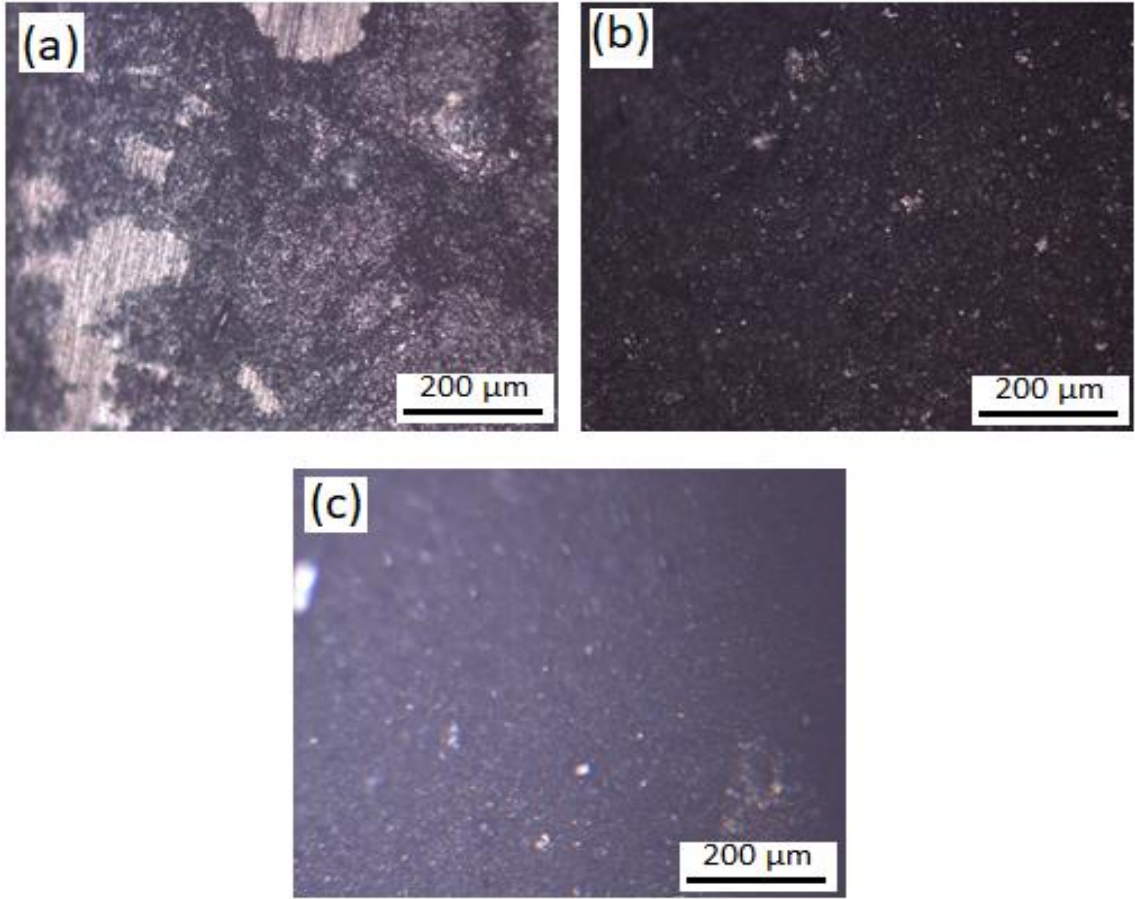
kırılmasına yol açmıştır. Kırılmış halde olan partiküller ana faz içinde kümelenmiş ve çevrelerinde boşlukların oluşmasına neden olmuştur. Bu oluşum üretilen kompozit malzemeyi daha kırılğan hale getiren bir oluşumdur.



Şekil 4.14. Mekanik alaşımlama ile farklı sürelerde, % 0,5 katkı oranında üretilen ve 500 °C sıcaklıkta sinterlenen Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 10h, (b): 50h

Şekil 4.14'deki 10 ve 50 saat sürelerde mekanik alaşımlanmış, 500 °C' de sinterlenmiş ve % 0,5 GO katkılı kompozit malzemelere ait mikroyapı görüntüleri incelendiğinde öğütme süresi 10 saat olan numunelerde tamamen homojen bir yapının oluşmadığı dikkat çeker. Ana faz içerisinde GO partiküllerinin homojen bir şekilde dağılım göstermemesinden dolayı poroziteler ve tane sınırlarında boşluk kusurlarının olduğu görülür. Bu numunelerden elde edilen neticelere göre daha kusursuz bir kompozit malzeme üretimi için presleme basıncı ve öğütme süresinin arttırılması gerektiği sonucuna ulaşılır. Öğütme süresinin 50 saate çıkarıldığı kompozisyonlarda GO partiküllerinin daha homojen bir dağılım gösterdiği, porozite sayısında azalmaların meydana geldiği ve alaşım içerisine iyice gömülen GO katkılı Al10Ni partiküllerinin tane boyutlarında büyümelerin gerçekleştiği gözlemlenmektedir.

Artan takviye oranı ile tane sınırlarının boşluk hacminde ve porozite sayısında artış meydana geldiği gözlemlenmiştir.



Şekil 4.15. Mekanik alaşımlama ile farklı sürelerde, % 1 katkı oranında üretilen ve 500 °C sıcaklıkta sinterlenen Al10Ni/GO kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri, (a): 20h, (b): 30h, (c): 40h

Şekil 4.15'te farklı mekanik alaşımlama sürelerinde, % 1 GO takviye oranında ve 500 °C sıcaklıkta üretilen Al10Ni/GO numunelerine ait optik mikroskop görüntüleri yer almaktadır. Tane sınırlarındaki boşluk hacminin, tane ebadının ve porozite miktarının belirlenmesi için yapılan bu numunelere ait metalografik incelemelerde; alaşımlama süresinde meydana gelen artışın homojenizasyon oranını da arttırdığı, porozite sayısının düştüğü ve alaşım içerisine gömülen katkı elemanından dolayı tane boyutlarında büyümelerin meydana geldiği açıkça görülmektedir.

Ayrıca Şekil 4.14 ve Şekil 4.15'teki numuneler karşılaştırıldığında artan takviye oranına bağlı olarak tane sınırlarının boşluk hacminde ve porozite sayısında artışın meydana geldiği gözlemlenmiştir.

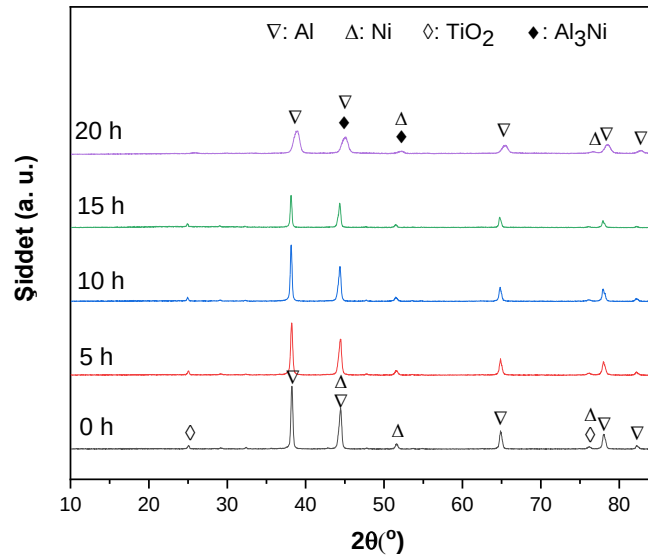
Okumuş ve Bülbül (2020), farklı takviye elemanı kullanarak mekanik alaşımlama yöntemi ile üretmiş oldukları kompozit malzemelerde benzer bir sonuç bulmuşlardır. Alüminyum esaslı ve Al_2O_3 katkılı kompozit malzemelerde, mekanik alaşımlama süresinin korozyon davranışına etkisini inceleyen Karabulut ve ark. (2019), 1h, 2h, 4h, 6h ve 10h öğüttükleri numunelerde alaşımlama süresinin artmasına bağlı olarak yapıların

daha homojen hale geldiği ve takviye elemanlarının 10h dışındaki öğütme sürelerinde tane sınırları ya da tane sınırlarına yakın yerlerde bulunduğu sonuçlarına ulaşmışlardır. Bu sonuçlar yapmış olduğumuz çalışma sonuçları ile uyum içerisindedir.

4.2. XRD Analiz Sonuçları

Mekanik alaşımlama tekniği kullanılarak üretilen Al10Ni/TiO₂ ve Al10Ni/GO kompozit malzemelerin faz analizleri X- ışını difraksiyonu (XRD) ile yapıldı. Al10Ni/TiO₂ kompozitinin sinter öncesi ve sonrası XRD analizleri ve Al10Ni/GO kompozitinin farklı takviye oranlarındaki XRD analizleri aşağıdaki grafiklerde verilmiştir.

Şekil 4.16'da mekanik alaşımlama tekniği kullanılarak üretilen ve % 5 oranında takviye malzemesi içeren Al10Ni/TiO₂ numunesinin XRD analizi verilmiştir.



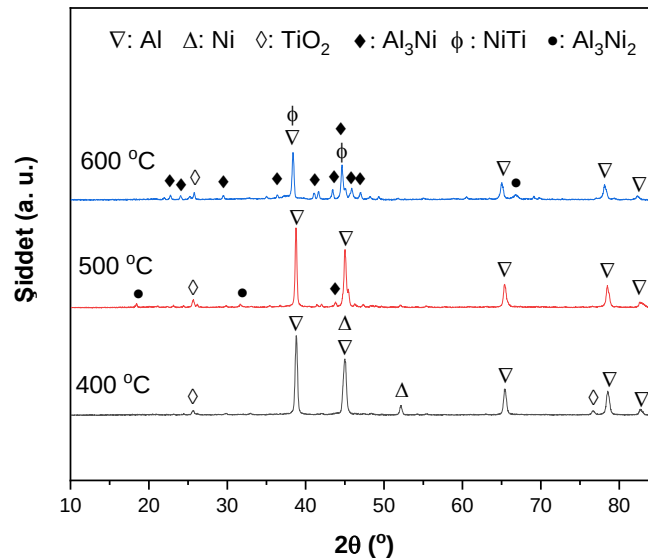
Şekil 4.16. Mekanik alaşımlama tekniği ile üretilen Al10Ni/TiO₂ kompozitlerin XRD sonuçları

Mekanik alaşımlama süresinin artması ile pik aralıklarında genişleme meydana geldiği görülmektedir. Karıştırma süresi arttıkça kristal boyutunun azalması ve kafes gerilmelerinin artmasına bağlı olarak pik ayaklarının genişliklerinin artması mekanik alaşımlamanın gerçekleştiğini gösterir. Ayrıca alaşımlama süresine bağlı olarak pik şiddetlerinde azalma olduğu görülür. Bu azalmanın sebebi ise tane boyutunda meydana gelen azalmalardan kaynaklandığı söylenebilir. Arslan (2019), AA7075 metal matrisi

içerisine farklı oranlarda TiC takviye elamanı ilavesiyle yapmış olduğu benzer bir çalışmada XRD analizlerinde artan MA süresine bağlı olarak pik ayaklarında genişleme ve pik şiddetlerinde azalmalar tespit ederek benzer bir sonuç bulmuştur.

Pik şiddetinin azalması ve pik genişliğinin artması, literatürde yapılmış olan birçok çalışmada amorfizasyon olarak bilinen durumla izah edilir.

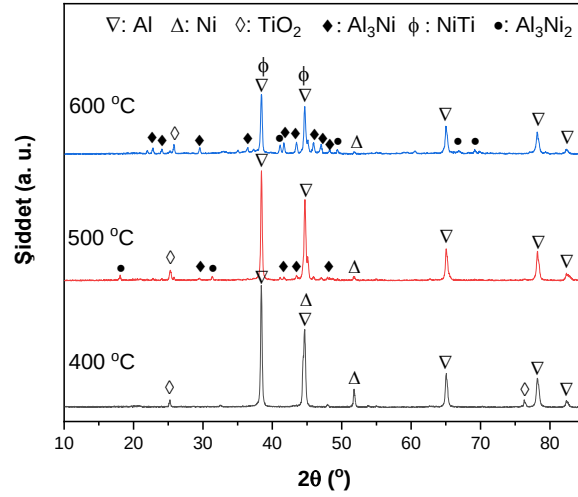
Şekil 4.16’da görüldüğü gibi 0-15h sürelerinde üretilen kompozit malzemelerin tamamında Al, Ni ve TiO₂ fazları tespit edilmiş olup bu fazlar arasında herhangi bir tepkime oluşmadığı veya yeni bir intermetalik bileşik meydana gelmediği görülmüştür. Arık ve Bağcı’nın (2003), yapmış oldukları benzer bir çalışmada kompozit malzemeyi oluşturmak için kullandıkları başlangıç tozları dışında farklı bir bileşiğe ait pik görülmemesi çalışmamız ile aynı sonucu vermiştir. Sadece 20h alaşımlanmış olan numunede Al₃Ni intermetalik fazı ortaya çıkmıştır. Bu sonuçların literatür çalışmalarıyla uyumlu olduğu görülmektedir (Yamauchi ve ark., 2000; Zhang ve Gille, 2004; Murty ve ark., 2004).



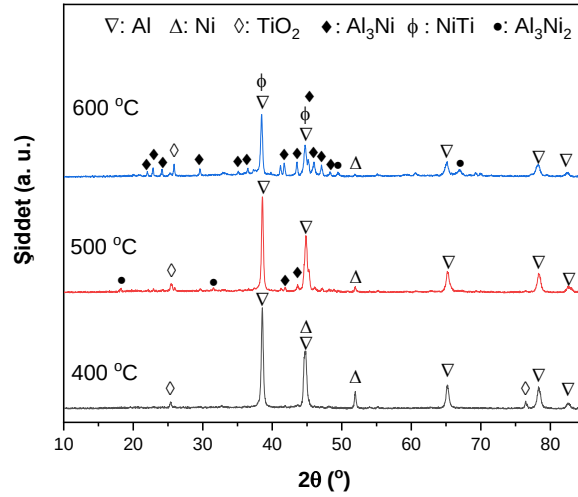
Şekil 4.17. 10 saat sürede mekanik alaşımlama ile üretilen Al10Ni/TiO₂ numunelerin sinter sonrası XRD sonuçları

Şekil 4.17’de farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş ve 10 saat süreyle mekanik alaşımlanmış Al10Ni/TiO₂ numunelerinde, düşük sıcaklık değerinde olan XRD paternlerinde Al, Ni ve TiO₂ pikleri mevcut olup, bu pikler dışında herhangi bir mikroyapı bileşenine ait pik görülmemektedir. Sıcaklık 500 °C’ ye çıkarıldığında yer yer Al₃Ni₂ ve Al₃Ni fazları oluşmaya başlamış ve Ni fazı görülmemiştir. Oranı %5’in altında olan

bileşenlerin XRD paternlerinde görülmediği bilinmektedir (Nakazato ve ark., 2001). 600 °C sıcaklıkta olan numunede Al_3Ni_2 fazının pik sayısı azalmaya, Al_3Ni fazının pik sayısı ise artmaya başlamış ve ayrıca diğer numunelerden farklı olarak NiTi fazı ortaya çıkmıştır.



Şekil 4.18. 15 saat sürede mekanik alaşımlama ile üretilen $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{TiO}_2$ numunelerin sinter sonrası XRD sonuçları



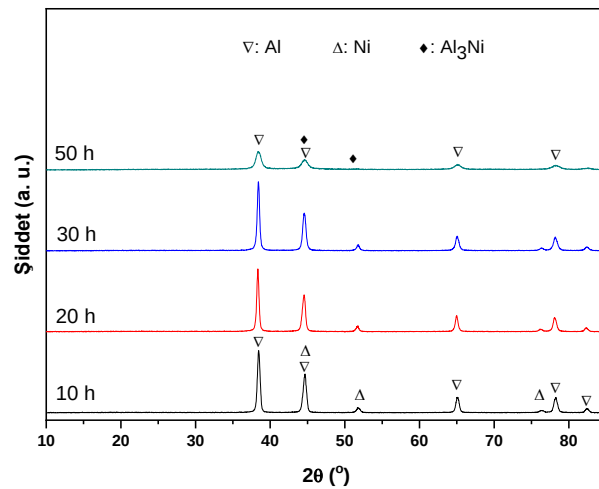
Şekil 4.19. 20 saat sürede mekanik alaşımlama ile üretilen $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{TiO}_2$ numunelerin sinter sonrası XRD sonuçları

Şekil 4.18’de görüldüğü gibi alaşımlama süresi 15 saate çıkınca partikül boyutu küçüldüğünden aynı sinter sıcaklıklarında partiküller daha kolay difüze olduklarından numune içerisinde intermetalik faz miktarının arttığını işaret eden pikler ortaya çıkmakta

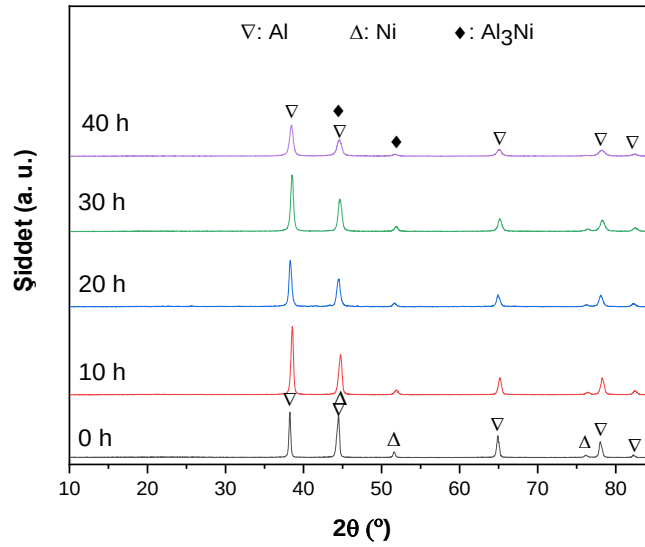
aynı zamanda pik yükseklikleride artmaktadır. Aynı sıcaklık değerinde fakat farklı sürelerde mekanik alaşımlanmış numuneler (10h ve 20h) karşılaştırıldığında pik şiddetlerinde ve pik aralıklarında artışların meydana geldiği gözlemlenmiştir. 500 °C’ de farklı alaşımlama sürelerinde alaşımlama süresinin artmasına bağlı olarak Al_3Ni fazının pik sayısı artmış ve en fazla 15 saat sürede mekanik alaşımlanmış numunede gözlenmiştir. Bu durum ise numunenin daha homojen olmasını sağlayarak numune sertliğini arttırmıştır. 600 °C’ de ise yüksek öğütme süresinde mekanik alaşımlanmış olan numunede Al_3Ni ve Al_3Ni_2 fazlarının pik sayıları artmış ve NiTi fazı görülmeye başlanmıştır. NiTi fazından dolayı optik mikroskop görüntülerinde görüldüğü gibi kaynaklaşmalar sonucu boşluklar oluşmakta ve numune daha kırılgan hale gelmektedir. Sonuç olarak mekanik alaşımlama sürelerinin ve sinterleme sıcaklıklarının artması intermetalik faz oluşumuna neden olmuş, ayrıca pik şiddetlerinde ve pik aralıklarında artışa yol açmıştır.

Aynı sinterleme sıcaklıklarında 3 farklı öğütme süresi baz alınarak yapılan kıyaslamada pik şiddetleri ve pik aralıkları önce artmış, alaşımlama süresi arttıkça azalmaya başlamıştır.

Tosun ve Kurt (2019), yapmış oldukları çalışmada sinterleme faktörünün oksit üzerindeki etkisini XRD analizleri sonucunda belirtmişlerdir. Bu çalışmada ise sinterleme işlemi kontrollü yapıldığından oksitlenme olmamıştır. Olsa bile çok az olduğundan XRD sonuçlarında görülmemiştir.



Şekil 4.20. Mekanik alaşımlama ile üretilen %0,5 GO katkılı Al₁₀Ni/GO numunelerin XRD sonuçları



Şekil 4.21. Mekanik alaşımlama ile üretilen %1 GO katkılı Al10Ni/GO numunelerin XRD sonuçları

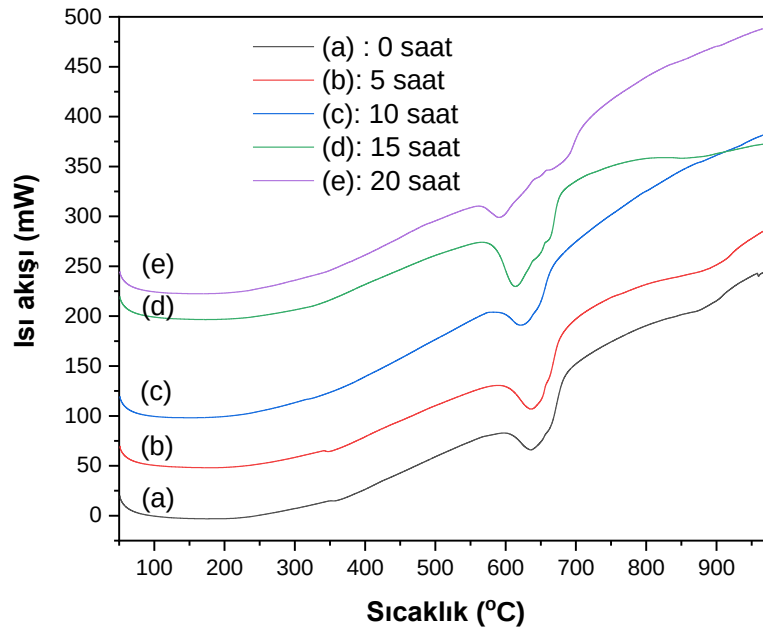
% 0.5 ve % 1 oranlarında GO katkılı Al10Ni/GO kompozit malzemesinin XRD paternlerinde mekanik alaşımlama sürelerinin artması ile pik şiddetlerinde önce artma sonra azalma olduğu gözlemlenmiştir. Bu da tanecik boyutunda önce büyüme sonra küçülme meydana geldiğini gösterir. Ayrıca pik genişlikleri de alaşımlama süresine bağlı olarak artmaya başlamıştır. Bunun yanında öğütme süresinin artışı Al_3Ni intermetalik fazının oluşumuna neden olmuş, Ni fazının belirginliğini kaybetmesine yol açmıştır. Bunlara ek olarak Al pik sayısında azalmaların olduğu görülmektedir.

Şekil 4.20 ve 4.21'deki grafikler karşılaştırıldığında katkı maddesi GO oranı arttıkça pik şiddetleri artmıştır. Ancak yapı içerisinde GO miktarının az olmasından dolayı XRD paternlerinde görülmemektedir. Al, Ni ve Al_3Ni pik şiddetlerinde meydana gelen yükseliş kompozit malzeme içerisinde kümelenmelerin oluştuğunu ve tane sınırı boylarının arttığını göstermektedir. Aynı zamanda artan GO miktarına bağlı olarak pik ayaklarının genişliklerinde azalma gözlenmiştir.

Şimşek (2019), mekanik alaşımlama yöntemi kullanarak üretmiş olduğu Al-2Gr matrisli ve ZrO_2 katkılı kompozit malzemelerin sinter sonrası XRD analiz sonucunu incelediğinde, bazı kompozitlerde Al matrisi ve ZrO_2 takviye elemanının yanında Al_4C_3 ve Al_3Zr bileşiklerinin oluştuğunu gözlemleyerek yapmış olduğumuz çalışmaya benzer sonuçlar elde etmiştir.

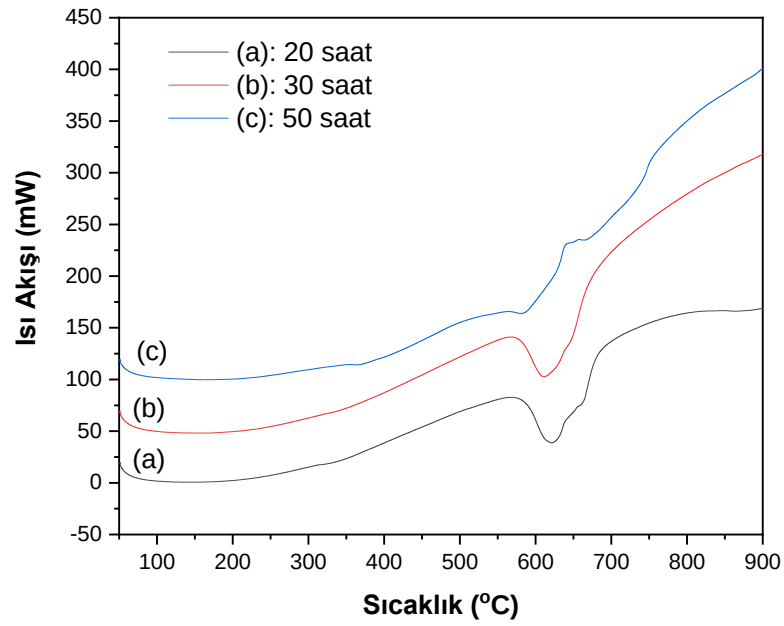
4.3. DTA Sonuçları

Mekanik alaşımlama ile toz olarak üretilen Al10Ni/TiO₂ ve Al10Ni/GO kompozit malzemelerin termal davranışlarını incelemek için DTA çalışmaları yapılmıştır. DTA ile malzeme içerisinde sıcaklığa bağlı faz dönüşümü ve kristalleşme reaksiyonları tespit edilebilmektedir. Tez kapsamında yapılan DTA sonuçları aşağıda verilmiştir.

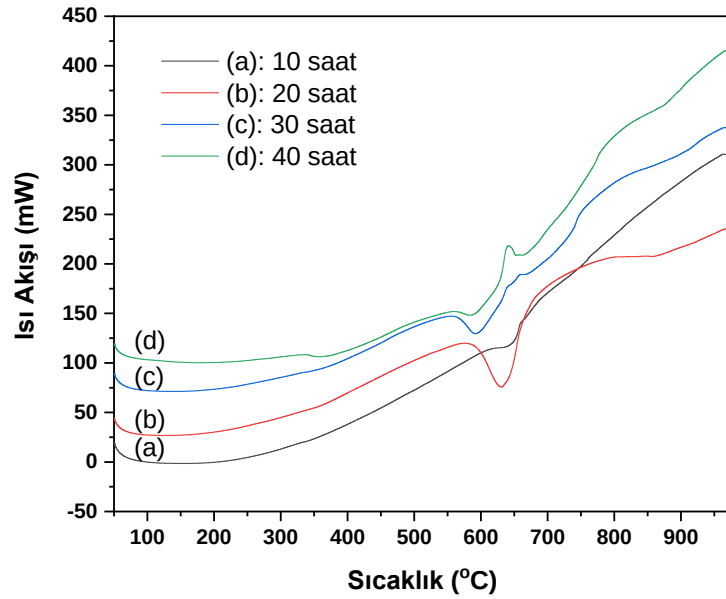


Şekil 4.22. Al10Ni/TiO₂ kompozit malzemelerine ait DTA sonuçları

Şekil 4.22’de mekaniksel alaşımlama tekniği ile farklı öğütme sürelerinde üretilen %5 TiO₂ katkılı Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerin termal analizleri görülmektedir. Şekil 4.22’de görüldüğü gibi bütün numunelerde 580-645 °C sıcaklık aralığında görülen pikler tane sınırları ve boşluk çevresinde bulunan saf Al fazının eriyerek difuze olmaya ve kaynaklaşmaların olduğunu işaret eden endotermik reaksiyonları ifade etmektedir. Ayrıca 20 saat süreyle üretilen numunede 657 °C sıcaklık civarında görülen ekzotermik pik ise Al₃Ni fazının kristalleşmesini işaret etmektedir. Aynı zamanda bu sıcaklık civarında Al₃Ni₂ fazının da oluştuğu düşünülmektedir. Şekil 4.22’de dikkat edilirse mekaniksel alaşımlama süresi arttıkça tanecik boyutu küçüldüğünden ve sıcaklık etkisiyle partiküllerin difuze olmaları daha kolay olduğundan endotermik pik yükseklikleri de düşmektedir.



Şekil 4.23. Mekanik alaşımlanmış % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozit malzemelerine ait DTA sonuçları



Şekil 4.24. Mekanik alaşımlanmış % 1 katkılı Al10Ni/GO kompozit malzemelerine ait DTA sonuçları

Şekil 4.23'te mekanik alaşımlama ile farklı öğütme sürelerinde üretilen % 0,5 GO katkılı Al10Ni/GO kompozit numunelerin termal analizleri görülmektedir. Şekilde görüldüğü gibi bütün numunelerde 580-645 °C sıcaklık aralığında Al fazının erimesini işaret eden endotermik pikler görülmüştür. Ayrıca 50 saat süreyle üretilen numunede 657

$^{\circ}\text{C}$ sıcaklık civarında görülen ekzotermik pik ise Al_3Ni fazının kristalleşmesini işaret etmektedir.

Şekil 4.24'te ise farklı öğütme sürelerinde mekanik alaşımlama işlemine tabi tutulmuş %1 GO katkılı $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{GO}$ kompozit numunelerin termal analizleri görülmektedir. Şekilde görüldüğü gibi bütün numunelerde $580\text{-}645\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklık aralığında Al fazının erimesini işaret eden endotermik pikler görülmüştür. Ayrıca 30 ve 40 saat süreyle üretilen numunelerde $650\text{-}655\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklık aralığında görülen ekzotermik pikler ise Al_3Ni fazının kristalleşmesini işaret etmektedir. Sonuç olarak Şekil 4.22, Şekil 4.23 ve Şekil 4.24 karşılaştırıldığında elde edilen sonuçlar birbirlerine oldukça benzerdir. Ayrıca elde edilen DTA sonuçlarının XRD sonuçları ile uyum içinde oldukları görülmektedir.

4.4. Yoğunluk Analiz Sonuçları

Mekanik alaşımlama ile üretilen toz kompozitlerin preslenmesi ve sinterlenmesi sonucu elde edilen $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{TiO}_2$ ve $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{GO}$ numunelerine ait deneysel yoğunluk sonuçları ve Denklem (3.4) kullanılarak hesaplanan teorik yoğunluk sonuçları aşağıdaki tablolarda verilmiştir. Yapılan hesaplamalar sonucu $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{TiO}_2$ numunelerine ait teorik yoğunluk değerleri $2,95\text{ g/cm}^3$ olarak bulunmuştur. Aynı denklem kullanılarak $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{GO}$ numuneleri için yapılan hesaplamalarda teorik yoğunluk değerleri % 1 katkılı kompozit malzemelerde $2,89\text{ g/cm}^3$ olarak bulunurken; % 0,5 katkılı kompozit malzemelerde de $2,90\text{ g/cm}^3$ olarak bulunmuştur. Tablolarda açıkça görüldüğü gibi sinterleme sıcaklığı arttıkça malzemelerin yoğunluklarında bir düşüş gözlenirken öğütme süresi arttıkça kompozit malzemelerin yoğunluklarında artış görülmektedir. Tablo 4.1'de görüldüğü gibi $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{TiO}_2$ kompoziti için en düşük yoğunluk $2,38\text{ g/cm}^3$ iken en yüksek yoğunluk $2,64\text{ g/cm}^3$ olarak bulunmuştur. Mekanik alaşımlama ile farklı öğütme sürelerinde üretilen $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{GO}$ numuneleri için yapılan deneysel yoğunluk çalışmaları Tablo 4.2'de verilmiştir. Tablo 7'de görüldüğü gibi $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{GO}$ kompozit numuneleri için en yüksek yoğunluk değeri $2,34\text{ g/cm}^3$ iken en düşük yoğunluk değeri $2,30\text{ g/cm}^3$ olarak bulunmuştur. Ayrıca $\text{Al}_{10}\text{Ni}/\text{GO}$ kompozit numunelerinde GO oranı %0,5'den %1'e arttırıldığında yoğunluk değerlerinde düşüş gözlenmiştir.

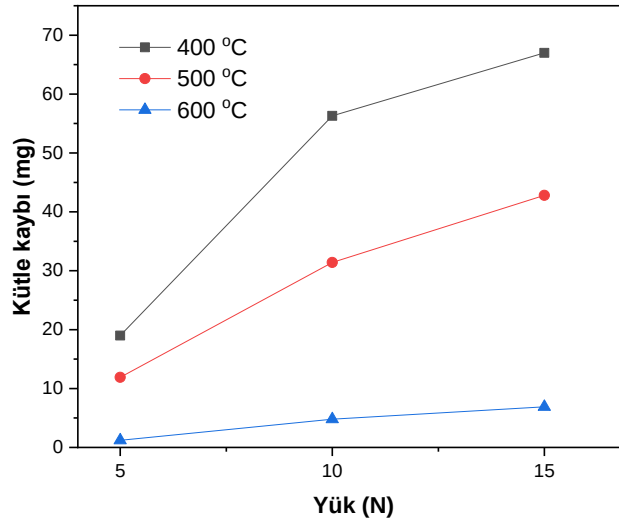
Tablo 4.1. Üretilen Al10Ni/TiO₂ kompozitlerin yoğunluk değerleri

Malzeme	Öğütme süresi (h)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Deneysel Yoğunluk (g/cm ³)	Teorik Yoğunluk (g/cm ³)
Al10Ni/TiO ₂	5	300	2,57	2,95
Al10Ni/TiO ₂	5	400	2,50	2,95
Al10Ni/TiO ₂	5	500	2,45	2,95
Al10Ni/TiO ₂	5	600	2,38	2,95
Al10Ni/TiO ₂	10	300	2,59	2,95
Al10Ni/TiO ₂	10	400	2,56	2,95
Al10Ni/TiO ₂	10	500	2,52	2,95
Al10Ni/TiO ₂	10	600	2,50	2,95
Al10Ni/TiO ₂	15	300	2,61	2,95
Al10Ni/TiO ₂	15	400	2,60	2,95
Al10Ni/TiO ₂	15	500	2,62	2,95
Al10Ni/TiO ₂	15	600	2,61	2,95
Al10Ni/TiO ₂	20	300	2,64	2,95
Al10Ni/TiO ₂	20	400	2,61	2,95
Al10Ni/TiO ₂	20	500	2,58	2,95
Al10Ni/TiO ₂	20	600	2,53	2,95

Tablo 4.2. Üretilen Al10Ni/GO kompozitlerin yoğunluk değerleri

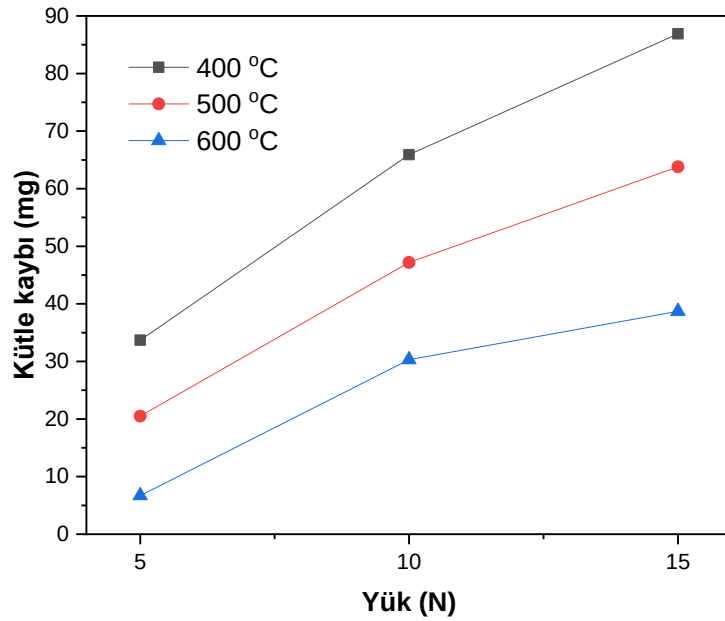
Malzeme	Öğütme Süresi (dk-h)	Takviye Oramı (%)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Deneyisel yoğunluk (g/cm ³)	Teorik yoğunluk (g/cm ³)
Al10Ni/GO	20 dk	0	400	2,35	2,91
Al10Ni/GO	20 dk	0	500	2,32	2,91
Al10Ni/GO	20 dk	0	600	2,26	2,91
Al10Ni/GO	10 h	0,5	400	2,34	2,90
Al10Ni/GO	10 h	0,5	500	2,32	2,90
Al10Ni/GO	20 h	0,5	400	2,32	2,90
Al10Ni/GO	20 h	0,5	500	2,31	2,90
Al10Ni/GO	20 h	0,5	600	2,30	2,90
Al10Ni/GO	30 h	0,5	500	2,33	2,90
Al10Ni/GO	50 h	0,5	500	2,34	2,90
Al10Ni/GO	50 h	0,5	600	2,33	2,90
Al10Ni/GO	20 h	0,5	400	2,32	2,90
Al10Ni/GO	10 h	1	400	2,30	2,89
Al10Ni/GO	20 h	1	500	2,31	2,89
Al10Ni/GO	20 h	1	600	2,30	2,89
Al10Ni/GO	30 h	1	500	2,32	2,89
Al10Ni/GO	40 h	1	500	2,33	2,89
Al10Ni/GO	40 h	1	600	2,34	2,89

4.5. Aşınma Analiz Sonuçları



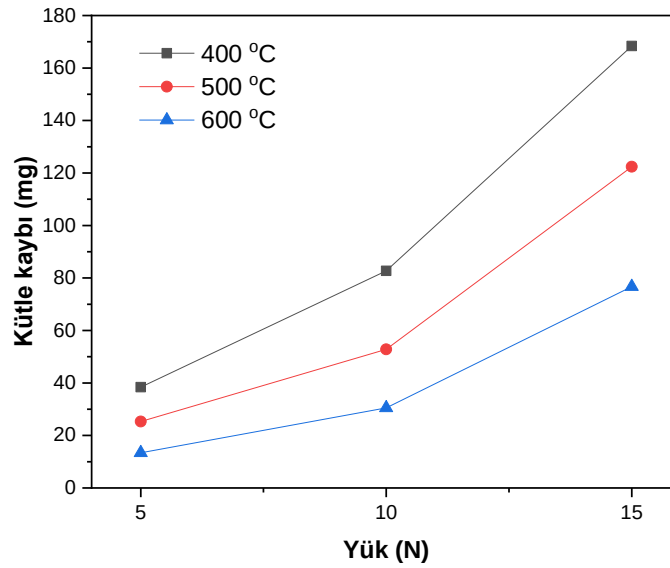
Şekil 4.25. 20 dakika sürede mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş olan Al10Ni numunelerinde yük artışına bağlı kütle kaybı grafiği

Şekil 4.25'te 20 dakika süreyle mekanik öğütme işlemine tabi tutulan ve 400 °C, 500 °C ve 600 °C' de sinterlenmiş olan takviyesiz Al10Ni alaşımına ait grafik incelendiğinde 5N yük altında en fazla kütle kaybı 400 °C' de sinterlenen numunede gerçekleşmiştir. Yük artışı devam ettikçe kütle kaybı da artmaya devam etmiştir. 10N ve 15N'luk yükler uygulandığında en fazla kütle kaybı yine 400 °C' de sinterlenen numunede gerçekleşmiştir. Al10Ni numunelerine ait bu grafikte minimum kütle kaybı 5N yük altında 600 °C' de sinterlenen numunede yaklaşık 2 mg olarak ölçülürken, maksimum kütle kaybı 15N yük altında 400 °C' de sinterlenmiş numunede yaklaşık 67 mg olarak ölçülmüştür. Tüm bu analizler göz önüne alındığında artan sinterleme sıcaklığının kütle kaybını düşürdüğü sonucuna ulaşılmıştır. Bunun sebebi ise sıcaklık artışının numune içerisinde yer alan boşlukları azaltıp, atomlar arası güçlü kaynaklaşmalar ile daha dayanıklı numunelerin oluşmasını sağlamasıdır. Böylece dayanıklı olan numuneye etki eden yükler daha az kütle kaybına neden olur.



Şekil 4.26. 10 saat sürede mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozitte yük artışına bağlı kütle kaybı grafiği

Şekil 4.26’da 10 saat süreyle mekanik alaşımlanan 400 °C, 500 °C ve 600 °C’ de sinterlenmiş olan, % 0,5 GO katkılı Al10Ni/GO kompozit malzemelerine ait grafik incelendiğinde 5N yük altında en fazla kütle kaybı 400 °C’ de sinterlenen numunede gerçekleştiği açıkça görülmektedir. Tüm numunelerde uygulanan yük miktarı arttıkça kütle kaybında da artış gözlemlenmiştir. 10N ve 15N’luk yükler uygulandığında en yüksek kütle kayıp değerleri yine 400 °C’ de sinterlenen numunelerde görülmektedir. % 0,5 katkılı Al10Ni/GO numunelerine ait grafikte minimum kütle kaybı 5N yük uygulanan 600 °C’ de sinterlenmiş numunede yaklaşık 5 mg civarındayken, maksimum kütle kaybı 400 °C’ de sinterlenen numunede 86 mg civarındadır. Grafikten de anlaşılabileceği gibi sinterleme sıcaklığının artışı kütle miktarında meydana gelen kayıpların azalmasını sağlamıştır. Sinterleme sıcaklığı arttıkça numune içerisindeki boşluklar azalmakta, tanecikler difüze olarak sıcak kaynaklaşmalar olmakta, ayrıca yeni intermetalik fazlar ortaya çıkmaktadır. Örneğin çalışmamızda genellikle sıcaklık arttıkça veya öğütme süresi arttıkça yüksek enerjiden dolayı Al_3Ni gibi yeni intermetalik fazlar oluşmakta ve böylece malzemenin dayanımı artmaktadır. Bu sonuçlara göre sinterleme sıcaklığının malzeme dayanımı üzerindeki etkisinin ne derece önemli olduğu sonucuna varılmıştır.



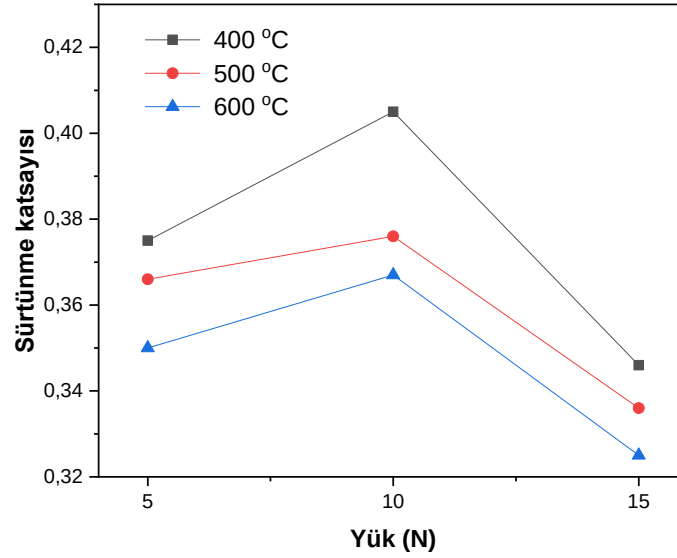
Şekil 4.27. 10 saat sürede mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş % 1 katkılı Al10Ni/GO kompozitte yük artışına bağlı kütle kaybı grafiği

Şekil 4.27’de 10 saat mekanik alaşımlanmış ve 400 °C, 500 °C ve 600 °C sıcaklıklarda sinterlenen % 1 katkılı Al10Ni/GO kompozitlerine ait grafikler incelendiğinde en fazla kütle kaybı uygulanan tüm yükler için 400 °C’ de sinterlenmiş olan numunelerde gözlemlenmiştir. En az kütle kaybı ise sinterleme sıcaklığı 600 °C olan numunelerde görülmektedir. % 1 GO ile takviyelendirilmiş Al10Ni/GO numunelerine ait grafiklerde maksimum kütle kaybı 15N yük altında yaklaşık 150 mg olan 400 °C’ de sinterlenmiş numunede görülürken, minimum kütle kaybı 5N yük altında yaklaşık 12 mg olan 600 °C’ de sinterlenmiş numunede görülmüştür.

Yük artışına bağlı olarak takviye oranı arttıkça kütle kaybının da arttığı gözlemlenmiştir. En fazla kütle kaybı grafen oksit (GO) kırılkan yapıya sahip olmasından dolayı % 1 GO katkılı numunelerde görülürken, en az yük kaybı ise takviyesiz numunelerde görülmüştür. Sinterleme sıcaklığının artması kütle kaybını azaltmıştır. Buna göre 600 °C sıcaklıkta sinterlenen numunelerin kütle kaybı daha azdır. Maksimum kütle kaybı 15 N yük altında, % 1 GO katkılı ve 400 °C sinterleme sıcaklığında olan numunede gerçekleşirken, minimum kütle kaybı ise 5 N yük altında, takviyesiz ve 600 °C’ de sinterlenen numunede gerçekleşmiştir.

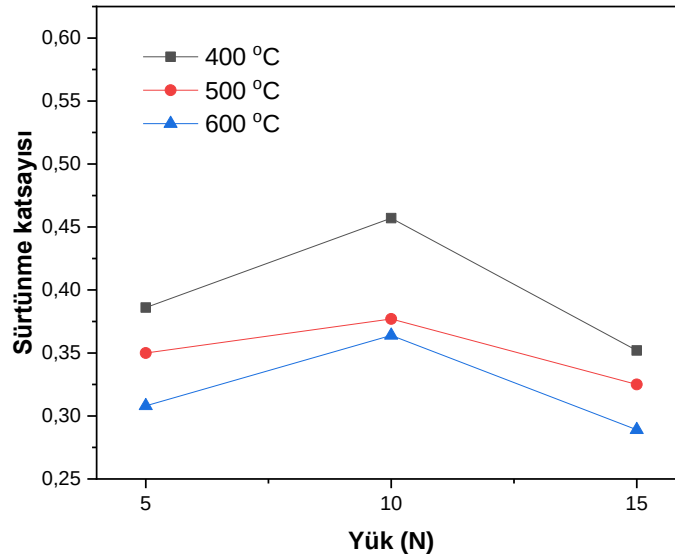
Kütle kaybında meydana gelen artışların sebebi olarak, yüzey üzerindeki GO partiküllerinin yükselen yüzey sıcaklığı ile yumuşatıcı malzemeden ayrılması düşünülmektedir (Çelik ve ark., 2020). Rana ve ark. (2014), Rao ve ark. (2012) tarafından yapılmış olan benzer çalışmalar bu sonuçlar ile benzerlik göstermektedir.

Bu analizlerin tümü göz önüne alındığında uygulanan yük ve takviye oranının artması kütle kaybını arttırdığı, sinterleme sıcaklığının artması ise kütle kaybını azalttığı sonucuna ulaşılmıştır.



Şekil 4.28. 20 dakika sürede mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş olan Al10Ni numunelerinde yük artışına bağlı sürtünme katsayısı grafiği

Şekil 4.28’de 20 dakika mekanik alaşımlanmış Al10Ni alaşımına ait grafik incelendiğinde aynı süre fakat farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş olan numunelerde yük artışına bağlı olarak sürtünme katsayısında önce artış sonra düşüş olduğu açıkça görülmektedir. Tüm numunelerde 10N’a kadar sürtünme katsayısında belirgin bir artış söz konusudur. Ancak 10N’dan sonra sürtünme kaybında gerçekleşen düşüş, kayıpların belirli bir yüke kadar arttığını ancak belli bir yükten sonra azaldığını gösterir. Grafikler analiz edildiğinde sinterleme sıcaklığının artması ile sürtünme katsayısının azaldığı görülmektedir. Al10Ni alaşımları içerisinde maksimum sürtünme katsayısı 10N yük altında 400 °C sinterleme sıcaklığında olan numunede gerçekleşirken, minimum sürtünme katsayısı 15N yük altında 600 °C sinterleme sıcaklığında olan numunede gerçekleşmiştir.



Şekil 4.29. 10 saat sürede mekanik alaşımlanmış ve farklı sıcaklıklarda sinterlenmiş % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozitte yük artışına bağlı sürtünme katsayısı grafiği

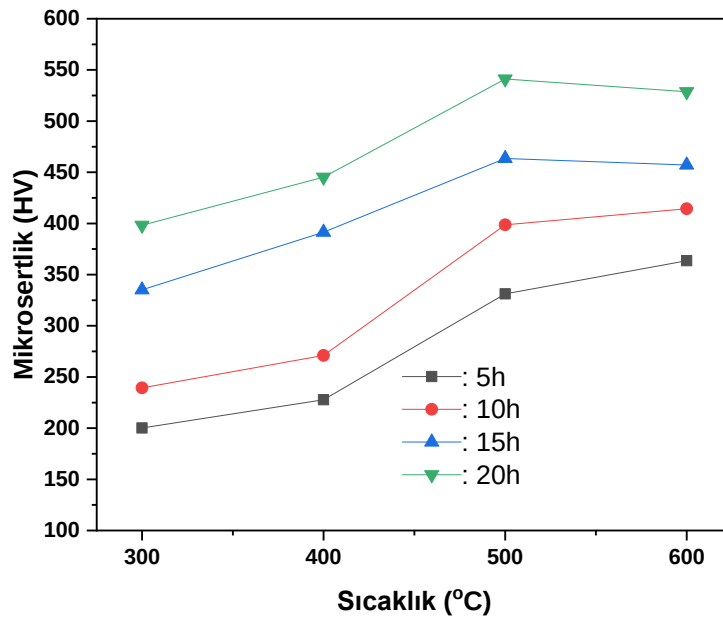
Şekil 4.29’da 10 saat süre mekaniksel öğütme işlemine tabi tutulan ve % 0,5 GO takviyeli Al10Ni/GO kompozit malzemelerinin sürtünme katsayısı grafiği incelendiğinde tüm numunelerde belirli bir yüke kadar sürtünme katsayısında artış gözlemlenmiştir. Ancak belli bir yükten sonra (10N) sürtünme katsayısında düşüş meydana geldiği görülmektedir. Bunu sebebi olarak aşındırıcı parça ve kayan yüzey arasında meydana gelen tribo yüzey, sürtünme katsayısında düşüşün gerçekleşmesine neden olur. Yani, yük artışına bağlı olarak pim ve karşı yüzey arasında oluşan nominal temas alanı artar ve bu sebeple temas sıcaklığındaki artış, yüzeyin gittikçe yumuşamasına neden olur. Böylece temas eden yüzeyler arasındaki kayma hareketi sürtünme katsayısında azalmaya yol açar (Lakshmiparthi ve Kulendran, 2014).

400 °C ve 600 °C’lerde sinterlenen numunelerde yük artışına bağlı olarak gerçekleşen sürtünme katsayısı değişimi 500 °C’de sinterlenen numuneye göre daha keskindir. Al10Ni/GO kompozit malzemelerinde maksimum sürtünme katsayısı 10N yük altında ve 400 °C sinterleme sıcaklığında olan numunede gözlemlenirken, minimum sürtünme katsayısı 15N yük altında ve 600 °C sinterleme sıcaklığında olan numunede gözlemlenmiştir. Buradan sinterleme sıcaklığında meydana gelen artışların sürtünme katsayısı değerlerini düşürdüğü sonucuna varılmıştır.

Uvaraja ve Natarajan (2012), Ravindran ve ark. (2013), Moazami-Goudarzi ve Akhlaghi (2016) gibi araştırmacıların yapmış oldukları çalışmalarda sürtünme katsayısı değerlerinin yükteki artışa bağlı olarak arttığını gözlemlemişlerdir. SiC ile güçlendirilmiş

AlSi₇Mg₂ metal matrisli kompozit malzemelerin aşınma davranışını inceleyen Çelik ve ark. (2019), ayrıca benzer çalışmalar yapan Rao ve Das (2010), Lakshmipathy ve Kulendran (2014), yapmış oldukları araştırmalar sonucunda yükte meydana gelen artışların sürtünme katsayısını belli bir yüke kadar arttırdığı, belirli bir yükten sonra sürtünme katsayısını düşürdüğü sonuçlarına ulaşarak çalışmamız ile benzer analizler yapmışlardır.

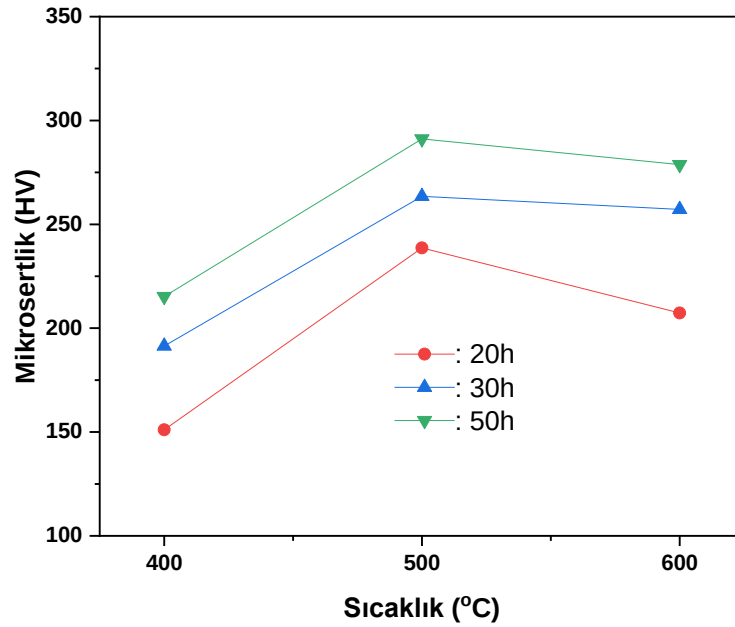
4.6. Sertlik Analiz Sonuçları



Şekil 4.30. Mekanik alaşımlama ile üretilen Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerinin mikrosertlik sonuçları

Şekilde 4.30’da mekanik alaşımlama tekniği ile farklı öğütme sürelerinde üretilen Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerinin farklı sıcaklıklarda sinterlemesi sonrası ölçülen mikrosertlik değerleri görülmektedir. Şekilde görüldüğü gibi sinter sıcaklığı arttıkça numunelerin mikrosertlik değeri artmıştır. Sıcaklık artışı ile numune içerisinde boşluklar azalarak atomlar arası kaynaklaşmalar ve yeni intermetalik fazların oluşması sonucunda sertlik artmıştır. Üretilen kompozit numunelerde öğütme süresine göre sertlik değerlendirmesi yapılırsa 5 h (saat)’den 20 h’ye kadar öğütülen numunelerde öğütme süresi arttıkça tanecik boyutlarında küçülmeler ve yeni intermetalik fazlar oluşması nedeniyle malzemenin sertlik değerleri de artmaktadır. Bu artışın sebebi XRD sonuçlarında da görüldüğü gibi numunede alaşımlama oluşmaya başlamasıdır. Numune

alaşımlama sonucunda intermetalik fazlar içeren yeni tür bir metal matrisli kompozit özelliği kazanmıştır. Şekilde açıkça görüldüğü gibi üretilen Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerinde maksimum sertlik, 20 h öğütme ile üretilen ve 500 °C’de sinterlenen numunede 541±10 HV olarak bulunmuştur. Elde edilen bu mikrosertlik değeri birçok alaşım ve kompozit malzemelere göre oldukça yüksektir. Önceki çalışmamızda mikrosertlik değeri %20 SiC katkılı Al4.5Cu/SiC kompozit malzemesinin 10 saat öğütülmesi sonucunda 260 HV olarak bulunmuştu. Sinter sıcaklığı 600 °C’ye çıkarıldığında sertlikte artma durmakta ve hatta düşmeye başlamaktadır. Bu düşüşün sebebi ise XRD ve termal analiz sonuçlarında görüldüğü gibi yeni intermetalik fazların oluşmasıdır.



Şekil 4.31. Mekanik alaşımlama ile üretilen % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozit numunelerinin mikrosertlik sonuçları

Şekilde 4.31’de mekanik alaşımlama tekniği ile farklı öğütme sürelerinde üretilen % 0,5 katkılı Al10Ni/GO kompozit numunelerinin farklı sıcaklıklarda sinterlemesi sonrası ölçülen mikrosertlik değerleri görülmektedir. Şekil 4.31’de görüldüğü gibi öğütme süresi arttıkça mikrosertlik değerleride artmaktadır. 400, 500 ve 600 °C’de sinterleme sonuçlarında ise mikrosertlik değerleri 500 °C’de 291±10 HV ile maksimum olmuştur. Şekil 4.30 ile benzerlik görülmekte fakat Al10Ni/GO kompozit numunelerinin mikrosertlik değerleri Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerinin mikrosertlik değerlerinden

oldukça düşüktür. Bu durumun sebebi GO takviye elemanının tabakalı, yumuşak ve kırılğan olmasından dolayıdır. Bu sonuca göre Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerin mekanik özellikleri Al10Ni/GO kompozit numunelerinin mekanik özelliklerinden daha üstündür.

Farklı oranlarda B₄C takviye elemanı ile güçlendirilmiş Al matrisli kompozit malzeme üretimi yapan Çelik ve Seçilmiş (2017), 560 °C, 580 °C ve 600 °C’ de sinterlemiş oldukları kompozit malzemelerde en yüksek sertlik değerini 580 °C’ de üretmiş oldukları %16 B₄C ile güçlendirilmiş numuneden elde ederek 68.1 HV ölçmüş ve yapmış olduğumuz çalışma ile benzer bir sonuç bulmuşlardır.

Abdizadeh ve ark. (2011), 600 °C ve 650 °C sinterleme sıcaklıklarında üretmiş oldukları kompozit malzemelerin fiziksel ve mekanik özellikleri üzerinde yapmış oldukları çalışmalar sonucunda sinterleme sıcaklığının kompozit malzemenin sertliğini attırdığı yönde çalışmamız ile benzer bir sonuç bulmuşlardır.

B₄C takviyesinin kompozit malzemeye fiziksel ve mekanik açıdan etkisini inceleyen Varol ve Çanakçı (2013), öğütme süresinin artmasına bağlı olarak sertlik değerlerinde de artışın meydana geldiği sonucuna varmışlardır.

Karabulut ve ark. (2013), üretmiş oldukları kompozitte mekanik alaşımlama süresinin eğme dayanımına etkisini incelerken, 10 saat süreyle mekanik alaşımlama yapılmış numunelerin sertlik değerleri turbulada karıştırma yapılmış numunelerin sertlik değerlerinin iki katından daha fazla çıktığı sonucuna ulaşmışlardır. Bu artışın sebebini ise mekanik alaşımlama süresine bağlı olarak meydana gelen partikül küçülmesinden kaynaklandığını belirtmişlerdir.

Aksöz ve ark. (2012), öğütme süresinin artmasına bağlı olarak tozlara uygulanan deformasyonun da artmakta olduğunu ve bunun sonucunda tozların sertliğinde de belli bir artış meydana geldiğini belirtmişlerdir.

Tosun ve Kurt (2019), SiC/Al₂O₃ ile güçlendirilmiş Al-Mg kompozit malzemelerinin gözeneklilik, mikroyapı ve sertlik incelemelerinde; % 15 SiC katkılı numunelerden sadece 500 °C’ de sinterlenmiş olan yapının sertlik değeri artmış, SiC takviyeli ve farklı sinterleme sıcaklıklarında üretilmiş olan diğer tüm numunelerin sertlik değerleri azalmıştır. Bunun sebebi ise artan sinterleme sıcaklığının yapıda topaklaşma meydana getirmesi ve Al₄C₃ fazının oluşması olarak açıklanabileceğini bildirmişlerdir. Ayrıca Al₂O₃ katkılı numunelerde artan sinterleme sıcaklığı sertlik değerlerini arttırmıştır ve bu da yapmış olduğumuz çalışma sonuçları ile benzerlik göstermektedir.

Ayrıca çalışmamızın sonuçlarının XRD ve Optik mikroskop sonuçları ile uyum içinde olduğu görülmüştür. Bu sonuçlara göre 20 saat öğütme ve 500 °C sinterleme ile üretilen Al₁₀Ni/TiO₂ kompozit numunelerinin mekanik özelliklerinin rakiplerine göre daha üstün olduğu anlaşılmaktadır.

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1 Sonuçlar

Yapılan bu tez çalışmasında farklı takviye oranlarında Al₁₀Ni/TiO₂ ve Al₁₀Ni/GO kompozit malzemeleri farklı öğütme sürelerinde mekaniksel alaşımlama yöntemi ile toz olarak üretilmiştir. Üretilen toz kompozitlerin mikroyapısal ve termal özellikleri XRD ve DTA ile araştırılmıştır. XRD sonuçları düşük öğütme sürelerinde kompozit içerisinde Al, Ni ve TiO₂ fazlarının olduğunu göstermiştir. Öğütme süresi 20 saate çıkarılınca Al₃Ni fazının oluştuğu gözlemlenmiştir. Ayrıca öğütme süresi arttıkça partikül boyutunun küçüldüğü görülmüştür. DTA sonuçları kompozit numunelerinin sürekli ısıtma esnasında 580-645 °C sıcaklık aralığında tane sınırları ve boşluk çevresinde bulunan saf Al fazının eriyerek difuze olmaya ve kaynaklaşmaların olduğunu işaret eden endotermik reaksiyonların oluştuğunu göstermiştir. Ayrıca 20 saat süreyle üretilen numunede 657 °C sıcaklık civarında görülen ekzotermik pik ise Al₃Ni fazının kristalleşmesini işaret etmektedir.

Üretilen toz kompozitlerin 250-300 MPa basınçta preslenmesi, 300-600 °C sıcaklıklarda sinterlenmesi, parlatılması ve dağlanması yapıldıktan sonra yapısal özellikleri XRD ve yüzey özellikleri OM ile incelenmiştir. Sinterleme sonucunda yüksek enerjili partiküllerin difuze oldukları ve kaynaklaşmalar sonucunda Al₃Ni, Al₃Ni₂ ve NiTi gibi intermetalik fazların oluştuğu XRD sonuçları ile anlaşılmıştır. 500 °C’ de sinterlenen numunelerde öğütme süresi arttıkça Al₃Ni fazının pik sayısı artmış ve en fazla 15 saat sürede mekanik alaşımlanmış numunede gözlenmiştir. Bu durum ise numunenin daha homojen olmasını sağlayarak numune sertliğini arttırmıştır. 600 °C’ de sinterleme sonucunda ise yüksek öğütme süresinde mekanik alaşımlanmış olan numunede Al₃Ni ve Al₃Ni₂ fazlarının pik sayıları artmış ve NiTi fazı görülmeye başlanmıştır. NiTi fazından dolayı optik mikroskop görüntülerinde görüldüğü gibi kaynaklaşmalar sonucu boşluklar oluşmakta ve numune daha kırılgan hale gelmektedir. Sonuç olarak mekanik alaşımlama sürelerinin ve sinterleme sıcaklıklarının artması intermetalik faz oluşumuna neden olmuş, ayrıca pik şiddetlerinde ve pik aralıklarında artışa yol açmıştır.

OM sonuçlarına göre ise sinterleme sıcaklığı arttıkça daha homojen bir yapı gözlemlenmiştir. Fakat 600 °C’ de sinterleme işlemine maruz bırakılan numunelerde kaynaklaşmalar nedeniyle boşluk miktarının arttığı görülmüştür.

Mekanik alaşımlama ile üretilen toz kompozitlerin preslenmesi ve sinterlenmesi sonucu elde edilen Al₁₀Ni/TiO₂ ve Al₁₀Ni/GO numunelerine ait deneysel ve teorik

yoğunluk değerleri belirlenmiştir. Yapılan hesaplamalar sonucu Al10Ni/TiO₂ numunelerine ait teorik yoğunluk değerleri 2,95 g/cm³ olarak bulunurken Al10Ni/GO numuneleri için teorik yoğunluk değerleri % 1 katkılı Al10Ni/GO malzemelerde 2,89 g/cm³, % 0,5 katkılı Al10Ni/GO malzemelerde de 2,90 g/cm³ olarak bulunmuştur. Al10Ni/TiO₂ kompoziti için en düşük yoğunluk 2,38 g/cm³ iken en yüksek yoğunluk 2,64 g/cm³ olarak bulunmuştur. Al10Ni/GO kompozit numuneleri için en yüksek yoğunluk değeri 2,34 g/cm³ iken en düşük yoğunluk değeri 2,30 g/cm³ olarak bulunmuştur. Ayrıca, sinterleme sıcaklığı arttıkça malzemelerin yoğunluklarında bir düşüş gözlenirken öğütme süresi arttıkça kompozit malzemelerin yoğunluklarında artış görülmektedir.

Mekanik alaşımlama ile üretilen ve farklı sıcaklıklarda sinterlenen Al10Ni/GO kompozitlerinin aşınma davranışları incelenmiştir. Yapılan deneysel sonuçlara göre kompozite uygulanan yük miktarı 5N'dan 15N'a arttırıldıkça kompozitte kütle kaybı da artmaktadır. Bu durumun sebebi yüzey üzerindeki GO partiküllerinin yükselen yüzey sıcaklığı ile yumuşatıcı malzemeden ayrılmasıdır. Ayrıca GO takviye oranının artması kütle kaybını arttırmakta, sinterleme sıcaklığının artması ise kütle kaybını azaltmaktadır.

% 0,5 GO takviyeli Al10Ni/GO kompozit malzemelerinin sürtünme katsayısı değerinin araştırılmasında tüm numunelerde belirli bir yüke kadar sürtünme katsayısında artış gözlemlenmiştir. Ancak belli bir yükten sonra (10N) sürtünme katsayısında düşüş meydana geldiği görülmüştür. Bunu sebebi ise yük artışına bağlı olarak pim ve karşı yüzey arasında oluşan nominal temas alanı artar ve bu sebeple temas sıcaklığındaki artış, yüzeyin gittikçe yumuşamasına neden olmakta ve böylece temas eden yüzeyler arasındaki kayma hareketi sürtünme katsayısını da azaltmaktadır. Ayrıca sinterleme sıcaklığında meydana gelen artışların da sürtünme katsayısı değerlerini düşürdüğü görülmüştür.

Mekanik alaşımlama ile üretilen toz kompozitlerin preslenmesi ve sinterlenmesi sonucu elde edilen Al10Ni/TiO₂ ve Al10Ni/GO numunelerine ait mikrosertlik değerleri bulunmuştur. Elde edilen sonuçlara göre sinter sıcaklığı arttıkça numunelerin mikrosertlik değeri artmıştır. Sıcaklık artışı ile numune içerisinde boşluklar azalarak atomlar arası kaynaklaşmalar ve yeni intermetalik fazların oluşması sonucunda sertlik artmıştır. Ayrıca, 5 h'den 20 h'ye kadar öğütülen numunelerde öğütme süresi arttıkça tanecik boyutlarında küçülmeler ve yeni intermetalik fazlar oluşması nedeniyle malzemenin sertlik değerleri de artmaktadır. Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerinde maksimum sertlik, 20 h öğütme ile üretilen ve 500 °C'de sinterlenen numunede 541±10 HV olarak bulunmuştur.

Mekanik alaşımlama tekniği ile farklı öğütme sürelerinde üretilen % 0,5 katkı Al10Ni/GO kompozit numunelerinin farklı sıcaklıklarda sinterlemesi sonrası ölçülen mikrosertlik değerleri öğütme süresi arttıkça mikrosertlik değerlerinin arttırdığını göstermiştir. 400, 500 ve 600 °C’de sinterleme sonuçlarında ise mikrosertlik değeri 500 °C’de 291 ± 10 HV ile maksimum olmuştur. Bu sonuçlara göre Al10Ni/GO kompozit numunelerinin mikrosertlik değerleri Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerinin mikrosertlik değerlerinden oldukça düşük olup Al10Ni/TiO₂ kompozit numunelerin mekanik özelliklerinin Al10Ni/GO kompozit numunelerinin mekanik özelliklerinden daha üstün olduğu anlaşılmaktadır.

5.2 Öneriler

Mekaniksel alaşımlama tekniği ile üretilen Al10Ni/TiO₂ ve Al10Ni/GO kompozit malzemeleri farklı üretim teknikleri ile üretilebilir ve özellikleri araştırılabilir. Üretilen Al10Ni/TiO₂ ve Al10Ni/GO kompozitlerinde matris veya takviye malzemelerinin oranları değiştirilerek yeni kompozitler farklı tekniklerle üretilebilir. Üretilen bu kompozitlerin sanayide kullanımı veya teknolojiye katkısı araştırılabilir. Tez kapsamında üretilen kompozitler mekanik alaşımlama tekniği ile toz olarak üretildiğinden çekme testi, yorulma testi gibi mekanik testler uygulanmamıştır. Bu kompozitler farklı tekniklerle üretilip mekanik testler uygulanarak özellikleri araştırılabilir.

KAYNAKLAR

- Abdizadeh, H., Ashuri, M., Moghadam, P.T., Nouribahadory, A., Baharvandi, H.R., 2011, Improvement in Physical and Mechanical Properties of Aluminum/Zircon Composites Fabricated by Powder Metallurgy Method, *Materials & Design*, 32, 4417-4423.
- Akbulut H., 2000, Alümina Fiber Takviyeli Al-Si Metal Matriksli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı-Özellik İlişkilerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, *İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Akdoğan, A., 2005, Makine Malzemelerinde Korozyon ve Yüzeysel Koruma, Yüksek Lisans Ders Notu, Yıldız Teknik Ü., İstanbul.
- Akdoğan, A., 2005, İmalatta Kompozit Malzemeler, Lisans Ders Notu, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul.
- Akoral, E., Türker, M., Özçatalbaş, Y., 2002, Al Matrisli SiC Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemi İle Üretimi, *3.Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı Bildiriler CD'si*, 942-950.
- Aksöz, S., Özdemir, A.T., Bostan, B., 2012, AA2014 Alüminyum alaşım tozlarının karbon ile sentezlenmesi ve özelliklerinin belirlenmesi, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 27(1), 109-115.
- Altun, H., Şen, S., 2006, PVD Tekniğiyle Yapılan Kaplamaların Magnezyum Alaşımlarının Yapısal, Mekanik ve Tribolojik Özelliklerine Etkisi, *11.Uluslararası Malzeme Sempozyumu Bildiriler Kitabı*, 1002.
- Ankara, A., 1995, İleri Teknoloji Kompozit Malzemeler, *8. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, İstanbul, 665-672.
- Anonim, 2016, <https://www.kimyadersi.org/titanyum.html/Titanyum>.
- Anonim, 2017, <https://www.muhendisbeyinler.net/ucak-yapiminda-kullanilan-malzemeler>
- Anonim, 2019, <https://www.facebook.com/158491004231815/posts/2388065604607666/>
- Anonymous, 2012, [http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=structure_of_composites/Materials Engineering](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=structure_of_composites/Materials_Engineering).
- Anonymous, 2012, http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=structure_of_composites/
- Arık, H., Bağcı, C., 2003, Investigation of Influences of Pressing Pressure and Sintering Temperature on the Mechanical Properties of Al-Al₄C₃ Composite Materials, *Turkish J. Eng. Env. Sci.*, 27, 53-58.

- Arslan, E.C., 2019, TiC/AA7075 Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemi ile Üretimi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, *Lisansüstü Eğitim Enstitüsü*, Konya, 45-55.
- Bakan H. Ğ., 1999, Toz Metalurjisi Yöntemi ile Üretilen Cu-%25Cr Elektrik Kontak Malzemesinin Sinterlenme Davranışlarının İncelenmesi, Doktora Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 100690.
- Baksan, B., Gürler, R., 2003, Toz Metalurjisinin Savunma Sanayiinde Uygulanması. *Osmangazi Üniversitesi Metalurji Enstitüsü*, Eskişehir.
- Bedir, F., 2006, Alüminyum Kompozitlerin Üretimi, Karakteristik Özellikleri ve Endüstriyel Uygulamaları, *Mühendis ve Makine*, 47(554), 28-35.
- Benjamin, J. S., 1970, Dispersion strengthened superalloys by mechanical alloying, *Metall. Trans.*, 1, 2943.
- Benjamin JS., In: Arzt E., Schultz L., 1989, New materials by mechanical alloying techniques, Oberursel, *Germany: DGM Informationsgesellschaft*, 3-18.
- Bertholet, J. 1999, Composite materials: Mechanical behavior and structural analysis, *New York: Springer*.
- Boag, A.E., Hughes, N.C., Wilson, A., Torpy, C.M., MacRae, A.M., Glenn, T.H., Muster, 2009, How complex is the microstructure of AA2024-T3? *Corros. Sci.* 51 1565–1568.
- Bodukuri, A.K., Eswaraiah, K., Rajendar, K., Sampath, V., 2016, abrication of Al—SiC—B₄C metal matrix composite by powder metallurgy technique and evaluating mechanical properties, *Perspectives in Science*, 8, 428-431.
- Bonollo, F., Urban, J., Bonatto, B. ve Botter, M., 1995, Gravity and low pressure die casting of aluminium alloys: a technical and economical benchmark, *La Metallurgia Italiana*, 97, 23-32.
- Boyer, R.R., 1992, New titanium applications on the boeing-777 airplane, *JOM Journal of the Minerals Metals & Materials Society*, 44 (5), 23-25.
- Burg, T., ve Crosky, A., 2001, Materials for Aeronautical Engineering Published Course Materials, *University of New South Wales*, Australia.
- Burgucu, S., 2011, 7075 Alüminyum Alaşımlarının Üretimi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 28-39.
- Campbell, S. J., and Kaczmarek, W. A., Mössbauer Spectroscopy Applied to Materials and Magnetism, (G. J. Long and F. Grandjean, eds.) *Plenum Press*, New York, 2, 273.

- Canakci, A., Varol, T., 2014, Microstructure and properties of AA7075/Al-SiC composites fabricated using powder metallurgy and hot pressing, *Powder Technology*, 268, 72-79.
- Cayron, C., 2000, TEM Study of Interfacial Reactions and Precipitation Mechanisms in Al₂O₃ Short Fiber or High Volume Fraction SiC Particle Reinforced Al-4Cu-1Mg0.5 Ag Squeeze-Cast Composites, Doktora Tezi, *École Polytechnique Fédérale de Lausanne*.
- Chawla, K.K., 1987, Composite materials-science and engineering, Ed. N.J. Grant, *Springer-Verlag*, NewYork, NY, 6.
- Chawla, N. Chawla , K. K. 2006, Metal Matrix Composites, *Springer*, New York, USA.
- Chung, S. and Hwang, B.H., 1994, A microstructural study of the wear behaviour of SiCp/Al composites, *Tribology International*, 27, 307-314.
- Chung, D. D. L., ve Zweben, C. (2000). Composites for electronic packaging and thermal management in *Comprehensive Composite Materials*. Amsterdam: Elsevier, 6, 701-725.
- Clyne, T.W. 2001, Metal Matrix Composites: Matrices and Processing, in *Encyclopaedia of Materials: Science and Technology*, Ed. Mortensen, A., *Elsevier*.
- Cook, J.L., and Mohn, W.R., 1987, Whiker-reinforced MMCs, *Engineering Composites Handbook*, Composites, ASM International, Metal Park, Ohio, USA, 1, 896-902.
- Cullity, B.D., 1967, *Elements of X-Ray Diffraction*, Addison-Wesley Publishing Comp. Inc., Reading, Massachusetts, Vol 2, 29-54.
- Çanakçı A., 2006, AA2024 matrisli B₄C Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Vortex Yöntemiyle Üretimi ve Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, *Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Trabzon.
- Çelik, Y.H., Demir, M.E., Kilickap, E., Kalkanli, A., 2020, Investigation of wear behavior of aged and non-aged SiC-reinforced AlSi7Mg2 metal matrix composites in dry sliding conditions, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 42:8.
- Çelik, Y.H., Kilickap, E., 2019, Hardness and Wear Behaviours of Al Matrix Composites and Hybrid Composites Reinforced with B₄C and SiC, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 57,(9-10), 613–622.
- Çelik, Y.H., Kilickap, E., Yenigun, B., 2018, TM Yöntemi ile Üretilmiş Al Matrisli Kompozitlerde Presleme Basıncının ve B₄C Oranının Sertlik ve Aşınma Davranışı Üzerine Etkisi, *Fırat Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 31 (1), 33-40.

- Çelik, Y.H., Secilmis, K., 2017, Investigation of wear behaviours of Al matrix composites reinforced with different B₄C rate produced by powder metallurgy method, *Advanced Powder Technology*, 28, 2218-2224.
- Çerezci T., 2008, Nikel Partikül Takviyeli Alümina Seramik Kompozitlerin Sentezi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, 21604.
- Çolakoglu, L., 2020, Kompozit Malzeme Nedir? Avantajları ve Dezavantajları, <https://levtems.com/kompozit-malzeme-nedir-kullanim-amaci-avantajlari-ve-dezavantajlari-lari-nelerdir/>
- Danappa, G.T., Swamy, R.P., 2019, Study on wear behaviour of Al7075 metal matrix composite with reinforced Gr and Nano TiO₂ particles by Taguchi method, *Materials Science and Engineering*, 577.
- Demir, F. 2014, Mekanik Alaşımlama Yöntemi İle FeCrC Takviyeli Ni Esaslı Kompozit Üretimi, Yüksek Lisans Tezi, *Fen Bilimleri Enstitüsü*, Elazığ.
- Demirkesen, E., 2003, Kompozit Malzemeler Ders Notları, İstanbul Teknik Üniversitesi.
- Deschams, A., Dumont, D., Brechet, Y., Siğli, C. ve Dubost, B., 2001, Process modeling of age-hardening aluminum alloys from microstructure evolution to mechanical and fracture properties, ASM International, *Materials Park*, OH, 298-305.
- Eker, A.A., 2008, Al ve Alaşımları, Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü Ders Notları, İstanbul.
- Eker, A.A., 2008, Bakır ve Bakır Alaşımları, Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü Ders Notları, İstanbul.
- Eker, A.A., 2008, Magnezyum ve Alaşımları, Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü Ders Notları, İstanbul.
- Eker, A.A., 2008, Seramik Matrisli Kompozit Malzemeler ve Üretimi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü Ders Notları, İstanbul.
- Ergün, N., 2006, Reaktif Sıcak Presleme Yöntemiyle B₄C/SiC Kompozitlerinin Üretimi, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Ersoy, H. Y., 2001: Kompozit Malzeme, Literatür, İstanbul.
- Fidan, S., 2011, Polimer matrisli kompozitlerin darbe davranışlarının incelenmesi ve oluşan hasarların mikro tomografi yöntemiyle incelenmesi, Doktora Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen bilimleri Enstitüsü*, Kocaeli, 10-20.
- German, R.M., 1994, Powder Metallurgy Science, *Princeton*, New Jersey.

- German, R., 1994, Powder Metallurgy, *Metal Powder Industries Federation*, New Jersey, 472 s.
- German, R.M., 1994, Powder Metallurgy Science, *Metal Powder Industries Federation*, U.S.A., 2, 58-64.
- Göde C., 2011, TM ile Üretilmiş Alumix-231 SiCp ve B₄Cp Kompozitlerin Farklı Üretim Yöntemlerinin Mekanik Özelliklere Etkisi, Doktora Tezi, *Pamukkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Denizli, 287606.
- Harris, S.J., Gai, H.W. and Weatherbern, P.C., 1993, International conference on advances in composite materials, The Mineral, *Metals and Materials Society*.
- Hiçyılmaz, N., Aydın, Ş., Sarıtaş, S., 1999, Toz Metalürjisi İle Üretilmiş Alüminyum Esaslı Tanecikli Kompozitlerin Mekanik Özellikleri, *2.Uluslararası Katılımlı Toz Metalürjisi Konferansı Bildiriler Kitabı*, 621-629.
- Hull, D. ve Clyne, T.W., 1996, An Introduction to Composite Materials, *Cambridge University Press*, Cambridge, 2.
- Hummel, R. E., 1997, Understanding Materials Science: History, Properties, Applications, Springer-Verlag, USA.
- Ibrahim, I. A., Mohamed, F. A., ve Lavernia, E. J., 1991, Particulate reinforced metal matrix composites-a review, *Journal of Materials Science*, 26(5), 1137-1156.
- İşlek, H.İ., 2020, Kompozit Malzemeler ve Kısa Tarihi, <http://kompozithayalleri.com/kompozit-ibrahimmalzemeler-ve-kisa-tarihi/>
- James W.B., Corporation H., 2015, Powder Metallurgy Methods and Applications, ASM Handbook Powder Metallurgy, 7, 1-11.
- Javadi, A., Mirdamadi, S., Faghihisani, M., Shakhesi, S. and Soltani, R., 2013, Well dispersion of multi-walled carbon nanotubes in aluminum matrix composites by controlling the mixing process, Fullerenes, *Nanotubes and Carbon Nanostructures*, 21, 436-447.
- Kalaycıoğlu, A.S., 2010, SiC Tane Katkılı Alüminyum Kompozitlerin Toz Metalürjisi ile Üretimi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, *Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmir.
- Kalemtaş, A., 2014, Metal matrisli kompozitlere genel bir bakış, *Putech&Composites*, 22, 1830.
- Kainer, K.U., 2006, Metal Matrix Composites-Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering, *WILEY Publishing*, Weinheim.
- Karabulut, H., Çıtak, R., Çinici, H., 2013, Mekanik alaşımlama süresinin Al + % 10 Al₂O₃ kompozitlerde eğme dayanımına etkisi, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 28 (3), 635-643.

- Karabulut, H., Karacif, K., Çıtak, R., 2019, Al₂O₃ Takviyeli Alüminyum Esaslı Kompozit Malzemelerde Mekanik Alaşımlama Süresinin Korozyon Davranışına Etkilerinin İncelenmesi, *Uluslararası Mühendislik Araştırma ve Geliştirme Dergisi*, 11(2), 576-583.
- Kaw, A.K., 1997, Mechanics of Composite Materials, *Boca Raton: CRC Press*, 3, 61-65.
- Kaya, A.İ., 2016, Kompozit Nedir? Kompozit Malzemeler ve Özellikleri, *Putech&Composites*, 38-45.
- Kayalı, E.S., Eruslu, N., Taptık, Y., ve Çimenoglu, H., 1997, Hasar Analizi Seminer Notları, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası, İstanbul.
- Keçeli, Z., 2007, Characterization Investigations of Powder and Sintered Al-SiC and Al-B₄C Composites Developed via Mechanical Alloying, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Kok, M., 2005, Production and mechanical properties of Al₂O₃ particle-reinforced 2024 aluminium alloy composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 161, 381-387.
- Kopeliovich, D., 2007, Materials Engineering, *Substances & Technologies*.
- Kök, M 2001, Al₂O₃ Partikül Takviyeli 2024 Alüminyum Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi, *Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen ve Mühendislik Dergisi*, 20, (2),131-142.
- Kumar, S., 2016, Fabrication and Machining Studies of Al(6351)-SiC-B₄C Hybrid Metal Matrix Composite, Ph.D. Thesis, *Kalasalingam Academy of Research and Education*, Tamil Nadu.
- Lakshmiopathy J., Kulendran B., 2014, Reciprocating wear behavior of 7075Al/SiC in comparison with 6061Al/Al₂O₃ composites, *Int J Refract Met Hard Mater*, 46, 137–144.
- Lawley, A., 1992, Monographs in P/M Series No : 1. Metal Powders Industries Federation, Princeton, NJ, USA, 1-11.
- Lee, P.W., 1998, ASM Handbook: Powder Metallurgy Technologies and Applications, *ASM International*, 7.
- Lenel, F.V., 1972, Powder Metallurgy – Principles and Applications, Metal Powders Industries Federation, Princeton, NJ, USA.
- Lindroos, V.K. and Talvitie, M. J., 1995, Recent advances in metal matrix composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 53, 273-284

- Loh, N. H., Tor, S.B., Khor, K.A., 2001, Production of metal matrix composite part by powder injection molding, *Journal of Materials Processing Technology*, 108, 398-407.
- Lubin, G., 1982, Handbook of Composites, New York: Van Nostrand Reinhold Company, 1.
- Midson, S.P., Jackson, A., Jackson, A., 2006, A comporaison of the thixocasting and rheocasting, *World Foundry Congress Casting The Future*, 22, 8-9.
- Mindivan, H., 2007, Silisyum Karbür takviyeli Alüminyum matris kompozitlerin tribolojik davranışlarının incelenmesi, Doktora Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Fakültesi*, İstanbul, 3-4.
- Mindivan, H., 2007, Silisyum Karbür takviyeli Alüminyum matris kompozitlerin tribolojik davranışlarının incelenmesi, Doktora Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Fakültesi*, İstanbul, 44-45.
- Miracle, D.B. ve Donaldson, S.L. 2001, ASM Handbook, Composites, ASM International, 21.
- Miracle, D. B., 2005, Metal matrix composites - From science to technological significance, *Composites Science and Technology*, 65, 2526-2540
- Miserez, A., Müller, R., Rossoll, A., Weber, L. and Mortensen, A., 2004, Particle reinforced metals og high ceramic content, *Materials Science and Engineering A*, 387-389, 822-831.
- Moazami-Goudarzi M., Akhlaghi F., 2016, Wear behavior of Al5252 alloy reinforced with micrometric and nanometric SiC particles, *Tribol Int*, 102, 28–37.
- Moore, J.J., Wilson, D.V. and Roberts, W.T., 1981, Formability limits of metalmetal composites on rolling in the direction of fiber alignment, *Materials Science and Engineering*, 48(1), 107-112.
- Murty B.S., Koteswara Rao R.V., Mukhopadhyay N.K., 2004, Stability of quasicrystalline phase in Al–Cu–Fe, Al–Cu–Co and Al–Pd–Mn systems by high energy ball milling, *Journal of NonCrystalline Solids*, 334-335, 48-51.
- Naik, G.M., Sachin, B., Badiger, R.I., Hebbale, A.M., 2020, Microstructure and mechanical properties of TiO₂ reinforced ZA22 metal matrix composite, *Materials Today: Proceedings*.
- Nakazato, R.Z., Codaro, E.N., Ribeiro, L.M.F. ve Hein, L.R.O., 2001, Qualitative and quantitative characterization of aluminum alloys after corrosion testing, *Praktische MetallographiePractical Metallography*, 38 (6), 301-313.
- Nazik C., Alüminyum Matrisli B4C Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilmesi ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 2013, 335380.

- Nelson, O.E., 1991, Titanium staves off composites, *Advanced Materials & Processes*, 139 (6), 18-23.
- Newkirk, J.W. ve Kohser, R.A., 2004, Designing with Powder Metallurgy Alloys, In *Handbook of Mechanical Alloy Design* (G. E. Totten, L. Xie, K. Funatani, Eds.), New York: Marcel Dekker, 641-667.
- Ocak G., Baba, E., Terlemezoglu, A., Güleç, C., 2018, Masaüstü Plastik Ekstrüzyon Makinesi Tasarını ve imalatı, Bitirme Projesi, *Karadeniz Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü*, Trabzon, 9-10.
- Okumuş, M., 2006, Al-Ni-Si alaşımlarının katılaştırma ile üretilmesi ve özelliklerinin incelenmesi, Yüksek Lisans tezi, *Kahramanmaraş Sütçü İmam Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kahramanmaraş, 17-18.
- Okumuş, M., Bülbül, B., 2018, Investigation of Thermal and Microstructural Properties of SiC Added Al-Cu Matrix Composite, *International Engineering and Natural Sciences Conference (IENSC 2018)*, Diyarbakır.
- Okumuş, M., Bülbül, B., 2020, Mekanik Alaşımlama Metodu ile Üretilen Al-4.5Cu/SiC Kompozitin Termal ve Mikroyapısal Özelliklerinin İncelenmesi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, 8(2), 405-417.
- Onat, A., 2015, Kompozit Malzemeler. Ders notu, Makina ve Metal Teknolojileri Bölümü, Sakarya Meslek Yüksek Okulu, Sakarya Üniversitesi, Sakarya.
- Ögel, B., 1997, Kompozit Malzemelerde Son Gelişmeler ve İleriye Dönük Beklentiler, 9. *Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, İstanbul, 639-649.
- Özgür, Ş., Topaloğlu, V., Küçükbaş, M., 2007, Metak Matriksli Kompozit Malzemeler, <https://slideplayer.biz.tr/slide/2007898/>
- Özkan, S., 2007, Alüminyum Matriksli SiC Parçacık Takviyeli Kompozitlerin Mekanik Alaşımlama Yöntemiyle Üretimi ve Kuru Aşınma Davranışlarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara.
- Özyürek, D., 2002, Mekanik alaşımlama yöntemi ile titanyum bazlı metal matris kompozit malzemelerin üretimi ve karakterizasyonu, Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 20-40.
- Parswajinan, C., Vijaya Ramnath B., Vetrivel M., Riyaz Ahmed A., Syed Mohamed Buhari A.S.A., Muthukumaaran C., Anish Hilary I., 2018, Design and Fabrication of Impact Die for Powder Metallurgy, *Materials Today: Proceedings*, 5, 329–334.
- Patila M. O., Khedkar N. N., Sachit T. S., Singh T. P., 2018, A Review on Effect of Powder Metallurgy Process on Mechanical and Tribological Properties of Hybrid Nano Composites, *Materials Today: Proceedings*, 5, 5802–5808.

- Rana RS., Purohit R., Sharma AK., Rana S., 2014, Optimization of wear performance of AA5083/10 wt.% SiCp composites using Taguchi method, *Procedia Mater Sci* 6:503–511.
- Rao RN., Das S., 2010, Effect of matrix alloy and influence of SiC particle on the sliding wear characteristics of aluminium alloy composites, *Mater Des*, 31, 1200–1207.
- Rao RN., Das S., Mondal DP., Dixit G., 2012, Mechanism of material removal during tribological behaviour of aluminium matrix (Al–Zn–Mg–Cu) composites, *Tribol Int*, 53, 179–184.
- Rawal, S., 2001, Metal matrix composites for space applications, *The Journal of The Minerals, Metals and Materials Society*, 53, 3-7.
- Ravindran P., Manisekar K., Rathika P., Narayanasamy P., 2013, Tribological properties of powder metallurgy—processed aluminium self lubricating hybrid composites with SiC additions, *Mater Des*, 45, 561–570.
- Rezayat M., Akbarzadeh, A., Owhadi, A., 2012, Production of high strength Al–Al₂O₃ composite by accumulative roll bonding, *Composites: Part A*, 43, 261-267.
- Roll, K.H., 1984, Metals Handbook 9th Edition, *ASM Metals Park*, Ohio, USA, 7, 671-678.
- Ruiz-Navas, E.M., Fogagnolo, J.B., Velasco, J.M., Froyen, L., 2006, One Step Production of Aluminium Matrix Composite Powders by Mechanical Alloying, *Composites, A*, 37, 2114-2120.
- Irhayyim, S.S., Hammood, S.H., Abdulhadi, H.A., 2019, Effect of nano-TiO₂ particles on mechanical performance of Al–CNT matrix composite, *AIMS Materials Science*, 6 (6), 1124-1134.
- Sağırılı, A., 1990, Mekanik Eksantrik Toz Metal Presi ve Toz Metal Teknolojisi, Yüksek Lisans Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Sak, N., 2018, Alümina katkılı ve Nikel ile alaşımlandırılmış Alüminyum esaslı kompozitlerde özelliklerin karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Fakültesi*, Kocaeli, 1-2.
- Sawtell, R.R., Hunt, W.H., Rodjom, J., Hilinski, E.J., Milson, J.H., 1996, Method of Producing Structural Metal Matrix Composite Products from a Blend of Powders, *US Patent*, 5, 561 829.
- Scala, E.P., 1996, A Brief History of Composites in the U.S., *The Dream and the Success*, JOM, 48(2), 45-48.
- Schwartz, M.M., 1984, Composite Materials Handbook, *McGraw-Hill*, Newyork.

- Schwartz, M.M., 1999. Composite materials: Mechanical Behavior and Structural Analysis, *Springer*, New York.
- Sınmazçelik, T., 2003, Kompozit Malzemeler Ders Notları, Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli.
- Singh, M., Rana, R. S., Purohit, R., Sahu K., 2015, Development and analysis of al-matrix nano composites fabricated by ultrasonic assisted squeeze casting process, *Materials Today: Proceedings*, 2(4-5), 3697-3703.
- Smith, W.F., 2001, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği, Çeviren: Kınikoğlu, N., Literatür Yayıncılık, İstanbul.
- Sönmez, M., 2009, Polimer Matrisli Kompozitlerin Endüstri Ürünleri Tasarımında Önemi ve Geleceği: Türkiye’den Dört Örnek Firma Üzerine İnceleme, Yüksek Lisans Tezi, *Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 42-46.
- Söyler A. U., 2008, Mekanik Alaşımlama Yöntemleri ile Üretilmiş Al-Fe Tabanlı SiC ve Y₂O₃ Pekiştiricili Kompozitlerin Geliştirilmesi ve Karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 223111.
- Staab, G.H., 1999, Introduction to composite materials. Laminar composites. Boston: Butterworth-Heinemann.
- Subaşı, E., 2005, Mekanik Alaşımlama Yöntemiyle Volfram Esaslı Toz Malzemelerin Sentezlenmesi ve Sinterleme, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 97.
- Suryanarayana, C., 2001, Mechanical alloying and milling, *Progress in Materials Science*, 46, 1-184.
- Suryanarayana, C., Ivanov, E. and Boldyrev, V.V., 2001, The Science and Technology of Mechanical Alloying, *Materials Science and Engineering A*, 304-306, 151-158.
- Sümer, A., 1996., X-Işınlari Difraksiyonu İ.T.Ü. 56-80.
- Szklarska-Smialowska Z., 1999, Pitting corrosion of aluminum, *Corros. Sci.*, 41, 1743–1767.
- Şahin, O., 2016, Mekanik Alaşımlanmış Alüminyum Esaslı Seramik Takviyeli Kompozitlerin Mikro Yapısının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kayseri, 10-11.
- Şahin, Y., 2000, Kompozit Malzemelere Giriş, Ankara: Gazi, 1.
- Şahin, Y., 2004, Silisyum Karbür Takviyeli Al-Si Matrisli Kompozit Malzemelerin Mikro yapılarının ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, *Y.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü*, Doktora Tezi, İstanbul, 35-47.

- Şahin, Y., 2006, Kompozit Malzemelere Giriş, Seçkin Yayıncılık San. ve Tic. Aş., Ankara, Ekim.
- Şahin, Y., 2015, Kompozit Malzemelere Giriş, Ankara: Seçkin, 3.
- Şimşek, İ., Yıldırım, M., Tunçay, T., Özyürek, D., Şimşek, D., 2018, Mekanik Alaşımlama/Öğütme Yöntemi ile Üretilen Al-SiC Kompozitlerin İncelenmesi, *Technological Applied Sciences*, 13(2), 165-171.
- Şimşek, İ., (2019), Mekanik Alaşımlama Yöntemi ile Üretilen Farklı Miktarlarda ZrO₂ Takviyeli Al-2Gr Matrisli Kompozit Malzemelerin Aşınma Performanslarının İncelenmesi, *El-Cezerî Fen ve Mühendislik Dergisi*, 6 (3), 594-605.
- Soy, U., 2009, Doktora tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
- Teti, R., 2002, Machining of composite materials, *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 51(2), 611-634.
- Tjong, S. C., 2013, Recent progress in the development and properties of novel metal matrix nanocomposites reinforced with carbon nanotubes and graphene nanosheets, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 74: 281-350.
- Toaz, M.W., 1987, Discontinuous ceramic fiber MMCs, Engineering Composites Handbook, Vol.1: Composites, ASM International, *Metal Park*, Ohio, USA, 903-910.
- Toptan, F., 2006, Alüminyum Matrisli B₄C takviyeli kompozitlerin döküm yöntemi ile üretimi, Yüksek Lisans Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul.
- Toptan, F., 2012, Alüminyum Matrisli B₄C Partikül Takviyeli Aşınma Direnci Yüksek Kompozit Malzeme Üretimi, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji Ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı Malzeme Programı, İstanbul
- Torabi, H., Arghavanian, R., 2019, Investigations on the corrosion resistance and microhardness of Cu₁₀Sn/SiC composite manufactured by powder metallurgy process, *Journal of Alloys and Compounds*, 806, 99-105.
- Torralba, J. M. Da Costa, C. E. Velasco, F., 2003, P/M aluminium matrix composites an overview, *Journal of Materials Processing Technology*, 133, 203–206.
- Tosun, G., Kurt, M., 2019, The porosity, microstructure, and hardness of Al-Mg composites reinforced with micro particle SiC/Al₂O₃ produced using powder metallurgy, *Contents lists available at ScienceDirect*.
- Umasankar, V., Xavior, M.A., Karthikeyan, S., 2014, Experimental evaluation of the influence of processing parameters on the mechanical properties of SiC particle reinforced AA6061 aluminium alloy matrix composite by powder processing, *Journal of Alloys and Compounds*, 582, 380-386.

- Uvaraja VC., Natarajan N., 2012, Optimization of friction and wear behaviour in hybrid metal matrix composites using Taguchi technique, *J Miner Mater Charact Eng*, 11, 757–768.
- Uygur, İ., ve Saruhan, H., 2004, Alüminyum esaslı metal matris kompozit malzemelerin mekanik özellikleri, *SAU Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 8(1), 167-174.
- Ünal, O., 2007, Kompozit Malzemelerin Özellikleri ve Sınıflandırılması.
- Ürkmez, N., 2004, AlMg₃ / SiCp Kompozitlerinin Üretimi ve Mekanik Özelliklerindeki Değişimlerin İncelenmesi, Doktora Tezi, *Y.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 21-31.
- Westbrook J.H., 1990, Materials: History Before 1800, Concise Encyclopedia of Building and Construction Materials, Ed. Fred Moanvenzadeh, Pergamon- MIT Press, Cambridge MA, 412-423.
- Whittaker, D., 2008, Powder Metallurgy The Process and Its Products, European Powder Metallurgy Association 1992.
- Wlodarczyk-Fligier, A., Dobrzanski, L.A., Kremzer, M., Adamiak, M., 2008, Manufacturing of aluminium matrix composite materials reinforced by Al₂O₃ particles, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 27, 1.
- Wu, G., Zhang, Q., Chen, G., Jiang, L. and Xiu, Z., 2003, Properties of high reinforcement-content aluminum matrix composite for electronic packages, *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 14, 9-12.
- Varol, T., 2012, AA2024 Matrisli B₄C Parçacık Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretimi Ve Özelliklerinin İncelenmesi, *Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Trabzon.
- Varol, T., Çanakçı, A., 2013, Effect of Weight Percentage and Particle Size of B₄C Reinforcement on Physical and Mechanical Properties of Powder Metallurgy Al2024-B4C Composites, *Metals and Materials International*, 19 (6), 1227-1234.
- Veeresh-Kumar, G. B., Rao, C. S. P. and Selvaraj, N., 2011, Mechanical and tribological behavior of particulate reinforced aluminum metal matrix composites –a review, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 10: 59-91.
- Vitrivius, A., 1990, Mimarlık Üzerine On Kitap, Kitap 2, ss.25-45, Kitap 7, ss.143-154, Morgan, M.H. tercümesinden Türkçe'ye tercüme: Güven S., Şevki Vanlı Mimarlık Vakfı Yayını, 975-7722-03-0.
- Yamanoğlu R., 2011, Atomizasyon Teknikleri ile Toz Üretimi, Sinterlenmesi ve Karakterizasyonu, Doktora Tezi, *Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kocaeli, 290440.

- Yamauchi I., Ohmori M., Ohnaka I., 2000, Rapid solidification and mechanical alloying of Al–Co–Cu ternary alloys for chemical leaching, *Journal of Alloys and Compounds*, 299, 276-282.
- Yılmaz, S., 2004, <https://dokumhane.net/kutuphane/sikistirma-dokumle-uretilen-aluminyum-tabanli-kompozitler/>
- Zebarjad S.M., Sajjadi S.A., 2006, Microstructure evaluation of Al–Al₂O₃ composite produced by mechanical alloying method, *Materials and Design*, 27, 684-688.
- Zhang L.M., Gille P., 2004, Solidification study of Al–Co–Cu alloys using the Bridgman method, *Journal of Alloys and Compounds*, 370, 198-205.h

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı : Berna Bülbul
Uyruğu : T.C.
Doğum Yeri ve Tarihi : Batman-24/09/1992
Telefon : 05456039119
e-mail : bernabulbul.07@gmail.com

EĞİTİM

Derece	Adı, İlçe, İl	Bitirme Yılı
Lise	: Fatih Lisesi, Merkez, Batman	2011
Üniversite	: Batman Üniversitesi, Merkez, Batman	2017
Yüksek Lisans	: Batman Üniversitesi, Merkez, Batman	2020

Yayınlar

- 1) M. OKUMUŞ, B. BÜLBÜL, Mekanik Alaşımlama Metodu ile Üretilen Al-4.5Cu/SiC Kompozitin Termal ve Mikroyapısal Özelliklerinin İncelenmesi. GU J Sci, Part C, 8(2):405-417 (2020). DOI: 10.29109/gujsc.704063
- 2) M. OKUMUŞ and B. BÜLBÜL, “Investigation of thermal and microstructural properties of sicreinforced al cu matrix composite,” International Engineering and Natural Sciences Conference (IENSC 2018), DİYARBAKIR, 2018.