

T.C.
MANİSA CELAL BAYAR ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ



YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNE VE İMALAT MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİMDALİ
KONSTRÜKSİYON VE İMALAT PROGRAMI

İNDÜKSİYON İLE SİNERLENMİŞ ALÜMİNYUM ESASLI
KOMPOZİT MALZEMELERİN YAŞLANDIRMA
DAVRANIŞININ İNCELENMESİ

Büşranur KESER

Danışmanlar

Dr. Öğr. Üyesi Selda AKGÜN KAYRAL
Öğr. Gör. Dr. Gürkan SOY

MANİSA-2024

Büçüranur
KESER

İNDÜKSİYON İLE SİNERLEENMİŞ ALÜMİNYUM ESASLI KOMPOZİT
MALZEMELERİN YAŞLANDIRMA DAVRANIŞININ İNCCELLENMESİ

2024

TAAHHÜTNAME

Bu tezin Manisa Celal Bayar Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Makine ve İmalat Mühendisliği Ana Bilim Dalında akademik ve etik kurallara uygun olarak yazıldığını ve kullanılan tüm literatür bilgilerinin referans gösterilerek tezde yer aldığını, tamamen kendi çalışmam olduğunu, her alıntıya kaynak gösterdiğimi, tezin yazımında akademik ve etik kurallara aykırı herhangi bir yapay zeka ve program kullanmadığımı beyan ederim.

Büşranur KESER



ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

Manisa Celal Bayar Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Makine ve İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Dr. Öğr. Üyesi Selda AKGÜN KAYRAL

İkinci Danışman: Öğr. Gör. Dr. Gürkan SOY

Teknolojik ilerlemelerle birlikte, düşük maliyetli, yüksek dayanıklı ve hafif malzemelere olan ihtiyaç artmıştır. Bu da mühendislik uygulamaları için gerekli olan özellikleri sağlamak amacıyla yeni ve gelişmiş malzeme arayışını zorunlu kılmıştır. Kompozit malzemeler, bu gereksinimleri karşılayabilecek malzeme grubu olarak öne çıkmaktadır. Özellikle hafiflik, yüksek sertlik ve mukavemet gibi özellikleri bir arada sunan Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler (AMMK), endüstride tercih edilen kompozit malzeme gruplarından biridir. Bu tez çalışmasında, Toz Metalurjisi (TM) yöntemi kullanılarak Al 2024, Al 6061 ve Al 7075 alaşımlarına benzer kimyasal bileşime sahip alüminyum matrisli alaşımlar üretilmiş; bu alaşımlara %10, %15 ve %20 oranlarında SiC ve %0,1, %0,3 ve %0,5 oranlarında grafen takviyesi eklenerek hibrit kompozitler elde edilmiştir. Mekanik ve fiziksel özellikleri incelenen bu kompozitlerin üretiminde, sinterleme ve yaşlandırma ısıtma işlemleri için geleneksel fırın ve ultra yüksek frekanslı indüksiyon ısıtma sistemi (UHFIS) kullanılmıştır. Elde edilen sonuçlar, sinterleme ve yaşlandırma ısıtma işlemleri açısından karşılaştırılmış ve artan takviye oranlarının mekanik özelliklere etkisi araştırılmıştır.

Bu çalışmanın amacı, endüstride yaygın olarak kullanılan alüminyum alaşımlara benzer özellikler sunan Alüminyum matrisli alaşımlar üretmektir. Bu sayede üretim maliyetlerini düşürmek ve indüksiyonlu ısıtma sistemiyle zamandan tasarruf sağlamak hedeflenmiştir. Ayrıca, Al 2024, Al 6061 ve Al 7075 alaşımlarına göre daha yüksek mukavemet, sertlik ve aşınma direncine sahip hibrit kompozit malzemeler üretmek amaçlanmıştır.

Hibrit kompozitlerin üretiminden önce kullanılacak tozlar Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), X-Işını Spektrometresi (XRD) ve Termogravimetrik ve Diferansiyel Termal Analizler (TGA/DTA) ile incelenmiştir. Takviye elemanlarının matris içinde etkili ve homojen dağılımını sağlamak amacıyla, farklı kompozisyonlarda hazırlanan tozlar Üç Boyutlu Karıştırma Sistemi ile 60 dakika boyunca karıştırılmıştır.

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretiminden önce, en az ve en fazla takviye oranlarına sahip numuneler için hazırlanan tozlar hidrolik pres ile şekillendirilmiş, indüksiyon ile sinterleme sıcaklıklarının belirlenmesi amacıyla literatüre dayanarak 560, 580, 600 ve 620°C sıcaklıklarda 5, 7 ve 10 dakika süreyle sinterleme çalışmaları yapılmıştır. Sinterleme işlemleri sonrasında üretilen hibrit kompozit malzemeler 180°C, 190°C ve 200°C sıcaklıklarda 5, 8 ve 10 dakika süreyle yaşlandırma ısıtıl işlemine tabi tutulmuş ve yoğunluk, sertlik, mikroyapı ve TGA/DTA analizleri gerçekleştirilmiştir.

Matris elemanları olarak Al, Cu, Mg, Zn ve takviye elemanları olan SiC ve grafen belirli oranlarda karıştırılmıştır. Ön çalışmalara dayanarak, 2xxx serisi ve 7xxx serisi için 100 bar sıkıştırma basıncı, 6xxx serisi için ise 80 bar sıkıştırma basıncı tercih edilmiştir. Geleneksel sinterleme parametreleri, 2xxx ve 7xxx serisi için 600°C/3s, 6xxx serisi için 560°C/3s olarak belirlenmiştir. UHFIS yöntemi ile sinterleme parametreleri ise 2xxx serisi için 600°C/5dk, 6xxx serisi için 560°C/5dk, 7xxx serisi için ise 600°C/7dk olarak saptanmıştır.

Geleneksel yaşlandırma ısıtıl işlemi için literatürden yola çıkılarak, 2xxx serisi için, çözeltiye alma parametreleri 540°C/2s, yaşlandırma parametreleri 190°C/14saat, 6xxx serisi için, çözeltiye alma parametreleri 475°C/2saat, yaşlandırma parametreleri 180°C/10saat, 7xxx serisi için, çözeltiye alma parametreleri 530°C/2saat, yaşlandırma parametreleri 165°C/10saat olarak seçilmiştir.

UHFIS ile yaşlandırma ısıtıl işlemi için, ön çalışmalardaki relatif yoğunluk ve sertlik sonuçlarından yola çıkılarak 2xxx serisi için; en iyi çözeltiye alma sıcaklığı 475°C, yaşlandırma sıcaklığı 180°C, ve yaşlandırma süresi 5dk, 6xxx serisi için; en iyi çözeltiye alma sıcaklığı 500°C, yaşlandırma sıcaklığı 200°C, ve yaşlandırma süresi 5dk, 7xxx serisi için ise; en iyi çözeltiye alma sıcaklığı 490°C, yaşlandırma sıcaklığı 180°C, ve yaşlandırma süresi 5dk olarak seçilmiştir. Üretilen hibrit kompozit

malzemelere yoğunluk, sertlik ve aşınma deneyleri yapılmıştır. Mikroyapısal karakterizasyon ve faz dönüşümleri Optik Mikroskop, SEM, Enerji Dağılım Spektrometresi (EDS), Enerji Dağılım X-Işını spektrometresi (EDX) ve XRD analizleriyle incelenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Hibrit Kompozit, Alüminyum, İndüksiyon, Sinterleme, Yaşlandırma, SiC, Grafen.

2024, 168 sayfa



ABSTRACT

M.Sc. Thesis

Büşranur KESER

Manisa Celal Bayar University

Graduate School of Education

Department of Mechanical and Manufacturing Engineering

Supervisor: Dr. Öğr. Üyesi Selda AKGÜN KAYRAL

Co-Supervisor: Öğr. Gör. Dr. Gürkan SOY

With technological advances, the need for low-cost, highly durable and lightweight materials has increased. This has necessitated the search for new and advanced materials to provide the properties required for engineering applications. Composite materials stand out as a group of materials that can meet these requirements. Aluminium Metal Matrix Composites (AMMK), which offer a combination of properties such as lightness, high stiffness and strength, are one of the preferred composite material groups in the industry. In this thesis, aluminium matrix alloys with similar chemical composition to Al 2024, Al 6061 and Al 7075 alloys were produced using Powder Metallurgy (PM) method and hybrid composites were obtained by adding SiC at 10%, 15% and 20% and graphene reinforcement at 0.1%, 0.3% and 0.5% to these alloys. Conventional furnace and ultra-high frequency induction heating system (UHFIS) were used for sintering and ageing heat treatments in the production of these composites, whose mechanical and physical properties were investigated. The results obtained were compared in terms of sintering and ageing heat treatments and the effect of increasing reinforcement ratios on mechanical properties was investigated. The aim of this study is to produce aluminium matrix alloys that offer similar properties to aluminium alloys commonly used in industry. In this way, it is aimed to reduce production costs and save time with induction heating system. In addition, it is aimed to produce hybrid composite materials with higher strength, hardness and wear resistance than Al 2024, Al 6061 and Al 7075 alloys. Before the production of hybrid composites, the powders to be used were analysed by Scanning Electron Microscopy (SEM), X-Ray Spectrometry (XRD) and Thermogravimetric and

Differential Thermal Analysis (TGA/DTA). In order to ensure effective and homogeneous distribution of the reinforcing elements in the matrix, the powders prepared in different compositions were mixed with a Three Dimensional Mixing System for 60 minutes. Before the production of SiC and graphene reinforced hybrid composites with aluminium matrix, the powders prepared for the samples with the minimum and maximum reinforcement ratios were shaped with a hydraulic press and sintering studies were carried out at 560, 580, 600 and 620°C for 5, 7 and 10 minutes to determine the induction sintering temperatures based on the literature. After sintering, the hybrid composite materials were subjected to aging heat treatment at 180°C, 190°C and 200°C for 5, 8 and 10 minutes and density, hardness, microstructure and TGA/DTA analyses were performed. Al, Cu, Mg, Zn as matrix elements and SiC and graphene as reinforcing elements were mixed in certain ratios. Based on preliminary studies, 100 bar compression pressure was preferred for 2xxx series and 7xxx series and 80 bar compression pressure was preferred for 6xxx series. Conventional sintering parameters were determined as 600°C/3s for 2xxx and 7xxx series and 560°C/3s for 6xxx series. Sintering parameters with UHFIS method were determined as 600°C/5min for 2xxx series, 560°C/5min for 6xxx series and 600°C/7min for 7xxx series. Based on the literature for the conventional aging heat treatment, for the 2xxx series, the dissolution parameters are 540°C/2h, the aging parameters are 190°C/14h, for the 6xxx series, the dissolution parameters are 475°C/2h, aging parameters were selected as 180°C/10hour, for 7xxx series, dissolution parameters were selected as 530°C/2hour, aging parameters were selected as 165°C/10hour. For the UHFIS ageing heat treatment, based on the relative density and hardness results in preliminary studies for the 2xxx series; the best dissolution temperature is 475°C, the ageing temperature is 180°C, and the duration of the dissolution time is 5 min for the 6xxx series; best dissolving temperature is 500°C, eitherslandlandrma srma s temperature 200°C, and the duration of the dissolution time is 5min, while for the 7xxx series; best dissolution temperature 490°C, eitherslandlandrma srma s temperature 180°C, and the drying time was chosen as 5 min. Density, hardness and wear tests were performed on the hybrid composite materials produced. Microstructural characterisation and phase transformations were investigated by Optical Microscope, SEM, Energy Dispersive Spectrometry (EDS), Energy Dispersive X-Ray Spectrometry (EDX) and XRD analysis.

Key Words: Hybrid Composite, Aluminium, Induction, Sintering, Aging, SiC, Graphene.

2024, 168 pages



ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Bu çalışma Manisa Celal Bayar Üniversitesi, Hasan Ferdi Teknoloji Fakültesi, Makine ve İmalat Mühendisliği bölümü öğretim üyesi Dr. Öğr. Üyesi Selda AKGÜN KAYRAL ve Turgutlu Meslek Yüksekokulu, Makine ve Metal Teknolojileri bölümü öğretim elemanı Öğr. Gör. Dr. Gürkan SOY danışmanlığında tarafımda hazırlanmış ve Manisa Celal Bayar Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü'ne yüksek lisans tezi olarak sunulmuştur.

Bu satırların yeterli olmadığını bilsem de hayatımın her anında bana sadece bir hoca değil, aynı zamanda bir aile olan değerli danışman hocalarıma, bana kattıkları değer ve anlam için içtenlikle teşekkür etmek isterim. Yüksek lisans eğitimim süresince, bana bilgi ve deneyimlerini aktaran, tüm zorlukların yalnızca gayretli çalışma ile aşılabileceğini öğreten, çalışma sürecimde her zaman desteğini hissettiğim, çıktığım bu yolda sabrını, sevgisini esirgemeyen ve tüm zaman dilimlerinde minnet duyacağım çok değerli danışman hocalarım Dr. Öğr. Üyesi Selda AKGÜN KAYRAL ve Öğr. Gör. Dr. Gürkan SOY 'a teşekkürlerimi ve saygılarımı sunarım.

Lisans eğitimimden bu yana desteğini her zaman hissettiğim ve birlikte başardık diyebileceğim yegâne yol arkadaşım, aynı zamanda çalışmamın en zorlu anlarında beni motive eden meslektaşım Makine Mühendisi Melike ACAR 'a teşekkürlerimi sunarım.

Hayatım boyunca en büyük destekçim olan, bana güç ve güven veren, sevgileriyle her zaman ayakta kalmamı sağlayan aileme; sevgili babam Hasan KESER'e, her daim yanımda olan canım annem Gülşen KESER'e ve hayatımı güzelleştiren biricik kız kardeşlerim Sevcan, Gülcan ve Gökçe'ye minnettarlığımı en içten duygularıyla sunarım.

Büşranur KESER

Manisa, 2024

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

μ	Sürtünme Katsayısı
μm	Mikrometre
Al-MMK	Alüminyum Metal Matrisli Kompozit
$^{\circ}\text{C}$	Santigrat derece
CNT	Karbon Nanotüp
CVD	Chemical Vapour Deposition
DTA	Diferansiyel termal analiz
GNT	Grafen Nano Tabaka
HB	Brinell Sertlik Gösterimi
HV	Vickers Sertlik Gösterimi
MA	Mekanik Alaşımlama
mm	Milimetre
MMK	Metal Matrisli Kompozit
SEM	Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
T	Sıcaklık
TGA	Termogravimetrik analiz
T_m	Ergime Sıcaklığı
TM	Toz Metalurjisi
UHFIS	Ultra High Frequency Induction System (Ultra Yüksek Frekanslı İndüksiyon Sistemi)
XRD	X-ışını kırınımı
YMK	Yüzey Merkezli Kübik
ρ	Yoğunluk

ŞEKİLLER DİZİNİ

	Sayfa
Şekil 2.1. TM aşamaları	7
Şekil 2.2. Endüstriyel uygulamalarda görülen toz morfolojileri	10
Şekil 2.3. Bilyeli öğütme yöntemi	11
Şekil 2.4. Elektroliz ile üretim	12
Şekil 2.5. Kimyasal yöntemler ile toz üretimi	13
Şekil 2.6. Atomizasyon yöntemi ile toz üretimi	14
Şekil 2.7. Atritör şematik görünümü	16
Şekil 2.8. Bilyeler arasında ezilen tozların şematik görünümü	16
Şekil 2.9. Sıkıştırma sırasında uygulanan basıncın etkisi	18
Şekil 2.10. Tek yönlü sıkıştırma işlemi	21
Şekil 2.11. Çift etkili sıkıştırma	22
Şekil 2.12. Soğuk izostatik sıkıştırma	23
Şekil 2.13. Sıcak izostatik presleme	24
Şekil 2.14. Sıcak presleme	25
Şekil 2.15. Sinterleme	26
Şekil 2.16. Sinterlenme sırasında boyun oluşumu	27
Şekil 2.17. Katı faz sinterleme aşamaları	28
Şekil 2.18. Sıvı faz sinterlemesi	29
Şekil 2.19. Sinterleme faz diyagramı	30
Şekil 2.20. Bir sinterleme fırınındaki işlemler zincirinin şematik gösterimi	32
Şekil 2.21. Mikrodalga sinterlemenin şematik gösterimi	33
Şekil 2.22. Plazma sinterlemenin şematik gösterimi	34
Şekil 2.23. İndüksiyon ile ısıtmanın şematik gösterilişi	35
Şekil 2.24. Çeşitli parça şekilleri için bobinler	36
Şekil 2.25. Bakır bobin vasıtası ile meydana gelen manyetik akım çizgileri	37
Şekil 2.26. İndüksiyonda ve gaz ısıtmalı fırında yapılan ısıl işlemin süre olarak karşılaştırılması	37
Şekil 6.1. Al matrisli, SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretim aşamaları	60
Şekil 6.2. TGA/DTA cihazı	61

Şekil 6.3. Dijital terazi	61
Şekil 6.4. Üç eksenli öğütme ve karıştırma sistemi	65
Şekil 6.5. Üç eksenli öğütme ve karıştırma sistemi (a), dönme çalkalama eksenleri (b, c)	65
Şekil 6.6. Hidrolik Pres	66
Şekil 6.7. Numune	67
Şekil 6.8. Protherm kamara fırını	68
Şekil 6.9. Ultra yüksek frekanslı indüksiyon ısıtma sistemi a) indüksiyon kaynağı ve kontrol ünitesi, b) İndüksiyon bobini, c) infrared pirometre	68
Şekil 6.10. Zımparalama ve parlatma cihazı	70
Şekil 6.11. Optik mikroskop	70
Şekil 6.12. Arşimet deney düzeneği	71
Şekil 6.13. SEM/EDS cihazı	72
Şekil 6.14. Sertlik ölçüm cihazı	73
Şekil 6.15. XRD cihazı	73
Şekil 6.16. Aşındırma test cihazı	74
Şekil 7.1. 2.1.10 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu	75
Şekil 7.2. 2.5.20 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu	76
Şekil 7.3. 6.1.10 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu	77
Şekil 7.4. 6.5.20 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu	77
Şekil 7.5. 7.1.10 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu	78
Şekil 7.6. 7.5.20 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu	79
Şekil 7.7. 2xxx serisi indüksiyon ile yaşlandırma sonrası sertlik değerleri	100
Şekil 7.8. 2xxx serisi geleneksel yaşlandırma sonrası sertlik değerleri	101
Şekil 7.9. 6xxx serisi indüksiyon ile yaşlandırma sonrası sertlik değerleri	102
Şekil 7.10. 6xxx serisi geleneksel yaşlandırma sonrası sertlik değerleri	103
Şekil 7.11. 7xxx serisi indüksiyon ile yaşlandırma sonrası sertlik değerleri	104
Şekil 7.12. 7xxx serisi geleneksel yaşlandırma sonrası sertlik değerleri	105
Şekil 7.13. Sürtünme katsayısı	108
Şekil 7.14. 2.5.20.G ve 2.5.20.İ kodlu hibrit kompozitlerin XRD desenleri	109
Şekil 7.15. 6.5.20.G ve 6.5.20.İ kodlu hibrit kompozitlerin XRD desenleri	110
Şekil 7.16. 7.5.20.G ve 7.5.20.İ kodlu hibrit kompozitlerin XRD desenleri	111
Şekil 7.17. Optik mikroskop görüntüleri	115

Şekil 7.18. 2xxx serisine ait numunelerin en düşük ve en yüksek mekanik özelliklerine göre karşılaştırılması	116
Şekil 7.19. Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri	120
Şekil 7.20. 6xxx serisine ait numunelerin en düşük ve en yüksek mekanik özelliklerine göre karşılaştırılması	121
Şekil 7.21. Optik mikroskop görüntüleri	125
Şekil 7.22. 7xxx serisine ait numunelerin en düşük ve en yüksek mekanik özelliklerine göre karşılaştırılması	126
Şekil 7.23. 2.1.10.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	127
Şekil 7.24. EDX sonuçları	127
Şekil 7.25 2.1.10.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	128
Şekil 7.26 2.5.15.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	130
Şekil 7.27 EDX sonuçları	130
Şekil 7.28 2.5.15.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	132
Şekil 7.29. 6.1.20.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	133
Şekil 7.30 EDX sonuçları	133
Şekil 7.31 6.1.20.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	135
Şekil 7.32 6.3.10.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	136
Şekil 7.33 EDX sonuçları	137
Şekil 7.34 6.3.10.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	138
Şekil 7.35 7.1.10.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	140
Şekil 7.36 EDX sonuçları	140
Şekil 7.37 7.1.10.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	142
Şekil 7.38 7.1.10.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	144
Şekil 7.39 EDX sonuçları	144
Şekil 7.40 7.1.10.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü	146

TABLÖLAR DİZİNİ

	Sayfa
Tablo 2.1. Seçilen mühendislik malzemeleri için geleneksel birimlerinde hacimsel özellikler	19
Tablo 2.2. Sinterleme esnasındaki değişimler ve etkileri	38
Tablo 3.1. Saf alüminyum özellikleri	41
Tablo 3.2. Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması	43
Tablo 3.3. Al matrisli kompozitlerde kullanılan takviye malzemelerinin özellikleri	49
Tablo 6.1. Hibrit kompozit malzemede kullanılan tozların mekanik ve fiziksel özellikleri	58
Tablo 6.2. Al 2024, Al 6061 ve Al 7075 alaşım tozlarına ait mekanik ve fiziksel özellikler	59
Tablo 6.3. 2xxx serisi toz karışımları	62
Tablo 6.4. 6xxx serisi toz karışımları	63
Tablo 6.5. 7xxx serisi toz karışımları	63
Tablo 6.6. Sıkıştırma ve sinterleme parametreleri	67
Tablo 6.7. 2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi hibrit kompozitlerin yaşlandırma ısı işlem parametreleri	69
Tablo 7.1. 2.1.10 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar	80
Tablo 7.2. 2.5.20 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar	81
Tablo 7.3. 6.1.10 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar	81
Tablo 7.4. 6.5.20 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar	82

Tablo 7.5. 7.1.10 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar	83
Tablo 7.6. 7.5.20 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar	84
Tablo 7.7. Hibrit kompozitlerin belirlenen sıkıştırma ve sinterleme parametreleri	84
Tablo 7.8. 2xxx serisine ait hibrit kompozitlerin yaşlandırma çalışmalarından elde edilen sonuçlar	85
Tablo 7.9. 6xxx serisine ait hibrit kompozitlerin yaşlandırma çalışmalarından elde edilen sonuçlar	86
Tablo 7.10. 7xxx serisine ait hibrit kompozitlerin yaşlandırma çalışmalarından elde edilen sonuçlar	87
Tablo 7.11. Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri	88
Tablo 7.12. Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri	88
Tablo 7.13. Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri	90
Tablo 7.14. Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri	91
Tablo 7.15. Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri	92
Tablo 7.16. Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri	92
Tablo 7.17. Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri	94
Tablo 7.18. Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri	94
Tablo 7.19. Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri	96

Tablo 7.20. Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri	96
Tablo 7.21. Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri	98
Tablo 7.22. Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri	98
Tablo 7.23. Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin aşınma değerleri	106



İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	i
ABSTRACT	iv
ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR	vii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ	ix
TABLolar DİZİNİ	xii
İÇİNDEKİLER	xv
1. GİRİŞ	1
2. TOZ METALURJİSİ	7
2.1. Toz Üretimi	9
2.1.1. Mekanik Yöntemler	10
2.1.2. Elektroliz ile Üretim	11
2.1.3. Kimyasal Yöntemler ile Toz Üretimi	12
2.1.4. Atomizasyon Yöntemi ile Toz Üretimi	13
2.1.5. Diğer Üretim Yöntemleri	14
2.2. Tozların Karıştırılması ve Harmanlanması	15
2.3. Tozların Şekillendirilmesi	17
2.3.1. Tek Yönlü Presleme	20
2.3.2. Çift Yönlü Presleme	21
2.3.3. İzostatik Presleme	22
2.3.4. Sıcak Presleme	24
2.4. Sinterleme	25
2.4.1. Sinterleme Yöntemleri	31
2.5. İlave ve İkincil İşlemler (Bitirme İşlemleri)	39
3. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI	41

3.1. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması	43
3.2. Alaşım Elementlerinin Alüminyuma Etkisi	43
3.2.1. Bakırın Etkisi	44
3.2.2. Silisyumun Etkisi	44
3.2.3. Magnezyumun Etkisi	44
3.2.4. Çinkonun Etkisi	45
3.3. Kompozit Malzemeler	45
3.3.1. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması	45
3.4. Alüminyum Matrisli Kompozitler	48
3.5. Kompozit Malzemelerin Takviye Elemanına Göre Sınıflandırılması	49
3.5.1. Alüminyum Matrisli Silisyum Karbür (SiC) Takviyeli Kompozitler	50
3.5.2. Alüminyum Matrisli Grafen Takviyeli Kompozitler	51
4. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER	53
4.1. Çökelme Sertleşmesi	54
5. LİTERATÜR TARAMASI	55
6. MATERYAL VE YÖNTEM	58
6.1. Malzeme	58
6.2. Yöntem	59
6.3. Hibrit Kompozitlerin Üretimi	60
6.3.1. Toz Karışımların hazırlanması	61
6.3.2. Üç Eksenli Öğütme ve Karıştırma Sistemi	64
6.3.3. Matris ve Takviye Dağılımları	66
6.3.4. Tozların Şekillendirilmesi	66
6.3.5. Sinterleme İşlemleri	67
6.3.6. Yaşlandırma İşlemi	69
6.4. Mikroyapı Karakterizasyonu	70
6.4.1. Zımpara ve Parlatma	70

6.4.2. Mikroyapı	70
6.5. Deneyler ve Analizler	71
6.5.1. SEM/EDS İncelemeleri	72
6.5.2. Sertlik	72
6.5.3. XRD Analizi	73
6.5.4. Aşınma	74
7. SONUÇLAR VE TARTIŞMA	75
7.1. Hibrit Kompozitlerin Üretimi Öncesi İnceleme Sonuçları	75
7.1.1. Tozların TGA/DTA Analizleri	75
7.1.2. Sıkıştırma ve Sinterleme Çalışmaları	79
7.1.3. İndüksiyon ile Yaşlandırma Isıl İşlemi Çalışmaları	85
7.2. Yoğunluk Deneyi Sonuçları	87
7.3. Sertlik Deneyi Sonuçları	99
7.4. Aşınma Deneyi Sonuçları	106
7.5. XRD Analiz Sonuçları	109
7.6. Optik Mikroskop İncelemeleri	111
7.7. SEM ve EDX İncelemeleri	126
8. SONUÇ ve ÖNERİLER	148
KAYNAKLAR	155



1. GİRİŞ

Teknolojinin hızlı ilerlemesiyle birlikte, savunma, imalat, otomotiv ve havacılık sektörlerinde kullanılan standart malzemelerin yerini yüksek mukavemetli ve hafif yeni nesil malzemeler almaktadır. Bu yeni nesil malzemeler, çeşitli mühendislik uygulamaları için özel olarak geliştirilmiş özelliklere sahiptir ve ileri imalat yöntemleriyle üretilmektedir (Oller et al., 2018). Toz metalurjisi (TM) yöntemi, farklı malzemelerin karıştırılmasıyla yenilikçi takviyelerin eklenmesine olanak tanıyan bir malzeme üretim teknolojisidir. Bu yöntem, çeşitli endüstrilerde kullanılan ve talep edilen özel malzeme özelliklerine sahip parçaların üretimini mümkün kılmaktadır (Anthony Xavier et al., 2018).

TM, büyük üretim miktarlarında ekonomik ve net şekle yakın üretim imkânı sağlayan ileri bir imalat yöntemidir (Gökmeşe, 2010). TM yönteminde, tozların karıştırılması, şekillendirilmesi ve sinterlenmesini içeren bir süreçtir ve karmaşık şekilli parçaların yüksek boyut hassasiyeti ve kalitede üretilmesine olanak tanır. Ayrıca, yüksek ergime sıcaklığına sahip metaller ve alaşımlar kullanılarak üretilen kompozit malzemelerde, döküm yöntemlerinde görülen gaz absorpsiyonu, oksidasyon ve segregasyon gibi sorunlar TM yönteminde genellikle ortaya çıkmaz. Bu avantajlar sayesinde, TM, kompozit üretiminde diğer üretim yöntemlerine göre çeşitli avantajlar sunmaktadır (Yıldırım, 2016).

Kompozit malzemeler uzun süredir teknolojik sorunların çözümünde kullanılmaktadır, ancak endüstrilerin dikkatini çekmeleri 1960'larda polimer bazlı kompozitlerin piyasaya sürülmesiyle olmuştur (Schwartz, 1984). O zamandan beri, hibrit kompozit malzemeler spor ekipmanları, havacılık parçaları, tüketici ürünleri, otomotiv bileşenleri, denizcilik ve petrol endüstrileri gibi farklı alanlarda yaygın mühendislik malzemeleri haline gelmiştir (Ahlatçı, 2003). Kompozit malzemelerin kullanımındaki artışın bir nedeni, ürün performansına ilişkin artan bilinç ve hafif bileşenlere yönelik küresel pazardaki artan rekabettir. Çelik ve alüminyum gibi yaygın olarak kullanılan malzemelerin yerini almak ve genellikle daha iyi performans göstermek için kompozit malzemeler büyük bir potansiyele sahiptir. Çelik parçaların kompozitlerle değiştirilmesi, parça ağırlığında %60 ile %80, alüminyum parçaların değiştirilmesi ise %20 ile %50 oranında ağırlık tasarrufu sağlamaktadır (Akbulut, 1994). Günümüzde,

kompozit malzemelerin birçok mühendislik uygulaması için tercih edilen malzemeler olduğu görülmektedir (Kainer, 2006).

Kompozit malzemeler genel olarak matris malzemesine göre polimer, seramik ve metal olarak, takviye elemanına göre ise parçacık, elyaf ve tabakalı olarak sınıflandırılır (Altınışik, 2019; M. C. Şenel, 2018). Kompozitlerin mekanik özelliklerini iyileştirmede önemli bir rol oynayan takviye elemanları, matris malzemesine kıyasla daha yüksek sertlik ve mukavemete sahiptir (Dabak, 2019). İmalat yöntemlerindeki ilerlemeler, çeşitli takviye elemanlarının eklenmesini mümkün kılarak metal matrisli kompozitlerin (MMK) geniş çaplı üretimlerinde birçok uygulama alanı bulmasını sağlamıştır (Samal et al., 2020). MMK'ler, yüksek elastikiyet modülü, yüksek çekme ve basma mukavemeti, yüksek aşınma direnci, düşük yoğunluk ve geliştirilebilir mekanik özellikler açısından son derece önemli mühendislik malzemeleri arasında yer almaktadır. Bu özellikleri sayesinde, otomotiv, elektronik, savunma sanayi, havacılık ve uzay endüstrilerinde yaygın olarak kullanılmaktadırlar. MMK'ler, en az bir metal ve takviye elemanı olarak partikül, fiber, oksit veya karbür gibi elemanları içerir (Nas, 2015). MMK'lerin üretiminde düşük yoğunluklu alüminyum öne çıkan bir seçenek olarak kullanılmaktadır (Dabak, 2019).

Alüminyum alaşımları, düşük yoğunluk, yüksek mukavemet-ağırlık oranları, yüksek korozyon direnci ve işleme kolaylığı gibi üstün mekanik özellikleri sayesinde otomotiv, havacılık, elektronik, makina ve imalat sanayilerinde geniş bir uygulama yelpazesi bulmuştur (Soy, 2022). Alaşımlar, iki veya daha fazla metalin eritilmesi veya karıştırılarak elde edilmesi ve baz metallerin özelliklerini iyileştiren karışımlar olarak tanımlanır. Saf alüminyumun aksine, alüminyum matrisli kompozitlerin üretimi, çekme mukavemeti, yoğunluk, süneklik, şekillendirilebilirlik, işlenebilirlik, kaynaklanabilirlik ve korozyon direnci gibi önemli özellikler göz önüne alındığında, alaşımlı alüminyumun üretimini ve kullanımını önemli ölçüde artırmıştır (Lokesh et al., 2018; Prakash et al., 2018).

Alüminyum alaşımları, çökeltme sertleşmesine bağlı olarak ısıtılabilir ve ısıtılabilir işlem uygulanamayan alaşımlar olarak sınıflandırılır (Samal et al., 2020). Isıl işlem görebilen alüminyum alaşımları arasında yer alan 2xxx serisi, alüminyumdan sonra ağırlık yüzdesi olarak en yüksek oranda (%3,8-4,9) bakır (Cu) içerir. Isıl işlemlerle mekanik özellikleri çelikle karşılaştırılabilir seviyelere getirilebilir. Bu alaşımlar, yüksek işlenebilirlik özelliklerine sahiptir ve özellikle havacılık sektöründe, mekanik

parçaların, uçak gövdelerinin ve kanatların imalatında yaygın olarak kullanılır (Dilmeç et al., 2015).

Alüminyum 6xxx serisi alaşımlar, magnezyum ve silisyumun belirli oranlarda bulunması nedeniyle Mg_2Si çökeltisi oluşturur. Bu alaşımlar, yüksek dayanım ve korozyon direnci ile bilinir. Al 6061 alaşımı, düşük karbon çelikleri ile karşılaştırılabilir akma dayanımına sahip olup, en yaygın kullanılan alaşımlardan biridir (Altenpohl, 1998; Öz, 2007). Bu alaşım, son yıllarda kullanım alanı giderek artan alüminyum alaşımlarından biridir. Yaşlanabilir alüminyum alaşımlar kategorisine giren Al 6061, yüksek şekillendirme kabiliyeti, kaplama özelliği ve ısıtılma işlemi ile mekanik özelliklerinin önemli ölçüde iyileştirilebilmesi ile dikkat çeker.

7xxx serisi alüminyum alaşımları da 2xxx ve 6xxx serisi gibi, ısıtılma işlemi uygulanabilen alüminyum alaşımları kategorisinde yer almaktadır. Alüminyumdan sonra en yüksek ağırlık yüzdesi (%5,1-6,1) ile çinko (Zn) içeren bu alaşımlar, çökeltme sertleşmesi sayesinde alüminyum alaşımları arasında en yüksek sertlik ve mukavemete sahiptir. Bu özelliklerinden dolayı, özellikle havacılık sektöründe yüksek mukavemet gerektiren uçak parçalarının üretiminde tercih edilirler. Yüksek mukavemet, korozyon direnci, hafiflik ve mukavemetin kritik öneme sahip olduğu havacılık, denizcilik, otomotiv ve askeri endüstrilerde yaygın olarak kullanılırlar (Yılmaz et al., 2013).

Alüminyum ve alaşımlarının sunduğu özelliklerin benzersiz kombinasyonu, alüminyum kompozit üretimi için son derece uygun kılmaktadır (Samal et al., 2020). Alüminyum matrisli kompozitlerin üretiminde, matris malzemesi olarak kullanılan alüminyumun ergime sıcaklığı, çekme mukavemeti ve termal kararlılığı gibi mekanik özelliklerini artırmak amacıyla genellikle silisyum karbür (SiC), alüminyum oksit (Al_2O_3), bor karbür (B_4C), titanyum karbür (TiC), zirkonyum oksit (ZrO_2), tungsten karbür (WC), titanyum oksit (TiO_2), karbon nanotüp (CNT) ve grafen gibi parçacık formundaki takviye elemanları kullanılmaktadır (Soy, 2022). Özellikle, SiC ve grafen, yüksek elektriksel ve termal özelliklerinin yanı sıra yüksek elastisite modülü ve dayanımı gibi üstün nitelikleri sayesinde, parçacık takviyeli kompozitlerin üretiminde büyük potansiyel ve avantajlar sunmaktadır. Bu özellikler, alüminyum matrisli kompozit malzemelerin üretiminde bu takviye elemanlarının tercih edilmesini sağlamaktadır.

Metal matrisli kompozit malzemelerde en yaygın kullanılan seramik takviye elemanlarından biri, SiC olup, kovalent bağ yapısı sayesinde yüksek elastiklik modülüne sahiptir. SiC fiberler genellikle Karbon veya Tungsten altlıklarına kimyasal buhar biriktirme (CVD) yöntemi ile kaplanarak üretilir ve yaklaşık 1400 °C'ye kadar dayanabilirler. SiC 'nin en büyük avantajlarından biri, yüksek sıcaklıklarda bile özelliklerini koruyabilmesidir. Oksidasyon direnci, yüksek sıcaklıkta rijitlik ve mukavemet özellikleri bakımından SiC, bor fiberlerden üstündür ve erimiş alüminyum içinde daha iyi performans sergiler. Ekonomik açıdan da bor fiberlere göre daha avantajlıdır. SiC fiberlerin termal genleşme katsayısı, alümina (Al_2O_3) ile kıyaslandığında daha düşüktür. Ayrıca, SiC sadece fiber formunda değil, partikül ve whisker (iğnemi) şeklinde de üretilmektedir. Bu çeşitlerdeki SiC takviyeleri ile yapılan metal matrisli kompozitler, ekstrüzyon ve haddeleme gibi plastik şekil verme işlemlerine daha uygun olmalarıyla da öne çıkmaktadır (Kalaycıoğlu, 2010).

Grafen, tek bir atom kalınlığında ve karbon atomlarının düzlemsel olarak düzenlendiği bir karbon allotropudur. Bu iki boyutlu malzeme, altı karbon atomunun sp^2 hibritleşmesiyle oluşan altıgen hücrelerin birleşmesi sonucu meydana gelir. Doğadaki tek iki boyutlu malzeme olan grafenin bu özel yapısı, ona benzersiz özellikler kazandırır (Altınışık, 2019). Grafen, son derece yüksek elastisite modülüne, olağanüstü elektriksel özelliklere, üstün mukavemet gücüne ve yüksek termal iletkenliğe sahiptir. Ayrıca, ultra ince ve hafif yapısıyla, şimdiye kadar keşfedilen en güçlü malzeme olarak kabul edilmektedir (Ashwath et al., 2018; Çavdar & Akkurt, 2018; Hu et al., 2016; Kumar & Xavior, 2017; Kumruoğlu, 2019; M. Şenel & Gürbüz, 2015). Grafen keşfedildiğinden beri, polimerler ve metal matrisli kompozit malzemelerde takviye elemanı olarak kullanımı üzerinde pek çok araştırma gerçekleştirilmiş ve bu çalışmalar günümüzde de sürmektedir (Ashwath et al., 2018; Hu et al., 2016).

Günümüze kadar yapılmış araştırmalar incelendiğinde, alüminyum matrisli parçacık takviyeli kompozit malzemelerin üretiminde seramik bir takviye olan SiC' in sıklıkla kullanıldığı görülmektedir. Grafenin, önümüzdeki yıllarda havacılık, elektronik, otomotiv, enerji ve biyomedikal alanlarında daha yaygın bir şekilde kullanılması öngörülmektedir. Üstün mekanik özellikleri sayesinde, grafen kompozit malzemelerin üretiminde büyük bir potansiyele sahiptir (M. Şenel & Gürbüz, 2015). Bununla birlikte, matris içinde homojen bir şekilde dağılmasının zorlukları ve yüksek

sıcaklıklarda metal ara yüzeyler arasında meydana gelen yoğun reaksiyonlar, daha fazla araştırmayı gerektirmektedir (Kumar & Xavior, 2017).

Bu tez çalışması ile endüstride yaygın olarak kullanılan standart Al 2024, Al 6061 ve Al 7075 malzemelerin yerine, benzer kimyasal bileşimlere sahip Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozit malzemeler üretilmiştir. Üç eksenli karıştırma sistemi yardımıyla hazırlanan toz karışımları kullanılarak TM yöntemiyle SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin farklı takviye oranlarında üretilmesi, kompozit üretim maliyetini düşürmek, mekanik özelliklerin ve aşınma dayanımının standart alaşımlara kıyasla geliştirilmesi hedeflenmiştir. Sinterlemenin ve yaşlandırma ısıtma işleminin geleneksel ısıtma işlemi fırınında ve yüksek frekanslı indüksiyon ısıtma sisteminde (UHFIS) karşılaştırmaları yapılarak, sektörde istenilen yüksek mukavemet ve sertlik değerine UHFIS yöntemiyle zamandan tasarruf ederek kısa zamanda ulaşılması hedeflenmiştir. Çalışmanın amacı, endüstride kullanılan standart alüminyum alaşımlara kıyasla daha yüksek mukavemet ve sertlik değerine sahip ve aşınma dayanımı yüksek bir hibrit kompozit malzeme üretiminin yapılmasıdır. Bununla birlikte Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretimi ve yaşlandırma ısıtma işlemi araştırılmamış olması ağırlıkça %10, %15, %20 SiC ve %0,1, %0,3 ve %0,5 grafen takviye oranları seçilerek literatüre katkı sağlaması amaçlanmıştır.

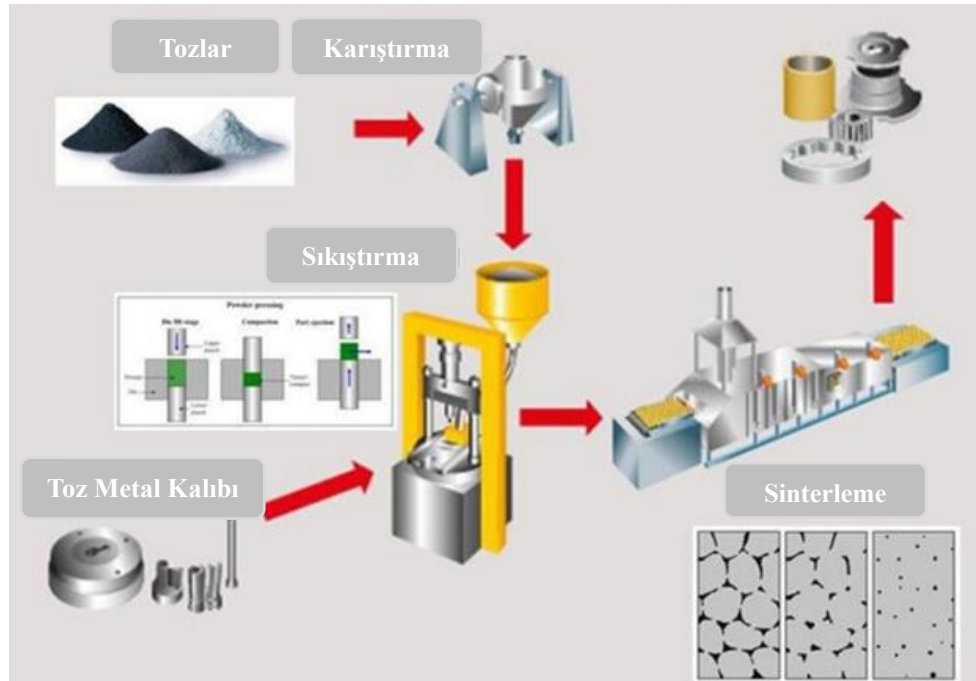
Çalışmada, hibrit kompozit malzemelerin üretimi öncesinde takviye elemanlarının matris içerisinde etkili ve homojen dağılımının sağlanması için farklı yönlerdeki takviye dağılımları incelenmiştir. Dağılım incelemeleri sonrasında sinterleme sıcaklıklarının belirlenmesi amacıyla 2xxx ve 6xxx serisi için 580, 600 ve 620°C, 7xxx serisi için 560, 580 ve 600 °C sıcaklıklarda sinterleme çalışmaları yapılmıştır. Sinterleme çalışmalarının ardından üretilen malzemelere yoğunluk, sertlik, mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar ile TGA/DTA analizleri birlikte değerlendirilerek hibrit kompozitler için fırın programları oluşturulmuştur. İndüksiyon ve geleneksel yöntemle sinterleme sıcaklığı 2xxx serisi için 600 °C, 6xxx serisi için 560 °C ve 7xxx serisi için 600°C olarak belirlenmiştir. Hibrit kompozitler soğuk presleme yoluyla şekillendirilmesinin ardından geleneksel yöntem ile 2xxx, 6xxx ve 7xxx için 3 saat boyunca sinterlenmiştir. İndüksiyon yöntemi ile sinterleme; 2xxx ve 6xxx serileri için 5dk, 7xxx serisi için 7dk süresince sinterlenmiştir. Üretilen hibrit kompozitlere yoğunluk, sertlik ve aşınma deneyleri yapılmıştır. Hibrit kompozit

malzemelerin mikroyapısal karakterizasyonu ve faz dönüşümleri için SEM ve optik mikroskop görüntüleri alınarak EDX ve XRD analizleri yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar her bir hibrit kompozit malzeme için değerlendirilerek detaylı bir şekilde sunulmuştur.



2. TOZ METALURJİSİ

TM, en genel tabir ile tozları eritmeden basınç ve ısı altında iş parçaları yapmak için metalleri ve metalik alaşımları mekanik ve fiziko-kimyasal olarak çözme işlemidir (Oleiwi, 2023). Elementel metal tozların, takviyeli veya takviyesiz olarak, yağlayıcı ve bağlayıcılar ile karıştırılması/harmanlanması, istenilen şekilde bir kalıpta basınç yardımıyla preslenip şekillendirilmesi, ardından ana matris malzemenin ergime sıcaklığı altında bir sıcaklık değerinde difüze etmek amacıyla sinterleme yapılarak kullanılan bir üretim yöntemidir. TM işlem basamakları Şekil 2.1’de verilmiştir. Metal parça üretiminde kullanılan TM yöntemi ile yüksek kalite, sıfıra yakın malzeme kaybı ve net şekilli parça üretimi sağlanmaktadır (Soy, 2022). TM’yi diğer üretim tekniklerinden ayıran en önemli faktör ise, karmaşık geometriye sahip parçaların üretilmesine olanak tanınmasıdır (Aslan, 2022). İmalat maliyetinin düşük, performansın ise yüksek olması sebebiyle tercih edilirken, günümüzde ise tam yoğunluk ile yüksek mukavemet, malzeme tasarrufu, üretilebilirlik, yüksek kalite ve homojenlik gibi özellikler bu yöntemi tercih sebebi haline getirmektedir (Erden, 2015).



Şekil 2.1. TM aşamaları (Tripathy et al., 2018)

Tarihsel olarak TM, Mısırlılar ve İnkalara kadar uzanan, sinterlenmiş bir toz gövdesinin sıcak dövülmesi olarak biliniyor ve uygulanıyordu. Sıkıştırma ve sinterlemeden oluşan TM modern uygulamaları, platini şekillendirmenin daha iyi bir yolunu bulmak amacıyla Rus bilim adamı Sobolevskii tarafından başlatılmıştır. 1826'da buluşunu ticari ürünlere dönüştürmeyi başarmıştır. Ancak, zamanla platin üretiminde kullanılan diğer yöntemlerin ortaya çıkışı, TM'nin yaklaşık bir yüzyıl boyunca unutulmasına yol açmıştır. 19. yüzyılın sonlarına doğru, elektrik lambaları için tungsten filaman üretme gereksiniminin artması, bu yöntemin yeniden gündeme gelmesine neden olmuştur. Coolidge, sıkıştırılmış tungsten tozu çubuklarını sinterleme ve çekme işlemleriyle, erime noktasının çok altında sıcaklıklarda sünek tungsten teller üretmeyi başarmıştır. Bu gelişme, TM'nin geniş çapta uygulamalar bulmasını sağlamıştır. Daha sonra, elektrik motorlarında kullanılan bakır-grafit parçalar ve tungsten-bakır kontak malzemeleri gibi çeşitli yeni malzemeler geliştirildi. Bununla birlikte, TM'ye olan asıl ilgi, tungsten tel üretiminde elmas çekme plakalarının değiştirilmesi gerekliliğiyle artmıştır (Tsukerman, 2013).

Günümüzde TM, geleneksel üretim yöntemleriyle elde edilmesi mümkün olmayan malzemeleri üretmek için kullanılmaktadır. Bu yöntemle elmas içeren kesici porselenler, camlar, karbür kesici takımlar ve refrakter metaller gibi çeşitli ileri teknoloji ürünler üretilmektedir. TM ile en yaygın olarak üretilen metaller arasında demir alaşımları, çelik ve alüminyum alaşımları yer almaktadır. Ayrıca, bakır, nikel, tungsten ve molibden gibi refrakter metaller de bu yöntemle şekillendirilmektedir. Tungsten karbür gibi metal karbürlerin de TM ile üretimi oldukça yaygındır. Bunun yanında, çok yüksek veya çok düşük ergime noktalarına sahip, reaktif ya da reaktif olmayan malzemeler de TM yöntemiyle başarıyla üretilebilmektedir (Groover, 1996).

TM ile üretilen malzemeler, geniş bir uygulama yelpazesinde kullanılmaktadır. Bu malzemeler, otomotiv sektöründe çeşitli parçaların üretiminde, zırh delici mermilerin yapımında ve elektrik bağlantı elemanlarında yer bulmaktadır. Nükleer güç santrallerinde de bu yöntemin ürünleri önemli bir rol oynamaktadır. Aynı zamanda, ortopedik cihazlar ve malzemeler ile yüksek sıcaklıklara dayanabilen filtreler de TM ile üretilmektedir. Uçak fren balataları ve yüksek yoğunluklu ışık sistemleri gibi uygulamalarda da bu malzemelerin kullanımı yaygındır (Saritaş et al., 2007).

TM yöntemi ile benzersiz özelliklere sahip veya daha saf malzemeler üretme ihtiyacının devam etmesi nedeniyle endüstriyel uygulamalarda sıklıkla tercih edilmeye devam edecektir (H. Gökçe, 2013).

TM yönteminin temel adımları harmanlama, karıştırma, sıkıştırma ve sinterlemedir. TM yöntemi, daha düşük işlem sıcaklıkları gerektirdiğinden, matris ve takviye fazları arasında daha az etkileşim sağlanır; bu nedenle, sistemde tam homojenlik elde etmek önemlidir. Homojenliği sağlamak için harmanlama ve karıştırma aşamaları kullanılır. Bu adımları, tozlara önceden şekil vermek ve gözenekliliği azaltmak amacıyla yapılan sıkıştırma işlemi izlemektedir. Sinterleme aşamasında, önceden şekillendirilmiş kütle yüksek sıcaklıklarda kimyasal olarak bağlanır ve yoğunlaştırılır, böylece difüzyon hızlanır ve parçacıkların bağlanması daha kolay hale gelir. Ana aşamaların yanı sıra, malzeme seçimleri ve hedeflenen ürün özelliklerine göre toz hazırlama ve isteğe bağlı ikincil uygulamalar da yapılabilmektedir (Kumkumoğlu, 2016).

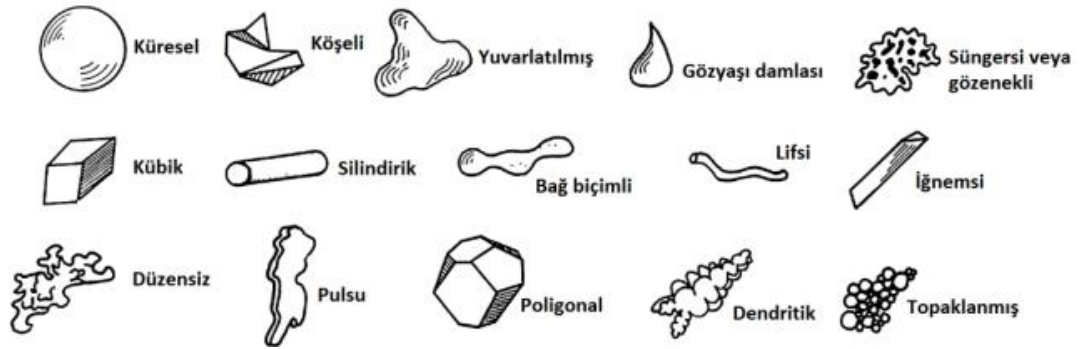
Üretim sürecindeki temel adımlar aşağıda verilmektedir.

- İstenen içeriğe sahip bir toz veya toz karışımı hazırlamak.
- Tozlara karıştırma ve harmanlama yapılması.
- Tozların istenilen şekil ve boyutta kalıplanması.
- Sinterleme.
- Bitirme işlemleri/İkincil İşlemler (Yağ emdirme, buharlama işlemi, reçine emdirme vs.) (A. Gökçe, 2013).

2.1. Toz Üretimi

TM ile üretim başlangıçta kullanılan tozların özellikleri işlemin başarısı için önemlidir. Prosese alınacak tozların saflığı ve kimyasal yapısındaki özelliklerinin yanı sıra şekil, boyut, hacim ve yüzeyinin özellikleri de önemlidir (Cebeci, 2023). Toz üretiminde tercih edilen teknikler, parçacık boyutunu, dağılımını, şeklini, mikroyapısını, yüzey alanını, yoğunluğunu, tozların akışkanlığını, maliyetini ve diğer birçok özelliğini belirlemektedir (Erden, 2015). Tozlar, boyutu 1 mm'nin (1000 μm) altında olan kübik, silindirik, küresel, yuvarlak, gözyaşı damlası, sünger veya gözenekli, çokgen veya düzensiz parçacıklardan oluşabilir. TM endüstrisi genellikle kolay sinterleme ve yeterli mekanik özellikler için ortalama 60 μm olan 150 μm 'nin altında orta derecede ince

tozlar kullanır (J. R. Davis, 1998). Endüstriyel uygulamalarda en çok karşılaşılan toz şekilleri Şekil 2.2’de verilmiştir.



Şekil 2.2. Endüstriyel uygulamalarda görülen toz morfolojileri (Sudduth, 2008)

Toz üretiminde kullanılan yöntemler atomizasyon yöntemleri, mekanik yöntemler, kimyasal yöntemler ve elektroliz ile üretim yöntemiyle temelde 4 başlıkta incelenmektedir.

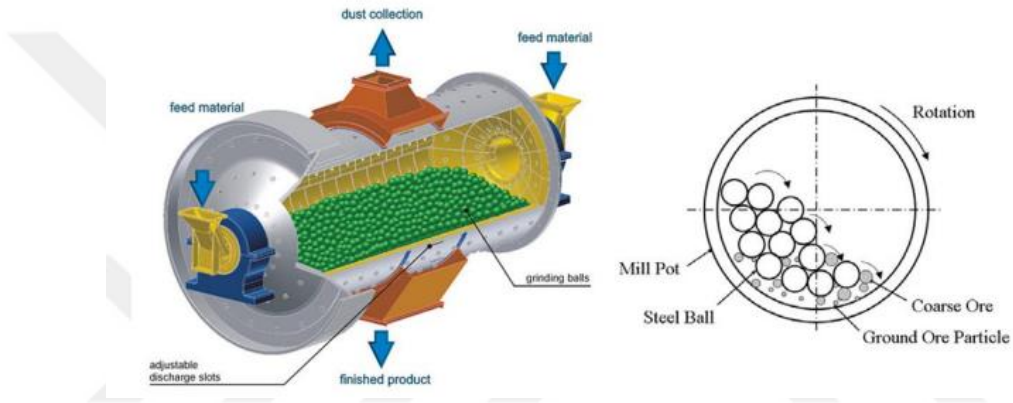
- Mekanik yöntemler ile tozların üretimi
- Elektroliz ile tozların üretimi,
- Kimyasal yöntemler ile tozların üretimi,
- Atomizasyon yöntemleridir.

2.1.1. Mekanik Yöntemler

Bu yöntemde; darbe, aşındırarak öğütme, kesme ve basma olmak üzere dört ana mekanik üretim yöntemi bulunmaktadır (Saritaş et al., 2007). Toz üretim yöntemleri arasında en eski ve en klasik olan yöntemdir (Canaran, 2002).

Darbe; gevrek malzemelere uygulanan hızlı ve seri darbelerle malzemeyi küçük parçalara ayırır (Kaçan, 2022). Aşındırarak öğütme; aşındırıcıların birbiri üzerindeki hareketinden kaynaklanan sürtünme etkisiyle gevrek malzemelerin boyutlarının küçültülmesi işlemidir (Aslan, 2022). Kesme işlemi, talaşlı imalat yöntemine benzer ve malzemenin fiziksel olarak parçalanmasını içerir. Diğer yandan, basma işlemi ise malzemeyi kırılma noktasına kadar deformasyona uğratarak toz haline getirme sürecidir (Saritaş et al., 2007). Bu yöntemler arasında en yaygın kullanılanı ise öğütme işlemidir. Öğütme; çoğunlukla bilyeli değirmenlerde yapılan mekanik bir işlemdir. Bu tekniği kullanarak gevrek malzemelerin tozları üretilir; temel fikir, sert bir nesnenin ezmek istediğiniz maddeye çarpmasını sağlamaktır. Öğütülecek metal, genellikle büyük, sert ve aşınmaya karşı dayanıklı bilyelerin bulunduğu bir kaba yerleştirilir. Bu

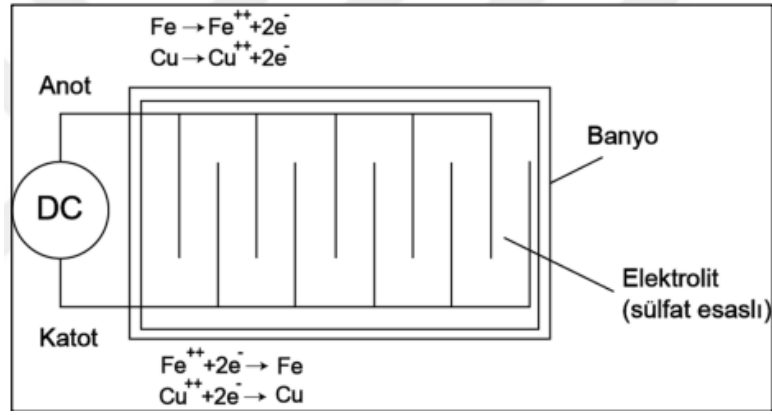
süreçte, malzeme çok küçük ve büyük çaplı parçacıklara ayrılır ve daha sonra öğütme kabına aktarılır, burada öğütme işlemi gerçekleştirilir. Eğer öğütülecek malzeme kırılansa, bilyelerin darbesi malzemeyi çok ince parçacıklara indirecektir. Öğütme sürecinde oluşan malzeme, genellikle sünek parçacıklardan oluşur ve bilyelerin darbesi sonucunda bu parçacıklar deformasyonla düzleşir. Kullanılacak topların boyutu ve öğütülecek malzeme miktarı, homojen bir karışım oluşturmada çok önemli faktörlerdir. Öğütülecek malzeme kap hacminin yaklaşık %25'ini oluşturmalı, topların hacmi ise kabaca kap içeriğinin %50'sini oluşturmalıdır. Bilyeli değirmenlerde demir-krom, demir alaşımları ve demir-silisyum gibi kırılğan mineraller mekanik olarak işlenir (Oleiwi, 2023). Şekil 2.3'te bilyeli öğütme sisteminin yapısı verilmektedir.



Şekil 2.3. Bilyeli öğütme yöntemi (Oleiwi, 2023)

2.1.2. Elektroliz ile Üretim

Elektrolitik üretim teknolojisi, Şekil 2.4'te gösterilen bir elektrolitik hücrede anot ve katod arasındaki reaksiyonlarla gerçekleştirilir. Burada, çökelti katoda elektrolitik konveksiyon yoluyla saflaştırılır. Katot üzerinde oluşan gözenekli birikinti temizlenmek üzere kazınır, ardından kurutulur ve toz haline getirilir. Bu yöntemle elde edilen tozlar genellikle yüksek saflıkta ve dendritik, süngerimsi bir yapıya sahiptir. Bu yapı daha sonra bir tavlama ve çıkarma işlemiyle giderilir ve sonuç olarak yüksek saflıkta ve dolayısıyla yüksek sıkıştırılabilirliğe sahip bir toz elde edilir (Saritaş et al., 2007).



Şekil 2.4. Elektroliz ile üretim (Altınışık, 2019)

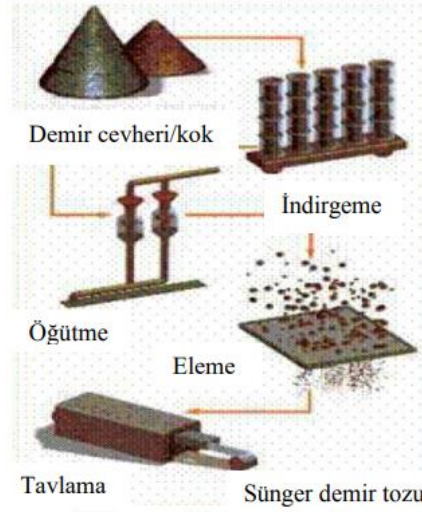
2.1.3. Kimyasal Yöntemler ile Toz Üretimi

Kimyasal proseslerle metal tozlarının üretimi, metal oksitlerin (bakır, demir, tungsten, nikel, molibden, kobalt) karbon monoksit (CO) ve hidrojen (H₂) gibi indirgeyici gazlar kullanılarak oksitlerden dönüştürülmesini ve kimyasal indirgemeyi içerir. Bu yöntemin önemli bir örneği sünger demir tozudur. Sünger demir, uygun indirgeyici elementler içeren oksitlenmiş bir demir cevheridir. Ezilip sünger haline getirilir. Kok, manyetit (Fe₃O₄) ve kireçtaşı ile karıştırılarak seramik kaplara doldurulur. Karışımı seramik bir kapta ve 1260°C sıcaklıktaki fırında 68 saat saklanır. Ardından indirgeme tamamlandıktan sonra sünger demir elde edilir. Şekil 2.5'te demir tozunun kimyasal oluşumunu göstermektedir. Ortaya çıkan sünger demir çubuk, yüksek sıcaklıklarda (1260°C) kaynak yapılan ve böylece istenilen tane boyutuna öğütülen tozdan oluşur. Son aşamada O ve C'yi önemli ölçüde saflaştırmak için H₂ gazı altında 870°C'de tavllanır ve sünger demir tozu elde etmek için elekten geçirilir (Nazık, 2013).

Kimyasal üretim tekniği, beş ana kategoriye ayrılır:

- Isıl bozunma: Malzemelerin ısı ile bozunarak üretilmesini içeren bir yöntemdir.
- Sıvıdan çökeltme: Sıvı fazdaki bileşenlerin çöktürülerek katı fazda malzeme elde edilmesini sağlayan bir tekniktir.
- Gazdan çökeltme: Gaz fazındaki bileşenlerin çöktürülerek katı fazda malzeme oluşturulmasını sağlayan bir yöntemdir.
- Katının gazla bozunması: Katı bir malzemenin gaz fazına dönüşmesiyle yeni bir malzemenin elde edildiği bir süreçtir.

- Katı-katı tepkimeli sentez: İki katı malzeme arasında bir kimyasal tepkime sonucunda yeni bir katı malzeme oluşturulmasını içeren bir tekniktir.



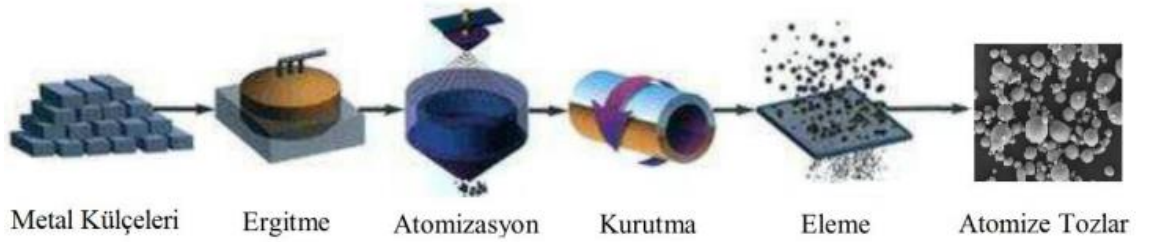
Şekil 2.5. Kimyasal yöntemler ile toz üretimi

2.1.4. Atomizasyon Yöntemi ile Toz Üretimi

Atomizasyon yöntemi (Şekil 2.6), ergitilmiş metalin belirli bir hızdaki sıvı veya gaz akışı ile pota yardımıyla ergitilmiş metalin üzerine püskürtülerek tozların elde edilmesi işlemidir. Diğer üretim yöntemlerine göre atomizasyon yöntemleri, metal veya alaşım tozlarının üretilmesinde en çok tercih edilen yöntemdir. Metal tozları %90 oranında bu yöntemle üretilmektedir (Soy, 2022). Bu yöntemler birçok endüstriyel uygulamada, özellikle TM, boya üretimi, ilaç üretimi, yakıt püskürtme ve aerosol üretiminde yaygın olarak kullanılır. Atomizasyonun yaygın olarak kullanılan yöntemlerinden bazıları şunlardır;

- **Pnömatik Atomizasyon:** Bu yöntemde, sıvı hava veya başka bir gazla karıştırılır ve bir nozuldaki püskürtülür. Bu, sıvıyı ince damlacıklara ayırır ve aerosol oluşturur. Pnömatik atomizasyon, sprey boyama ve yakıt püskürtme gibi birçok uygulamada kullanılır.
- **Basınç Atomizasyon:** Basınç atomizasyonunda, sıvı yüksek basınç altında nozuldaki püskürtülür. Bu, sıvının ince damlacıklara ayrılmasını sağlar. İlaç endüstrisi gibi hassas uygulamalarda sıkça kullanılır.

- **Rotary Atomizasyon:** Bu yöntemde, bir döner diskin yüzeyine sıvı püskürtülür. Diskin dönmesi, sıvıyı parçacıklara ayırır ve bu yöntem TM ve toz boyama gibi uygulamalarda yaygın olarak kullanılır.
- **Ultrasonik Atomizasyon:** Bu yöntemde, ultrasonik titreşimler kullanılarak sıvı parçacıklara ayrılır. Genellikle laboratuvar uygulamaları ve hassas ilaç üretimi gibi alanlarda kullanılır.
- **Elektrik Atomizasyon (Elektrostatik Atomizasyon):** Elektrik yükleri kullanarak sıvıyı atomize eden bir yöntemdir. Bu, boyaların elektrostatik olarak yüzeylere püskürtülmesi ve kaplama işlemlerinde yaygın olarak kullanılır.
- **Vorteks Atomizasyon:** Bu yöntemde, sıvı bir vorteks (girdap) oluşturularak atomize edilir. Bu yöntem özellikle kimya endüstrisinde ve laboratuvar uygulamalarında kullanılır.



Şekil 2.6. Atomizasyon yöntemi ile toz üretimi

2.1.5. Diğer Üretim Yöntemleri

1. **Piroteknik Yöntem (Pyrotechnic Method):** Bu yöntemde, metal ve diğer bileşenler yanma yoluyla karıştırılır ve tozlar oluşturulur. Bu yöntem genellikle piroteknik, havacılık ve askeri uygulamalarda kullanılır.
2. **Hidrometalurjik İşlem (Hydrometallurgical Process):** Bu işlemde, metal cevherleri asitler veya bazlar kullanılarak çözünür hale getirilir ve ardından bu çözeltilerden metal tozları çöktürülür.
3. **Soğutma Rulo Yöntemi (Cooling Roll Method):** Bu yöntemde, erimiş metal bir soğutma tamburu üzerine dökülür ve rulo üzerinde soğuyarak katılaşır. Katılaştıran metal, rulodan soyularak toz haline getirilir.
4. **Çürüme (Decomposition):** Bazı bileşikler ısı veya kimyasal işlemlerle parçalanarak metal tozlarını üretebilir.

5. Plazma ve Yüksek Isı Yöntemleri: Plazma veya yüksek ısı kullanarak metalin buharlaştırılması ve ardından soğutularak toz haline getirilmesi yöntemleridir.
6. Gaz Faz İndirgeme: Bu yöntemde, gaz fazında metal buharı oluşturulur ve ardından soğutularak toz haline getirilir. Özellikle tüp fırınlarda kullanılır.

Her bir yöntem, farklı metal türleri, uygulamalar ve gereksinimlere göre tercih edilir. Hangi yöntemin kullanılacağı, istenen metal türü, partikül boyutları, saflık derecesi ve üretim ölçeği gibi faktörlere bağlıdır. Toz metal üretimi, TM'nin temel bir adımıdır ve bu tozlar daha sonra sinterleme ve diğer işlemlerle nihai ürünler haline getirilir.

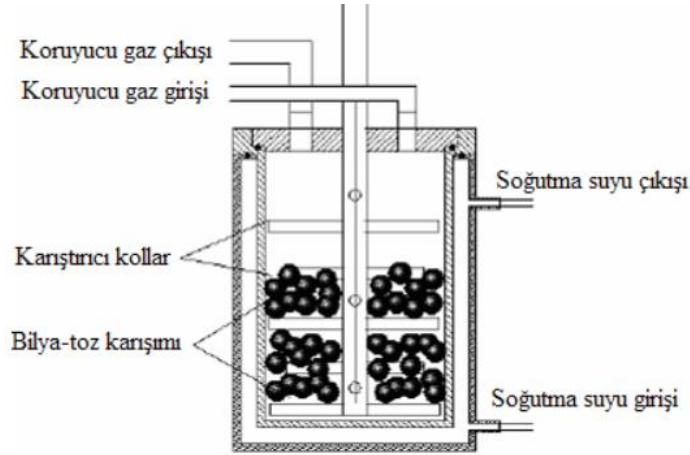
2.2. Tozların Karıştırılması ve Harmanlanması

"Karıştırma" ve "harmanlama" terimleri yaygın olarak birbirinin yerine kullanılsa da karıştırma işlemi farklı türdeki malzemelerin bir arada karıştırılmasını içerir. Harmanlama işlemi ise, aynı malzemenin farklı parçacık boyutlarına sahip tozlarının karıştırılmasını içerir. Toz karıştırma işlemi sonunda elde edilen karışımdan alınan numunenin hacmi ne olursa olsun aynı kimyasal bileşime sahip olması gerekir. İstenilen bileşime sahip alaşımların üretilmesi için karıştırma işlemi çok önemlidir. Özellikle elementel tozlar ve alaşım tozları kullanılırken tane boyutu farklılıklarından kaynaklanan topaklanmaların önlenmesi ve etkili bir karışım elde edilmesi çok önemlidir. Uygulamaya bağlı olarak, alaşım tozları kullanılıyorsa bağlayıcılar veya yağlayıcılar ekleniyorsa karıştırma işlemi önemlidir (A. Gökçe, 2013).

Seçilen metal tozları, dengeli ve homojen bir karışım elde etmek için özenle karıştırılmalıdır. Bu karışım, kalıbın her bölgesine eşit şekilde yayılabilen bir akışkanlıkta olmalıdır. Bu hedefe ulaşmak için, tozlar hassasiyetle tartılmalı, metal olmayan malzemelerle, örneğin grafit, karıştırılmalı ve katı yağlayıcı oranı %0,5 ile %1,5 arasında ayarlanmalıdır. Karıştırma süresi ve hızı, sonraki işlemlerdeki malzeme davranışlarını etkileyerek üretilen parçanın özelliklerini belirleyebilir. Özellikle, yağlayıcıların tüm tanelerle temasını sağlamak, kalıp aşınmasını en aza indirmek ve sıkıştırma basıncını azaltmak kritik öneme sahiptir. Karıştırmanın temel amacı, farklı bileşenlerden istenen özelliklere uygun yeni bir karışım elde etmektir (Sarıtaş et al., 2007).

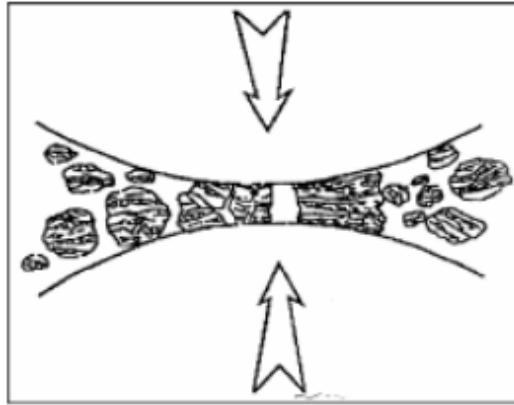
Karıştırma işlemi sırasında yüksek enerjili atritör devreye girdiğinde bilyeler yüksek enerjiyle birbirleriyle çarpışır ve darbe kuvveti bilyeler arasında kalan tozu ezer. Ek

olarak sert malzeme küçük parçalara bölünerek yumuşak matris içerisine gömülür. Şekil 2.7’de atritörün yapısı gösterilmektedir.



Şekil 2.7. Atritör şematik görünümü

Şekil 2.8, bilyelerin etkisinin tozu nasıl parçaladığını ve birbirine kaynak yaptığını göstermektedir. Süreç ilerledikçe toz katılaşır, soğur, kaynar ve parçalanır. Karışım çok kısa sürede üretilir. Ancak homojen değildir. Karıştırma süresi arttıkça katmanlı yapı ortadan kalkarak homojen bir yapı oluşur.



Şekil 2.8. Bilyeler arasında ezilen tozların şematik görünümü

Karıştırma işlemi, kuru ve katı tozların periyodik olarak bir araya getirilmesi ve bu malzemelerin büyütülerek daha ince ve daha homojen bir mikro yapı elde edilmesi sürecidir. Bu yöntem, yüksek mukavemetli hibrit kompozit malzemelerin üretiminde kullanılır (Çiftçi, 2003). Karıştırma işlemi sırasında istenilen malzeme özelliklerine sahip tozların oluşturulabilmesi için doğru karıştırma parametrelerinin bilinmesi

önemlidir. Bu parametreler arasında karıştırma tipi, kullanılan karıştırma kabının tipi, karıştırma hızı, süresi, kullanılan karıştırma topu türü, boyutu ve dağılımı, bilye toz oranı, karıştırma kabının dolum oranı, karıştırma ortamı, proses kontrol kimyasalları ve karıştırma sıcaklığı bulunur (Bahçeci, 2006).

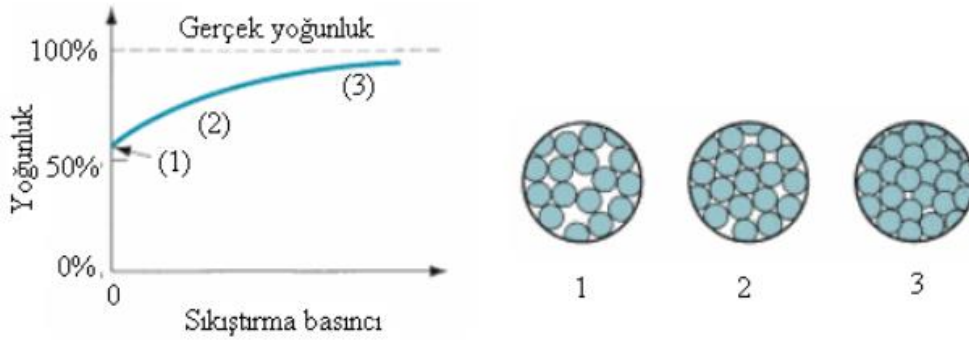
2.3. Tozların Şekillendirilmesi

Toz sıkıştırma işlemi, serbest saf toz veya alaşım tozuna gerekli ham mukavemet için istenen şekil ve yoğunluğu vermek üzere sinterleme işleminden önce basınç kullanılarak gerçekleştirilir. En yaygın yöntem, hidrolik veya mekanik pres kullanılarak tozun bir kalıp içerisinde sıkıştırılarak şekil verilmesidir imalat işlemleriyle elde edilen malzemelerin mukavemeti, presleme ve sinterleme sonrası yoğunluklarıyla doğrudan ilgilidir (Taşçı, 2012). Metal tozları bir kalıp vasıtasıyla şekillendirildiğinde tozun kalıbı çok iyi doldurması istenir. Tozlar kalıp içerisinde soğuk preslendiğinde, genellikle mümkün olduğunca teorik yoğunluğa ulaşmaları hedeflenir. Ancak, aynı presleme basıncı uygulanmasına rağmen, her metal tozu için presleme sonrası elde edilen yoğunluk, malzemenin teorik yoğunluğuna göre değişiklik gösterebilir. Bu farklılık, tozun şekli, tane boyutu ve yüzeyi, malzemenin türü (üretim yöntemleri, özgül yüzey) ve toza uygulanan ön işlemler gibi faktörlere bağlı olabilir (Köksal, 2021).

Presleme işlemi genellikle oda sıcaklığında özel hazırlanmış çelik kalıplar kullanılarak gerçekleştirilir. Kalıp üretim prosesinde, genellikle karbür bazlı termoset takım çeliği kullanılır. Presleme basıncı arttıkça, gözenek miktarı azalırken, gözeneklerin sayısı ve yüzey alanı artar. Ancak, gözenek sayısındaki artış yoğunluğun azalmasına neden olur. TM ile üretilen parçaların çekme mukavemeti, gözenek sayısına bağlı olarak değişir. Yoğunluk arttıkça, çekme mukavemeti de genellikle artar (Köksal, 2021). Tozların sıkıştırılması dışarıdan kolay görünür. Tam tersine bu, birçok parametresi olan karmaşık bir süreçtir. Sıkıştırma işlemi başladığında, kalıbın iç yüzeyinde oluşan sürtünme kuvveti, diğer etkilere göre daha büyük bir etkiye sahiptir. Ancak, kalıbın merkezine doğru ilerledikçe bu sürtünme kuvvetinin azaldığı gözlemlenir. Kalıp yüzeyi ile toz arasındaki sürtünme, şekillendirme sürecinde önemli bir enerji kaybına neden olabilir. Ayrıca temas halindeki parçacıklar arasında, bilye ile kalıp yüzeyi arasında ve toz ile bilye arasında sürtünme meydana gelir. Ürünü kalıptan

ıkarırken kalıbın i yüzeyi ile ürün arasında oluşan sürtünme çok önemlidir. Bu nedenlerden dolayı şekillendirme ve kalıptan çıkarma işlemi, sinterleme işlemini engellemeyen etkili bir yağlama sistemi gerektirir (Vassouf, 2022).

Presleme ncesi kalıba yerleştirilen toz, kalıbın titreşimi sonucunda yoğunlaşır. Titreşimle artan yoğunluk, toz dağılımı şeması ve tozun şekline bağlıdır. Bu yoğunluk artışı, düzensiz şekilli tozlar için pürüzsüz küresel tozlara kıyasla daha belirgin olabilir. Bu durum, küresel tozların genellikle daha yüksek bir yoğunluğa sahip olmasına ve düzensiz şekilli tozların göreceli yoğunluklarının daha düşük olmasına dayanır. Yoğunluğun teorik değere oranı, ktle yoğunluğunun bağıl yoğunluk olarak ifade edilir (Vassouf, 2022). şekil 2.9’da sıkıştırma sırasında uygulanan basıncın etkisi verilmektedir.



şekil 2.9. Sıkıştırma sırasında uygulanan basıncın etkisi

1. doldurmadan sonraki gevfsek tozlar; 2. yeniden paketleme; 3. parçacıkların deformasyonu ve tozların yoğunluğunun, basınca bağlı olarak değişimi (Groover, 1996).

Paketleme zellikleri iki farklı yoğunluk ölçümüne dayanmaktadır. Birincisi, gerçek yoğunluk, bir malzemenin gerçek hacimsel yoğunluğudur. Bu, malzemenin katı bir ktle halinde eritildiğindeki yoğunluğunu ifade etmektedir. Tablo 2.1’de Seçilen mühendislik malzemeleri için geleneksel birimlerinde hacimsel özellikler verilmektedir. İkincisi ise ktle yoğunluğudur. Ktle yoğunluğu, döküm işleminden sonra tozun gevfsek durumdaki yoğunluğudur ve parçacıklar arasındaki boşlukların etkisiyle belirlenmektedir. Gözeneklerin varlığı nedeniyle, ktle yoğunluğu genellikle gerçek yoğunluktan daha dşktir. Paketleme faktörü, ktle yoğunluğunun gerçek yoğunluğa bölünmesiyle hesaplanır ve tipik olarak gevfsek tozlar için 0,5 ila 0,7

arasında değişen değerler almaktadır. Doldurma oranı partikül şekline ve boyut dağılımına bağlıdır. Farklı boyutlarda tozlar mevcut olduğunda, daha küçük tozlar, aksi takdirde havaya emilecek olan daha büyük tozların boşluklarına sığar ve bu da daha yüksek bir paketleme faktörüne neden olur. Daha iyi yapışmasını sağlamak için tozun titreştirilmesiyle paketleme de geliştirilebilir. Son olarak, sıkıştırma sırasında uygulanan dış basınç parçacıkları yeniden düzenler ve deforme eder, bu da toz paketlemeyi önemli ölçüde geliştirir. Gözeneklilik, tozların paketleme özelliklerini değerlendirmek için alternatif bir yöntemi temsil eder ve toz içindeki gözenek hacminin (boşlukların) yığın hacmine oranı olarak tanımlanır (Groover, 1996).

Tablo 2.1. Seçilen mühendislik malzemeleri için geleneksel birimlerinde hacimsel özellikler

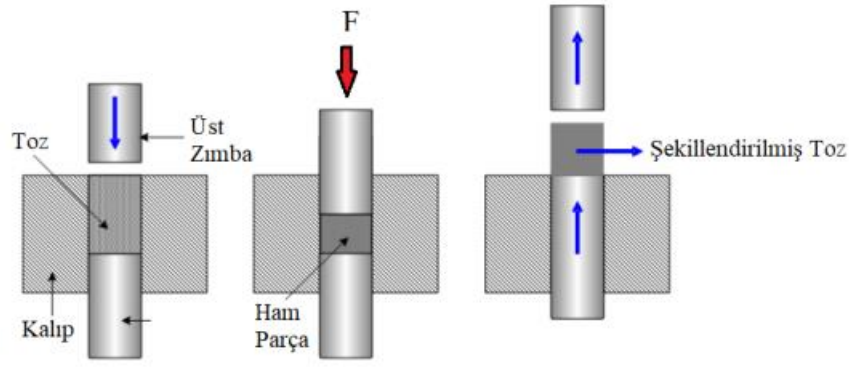
Malzeme	Yoğunluk, ρ g/cm^3	Termal Genleşme Katsayısı, α $^{\circ}\text{C}^{-1} \times 10^{-6}$	Ergime Noktası, T_m
Metaller			
Alüminyum	2,71	24	660
Bakır	8,97	17	1083
Demir	7,87	12.1	1539
Kurşun	11,35	29	327
Magnezyum	1,74	26	650
Nikel	8,92	13,3	1455
Çelik	7,87	12	A
Kalay	7,31	23	232
Tungsten	19,30	4	3410
Çinko	7,15	40	420
Seramikler			
Cam	2,5	1,8-9	

Alümina (Al ₂ O ₃)	3,8	9
Silika	2,66	NA
Polimerler		
Fenol Reçine	1,3	60
Naylon	1,16	100
Teflon	2,2	100
Doğal Kauçuk	1,2	80
Polietilen	0,92	180
Polyester	1,05	60

2.3.1. Tek Yönlü Presleme

Tek eksenli presleme, toz sıkıştırmanın en basit yöntemidir. Tek eksenli bir preste, toz kalıba konulduğunda yoğunluk, toz karışımının görünür yoğunluğuna eşittir. Her toz parçacığı ortalama 4 ila 6 parçacıkla temas halindedir (Sarıtaş et al., 2007).

Bu yöntemle basınç uygulandığında, parçacıkların şekli değişir ve deformasyon, parçacıkların sertliğini arttırarak onları daha fazla şekillendirmek için gereken kuvveti artırır. Belirli bir noktaya kadar kompakt ürünün şekli artık değişmez ve üst zımba kalıptan çıkarılır. Alt zımba ise ortaya çıkan ürünü yukarı iter ve kalıptan çıkarır. Presleme işleminden sonra işlenmemiş parça mekanik olarak kalıba sabitlenir, bu nedenle kalıp duvarlarına yağlayıcı uygulanması gereklidir. Bu uygulanan yağlayıcı aynı zamanda kalıp duvarı yüzeyindeki aşınmayı önler. Genellikle stearik asit, stearin, stearat veya çeşitli organik yağlar gibi maddeler yağlayıcı olarak kullanılır (Dowson & Whittaker, 2008). Tek etkili sıkıştırma işlemi (Şekil 2.10), uygulanan toplam basınç miktarını artırarak daha fazla basınç uygulandıkça malzemenin daha yoğun hale gelmesine neden olur. Kullanılan tozlarda gözenek sayısının azalması, kütlenin sabit, hacminin ise azalması bunun nedenleridir (Vassouf, 2022).



Kalıbın doldurulması Sıkıştırma İşlemi Parçanın Çıkarılması

Şekil 2.10. Tek yönlü sıkıştırma işlemi (A. Gökçe, 2013)

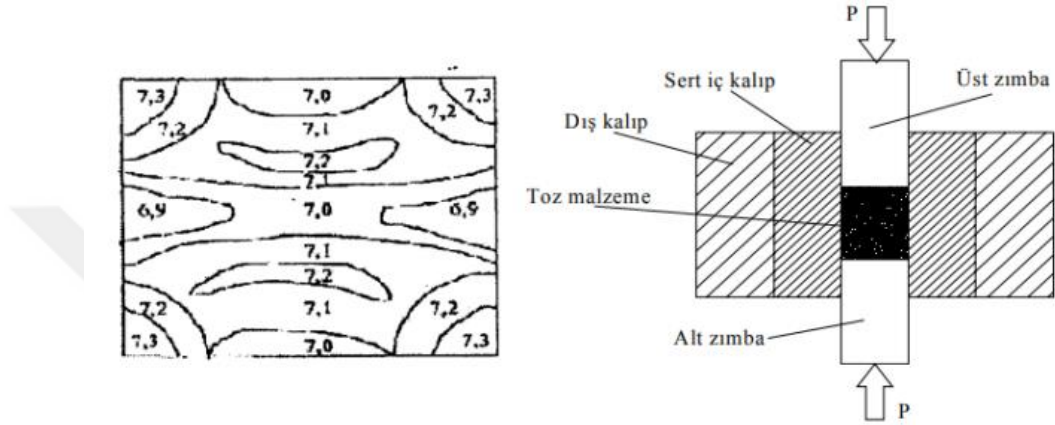
Sıkıştırma işlemi şu adımlarda gerçekleştirilir:

1. İlk sıkıştırma basıncının uygulanmasından sonra, parçacıklar yer değiştirir ve yeniden düzenlenir. Bu aşamada plastik deformasyon olmaz, ancak bazı durumlarda mekanik hasar görülebilir. Parçacık boyutu, tozun boyut dağılımı, şekil ve yüzey özellikleri ile parçacıklar arası sürtünme, bu aşamada önemli bir rol oynar.
2. Sıkıştırmanın ikinci aşamasında, elastik ve plastik deformasyon katsayıları belirgin hale gelir. Bu aşamada soğuk işlem, parçacıklar arasında bağ oluşmasına yol açabilir. Ayrıca, parçacıkların mekanik olarak kilitlemesi ve aralarındaki etkileşimler bu aşamada daha da önemli hale gelir.
3. Sıkıştırmanın son aşamasında, pres basıncı artar, toz parçacıkları ezilir ve boşluklar plastik deformasyonla doldurulur. Bu aşamada toz parçacıkları arasında soğuk kaynak oluşabilir (Kurt, 2004).

2.3.2. Çift Yönlü Presleme

Basınç, kalıba üst ve alt zimbalar tarafından uygulanır ve bu zimbalar her ikisi de dinamiktir (Şekil 2.11). Her iki zimba da farklı veya eşit miktarda hareket ve basınç uygulayabilir. Zimbalar, partiküller, toz partikülleri ve kalıp yüzeyi arasındaki sürtünme nedeniyle hem yoğunluk dağılımını önemli ölçüde etkiler. Bu özellikleri azaltmak için yağlayıcı kullanma veya uygun sıkıştırma yöntemleri gibi bazı girişimler yapılır. Tek etkili sıkıştırma yöntemiyle tam yoğunluğa ulaşmak mümkün değildir. Çift

etkili sıkıştırma, toz üst ve alt zımbalar tarafından sıkıştırıldığı için, kalıp çeperi ile toz taneleri arasındaki sürtünme kuvveti, alt zımbanın üst zımba ile tozun taban yüzeyine eşit yoğunlukta basınç yapmasını sağlar. Sıkıştırma tamamlandıktan sonra, alt zımbanın üst bölüme doğru hareketiyle parça kalıptan çıkarılır. Sonuç olarak, yoğunluk dağılımının tek etkili sıkıştırma ile elde edilen parçalara göre daha homojen olduğu gözlemlenir. En düşük yoğunluk değeri sıkıştırılan parçanın orta noktasında bulunur ve bu dağılım simetriktir (Hiçyılmaz, 1999).



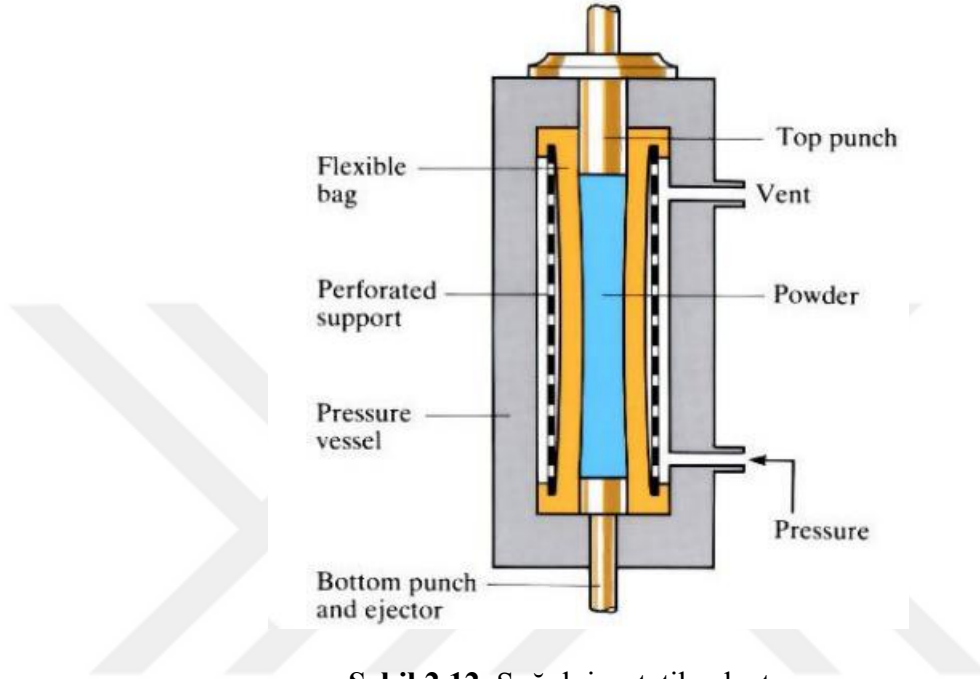
Şekil 2.11. Çift etkili sıkıştırma

2.3.3. İzostatik Presleme

İzostatik presleme, metal tozlarının hidrolik bir basınç altında sıkıştırılmasıyla gerçekleşen bir işlemdir. Bu yöntemde, sıkıştırılabilir toz partikülleri, sızdırmaz ve esnek bir kalıp içine yerleştirilir ve kalıbın her noktasına yüksek basınç uygulanarak şekillendirilir. İzostatik presleme tekniğiyle üretilen parçaların yoğunluğu ve boyutları, parçanın her yerinde eşittir, çünkü basınç tüm yüzeylerde homojen bir şekilde etki eder ve kalıp duvarında sürtünme olmaz. Bu yöntem, karmaşık şekillere sahip parçaların üretimi için uygun ve gereklidir. İki farklı uygulama alanı olan sıcak izostatik presleme ve soğuk izostatik presleme yöntemleri bulunmaktadır (Hammes et al., 2005).

Soğuk izostatik sıkıştırma yönteminde basınçlar her yönden eşit olarak uygulanır. Soğuk izostatik sıkıştırma (Şekil 2.12) büyük en-boy-çap oranlarına sahip karmaşık ve kademeli parçalara uygulanabilir. Toz, kalıp görevi gören kapalı, sızdırmaz elastik bir kaba yerleştirilir. Yumuşak kalıbın içindeki hava, sıkıştırma sırasında çıkacağı için önceden boşaltılır. Kalıp, kabın içine sıvı pompalanarak basınç kabının içine daldırılır. Sıvıya yüksek basınç uygulanır ve kalıp hidrostatik basınç

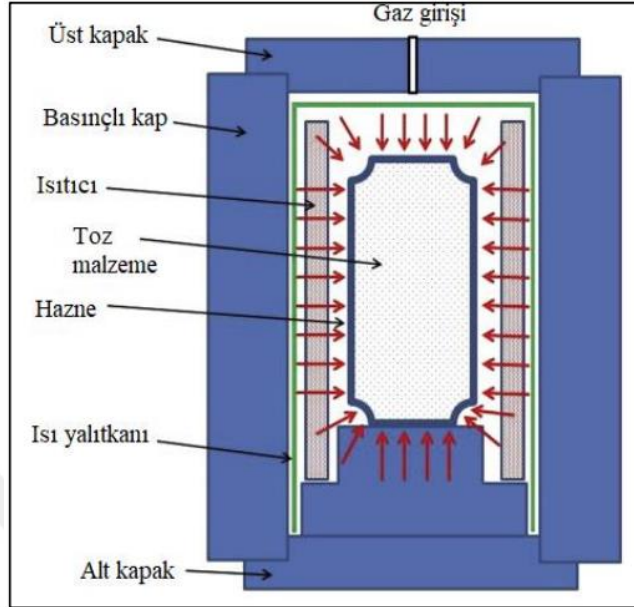
altında bırakılır. Presleme işlemi tamamlandıktan sonra, esnek kalıp parçadan çıkarılır ve genellikle bir daha kullanılmaz. Bu yöntemle üretilen toz metal parçalarda daha homojen bir yoğunluk dağılımı elde edilebilir. Bu, basınç altında parçanın tüm yüzeylerinde homojen bir şekilde şekillendirilmesi ve kalıp duvarında sürtünmelerin olmaması sayesinde sağlanır (Erden, 2015).



Şekil 2.12. Soğuk izostatik sıkıştırma

Sıcak izostatik presleme (Şekil 2.13), TM parçaları üretmek için gerekli sıkıştırma yöntemi, toz metallerin inert gaz ile atomize edilmesiyle elde edilir. Geleneksel üretim yöntemleri ile üretilmesi çok zor olan metaller, çok özel niteliklere sahip olan ve başka türlü birbirleriyle karıştırılamayan, yalnızca metallerin toz halinde birleştirilmesiyle veya farklı toz metallerin kullanılmasıyla üretilir katmanlar. Metal tozları kapsüllere doldurulur ve akabinde sıcak bir izostatik sıkıştırma fırınına yüklenir. Burada kapsüller sıkıştırılmış inert gaz tarafından sağlanan yüksek basınç ve yüksek sıcaklığa maruz bırakılır. Basınç ve sıcaklık, malzemenin türüne bağlı olarak değişebilir; ancak genellikle 2000 bar basınç ve 1400°C civarında sıcaklık kullanılır. Tozlar, sızdırmaz bir kapsül içinde izostatik gaz basıncı ve yüksek sıcaklık altında birleştirilerek tamamen yoğun bir yapıya sahip olurlar. Bu süreçte, toz partikülleri arasındaki boşluklar ortadan kalkar ve sıkıştırılmış parça tamamen gözeneksiz bir yapıya sahip olur. Sıcak izostatik sıkıştırılmış TM ile üretilen parçalar, yüksek sıcaklık,

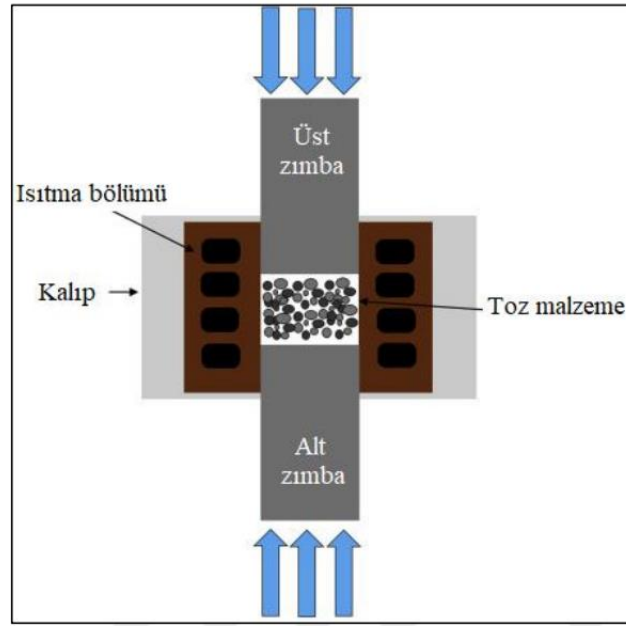
yüksek mekanik gerilme, yüksek korozyon direnci ve yüksek aşınma içeren uygulamalar için oldukça ekonomik bir çözümdür (Erden, 2015).



Şekil 2.13. Sıcak izostatik presleme (Taşçı, 2023)

2.3.4. Sıcak Presleme

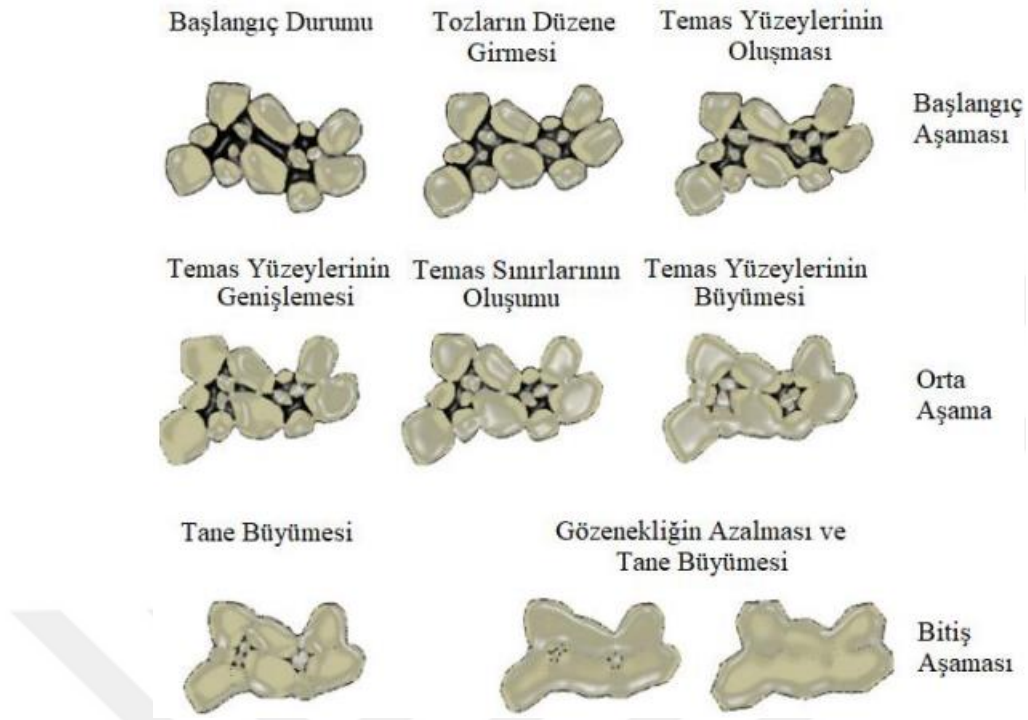
Sıcaklık ve basınç uygulanarak toz halindeki malzemelerin üretilmesi işlemidir. Bu yöntem özellikle mikroyapısal kontrolün önemli olduğu durumlarda tercih edilir. Bu sistemde, maliyeti azaltan kapalı bir fırın presi ve kalıp kullanır. Sıcak pres ekipmanının şematik diyagramı Şekil 2.14'te gösterilmektedir. Döküm işlemleriyle karşılaştırıldığında alaşım elemanlarının veya hibrit kompozit malzemelerin üretimi için ek homojenizasyon gibi ek işlemlere gerek yoktur. Özellikle döküm prosesinde meydana gelen segregasyon problemleri sıcak presleme prosesinde yaşanmamaktadır. Bu yöntem presleme ve sinterleme işlemlerini aynı anda gerçekleştirdiğinden, geleneksel TM'deki soğuk presleme ve ardından sinterleme işlemlerine göre üstün mekanik özelliklere sahip hibrit kompozit malzemeler üretmek mümkündür (Ercetin, 2021).



Şekil 2.14. Sıcak presleme

2.4. Sinterleme

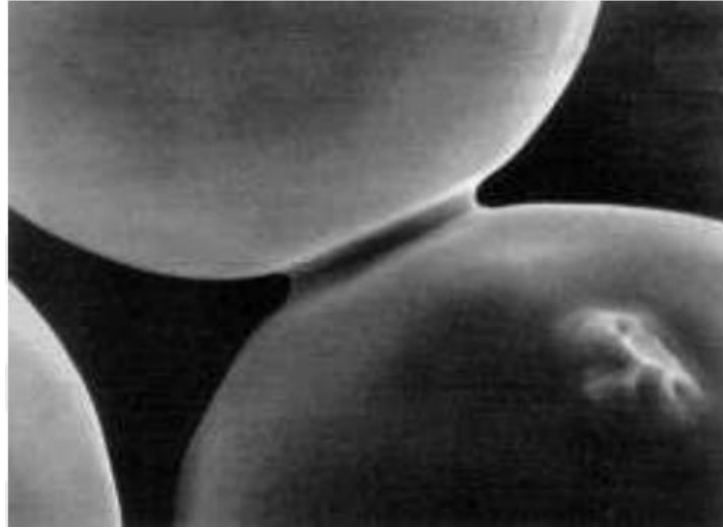
Sinterleme işlemi, malzemenin metal tozları arasında difüzyon ve benzeri atom hareketleri ile bağ oluşturarak malzemeye mukavemet ve bütünlük kazandırmak amacıyla yapılan, aynı zamanda yüzey alanlarını düşüren bir ısıtma işlemi prosesidir (Saritaş et al., 2007). Parçacıklar arasındaki bağlanma, katı haldeki atomların, malzemenin ergime noktası altındaki sıcaklıklarda gerçekleşir (German, 1996). Bu işlem genellikle metalin erime noktasının (mutlak ölçek) 0,7 ila 0,9'u arasındaki sıcaklıklarda gerçekleştirilir. Katı hal sinterlemesi veya katı faz sinterlemesi terimleri bazen bu geleneksel sinterleme için kullanılır bunun sebebi, metal bu işlem sıcaklıklarında erimeden kalır (Groover, 1996). Şekil 2.15'te sinterleme işleminin aşamaları verilmektedir.



Şekil 2.15. Sinterleme (H. Gökçe, 2013)

Sinterleme tekniği, bölgedeki tozların yüzey alanını azaltarak, partiküller arasındaki temas noktalarını genişleterek ve gözenek formunu değiştirerek gözenek hacmini azaltan bir malzeme taşıma sistemidir. Bu termal yöntemle aktive edilen süreç, sinterleme döngüsü sırasında sıcaklık ve süreyi kontrol eden bir cihaz olan sinterleme fırını tarafından yönetilir. Sinterleme fırını, sadece sıcaklık ve süre kontrolü sağlamakla kalmaz, aynı zamanda yağlayıcı ve bağlayıcı maddelerin uzaklaştırılmasını ve atmosferin kontrol edilmesini sağlayarak sinterleme sonrası parçaya ısıl işlem uygulanmasına olanak tanır (German, 1994).

Presleme sonrası, toz parçacıkları genellikle nokta temas halindedir, yani aralarında boşluklar bulunur. Ancak sinterleme işlemi sırasında, bu parçacıklar arasında temas noktalarında kaynaklar oluşur, böylece parçacıklar arasındaki bağlar kuvvetlenir. Bu süreçte, öncelikle parçacıkların boyutları büyür ve daha sonra ilerleyen sinterleme süresi ile bu parçacıklar arasındaki boşluklar azalır. Gözeneklerdeki büzülme, parçacıkların birbirine daha sıkı bağlanmasını sağlar ve sonunda kapalı gözenekler oluşur (Akor, 2003). Şekil 2.16’da sinterlenme sırasında boyun oluşumu gösterilmektedir.



Şekil 2.16. Sinterlenme sırasında boyun oluşumu (Ayata, 2014)

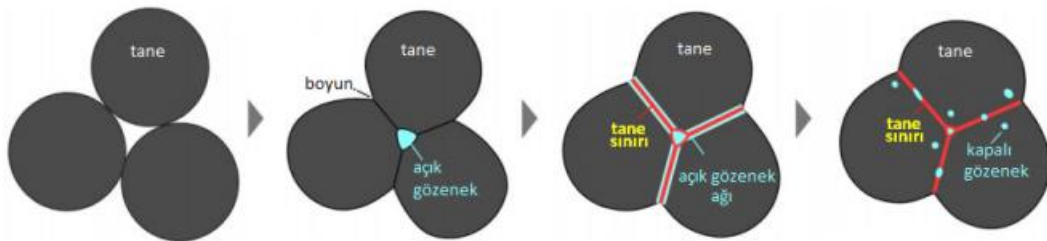
Sinterleme işlemi sırasında, toz partiküllerin yüzey enerjilerindeki azalma, partiküller arasında mükemmel boyutların oluşmasına katkıda bulunur. Bu durum, iç yapıdaki gözeneklilik değerinin sıfıra düşmesine neden olur. Küçük toz partikülleri özellikle kolayca sinterlenebilir çünkü hacim oranına göre düşen yüzey enerjisi, toz partiküllerinin çapının tersiyle doğru orantılı olduğu gözlemlenmiştir. Seramik malzemelerde, sinterleme sonucu saydamlık, ısı iletkenlik, yoğunluk ve mukavemet değerlerinde artış gözlemlenirken, polimerlerde mukavemet ve yoğunluk artışı meydana gelir (Boz, 2003). Metallerde, sinterleme işlemi sonucunda iletkenlik ve mukavemet değerlerinde artış gözlenir. Sinterleme süresi ile sıcaklık arasında ters bir ilişki bulunmaktadır. Yani, sinterleme sıcaklığı yükseldikçe süre kısalırken, sıcaklık düştükçe uygulanan süre artar (Goryczka et al., 2006). Sinterleme sıcaklığı arttıkça malzemenin mukavemet, elektrik iletkenliği, yoğunluk ve süneklik gibi özellikleri artmaktadır. Sinterleme işlemi sırasında istenilen veya istenmeyen malzeme değişiklikleri meydana gelir. Bu değişiklikler arasında en dikkate değer olanlar şunlardır:

- Mukavemet ve elastisite modülü gibi mekanik özelliklerdeki değişimler,
- Sertlik ve kırılma tokluğu gibi malzeme dayanıklılığına etki eden özelliklerdeki değişimler,
- Elektriksel ve termal iletkenlik gibi iletkenlik özelliklerindeki değişimler,
- Sıvı ve gaz geçirgenliği gibi özelliklerdeki değişimler,

- Ortalama tane sayısı, boyutu ve şekli gibi tane özelliklerindeki değişimler,
- Tane sınırlarının dağılımı ve şekli gibi mikroyapısal özelliklerdeki değişimler,
- Ortalama gözenek boyutu ve şekli gibi gözeneklilik özelliklerindeki değişimler,
- Gözenek boyutu ve şekil dağılımı gibi gözenek yapısındaki değişimler,
- Kimyasal bileşim ve kristal yapı gibi kimyasal ve yapısal özelliklerdeki değişimler (Keçeli, 2007).

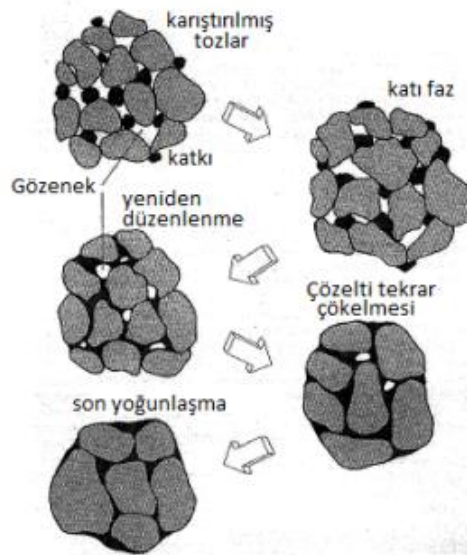
Genel olarak, sinterleme işlemi iki ana türe ayrılabilir: katı faz sinterlemesi ve sıvı faz sinterlemesi. Eğer sinterleme sıcaklığı, ana malzemenin erime sıcaklığından daha düşükse, bu durumda katı faz sinterlemesi gerçekleşir. Ancak, eğer bileşenlerden en az birinin erime sıcaklığı sinterleme sıcaklığının üzerindeyse, bu durumda sıvı faz sinterlemesi meydana gelir (Kumdalı, 2008). Sinterleme sıcaklığının doğru bir şekilde belirlenmesi, başarılı sinterleme için kritik öneme sahiptir. Daha yüksek sıcaklıklar daha hızlı yoğunlaşır ancak pürüzlülüğü artırır. Kabalaşma ilerledikçe gözenekler çöker ve daha büyük parçacıklar haline gelir, bu da anormal tane büyümesine neden olur. Yoğunlaşma daha hızlı olmasına rağmen bu durum yine de nihai konsantrasyonu sınırlamaktadır (Keçeli, 2007; Reardon, 2001). Katı hal sinterleme işlemi Şekil 2.17’de gösterilmektedir.

İlk aşamada, parçacıklar presleme işlemiyle belirli noktalarda birbirleriyle temas eder ve uygulanan basınç sonucunda sürtünme etkisiyle fiziksel olarak birbirlerine bağlanırlar. İkinci aşamada, bu temas noktalarında boyun adı verilen bağlantılar oluşturulur, parçacıklar arasında daha sağlam bir bağ oluşturularak yapısal bütünlük artar. Üçüncü aşamada, boyunlar taneler boyunca yayılarak genişler ve tane sınırları boyunca doğrusal gözenekler birikir, bu da malzemenin yoğunluğunu artırır ve mukavemetini sağlar (Tanaka et al., 2012).



Şekil 2.17. Katı faz sinterleme aşamaları (Tanaka et al., 2012)

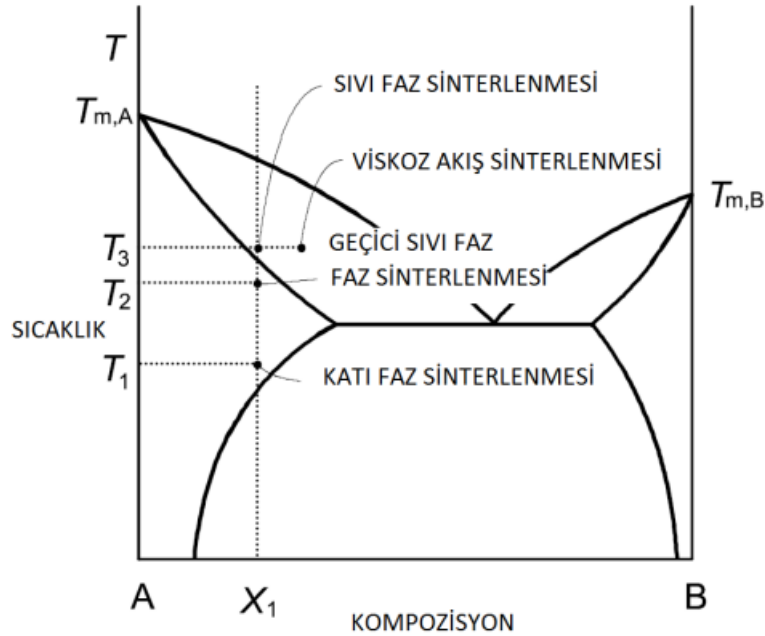
Sinterleme sürecinde, parçacıklar arasındaki boşlukları dolduran sıvı fazın oluşması, sinterleme sürecini hızlandırır ve yoğunlaşma miktarını artırır (Şekil 2.18). Bu fenomen, özellikle alüminyum alaşımları gibi malzemelerde sıkça kullanılan sıvı faz sinterlemesi ile gerçekleşir. İlk aşamada, ek faz, ana faz ile katı hal sinterlemesi yoluyla reaksiyona girerek bir sıvı faz oluşturur. İkinci aşamada, parçacıklar arasındaki boşlukları sıvı faz doldurur ve parçacıklar, kılcal basınç etkisi altında yeniden düzenlenir. Bu aşamada, sinterleme verimliliğini etkileyen temel faktör ısıtma derecesidir. Üçüncü aşamada, oluşan sıvı faz, katı parçacıkların içine yayılır ve katı içinde çöker. Son aşamada, gözenekler tamamen sıvı ile doldurularak sıkıştırma işlemi tamamlanır. Bu süreç, geçici sıvı faz sinterlemesi, kalıcı sıvı faz sinterlemesi ve süper katı sıvı faz sinterlemesi olmak üzere üç farklı uygulama alanında geniş bir yelpazede kullanılır (German, 1996).



Şekil 2.18. Sıvı Faz sinterlemesi (German, 1996)

Temel olarak, sinterleme işlemleri iki türe ayrılabilir: katı hal sinterleme ve sıvı faz sinterleme. Katı hal sinterlemesi, toz kompakt sinterleme sıcaklığında tamamen katı halde yoğunlaştığında meydana gelirken, sıvı faz sinterlemesi, sinterleme sırasında toz kompakt içinde bir sıvı faz mevcut olduğunda meydana gelir. Bu iki durum, Şekil 2.19’da şematik bir faz diyagramı olarak göstermektedir. * T_1 sıcaklığında, X_1 bileşimli bir A-B toz kompaktında katı hal sinterlemesi meydana gelirken, T_2 sıcaklığında aynı toz kompaktında sıvı faz sinterlemesi meydana gelir. Katı hal ve sıvı faz sinterlemesine ek olarak, örneğin geçici sıvı faz sinterlemesi ve

viskoz akış sinterlemesi gibi diğer sinterleme türleri de kullanılabilir. Viskoz akış sinterlemesi, sıvının hacim oranı yeterince yüksek olduğunda gerçekleşir, böylece kompaktın tam yoğunlaşması, yoğunlaşma sırasında herhangi bir tane şekli değişikliği olmaksızın viskoz bir tane-sıvı karışımı akışı ile elde edilebilir. Geçici sıvı faz sinterleme, sıvı faz sinterleme ve katı hal sinterlemenin bir kombinasyonudur. Bu sinterleme tekniğinde, sinterlemenin erken bir aşamasında kompakt içinde bir sıvı faz oluşur, ancak sinterleme ilerledikçe ve yoğunlaşma katı halde tamamlandığında sıvı kaybolur. Geçici sıvı faz sinterlemesinin bir örneği de Şekil 2.19 'daki şematik faz diyagramında, X_1 bileşimine sahip bir A-B toz kompaktının ötektik sıcaklığının üzerinde ancak bir solidus çizgisinin altında, örneğin T_2 sıcaklığında sinterlenmesi durumunda bulunabilir. Sinterleme sıcaklığı A-B ötektik sıcaklığının üzerinde olduğundan, kompaktın ısıtılması sırasında A ve B tozları arasındaki bir reaksiyon yoluyla bir sıvı faz oluşur. Ancak sinterleme sırasında sıvı faz kaybolur ve sadece katı faz kalır, çünkü verilen sinterleme koşulu altında denge fazı bir katı fazdır.



Şekil 2.19. Sinterleme faz diyagramı (Kang, 2005)

Tüm bunların yanı sıra teknik öneme sahip neredeyse tüm metaller, oda sıcaklığında bile çevrelerindeki atmosferin gazıyla reaksiyona girer, ancak daha yüksek sıcaklıklarda işlendiğinde daha fazla reaksiyona girer. Özel sinterleme atmosferlerinin kullanılmasının en önemli nedeni, sinterlenmiş metal tozlarının

oksidasyona ve yeniden oksidasyona karşı koruma sağlamaktır. Sinterleme atmosferinin temel sinterleme sürecini etkileyebileceği birçok başka yol vardır. Oksitleri azaltarak atmosfer oldukça hareketli metal atomları oluşturabilir. Sinterleme atmosferindeki gaz atomları, birbirine bağlı gözenekler yoluyla sinterlenen kompakta girebilir. Daha sonra kapalı gözeneklerde sıkışıp kalarak büzülmelerini engelleyebilirler. Sinterleme atmosferindeki gaz atomları da metalin içine yayılabilir. Bazen bu atomlar metalle de alaşım oluşturabilir (Reardon, 2001).

Sinterleme işlemlerinde birçok farklı atmosfer sinterleme ortamı olarak kullanılmaktadır. Bunlar;

- Oksitleyici atmosferler: Hava, CO₂ ve H₂O
- Redükleyici atmosferler: H, CH₄ ve amonyak, CO
- Vakum, helyum, argon ve azot içeren atmosferler
- Nitrürleyici atmosferler: Amonyak (NH₄)

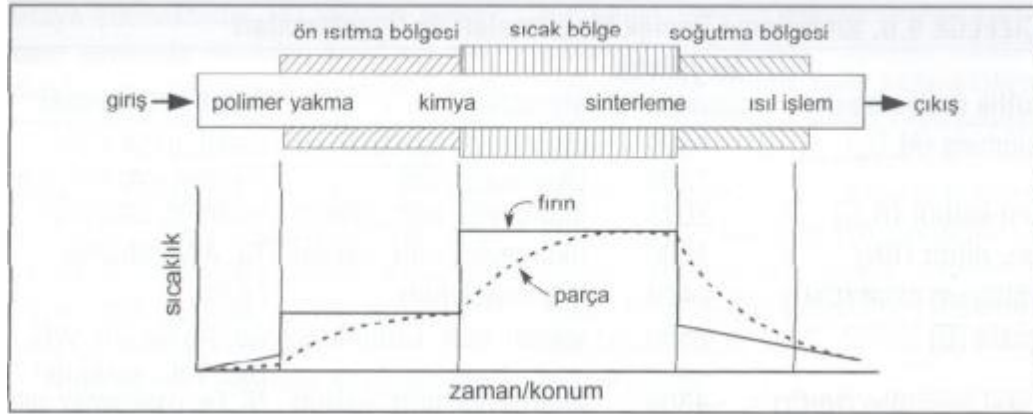
2.4.1. Sinterleme Yöntemleri

Sinterleme ile üretilen malzemelerin özelliklerinin iyileştirilmesi, üretim maliyetlerinin düşürülmesi, iyileştirilmiş özelliklere ulaşılması ve sinterlenmiş malzemelerin pazar payının genişletilmesine yönelik çabalar her geçen gün artmaktadır. Sinterleme fırınındaki gelişmiş kontrol özellikleri, boyutsal değişiklikleri ve bozulmaları en aza indirmek için doğru ortamı oluştururken, sinterleme sıcaklıklarına hızlı bir şekilde ulaşmak için yeni ısıtma teknikleri ile numunenin daha iyi özellikleri elde edilebilir (German, 1996; Takizawa et al., 2001). Aşağıda en sık kullanılan sinterleme yöntemleri verilmiştir.

2.4.1.1. Geleneksel Sinterleme

Geleneksel sinterleme işlemleri parti tipli fırınlarda veya sürekli fırınlarda gerçekleştirilir (German, 1996). Sinterleme fırınları, sinterleme sürecinde kritik olan sıcaklık ve zaman parametrelerini hassas bir şekilde kontrol eder. Bunun yanı sıra, fırınlar, sinterleme sırasında kullanılan katkı maddeleri olan yağlayıcılar ve bağlayıcıları uzaklaştırarak ve parçalara gereken ısıl işlemi sağlayacak sinterleme atmosferini oluşturarak işlev görür. Bu fırınlar, sinterleme işlemi için gerekli olan atmosferi ve koşulları oluşturmak için tasarlanmıştır. Ayrıca, sinterleme fırınları

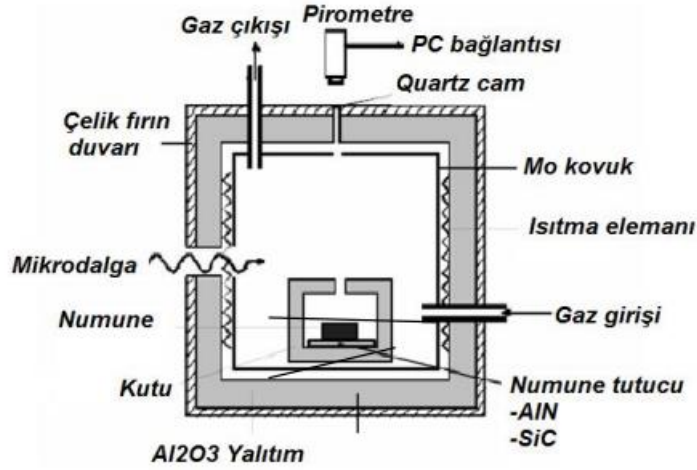
aralıklı veya sürekli olarak çalışabilir ve sinterleme işleminin gereksinimlerine uygun olarak tasarlanmıştır. Bu sayede, sinterleme sürecinin istenen sonuçları elde etmek için gerekli olan kontrol ve esneklik sağlanmış olur (Çetinkaya, 2005). Parti ve sürekli fırınlar arasındaki temel fark, sıcaklık ve süre gibi parametrelerin kontrolü ile malzemenin konumu ve zaman ilişkileri arasındaki farklılıktır. Parti fırınları, sınırlı sayıda parçanın tek seferde işlendiği ve her bir parti için önceden belirlenmiş sıcaklık ve süre ayarlarının yapıldığı fırın türleridir. Diğer yandan, sürekli fırınlar sürekli olarak malzeme akışına izin veren bir sistemdir ve malzemenin fırında sabit bir hızda ilerlediği ve sıcaklık sürekli olarak kontrol edildiği fırın türleridir. Bu farklar, üretim ihtiyaçlarına ve işleme süreçlerine bağlı olarak tercih edilen fırın tipini belirler (Çavdar & Atik, 2011). Şekil 2.20’de bir sinterleme fırınındaki işlemler zincirinin şematik gösterimi verilmektedir.



Şekil 2.20. Bir sinterleme fırınındaki işlemler zincirinin şematik gösterimi
Diyagram, tipik zaman-sıcaklık profilini göstermektedir (Sarıtış et al., 2007)

2.4.1.2. Mikrodalga Sinterleme

Mikrodalga ısıtma, malzemelerin mikrodalga enerjisiyle ısıtılarak iç kısımlarının homojen bir şekilde ısınmasını sağlayan bir yöntemdir (Şekil 2.21). Geleneksel ısıtma yöntemlerinden farklı olarak, mikrodalga ısıtma malzemenin içine doğrudan enerji transfer eder, bu da daha hızlı ve homojen bir ısınma sağlar. Bu yöntem, düşük enerji tüketimi ve çevresel etkilerin azalması gibi avantajlar sunar. Mikrodalga sinterleme, malzemenin istenilen özelliklere daha hızlı ve verimli bir şekilde ulaşmasını sağlar, bu da geleneksel sinterleme yöntemlerine göre daha etkili bir seçenek olmasını sağlar (Kuşoğlu, 2011).

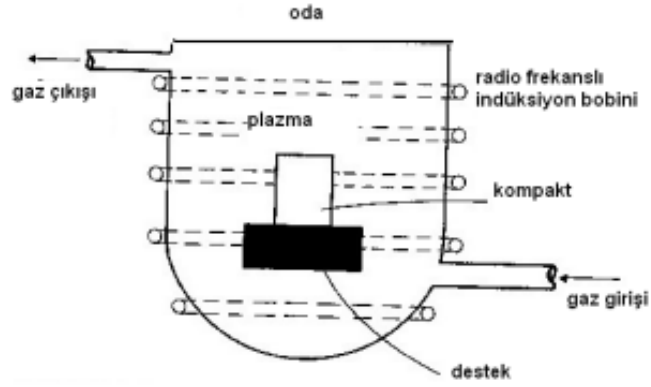


Şekil 2.21. Mikrodalga sinterlemenin şematik gösterimi (Ayata, 2005)

2.4.1.3. Plazma Sinterleme

Plazma sinterleme, mikrodalga sinterlemenin aksine benzersiz bir termal ortam olan plazmayı kullanarak hızlı sinterleme işlemi gerçekleştirir. Bu özel ortam, malzemenin daha hızlı bir şekilde sinterlenmesine olanak tanır ve geleneksel yöntemlere göre daha verimli bir işlem sunar. Plazma, yüksek sıcaklıklarda yoğun bir termal enerji sağlar ve malzemenin homojen bir şekilde sinterlenmesini sağlar (Şekil 2.22). Bu nedenle, plazma sinterleme, mikrodalga sinterleme gibi modern sinterleme yöntemleri arasında öne çıkar (Johnson & Rizzo, 1980; Upadhya, 1987).

Plazma sinterleme, yaygın olarak Al_2O_3 , SiC ve ZrO_2 gibi seramik malzemelere uygulanır. Plazma sinterleme sırasında çekirdekteki elektronlar, düşük basınçlı bir gaz ortamında indüklenen veya mikrodalga akımına maruz bırakılır. Plazma sinterleme sırasında yüksek sıcaklıklara ulaşılabilir, dolayısıyla hızlı ısıtma küçük güç kayıplarına neden olur. N_2 , H_2 ve H_2O gibi çok atomlu gazlar ısıtma için faydalıdır. Örneğin plazma sinterlemesi, zirkonya-ytria bileşimi için %93'lük bir yoğunluğa ulaşmak amacıyla mikrodalgada oksijen-argon atmosferi altında 2,5 dakika ısıtılarak gerçekleştirildi (Kijima et al., 1988).



Şekil 2.22. Plazma sinterlemenin şematik gösterimi (German, 1996)

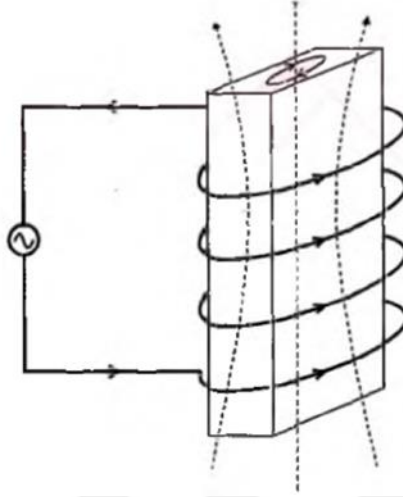
2.4.1.4. Lazer Sinterleme

Lazer ısıtma, yüksek ısı ve güç konsantrasyonları üretebildiği için birçok endüstride kullanılan bir teknolojidir. Ayrıca, sinterleme uygulamalarında da araştırma konusu olmuştur. Lazer ışını, malzemenin yüzeyine odaklanarak çok yoğun bir ısı sağlar, bu da malzemenin hızla ısınmasını ve istenilen sıcaklığa ulaşmasını sağlar. Bu yöntem, hassas kontrol edilebilirlik ve lokal ısıl işlemler gerektiren uygulamalarda tercih edilir. Sinterleme için lazer ısıtma, malzeme yüzeyini hızla ısıtarak istenilen yoğunluk ve yapısal özelliklerin elde edilmesine olanak tanır. Bu nedenle, lazer ısıtma, sinterleme süreçlerinde geleneksel yöntemlere alternatif bir yaklaşım sunar (German, 1996; Kasai et al., 1989; Yuki et al., 1993). Lazer ısıtma 2400 °C'ye kadar sıcaklıklara ulaşabilir, ancak yalnızca yüzeye yakın alanlar ısıtılabilir. Bu nedenle, sinterleme derinliğinin sığ olması yüzeyden mikro yapı, boyut ve yoğunluk değerlerinde büyük farklılıklara neden olur. Lazer sinterleme zayıf bir ısı iletkeni olmasına rağmen bu uygulamaya seçici lazer sinterleme (Selective Laser Sintering, SLS) adı verilmektedir. Bilgisayar kontrollü tarama şablonları kullanılarak toz katmanlarının sinterlenmesiyle üç boyutlu parçalar katman katman üretilebilmektedir. Bu yöntem, üç boyutlu yazıcıya benzer şekilde kopyalama gerçekleştirmek için lazer görüntü taramayla birlikte kullanılabilir (Deckart & Beaman, 1987; German, 1996).

2.4.1.5. İndüksiyon ile Sinterleme

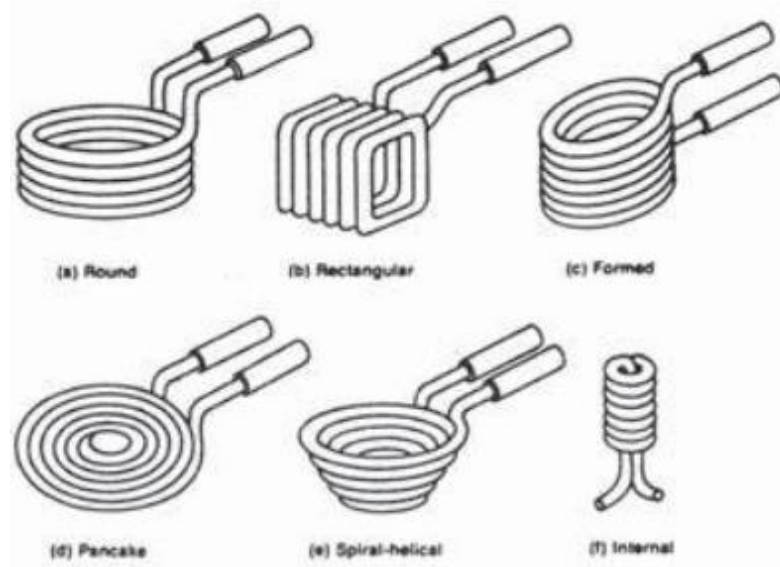
İndüksiyonla ısıtma, metallerin içinde oluşturulan elektrik akımına dayanır ve bu akım numunede ısı üretir. İndüksiyon sinterleme sistemi, indüksiyon bobini,

alternatif akım sağlayan bir güç kaynağı ve iş parçasından oluşur. Bobin, alternatif akım üreten bir güç kaynağına bağlanır ve ısıtılacak iş parçasının şekline göre şekillendirilir. Bobine uygulanan alternatif akım, iş parçası üzerinde bir manyetik alan oluşturur. Bu manyetik alan, parçada girdap akımlarının oluşmasına neden olur. Şekil 2.23, indüksiyonla ısıtmanın kavramsal diyagramını göstermektedir. Bu yöntem, metal parçaların hızlı ve etkili bir şekilde ısınmasını sağlayarak sinterleme işlemlerinde yaygın olarak kullanılmaktadır.



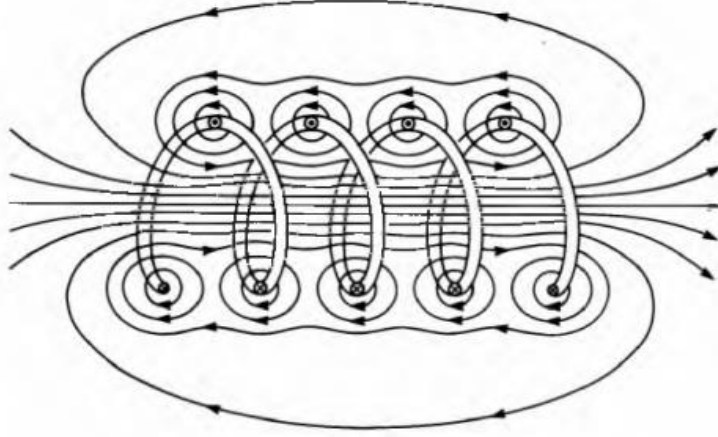
Şekil 2.23. İndüksiyon ile ısıtmanın şematik gösterilişi

Girdap akımlarının etkisi, yüzeyden uzaklaştıkça azalır, bu da yüzey ısıtma işlemlerinde indüksiyonun tercih edilme nedenlerinden biridir. Bununla birlikte, ısı, malzeme içinde ısı iletimi yoluyla da aktarılabilir (Semiatin, 1988). Isı transferi geleneksel ısıtmaya göre 3000 kat daha iyidir (German, 1996). Yüzey sertleştirme için tipik olarak kullanılan indüksiyon işlemi, farklı kesitlere sahip parçaların etrafında yüksek frekansta değişen bir manyetik alan oluşturarak gerçekleşir. Şekillendirilmiş bir makara, mil veya dişli gibi parçaların yüzey şekline göre ayarlanır. Bu manyetik alanın değişimi, çelik parçanın yüzeyinde indüklenen bir akıma neden olur. Çelik parçanın kendisi elektrik direnci gösterir, bu da indüklenen akımın ısıya dönüşmesine yol açar. İşlem sırasında, yüksek frekansta kullanılan indüktörlerin, her bileşenin özel yüzey geometrisine uygun şekilde tasarlanması gerekir (Demirci, 2004). Şekil 2.24 çeşitli parça şekillerine sahip bobinleri göstermektedir. Ayrıca bobin tasarımını veya bobin frekansını doğru seçerek ısıtma kesitini ve ısıtma hızını belirleyip arttırmak mümkündür (Semiatin, 1988).



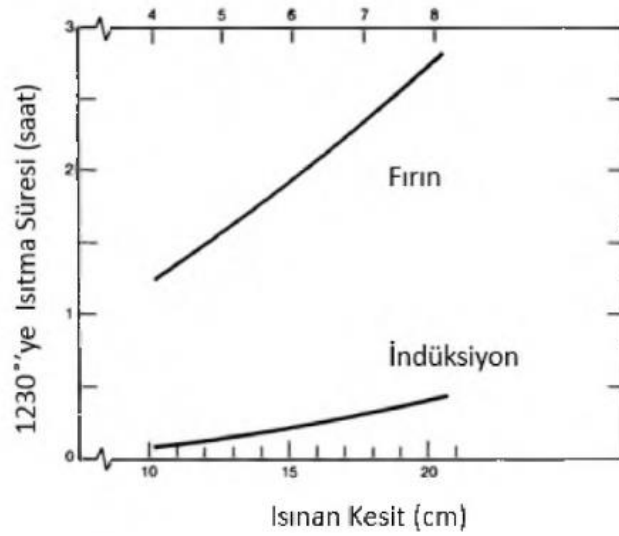
Şekil 2.24. Çeşitli parça şekilleri için bobinler (Curtis, 1950)

İndüksiyon uygulamalarında ısıнын neden yüzey üzerinde daha yüksek seviyelerde oluştuğunu açıklayan en önemli gerçek, deri etkisi (skin effect) olarak adlandırılan olaydır. Bu etki alternatif akımda meydana gelir. Etkinin %86'sı yüzey alanında meydana gelir ve bu alana penetrasyon derinliği adı verilir (Rapoport & Pleshivtseva, 2006). İndüklenen akımların neden olduğu ısınmayı açıklayan iki gerçek vardır. Bunlar manyetik histerezis ve Joule ısıtmadır. Manyetik histerezis genellikle göz ardı edilir çünkü Joule ısınması kadar önemli bir faktör değildir. Basit bir ifadeyle histerezis, Curie sıcaklığının altındaki çelik gibi manyetik malzemelerde meydana gelen, manyetik alan altında moleküllerin titreşimi ile üretilen enerjidir. Joule ısınmasının nedeni, girdap akımlarının tam bir döngü oluşturmaya çalışması nedeniyle malzemenin direncinin neden olduğu ısınmadır. Joule ısınması, alüminyum, bakır ve çelik gibi manyetik olmayan malzemelerin Curie sıcaklıkları aşıldığında ortaya çıkan bir mekanizmadır. Bu iki olgu temel olarak ısınmayı açıklamaktadır (Semiatin, 1988). Şekil 2.25'te elektrik akımı taşıyan bir bakır bobinin ürettiği manyetik alanı gösterilmektedir.



Şekil 2.25. Bakır bobin vasıtası ile meydana gelen manyetik akım çizgileri (Semiatin, 1988)

İndüksiyonun çeşitli ısıtma işlemlerinde kullanılmasının en önemli nedenlerinden biri hızlı ısınmasıdır. Şekil 2.26, geleneksel fırın ısıtması ile indüksiyonlu ısıtma arasındaki zaman karşılaştırmasını göstermektedir.



Şekil 2.26. İndüksiyonda ve gaz ısıtmalı fırında yapılan ısıtma işlemin süre olarak karşılaştırılması (Semiatin, 1988)

Sinterleme prosesini sinterleme sıcaklığı, sinterleme süresi, toz partiküllerinin boyutu, toz karışımının bileşimi, ham yoğunluk, sinterleme fırınındaki koruyucu atmosferin bileşimi ve alaşım elementleri etkilemektedir (Ataş et al., 2001; German, 1984).

Tablo 2.2’de sinterleme esnasındaki değişimler ve etkileri özet halinde verilmiştir.

Tablo 2.2. Sinterleme esnasındaki değişimler ve etkileri (German, 1984)

Sinterleme Esnasındaki Değişim	Proses Etkisi
Partikül boyutundaki azalma	Hızlı sinterleme
	Yüksek maliyet
	Yüksek empürite
	Artan sağlık tehlikesi
Süredeki artış	Yüksek maliyet
	Tane büyümesi
	Üretimin yavaşlaması
Sıcaklıktaki artış	Yüksek yoğunluk
	Hızlı sinterleme
	Termal ayrışma
	Tane büyümesi
	Yüksek maliyet
	Fırın limiti
Ham yoğunluktaki artış	Gözenek kabalaşması
	Daha az büzülme
Alaşımların katkısı	Yüksek mukavemet
	Düşük mukavemet
Sinterleme katkılarındaki artış	Düşük sinterleme sıcaklığı
	Hızlı yoğunlaşma
	Yüksek ham yoğunluk
	Distorsiyon
	Tane büyümesi

2.5. İlave ve İkincil İşlemler (Bitirme İşlemleri)

Daha yüksek yoğunluk ve daha sıkı boyut toleransları gerekiyorsa, sinterlemeyi damgalama veya tekrar presleme adı verilen başka bir soğuk işlem izler. Damgalama, sinterlenmiş parçanın yoğunluğunu artırır. Tozlar kalıp içinde önemli ölçüde plastik olarak deforme olabilir ve bu da doğrudan basınçla elde edilebilecek olandan daha karmaşık şekillere neden olabilir. Kalıp içindeki plastik deformasyon genellikle sınırlıdır ve pahalı işleme gerekmeden sıkı tolerans boyutlarına ulaşılmasına olanak tanır. Bazı ara sıcaklıklarda sinterleme işlemi kesintiye uğratılabilir. Bu işleme ön sinterleme denilmektedir. Bu noktada, kompakt numune iyi işleme özelliklerine sahip olabilir veya sinterleme sonrası artık uygun olmayan işlemlere izin verecek kadar sünek olabilir. Bazı durumlarda, preslemeden sonra yeni bir sinterleme daha gerçekleştirilir ve bu da mekanik özellikleri önemli ölçüde artırır. Doğrudan sinterlenmiş metallerle karşılaştırıldığında, sonradan sinterleme ile bakırın çekme mukavemetini yaklaşık %60, demirin ise yaklaşık %30 oranında artırır. Mukavemet arttıkça daha ikinci sinterleme ile, boyut değişikliklerine bağlı olarak tane irileşmesine neden olabilir. Bu durum farklı bir boyutlandırma işlemi gerektirmekte ve parça maliyetini arttırmaktadır. Spesifik uygulamaya bağlı olarak, sinterlenmiş kompakta, istenen belirli özelliklerin elde edilmesi için ısı işleme tabi tutulabilir. Bu ısı işleme bir gerilim giderme veya tavlama işlemi olabilir. Demir dışı metal alaşımları, yaşlandırma işlemleri gibi yüzey sertleştirme veya su verme işlemine tabi tutulabilir (Özder, 1986). Bu işlemlere ek olarak delme, vida sıkma, parça montajı, ölçü ayarı için tekrar presleme, pürüzlü yüzeylerin düzeltilmesi, çapak alma, karbürleme ile yüzey sertleştirme, ısı işleme mukavemet artırma, yorulma ömrünü ve korozyon direncini artırıcı işlemler gerçekleştirilebilir. Bilyeli dövme gibi yüzey işlemleri yapılır (Groover, 1996; Sarıtaş et al., 2007). Emprenye ve gözenek doldurma işlemi, TM teknolojisinin ayrılmaz bir parçası ve doğal özelliği olan gözeneklilik ile ilgilidir. TM ürünlerinin gözeneklerini yağlar, polimerler veya metallerle doldurarak özel ürünler oluşturmak mümkündür. Bu iki kategoride yapılır. Emprenye işlemi, sinterlenmiş TM parçasının gözeneklerinin yağ veya başka bir sıvı ile emprenye edilmesini içerir. Emprenye işleminin alternatif uygulamaları arasında genel ürünler, yağ emdirilmiş yataklar, dişliler ve benzeri parçalar yer alır. Bu, parçanın gözenek boşluklarını sıvı halde dolduran ve katılaştıran bir polimerik reçine ile emprenye edilmesinden sonra elde edilir. İnfiltrasyon ise, bir TM parçasının gözeneklerinin erimiş metalle doldurulması

işlemdir. Bu işlem sırasında dolgu metalinin ergime sıcaklığı TM parçasının ergime sıcaklığından düşük olmalıdır. Sinterlenmiş parça ile temas halinde ilave metal ısıtılır ve dolgu maddesi gözenekleri kılcal hareketle doldurur. Ortaya çıkan yapı nispeten gözeneksizdir, bu da nüfuz eden alanlarda daha düzgün bir gözenekliliğe ve gelişmiş tokluğu ve mukavemete neden olur (Groover, 1996).



3. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARI

Alüminyum dünyada yaklaşık %8 oranındadır ve doğada mineral formunda en yaygın metal olarak kabul edilir. Bolluk açısından oksijen ve silisyumdan sonra ikinci sıradadır. Alüminyum doğada oksitler, sülfatlar, florürler ve silikatlar dahil olmak üzere birçok formda bulunmasına rağmen, kullanılan tek alüminyum cevheri boksit adı verilen hidratlanmış bir alüminyum oksittir. Doğal koşullar altında korundum (Al_2O_3), zımpara, yakut şeklindedirler. Bunlardan yalnızca korundum (saf alüminyum oksit) doğada doğal olarak oluşabilmektedir. Diğer polimorfik yapıların oluşumu kristalizasyon koşullarına ve boksitin bileşimine bağlıdır. Bu durum türüne (hidrata) bağlıdır (Oğuz, 1990). Günümüz teknolojisinde alüminyum, çeşitli endüstriler için önemli bir rol oynamaktadır. Alüminyum, metal pazarında demir ve çelikten sonra ikinci sırada yer almaktadır. 20. yüzyılın başlarında yaygın olarak kullanılan alüminyum, birçok üstün özelliğinden dolayı endüstride giderek daha fazla kullanılmaktadır (Aydın, 2002; Doğan, 1989). Başta otomotiv ve havacılık endüstrisi olmak üzere, gıda, ambalaj, uzay sanayi ve hatta kimya endüstrilerinde de kullanılabilmektedir (Mindivan et al., 2005).

Alüminyum ve alüminyum alaşımları nispeten düşük yoğunluğa (2,7 g/cm³), üstün işlenebilirliğe, yüksek tokluğa, iyi termal ve elektrik iletkenliğine, koruyucu oksit tabakası sayesinde atmosfere ve diğer ortamlara karşı yüksek korozyon dirençleri ile bilinen şekillendirme kabiliyetleri yüksek malzemelerdir. Yüksek süneklik nedeniyle çoğu kolayca şekillendirilebilir. Sünekliği düşük sıcaklıklarda da korunur (William D. Callister, 2020). Ayrıca mukavemeti soğuk işlemlerle önemli ölçüde arttırılabilir (Doğan, 1989; Karakışlak, 1978; W. F. Smith, 1993). Alüminyumun mekanik şekillendirilmesi kolaydır. Kolaylıkla dövülebilir, haddelenebilir, ekstrüzyona uğratılabilir, tel veya boru olarak şekillendirilebilir, sac şekillendirme yöntemleri (kesme, bükme, sıvama vb.) ile şekillendirilebilir (Dennis, 1971). Tablo 3.1’de saf alüminyumun özellikleri verilmektedir.

Tablo 3.1. Saf alüminyum özellikleri (Öz, 2007b)

Atom numarası	13
Atom ağırlığı	26,97 gr/mol

Kristal yapısı	Yüzey Merkezli Kübik (YMK)
Yoğunluğu	2,7gr/cm ³
Ergime noktası	658 °C
Yeniden kristalleşme sıcaklığı	150-300 °C
Buharlaşma noktası	2450 °C
Özgül ısısı	0,224 cal/gr (100 °C)
Elastisite modülü	72x10 ³ MPa
Poisson oranı	0.33
Kayma modülü	27x10 ³ MPa
Çekme mukavemeti	40-90 MPa
Akma mukavemeti	10-30 MPa
Kopma uzaması	% 30-40

Saf alüminyum düşük bir çekme mukavemetine sahiptir, ancak termomekanik işlemlerle birleştirildiğinde, alüminyum alaşımları, özellikle temperlendiğinde mekanik özelliklerde belirgin bir iyileşme gösterir. Alüminyum alaşımları, yüksek mukavemet/ağırlık oranlarının bir sonucu olarak uçak ve roketlerin hayati bileşenlerini oluşturur. Alüminyum bakır, çinko, magnezyum, manganez ve silisyum (örneğin duralumin) gibi birçok elementle kolayca alaşım oluşturur. Günümüzde alüminyum olarak adlandırılan neredeyse tüm dökme metal malzemeler aslında alaşımlandırılmış malzemelerdir. Örneğin, yaygın kullanılan alüminyum folyolar %92 ila %99 alüminyum alaşımlarıdır. Alüminyum alaşımlarında takviye olarak Zn, Cu, Si, Mn ve Mg gibi elementler yaygın biçimde kullanılmaktadır. Bu elementlerin yaygın olarak kullanılmalarının temel nedeni alüminyum ile çökelme sertleşmesi ile mekanizma oluşumlarıdır. Alüminyuma eklenen alaşım elementleri aşağıda açıklanmıştır (Keçeli, 2007).

3.1. Alüminyum Alaşımlarının Sınıflandırılması

Alüminyum alaşımları iki gruba ayrılmaktadır. Bunlar; dövme alaşımlar ve dökme alaşımlardır. Alüminyuma eklenen alaşımlar malzemenin özelliklerini ve mukavemetini, özellikle de çekme mukavemetini değiştirir. Alüminyuma eklenen başlıca katkı elementleri; Bunlar silisyum, magnezyum, bakır, titanyum ve nikeldir (W. E. Smith, 2001). Tablo 3.2’de alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması verilmiştir.

Tablo 3.2. Alüminyum alaşımlarının sınıflandırılması (Askeland, 1998; Kaya, 2005)

		1XXX	2XXX	3XXX	4XXX	5XXX	6XXX	7XXX	8XXX
Dövme Alaşımları	İçeriği	Ticari Saflıkta Al (>99Al)	Al-Cu	Al-Mg	Al-Si veya Al-Mg-Si	Al-Mg	Al-Mg-Si	Al-Zn-Mg	-
	Isıl İşlem	Yaşlandırılmaz	Yaşlandırılabilir	Yaşlandırılmaz	Mg var ise yaşlandırılabilir	Yaşlandırılmaz	Yaşlandırılabilir	Yaşlandırılabilir	-
Döküm Alaşımları	İçeriği	Ticari Saflıkta Al	Al-Cu	Al-Si-Cu ve Al-Mg-Si	Al-Si	Al-Mg	Al-Mg-Si	Al-Zn-Mg	Al-Sn
	Isıl İşlem	Yaşlandırılmaz	Yaşlandırılabilir	Kısmen yaşlandırılabilir	Yaşlandırılmaz	Yaşlandırılmaz	Yaşlandırılabilir	Yaşlandırılabilir	Yaşlandırılabilir

3.2. Alaşım Elementlerinin Alüminyuma Etkisi

Saf alüminyumun mekanik ve erime özelliklerini geliştirmek için çeşitli alaşımlar kullanılmaktadır. Kullanılan alaşım elementleri aşağıda açıklanmıştır.

3.2.1. Bakırın Etkisi

Genellikle diğer ilavelerle birlikte %2 ile %10 Cu içeren alüminyum-bakır alaşımları önemli alaşım ailelerini oluşturur. Hem döküm hem de dövme alüminyum-bakır alaşımları çözelti ısıl işlemine, ardından yaşlanmaya tabi tutularak mukavemet ve sertlikte artışa % uzamada azalmaya neden olmaktadır. Güçlendirme, mevcut diğer bileşenlerin etkisine bağlı olarak %4 ile %6 Cu arasında değişmektedir (J. R. Davis, 1998).

3.2.2. Silisyumun Etkisi

Silisyum, demirden sonra elektrolitik ticari alüminyumda en yüksek safsızlık seviyesidir (%0,01 ile %0,15). Dövme alaşımlarda silisyum, 6xxx serisi ısıl işlem uygulanabilir alaşımlarda Mg_2Si üretmek için %1,5'e varan seviyelerde magnezyum ile kullanılır. Yüksek saflıkta alüminyum-silisyum alaşımları %3 Si'ye kadar sıcak kısıdır, en kritik aralık %0,17 ile 0,8 Si'dir, ancak silisyum ilaveleri (%0,5 ile %4,0) alüminyum-bakır-magnezyum alaşımlarının çatlama eğilimini azaltır. Herhangi bir silisyum içeren alaşıma eklenen az miktarda magnezyum malzemeyi ısıl işleme tabi tutulabilir hale getirebilmektedir. Ancak tersi durumlar doğru değildir. Mg_2Si oluşturmak için gerekenden fazla magnezyum bu bileşiğin katı çözünürlüğünü keskin bir şekilde azaltmaktadır (J. R. (Joseph R.) Davis, 2001).

3.2.3. Magnezyumun Etkisi

Magnezyum, 5xxx serisi alaşımlardaki başlıca alaşım elementidir. Magnezyumun alüminyumdaki maksimum katı çözünürlük oranı %17,4'tür. Ancak, mevcut işlenmiş alaşımlardaki magnezyum içeriği %5,5'i geçmemektedir. Magnezyum tercihen tane sınırlarında yüksek derecede anodik bir faz (Mg_5Al_3 veya Mg_5Al_8) olarak çökelmektedir. Bu da taneler arası çatlama ve stres korozyonuna karşı duyarlılık oluşturmaktadır. %5'e kadar Mg içeren işlenmiş alaşımlar, uygun şekilde üretildiğinde, normal kullanım altında kararlıdır. Magnezyum ilavesi, alüminyumun mukavemetini, sünekliğini gereksiz yere azaltmadan belirgin bir şekilde artırmaktadır. Korozyon direnci ve kaynaklanabilirliği iyidir. Tavlanmış durumda, magnezyum alaşımları deformasyon sırasında Lüders çizgileri oluşturur.

3.2.4. Çinkonun Etkisi

Alüminyum-çinko alaşımları uzun yıllardır bilinen, ancak döküm alaşımlarının sıcak çatlaması ve dövme alaşımların gerilme-korozyon çatlamasına yatkınlığı kullanımlarını kısıtlamıştır. Diğer elementleri içeren alüminyum-çinko alaşımları, dövme alüminyum alaşımlarında en yüksek gerilme özellikleri kombinasyonunu sunmaktadır. Yukarıda belirtilen sınırlamaların üstesinden gelme çabaları başarılı olarak ve alüminyum-çinko alaşımları ticari olarak giderek artan bir ölçüde kullanılmaktadır. Alüminyuma çinko elementi ilavesi çözelti potansiyelini artırarak, koruyucu kaplamada (7072) ve anotlarda kullanılmaktadır.

3.3. Kompozit Malzemeler

İki veya daha fazla malzemenin özelliklerinin bir araya getirilmesi veya tek bir malzeme halinde birleştirilmesiyle yeni malzeme üretmek amacıyla üretilen malzemelere kompozit malzemeler denir. Kompozit malzemeler temel olarak matris adı verilen takviye elemanları ve yapılardan oluşmaktadır. Kompozit malzemelerin üretimi veya geliştirilmesine yönelik malzemeler, fiziksel ve mekanik özelliklere sahiptir. Bu özellikler arasında termal ve elektriksel iletkenlik, aşınma direnci, yüksek mukavemet, yorulma direnci, kırılma tokluğu, korozyon direnci, sertlik, ağırlık azaltma ve yüksek sıcaklık stabilitesi bulunmaktadır (Kaçan, 2022; Milli, 2017).

3.3.1. Kompozit Malzemelerin Sınıflandırılması

Kompozit malzemeler için genellikle metaller ve metal alaşımları, polimer ve seramik malzemeler ana yapı (matris) malzemesi olarak tercih edilmektedir. Bununla birlikte, karbon, karbür, seramik vb. malzemeler takviye elemanı olarak sıklıkla kullanılmaktadır. Takviye elemanları şekillerine bağlı olarak sürekli ve süreksiz olmak üzere iki gruba ayrılmaktadır. Elyaf gibi sürekli takviye elemanları yapıda yöne bağlı özelliklerin elde edilmesine, partikül gibi süreksiz takviye elemanları yapının her bölgesinde benzer özelliklerin elde edilmesine imkân sağlamaktadır. Matris yapıda takviye elemanının düzenli olarak dağıtılması, malzemenin fiziksel ve mekanik özelliklerinin iyi yönde artırılmasına olanak sağlamaktadır. Düzensiz olarak dağıtılmış veya belirli bölgelerde topaklanmış takviye elemanları ise matris yapıda

özelliklerin düşmesine sebebiyet vermektedir (Aycan, 2010; Matthews & Rawlings, 1999).

3.3.1.1. Polimer Matrisli Kompozitler

Polimer matrisli kompozit malzemeler, diğer kompozit türlerine göre daha ucuz ve basit üretim yöntemleri sayesinde geniş bir kullanım alanı bulmuştur. Termoset plastiklerden epoksi ve polyester ile termoplastik malzemelerden polietilen, poliamid gibi çeşitli matris malzemeleri kullanılmaktadır. Bununla birlikte, matris malzemelerini karbon, Al_2O_3 , SiC cam, aramid vb. takviye elemanlarıyla birleştirerek çeşitli endüstriyel ürünler elde edilir. Özellikle, cam, aramid ve karbon takviyeli polimer kompozitler, havacılık, spor malzemeleri ve yapı güçlendirme gibi birçok alanda kullanılmaktadır. Hafiflikleri ve yüksek dayanıklılıklarıyla bilinen bu kompozit malzemeler, endüstride yaygın bir şekilde tercih edilmektedir (Kalaycıoğlu, 2010).

3.3.1.2. Seramik Matrisli Kompozitler

Seramik matrisli kompozit malzemeler özellikle, yüksek sıcaklıkta çalışma gereksinimi duyulan parçaların imalatında tercih edilmektedir. Kırılgan bir yapıya ve düşük çekme dayanımına sahip olmasına karşın basma dayanımları ve elastisite modülleri oldukça yüksek olduğu bilinmektedir. Bununla birlikte, ZrO_2 , Al_2O_3 , B_4C ve SiC gibi matris malzemeleri kullanılmaktadır (Kalaycıoğlu, 2010; Yıldırım, 2016).

3.3.1.3. Metal Matrisli Kompozitler

Teknolojik gelişmelerin yaşandığı enerji, iletişim, ulaşım, havacılık, uzay gibi alanlarda güvenilirlik, ekonomik zorluklar ve çevresel kaygıların da eklenmesiyle, yeni malzemelere olan ihtiyaç artmıştır (Cöcen & Önel, 1996). Bu bağlamda, metal matrisli hibrit kompozitler (MMK'ler), bu ihtiyacı karşılamak için önemli bir aday olarak öne çıkmaktadır. MMK'ler, pratik uygulama alanları bulmalarına rağmen, polimer matrisli hibrit kompozitlere (PMK'ler) kıyasla daha yeni bir malzeme grubudur (Miracle & Donaldson, 2001; Ögel, 1997).

Seramiklerin yüksek elastiklik modülü ve metallerin yüksek süneklik özelliklerini bir araya getiren MMK'ler, havacılık, askeri endüstri ve otomotiv endüstrisi gibi alanlarda kullanılmaktadır. Bu malzemelerin yüksek aşınma direnci gibi

özelliklerinin yanı sıra, modern mühendislik malzemeleri arasında önemli bir konuma gelmelerini sağlamaktadır (Akbulut, 1994). Ancak, MMK'lerin temel üstünlüğü, bu malzemelerin fiziksel ve mekanik özelliklerinin, mühendislik uygulamalarının ihtiyaç duyduğu seviyeye çıkarılabilmesi için mikroyapılarının değiştirilebilmesidir (Peng et al., 2000). MMK'ler üstünlüklerine göre aşağıdaki özelliklere sahiptir:

- a) Yüksek elastiklik modülüne sahip olmaları,
- b) Yüksek mukavemete (çekme, basma, aşınma, sürünme ve kayma) sahip olmaları,
- c) Yüksek sıcaklıklarda çalışabilme özelliğine sahip olmaları,
- d) Tekrar üretilebilir mikroyapı ve özelliklere sahip olmaları,
- e) Düşük yoğunluğa sahip olmaları,
- f) Sıcaklık değişimlerine veya ısı şoka karşı düşük hassasiyet göstermeleri,
- g) Yüksek yüzey dayanıklılığına sahip olmaları,
- h) Yüksek elektrik ve ısı iletkenlik özelliklerine sahip olmaları.

Metal matris kompozitlerde, takviye elemanı olarak adlandırılan faz, genellikle metal içerisinde süreksiz, daha sert ve daha yüksek dayanımlı bir yapıya sahiptir. Bu takviye malzemeleri genellikle seramik materyallerden oluşur, örneğin alümina, silikon dioksit gibi oksitler, silika nitrit, alüminyum nitrit gibi nitritler ve silisyum karbür, titanyum karbür gibi karbürlerdir. Bunların yanı sıra, karbon ve silisyum gibi elementler de takviye malzemesi olarak kullanılabilir. Takviye elemanı, sürekli lif, kırık lif, whiskers, plaka veya düzensiz şekilli olabilir. Bu elemanların yapı içindeki dağılımı, malzemenin homojenliğini etkiler ki bu da mekanik ve fiziksel özelliklerini belirlemede kritik bir faktördür.

Diğer bir bileşen olan matris ise temel malzemeyi oluşturur ve daha düşük rijitlik ve dayanım özelliklerine sahiptir. Alüminyum, titanyum, magnezyum, bakır, nikel gibi metaller ve süper alaşımlar, metal matris hibrit kompozitlerde yaygın olarak matris fazı olarak kullanılmaktadır. Özellikle taşımacılık, savunma ve uzay endüstrilerinde, ağırlığın kritik öneme sahip olduğu durumlarda alüminyum, en çok tercih edilen matris malzemesidir (Boutman & Krack, 1974; Uygur & Saruhan, 2004).

3.4. Alüminyum Matrisli Kompozitler

Alüminyum metal matrisli kompozitler (Al MMK'ler), son teknoloji malzemeler arasında öne çıkmaktadır. Çünkü hafif olmalarına rağmen yüksek mukavemet, özgül modül, düşük ısıl genleşme katsayısı ve aşınma direnci gibi önemli özelliklere sahiptirler. Alüminyum, yüksek özgül mukavemet, elektrik iletkenliği, düşük yoğunluk ve korozyon direnci gibi avantajlarıyla dikkat çekerken, aynı zamanda diğer hafif metallerden daha ekonomiktir. Bu nedenle, Al kullanımı hızla artmaktadır (Eliasson & Sandström, 1995). Ancak, alüminyum ve alaşımlarının düşük erime sıcaklığı (~660°C), belirli sıcaklık koşullarında kullanımlarını sınırlar. Yine de uçak yapımı gibi endüstrilerde ana malzeme olarak tercih edilmeye devam etmektedirler, bunun nedeni düşük ağırlık, yüksek mukavemet, elastik modül ve aşınma direnci gibi özellikler sundukları için birçok uygulamada önemli bir rol oynamaktadırlar (Burg & Crosky, 2001).

Geleneksel malzemelerde bulunmayan özelliklerin bir kombinasyonu, Al MMK'lerde bulunur, bu da onları özel uygulamalar için ideal hale getirir. Ancak, yüksek işleme maliyetleri nedeniyle Al MMK'lerin kullanımı özellikle havacılık ve askeri silah gibi belirli endüstrilerde sınırlı kalmıştır. Ancak, son zamanlarda, Al matrisli kompozitler örneğin motor pistonları, silindir gömlekleri ve fren diskleri/kampanaları gibi parçalarda otomotiv ürünlerinde kullanılmaya başlanmıştır.

Alüminyum alaşımlarından, özellikle 2xxx (Al-Cu-Mg), 5xxx (Al-Mg), 6xxx (Al-Mg-Cu-Si), 7xxx (Al-Zn-Mg-Cu) ve özellikle 8xxx (Al-Li) alaşımları genellikle kompozit üretiminde kullanılır. Örneğin, 7xxx Al alaşımları, havacılık uygulamaları için gerekli olan mukavemet ve tokluk kombinasyonunu, 2xxx Al alaşımlarından daha iyi sergilese de 7xxx Al alaşımları ile takviye malzemeleri arasındaki arayüzey reaksiyonları, kompozitlerin mukavemetinde bozulmalara yol açabilir. Bu nedenle havacılık uygulamaları için 2xxx Al alaşımları daha yaygın olarak tercih edilir. AMMK malzemelerin en büyük avantajı, metalik matris ve sert takviyenin farklı özelliklerinin üstün bir kombinasyonudur (Huda & Hashmi, 1995). Ancak, bu özellikler yalnızca uygun matris malzemesi ve takviye seçimiyle elde edilebilir (Lindroos et al., 2004).

Kompozitlerdeki matrisin görevleri iki ana odak noktasıyla belirlenir. İlk olarak, matris takviye fazını bağlamak ve desteklemekle sorumludur. İkincisi, hizmet

şartlarına bağlı olarak özel gereksinimleri karşılamalıdır. Matrisin ana işlevi yükü takviyeye aktarmak ve dağıtmak olduğundan, matris-takviye arayüzünün bağ mukavemeti, kullanılan matris ve takviye malzemesine bağlıdır. Arayüz bölgesi çok önemlidir. Bu alan, deformasyon sırasında hibrit kompozitin yük transferini ve çatlama direncini belirlemektedir. Bağ mukavemetini artırmak için arayüzey ıslanmasını teşvik etmek, kimyasal etkileşimleri kontrol etmek ve oksit oluşumunu en aza indirmek önemlidir. Matrisin sertliği, takviye fazını desteklemede kritik bir rol oynamaktadır. Ayrıca, matris malzemesinin maliyeti, ağırlığı, üretilebilirliği ve bulunabilirliği gibi faktörler de dikkate alınmalıdır. Alüminyum matrisli kompozitlerde kullanılan takviye malzemeleri Tablo 3.3 'te gösterilmiştir.

Tablo 3.3. Al matrisli kompozitlerde kullanılan takviye malzemelerinin özellikleri (Kainer, 2006)

Takviye Elemanı	Partikül Boyutu (µm)
Al ₂ O ₃	3-200
SiC, partikül	6-120
SiC, whisker	5-10
Grafit	20-60
Zr	40
Si	75-120
ZrO ₂	5-80
TiC	46
Mg	40
B ₄ C	50-80

3.5. Kompozit Malzemelerin Takviye Elemanına Göre Sınıflandırılması

Tüm MMK'lerde kullanılan matris malzemesi ya metal ya da metal alaşımıdır. Takviye elemanı ise metalik veya seramik olabilir. Ancak, nadir durumlarda takviye elemanı, gerçekte fiber takviyeli polimer matris hibrit kompozit şeklinde olabilir. MMK'lerin dört farklı tipi bulunmaktadır ve bunlar aşağıda belirtilmiştir.

- Partikül takviyeli MMK'ler
- Kısa fiber veya kılcal kristal MMK'ler

- Sürekli fiber (elyaf) takviyeli MMK'ler
- Yaprak veya levha takviyeli MMK'ler (Chawla & Chawla, 2013)

MMK malzemelerde takviye elemanları, kimyasal içeriklerine göre karbürlü, oksitli ve nitrürlü olmak üzere üç ana gruba ayrılır. Şekilsel özelliklerine göre ise yukarıda belirtildiği gibi partikül, whisker, fiber ve metalik tel takviyesi olmak üzere dört ana grupta sınıflandırılırlar. Şekilsel farklılığa dayalı bu sınıflandırmada, partikül takviyeli MMK malzemeler en düşük maliyetli olanlarıdır ve yüksek hacimde takviye ilavesine olanak tanımaktadır. Partikül takviyeli kompozitler, özellikle TM ve döküm gibi yöntemlerle üretilen kompozitlerde başarılı sonuçlar vermektedirler (Akın, 2006).

Al MMK'lerin üretiminde kullanılan takviye malzemesi, uygulamaya, üretim yöntemlerine ve malzeme maliyetine bağlı olarak seçilir. Potansiyel takviye malzemeleri arasında SiC, Al₂O₃, mika, kil, grafen, ZrO₂ ve grafit gibi çeşitli seçenekler bulunmaktadır. Son zamanlarda, B₄C takviyesi, düşük yoğunluğu ve SiC ve Al₂O₃ ile karşılaştırılabilir mekanik ve termal özelliklerinden dolayı Al MMK'ler için daha çekici hale gelmiştir (Huda & Hashmi, 1995). Ancak, SiC veya Al₂O₃ içeren Al MMK'lerin aksine, B₄C takviyesi içeren hibrit kompozitlere daha az ilgi gösterilmiştir (Carden, 1996). Ayrıca, alüminyum alaşımları ile B₄C arasındaki reaksiyonlar genellikle mekanik özellikleri farklı derecelerde etkileyen çeşitli fazlar üretir. Bu reaksiyonlar, işleme parametreleri olan konsolidasyon sıcaklığı ve oksijen içeriği gibi faktörlere güçlü bir şekilde bağlıdır (Ashby, 1993).

3.5.1. Alüminyum Matrisli Silisyum Karbür (SiC) Takviyeli Kompozitler

Metal matrisli kompozitlerde temel amaç, düşük yoğunluğa sahip ve yüksek dayanımlı malzemeler elde etmektir. Bu özellikler genellikle, yapı içine takviye edilen seramik fazlar ile sağlanır (Kalaycioğlu, 2010). Silisyum karbür (SiC) takviyeli alüminyum kompozitler (SiC/Al), bugüne kadar üretilen MMK'lerin en başarılı sınıflarından biri olarak kabul edilir. Bu kompozitler, havacılık, enerji, askeri ve diğer endüstrilerde geniş bir uygulama alanı bulmuştur. Örneğin, elektronik ambalajlar, havacılık yapıları, uçak ve içten yanmalı motor bileşenleri ve çeşitli eğlence ürünlerinde kullanılmışlardır. SiC parçacıklarla takviye edilen alüminyum alaşımlı kompozitler, düşük maliyetleri ve üretim kolaylıkları nedeniyle en yaygın olanlardır.

Ancak, SiC/Al kompozitlerinin üretimi sırasında, fiber, whiskers veya partikül takviyeli olsun, SiC, Al eriyiğinde termal olarak kararsız olduğundan, SiC/Al arayüzünde Al_4C_3 fazının oluşumu önemli bir teknik sorun olarak ortaya çıkar. Bu kırılğan reaktif Al_4C_3 , SiC/Al arayüzeyinde topaklanmalar halinde oluşur ve sonuç olarak, kompozitin mukavemetini, modülünü ve korozyon direncini düşürmektedir (Keçeli, 2007).

3.5.2. Alüminyum Matrisli Grafen Takviyeli Kompozitler

Grafen, karbon atomlarının altıgen bir kafes yapısıyla oluşturduğu iki boyutlu bir yapıya sahiptir. Bu yapı, mükemmel elektriksel özellikler, yüksek ısı iletkenliği, yüksek elastisite modülü, yüksek mukavemet ve süper ince ve hafiflik gibi üstün özellikler sunar. Bu nedenle, grafen bugüne kadar keşfedilen en güçlü malzeme olarak kabul edilmektedir (Ashwath et al., 2018; Çavdar & Akkurt, 2018a; Hu et al., 2016; Kumar & Xavier, 2017; Kumruoğlu, 2019; M. Şenel & Gürbüz, 2015).

Grafen, Andre Geim ve Konstantin Sergeevich Novoselov tarafından 2004 yılında keşfedildi. Altı adet karbon halkasının bir araya gelmesiyle oluşan grafen, çelikten 100 kat daha yüksek bir elastisite modülüne sahiptir (Kumruoğlu, 2019; M. Şenel & Gürbüz, 2015). Keşfinden bu yana, grafenin polimerlerde ve metal matris hibrit kompozit malzemelerde takviye elemanı olarak kullanımı üzerine birçok araştırma yapılmıştır (Ashwath et al., 2018; Hu et al., 2016). Ancak, homojen dağılımdaki zorluklar ve yüksek sıcaklıktaki işleme koşullarında metal ara yüzeyler arasındaki yoğun reaksiyonlar, grafenin daha fazla araştırılmasını gerektirmektedir (Kumar & Xavier, 2017). Gelecekte, grafenin elektronik, havacılık, otomotiv, biyomedikal ve enerji sektörlerinde kullanılması beklenmektedir. En önemli özelliği, üstün mekanik özelliklere sahip kompozit malzeme üretiminde kullanılabilmesidir (M. Şenel & Gürbüz, 2015).

Grafen, elektronik, mekanik ve termal, özellikleri açısından olağanüstü bir malzeme olduğu için kompozit üretiminde önemli bir takviye elemanı olarak kabul edilmektedir. Ayrıca, grafen takviyesinin diğer bilinen kompozitlere göre oldukça az miktarda olması ve bu olağanüstü özelliklere sahip olması, grafenin tercih edilme sebeplerinin başında gelir. Grafen, basit proseslerle kompozitin hafifletilmesinin yanı sıra, kompoziti çok fonksiyonlu uygulamalar için daha dayanıklı hale getirebilir.

Grafenin bu önemli üstün özelliklerinin kompozite etkisi, grafenin matris içinde homojen bir şekilde dağılmasına bağlıdır (Chen et al., 2012; Dhand et al., 2013). Grafenin nano tabakalı (GNT) plaka şeklinde olması, grafenin kolay işlenebilmesini ve matris içerisinde homojen bir şekilde dağıtılmasını sağlar. Grafenin metal matris içerisinde homojen bir şekilde dağıtılması, kompozit yapının istenilen mukavemet seviyesine ulaşmasında kritik bir parametredir. Ancak, metal matris ile karbon esaslı malzemenin reaksiyona girmemesi önemlidir. Örneğin, alüminyum esaslı bir metal, karbon ile reaksiyona girdiğinde Al_4C_3 bileşiği oluşur ve bu nedenle karbon ile metal arasındaki reaksiyon önlenmelidir. Bunun yanı sıra, metal ile grafen arasındaki ıslanabilirlik davranışı da önemlidir, özellikle sıvı ile katı yüzey arasındaki ıslanabilirlik, arayüz bağlanması açısından kritik bir rol oynar. Bu nedenle, yüzey serbest enerjisinin minimum olması gerekmektedir (Dashwood & Grimer, 2010).

4. ALÜMİNYUM VE ALAŞIMLARINA UYGULANAN ISIL İŞLEMLER

"Isıl işlem" terimi, bir metal ürünün mekanik özelliklerini, metalürjik yapısını veya artık gerilme durumunu değiştirmek için gerçekleştirilen ısıtma ve soğutma işlemlerini ifade eder. Alüminyum alaşımlarında ısıl işlem terimi, çökelme ile sertleşebilen dövme ve döküm alaşımlarının mukavemetini ve sertliğini artırmak için gerçekleştirilen çözelti ısıl işlemi, su verme ve çökelme (yaş) sertleştirme gibi belirli işlemleri ifade eder. Sünekliği artırırken mukavemeti ve sertliği azaltan bir işlem olan tavlama hem ısıl işlem görmeyen hem de ısıl işlem gören dövme ve döküm alaşımları için de kullanılabilir. Çökelme ile sertleştirilebilir dövme ve dökme alaşımlar, faz çözünürlüklerine bağlı olarak ısıl işleme yanıt vermeleri nedeniyle genellikle "ısıl işlem uygulanabilir" alaşımlar olarak adlandırılır (Campbell Jr, 2006; J. R. Davis, 1993).

Isıl işlem sürecinin zaman, sıcaklık ve su verme oranı gibi çeşitli değişkenleri vardır. Alaşımın türü, belirli bir temper elde etmek için bu değişkenlerin değerlerine karar vermede önemli bir rol oynar. Yaygın temperler için tanımlamalar aşağıdaki gibidir:

- F, Fabrikasyon Üretim.
- O, Tavllanmış.
- H, Gerilimle Sertleştirilmiş (Sadece Dövme Ürünler).
- W, Çözelti Isıl İşlemi.
- T, Çözelti Isıl İşlemi (J. R. Davis, 1993).

"T" ile gösterilen çözelti ısıl işlemine dikkat edildiğinde;

- T1, yüksek sıcaklıkta şekillendirme işleminden soğutulmuş ve doğal olarak yaşlandırılmış önemli ölçüde kararlı bir durum.
- T2, yüksek sıcaklıkta şekillendirme işleminden soğutulmuş, soğuk işlenmiş ve doğal olarak yaşlandırılmış.
- T3, çözelti ile ısıl işlem görmüş, soğuk işlenmiş ve doğal olarak önemli ölçüde stabil durum.
- T4, çözelti ısıl işlemi uygulanmış ve doğal olarak yaşlandırılmış.
- T5, yüksek sıcaklıkta şekillendirme işleminden soğutulmuş ve yapay olarak yaşlandırılmış.

- Tt6, çözelti ısıtıl işlemi uygulanmış ve yapay olarak yaşlandırılmış.
- T7, çözeltide ısıtıl işlem görmüş ve aşırı yaşlandırılmış veya stabilize edilmiş.
- T8, çözelti ısıtıl işlemi uygulanmış, soğuk işlenmiş ve yapay olarak yaşlandırılmış.
- T9, çözelti ile ısıtıl işlem görmüş, yapay olarak yaşlandırılmış ve soğuk işlenmiş.
- T10, yüksek sıcaklıkta şekillendirme işleminden soğutulmuş, soğuk işlenmiş ve yapay olarak yaşlandırılmış (J. R. Davis, 1993; LI et al., 2008).

4.1. Çökelme Sertleşmesi

Bir alüminyum alaşımının çökeltilerek sertleştirilebilmesi için belirli şartlar karşılanmalıdır. İlk olarak, çökelme sertleşmesine uygun olan dövme ve döküm ürünler için ısıtıl işlem uygulanabilir alaşımlar, yüksek sıcaklıklarda belirli bir çözünürlük göstermeli ve daha düşük sıcaklıklarda sadece minimum bir çözünürlüğe sahip olmalıdır. Bu özelliğe sahip bileşikler, bakır, çinko, silikon ve magnezyum gibi elementlerle oluşturulan bileşiklerdir. Bu bileşiklere örnek olarak $CuAl_2$, Mg_2Si ve $MgZn_2$ verilebilir. Ancak, bu durum tek başına yeterli değildir. İkinci bir gereklilik, çözelti ısıtıl işlemi sırasında çözeltiye katılan element veya bileşiğin, alüminyum matris içinde ince bir çökelti oluşturarak kafes gerilmeleri üretebilme yeteneğine sahip olmasıdır. Bu elementlerin veya bileşiklerin çökeltisi, alaşımı aşamalı olarak sertleştirerek maksimum sertlik elde edilene kadar çökeltilmelidir.

Çökelme sertleştirme işlemi üç adımda gerçekleştirilir:

1. Çözelti ısıtıl işlem sıcaklığına kadar ısıtma ve elementleri veya bileşikleri çözelti haline getirecek kadar uzun süre bekletme.
2. Alaşım elementlerini veya bileşiklerini çözeltide tutmak için oda sıcaklığına veya bir ara sıcaklığa (örn. kaynar su) su verme; esasen bu, aşırı doymuş bir katı çözelti oluşturur.
3. Oda sıcaklığında (doğal yaşlandırma) veya orta derecede yüksek bir sıcaklıkta (yapay yaşlandırma) yaşlandırma, aşırı doymuş çözeltinin alüminyum matris içinde çok ince bir çökelti oluşturmaya neden olur.

5. LİTERATÜR TARAMASI

Bu bölümde, Alüminyum matrisli SiC ve/veya grafen takviyeli kompozit malzemeler ile ilgili daha önce yapılan çalışmalar incelenerek kompozitlerden elde edilen özelliklerin sonuçları özet halinde sunulmuştur.

Raj vd. yaptıkları çalışmada, AA7075 mikrokompozit ve nanokompozitlerin mekanik özellikleri üzerine grafen ilavesinin etkisini araştırmışlardır. Çalışmada, ağırlıkça %0,25 ile %1 arasında değişen oranlarda grafen takviyeli AA7075 kompozitlerin takviye oranının artışıyla birlikte yoğunluklarda azalma meydana geldiği ancak aynı zamanda sertlik ve aşınma özelliklerini arttırdığı belirtilmiştir. Ayrıca, mikrokompozitlerde %1 grafen takviyesinin 60,13 HV sertlik değerine ulaşarak %76 oranında gelişme sağlamışlardır. Nanokompozitlerde ise 106,4 HV sertlik değerine ulaşarak %87 oranında gelişme sağlandığı tespit edilmiştir. En az aşınma oranının %0,75 grafen takviyeli kompozitlerde olduğu gözlemlenmiştir (Raj et al., 2021)

Şenel ve ark. yaptığı çalışmada 8-15 µm boyutundaki saf Al tozlarına, %0,1, %0,3 ve %0,5 oranlarında grafen takviyesi ilave edilerek kompozit üretimi yapılmıştır. Sinterleme sonrası max sertlik değeri 57 HV ve ağırlıkça %0,1 grafen takviyesinde, 630°C'lik sinterleme sıcaklığında, 180 dakika sinterleme süresinde ulaşılmıştır (M. C. Şenel et al., 2017).

Hsieh ve ark. yaptığı çalışmada Al 6061 için mekanik ve tribolojik özellikler bakımından araştırılmıştır. Sertlik değerinin 60,1 HV'den, ağırlıkça %0,25 grafen takviyesi ile 68 HV'ye yükseldiği gözlemlenmiştir. %0,5 grafen takviyesi ile sertlik 60,1 HV'den 63 HV'ye yükselmiştir (Hsieh et al., 2020).

Leszczyńska ve ark. yaptığı çalışmada 63µm boyutundaki saf Al 27,7 HB sertliğine sahipken, 620°C'de 1 saat süresince sinterlenmiş Al-5%SiC 30,5 HB, Al-10% SiC kompozitinin sertliği ise 31,7 HB olarak ölçülmüştür. 580°C'de 1 saat sinterlenmiş saf Al 24,4 HB, %5 SiC katkılı kompozit 27,1 HB, %10 SiC takviyeli kompozitin sertliği 28,4 HB olarak ölçülmüştür (Leszczyńska-Madej et al., 2019).

Şanlı ve ark. yaptığı çalışmada saf Al için optimum deneysel parametreler 620°C ve 4 saat olarak belirlenmiştir. Bu parametrelerle üretilen ağırlıkça %24 SiC takviyeli numunelerden en yüksek sertlik değeri 92 HV olarak belirlenmiş ve böylece takviyesiz

Al numunelerden elde edilen en yüksek sertlik değeri olan 54 HV'ye göre %70'lik bir artış elde edilmiştir (Şanlı & Gavas, 2021).

Knowles vd., yaptığı çalışmada ortalama boyutu 500nm çapından daha küçük olan ağırlıkça %10 ve %15 SiC takviyeli Al 6061 kompozitinde ekstrüzyon ardından 525°C'de 1 saat çözelti işlemi uygulanmıştır. Önce T4 ısıtma işlemi uygulanıp suda söndürülmüştür. Akabinde 125°C'de 8 saat T6 yapay yaşlandırmaya tabi tutulmuştur. Max sertliğe ağırlıkça %15 SiC takviyeli Al 6061 kompozitinde 137,6 HV'ye ulaşılmıştır (Knowles et al., 2014).

Dong vd., yaptığı çalışmada Al 6061'e hacimce %15 SiC takviyeli kompozite yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanmış olup max sertliğe 175 °C'de 5. Saatte ulaşılmıştır. Yaşlanma ile %15 SiC takviyeli 6061 ve 6061 Al'nin sertliği sırasıyla %73,4 (98,3 HB'den 170 HB'ye) ve %166,8 (38,5 HB'den 102,8 HB'ye) artmıştır (Dong et al., 2015).

Huang vd. yaptıkları çalışmada, ağırlıkça %0,5; %0,8 ve %1,1 oranlarında Grafen takviyeli Al 2024 kompozitlerin mikroyapısı ve mekanik özelliklerini analiz etmişlerdir. Grafen takviyeli kompozitlerin çekme dayanımı maksimum %0,8 grafen takviyesinde 236 MPa, akma mukavemeti 184,4 MPa ve mikro sertliği 122,4 HV olarak belirlenmiştir. Al 2024 malzemesine kıyasla sırasıyla %30, %43,3 ve %31,6'lık gelişme sağlamışlardır (Huang et al., 2022).

Shin vd. yaptıkları çalışmada, hacimce %0,5 oranında grafen takviyeli Al 2024 kompozitinin 25-450 °C arası değişen sıcaklıklarında mekanik ve termal özelliklerini araştırmışlardır. 250 °C sıcaklığında Al 2024 malzemesinin akma gerilmesi 120 MPa, grafen takviyeli kompozitin akma gerilmesi 200 MPa olarak tespit edilmiştir. Grafen takviyeli kompozitin Al 2024 malzemesine kıyasla yüksek sıcaklıklarda akma gerilmesinin daha yüksek olduğu ortaya koyulmuştur (Shin et al., 2016).

Kumar ve Xavier yaptıkları çalışmada 10 µm'dan büyük tane boyutuna sahip Al 2024 tozuna ağırlıkça %0,5 grafen takviyesi yaparak hibrit kompozitin sertlik ve eğilme dayanımını Al 2024 malzemesine kıyasla önemli ölçüde geliştirmişlerdir. Ağırlıkça %0,5 Grafen takviyeli kompozitin sertliği 82 HV, eğilme dayanımı 104 MPa olarak tespit edilmiştir (Kumar & Xavier, 2017).

Xia vd. yaptıkları çalışmada, ağırlıkça %0,3 grafen takviyeli Al 7075 kompozitini TM yöntemiyle üreterek mukavemet ve aşınma direncini araştırmışlardır.

Üretilen kompozitin mekanik özellikleri Al 7075 malzemesi ile karşılaştırarak, grafen katkılı Al 7075 kompozitinin sertlik değeri ve elastik modülünde sırasıyla %29 ve %36 oranında gelişme gösterdiğini bildirmişlerdir. Bununla birlikte, aşınma deneylerin sonuçlarına göre üretilen kompozitin Al 7075 malzemesine göre daha düşük bir aşınma davranışı sergilediği tespit edilmiştir (Xia et al., 2020).

Lugo vd. çalışmalarında, ağırlıkça %0,3 ve %1 grafen katkılı Al 7075 kompoziti mekanik öğütme yoluyla üreterek mekanik özelliklerini incelemişlerdir. Grafen takviyesinin Al 7075 malzemesinin mekanik özellikleri önemli oranda etkisi olduğunu bildirerek, %0,3 grafen takviyeli kompozitin akma dayanımını 239 MPa'dan 351 MPa'ya yükseltmişlerdir. %1 grafen takviyeli kompozitlerde artan katkının topaklanmalara sebep olmasıyla mekanik özelliklerde düşüşlere sebep olduğu tespit edilmiştir (Cuadros-Lugo et al., 2018).

Türker vd., Al ve SiC tozlardan mekanik alaşımlama tekniği ile daha küçük tane yapılı ve daha dayanıklı kompozit malzeme üretimini araştırmışlardır. Tozlar 1300 dev/dak da açık atmosferli ve su soğutmalı olarak 0.5, 1, 2.5, 5 ve 10 saat MA işlemine tabi tutulmuştur. Alaşımlama zamanı arttıkça toz boyutu küçülmüş ve sertlik artmıştır. Son olarak sertlik 62 HVN olmuştur. MA tekniği ile daha küçük tane yapılı, ince parçacık dağılımlı ve daha dayanıklı kompozit malzeme üretimi gerçekleştirilmiştir. İnce dağılımlı parçacıklarla kontrol edilen küçük tane yapısı yardımıyla sıcaklık dayanımında, toklukta, korozyon ve yorulma dayanımında iyileşmeler görülmüştür (Türker et al., 1999).

Kaçar vd. yapmış oldukları çalışmada, AA 2024 malzemesinin aşınma davranışlarını yaşlandırma işlemi uygulayarak incelemişlerdir. 495 °C'de solüsyona alındıktan sonra oda sıcaklığında su verme işlemiyle ani soğutulan numuneler 1 hafta boyunca oda sıcaklığında doğal yaşlandırma, 120 °C'de 24 saat, 150 °C'de 18 saat, 160 °C'de 16 saat ve 200 °C'de 2 saat yapay yaşlandırma işlemi uygulanan numuneler ise 5 µm, 11 µm, 18 µm, 30 µm SiC zımpara kağıtlarıyla pin-on disk aşınma cihazıyla 6,45 N, 9 N, 9,3 N ve 11 N yük altında aşınma deneyleri yapılmıştır. Aşınma deney sonucunda maksimum aşınma direncinin 1 hafta süreyle doğal yaşlandırma yapılan numunelerde tespit edilmiştir. Metalografik verilere göre CuAl₂ faz çökeltilerinin ve intermetalik yapıların yaşlandırma sıcaklığıyla birlikte büyümeye başladığını göstermiştir. Kullanılan zımpara kağıdının tane boyutunun ve yükün artmasıyla aşınmanın arttığı ve aşınma kaybının fazla olduğu incelenmiştir (Kaçar et al., 2003).

6. MATERYAL VE YÖNTEM

Bu tez çalışmasında, TM yöntemi kullanılarak Al 2024, Al 6061 ve Al 7075 alaşımlarına benzer kimyasal bileşimlere sahip, Alüminyum matrisli alaşımlara %10, %15 ve %20 SiC ve %0,1, 0,3 ve %0,5 Grafen takviyesi ile hibrit kompozit üretimi yapılarak, mekanik ve fiziksel özellikleri incelenmiştir. Sinterleme ve yaşlandırma ısı işlemleri için, geleneksel fırın ve ultra yüksek frekanslı indüksiyon ısıtma sistemi (UHFIS) kullanılmıştır. Elde edilen sonuçlar sinterleme ve yaşlandırma ısı işlemleri açısından karşılaştırılmıştır.

Bu çalışma ile endüstride kullanılan standart alüminyum alaşım malzemelere benzer özelliklere sahip Alüminyum matrisli alaşımların üretim maliyeti düşürülerek, indüksiyonlu ısıtma sistemi ile zamandan tasarruf amaçlanmıştır. Aynı zamanda, Al 2024, Al 6061 ve Al 7075 alaşımlarına kıyasla daha yüksek mukavemet, sertlik değerine sahip ve aşınma dayanımı yüksek bir hibrit kompozit malzeme üretimi hedeflenmiştir.

6.1. Malzeme

Bu çalışmada, Alüminyum matrisli SiC ve Grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretimi için %99.9 saflıkta 45μ - 63μ arasında partikül büyüklüğüne sahip Alüminyum tozu, %99.5 saflıkta $<45\mu$ bakır tozu, %99.5 saflıkta $>45\mu$ çinko tozu, %99.5 saflıkta $<45\mu$ magnezyum tozu, %99.5 saflıkta $<45\mu$ SiC tozu ve 3nm-1,5 μ m ve %99,9+ saflıkta grafen tozu kullanılmıştır. Alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin üretiminde kullanılan tozlara ait mekanik ve fiziksel özellikler Tablo 6.1’de verilmektedir.

Tablo 6.1. Hibrit kompozit malzemede kullanılan tozların mekanik ve fiziksel özellikleri

Özellik	Birim	Al	Cu	Mg	Zn	SiC	Grafen
Saflık	(%)	99,9	99,5	99,5	99,5	99,5	99,9+

Ortalama Tane Boyutu	(μm)	45-63	<45	>45	>45	>45	3nm-1,5
Yoğunluk	(g/cm^3)	2,71	8,96	1,74	7,134	3,21	2,267
Ergime Sıcaklığı	($^{\circ}\text{C}$)	660	1083	650	420	2730	3550
Sertlik	(HB)	20	35	30	35	2800	
Çekme Mukavemeti	(N/mm^2)	70	210	160	65	500	130×10^9

Karşılaştırma yapılabilmesi için Al 2024, Al 6061 ve Al 7075' e ait mekanik ve fiziksel özellikler Tablo 6.2' de verilmiştir.

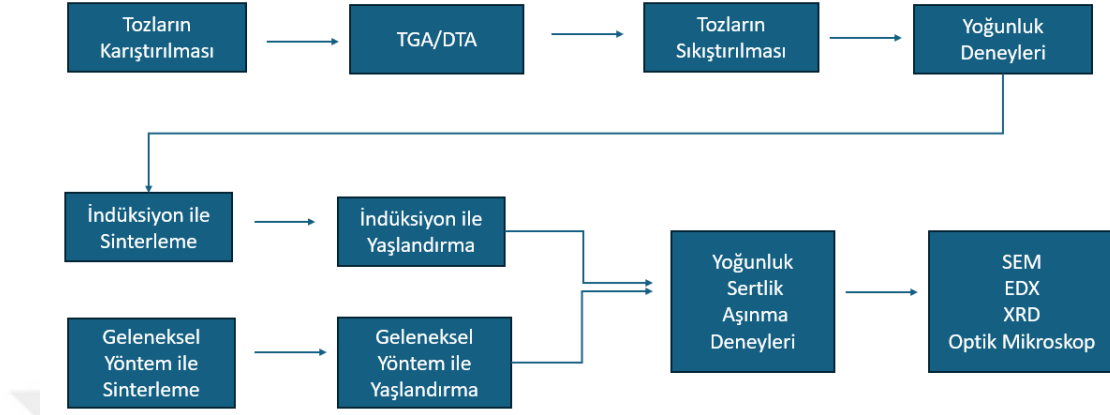
Tablo 6.2. Al 2024, Al 6061 ve Al 7075 alaşım tozlarına ait mekanik ve fiziksel özellikler

Özellik	Birim	Al 2024	Al 6061	Al 7075
Yoğunluk	(g/cm^3)	2,78	2,7	2,81
Elastisite Modülü	GPa	70	68	71
Çekme Mukavemeti	(N/mm^2)	400	310	570
Akma Dayanımı	MPa	280	275	505
Termal İletkenlik	W/m. K	120-160	160-180	130-160
Termal Genleşme Katsayısı	$^{\circ}\text{C}$	$23,6 \times 10^{-6}$	$23,6 \times 10^{-6}$	$23,2 \times 10^{-6}$

6.2. Yöntem

Bu tez çalışmasında, SiC ve grafen takviyeli Alüminyum matrisli hibrit kompozitin üretimi TM yöntemiyle gerçekleştirilmiştir. Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin üretim aşamaları; üretim öncesi tozların morfoloji incelemeleri, karışımların hazırlanması, presleme, sinterleme, yaşlandırma ısıl işlemi,

mekanik testlerin yapılması ve mikroyapısal karakterizasyon incelemeleri şeklinde sıralanmaktadır. Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretim aşamaları Şekil 6.1’de verilmektedir.



Şekil 6.1. Al matrisli, SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretim aşamaları

6.3. Hibrit Kompozitlerin Üretimi

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretimi öncesinde temin edilen tozlara SEM incelemeleri, XRD ve TGA/DTA analizleri yapılarak tozların yapısı ve özellikleri tespit edilmiştir. Termogravimetrik analiz (TGA) ve Diferansiyel termal analiz (DTA), bir numunenin sıcaklık veya zaman fonksiyonuna bağlı olarak kütle kaybı veya kazanımlarını ve ergime sıcaklıklarını belirlemek amacıyla kullanılır. TGA ve DTA analizleri eş zamanlı olarak gerçekleştirilir. TGA grafiği, numunenin sıcaklıkla ilişkili olarak bozunma nedeniyle kütle kaybını gösterirken, DTA grafiği, bu bozunmaların her aşamasında ortaya çıkan endotermik ve ekzotermik reaksiyonlarla ilişkili sıcaklık değişimlerini gösterir (Eren & Baran, 2019). Hibrit kompozit üretiminde kullanılacak tozların TGA/DTA analizleri, 23-800°C sıcaklık aralığında ve 10 dakikalık ısıtma hızında gerçekleştirilmiştir. Bu analizler, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Deneysel Fen Bilimleri Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde bulunan Hitachi Exstar marka SII TG/DTA 7300 model TGA cihazı kullanılarak yapılmıştır. Şekil 6.2’de TGA/DTA cihazı yer almaktadır.



Şekil 6.2. TGA/DTA cihazı

6.3.1. Toz Karışımların hazırlanması

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretiminde kullanılan tozlar ve takviye elemanları, Tablo 6.3, Tablo 6.4 ve Tablo 6.5'te belirtilen % ağırlık oranlarına göre hazırlanmıştır. Bu oranlar, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu Meslek Yüksekokulu'nda bulunan Radwag marka AS 220.R2 model, 0,0001 g hassasiyete sahip elektronik terazi kullanılarak tartılmıştır. Şekil 6.3'te dijital terazi gösterilmektedir.



Şekil 6.3. Dijital terazi

Tablo 6.3 ‘te 2xxx serisine ait malzeme kodlarının matris ve takviye elemanlarının % miktarları gösterilmektedir.

Tablo 6.3. 2xxx serisi toz karışımları

Malzeme Kodu	Matris Elemanı				Takviye Elemanı	
	Al %	Cu %	Mg %	Zn %	SiC %	Grafen %
2.0.0	93,96	4,4	1,5	0,14	0	0
2.1.0	93,8472	4,3947	1,4982	0,1398	0	0,1
2.1.10	84,4512	3,9547	1,3482	0,1258	10	0,1
2.1.15	79,7532	3,7347	1,2732	0,1188	15	0,1
2.1.20	75,0552	3,5147	1,1982	0,1118	20	0,1
2.3.0	93,6593	4,3859	1,4952	0,1395	0	0,3
2.3.10	84,2633	3,9459	1,3452	0,1255	10	0,3
2.3.15	79,5653	3,7259	1,2702	0,1185	15	0,3
2.3.20	74,8673	3,5059	1,1952	0,1115	20	0,3
2.5.0	93,4714	4,3771	1,4922	0,1392	0	0,5
2.5.10	84,0754	3,9371	1,3422	0,1252	10	0,5
2.5.15	79,3774	3,7171	1,2672	0,1182	15	0,5
2.5.20	74,6794	3,4971	1,1922	0,1112	20	0,5

Tablo 6.4 ‘te 6xxx serisine ait malzeme kodlarının matris ve takviye elemanlarının % miktarları gösterilmektedir.

Tablo 6.4. 6xxx serisi toz karışımları

Malzeme Kodu	Matris Elemanı				Takviye Elemanı	
	Al %	Cu %	Mg %	Zn %	SiC %	Grafen %
6.0.0	98,79	0,22	0,9	0,09	0	0
6.1.0	98,6733	0,22	0,9	0,0866	0	0,1
6.1.10	88,7933	0,20	0,8066	0,08	10	0,1
6.1.15	83,8533	0,1866	0,7666	0,0733	15	0,1
6.1.20	78,9133	0,1733	0,72	0,0733	20	0,1
6.3.0	98,4733	0,22	0,9	0,0866	0	0,3
6.3.10	88,5933	0,2	0,8066	0,08	10	0,3
6.3.15	83,66	0,1866	0,76	0,0733	15	0,3
6.3.20	78,7133	0,1733	0,72	0,0733	20	0,3
6.5.0	98,28	0,22	0,8933	0,0866	0	0,5
6.5.10	88,3933	0,2	0,8066	0,08	10	0,5
6.5.15	83,46	0,1866	0,76	0,0733	15	0,5
6.5.20	78,52	0,1733	0,7133	0,0733	20	0,5

Tablo 6.5 ‘te 7xxx serisine ait malzeme kodlarının matris ve takviye elemanlarının % miktarları gösterilmektedir.

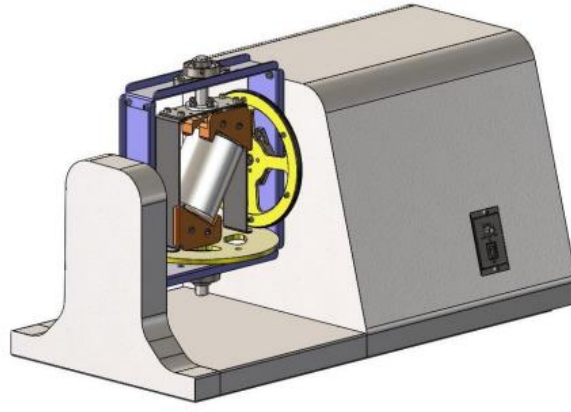
Tablo 6.5. 7xxx serisi toz karışımları

Malzeme Kodu	Matris Elemanı				Takviye Elemanı	
	Al %	Cu %	Mg %	Zn %	SiC %	Grafen %
7.0.0	89,9	1,6	2,7	5,8	0	0

7.1.0	89,7866	1,6	2,7	5,7933	0	0,1
7.1.10	80,8	1,44	2,4266	5,2133	10	0,1
7.1.15	76,3066	1,36	2,2933	4,92	15	0,1
7.1.20	71,8066	1,28	2,16	4,6333	20	0,1
7.3.0	89,6133	1,5933	2,6933	5,78	0	0,3
7.3.10	80,6266	1,4333	2,42	5,2	10	0,3
7.3.15	76,1266	1,3533	2,2866	4,9133	15	0,3
7.3.20	71,6333	1,2733	2,1533	4,62	20	0,3
7.5.0	89,4333	1,5933	2,6866	5,7666	0	0,5
7.5.10	80,4466	1,4333	2,4133	5,1866	10	0,5
7.5.15	75,9466	1,3533	2,28	4,9	15	0,5
7.5.20	71,4533	1,2733	2,1466	4,6066	20	0,5

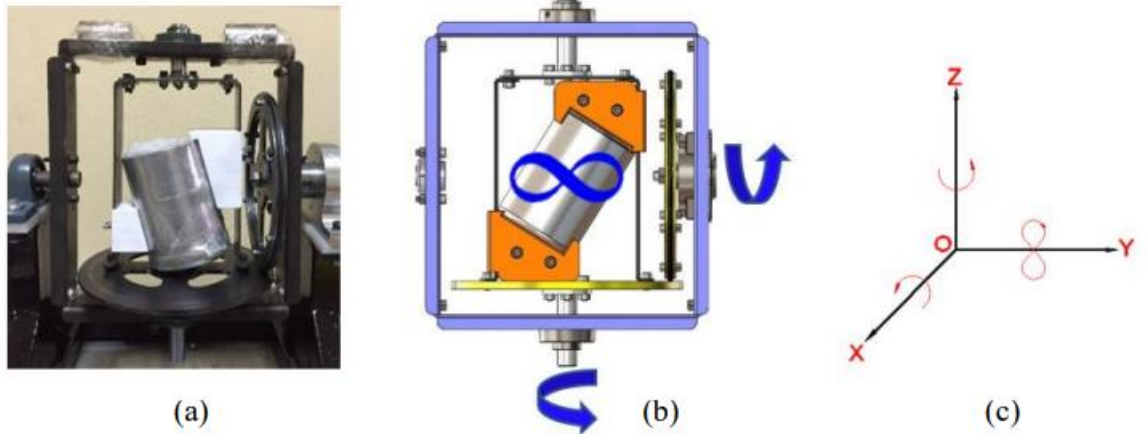
6.3.2. Üç Eksenli Öğütme ve Karıştırma Sistemi

TM yönteminde, karıştırma işlemleri, matris içerisine eklenen takviye elemanlarının homojen dağılımını sağlamak açısından kritik bir öneme sahiptir. Standart karıştırma cihazları genellikle iki boyutlu (tek eksenli) karıştırma işlemi yapmaktadır. Bu yöntemle, tozlar yerçekiminin etkisiyle kap duvarlarına yapışabilir ve kompozisyona homojen şekilde karışmayabilir. Bu sorunu aşmak için, karıştırma sistemine dönme eksenine dik bir başka dönme hareketi eklenir ve yüksek hızda döndürme işlemi uygulanır (Soy, 2022). Bu prensibe dayanarak geliştirilen üç eksenli öğütme ve karıştırma sistemi Şekil 6.4'te gösterilmektedir.



Şekil 6.4. Üç eksenli öğütme ve karıştırma sistemi

Sistemde, karıştırma kabı X ve Z eksenlerinde dönme hareketi yaparken, Y ekseninde çalkalama hareketi gerçekleştirir. Bu hareket kombinasyonu, tozların kap duvarlarına yapışmadan karışma ve öğütme süreçlerine daha etkin bir şekilde dahil olmasını sağlar. Üç boyutlu dönme hareketi sayesinde, karışıma dahil olan toz miktarı diğer cihazlara göre daha fazladır ve tozlar sürekli hareket halinde olduğundan, topaklanma olmaksızın yüksek oranda homojen dağılım elde edilir. Şekil 6.5'te üç eksenli öğütme ve karıştırma sisteminin dönme-çalkalama eksenleri gösterilmektedir.



Şekil 6.5. Üç eksenli öğütme ve karıştırma sistemi (a), dönme çalkalama eksenleri (b, c)

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli tozların karıştırma işlemleri için Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu Meslek Yüksekokulunda bulunan üç eksenli öğütme ve karıştırma sistemi yardımıyla yapılmıştır. Karıştırma performansını arttırmak ve topakların dağıtılması amacıyla karıştırma kabı içerisine 2mm çapında,

1:1 toz/bilye oranında alüminyum oksit bilyeler (Al_2O_3) kullanılmıştır. Karıştırma işlemi ilk 15 dk 74,1 dev/dk, 45 dk 114 dev/dk dönüş hızında ve toplam 60 dk süre ile yapılmıştır.

6.3.3. Matris ve Takviye Dağılımları

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretimi öncesinde, Al-Cu-Mg-Zn tozu, en düşük (%10 SiC ve %0,1 grafen) ve en yüksek (%20 SiC ve %0,5 grafen) takviye oranları ile üç eksenli karıştırma sisteminde karıştırılmıştır. Karıştırma performansını artırmak ve topaklanmaları önlemek amacıyla karıştırma kabına 2 mm çapında, 1:1 toz/bilye oranında alüminyum oksit bilyeler eklenmiştir. Karıştırma işlemi, 15 dakika boyunca 74,1 dev/dk, 45 dakika boyunca 114 dev/dk hızında ve toplamda 60 dakika süresince gerçekleştirilmiştir.

6.3.4. Tozların Şekillendirilmesi

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla karıştırılan tozlar, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu MYO'da bulunan Hidropir A.Ş. marka 80 tonluk tek eksenli hidrolik pres (Şekil 6.6) yardımıyla 2xxx, 6xxx ve 7xxx serileri için belirlenen 13 farklı kompozisyon ASTM B925-03 standardına uygun olarak Ø10x5 mm boyutlarında şekillendirilmiştir. Üretilen numunelerin 5 adeti indüksiyon sinterleme ve yaşlandırma, 5 adeti geleneksel sinterleme ve yaşlandırma işlemlerinde kullanılmak üzere 13 kompozisyon için toplam 390 adet deney numunesi üretilmiştir. Şekil 6.7'de üretilen numunelerin görüntüleri verilmektedir.



Şekil 6.6. Hidrolik Pres



Şekil 6.7. Numune

6.3.5. Sinterleme İşlemleri

Soğuk presleme yoluyla 2xxx, 6xxx ve 7xxx olarak 3 farklı seri için üretilen Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin TGA/DTA analiz sonuçları dikkate alınarak geleneksel sinterleme işlemi için, oluşturulan fırın programlarına göre Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu Meslek Yüksekokulu'nda bulunan 1200 °C sıcaklık kapasiteli Protherm marka PLF 120/5 kamara fırınında geleneksel sinterleme için 5 °C/dk ısıtma hızında Tablo 6.6'da belirlenen parametrelerle sıkıştırıldıktan sonra sinterlenmiştir. Geleneksel sinterleme işlemi için Şekil 6.8'de kamara fırını gösterilmektedir. İndüksiyon ile sinterleme işlemi için Şekil 6.9'da gösterilen, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu MYO'da bulunan UHFIS ile sinterleme işlemleri, Tablo 6.6'da belirlenen parametrelere göre gerçekleştirilmiştir.

Tablo 6.6. Sıkıştırma ve sinterleme parametreleri

Malzeme Kodu	Sıkıştırma Basıncı (Bar)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)		Sinterleme Süresi	
		Geleneksel	İndüksiyon	Geleneksel	İndüksiyon
2xxx	100 bar	600	600	3h	5dk
6xxx	80 bar	560	560	3h	5dk
7xxx	100 bar	600	600	3h	7dk



Şekil 6.8. Protherm kamara fırını



a)



b)



c)

Şekil 6.9. Ultra yüksek frekanslı indüksiyon ısıtma sistemi a) indüksiyon kaynağı ve kontrol ünitesi, b) İndüksiyon bobini, c) infrared pirometre

Alüminyum matrisli %10, %15 ve %20 SiC ve %0,1; %0,3 ve %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozit malzemelerin TM yöntemiyle üretilebilirliği ve malzeme özellikleri açısından üretim parametreleri, yapılan ön çalışmalar neticesinde tespit edilmiştir. İndüksiyon ile sinterleme sıcaklığını ve sinterleme süresini belirlemek amacıyla üretilen 2xxx-6xxx serisi hibrit kompozitler 580, 600 ve 620°C sıcaklıklarda 5, 7 ve 10 dk sürelerinde, 7xxx serisi için 560, 580 ve 600°C'de 5, 7 ve 10 dk sürelerinde sinterleme çalışmaları yapılmıştır. Sinterleme sonrasında yoğunluk, sertlik, mikroyapı ve TGA/DTA analizleri ile değerlendirilerek uygun sinterleme sıcaklığı 2xxx serisi hibrit kompozitlerde 600°C-5dk, 6xxx serisi hibrit kompozitler için 560°C-5dk ve 7xxx serisi hibrit kompozitler için 600°C-7dk olarak belirlenmiştir. Değerlendirilen veriler ve TGA/DTA analiz sonuçları ile hibrit kompozitlerin

sinterleme işlemlerinde kullanılacak sıcaklık-zaman grafikleri oluşturularak üretilen hibrit kompozitler 5 °C/dk ısıtma hızında sinterlenmiştir. Sinterleme işlemleri için fırın programları TGA/DTA analizinde tespit edilen kütle kaybının olduğu sıcaklık seviyelerinde 60 dk bekleme süresi olacak şekilde oluşturulmuştur. Buradaki amaç, kütle kayıplarının olduğu sıcaklıklarda malzemenin kütlelerinin toparlanmasına olanak sağlanarak olası çatlak oluşumunun önüne geçmektir. Sinterleme işleminin tamamlanmasından sonra numuneler TGA analizine göre kütle kaybının son bulunduğu sıcaklık değerinin altında bir sıcaklık değerine basınçlı hava yardımıyla soğutulmasının ardından fırın içerisinde soğumaya bırakılmıştır. Geleneksel yöntemle sinterleme işleminde sıcaklık ve süreyi belirlemek için ise literatürden faydalanılmıştır.

6.3.6. Yaşlandırma İşlemi

Soğuk pres ile üretilen numunelere mukavemet değerlerinin artırılması için çökelme sertleştirme işlemi uygulanmıştır. Çökelme sertleştirmesinin ilk aşamasında; Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx serisi için öncelikle çözeltiye alma işlemi uygulanmış, bu işlemden hemen sonra ikinci aşama olan oda sıcaklığında su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Son aşamada ise numunelere birbirlerinden bağımsız ultra yüksek frekanslı indüksiyon sistemi ve geleneksel olmak üzere iki farklı yaşlandırma işlemi uygulanmıştır. Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx serisi hibrit kompozitlere uygulanan yaşlandırma parametreleri Tablo 6.7’de verilmiştir.

Tablo 6.7. 2xxx, 6xxx ve 7xxx serisi hibrit kompozitlerin yaşlandırma ısıtma işlem parametreleri

Malzeme Kodu	İndüksiyon ile Çökelme Sertleşmesi		Geleneksel Fırın ile Çökelme Sertleşmesi	
	Çözeltiye Alma	Yaşlandırma	Çözeltiye Alma	Yaşlandırma
2xxx	475°C/1dk	180°C/5dk	540°C/2saat	190°C/14saat
6xxx	500°C/1dk	200°C/5dk	475°C/2saat	180°C/10saat
7xxx	490°C/1dk	180°C/5dk	530°C/2saat	165°C/10saat

6.4. Mikroyapı Karakterizasyonu

6.4.1. Zımpara ve Parlatma

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin yüzeyleri Manisa Celal Bayar Üniversitesi Turgutlu Meslek Yüksekokulu'nda bulunan Bulupol marka zımparalama ve parlatma cihazında sırası ile 240, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2500 kum Al_2O_3 su zımparası ile zımparalanarak 6μ ve 1μ elmas süspansiyon ile çuha yardımıyla parlatılmıştır. Şekil 6.10'da Bulupol zımparalama ve parlatma cihazı verilmektedir.



Şekil 6.10. Zımparalama ve parlatma cihazı

6.4.2. Mikroyapı

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin mikroyapılarının incelenmesi için, zımparalama ve parlatma işlemlerinin ardından, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde yer alan Nikon marka Eclipse LV150 model optik mikroskop kullanılarak mikroyapı görüntüleri elde edilmiştir. Şekil 6.11'de optik mikroskop gösterilmektedir.



Şekil 6.11. Optik mikroskop

6.5. Deneyler ve Analizler

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin deneysel yoğunlukları ASTM B962-17 standardına uygun olarak Arşimet prensibine (Eş. 6.1) göre yapılmıştır. Öncelikle, 0,0001 gr hassasiyetine sahip dijital terazi yardımıyla hibrit kompozitlerin ağırlıkları (m_A) ölçülmüştür. Ardından su içerisinde 24 saat bekletilen hibrit kompozitlerin suya doymuş ağırlıkları (m_D) dijital terazi ile ölçülmüştür. 80°C sıcaklıkta bir etüv fırını içerisinde kurutulan hibrit kompozitlerin kuru ağırlıkları (m_K) dijital terazi ile belirlendikten sonra deneysel yoğunluklar hesaplanmıştır. Arşimet deney düzeneği Şekil 6.12’de verilmektedir.



Şekil 6.12. Arşimet deney düzeneği

$$\rho_D = m_K / (m_D - m_A)$$

Hibrit kompozitlerin sinterleme ve yaşlandırma ısı işlemi sonrasında deneysel yoğunluklarının belirlenip karşılaştırılması amacıyla, öncelikle verilen karışım kuralı formülü kullanılarak teorik yoğunluklar (ρ_T) hesaplanmıştır. Arşimet prensibine göre elde edilen deneysel yoğunluklar, bu hesaplanan teorik yoğunluklarla karşılaştırılarak bağıl (relatif) yoğunluklar tespit edilmiştir.

$$\rho_T = \rho_{matris} \times V_{matris} + \rho_{takviye} \times V_{takviye}$$

Burada;

ρ_{matris} : Matris malzeme yoğunluğu (gr/cm³)

V_{matris} : Matris malzeme ağırlıkça yüzdesi

$\rho_{takviye}$: Takviye elemanı yoğunluğu (gr/cm^3)

$V_{takviye}$: Takviye elemanı ağırlıkça yüzdesi ifade edilmektedir.

6.5.1. SEM/EDS İncelemeleri

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin parlatılmış yüzeylerinden detaylı görüntüler elde etmek ve elementlerin dağılım analizini yapmak amacıyla, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Deneysel Fen Bilimleri Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde bulunan Zeiss marka Gemini SEM 500 model taramalı elektron mikroskobu kullanılmıştır. Şekil 6.13'te SEM/EDS cihazı gösterilmektedir.



Şekil 6.13. SEM/EDS cihazı

6.5.2. Sertlik

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli üretilen hibrit kompozitlerin sertlik deneyleri, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan Brinell (HB) sertlik ölçme cihazında ASTM E10-18 standardına uygun olarak 2,5 mm bilye ve 62,5 kg yükte gerçekleştirilmiştir. Şekil 6.14'te sertlik cihazı gösterilmektedir.



Şekil 6.14. Sertlik ölçüm cihazı

6.5.3. XRD Analizi

XRD analizi, X-ışınları tarafından oluşturulan kırınım deseninden faydalanarak atomik düzeyde tozlar ve malzemelerdeki fazlar ile ilgili bilgi edinmek amacıyla yapılmaktadır. Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin XRD analizleri Manisa Celal Bayar Üniversitesi Deneysel Fen Bilimleri Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde (DEFAM) PANanalytical marka XRD cihazı (Şekil 6.15) aracılığıyla 20° ila 70° açılardan (2θ), $2^\circ/\text{dk}$ gonyometre hızı, 40kV/30 mA hızlanma voltajı ile oda sıcaklığında yapılmıştır.



Şekil 6.15. XRD cihazı

6.5.4. Aşınma

Üretilen hibrit kompozit malzemelerin aşınma davranışlarını belirlemek amacıyla Manisa Celal Bayar Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde bulunan pin on ball tribometre cihazı yardımıyla 3N yük, 250m yol, 20cm/s kayma hızı, 4mm aşındırma çapı ve kuru ortamda aşındırma analizi gerçekleştirilerek numunenin ortalama sürtünme katsayısı ve aşınma miktarı belirlenmiştir. Şekil 6.16'da aşındırma test cihazı gösterilmektedir.



Şekil 6.16. Aşındırma test cihazı

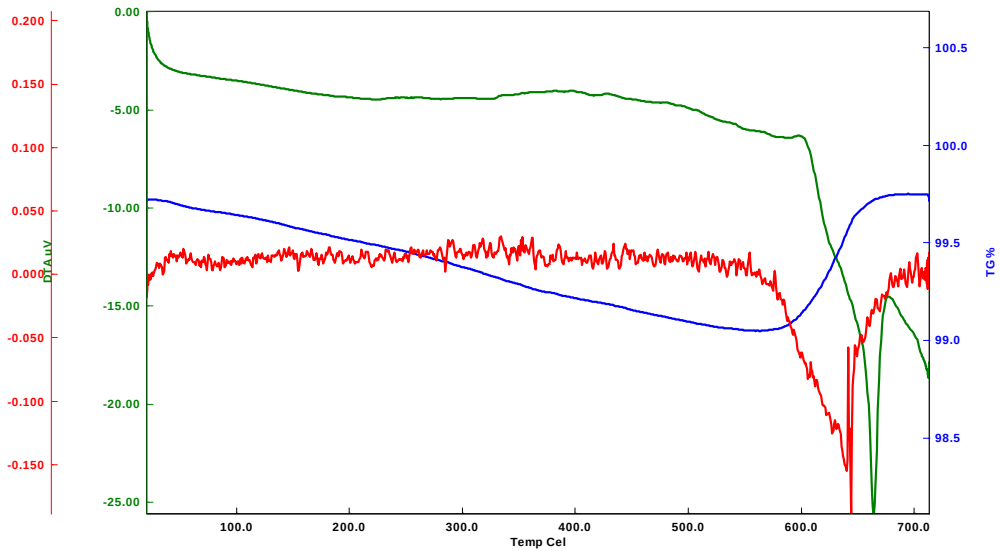
7. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Bu bölümde, Alüminyum matrisli %10, %15 ve %20 SiC ve %0,1; %0,3 ve %0,5 grafen takviyeli olarak üretilen hibrit kompozitlerin yoğunluk, sertlik ve aşınma deneylerinden elde edilen sonuçlar değerlendirilerek XRD analizi, SEM, EDS ve optik mikroskop görüntülerine yer verilmiştir.

7.1. Hibrit Kompozitlerin Üretimi Öncesi İnceleme Sonuçları

7.1.1. Tozların TGA/DTA Analizleri

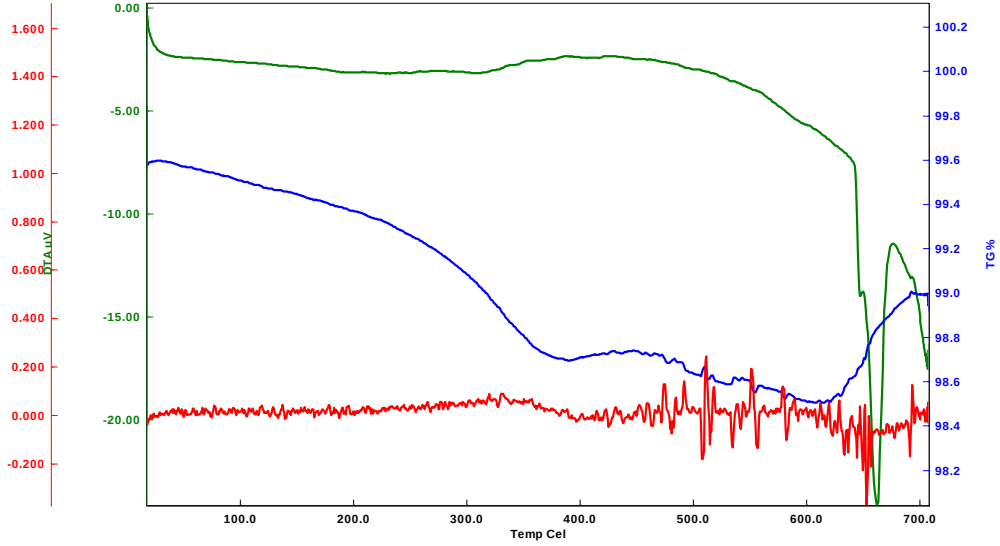
Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretimleri öncesinde kullanılacak tozların en yüksek katkı oranlarına göre karışımlar hazırlanarak, karışımlarda sıcaklığın ve zamanın bir fonksiyonu olarak oluşan kütle kayıpları veya kazanımlarının, ergime sıcaklıklarının belirlenmesi amacıyla TGA/DTA analizleri yapılmıştır. Şekil 7.3'te Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli karışım tozların TGA/DTA analiz sonuçları aşağıda verilmektedir.



Şekil 7.1. 2.1.10 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu

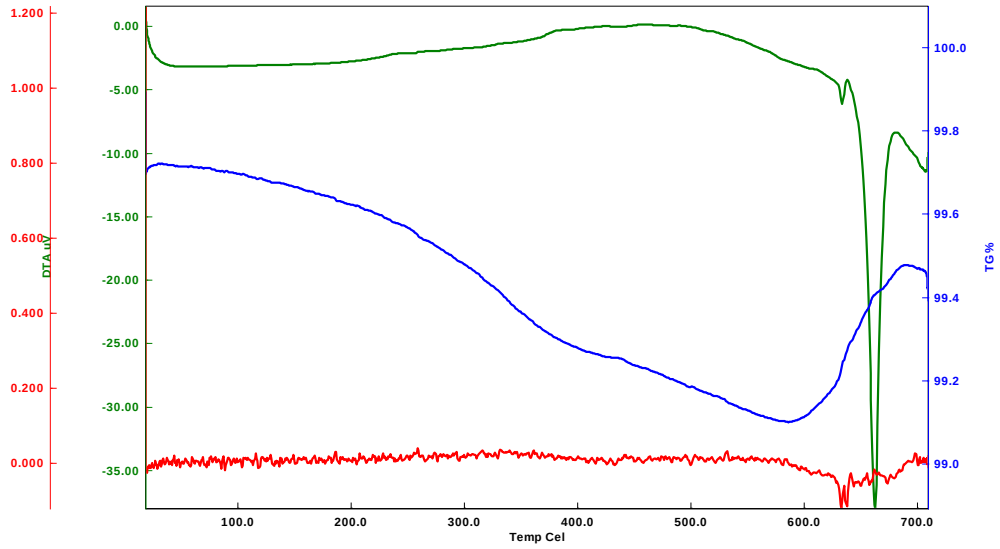
Al 2xxx matrisli %0,1 grafen ve %10 SiC takviyeli karışım tozuna (Şekil 7.1) ait TGA/DTA analiz sonucu incelendiğinde, kütle kayıpları 23 ile 560 °C sıcaklıkları

arasında meydana gelmektedir. Kütle kaybı 560 °C’de %0,85 olarak tespit edilmiştir. Bu sıcaklık değerinin üzerinde kütle artışları başlamaktadır. DTA eğrisi incelendiğinde, 225 °C’de organiklerin uzaklaşmasından kaynaklanan ve 664 °C’de karışım tozun erimesine karşılık gelen endotermik bir tepe göstermektedir.



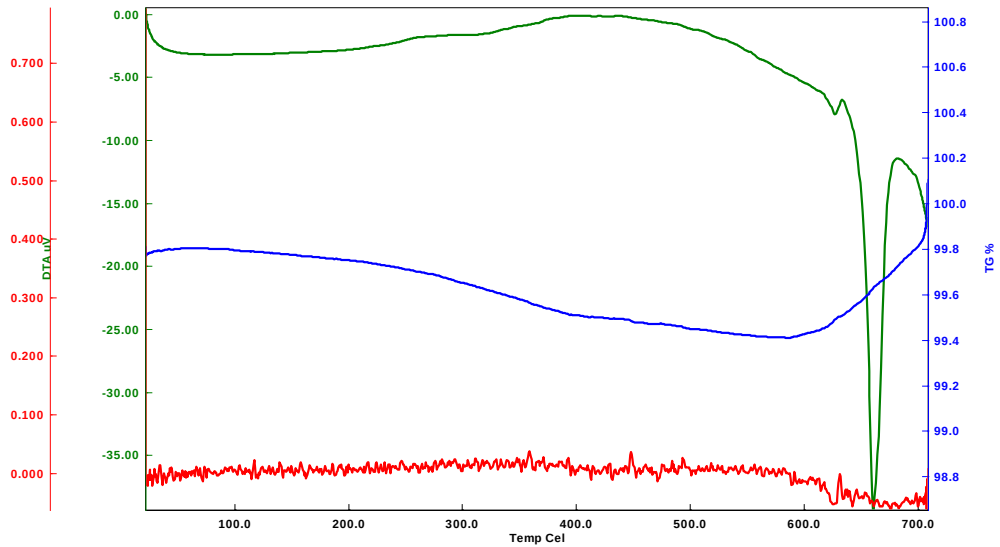
Şekil 7.2. 2.5.20 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu

Al 2xxx matrisli %0,5 grafen ve %20 SiC takviyeli karışım tozuna (Şekil 7.4) ait TGA/DTA analiz sonucu incelendiğinde, kütle kayıpları 23 ile 605 °C sıcaklıkları arasında meydana gelmektedir. Kütle kayıpları 390 °C’de %1,15 ve 605 °C’de %1,35 olarak belirlenmiştir. DTA eğrisi incelendiğinde, 662 °C’de karışım tozun erimesine karşılık gelen endotermik bir tepe göstermektedir. TGA/DTA analizleri genel olarak değerlendirildiğinde, grafen takviyesinin artışıyla kütle kayıplarında artış gözlenmektedir. Daha küçük boyutlu karbon parçacıklar, kütle birimi başına daha yüksek miktarda kenar bölgelerine sahiptir. Bu durum daha küçük karbon parçacıklarının, daha büyük boyutlu parçacıklara kıyasla yanma işlemine karşı daha reaktif ve duyarlı olduğu anlamına gelmektedir. Karışım tozlardaki ergime noktası bölgesindeki kütle artışları yaklaşık olarak 600 °C sıcaklıkta başladığı görüldüğünden bu sıcaklık sinterleme deneyleri için ara değer olarak seçilerek 580, 600 ve 620 °C sıcaklıklarda sinterleme deneyleri yapılmıştır.



Şekil 7.3. 6.1.10 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu

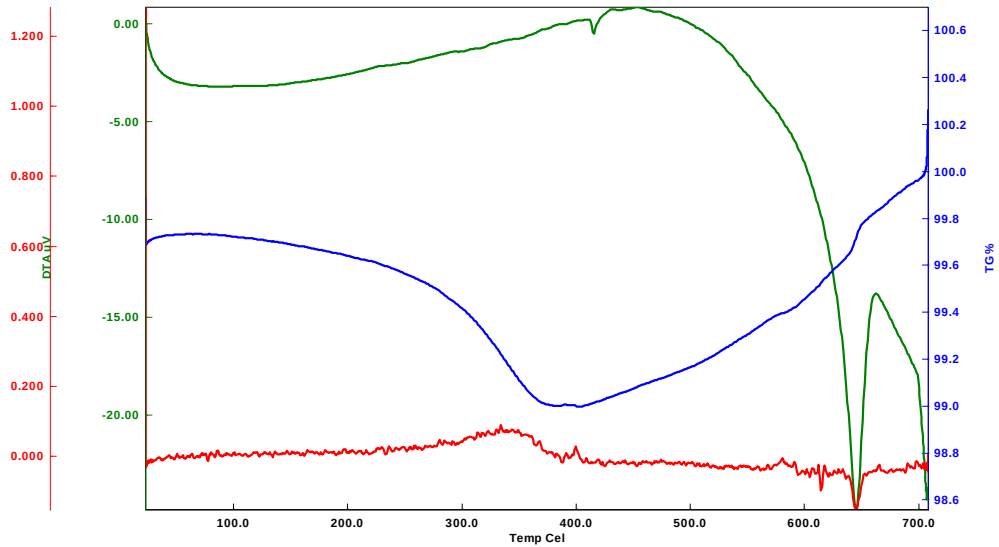
6.1.10 karışım tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu (Şekil 7.5) incelendiğinde, TGA analizine göre kütle kayıpları 260 °C’de %0,35, 430 °C’de %0,65 ve 590 °C’de %0,8’dir. Kütle kayıpları 23 ile 590 °C sıcaklıklar arasında oluşmaktadır. 590 °C ve 690 °C sıcaklıklar arasında %0,4 oranında kütle artışı gerçekleşmiştir. DTA eğrisi incelendiğinde, 240 °C’de organiklerin uzaklaşmasından kaynaklanan ve 6.1.10 karışım tozunun 662 °C’de erimesine karşılık gelen endotermik bir tepe meydana gelmiştir.



Şekil 7.4. 6.5.20 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu

Şekil 7.6’da verilen 6.5.20 karışım tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu incelendiğinde, TGA analizine göre kütle kayıpları 23 °C ile 588 °C sıcaklıkları arasında gerçekleşmektedir. 430 °C’de %0,4 ve 588 °C’de %0,5’tir. 588 °C ve 710 °C sıcaklıklar arasında %0,7 oranında kütle artışı gerçekleşmiştir. DTA eğrisi incelendiğinde, 6.5.20 karışım tozunun 661 °C’de erimesine karşılık gelen endotermik bir tepe oluşmuştur.

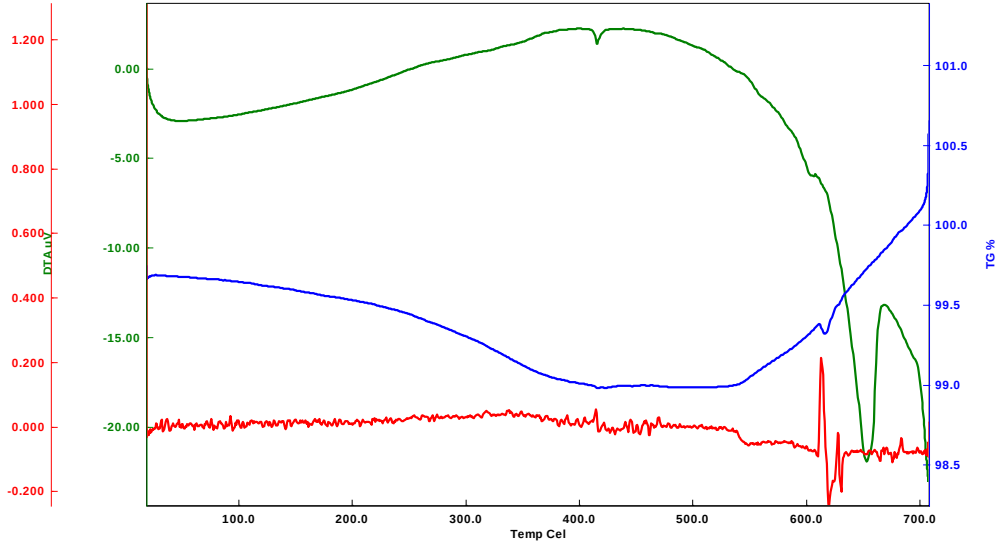
Al 7000 matrisli grafen ve SiC takviyeli kompozitlerin üretiminde kullanılacak karışımlara en düşük (%0,1 Grafen ve %10 SiC: 7.1.10) ve en yüksek (%0,5 Grafen ve %20 SiC: 7.5.20) takviye oranına göre toz karışımlar hazırlanarak, karışımlarda sıcaklığın ve zamanın bir fonksiyonu olarak oluşan kütle kayıpları veya kazanımlarının, ergime sıcaklıklarının belirlenmesi amacıyla TGA/DTA analizleri yapılmıştır. Al 7000 matrisli grafen ve SiC takviyeli 7.1.10 ve 7.5.20 karışım tozların TGA/DTA analiz sonuçları aşağıda verilmektedir.



Şekil 7.5. 7.1.10 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu

7.1.10 karışım tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu (Şekil 7.7) incelendiğinde, TGA analizine göre kütle kayıpları 23 °C ile 400 °C sıcaklıkları arasında %0,89 oranında gerçekleşmiştir. Karışım tozlara ait kütle kazanımları 400 °C ve üzeri sıcaklıklarda oluşmaya başlamaktadır. Maksimum kütle artışı 710 °C’de %0,34 olarak tespit edilmiştir. DTA eğrisi incelendiğinde, 235 °C’de organiklerin uzaklaşmasından

kaynaklanan, 416 °C’de bozunma sonrası oksitlenme ve 646 °C’de 7.1.10 karışım tozunun erimesine karşılık gelen endotermik bir tepe meydana gelmiştir.



Şekil 7.6. 7.5.20 tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu

Şekil 7.8 ‘da verilen 7.5.20 karışım tozuna ait TGA/DTA analiz sonucu incelendiğinde, TGA analizine göre kütle kayıpları 23 °C ile 421 °C sıcaklıkları arasında %0,9 oranında gerçekleşmektedir. Kütle kayıpları 421 °C’de ve 535 °C’de %0,90 oranında tespit edilmiştir. Kütle artışı 535 °C ve 710 °C sıcaklıklar arasında %0,75 oranında gerçekleşmiştir. 7.5.20 karışım tozuna ait DTA eğrisi incelendiğinde, 416 °C’de bozunmaya uğraması sonucunda oksitlenme ve 654 °C’de erimesine karşılık gelen endotermik bir tepe oluşmuştur.

7.1.2. Sıkıştırma ve Sinterleme Çalışmaları

Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin üretimi öncesinde en az ve en çok takviye oranlarındaki numuneler için hazırlanan tozlar hidrolik pres yardımıyla şekillendirilerek indüksiyon ile sinterleme sıcaklıklarının belirlenmesi amacıyla öncelikle literatürden yararlanılarak 560, 580, 600 ve 620°C sıcaklıklarda 5, 7 ve 10 dk süresince sinterleme çalışmaları yapılmıştır. Sinterleme çalışmalarının ardından üretilen hibrit kompozit malzemelere yoğunluk ve sertlik incelemeleri yapılmıştır. Tablo 7.1, Tablo 7.2 ve Tablo 7.3’te sinterleme çalışmalarından elde edilen relatif yoğunluk ve sertlik sonuçları verilmektedir.

Tablo 7.1’ de 2.1.10 kodlu numunelere ait farklı basınç, sinterleme sıcaklığı ve sinterleme sürelerine ait relatif yoğunluk ve sertlik sonuçları verilmiştir. Sıkıştırma ve sinterleme sonrası elde edilen sonuçlar incelendiğinde relatif yoğunluk değerlerinin %94 ile %99,7 arasında, sertlik değerlerinin ise 69 ile 91 HB arasında değiştiği gözlemlenmiştir.

Tablo 7.1. 2.1.10 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar

Hibrit kompozit Numune Kodu	Basınç (bar)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (dk)	Relatif Yoğunluk (%)	Sertlik (HB)
N1	80	580	5	98	86
N2	80	600	7	97	84
N3	80	620	10	94	77
N4	90	580	5	96	79
N5	90	600	7	97	71
N6	90	620	10	94	69
N7	100	580	5	96	91
N8	100	600	7	99	87
N9	100	620	10	96	82

Tablo 7.2’de verilen 2.5.20 kodlu numunelere ait hibrit kompozitlerin çeşitli sıkıştırma ve sinterleme sıcaklıklarında elde edilen sonuçlara göre, relatif yoğunluk değerlerinin %92 ile %97 arasında, sertlik değerlerinin ise 56 ile 104 HB arasında değişiklik gösterdiği belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar, çalışmadan hedeflenen sonuçlara ulaşıldığı görülmektedir.

Tablo 7.2. 2.5.20 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar

Hibrit kompozit Numune Kodu	Basınç (bar)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (dk)	Relatif Yoğunluk (%)	Sertlik (HB)
N1	80	580	5	98	79
N2	80	600	7	96	81
N3	80	620	10	93	69
N4	90	580	5	95	79
N5	90	600	7	97	89
N6	90	620	10	96	85
N7	100	580	5	94	70
N8	100	600	7	97	104
N9	100	620	10	92	56

Tablo 7.3'te verilen 6.1.10 kodlu numunelere ait hibrit kompozitlerin çeşitli sıkıştırma ve sinterleme sıcaklıklarında elde edilen sonuçlara göre, relatif yoğunluk değerlerinin %82 ile %96 arasında, sertlik değerlerinin ise 35 ile 43 HB arasında değişiklik gösterdiği belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar, çalışmadan hedeflenen sonuçlara ulaşıldığı görülmektedir.

Tablo 7.3. 6.1.10 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar

Hibrit kompozit Numune Kodu	Basınç (bar)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (dk)	Relatif Yoğunluk (%)	Sertlik (HB)
--	-------------------------	--	---------------------------------------	-------------------------------------	-------------------------

N1	80	580	5	95	43
N2	80	600	7	94	37
N3	80	620	10	93	39
N4	90	580	5	91	35
N5	90	600	7	88	36
N6	90	620	10	87	38
N7	100	580	5	90	36
N8	100	600	7	91	35
N9	100	620	10	92	39

Tablo 7.4’te verilen 6.5.10 kodlu numunelere ait hibrit kompozitlerin çeşitli sıkıştırma ve sinterleme sıcaklıklarında elde edilen sonuçlara göre, relatif yoğunluk değerlerinin %79 ile %91 arasında, sertlik değerlerinin ise 35 ile 44 HB arasında değişiklik gösterdiği belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar, çalışmadan hedeflenen sonuçlara ulaşıldığı görülmektedir.

Tablo 7.4. 6.5.20 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar

Hibrit kompozit Numune Kodu	Basınç (bar)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (dk)	Relatif Yoğunluk (%)	Sertlik (HB)
N1	80	580	5	91	44
N2	80	600	7	86	39
N3	80	620	10	84	37
N4	90	580	5	85	38
N5	90	600	7	84	37

N6	90	620	10	84	37
N7	100	580	5	86	39
N8	100	600	7	81	39
N9	100	620	10	79	37

Tablo 7.5’te verilen 7.1.10 kodlu numunelere ait hibrit kompozitlerin çeşitli sıkıştırma ve sinterleme sıcaklıklarında elde edilen sonuçlara göre, relatif yoğunluk değerlerinin %79 ile %91 arasında, sertlik değerlerinin ise 74 ile 101 HB arasında değişiklik gösterdiği belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar, çalışmadan hedeflenen sonuçlara ulaşıldığı görülmektedir.

Tablo 7.5. 7.1.10 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar

Hibrit Kompozit Numune Kodu	Basınç (bar)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (dk)	Relatif Yoğunluk (%)	Sertlik (HB)
N1	80	560	5	84	74
N2	80	580	7	87	88
N3	80	600	10	94	101
N4	90	560	5	86	85
N5	90	580	7	91	92
N6	90	600	10	91	89
N7	100	560	5	92	87
N8	100	580	7	93	91
N9	100	600	10	94	89

Tablo 7.6’da verilen 7.5.20 kodlu numunelere ait hibrit kompozitlerin çeşitli sıkıştırma ve sinterleme sıcaklıklarında elde edilen sonuçlara göre, relatif yoğunluk değerlerinin %79 ile %91 arasında, sertlik değerlerinin ise 64 ile 91 HB arasında değişiklik gösterdiği belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar, çalışmadan hedeflenen sonuçlara ulaşıldığı görülmektedir.

Tablo 7.6. 7.5.20 kodlu numuneye ait hibrit kompozitlerin sıkıştırma ve sinterleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar

Hibrit Kompozit Numune Kodu	Basınç (bar)	Sinterleme Sıcaklığı (°C)	Sinterleme Süresi (dk)	Relatif Yoğunluk (%)	Sertlik (HB)
N1	80	560	5	82	64
N2	80	580	7	82	66
N3	80	600	10	83	67
N4	90	560	5	87	69
N5	90	580	7	89	77
N6	90	600	10	97	86
N7	100	560	5	82	65
N8	100	580	7	89	78
N9	100	600	10	96	91

Bu sonuçlardan yola çıkılarak en iyi parametreler belirlenmiştir. Belirlenen sıkıştırma ve indüksiyon ile sinterleme parametreleri Tablo 7.7’de verilmiştir.

Tablo 7.7. Hibrit kompozitlerin belirlenen sıkıştırma ve sinterleme parametreleri

Hibrit Kompozit Malzeme Kodu	Sıkıştırma Basıncı	Sinterleme Sıcaklığı	Sinterleme Süresi
---	---------------------------	-----------------------------	--------------------------

	(bar)	(°C)	(dk)
2.1.10	100	600	5
2.5.20	100	600	5
6.1.10	80	560	5
6.5.20	80	560	5
7.1.10	100	600	7
7.5.20	100	600	7

7.1.3. İndüksiyon ile Yaşlandırma Isıl İşlemi Çalışmaları

Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx serilerine ait numunelere ait hibrit kompozitler Tablo 7.7’de belirlenen parametreler ile sıkıştırılıp indüksiyon ile sinterlenmiştir. Çalışmada, Al 2024, Al 6061 ve Al 7075 alaşımlarına kıyasla daha yüksek sertlik değerine sahip ve aşınma dayanımı yüksek bir hibrit kompozit malzeme üretimi hedeflenmiştir. Çalışmadan elde edilen sonuçlara göre hedeflenen sonuçlara ulaşıldığı görülmektedir.

Tablo 7.8. 2xxx serisine ait hibrit kompozitlerin yaşlandırma çalışmalarından elde edilen sonuçlar

Hibrit Kompozit Malzeme Kodu	Çözeltiye Alma Sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma Sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma Süresi (dk)	Relatif Yoğunluk (%)	Sertlik (HB)
N1	475	180	5	86	85
N2	475	190	8	87	91
N3	475	200	10	95	99
N4	500	180	5	85	84
N5	500	190	8	81	79
N6	500	200	10	87	87

N7	525	180	5	96	94
N8	525	190	8	82	83
N9	525	200	10	89	93

Tablo 7.8'deki relatif yoğunluk ve sertlik sonuçlarından yola çıkılarak en iyi çözeltiye alma sıcaklığı 475°C, yaşlandırma sıcaklığı 180°C, ve yaşlandırma süresi 5dk olarak seçilmiştir.

Tablo 7.9. 6xxx serisine ait hibrit kompozitlerin yaşlandırma çalışmalarından elde edilen sonuçlar

Hibrit Kompozit Malzeme Kodu	Çözeltiye Alma Sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma Sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma Süresi (dk)	Relatif Yoğunluk (%)	Sertlik (HB)
N1	500	180	5	89	78
N2	500	190	8	88	78
N3	500	200	10	93	85
N4	520	180	8	89	79
N5	520	190	10	85	77
N6	520	200	5	88	78
N7	540	180	10	96	92
N8	540	190	5	85	76
N9	540	200	8	87	78

Tablo 7.9'daki relatif yoğunluk ve sertlik sonuçlarından yola çıkılarak en iyi çözeltiye alma sıcaklığı 500°C, yaşlandırma sıcaklığı 200°C, ve yaşlandırma süresi 5dk olarak seçilmiştir.

Tablo 7.10. 7xxx serisine ait hibrit kompozitlerin yaşlandırma çalışmalarından elde edilen sonuçlar

Hibrit Kompozit Malzeme Kodu	Çözeltiye Alma Sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma Sıcaklığı (°C)	Yaşlandırma Süresi (dk)	Relatif Yoğunluk (%)	Sertlik (HB)
N1	490	180	5	99	108
N2	510	190	8	98	101
N3	530	200	10	96	91
N4	490	180	8	97	97
N5	510	190	10	98	96
N6	530	200	5	92	86
N7	490	180	10	97	94
N8	510	190	5	97	96
N9	530	200	8	96	91

Tablo 7.10'daki relatif yoğunluk ve sertlik sonuçlarından yola çıkılarak en iyi çözeltiye alma sıcaklığı 490°C, yaşlandırma sıcaklığı 180°C, ve yaşlandırma süresi 5dk olarak seçilmiştir.

7.2. Yoğunluk Deneyi Sonuçları

Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx matrisli %10, %15 ve %20 SiC, %0,1; %0,3 ve %0,5 grafen takviyeli olarak soğuk presleme yoluyla üretilen geleneksel sinterleme fırın programları ve indüksiyona göre sinterlenen kompozitlere Arşimet prensibine uygun olarak yoğunluk deneyleri yapılmıştır. Ardından geleneksel fırın ve indüksiyon ile yaşlandırma ısı işlemleri uygulanmış ve tekrar yoğunluk ölçümleri yapılmıştır. Tablo 7.11'de Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin teorik yoğunluk (ρ_T) ve deneysel yoğunluk (ρ_D) değerleri verilmektedir.

Tablo 7.11. Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri

Malzeme Kodu	Teorik Yoğunluk g/cm³	İndüksiyon ile Sinterleme Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm³	İndüksiyon ile Yaşlandırma Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm³
2.0.0	2,773	2,6577	2,6876
2.1.0	2,774	2,6750	2,6994
2.1.10	2,811	2,7051	2,7520
2.1.15	2,831	2,7050	2,7466
2.1.20	2,851	2,7381	2,7911
2.3.0	2,810	2,7152	2,7317
2.3.10	2,829	2,7252	2,7419
2.3.15	2,829	2,6753	2,7252
2.3.20	2,849	2,6552	2,7529
2.5.0	2,768	2,6231	2,6665
2.5.10	2,809	2,6454	2,6757
2.5.15	2,828	2,6522	2,6328
2.5.20	2,848	2,6710	2,6291

Tablo 7.12 ‘de, üretilen Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli, UHFIS yöntemi ile yaşlandırma ısıl işlemi uygulanan hibrit kompozitlerin % relatif yoğunlukları gösterilmektedir.

Tablo 7.12. Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri

Malzeme Kodu	% Relatif Yoğunluk (İndüksiyon ile Sinterleme Sonrası)	% Relatif Yoğunluk (İndüksiyon ile Yaşlandırma Sonrası)
2.0.0	95,844	96,9
2.1.0	96,432	97,3
2.1.10	96,236	97,9
2.1.15	95,55	97,0
2.1.20	96,04	97,9
2.3.0	96,628	97,2
2.3.10	96,334	96,9
2.3.15	94,57	96,3
2.3.20	93,198	96,6
2.5.0	94,766	96,3
2.5.10	94,178	95,3
2.5.15	93,786	93,1
2.5.20	93,786	92,3

TM yöntemiyle üretilen kompozit malzemelerin yüksek yoğunluk oranı, kompozit malzemelerin mekanik özelliklerinin yüksek olmasında etkili olmaktadır. Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, indüksiyon ile yaşlandırma ısıl işlemi uygulanan numunelerde en yüksek relatif yoğunluk değeri %97,9 oranında %10 SiC, %0,1 ve %20 SiC, %0,1 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. En düşük relatif yoğunluk değeri %20 SiC, %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %92,3 oranında tespit edilmiştir. Bununla birlikte, kompozitlerde en düşük gözeneklilik (%2,1) oranı 2.1.10 ve 2.1.20 kodlu hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitlerin en yüksek gözeneklilik oranına (%7,7) sahip olduğu belirlenmiştir. Grafen takviyeli kompozitlerde artan grafen takviye oranı relatif yoğunlukların düşmesine neden olarak gözeneklilik oranını arttırmaktadır. Bu duruma, grafenin artan takviye oranlarında topaklanma eğilimi göstermesi sebep olmaktadır.

Tablo 7.13’ te Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin teorik yoğunluk (ρT) ve deneysel yoğunluk (ρD) değerleri verilmektedir.

Tablo 7.13. Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri

Malzeme Kodu	Teorik Yoğunluk g/cm ³	Geleneksel Sinterleme Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm ³	Geleneksel Yaşlandırma Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm ³
2.0.0	2,773	2,6088	2,6713
2.1.0	2,774	2,6559	2,6913
2.1.10	2,811	2,6969	2,7492
2.1.15	2,831	2,6356	2,7050
2.1.20	2,851	2,6961	2,7325
2.3.0	2,810	2,6656	2,7124
2.3.10	2,829	2,7252	2,7419
2.3.15	2,829	2,6559	2,6892
2.3.20	2,849	2,6970	2,7250
2.5.0	2,768	2,6014	2,6638
2.5.10	2,809	2,6454	2,6757
2.5.15	2,828	2,6328	2,6744
2.5.20	2,848	2,5984	2,65707

Tablo 7.14 ‘te, üretilen Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli, geleneksel yöntem ile yaşlandırma ısı işlemleri uygulanan hibrit kompozitlerin % relatif yoğunlukları gösterilmektedir.

Tablo 7.14. Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri

Malzeme Kodu	% Relatif Yoğunluk (Geleneksel Sinterleme Sonrası)	% Relatif Yoğunluk (Geleneksel Yaşlandırma Sonrası)
2.0.0	94,1	96,3
2.1.0	95,7	97,0
2.1.10	95,9	97,8
2.1.15	93,1	95,6
2.1.20	94,6	95,8
2.3.0	94,9	96,5
2.3.10	96,3	96,9
2.3.15	93,9	95,1
2.3.20	94,7	95,6
2.5.0	94,0	96,2
2.5.10	94,2	95,3
2.5.15	93,1	94,6
2.5.20	91,2	93,3

Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, geleneksel yöntem ile yaşlandırma ısıl işlemi uygulanan numunelerde en yüksek relatif yoğunluk değeri %97,8 oranında %10 SiC ve %0,1 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. En düşük relatif yoğunluk değeri %20 SiC, %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %93,3 oranında tespit edilmiştir. Bununla birlikte, kompozitlerde en düşük gözeneklilik (%0,1) oranı %10 SiC ve %0,1 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. %20 SiC ve %0,5 grafen katkı kompozitlerin en yüksek gözeneklilik oranına (%5,8) sahip olduğu belirlenmiştir.

Tablo 7.15'te Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin teorik yoğunluk (ρ_T) ve deneysel yoğunluk (ρ_D) değerleri verilmektedir.

Tablo 7.15. Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri

Malzeme Kodu	Teorik Yoğunluk g/cm³	İndüksiyon ile Sinterleme Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm³	İndüksiyon ile Yaşlandırma Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm³
6.0.0	2,715	2,4528	2,4850
6.1.0	2,677	2,4414	2,48974
6.1.10	2,745	2,4799	2,51647
6.1.15	2,767	2,4998	2,54716
6.1.20	2,789	2,5303	2,5647
6.3.0	2,700	2,4675	2,4906
6.3.10	2,743	2,5224	2,5511
6.3.15	2,766	2,5015	2,5462
6.3.20	2,788	2,5241	2,5558
6.5.0	2,699	2,4307	2,4587
6.5.10	2,742	2,4876	2,5397
6.5.15	2,764	2,5050	2,5260
6.5.20	2,787	2,4834	2,5126

Tablo 7.16 ‘da üretilen Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli, UHFIS yöntemi ile yaşlandırma ısı işlemi uygulanan hibrit kompozitlerin % relatif yoğunlukları gösterilmektedir.

Tablo 7.16. Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri

Malzeme Kodu	% Relatif Yoğunluk (İndüksiyon ile Sinterleme Sonrası)	% Relatif Yoğunluk (İndüksiyon ile Yaşlandırma Sonrası)
6.0.0	90,345	91,53
6.1.0	91,2	93,005
6.1.10	90,345	91,675
6.1.15	90,345	92,055
6.1.20	90,725	91,96
6.3.0	91,39	92,245
6.3.10	91,96	93,005
6.3.15	90,44	92,055
6.3.20	90,535	91,675
6.5.0	90,06	91,1
6.5.10	90,725	92,625
6.5.15	90,63	91,39
6.5.20	89,11	90,155

Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, indüksiyon ile yaşlandırma ısı işlemi uygulanan numunelerde en yüksek relatif yoğunluk değeri %93,005 oranında 6.1.0 ve 6.3.10 kodlu hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. En düşük relatif yoğunluk değeri %20 SiC, %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %90,155 oranında tespit edilmiştir. Bununla birlikte, kompozitlerde en düşük gözeneklilik (%6,995) oranı %0,1 grafen ve %10 SiC, %0,3 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitlerin en yüksek gözeneklilik oranına (%9,845) sahip olduğu belirlenmiştir.

Tablo 7.17’de Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin teorik yoğunluk (ρ_T) ve deneysel yoğunluk (ρ_D) değerleri verilmektedir.

Tablo 7.17. Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri

Malzeme Kodu	Teorik Yoğunluk g/cm³	Geleneksel Sinterleme Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm³	Geleneksel Yaşlandırma Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm³
6.0.0	2,715	2,4399	2,4786
6.1.0	2,677	2,4032	2,4490
6.1.10	2,745	2,4799	2,5164
6.1.15	2,767	2,4814	2,5077
6.1.20	2,789	2,4190	2,5011
6.3.0	2,700	2,4418	2,4700
6.3.10	2,743	2,4937	2,5068
6.3.15	2,766	2,4516	2,5173
6.3.20	2,788	2,5002	2,5373
6.5.0	2,699	2,3717	2,4281
6.5.10	2,742	2,4876	2,5241
6.5.15	2,764	2,4813	2,5076
6.5.20	2,787	2,4305	2,47820

Tablo 7.18 ‘de, üretilen Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli, geleneksel yöntem ile yaşlandırma ısıtma işlemi uygulanan hibrit kompozitlerin % relatif yoğunlukları gösterilmektedir.

Tablo 7.18. Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri

Malzeme Kodu	% Relatif Yoğunluk (Geleneksel Sinterleme Sonrası)	% Relatif Yoğunluk (Geleneksel Yaşlandırma Sonrası)
6.0.0	89,87	91,295
6.1.0	89,775	91,485
6.1.10	90,345	91,675
6.1.15	89,68	90,63
6.1.20	86,735	89,68
6.3.0	90,44	91,485
6.3.10	90,915	91,39
6.3.15	88,635	91,01
6.3.20	89,68	91,01
6.5.0	87,875	89,965
6.5.10	90,725	92,055
6.5.15	89,775	90,725
6.5.20	87,21	88,92

Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, geleneksel yaşlandırma ısı işlemi uygulanan numunelerde en yüksek relatif yoğunluk değeri %92,055 oranında %10 SiC ve %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. En düşük relatif yoğunluk değeri %20 SiC, %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %88,92 oranında tespit edilmiştir. Bununla birlikte, kompozitlerde en düşük gözeneklilik (%7,945) oranı %10 SiC ve %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. %20 SiC ve %0,5 grafen katkıli kompozitlerin en yüksek gözeneklilik oranına (%11,8) sahip olduğu belirlenmiştir.

Tablo 7.19 'da Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin teorik yoğunluk (ρ_T) ve deneysel yoğunluk (ρ_D) değerleri verilmektedir.

Tablo 7.19. Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri

Malzeme Kodu	Teorik Yoğunluk g/cm³	İndüksiyon ile Sinterleme Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm³	İndüksiyon ile Yaşlandırma Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm³
7.0.0	2,799	2,6522	2,71565
7.1.0	2,799	2,6798	2,7073
7.1.10	2,835	2,7366	2,78689
7.1.15	2,853	2,6865	2,7792
7.1.20	2,872	2,7157	2,7864
7.3.0	2,797	2,6889	2,7247
7.3.10	2,833	2,7179	2,7765
7.3.15	2,852	2,6912	2,7249
7.3.20	2,87	2,7336	2,7534
7.5.0	2,796	2,6494	2,6797
7.5.10	2,832	2,6779	2,7253
7.5.15	2,85	2,6753	2,7454
7.5.20	2,869	2,6846	2,7129

Tablo 7.20 ‘de üretilen Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli, UHFIS yöntemi ile yaşlandırma ısı işlemi uygulanan hibrit kompozitlerin % relatif yoğunlukları gösterilmektedir.

Tablo 7.20. Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri

Malzeme Kodu	% Relatif Yoğunluk (İndüksiyon ile Sinterleme Sonrası)	% Relatif Yoğunluk (İndüksiyon ile Yaşlandırma Sonrası)
7.0.0	94,757	97,0225
7.1.0	95,742	96,727
7.1.10	96,53	98,303
7.1.15	94,166	97,4165
7.1.20	94,56	97,0225
7.3.0	96,136	97,4165
7.3.10	95,939	98,0075
7.3.15	94,363	95,545
7.3.20	95,2495	95,939
7.5.0	94,757	95,8405
7.5.10	94,56	96,2345
7.5.15	93,8705	96,333
7.5.20	93,575	94,56

Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, indüksiyon ile yaşlandırma ısı işlemi uygulanan numunelerde en yüksek relatif yoğunluk değeri %98,303 oranında %10 SiC ve %0,1 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. En düşük relatif yoğunluk değeri %20 SiC, %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %94,56 oranında tespit edilmiştir. Bununla birlikte, kompozitlerde en düşük gözeneklilik (%1,697) oranı %10 SiC ve %0,1 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitlerin en yüksek gözeneklilik oranına (%5,44) sahip olduğu belirlenmiştir.

Tablo 7.21’de Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin teorik yoğunluk (ρ_T) ve deneysel yoğunluk (ρ_D) değerleri verilmektedir.

Tablo 7.21. Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitin teorik yoğunluk ve deneysel yoğunluk değerleri

Malzeme Kodu	Teorik Yoğunluk g/cm³	Geleneksel Sinterleme Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm³	Geleneksel Yaşlandırma Sonrası Deneysel Yoğunluk g/cm³
7.0.0	2,799	2,63846	2,7046
7.1.0	2,799	2,6660	2,6853
7.1.10	2,835	2,7254	2,7561
7.1.15	2,853	2,6584	2,7399
7.1.20	2,872	2,7016	2,7723
7.3.0	2,797	2,6861	2,72473
7.3.10	2,833	2,7095	2,7486
7.3.15	2,852	2,7024	2,7502
7.3.20	2,87	2,6856	2,7393
7.5.0	2,796	2,6191	2,7044
7.5.10	2,832	2,6639	2,7086
7.5.15	2,85	2,6416	2,7033
7.5.20	2,869	2,6790	2,6987

Tablo 7.22 ‘de, üretilen Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli, geleneksel yöntem ile yaşlandırma ısıtıl işlemi uygulanan hibrit kompozitlerin % relatif yoğunlukları gösterilmektedir.

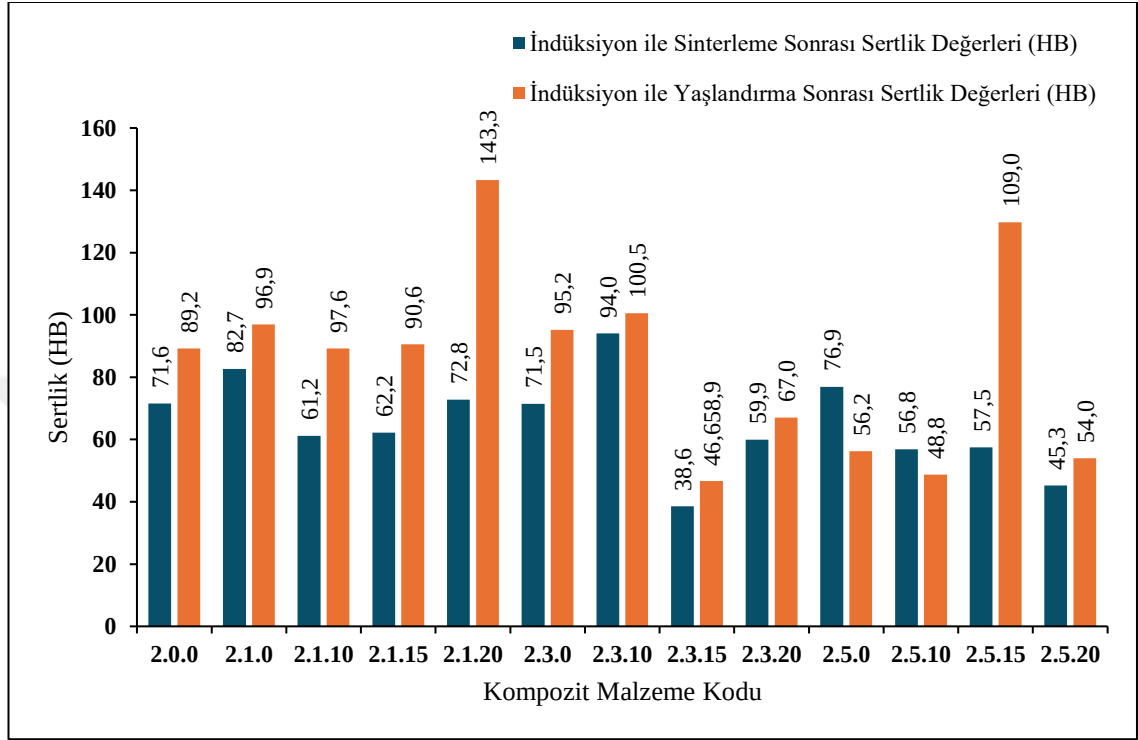
Tablo 7.22. Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin % relatif değerleri

Malzeme Kodu	% Relatif Yoğunluk (Geleneksel Sinterleme Sonrası)	% Relatif Yoğunluk (Geleneksel Yaşlandırma Sonrası)
7.0.0	94,2645	96,6285
7.1.0	95,2495	95,939
7.1.10	96,136	97,2195
7.1.15	93,181	96,0375
7.1.20	94,0675	96,53
7.3.0	96,0375	97,4165
7.3.10	95,6435	97,0225
7.3.15	94,757	96,4315
7.3.20	93,575	95,4465
7.5.0	93,6735	96,727
7.5.10	94,0675	95,6435
7.5.15	92,6885	94,8555
7.5.20	93,378	94,0675

Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, indüksiyon ile yaşlandırma ısı işlemi uygulanan numunelerde en yüksek relatif yoğunluk değeri %97,4165 oranında %0,3 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. En düşük relatif yoğunluk değeri %20 SiC, %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %94,0675 oranında tespit edilmiştir. Bununla birlikte, kompozitlerde en düşük gözeneklilik (%2,5835) oranı %0,3 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitlerin en yüksek gözeneklilik oranına (%5,9323) sahip olduğu belirlenmiştir.

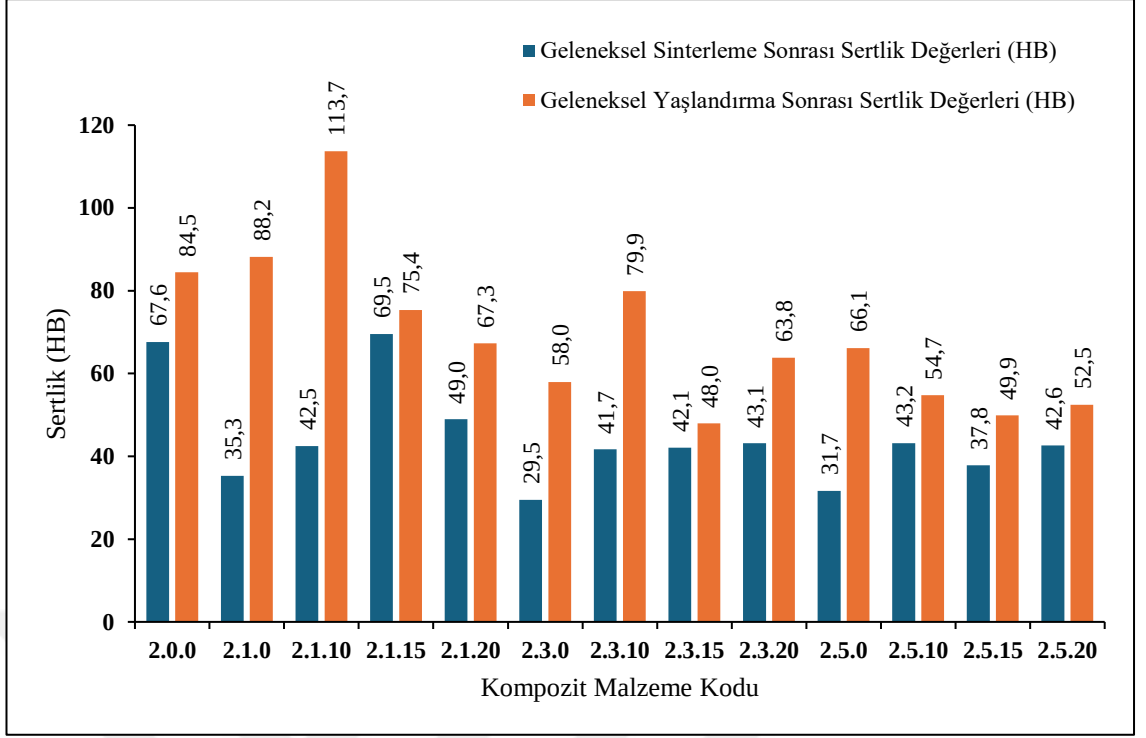
7.3. Sertlik Deneyi Sonuçları

Al 2xxx, 6xxx, 7xxx matrisli %10, %15, %20 SiC ve %0,1, %0,3, %0,5 grafen takviyeli olarak üretilen hibrit kompozitlerin yüzeylerinden ve farklı bölgelerinden 5'er adet olmak üzere sertlik ölçümü yapılarak elde edilen ortalama sertlik değerleri Şekil 7.9-7.14 'te verilmektedir.



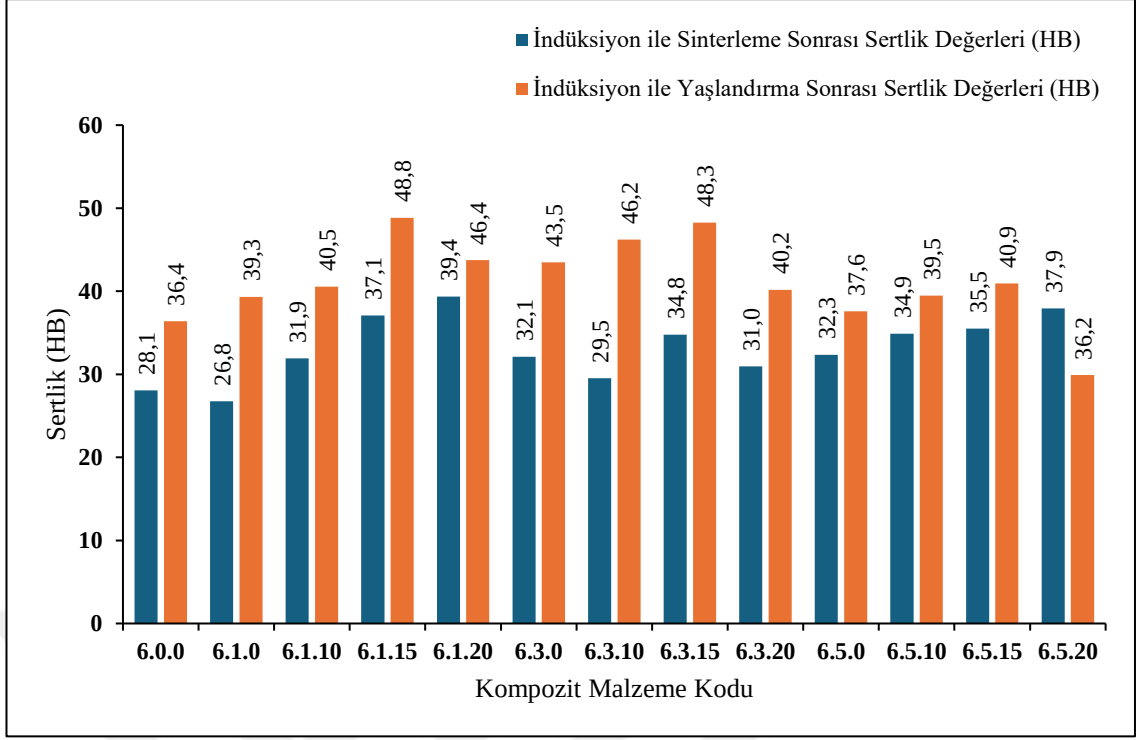
Şekil 7.7. 2xxx serisi indüksiyon ile yaşlandırma sonrası sertlik değerleri

İndüksiyon ile sinterlenmiş ve yine indüksiyon ısıtma sistemi ile yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri (Şekil 7.9) incelendiğinde ulaşılan en yüksek sertlik değeri %20 SiC ve %0,1 grafen takviyesinde 143,3 HB olarak belirlenmiştir. En düşük sertlik değeri ise 48,8 HB olarak %10 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitte tespit edilmiştir. Takviyesiz 2.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri ise 89,2 HB olarak ölçülmüştür. Sertlik artışının en yüksek olduğu numune ise %126 ile 2.5.15 kodlu numunedir. Sertlik düşüşünün yaşandığı hibrit kompozit ise %27 ile 2.5.0 kodlu numunedir.



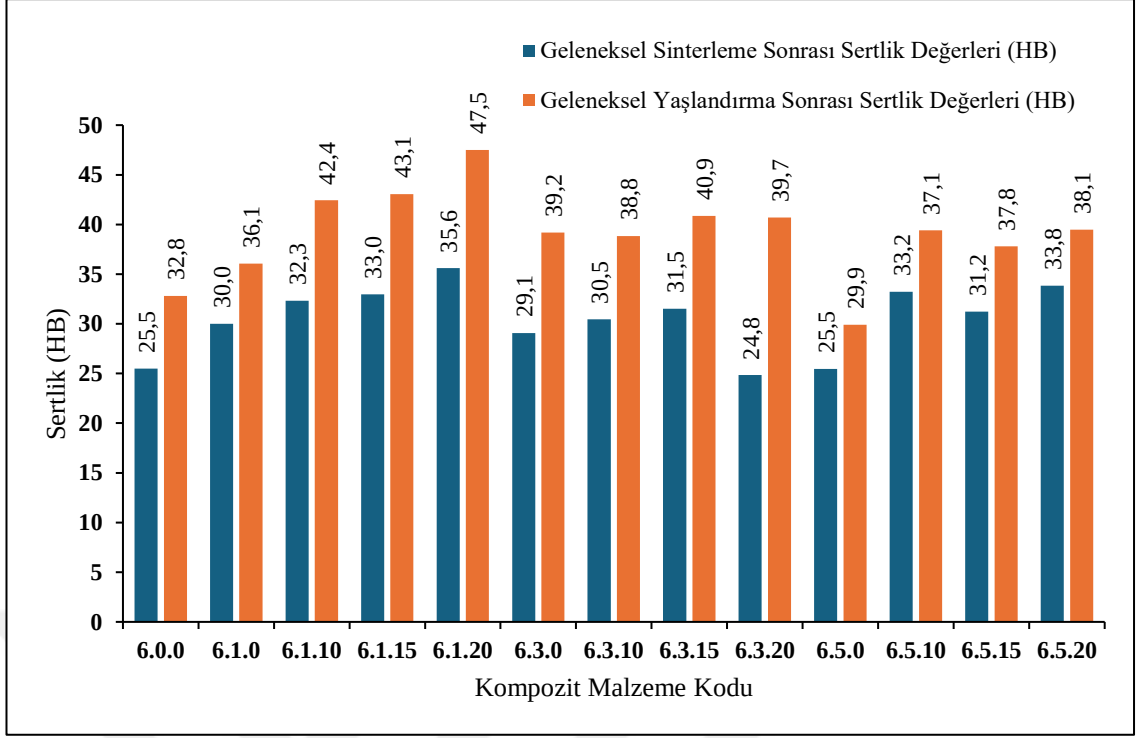
Şekil 7.8. 2xxx serisi geleneksel yaşlandırma sonrası sertlik değerleri

Geleneksel olarak sinterlenmiş ve yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri (Şekil 7.10) incelendiğinde ulaşılan en yüksek sertlik değeri %10 SiC ve %0,1 grafen takviyesinde 113,7 HB olarak belirlenmiştir. En düşük sertlik değeri ise 48,8 HB olarak %15 SiC ve %0,3 grafen takviyeli hibrit kompozitte tespit edilmiştir. Takviyesiz 2.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri ise 84,5 HB olarak ölçülmüştür. Sertlik artışının en yüksek olduğu numune ise %167 ile 2.1.10 kodlu numunedir. Sertlik artışının en düşük olduğu kompozit ise 75,4 HB ile 2.1.15 kodlu numunedir.



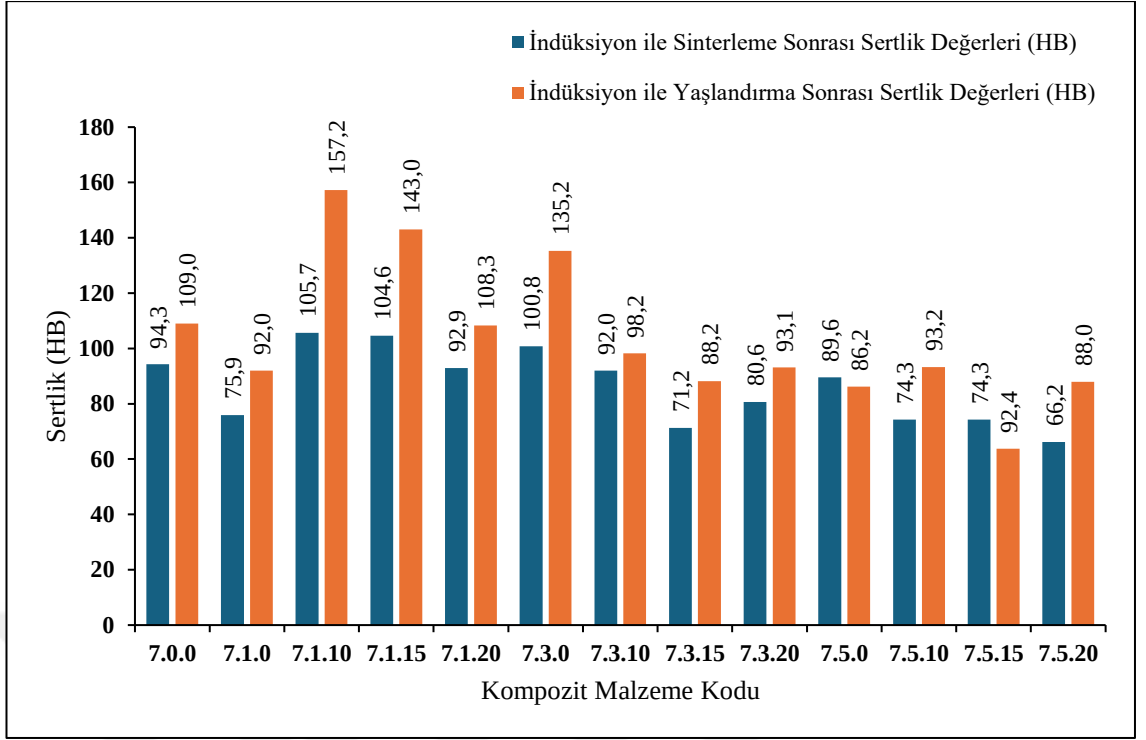
Şekil 7.9. 6xxx serisi indüksiyon ile yaşlandırma sonrası sertlik değerleri

İndüksiyon ile sinterlenmiş ve yine indüksiyon ısıtma sistemi ile yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri (Şekil 7.11) incelendiğinde ulaşılan en yüksek sertlik değeri %15 SiC ve %0,1 grafen takviyesinde 48,8 HB olarak belirlenmiştir. En düşük sertlik değeri ise 36,2 HB olarak %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitte tespit edilmiştir. Takviyesiz 6.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri ise 36,4 HB olarak ölçülmüştür. Sertlik artışının en yüksek olduğu numune ise %57 ile 6.3.10 kodlu numunedir. Sertlik düşüşünün yaşandığı hibrit kompozit ise %0,55 ile 6.5.20 kodlu numunedir.



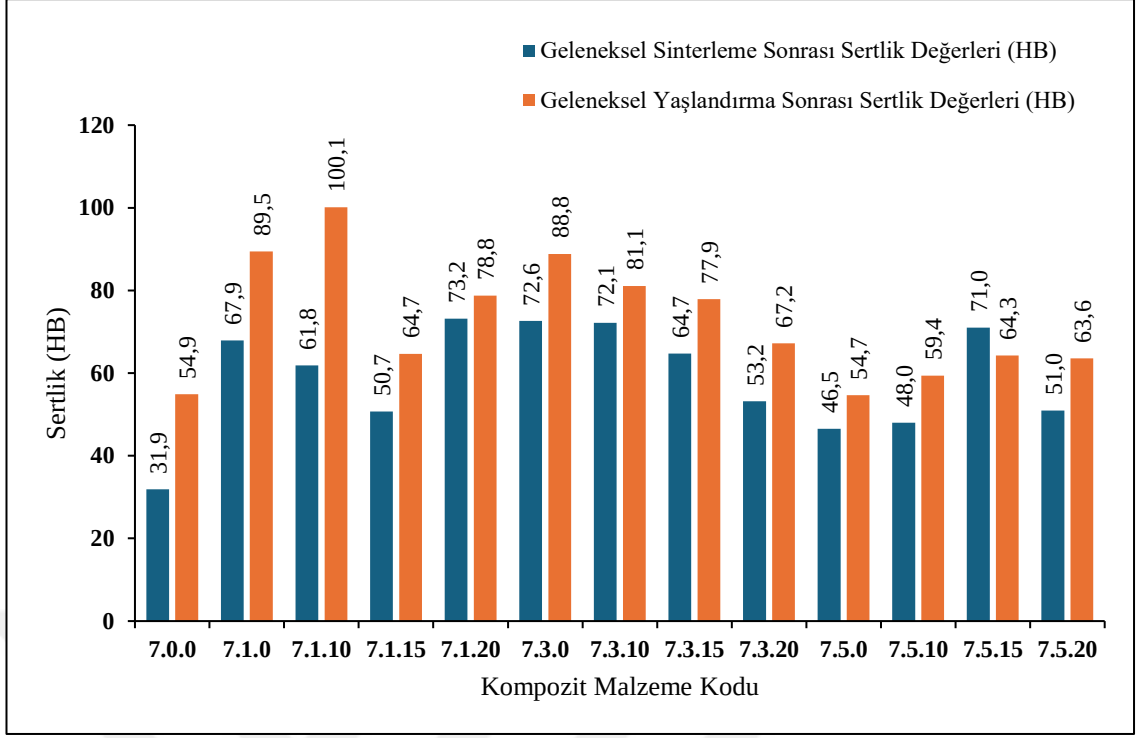
Şekil 7.10. 6xxx serisi geleneksel yaşlandırma sonrası sertlik değerleri

Geleneksel olarak sinterlenmiş ve yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri (Şekil 7.12) incelendiğinde ulaşılan en yüksek sertlik değeri %20 SiC ve %0,1 grafen takviyesinde 47,5 HB olarak belirlenmiştir. En düşük sertlik değeri ise 29,9 HB olarak %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitte tespit edilmiştir. Takviyesiz 6.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri ise 32,8 HB olarak ölçülmüştür. Sertlik artışının en yüksek olduğu numune ise %64 ile 6.1.20 kodlu numunedir. Sertlik artışın en düşük olduğu kompozit ise %12,3 ile, 6.5.0 ve 6.5.20 kodlu numunedir.



Şekil 7.11. 7xxx serisi indüksiyon ile yaşlandırma sonrası sertlik değerleri

İndüksiyon ile sinterlenmiş ve yine indüksiyon ısıtma sistemi ile yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri (Şekil 7.13) incelendiğinde ulaşılan en yüksek sertlik değeri %10 SiC ve %0,1 grafen takviyesinde 157,2 HB olarak belirlenmiştir. En düşük sertlik değeri ise 86,2 HB olarak %0,5 grafen takviyeli kompozitte tespit edilmiştir. Takviyesiz 7.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri ise 109 HB olarak ölçülmüştür. Sertlik artışının en yüksek olduğu numune ise %49 ile 7.1.10 kodlu numunedir. Sertlik düşüşünün yaşandığı hibrit kompozit ise %3,8 ile 7.5.0 kodlu numunedir.



Şekil 7.12. 7xxx serisi geleneksel yaşlandırma sonrası sertlik değerleri

Geleneksel olarak sinterlenmiş ve yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri (Şekil 7.14) incelendiğinde ulaşılan en yüksek sertlik değeri %10 SiC ve %0,1 grafen takviyesinde 100,1 HB olarak belirlenmiştir. En düşük sertlik değeri ise 54,7 HB olarak %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitte tespit edilmiştir. Takviyesiz 7.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri ise 54,9 HB olarak ölçülmüştür. Sertlik artışının en yüksek olduğu numune ise %62 ile 7.1.10 kodlu numunedir. Sertlik düşüşünün meydana geldiği kompozit ise-%9 ile, 7.5.15 kodlu numunedir.

Parçacık ilavesi nedeni ile matrisin plastik deformasyon yeteneği azaldığı için, takviye oranı arttıkça, matriste bir sertlik artışı tespit edilmiştir. Yumuşak bir matrisle çevrili olan seramik parçacıklarının yüksek sertliği yüzünden, kompozit malzemelerin sertliğinin Al matristen daha yüksek olduğu görülmüştür.

Alüminyum matrisli kompozit malzemelerin sertliği dislokasyon mekanizmaları ile kontrol edilmektedir. Nano boyuta ve plakalı bir yapıya sahip olan grafen matris içerisine katıldığında kompozitin dislokasyon yoğunluğunun artmasına sebep olmaktadır. Sertlik, dislokasyon yoğunluğu ile doğrudan ilişkili olduğundan sertlik değerlerini yükseltmektedir (Gürbüz & Mutuk, 2019).

7.4. Aşınma Deneyi Sonuçları

Üretilen hibrit kompozitlerin aşınma deneyleri ball on disk aşınma cihazında 6 mm çapında Al_2O_3 bilye, 4 mm aşınma çapı, 3N ağırlık, 20 cm/s kayma hızı ve 250 m yol uzunluğunda gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyleri sonrasında kompozitlerin ağırlık kayıpları dijital terazi yardımıyla ölçülerek Eş. 6.6'dan hacimsel kayıplar tespit edilmiştir. Tablo 7.23'te Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin aşınma değerleri verilmektedir.

Tablo 7.23. Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin aşınma değerleri

Malzeme Kodu	Geleneksel Yaşlandırma			İndüksiyon ile Yaşlandırma		
	Ağırlık Kaybı (gr)	Hacimsel Aşınma (cm^3)	Sürtünme Katsayısı (μ)	Ağırlık Kaybı (gr)	Hacimsel Aşınma (cm^3)	Sürtünme Katsayısı (μ)
2.1.10	0,0015	0,054	0,55	0,0037	0,132	0,51
2.1.20	0,0089	0,319	0,58	0,0032	0,113	0,59
2.3.10	0,0057	0,204	0,52	0,0040	0,143	0,45
2.5.15	0,0096	0,352	0,48	0,0021	0,078	0,53
6.1.10	0,0046	0,174	0,52	0,0064	0,242	0,57
6.1.20	0,0042	0,159	0,55	0,0052	0,193	0,66
6.3.10	0,0059	0,224	0,48	0,0044	0,164	0,55
6.3.20	0,0048	0,180	0,53	0,0060	0,223	0,63
7.1.10	0,0027	0,096	0,41	0,0012	0,043	0,37
7.3.10	0,0043	0,154	0,36	0,0033	0,117	0,34
7.5.20	0,0042	0,153	0,45	0,0038	0,138	0,44

Tablo 7.23'te verilen Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin geleneksel ve indüksiyonla yaşlandırmadan elde edilen aşınma sonuçları incelendiğinde, geleneksel fırın ile yaşlandırmada en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değeri 2.1.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0015 gr ve 0,054

cm³ olarak tespit edilmiştir. En yüksek ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değeri 2.5.15 kodlu numunede sırasıyla 0,0096 gr ve 0,352 cm³ olarak gerçekleşmiştir. İndüksiyon ile yaşlandırılan numunelerde en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma 2.5.15 kodlu numunede sırasıyla 0,0021 gr ve 0,078 cm³ olarak belirlenmiştir.

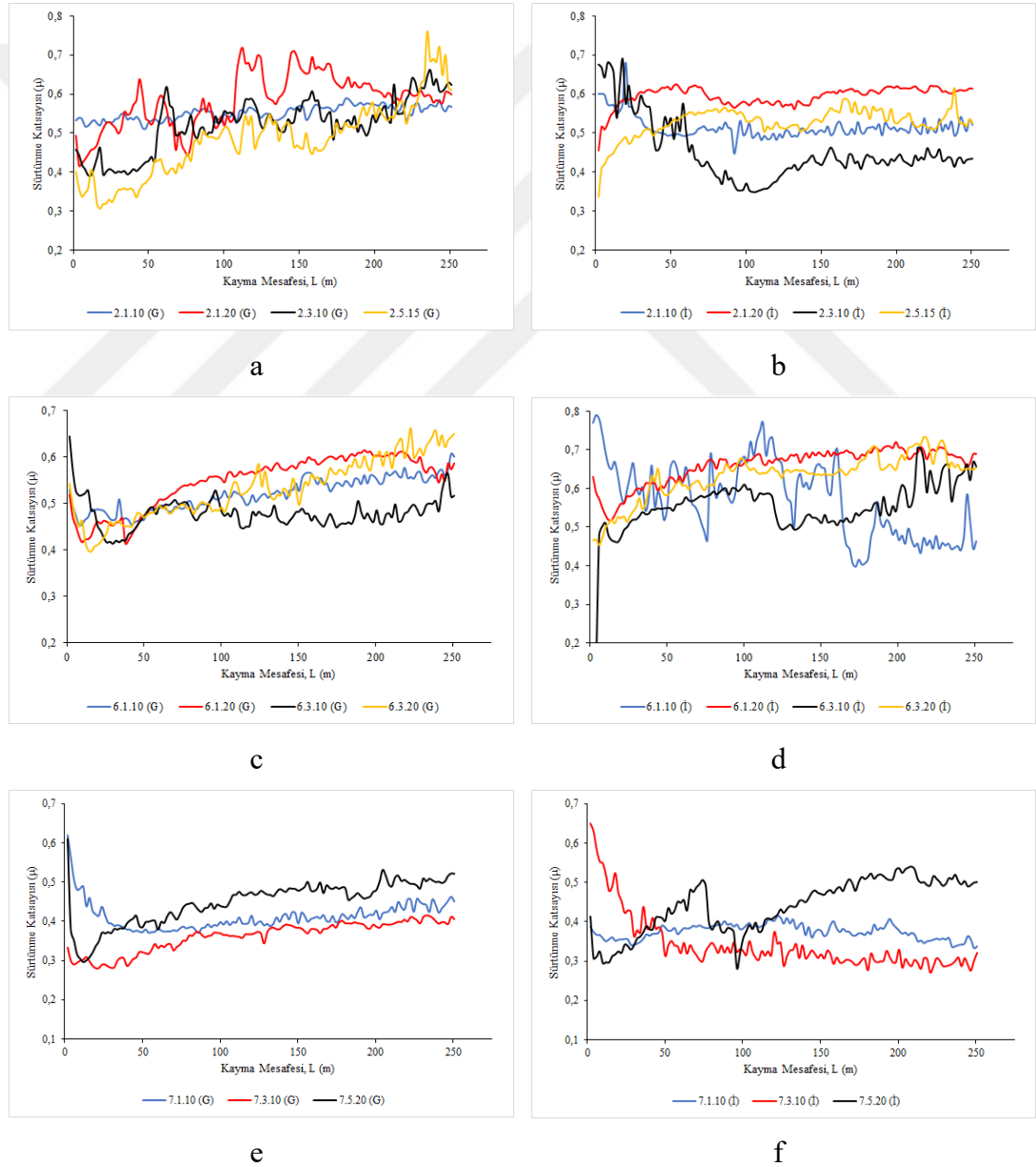
Al 6xxx serisi numuneler incelendiğinde, geleneksel yaşlandırmada en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değeri 6.1.20 kodlu numunede sırasıyla 0,0042 gr ve 0,159 cm³ olarak, en yüksek ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değeri 6.3.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0059 gr ve 0,224 cm³ olarak gerçekleşmiştir. İndüksiyon ile yaşlandırılan numunelerde en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değeri 6.3.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0044 gr ve 0,164 cm³ olarak, en yüksek ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değeri sırasıyla 0,0064 gr ve 0,242 cm³ olarak 6.1.10 kodlu numunede tespit edilmiştir.

Al 7xxx serisi numunelere bakıldığında, geleneksel fırın ile yaşlandırmada en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değeri 7.1.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0027 gr ve 0,0096 cm³ olarak, en yüksek ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değeri 7.3.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0043 gr ve 0,154 cm³ olarak belirlenmiştir. İndüksiyon ile yaşlandırılan numunelerde ise en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değeri geleneksel fırın ile yaşlandırma ile aynı olarak 7.1.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0012 gr ve 0,043 cm³, en yüksek ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değeri 7.5.20 kodlu numunede sırasıyla 0,0038 gr ve 0,138 cm³ olarak tespit edilmiştir.

Tablo 7.23'te verilen aşınma değerleri grafen ve SiC oranlarına göre değerlendirildiğinde, % grafen oranının artışıyla birlikte ağırlık kayıpları geleneksel fırın ile yaşlandırılan numunelerde artmaktadır. Buna karşın, indüksiyon ile yaşlandırmada ağırlık kaybı bu durumdan daha az etkilenmektedir. Artan grafen takviyesinin tane sınırlarına yerleşmesi ve oluşan topaklanmalarla birlikte ağırlık kaybını arttırmaktadır. SiC oranı arttıkça, geleneksel fırın ve indüksiyon ile yaşlandırmada hacimsel aşınma değerlerinin yükseldiği görülmektedir. Bu durum, SiC takviyesinin yoğunluğunun (3,21 gr/cm³) ana matrinden yüksek olması ve topaklanan partiküllerin aşınma deneyi sırasında matrinden koparak ağırlık kaybının artmasına sebep olmaktadır.

Tablo 7.23'te verilen sürtünme katsayıları incelendiğinde, geleneksel yaşlandırmada 0,36 ile 0,58 arasında, indüksiyon ile yaşlandırmada 0,34 ile 0,66

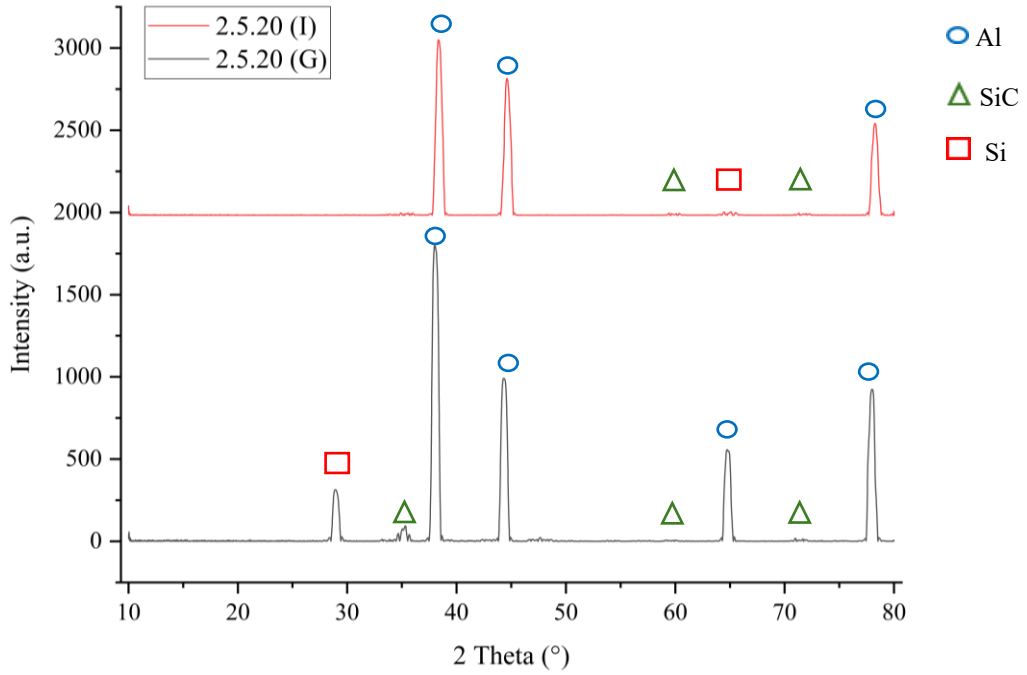
arasında değiştiği görülmektedir. Özellikle, artan grafen oranlarında sürtünme katsayılarının düştüğü gözlemlenmiştir. Bu durum, grafenin yağlayıcı etkisiyle aşınma yüzeyinde kaymayı artırarak sürtünme katsayısının azalmasından kaynaklanmaktadır (Anthony Xavier et al., 2018). Bununla birlikte, artan SiC takviyesinin sürtünme katsayısını arttırdığı tespit edilmiştir. Bu duruma aşınma sırasında matristen kopan SiC partiküllerinin aşınma yüzeyinde sürtünmeyi artırıcı etki oluşturması neden olmaktadır. Şekil 7.15'te Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitin geleneksel ve indüksiyonla yaşlandırılmasından elde edilen sürtünme katsayısı grafikleri verilmektedir.



Şekil 7.13. Sürtünme katsayısı

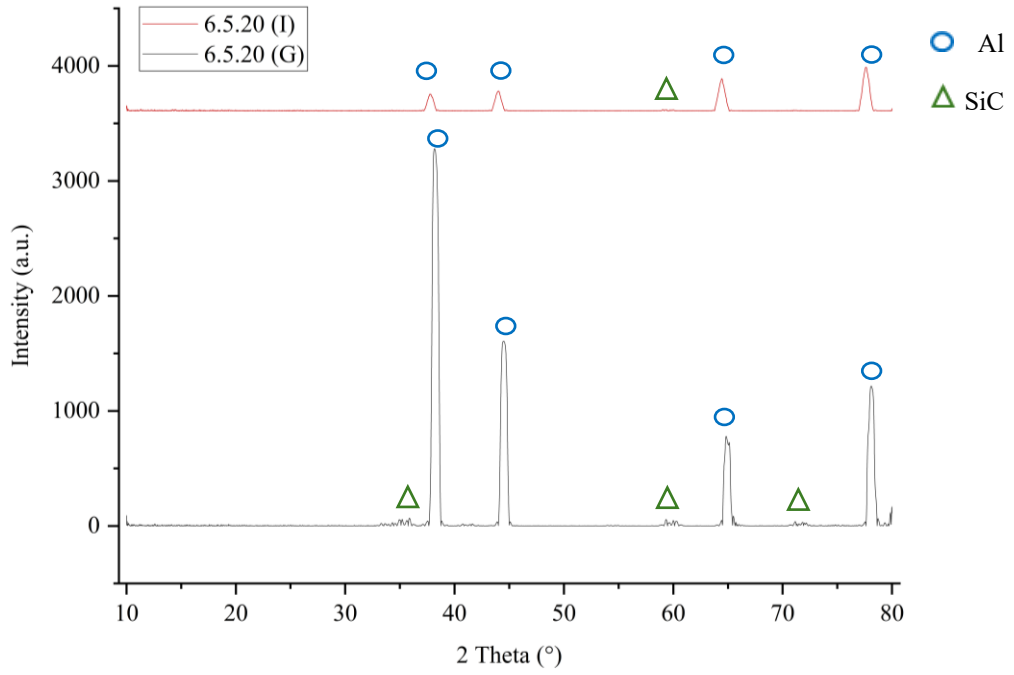
7.5. XRD Analiz Sonuçları

Alüminyum matrisli %10, %15, %20 ve %0,1; %0,3 ve %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerin sinterlenmesinin ve yaşlandırılmasının ardından kompozitlere XRD analizleri yapılarak faz dönüşümleri incelenmiştir. Analizden elde edilen kırınım piklerine ait XRD desenleri verilmektedir.



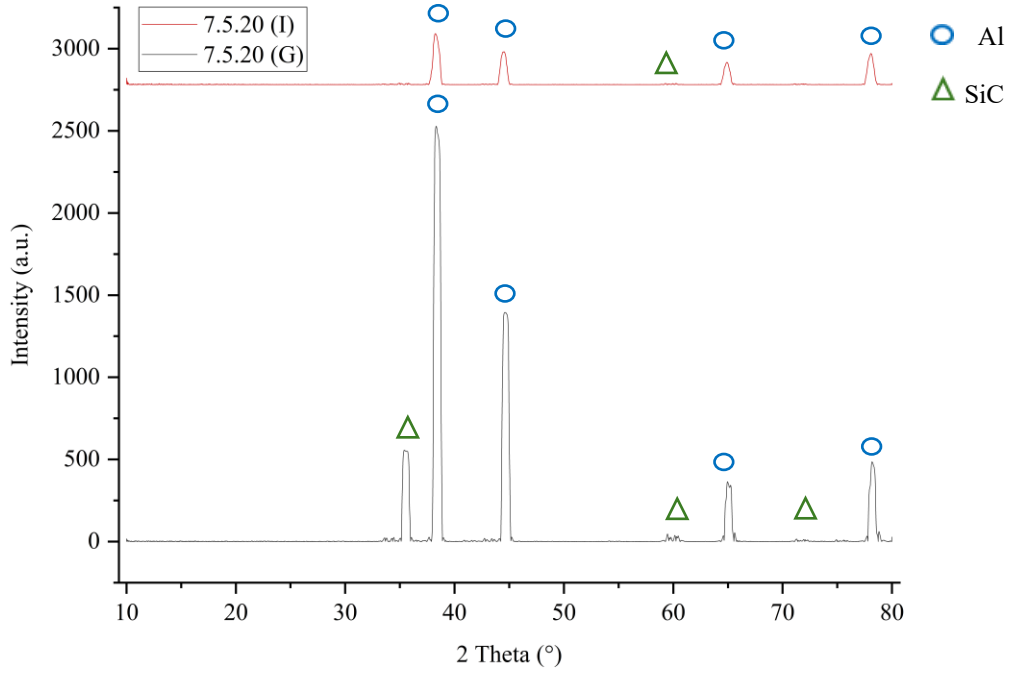
Şekil 7.14. 2.5.20.G ve 2.5.20.İ kodlu hibrit kompozitlerin XRD desenleri

Al₂O₃ matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitlerin XRD desenleri incelendiğinde, yapıda alüminyum pikleri saptanmıştır. XRD deseninde temel olarak alüminyum fazının (Al) karakteristik pikleri gözlemlenmiştir. Bu, kompozitin matris fazının yoğun şekilde alüminyumdan oluştuğunu göstermektedir. Al fazı her iki örnekte de yoğun şekilde görülmekte, özellikle yüksek pik şiddetleri alüminyumun baskın faz olduğunu işaret etmektedir. Al₄C₃ fazının saptanmamış olması, istenmeyen reaksiyonların önlenmiş olduğunu ve üretim parametrelerinin bu fazın oluşumunu baskılayacak şekilde optimize edildiğini göstermektedir. Si ve SiC fazları ise düşük yoğunluklarda varlık göstermekte, ancak net bir şekilde XRD analiziyle tanımlanabilmektedir.



Şekil 7.15. 6.5.20.G ve 6.5.20.İ kodlu hibrit kompozitlerin XRD desenleri

Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitlerin XRD desenleri incelendiğinde, Al fazına ait karakteristik zirveler belirgin ve yüksek yoğunlukta gözlemlenmiştir. Al fazının şiddetli pikleri, kompozitin ana matris fazının alüminyum olduğunu doğrulamaktadır. Al fazı, 2-theta değerlerinde (yaklaşık 38°, 45°, 65° gibi) kendini göstermektedir. Bu değerler, tipik FCC (face-centered cubic) alüminyum yapısının kırınım özellikleriyle uyumludur. SiC fazının zirveleri, hem 6.5.20.G hem de 6.5.20.I numunelerinde net şekilde görülmektedir. Al fazı, her iki örnekte de baskın bir faz olarak tespit edilmiştir. Ancak SiC fazı, daha düşük yoğunlukta görülmektedir ve belirli noktalarda kendini göstermektedir. Si fazına veya başka bir ikincil faza dair bir belirti gözlenmemiştir. Her iki numunede de Al_4C_3 gibi istenmeyen ikincil fazlar gözlenmemiştir.



Şekil 7.16. 7.5.20.G ve 7.5.20.İ kodlu hibrit kompozitlerin XRD desenleri

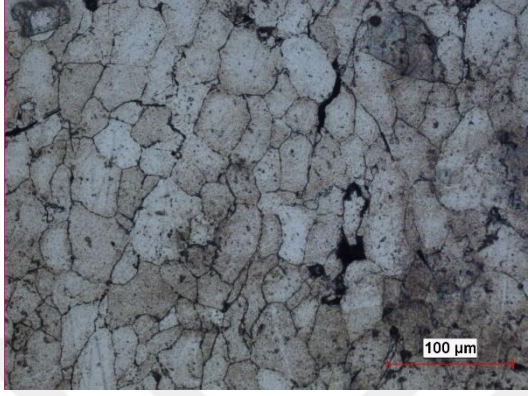
Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli kompozitlerin XRD desenleri incelendiğinde, Al fazı her iki kompozitte de baskın olarak tespit edilmiştir. Grafik üzerindeki yoğun ve keskin pikler, Al fazının ana matris fazı olduğunu göstermektedir. Al fazı pikleri, 2-theta değerlerinde (yaklaşık 38°, 45°, 65° gibi) açıkça görülmektedir. Bu değerler, FCC (face-centered cubic) yapıya sahip alüminyumun tipik kırınım özellikleriyle uyumludur. Pik yoğunluğunun yüksekliği, matris yapıda alüminyumun güçlü bir şekilde varlığını desteklemektedir. Silisyum Karbür (SiC) fazı her iki kompozitte de belirlenmiştir. SiC fazının karakteristik pikleri, özellikle 2-theta değerlerinde (yaklaşık 35°, 60°, 72° civarı) açıkça gözlemlenmektedir. Al_4C_3 gibi istenmeyen ikincil fazlara rastlanmamıştır.

7.6. Optik Mikroskop İncelemeleri

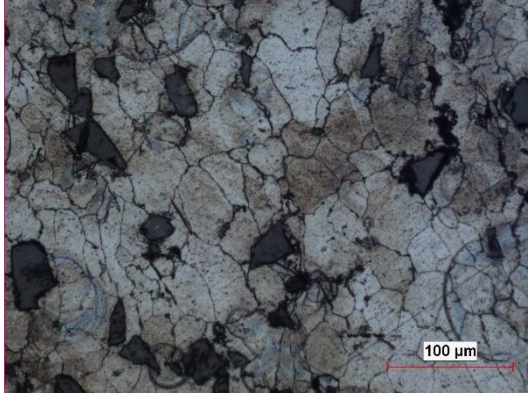
Alüminyum matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin yüzeyleri sırası ile 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2500 kum Al_2O_3 su zımparası ile zımparalanarak 6µ ve 1µ elmas süspansiyon ile zımparalama ve parlatma cihazında parlatılmıştır. Parlatılan numune yüzeylerinden optik mikroskop yardımıyla genel dağılımın incelenmesi açısından 100x, tane sınırları, gözenekler ve topaklanmaların

incelenmesi için 200x yakınlaştırma ile görüntüler alınarak Şekil 7.17-7.22 arasında verilmiştir.

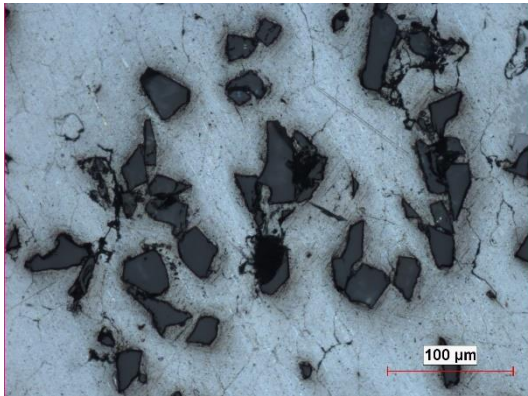
Geleneksel



a. 2.1.0

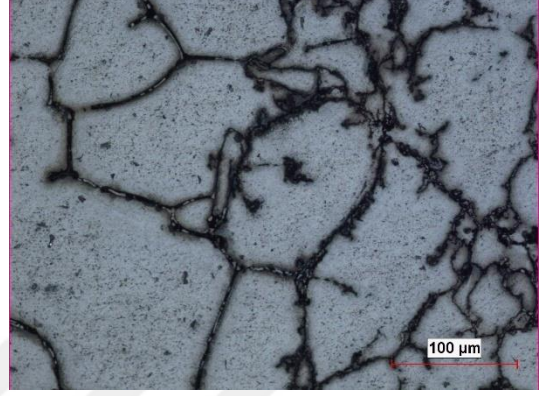


c. 2.1.10

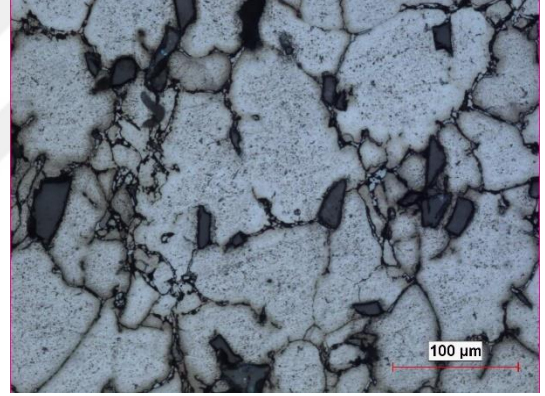


e. 2.1.15

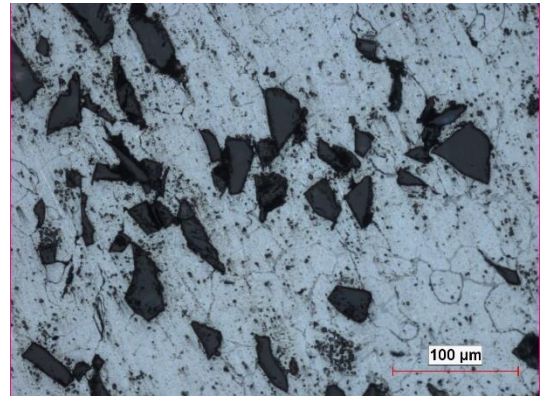
İndüksiyon



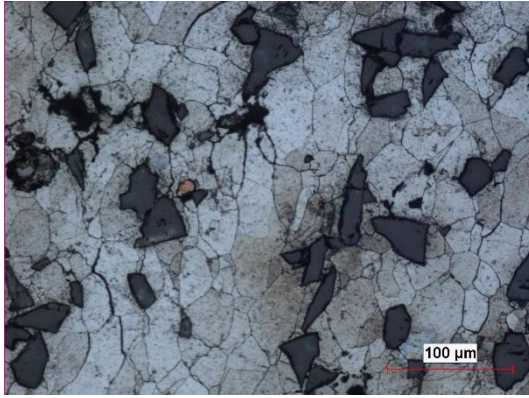
b. 2.1.0



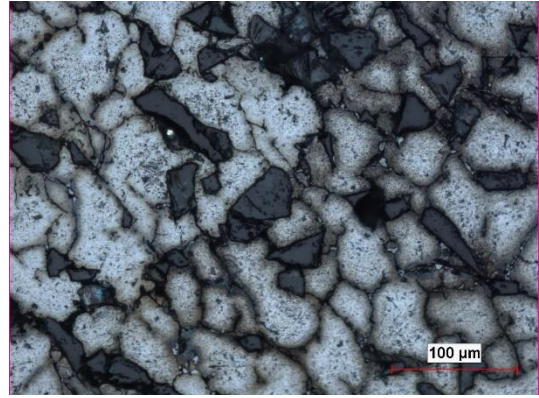
d. 2.1.10



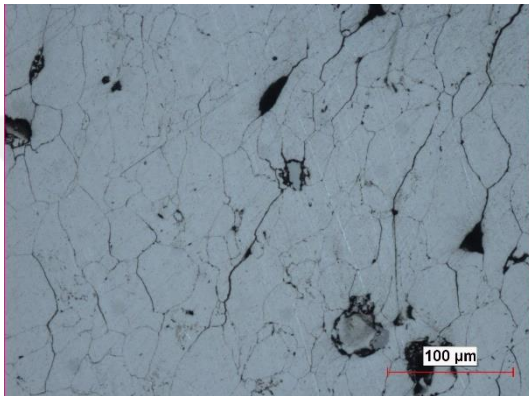
f. 2.1.15



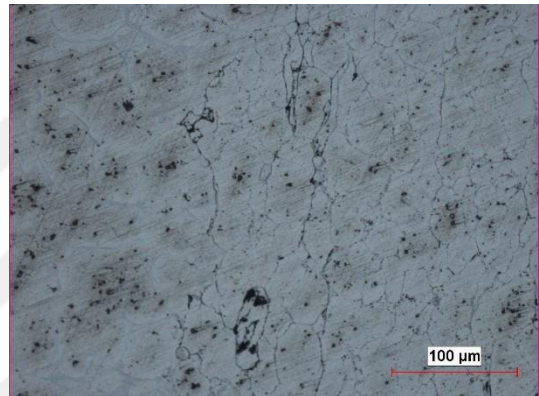
g. 2.1.20



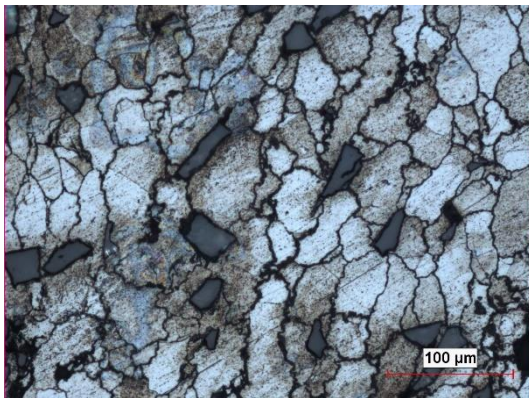
h. 2.1.20



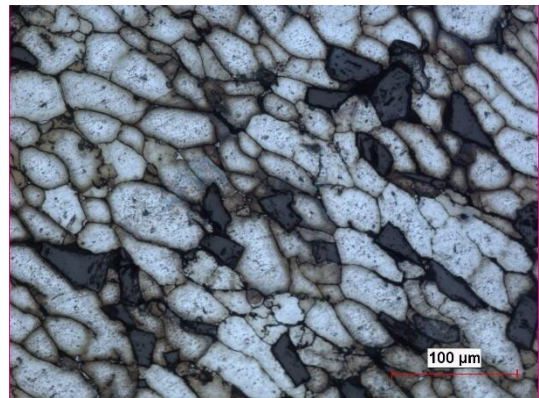
i. 2.3.0



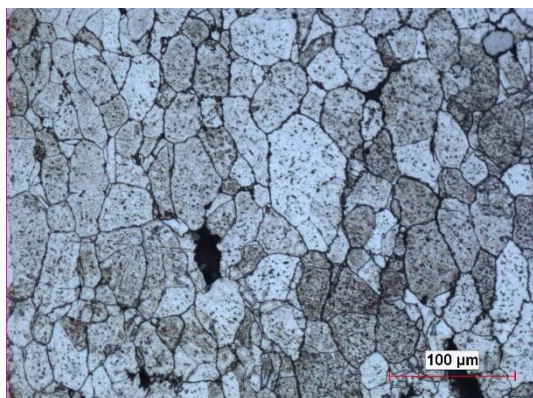
j. 2.3.0



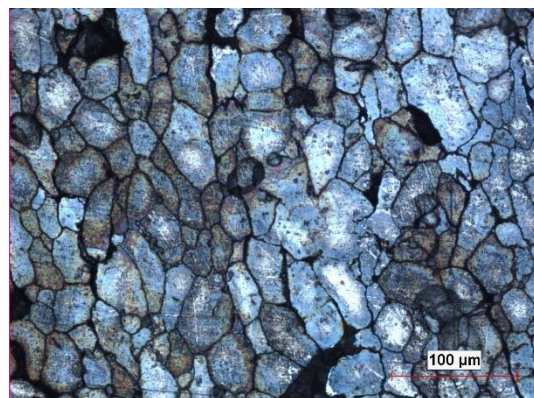
k. 2.3.10



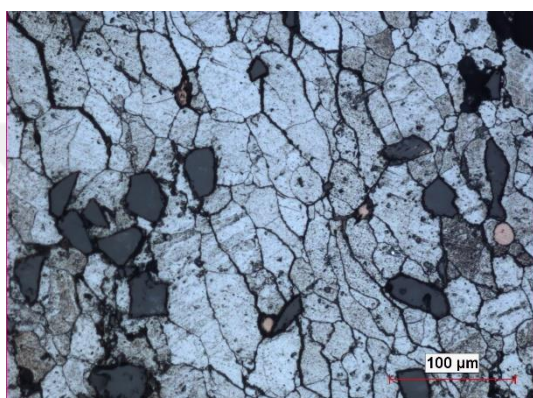
l. 2.3.10



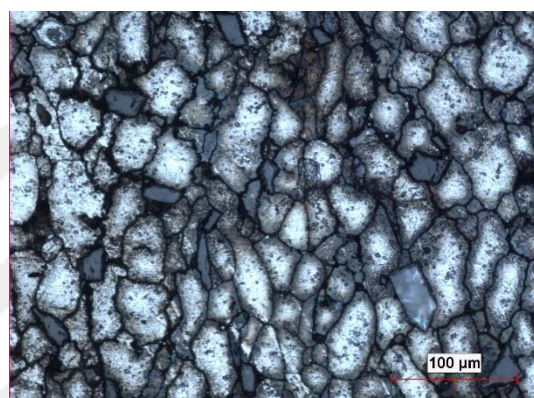
m. 2.5.0



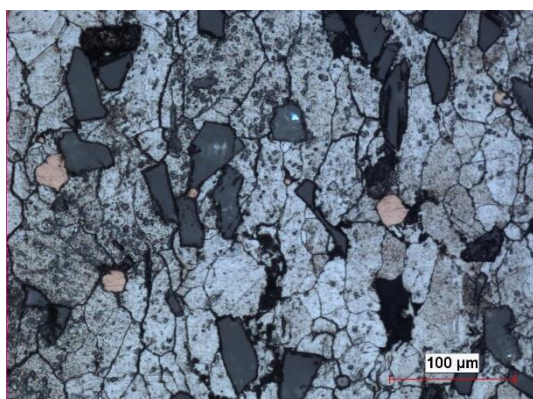
n. 2.5.0



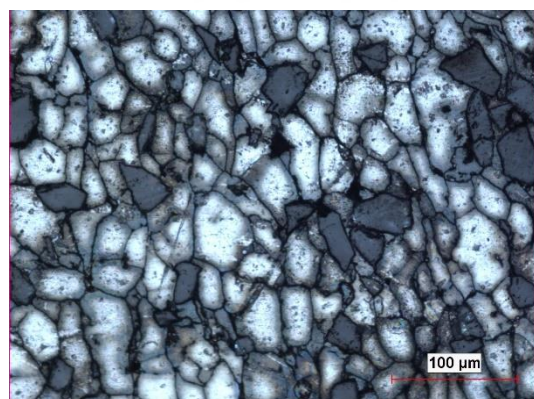
o. 2.5.10



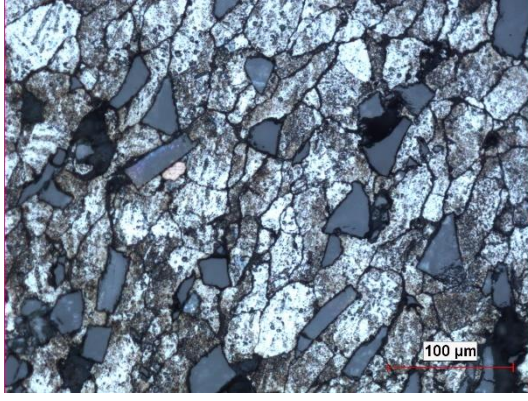
p. 2.5.10



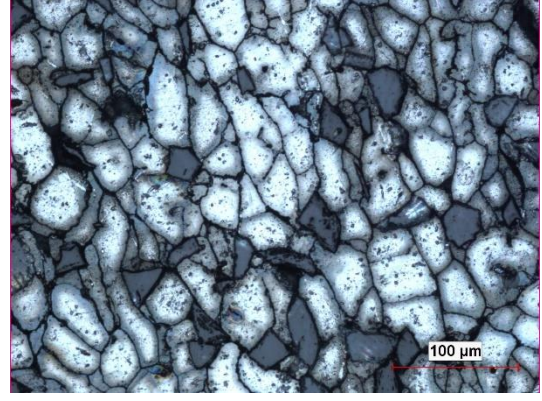
q. 2.5.15



r. 2.5.15



s. 2.5.20



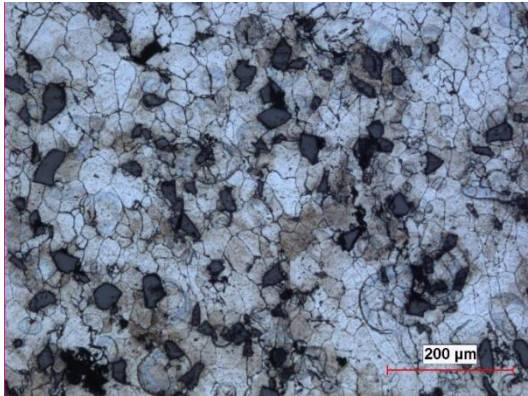
t. 2.5.20

Şekil 7.17. Optik mikroskop görüntüleri

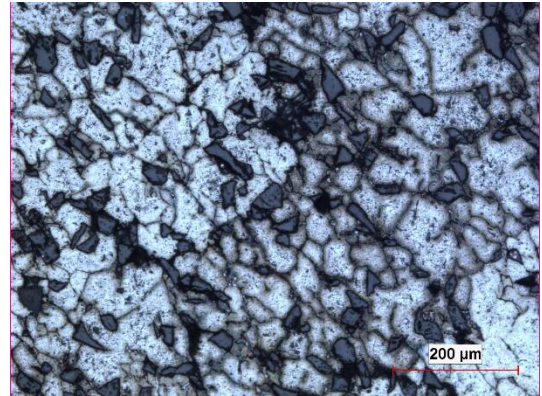
Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, artan takviye oranı ile grafenin yapıda genellikle SiC' in tane sınırına yerleştiği ve artan grafen takviyesiyle grafen topaklanma eğilimine girmesi sonucu gözeneklerin arttığı görülmektedir. 2xxx serisi Al matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin indüksiyon ve geleneksel olarak yaşılandırılmış numunelere ait optik mikroskop görüntülerinin karşılaştırması Şekil 7.18 'de verilmiştir.

Geleneksel

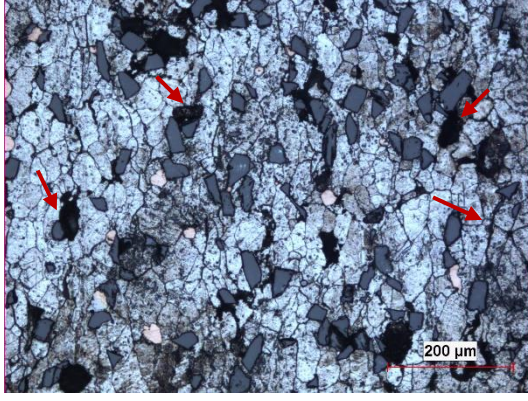
İndüksiyon



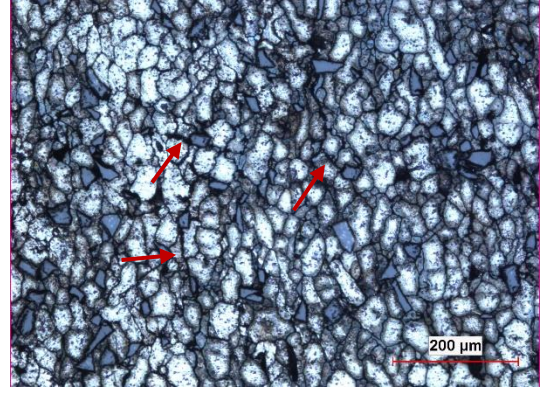
a. 2.1.10.max



b. 2.1.20.max



c. 2.3.15.min



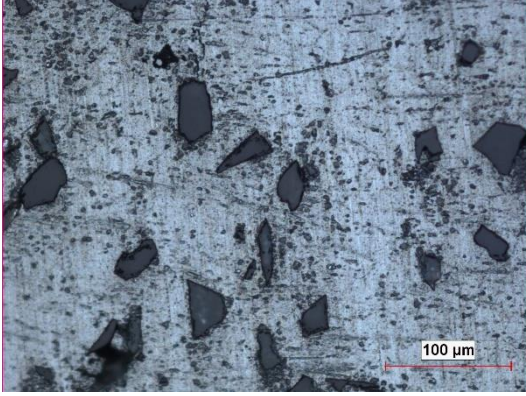
d. 2.5.10.min

Şekil 7.18. 2xxx serisine ait numunelerin en düşük ve en yüksek mekanik özelliklerine göre karşılaştırılması

Şekil 7.18 a ve b’de verilen 2.1.10 ve 2.1.20 kodlu numunelerin optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, yoğun bir yapıda olduğu gözlemlenmiştir. 2.1.10, 2.1.20 numunelerinin yoğunlukları %97,8 ve %97,9 olarak ölçülmüştür. Yoğunluğun yüksek olması malzemelerde mekanik özelliklerin yüksek olduğunun bir göstergesidir. Sertlik deneylerinden elde edilen 2.1.10 ve 2.1.20 numunelerinin sertlikleri 96,8 HB ve 97,6 HB olarak tespit edilmiştir. Bu durum yoğunluk deneyleri ile tutarlılık göstermektedir.

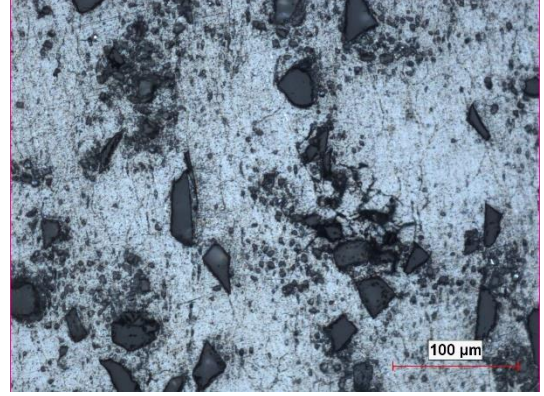
Şekil 7.18 c ve d’de 2.3.15 ve 2.5.10 numunelerine ait optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde ise görüntülerde porozite artması, kompozitin düşük yoğunluğunun bir göstergesi olduğundan yoğunluk deneyi sonuçlarını doğrulamaktadır. Açıkça göstermektedir ki; grafen takviyesinin artışından kaynaklanan topaklanma eğilimi ve grafenin tane sınırlarına yerleşmesi düşük yoğunluk değerleri ile sertliklerde azalmaya sebep olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca tüm numunelerin mikroyapısında homojen dağılmış ikincil fazlar görülmüştür.

Geleneksel

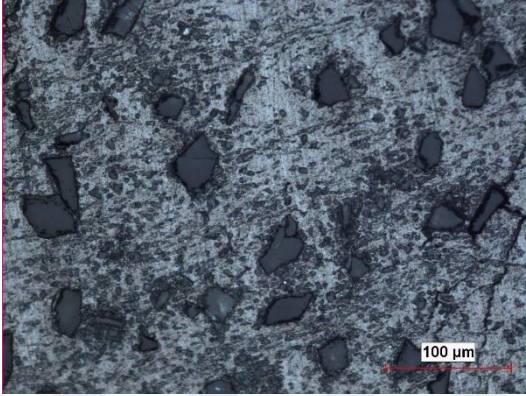


a. 6.1.10

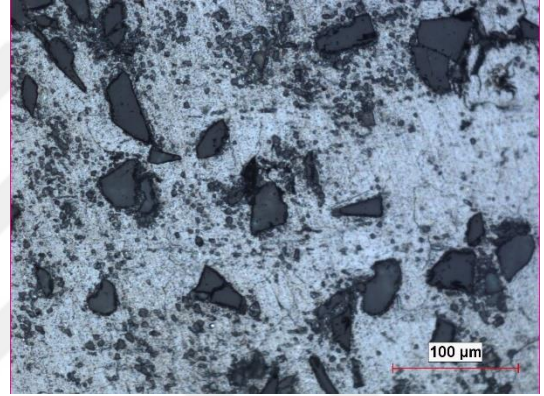
İndüksiyon



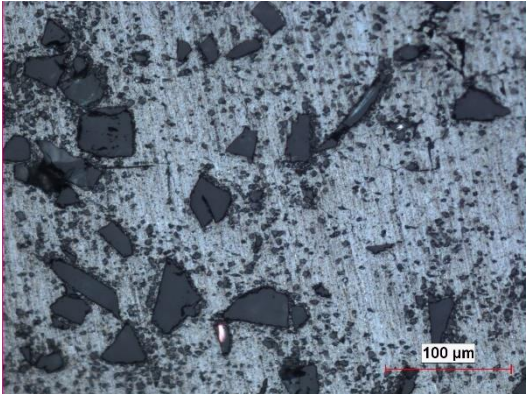
b. 6.1.10



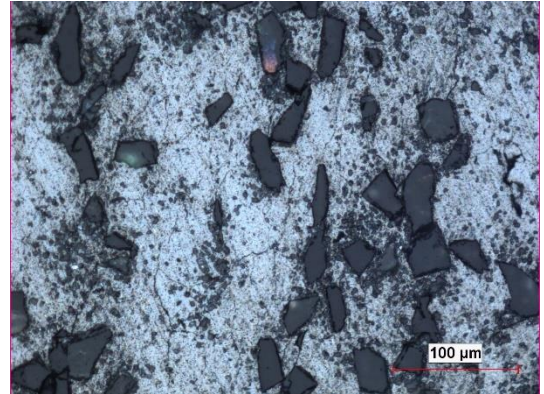
c. 6.1.15



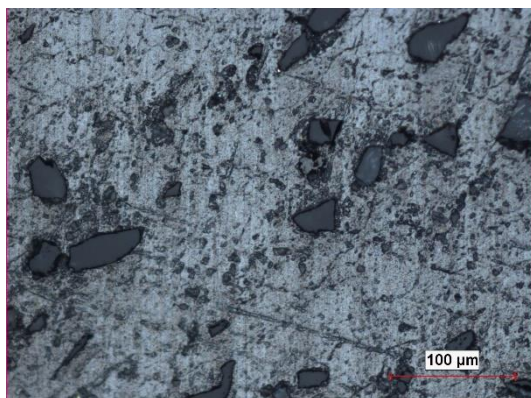
d. 6.1.15



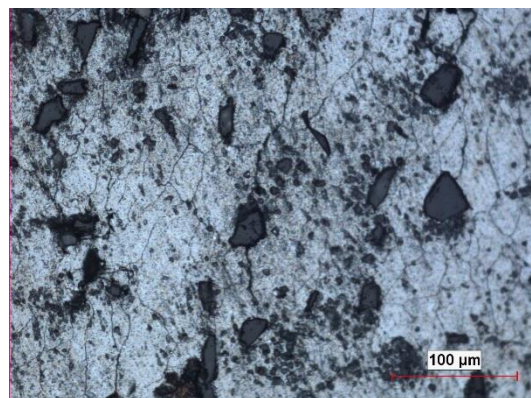
e. 6.1.20



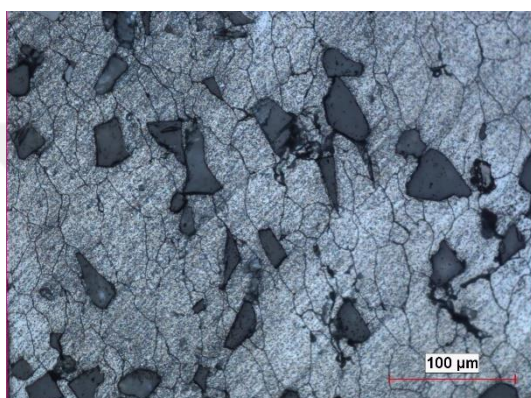
f. 6.1.20



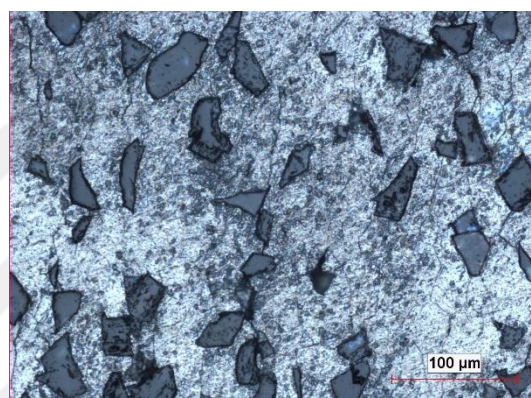
g. 6.3.10



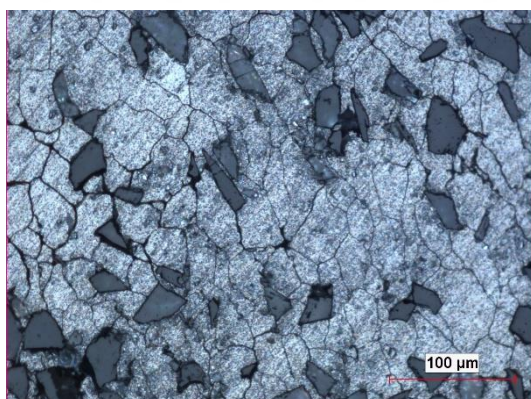
h. 6.3.10



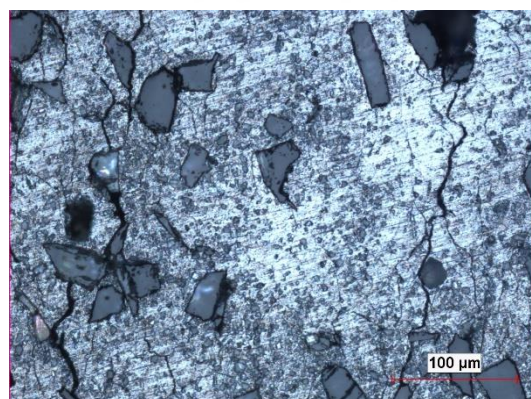
i. 6.3.15



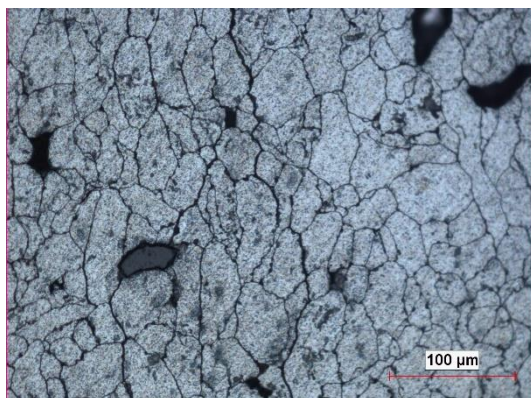
j. 6.3.15



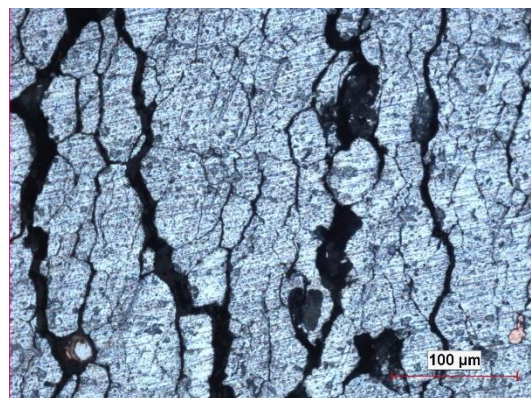
k. 6.3.20



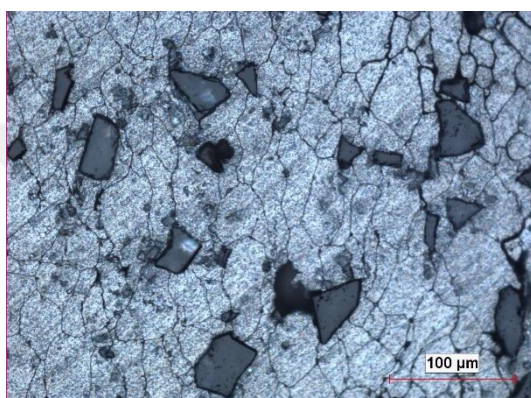
l. 6.3.20



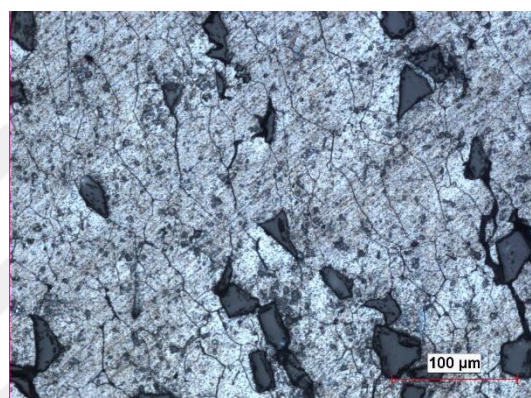
m. 6.5.0



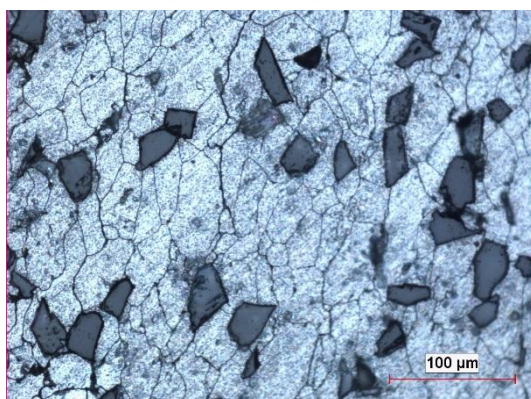
n. 6.5.0



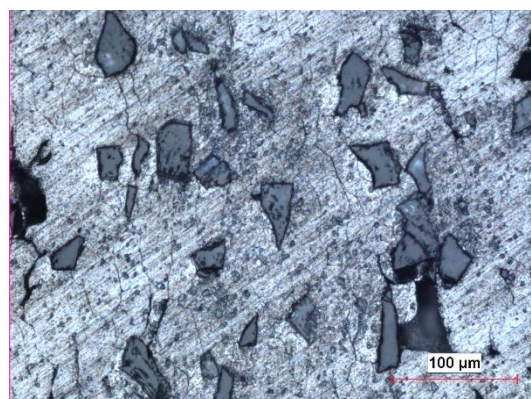
o. 6.5.10



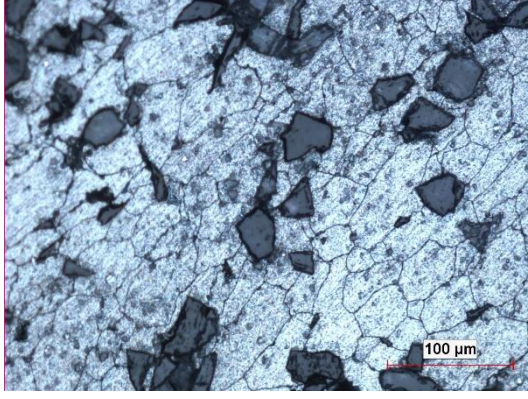
p. 6.5.10



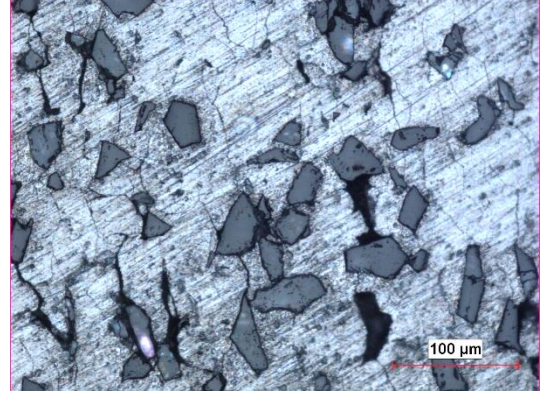
q. 6.5.15



r. 6.5.15



s. 6.5.20



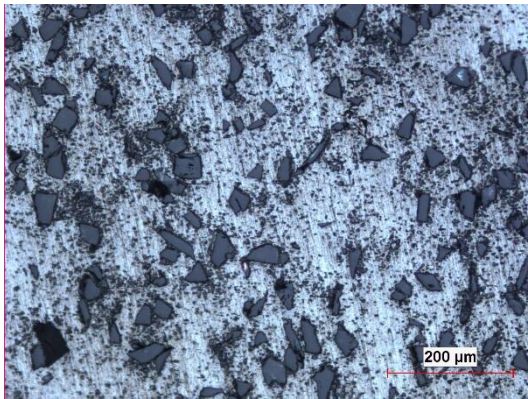
t. 6.5.20

Şekil 7.19. Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri

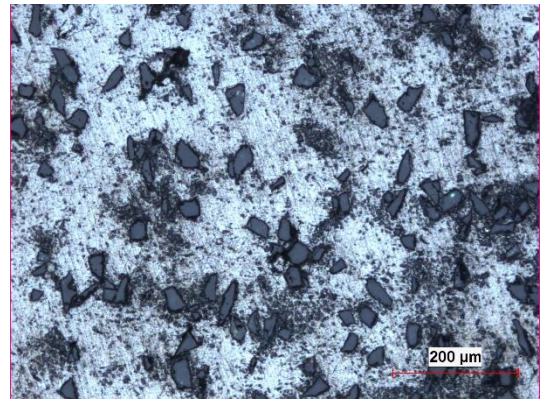
Al 6xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, artan takviye oranı ile grafenin yapıda genellikle SiC' in tane sınırına yerleştiği ve artan grafen takviyesiyle grafen topaklanma eğilimine girmesi sonucu gözeneklerin arttığı görülmektedir. 6xxx serisi Al matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin indüksiyon ve geleneksel olarak yaşlandırılmış numunelere ait optik mikroskop görüntülerinin karşılaştırması Şekil 7.20 'de verilmiştir.

Geleneksel

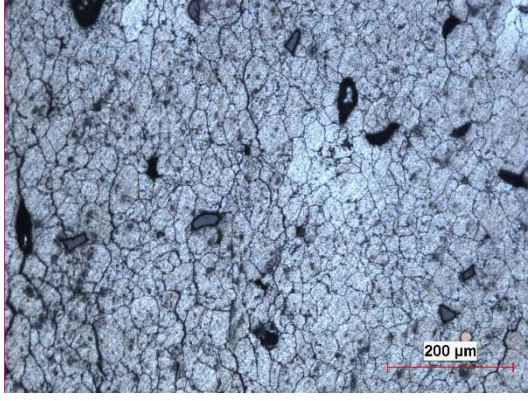
İndüksiyon



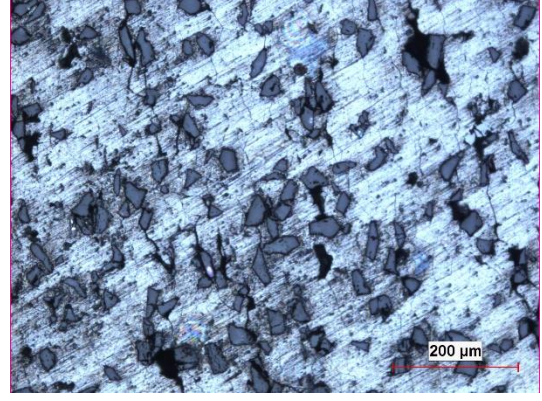
a. 6.1.20.max



b. 6.1.15.max



c. 6.5.0.min



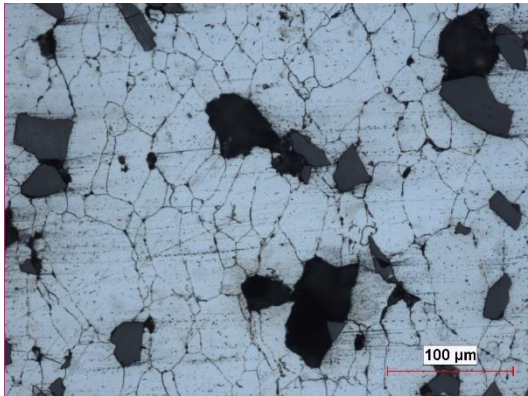
d. 6.5.20.min

Şekil 7.20. 6xxx serisine ait numunelerin en düşük ve en yüksek mekanik özelliklerine göre karşılaştırılması

Şekil 7.20' de a ve b' de verilen 6.1.20 ve 6.1.15 kodlu numunelerin optik görüntüleri incelendiğinde homojen olarak dağılmış SiC fazları ve bu fazların tane sınırında grafen tabakaları görülmektedir. Homojen dağılımın meydana geldiği numunelerde yüksek sertlik ve düşük porozitenin mikroyapı görüntüleri ile desteklendiği görülmektedir. Ek olarak SiC takviye oranının artmasının sertlikte yükselmeye sebep olduğu açıktır.

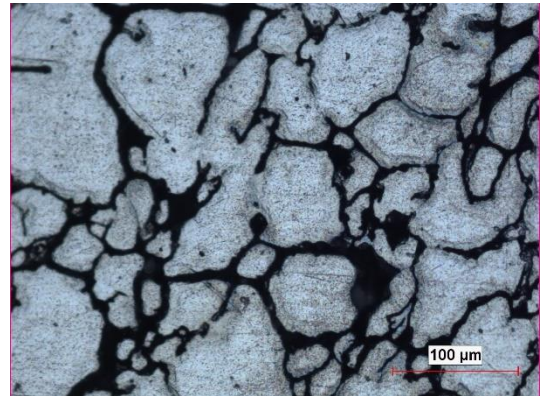
Şekil 7.20'de c ve d'de verilen 6.5.0 ve 6.5.20 numunelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde görüntülerde porozite artması, kompozitin düşük yoğunluğunun bir göstergesi olduğundan yoğunluk deneyi sonuçlarını doğrulamaktadır. Numunelerdeki çatlaklar açıkça görülmektedir. Grafen takviyesinin yüksek olması ile numunelerde topaklanma meydana geldiği görülmektedir.

Geleneksel

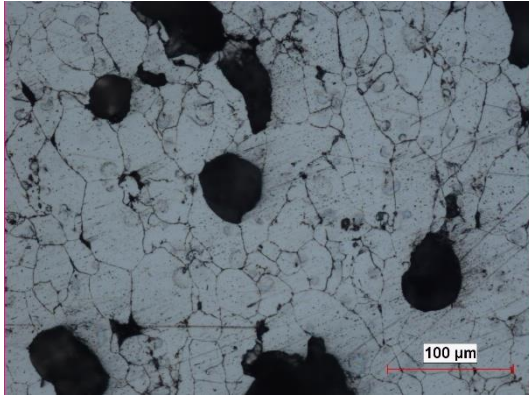


a. 7.1.0

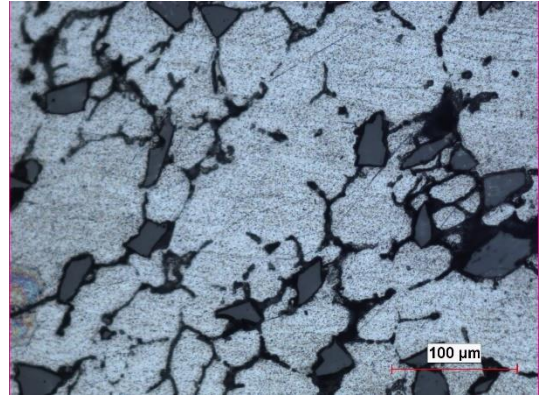
İndüksiyon



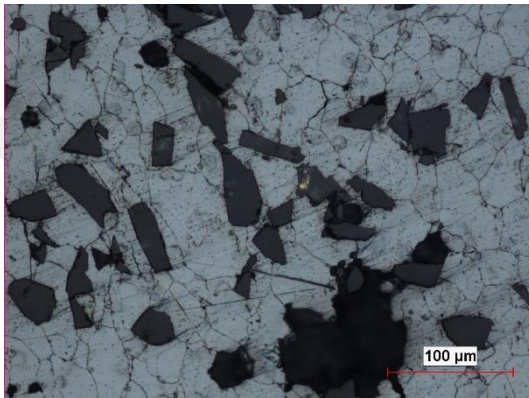
b. 7.1.0



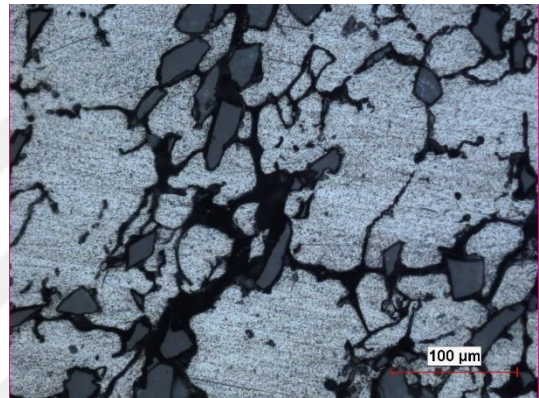
c. 7.1.10



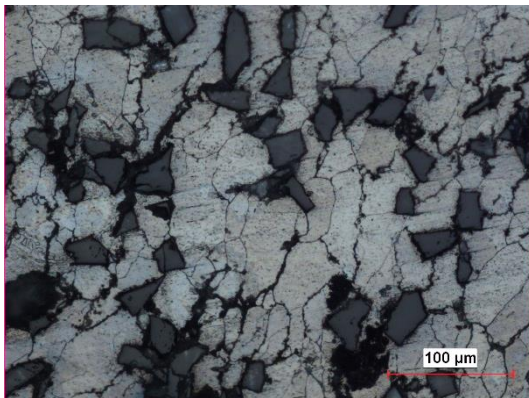
d. 7.1.10



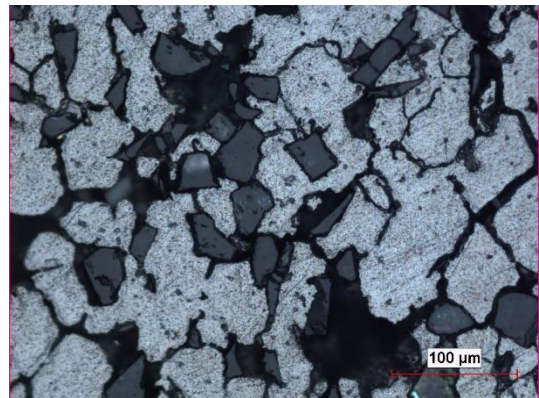
e. 7.1.15



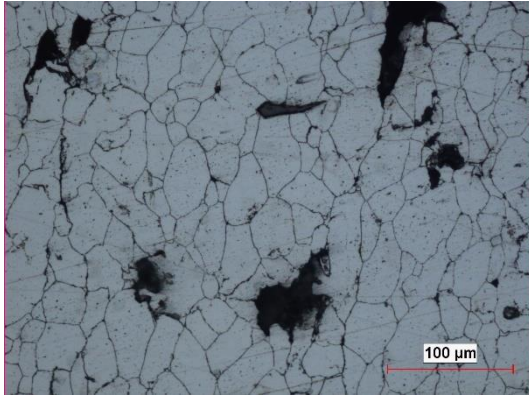
f. 7.1.15



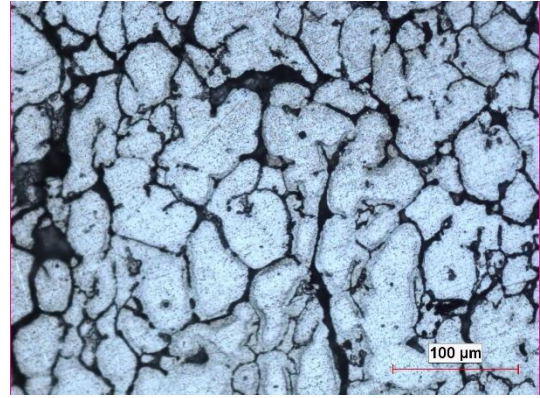
g. 7.1.20



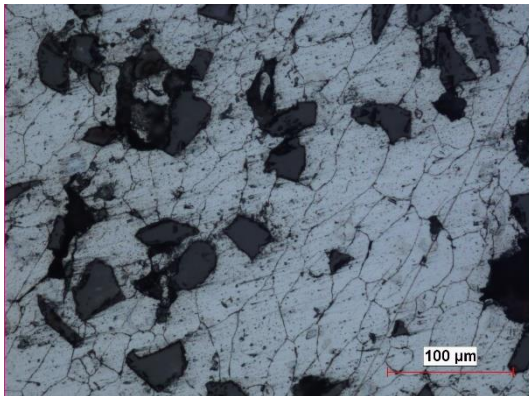
h. 7.1.20



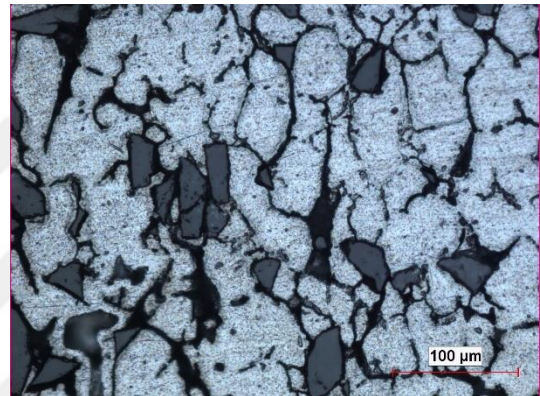
i. 7.3.0



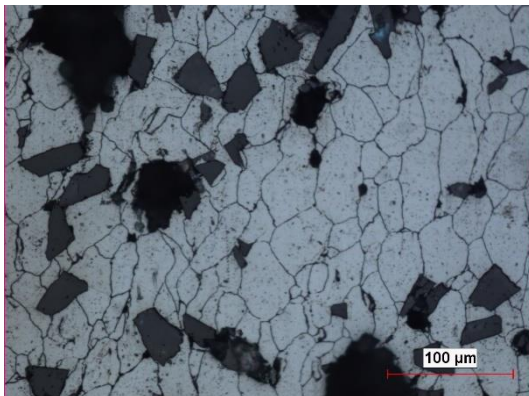
j. 7.3.0



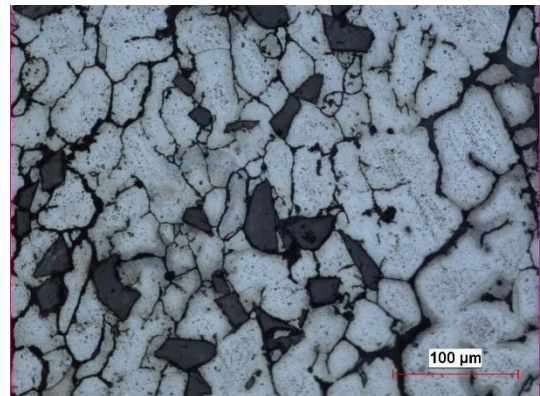
k. 7.3.10



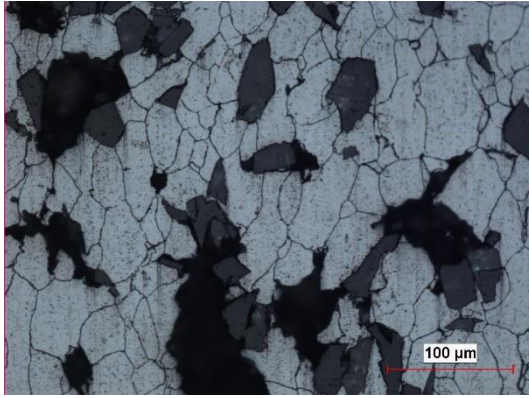
l. 7.3.10



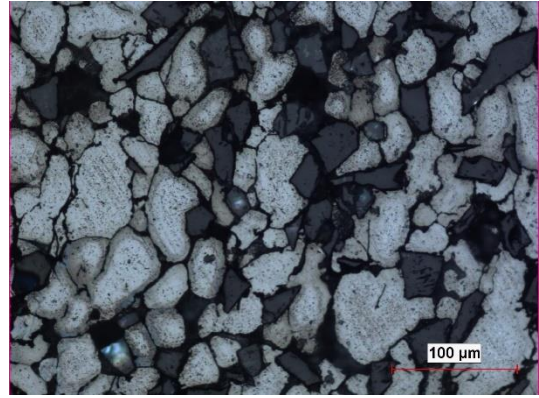
m. 7.3.15



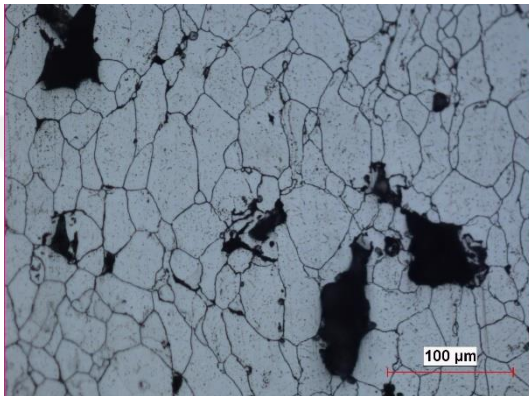
n. 7.3.15



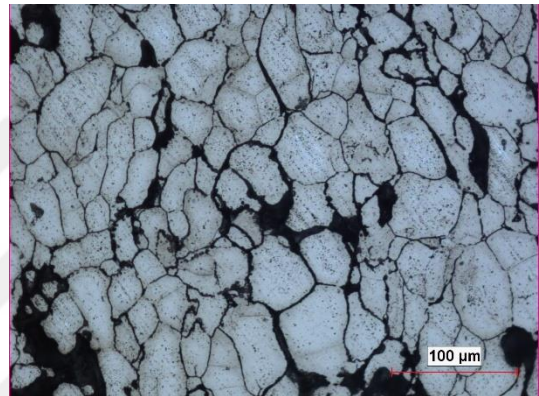
o. 7.3.20



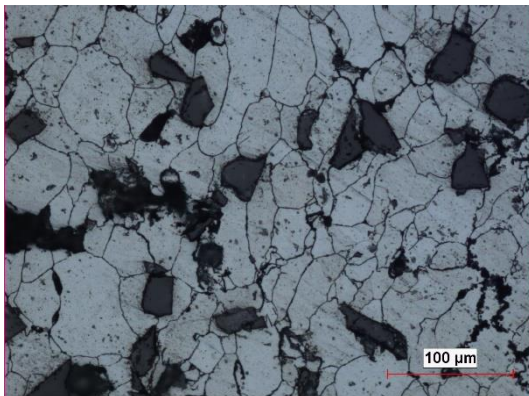
p. 7.3.20



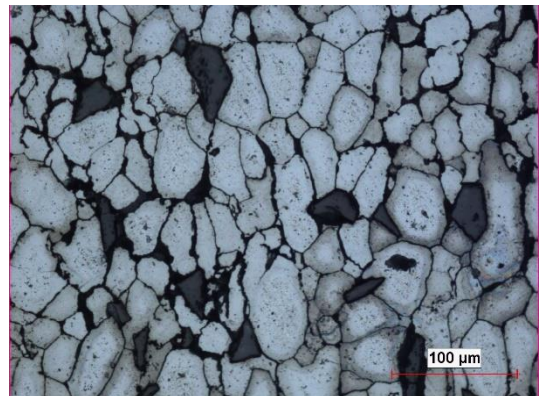
q. 7.5.0



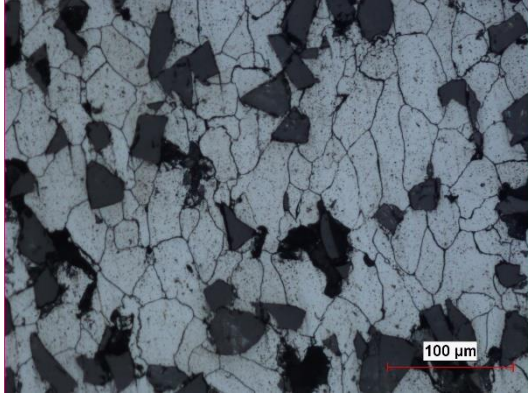
r. 7.5.0



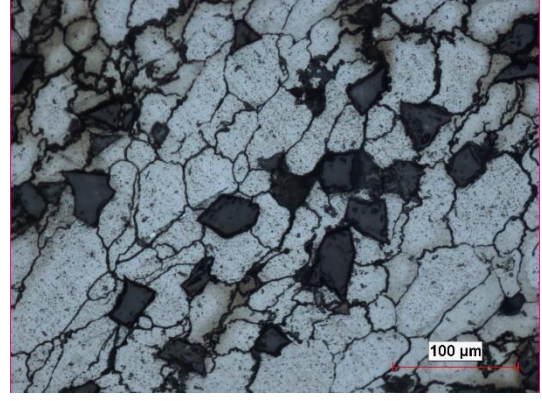
s. 7.5.10



t. 7.5.10



u. 7.5.20

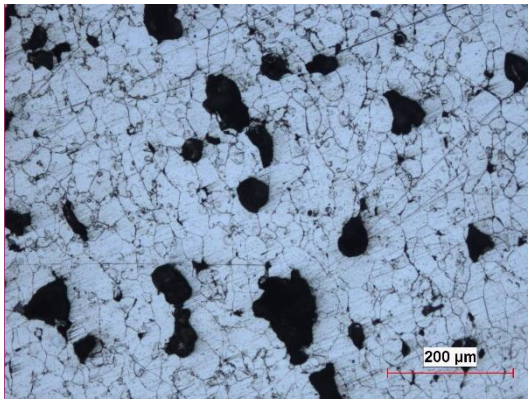


v. 7.5.20

Şekil 7.21. Optik mikroskop görüntüleri

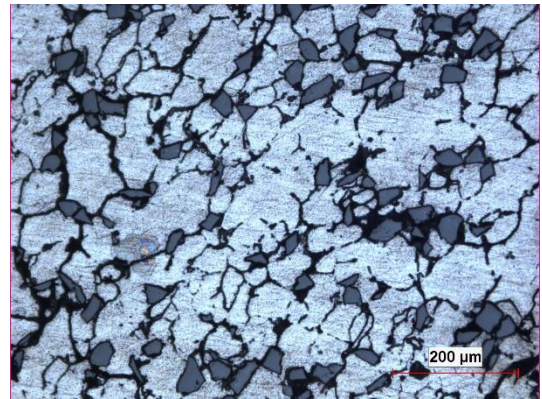
Al 7xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, artan takviye oranı ile grafenin yapıda genellikle SiC' in tane sınırına yerleştiği ve artan grafen takviyesiyle grafen topaklanma eğilimine girmesi sonucu gözeneklerin arttığı görülmektedir. 7xxx serisi Al matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin indüksiyon ve geleneksel olarak yaşılandırılmış numunelere ait optik mikroskop görüntülerinin karşılaştırması Şekil 7.22 'de verilmiştir.

Geleneksel

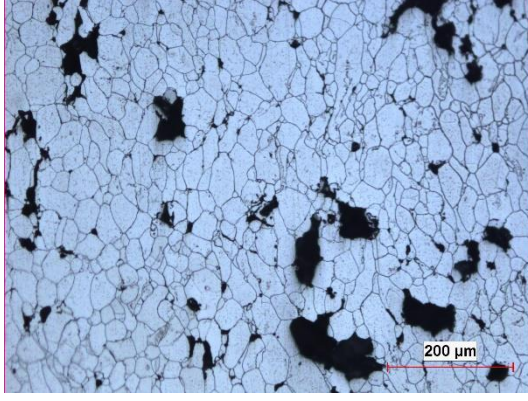


a. 7.1.10.max

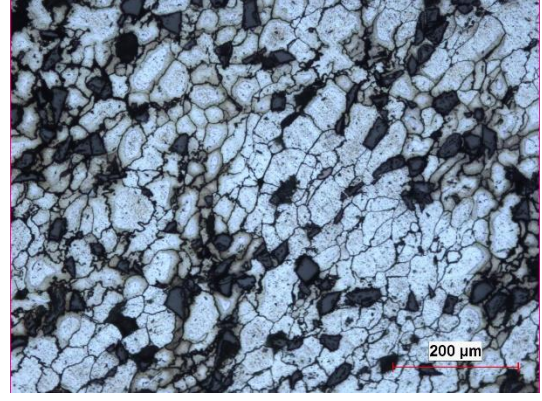
İndüksiyon



b. 7.1.10.max



c. 7.5.0.min



d. 7.5.15.min

Şekil 7.22. 7xxx serisine ait numunelerin en düşük ve en yüksek mekanik özelliklerine göre karşılaştırılması

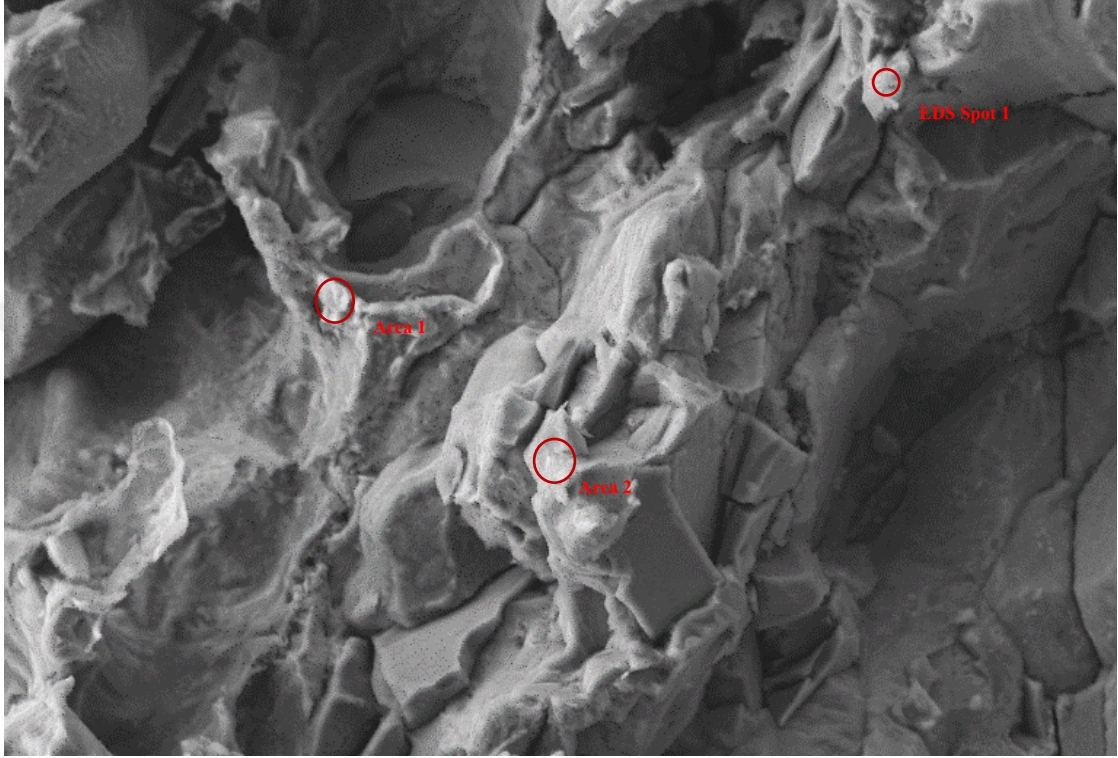
Şekil 7.22’de UHFIS ve geleneksel yöntem ile yaşlandırılmış numunelerdeki optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, yoğunluk deneylerinden elde edilen en düşük gözeneklilik %10 SiC ve %0,1 grafen takviyeli kompozitlerde olduğu görülmektedir. Sertlik sonuçları da yoğunluk sonuçlarını desteklemektedir. Keskin köşeli partikül olan SiC’ in etrafında porozite oluşumunun minimum düzeyde olması ve %0,1 oranındaki grafen takviyesinin varlığı yüksek sertliğe neden olmaktadır.

7.5.0 ve 7.5.15 kodlu numunelerin optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde yoğunluk deneylerine göre en yüksek porozite oranı geleneksel yöntem ile yaşlandırılmış numuneler için %0,5 grafen takviyeli kompozitlerde, indüksiyon ile yaşlandırılmış numunelerde ise %15 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitlerde olduğu görülmüştür. Görüntülerde porozite artması, kompozitin düşük yoğunluğunun bir göstergesi olduğundan yoğunluk deneyi sonuçlarını doğrulamaktadır. Düşük yoğunluğa sahip numunelerdeki grafen takviye oranlarının yüksek olmasından kaynaklı, SiC ’in keskin köşeli partikül olması ile tane sınırlarındaki porozitenin fazla olduğu ve bu gözeneklerde grafen topaklanmasının meydana geldiği görülmektedir.

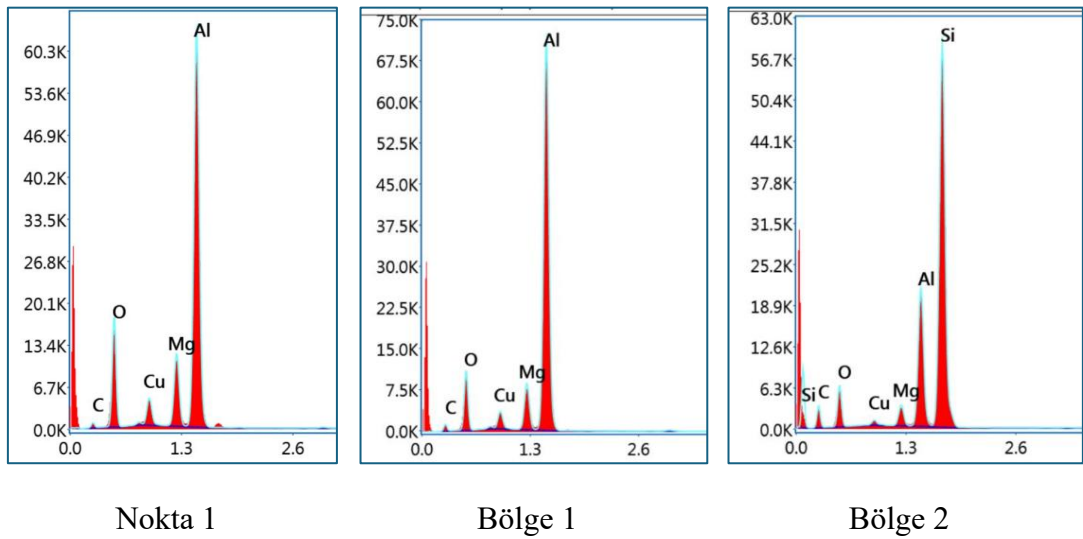
7.7.SEM ve EDX İncelemeleri

Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx matrisli %10, %15, %20 SiC ve %0,1, %0,3, %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozit malzemelerin mikroyapılarının incelenmesi amacıyla aşınma kayıplarına göre belirlenmiş numunelerin kırık yüzeylerinden SEM görüntüleri

alınmıştır. Hibrit kompozitlerin parlatılmış yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri dağılım analizi için 250x, tane sınırları, gözenek ve topaklanmaların analizi için 500x ve 1000x yakınlaştırma ile alınarak Şekil 7.22’de gösterilmiştir. SEM görüntüleri incelendiğinde, kompozit yapının yoğun olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 7.23. 2.1.10.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü



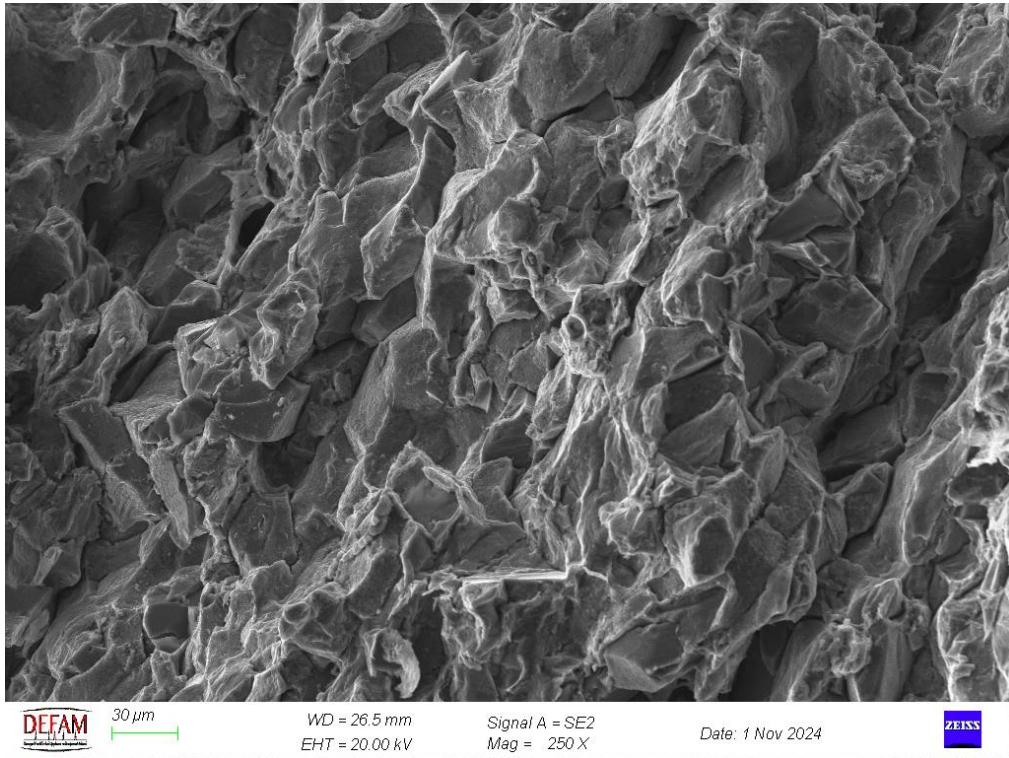
Şekil 7.24. EDX sonuçları

Al 2xxx için, kırık yüzey SEM ve EDS görüntüleri, aşınma kaybı, sertlik ve yoğunluk değerleri göz önünde bulundurularak 2.0.0 kodlu baz numuneye göre en yüksek artışın olduğu, 2.1.10 kodlu numune seçilmiştir.

Nokta Analizi: Bu noktada Al oranı yüksek (%51,57), Cu oranı görece yüksek (ağırlıkça %5,37) çıkmıştır. Bu durum, Cu'nun Al matrisinde homojen dağılımını ve matrise yeterince entegre olduğunu göstermektedir. Oksijen varlığı, yüzeyde oksitlenme tabakasına işaret etmektedir.

Bölge 1: Bu alanda, Al elementi yüksek oranda (Ağırlıkça %57,11) bulunurken, Si ve O oranları da belirgindir. Al esaslı yapının oksitlenmeye eğilimi bu bölgede Oksijen varlığını artırmış olabilir. Al ve Mg (%6,55) varlığı, SiC ve grafen takviyelerinin homojen olarak dağıldığına işaret etmektedir.

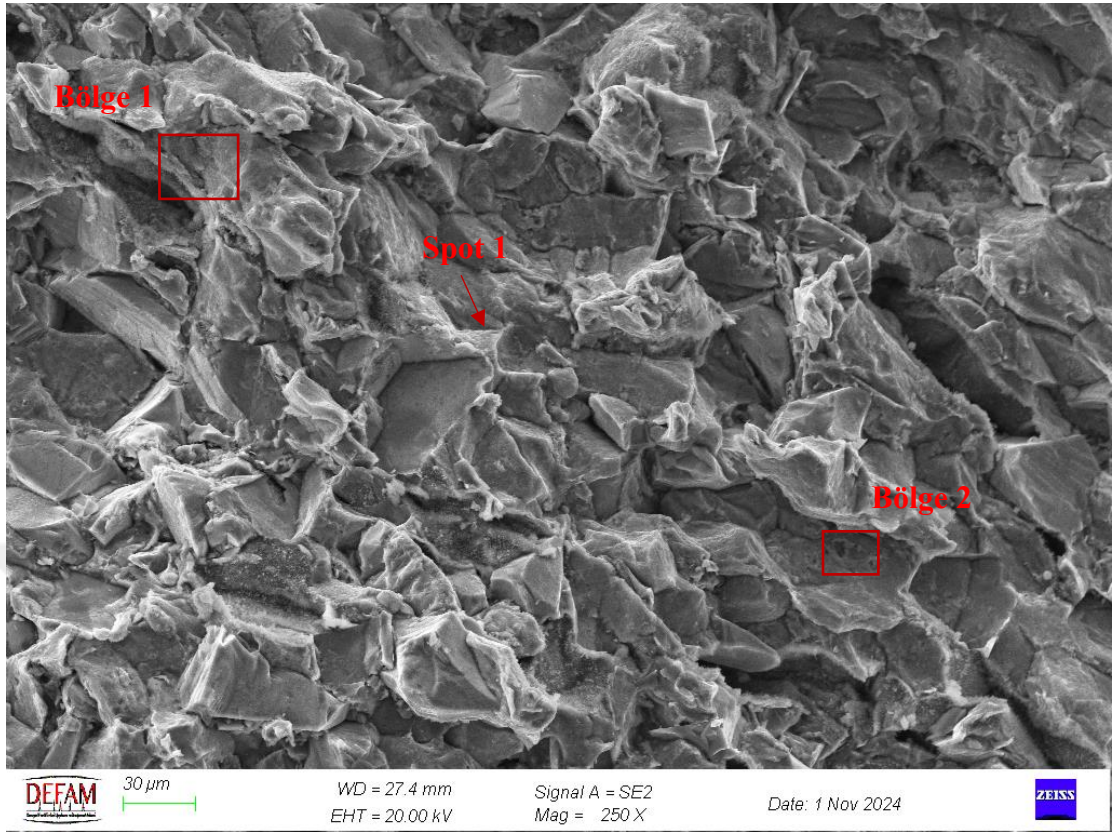
Bölge 2: Si oranının ağırlıkça %41,22 olarak yüksek olduğu görülmektedir. Bu, SiC takviyesinin bu bölgede yoğun olduğunu gösterir. Al oranının düşük olması (ağırlıkça %13,06), bu bölgenin SiC partikülleri çevresinde ölçüm alındığı görülmektedir.



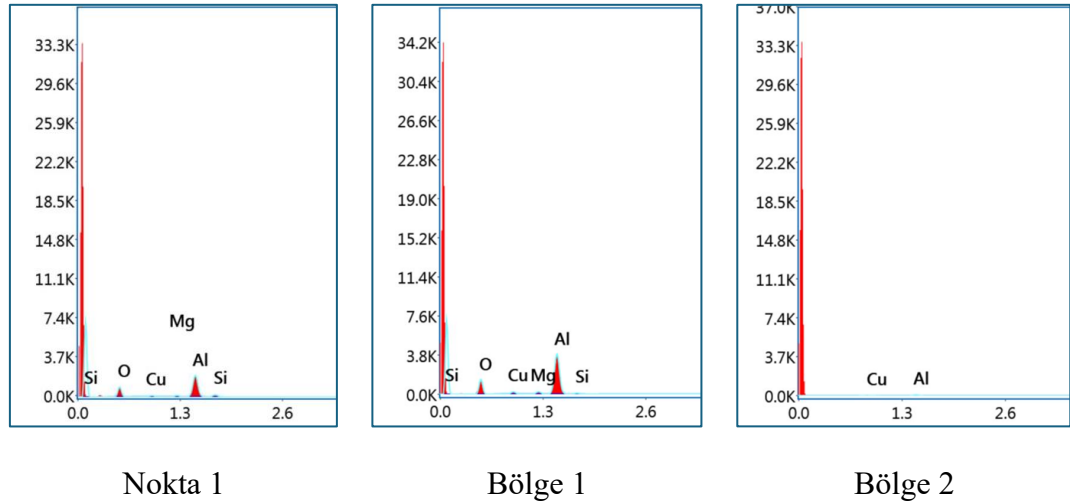
Şekil 7.25 2.1.10.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü

Kırık yüzey SEM görüntüleri incelendiğinde, takviyeler, matris boyunca dengeli şekilde dağılmış ve herhangi bir kümelenme veya ayrışma göstermemektedir. Bu homojen dağılım, kompozitin mekanik dayanımını artırmaktadır. Kırık yüzeyde

gevrek kırılma izleri net bir şekilde görülmektedir. Kırılma yüzeyi boyunca düzensiz ve keskin yapılar, malzemenin gevrek bir kırılma mekanizması gösterdiğini kanıtlamaktadır. Bu durum, malzemenin kırılma anında plastik deformasyona girmeden doğrudan kırıldığını göstermektedir. SiC ve grafen takviyeleri, kırık yüzeyde matrisle tam olarak bütünleşmiş görünmektedir. Takviyelerin kopma yüzeyi üzerinde net olarak gözlemlenmesi, matris ile güçlü bir bağ oluşturdıklarını ve kırılma sırasında ayrılmadıklarını ortaya koymaktadır. Bu bağlanma kalitesi, kompozitin mukavemetini artıran önemli bir faktördür. Gözeneksiz yapı, kompozitin kırılma direncini artırarak mekanik dayanıklılığı desteklemektedir. Matris boyunca çok sayıda düz yüzey ve kırık boyunca çatallanma olmadan ilerleyen kırık hatları, malzemenin kırılma davranış sergilediğini ortaya koymaktadır. Bu tür bir kırılma modu, malzemenin yüksek mukavemete sahip olmasına rağmen darbe direncinin nispeten düşük olduğunu gösterir. Bu analiz doğrultusunda, kırık yüzeyden alınan SEM görüntüleri, kompozit malzemenin yüksek mukavemete sahip ancak gevrek bir yapıda olduğunu, takviye partiküllerinin matrisle güçlü bir şekilde bağlandığını ve yoğun bir mikro yapıya sahip olduğunu net bir şekilde ortaya koymaktadır.



Şekil 7.26 2.5.15.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü



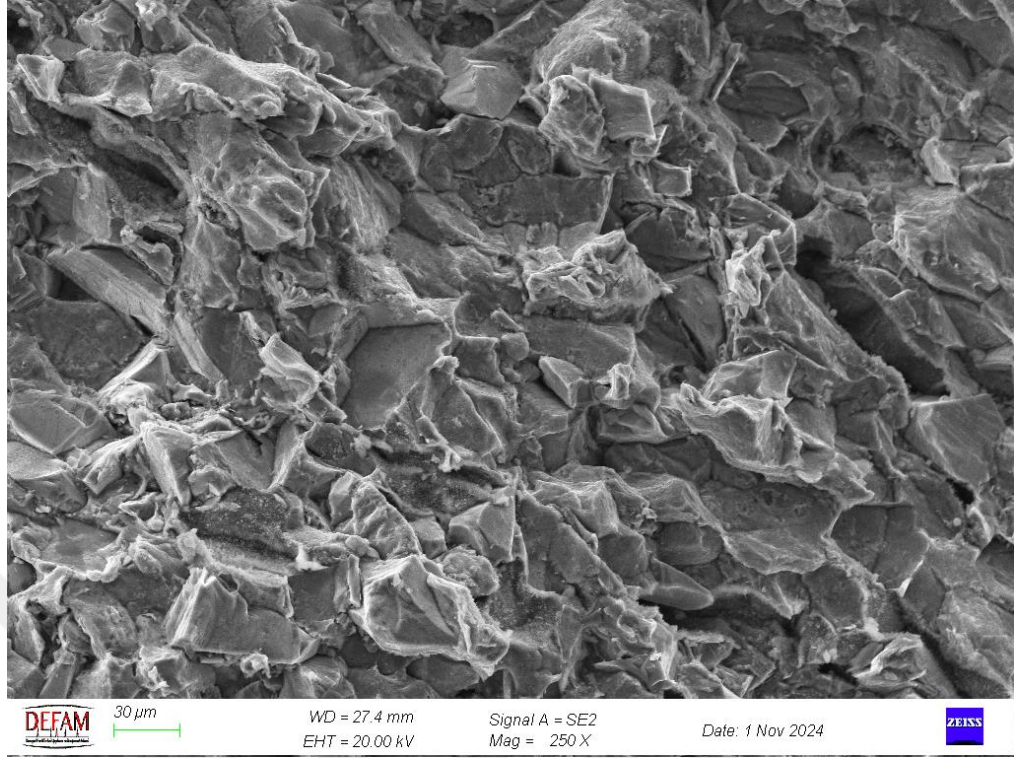
Şekil 7.27 EDX sonuçları

Nokta Analizi: Al (%41,64) ve Cu (%24,22) yüksek oranlarda tespit edilmiştir, bu da Al matris içerisinde Cu'nun zenginleştiğini göstermektedir. Cu, çözünerek kompozitin mukavemetini artırıcı etki göstermiştir. Si (%4,97) ve Mg (%2,94) oranları, SiC

takviyesinin ve Mg katkısının varlığını işaret etmektedir. Bu elemanlar, matris içinde takviye fazları oluşturarak kompozitin sertlik ve aşınma direncini destekler. Oksijen (%26,24) oranı oldukça yüksektir ve bu durum, yüzeyde ya da arayüzlerde Al_2O_3 (alüminyum oksit) fazlarının varlığını göstermektedir. Bu oksit fazı, kompozitin yüzeyinde doğal olarak oluşarak korozyon direncini artırır, ancak fazlalığı mekanik özellikleri olumsuz etkilemektedir. Al-Cu zenginleşmiş fazların ve Al_2O_3 oksit fazının bulunduğu, dayanımı artırılmış bir bölgeyi temsil eder. Bu fazlar, kompozitin genel mukavemetini güçlendirir, ancak yüksek oksijen miktarı oksitlenme eğilimini de ortaya koymaktadır.

Bölge 1: Al (%45,10) en yüksek oran olarak tespit edilmiştir ve bu durum, bu bölgenin Al bazlı matrisin ana bileşeni olduğunu doğrulamaktadır. Cu oranı (%28,22) oldukça yüksektir, bu da bu bölgede Al-Cu zengin fazlarının oluştuğunu göstermektedir. Al-Cu fazları, yaşlandırma işlemi sırasında mukavemeti artırıcı çökeltiler oluşturarak yapının dayanıklılığını desteklemektedir. Mg (%3,01) ve Si (%1,47) varlığı, bu bölgede Mg ve Si ile takviye edilmiş mikro yapının oluşumunu gösterir. Bu elementler, kompozite sertlik ve termal dayanıklılık kazandırmaktadır. Oksijen (%22,20) oranı bu bölgede de yüksektir ve yüzeyde oksit fazlarının (Al_2O_3) oluştuğunu işaret eder. Bölge 1, Al-Cu zengin fazlarının yoğunlaştığı bir bölgedir ve yüksek mukavemet sağlayan yapısal özellikler sergiler. Ancak oksijen oranının yüksek olması, yüzeyde oksitlenme tabakalarının oluştuğunu göstermektedir.

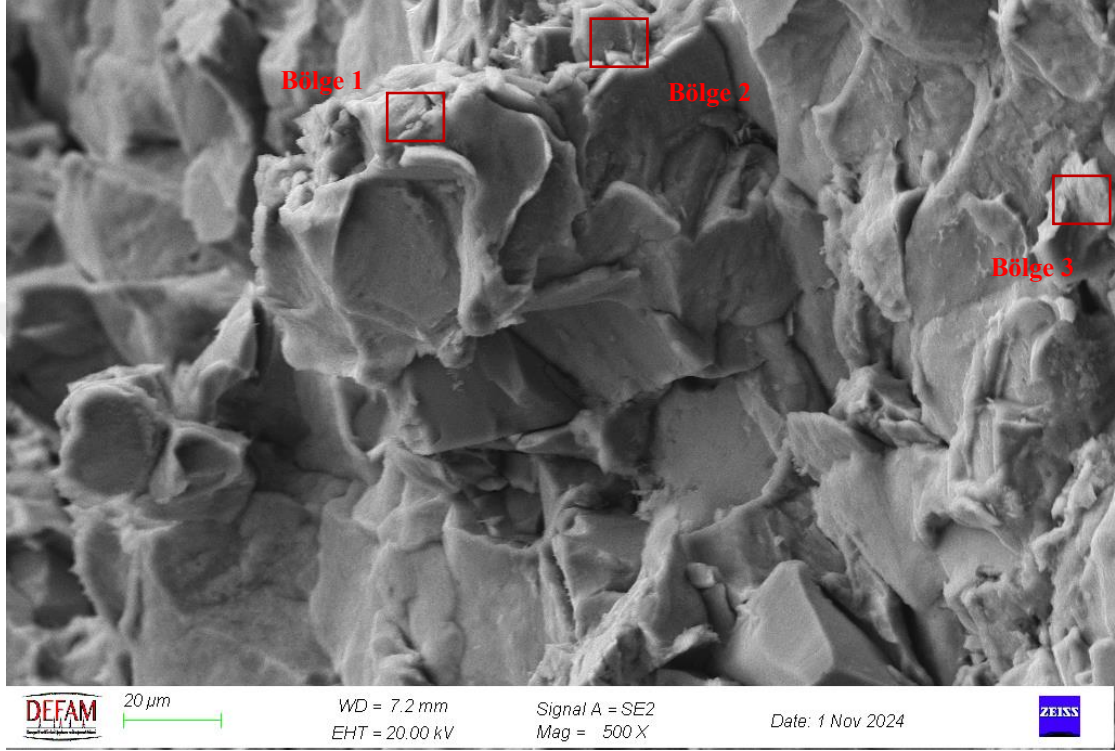
Bölge 2: Al oranı (%11,82) düşük, Cu oranı ise (%88,19) çok yüksektir. Bu durum, bu bölgenin Cu zenginleşmiş özel bir faz olduğunu gösterir. Yüksek Cu oranı, Al matris içinde lokal olarak Cu'nun yoğunlaştığını ve Al-Cu bileşik fazlarının oluştuğunu gösterir. Bu faz, yaşlandırma işleminde matrisin mukavemetini artırarak kompozitin dayanımını sağlar. Bu bölgede başka belirgin elementler tespit edilmemiştir. Al ve Cu bileşenlerinin hâkim olduğu özel bir faz yapısı olduğunu kanıtlamaktadır. Bölge 2, Al-Cu zenginleşmiş bir faz bölgesidir. Bu faz, yaşlandırma işlemi sırasında çökelti fazları oluşturarak yapının sertlik ve mukavemet özelliklerini güçlendirir. Cu'nun lokal yoğunlaşması, özellikle bu bölgenin yük taşıma kapasitesini artırıcı bir özellik sağlar.



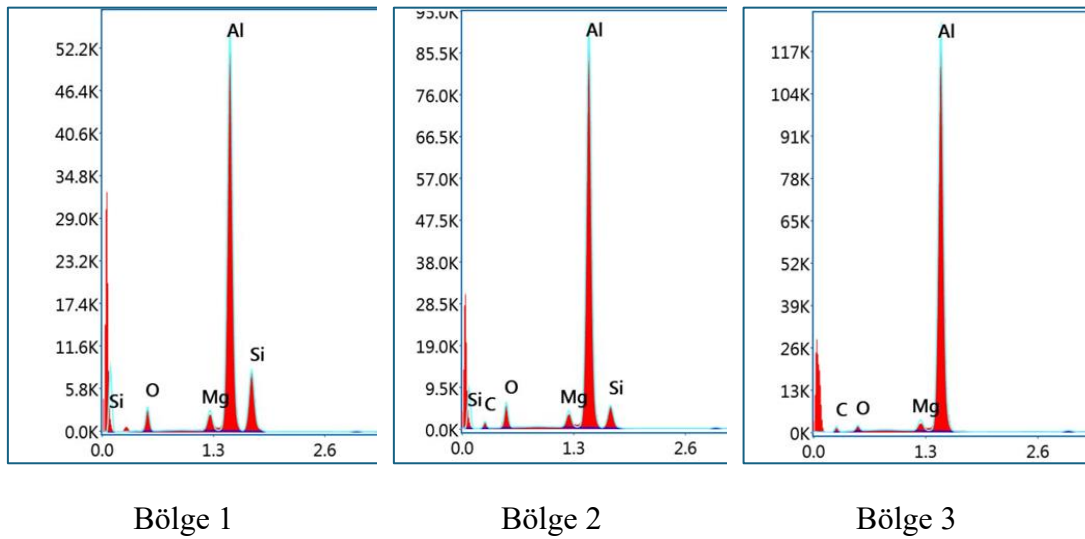
Şekil 7.28 2.5.15.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü

SEM görüntülerinde kırık yüzey boyunca gözlemlenen yapı, gevrek kırılma modunun hâkim olduğunu göstermektedir. Yüzeyde keskin ve düzensiz kırık hatları ile çatallanma olmaksızın ilerleyen düz yüzeylerin bulunması, malzemenin plastik deformasyona girmeden kırıldığını doğrulamaktadır. Bu, Al-Cu alaşım fazlarının gevrek yapısının bir sonucudur. EDX sonuçlarında Cu'nun yüksek oranlarda bulunması (%88,19 gibi) ve Al-Cu zengin fazlarının oluşması, kırık yüzeyde gözlemlenen gevrek kırılma mekanizmasına katkı sağlamaktadır. SiC ve grafen takviyeleri, Al matris içinde homojen bir şekilde dağılmış ve kırık yüzeyde matris ile uyumlu bir şekilde kalmıştır. SiC takviyelerinin sertliği, kırılma dayanımını artırsa da gevrek kırılma moduna katkı sağlamaktadır. EDX analizinde tespit edilen yüksek oksijen oranı, kırık yüzeyde oksit fazlarının (özellikle Al_2O_3) varlığını doğrulamaktadır. Bu oksit fazları, kompozitin yüzey dayanımını ve korozyon direncini artırmakla birlikte, kırılma anında gevrek kırılma davranışını da güçlendirmektedir. Oksit fazlarının kırık yüzeyde dağınık olarak bulunması, kırılma yapıyı desteklemektedir. Al-Cu zengin fazlarının yüksek mukavemet sağlamasına rağmen kırılma yapıda olması, kırık yüzeyde gözlemlenen gevrek kırılmanın başlıca sebebidir. SiC ve grafen takviyeleri, matris içinde iyi dağılmış ve kırılma sırasında arayüzlerde

güçlü bağlarını korumuşlardır. Yüksek oksit fazlarının varlığı, kırılan kırılmayı destekleyen bir diğer faktördür. Bu yapısal özellikler, malzemenin yüksek mukavemet sunduğunu ancak darbe direnci açısından sınırlamalara sahip olduğunu göstermektedir.



Şekil 7.29. 6.1.20.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü



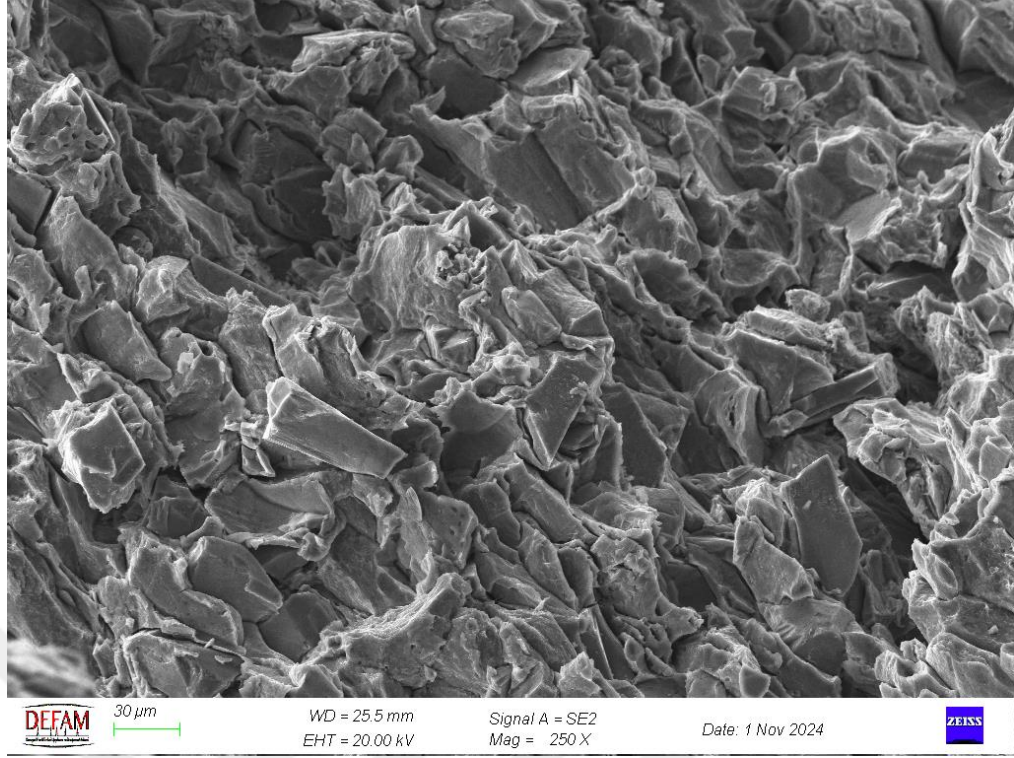
Şekil 7.30 EDX sonuçları

Bölge 1: Al (%63,85) en yüksek oran olarak tespit edilmiştir, bölgenin Al bazlı matrisin ana bileşeni olduğunu göstermektedir. Bu matriste Cu, Mg ve Zn gibi alaşım elementlerinin düşük oranlarda bulunması, bölgenin Al matris fazı olduğunu doğrulamaktadır. Si elementi ve karbonun varlığı, SiC ve grafen takviyelerinin bu bölgede homojen olarak dağıldığını göstermektedir. SiC, matrisin sertlik ve dayanıklılığını artırırken, grafen yüksek mukavemeti ve elektriksel/termal iletkenliği ile katkıda bulunmaktadır. Bölge 1, Al matrisin temel bileşeni olduğu ve takviyelerin homojen olarak dağıldığı bir bölgedir. Bu yapı, kompozitin mekanik dayanımını ve yapısal kararlılığını desteklemektedir.

Bölge 2: Bu bölgede Si oranının yüksek olması, SiC partiküllerinin yoğunlaştığı bir alan olduğunu gösterir. SiC, sertlik ve aşınma direncini artırıcı bir etki sağlar ve kompozitin yük taşıma kapasitesini yükseltmektedir. Al oranı da en yüksek oranda bulunmakta, bu da SiC partiküllerinin Al matris içinde dağıldığını doğrulamaktadır. Oksijenin varlığı, yüzeyde veya arayüzlerde Al_2O_3 gibi oksit fazlarının oluştuğunu göstermektedir. Yüzeyde oksitlenme izlerinin olması, yüzey korumasını artırırken fazla oksitlenme durumunda kırılganlık yaratabileceği için kontrollü olması önemlidir.

Bölge 3: Al (%75,59) en yüksek oran olarak tespit edilmiştir, bölgenin Al bazlı matrisin ana bileşeni olduğunu göstermektedir.

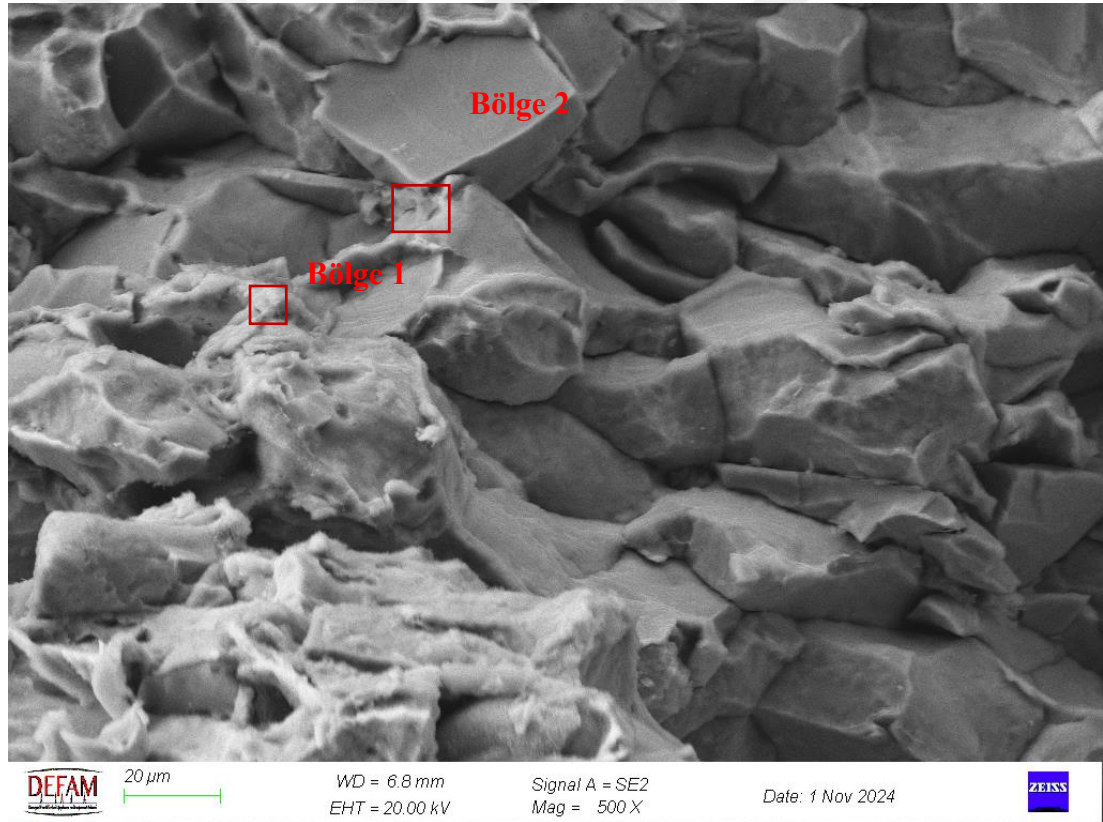
Bölge 1, 2 ve 3 bölgelerinin her biri kompozitin farklı fazlarını ve özelliklerini temsil etmektedir. Al matris fazı, SiC takviyesi ve Al_2O_3 oksit fazlarının varlığı, kompozitin mukavemetini, sertliğini ve korozyon direncini artırıcı bir mikro yapı sağladığını doğrulamaktadır. Bu dağılım, kompozitin yüksek mekanik dayanım ve yapısal kararlılık sunduğunu ve sinterleme ile yaşlandırma işlemlerinin başarılı bir şekilde gerçekleştirildiğini göstermektedir.



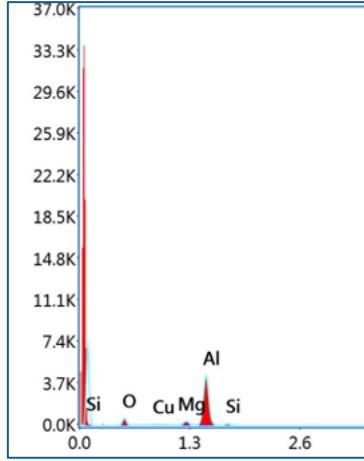
Şekil 7.31 6.1.20.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü

SEM görüntüleri, kırılma yüzeyinde keskin ve düzensiz yapılar göstererek malzemenin gevrek kırılma davranışı sergilediğini ortaya koymaktadır. EDX analizinde belirlenen yüksek Si içeriği, SiC partiküllerinin kırılma yüzeyinde iyi bir dağılıma sahip olduğunu göstermektedir. SEM görüntülerinde SiC partikülleri matris içinde düzgün şekilde dağılmış olarak gözlemlenmektedir. Bu durum, SiC'nin Al matrisi ile güçlü bir bağ oluşturduğunu ve kırılma anında matristen ayrılmadan yüksek dayanım sağladığını göstermektedir. Grafen de Al matris içerisinde homojen bir şekilde dağılarak kırılma dayanımını artırmaktadır. Grafen oranı düşük olmasına rağmen, mukavemete katkı sağlayan ince yapısı ve yüksek dayanıklılığı sayesinde kırılma davranışını olumlu yönde etkilemektedir. EDX sonuçlarında Cu ve Mg elementlerinin düşük oranlarda bulunması, Al matris içinde Al-Cu ve Al-Mg çökeltilerinin oluştuğunu ve yaşlandırma işlemi sonucunda sertlik kazandırıcı fazların meydana geldiğini göstermektedir. Bu çökeltiler, malzemenin mukavemetini artırsa da kırılma eğilimini güçlendirmektedir. Kırık yüzeyde Al-Cu çökeltileri nedeniyle oluşan mikro yapının gevrek karakterde olduğu net bir şekilde gözlemlenmektedir. Bu çökeltiler, kırılma sırasında çatlakların ilerlemesine yol açarak gevrek kırılma eğilimini artırır. EDX analizinde yüksek oksijen içeriği, kırık yüzeyde Al_2O_3 fazlarının varlığını doğrulamaktadır. SEM görüntüsünde bu oksit fazları, kırık yüzeyde belirgin

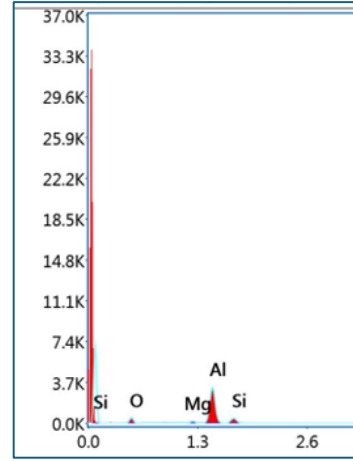
olarak gözlemlenmiştir. Al_2O_3 , yüzeyde koruyucu bir tabaka oluşturarak korozyon direncini artırsa da kırılma anında kırılmalık yaratabilir. Oksit fazlarının varlığı, malzemenin çatlak ilerleme hızını artırarak kırılmalık eğilimini daha da artırmaktadır. Sonuçlar doğrultusunda, kompozit malzemenin gevrek bir kırılma davranışı sergilediği sonucuna varılmaktadır. Al matris ile SiC ve grafen takviyelerinin güçlü bir bağ oluşturması, kompozitin yük taşıma kapasitesini desteklemiştir. Ancak, Al-Cu ve Al-Mg çökeltilerinin yarattığı gevrek yapı ve oksit fazlarının varlığı, malzemenin kırılmalık eğilimini artırmaktadır. Bu yapı, kompozitin yüksek mukavemete sahip olmasını sağlarken, darbe dayanımını sınırlamaktadır. Geleneksel fırın sinterleme ve yaşlandırma işlemleri ile oluşturulan bu mikro yapı, istenen sertlik ve dayanım özelliklerini sağlamakla birlikte, kırılmalık riskini de beraberinde getirmektedir.



Şekil 7.32 6.3.10.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü



Bölge 1



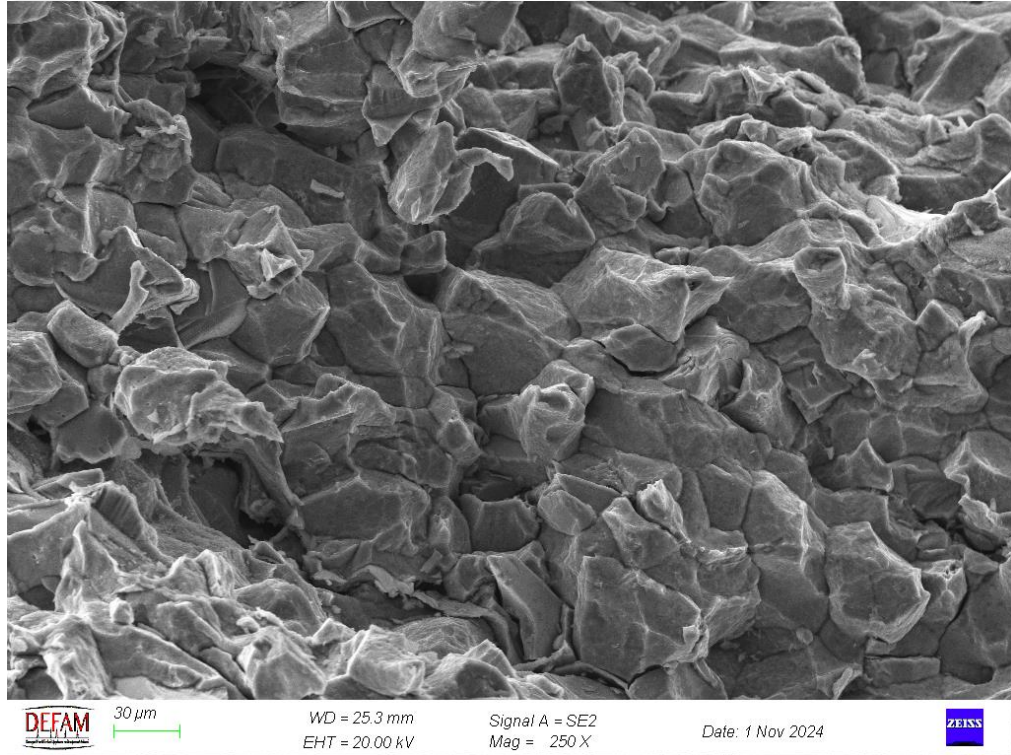
Bölge 2

Şekil 7.33 EDX sonuçları

Bölge 1: EDX haritasında Al elementinin yüksek yoğunlukta ve homojen bir şekilde dağıldığı görülmektedir (%65,08). Bu durum, Al'nin matris yapısını oluşturduğunu ve tüm bölgede ana bileşen olarak yer aldığını doğrulamaktadır. Al matris, kompozite hafiflik ve korozyon direnci sağlamaktadır. Mg (%5,27), Al matris içinde homojen şekilde dağılmış olup mukavemeti artırıcı çökeltiler oluşturmaktadır. Bu çökeltiler, yaşlandırma işlemi sırasında sertlik özelliklerini geliştirmektedir. Cu (%6,00), Al matris ile çözünmüş halde homojen bir dağılım sergilemektedir. Cu, Al ile birleşerek mukavemet ve sertlik kazandırıcı bir faz oluşturarak kırılma dayanımını desteklemektedir. Si (%3,46), EDX haritasında belirli bölgelerde yoğunlaşarak SiC partiküllerinin varlığını doğrulamaktadır. SiC takviyesi, matris içinde homojen bir dağılım göstererek sertlik ve aşınma direncini artırır. Oksijen (%20,19) oranı, Al_2O_3 gibi oksit fazlarının bulunduğunu gösterir. EDX haritasında oksijenin yüzeyde dağılmış halde yoğunlaştığı bölgeler, oksitlenmenin bu alanlarda arttığını işaret etmektedir. Bu oksit fazı, yüzeyde doğal bir korozyon direnci sağlayarak dayanıklılığı artırırken, aşırı miktarda bulunması kırılma eğilimini yükseltebilir. Genel olarak, Al matrisin ana bileşen olarak bulunduğu ve Mg ile Cu'nun mukavemet artırıcı çökeltiler oluşturduğu bir bölgedir. SiC takviyesi, sertliği ve aşınma direncini artırarak kompozitin mekanik performansını desteklemektedir. Ancak oksit fazlarının varlığı, malzemenin kırılma eğilimini artırabilir.

Bölge 2: EDX haritası, Al'nin bu bölgede ana bileşen olarak yüksek yoğunlukta (%58,09) bulunduğunu göstermektedir. Al matris, kompozitin yapısal bütünlüğünü sağlar ve mekanik dayanıklılığa katkıda bulunur. Si (%15,54) oranı, EDX haritasında

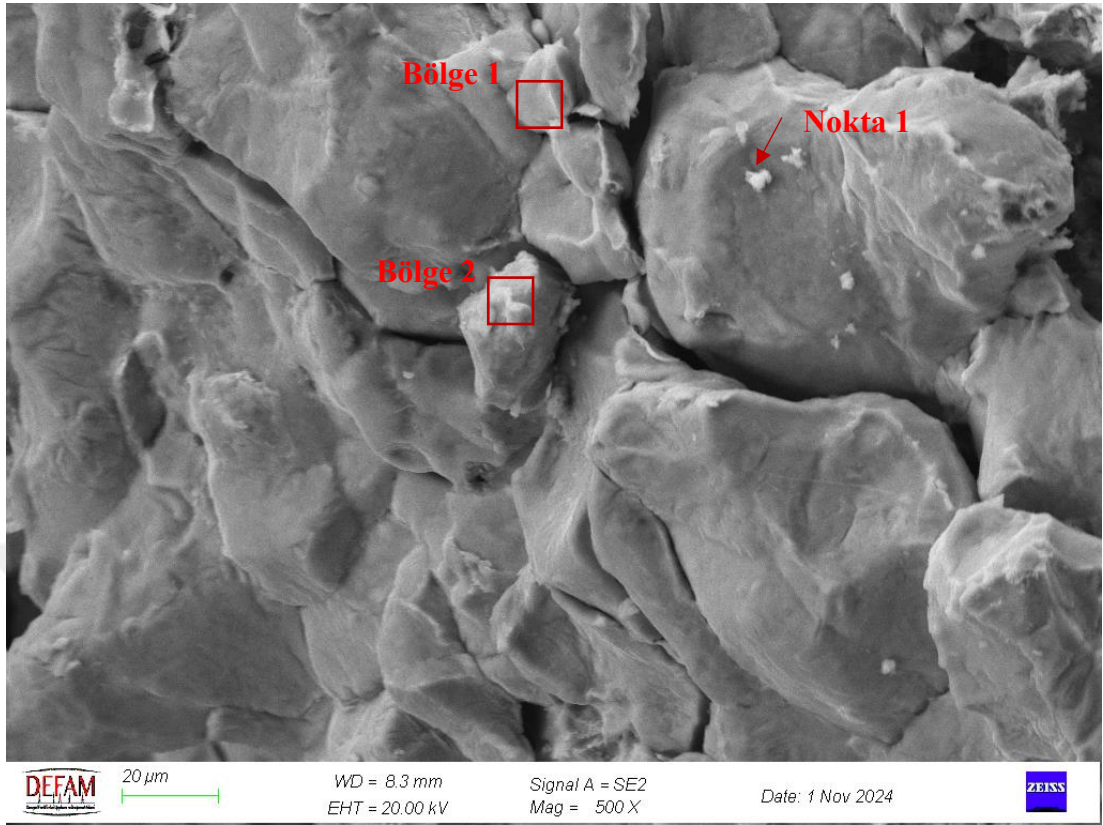
belirgin olarak yoğunlaştığı gözlemlenen bir elementtir. Bu yüksek Si içeriği, SiC partiküllerinin bu bölgede yoğunlaştığını ve kompozite sertlik kazandırarak kırılma dayanımını artırdığını göstermektedir. Mg (%2,91), EDX haritasında Al matrisine homojen bir şekilde dağılmış olarak gözlemlenmektedir. Mg, mukavemet artırıcı çökeltiler oluşturarak kompozitin sertliğini desteklemektedir. Yaşlandırma işlemi sırasında Mg'nin varlığı, mekanik dayanıklılığı daha da artırmaktadır. Oksijen (%23,46), bu bölgede oldukça yüksek bir orana sahiptir. Oksijenin yüzeyde yoğunlaştığı alanlar, Al₂O₃ gibi oksit fazlarının bulunduğunu göstermektedir. Genel olarak Al matrisin ana faz olarak bulunduğu ve yoğun SiC fazının kompozite sertlik ile aşınma direnci kazandırdığı bir bölgedir. Mg katkısı mukavemeti desteklerken, oksit fazlarının varlığı kırılma eğilimini artırma potansiyeline sahiptir.



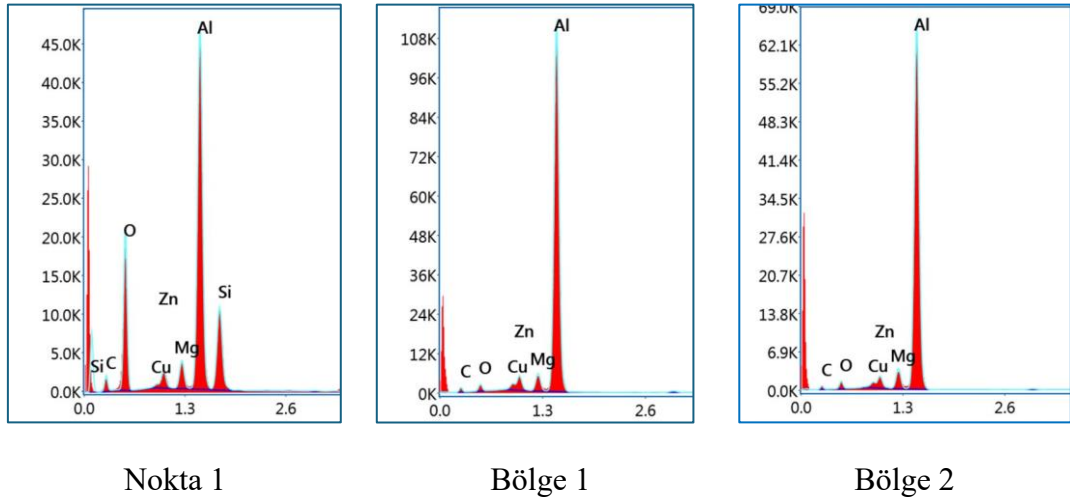
Şekil 7.34 6.3.10.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü

SEM görüntülerinde kırık yüzeyde düzensiz, keskin yapıların bulunması, malzemenin gevrek kırılma davranışı sergilediğini göstermektedir. Gevrek kırılma davranışı, SiC gibi sert seramik takviyeler ile yüksek oksit içeriği bulunan malzemelerde yaygın olarak görülmektedir. EDX sonuçlarında Al matrisin yoğun olarak tespit edilmesi (%58,09-%65,08) bu bölgenin ana yapı taşı olduğunu doğrular. Al matris, hafifliği ve

korozyon direnci ile bilinir ve kompozitin yapısal bütünlüğünü sağlamaktadır. Ancak gevrek kırılma, Al matrisin tek başına yük taşımada yetersiz kaldığı durumlarda takviye fazlarının kırılma davranışını etkilediğini gösterir. EDX haritasında Si elementi belirli yoğunlukta bulunmakta olup, bu durum, SiC partiküllerinin homojen bir dağılım sergilediğini gösterir. SiC, kompozite sertlik ve aşınma direnci kazandırır, ancak aynı zamanda kırılma eğilimini de arttırmaktadır. Kırık yüzeyde SiC partiküllerinin matris içinde sıkıca bağlı olduğu, ancak yüksek sertliklerinden dolayı kırılma sırasında çatlakların bu partiküller etrafında yoğunlaştığı gözlemlenmektedir. EDX sonuçlarına göre Mg (%5,27) ve Cu (%6,00) oranları, bu elementlerin Al matris içinde çözünerek mukavemeti artırıcı çökeltiler oluşturduğunu gösterir. Yaşlandırma işlemi sırasında oluşan bu çökeltiler, malzemenin sertliğini artırmakla birlikte gevrek bir yapı kazandırır. Cu ve Mg katkıları, Al matris içinde çözünebilir fazlar oluşturarak kompozitin dayanıklılığını artırsa da kırılma anında çatlak ilerlemesini kolaylaştırabilir. EDX analizinde yüksek oksijen oranları (%20,19-%23,46), yüzeyde oksit fazlarının bulunduğunu doğrulamaktadır. Al_2O_3 gibi oksit fazları, yüzeyde doğal bir koruma sağlar ve korozyon direncini artırır. Ancak kırık yüzeyde gözlemlenen oksitlenme, malzemenin gevrek kırılma davranışını destekler. Oksit fazlarının varlığı, yük altında çatlak oluşumunu kolaylaştırabilir ve kırılma eğilimini artırır. Yüzeyde belirgin mikro gözeneklerin olmaması, kompozit yapının yoğun olduğunu ve sinterleme işleminin iyi bir şekilde uygulandığını göstermektedir. Yoğun mikro yapı, malzemenin genel dayanımını desteklemektedir. Gözeneksiz yapı, çatlak ilerlemesini geciktirir ve yapısal bütünlük sağlar. EDX ve SEM analizleri sonucunda, kompozit malzemenin yüksek sertlik ve mukavemete sahip olduğu, ancak gevrek kırılma eğilimi gösterdiği kesin olarak belirlenmiştir. Al matris, hafiflik ve korozyon direncini sağlarken, SiC takviyesi ve Mg-Cu çökeltileri mukavemeti artırmaktadır. Ancak, SiC takviyesi ve oksit fazları, kırılma eğilimini artıran unsurlar olarak öne çıkmaktadır. Özellikle yüksek oksitlenme oranı, yüzeyde korozyon direncini artırırken kırılma eğilimini de güçlendirmiştir.



Şekil 7.35 7.1.10.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü



Şekil 7.36 EDX sonuçları

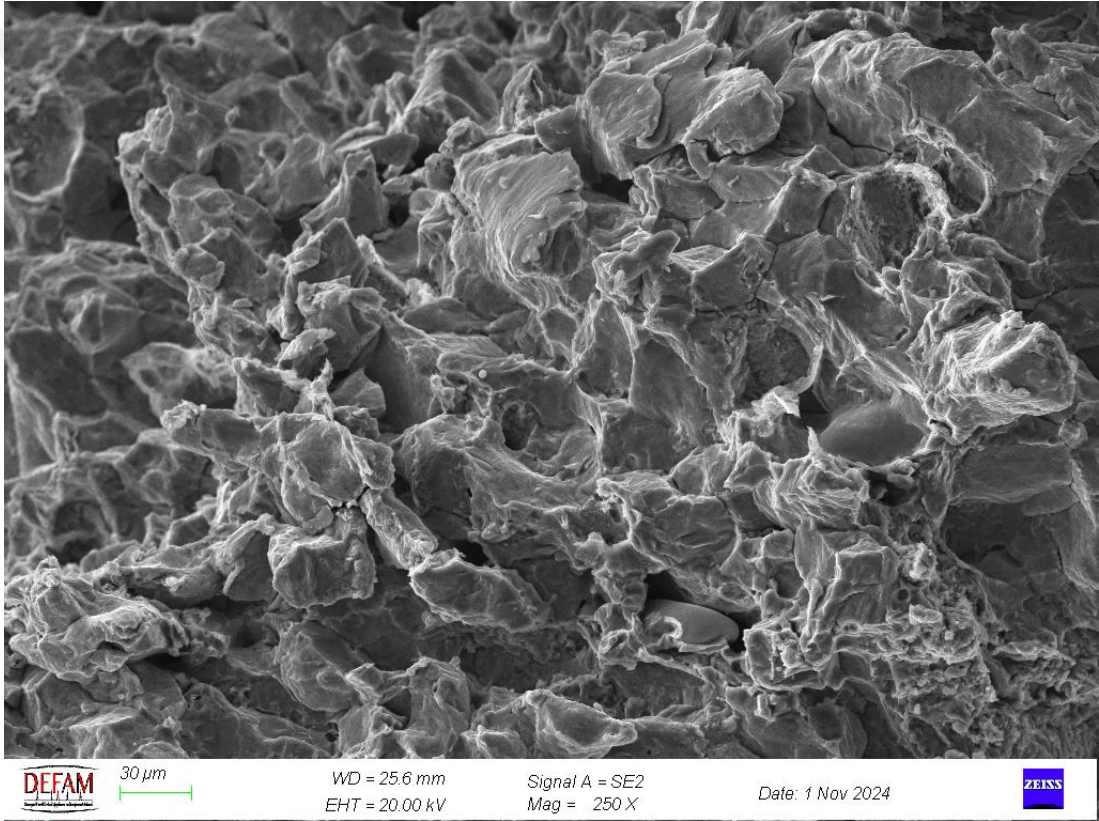
Noktasal Analiz 1: Al oranı %34,07 olarak belirlenmiştir. Bu oran, Nokta 1 bölgesinde Al matrisin varlığını göstermekte, ancak daha düşük bir yoğunlukla bulunmakta

olduğunu işaret eder. Nokta 1'deki Al içeriği, bu bölgenin matris yapısının ana bileşeni olduğunu destekler, ancak diğer elementlerin varlığı ile yoğunlaşmamış bir Al yapısı sergiler. Mg (%2,82) ve Cu (%0,48) oranları, matris içinde dağılım gösteren alaşım elementleridir. Mg, Al matrisi içinde çökelti oluşturarak sertlik ve mukavemeti artırırken Cu'nun düşük oranı matrisin mukavemetine sınırlı bir katkı sağlar. Zn (%0,86) oranı, Zn'nin korozyon direncine katkıda bulunduğunu göstermektedir. Bu düşük oranda Zn, malzemenin yüzey koruma kapasitesini artırıcı bir etkiye sahiptir. Si (%10,96), bu bölgede SiC partiküllerinin varlığını göstermektedir. SiC, sert ve dayanıklı bir faz olarak kompozitin aşınma direncini artırmaktadır. C (%14,75) oranı, grafen katkısının Nokta 1'de mevcut olduğunu göstermektedir. Grafen, çatlak ilerlemesini sınırlandırarak kırılma dayanımına katkıda bulunmaktadır. Oksijen (%36,05) oranı, yüksek bir oksitlenme durumu gösterir ve bu oksit fazı, malzemenin korozyon direncine katkı sağlar ancak kırılganlığı artırmaktadır.

Bölge 1: Al oranı %73,44 olarak tespit edilmiştir. Bu oran, Al'nin matris yapısının ana bileşeni olduğunu ve Al'nin homojen olarak dağıldığını göstermektedir. Yüksek Al içeriği, bu bölgenin hafiflik ve yapısal dayanım sunduğunu göstermektedir. Mg (%3,46), Al matrisi içinde çözünerek mukavemeti artırıcı çökelti oluşturarak sertlik kazandırmaktadır. Yaşlandırma işlemi sırasında bu çökelti, kompozitin dayanıklılığını desteklemektedir. Cu oranı, Al matris ile çözünerek mukavemet kazandırır ve kırılma dayanımını artırıcı bir etkiye sahiptir. Bu oranda Zn, korozyon direncine katkı sağlar ve yapısal dayanımı destekler. Karbon içeriği, grafen katkısının bu bölgede bulunduğunu gösterir. Grafen, çatlak ilerlemesini yavaşlatarak kırılma dayanımını destekler. Oksijen (%4,70) oranı düşük seviyede olup, hafif bir oksitlenme göstermektedir. Bu miktarda oksit, yüzey korumasına katkı sağlar ancak kırılganlık üzerinde belirgin bir olumsuz etki beklenmemektedir. Bölge 1, yüksek Al içeriği ile sağlam bir matris yapısı sunarken, Mg ve Cu katkıları mukavemeti desteklemektedir. Grafen, çatlak ilerlemesini sınırlandırırken oksitlenme düşük seviyede olup yüzey korumasına katkı sağlamaktadır.

Bölge 2: Al oranı %73,93 ile oldukça yüksek seviyede bulunmuştur. Mg (%4,01), Al matrisi içinde çökelti oluşturarak sertlik ve mukavemeti artırmaktadır. Bu çökelti, yaşlandırma işlemi sırasında malzemenin darbe dayanımını ve sertliğini güçlendirmektedir. %2,16 oranında Cu varlığı, mukavemeti artırıcı çökelti oluşturarak malzemenin kırılma dayanımını güçlendiren bir etkiye sahiptir. Zn

(%4,29), korozyon direncini artırıcı katkı sağlar ve bu yüksek Zn oranı yüzey korumasını destekler. Si (%15,54), bu bölgede SiC partiküllerinin yoğunlaştığını göstermektedir. SiC, sert ve dayanıklı bir faz olarak aşınma direncini artırır. Karbon (%10,95), grafen katkısının bulunduğunu ve kırılma dayanımına katkı sağladığını göstermektedir. Oksijen (%4,66) oranı, düşük seviyede oksit fazları bulunduğunu göstermektedir. Bölge 2, yüksek Al içeriği ve yoğun SiC fazıyla mukavemet, sertlik ve aşınma direncini desteklemektedir. Mg ve Cu çökeltileri darbe dayanımını artırırken, grafen katkısı çatlak ilerlemesini sınırlandırır. Oksit fazlarının düşük olması, kırılma üzerinde olumsuz bir etki yapmamaktadır.

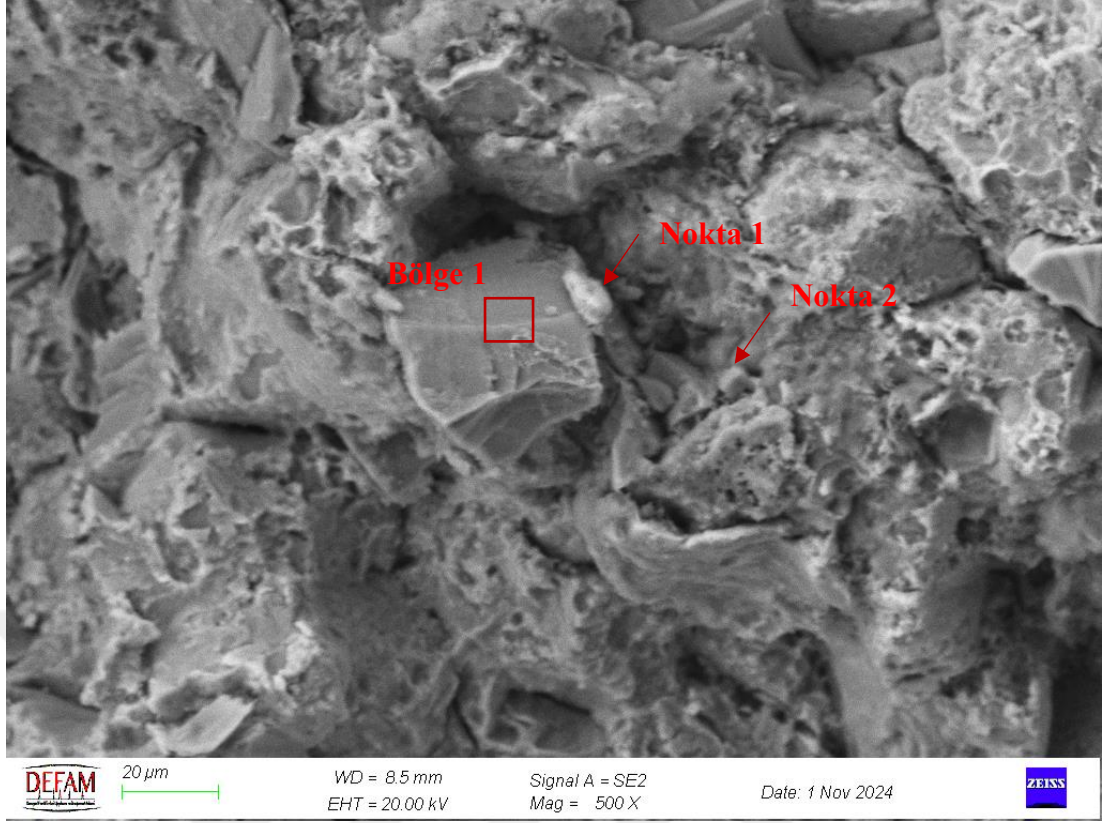


Şekil 7.37 7.1.10.G kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü

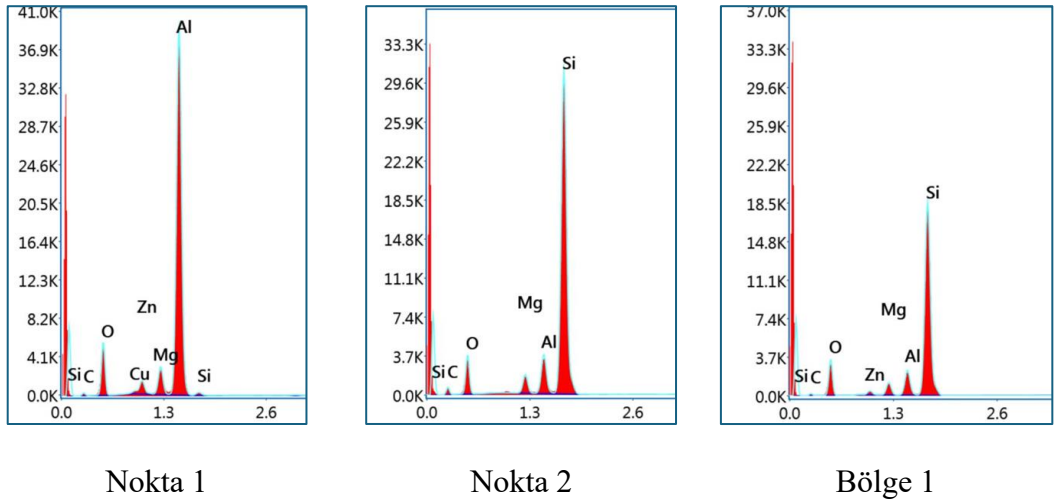
SEM görüntülerinde kırık yüzeyin düzensiz ve keskin yapılar sergilemesi, kırılmanın gevrek karakterde olduğunu işaret etmektedir. Bu kırılma şekli, malzemenin yüksek sertlik gösterirken yük altında plastik deformasyon olmaksızın kırılma eğiliminde olduğunu ortaya koymaktadır. Özellikle sert seramik takviyeler, örneğin SiC ve oksit fazları bu kırılma davranışını daha da pekiştirmektedir. EDX analizinde, Al

elementinin üç bölgedeki yüksek oranları (%58,09-%73,93) bu matrisin kompozitin ana yapısını oluşturduğunu ve malzemenin hafif olmasına katkıda bulunduğunu doğrulamaktadır. Al matris, hafifliği ve korozyon direnci sunarken, diğer alaşım elementleri ve takviyelerle de mukavemet desteği sağlamaktadır.

Mg (%2,82-%4,01) ve Cu (%0,48-%2,16) içerikleri, Al matris içinde çözünerek mukavemeti artıran çökeltiler oluşturmaktadır. Bu çökeltiler, yaşlandırma işlemi sırasında sertlik ve dayanıklılığı güçlendirmede etkilidir. Ancak Mg ve Cu çökeltileri, kırılma riskini de artırmaktadır. Zn oranı (%0,86-%4,29), kompozitin korozyon direncini desteklerken, yüzey dayanımına katkıda bulunmaktadır. SiC takviyesine bağlı olarak EDX analizinde yüksek Si oranları (%10,96-%15,54) tespit edilmiştir. Bu durum, SiC partiküllerinin matris içinde iyi dağıldığını ve güçlü bir bağ oluşturduğunu göstermektedir. SiC takviyesi kompozitin sertlik ve aşınma direncini artırırken, gevrek kırılma eğilimini de tetikleyebilmektedir. SEM görüntülerinde, kırık yüzeydeki çatlakların özellikle SiC partiküllerinin çevresinde yoğunlaştığı görülmüştür; bu da SiC'nin çatlak ilerlemesine etkisini göstermektedir. EDX analizindeki karbon oranı (%10,95-%14,75), grafen takviyesinin kırık yüzeyde homojen olarak dağıldığını göstermektedir. Grafen, çatlak ilerlemesini sınırlayarak kırılma dayanımını artırır ve tokluğa katkıda bulunmaktadır; ancak grafen miktarının düşük olması, bu etkinin sınırlı düzeyde olduğunu düşündürmektedir. Oksijen içeriğinin bazı bölgelerde yüksek (%4,66-%36,05) bulunması, yüzeyde Al_2O_3 gibi oksit fazlarının varlığına işaret etmektedir. Al_2O_3 fazı, yüzeyde doğal bir koruyucu tabaka oluşturarak korozyon direncini artırmaktadır. Ancak oksitlenmenin yoğun olduğu bölgelerde kırılma riski artarak çatlak ilerlemesine sebep olmaktadır. Örneğin, Nokta 1 gibi oksitlenmenin yoğun olduğu bölgeler, kırılma dayanımını olumsuz etkileyerek malzemenin gevrekliğini artırmaktadır.



Şekil 7.38 7.1.10.I kodlu numuneyle ait kırık yüzey SEM görüntüsü



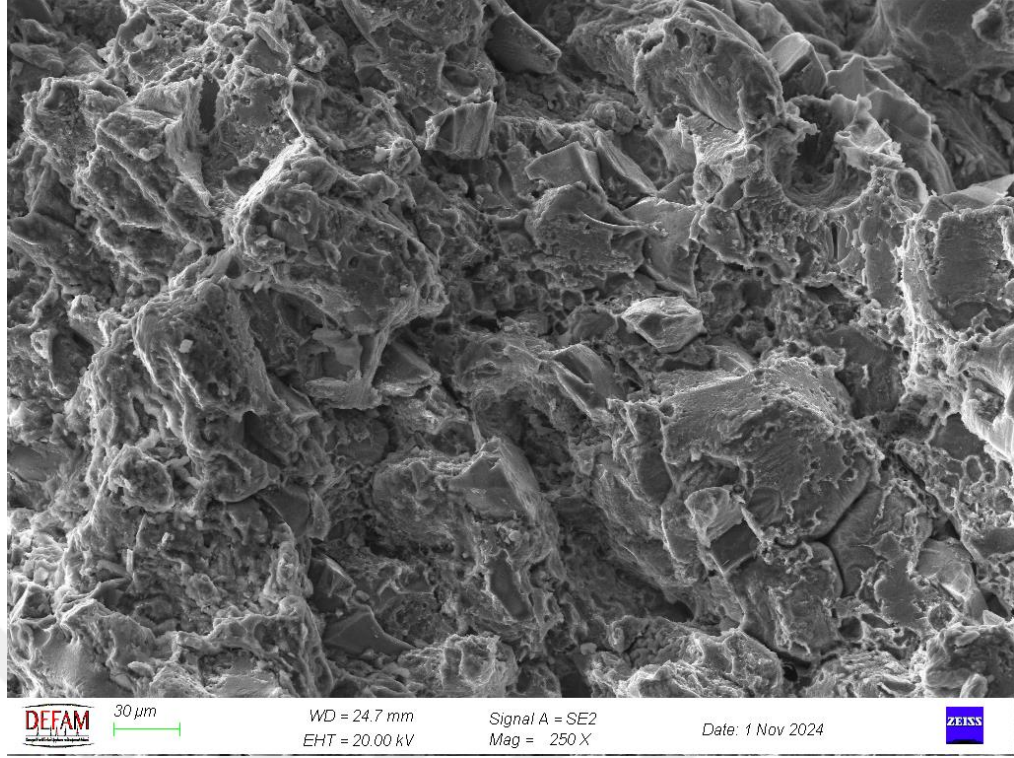
Şekil 7.39 EDX sonuçları

Noktasal Analiz 1: Al oranı %62,54 olarak belirlenmiş olup, bu durum Al matrisin yapıdaki ana bileşen olduğunu ve hafiflik ile korozyon direnci gibi özelliklerin kazandırılmasında önemli bir rol oynadığını göstermektedir. Mg içeriği (%4,72), sertlik ve mukavemet artırıcı çöktürler oluşturarak malzemenin dayanıklılığını

desteklemektedir. Cu (%1,05) ise Al matris içinde çözünerek mukavemeti güçlendirmekte, Zn içeriği (%3,53) ise malzemenin korozyon direncini yükseltici katkıda bulunmaktadır. Si içeriği (%0,98) düşük seviyede olup, bu değer SiC partiküllerinin varlığını ima etmektedir. Karbon oranı (%6,01), grafen katkısının bulunduğunu gösterir ve çatlak ilerlemesini sınırlayarak kırılma dayanımını desteklemektedir. Oksijen oranının %21,18 olarak belirlenmesi, yüzeyde Al_2O_3 gibi oksit fazlarının bulunduğunu ve bunun korozyon direncini artırırken aynı zamanda kırılma riskini yükseltebileceğini işaret etmektedir. Nokta 1, Al matrisin ana faz olarak bulunduğu ve mukavemetin Mg ve Cu katkıları ile desteklendiği bir bölge olarak tanımlanmıştır. Bu noktada grafen katkısı kırılma dayanımını iyileştirirken, yüksek oksijen oranının kırılma eğilimini artırabileceği değerlendirilmektedir.

Noktasal Analiz 2: Al oranı %6,15 ile nispeten düşük bir seviyededir. Bu düşük oran, diğer elementlerin yoğunlaştığını ve bu bölgenin Al matris dışında bir yapı içerdiğini gösterir. Si (%52,90), bu bölgede SiC partiküllerinin yoğunluğunu ve sert yapısını işaret etmektedir. SiC, kompozite sertlik kazandıran bir fazdır. Karbon (%16,83), grafen katkısının yüksek oranda olduğunu göstermekte ve çatlak ilerlemesini sınırlayarak tokluğu artırmaktadır. Mg (%3,04), mukavemet ve sertlik özelliklerini desteklemektedir. Oksijen (%21,08), oksit fazlarının varlığını gösterir, korozyon direncini sağlasa da kırılma yaratmaktadır. Nokta 2, SiC ve grafen fazlarının yoğun olarak bulunduğu, sertlik ve aşınma direncinin yüksek olduğu bir bölgedir. Yüksek oksijen içeriği kırılma yaratma potansiyeline sahiptir.

Bölge 1: Al oranı %6,72 ile düşük seviyede bulunmuştur. Bu düşük oran, SiC takviyesinin yoğunluğunu artırmaktadır. Si (%53,02), bu bölgenin yüksek sertlik sağlayan SiC partikülleri içerdiğini göstermektedir. Karbon (%7,84), grafen katkısının varlığını doğrular ve kırılma dayanımını iyileştirmektedir. Mg (%3,55) ve Zn (%2,47) oranları, mukavemet artırıcı etkiler sağlamaktadır. Oksijen (%26,39), yüksek oranda tespit edilmiştir. Bölge 1, yoğun SiC içeriği ile sert ve dayanıklı bir yapıya sahiptir. Grafen, çatlak ilerlemesini sınırlandırırken, yüksek oksijen oranı kırılma eğilimini artırabilir.



Şekil 7.40 7.1.10.I kodlu numuneye ait kırık yüzey SEM görüntüsü

SEM görüntüleri, kırık yüzeyde keskin, düzensiz ve belirgin kırılma çizgileri içeren bir yapı ortaya koymaktadır. Bu özellikler, kırılmanın gevrek modda gerçekleştiğini göstermektedir. Bu tür bir kırılma davranışının, özellikle SiC ve grafen gibi sert takviye fazlarının katkısıyla oluştuğu anlaşılmaktadır. EDX analizinde Al matrisin yüksek oranlarda (%62,54'e kadar) bulunması, kompozitin ana yapı taşı olarak Al fazının baskın olduğunu doğrulamaktadır. Al matris, hafifliği ve korozyon direncinin yanı sıra kompozitin temel yapısal bütünlüğünü sağlamaktadır. Ancak, kırık yüzeyde gözlemlenen gevrek yapı, yalnızca matrisin mekanik özelliklerinin yetersiz kaldığını değil, aynı zamanda sert takviye fazlarının da kırılma davranışını etkilediğini işaret etmektedir. EDX analizinde yüksek Si oranlarının (%53,02'ye kadar) gözlemlenmesi, kırık yüzeyde SiC partiküllerinin yoğun olarak bulunduğunu ve matris içerisinde homojen bir şekilde dağılmış olduklarını göstermektedir. SiC partikülleri, yüksek sertlikleri sayesinde kompozite aşınma direnci kazandırmaktadır. Ancak bu partiküllerin varlığı, kırılma sırasında çatlak oluşumuna eğilimli bölgelere dönüşme ihtimali bulunmaktadır. Mg (%4,72), Cu (%1,05) ve Zn (%3,53) gibi alaşım elementleri, Al matris içinde çözünerek mukavemeti artırıcı çökelti oluşturur. Yaşlandırma işlemi sırasında oluşan bu çökelti, sertlik ve dayanımı

desteklemektedir. Ancak bu alaşım elementleri, kırılğanlık eğilimini artıran faktörler arasında yer almaktadır. Özellikle Cu ve Mg çökeltileri, çatlak oluşumunu tetikleyebilecek bölgeler oluşturmaktadır. EDX sonuçlarında karbon oranının (%6.01-%16,83) yüksek olması, kırık yüzeyde grafen katkısının bulunduğunu göstermektedir. Grafen, çatlak ilerlemesini sınırlandırarak kırılma dayanımını artırır ve matris içinde mikro çatlak oluşumunu engelleyici bir rol oynamaktadır. Ancak grafen miktarının nispeten düşük olması nedeniyle bu katkının kırılma dayanımı üzerinde sınırlı bir etkisi olduğu görölmektedir. Oksijen oranının yüksek olması (%21,18-%28,95), Al_2O_3 gibi oksit fazlarının yüzeyde yoğunlaştığını göstermektedir. Bu oksit fazları, malzemenin korozyon direncine katkıda bulunmakla birlikte, kırılğanlık eğilimini de artırmaktadır.



8. SONUÇ ve ÖNERİLER

- Al 2xxx matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, indüksiyonla yapılan yaşlandırma ısıl işleminde, en yüksek relatif yoğunluk değeri %97,9 olarak %10 SiC, %0,1 grafen ve %20 SiC, %0,1 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir.
- En düşük relatif yoğunluk ise %20 SiC, %0,5 grafen takviyesi içeren hibrit kompozitlerde %92,3 olarak tespit edilmiştir.
- Aynı zamanda, en düşük gözeneklilik oranı 2.1.10 ve 2.1.20 kodlu hibrit kompozitlerde gözlenmiştir. %20 SiC ve %0,5 grafen takviyesi içeren kompozitler ise en yüksek gözeneklilik oranına sahip olmuştur. Grafen takviyeli kompozitlerde, artan grafen oranı relatif yoğunlukların azalmasına ve dolayısıyla gözeneklilik oranının artmasına neden olmaktadır. Bu durum, grafenin artan miktarda topaklanma eğilimi göstermesinden kaynaklanmaktadır.
- Al 2xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, geleneksel yöntemle yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunelerde, en yüksek relatif yoğunluk değeri %97,8 oranıyla %10 SiC ve %0,1 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde gözlemlenmiştir.
- En düşük relatif yoğunluk değeri ise %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %93,3 olarak belirlenmiştir.
- Ayrıca, en düşük gözeneklilik oranı %10 SiC ve %0,1 grafen içeren hibrit kompozitlerde elde edilmiştir. Buna karşılık, %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitler en yüksek gözeneklilik oranına sahip olmuştur.
- Al 6xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, indüksiyonla yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış numunelerde en yüksek relatif yoğunluk değeri %93,005 olarak 6.1.0 ve 6.3.10 kodlu hibrit kompozitlerde elde edilmiştir.
- En düşük relatif yoğunluk değeri ise %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %90,155 olarak tespit edilmiştir.
- Ayrıca, en düşük gözeneklilik oranı %0,1 grafen ve %10 SiC, %0,3 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde gözlemlenmiştir. Buna karşın, %20 SiC ve %0,5

grafen içeren kompozitlerin en yüksek gözeneklilik oranına sahip olduğu belirlenmiştir.

- Al 6xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, geleneksel yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış numunelerde en yüksek relatif yoğunluk %92,055 oranıyla %10 SiC ve %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir.
- En düşük relatif yoğunluk değeri ise %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %88,92 olarak kaydedilmiştir.
- İlaveten, en düşük gözeneklilik oranı %10 SiC ve %0,5 grafen içeren hibrit kompozitlerde gözlemlenmiştir. Bunun aksine, %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitler en yüksek gözeneklilik oranına sahip olmuştur.
- Al 7xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, indüksiyonla yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış numunelerde en yüksek relatif yoğunluk %98,303 ile %10 SiC ve %0,1 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir.
- En düşük relatif yoğunluk ise %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %94,56 olarak ölçülmüştür.
- En düşük gözeneklilik oranı %10 SiC ve %0,1 grafen içeren hibrit kompozitlerde bulunmuştur. Öte yandan, %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitler en yüksek gözeneklilik oranına sahip olmuştur.
- Al 7xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin relatif yoğunlukları incelendiğinde, indüksiyonla yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış numunelerde en yüksek relatif yoğunluk %97,4165 ile %0,3 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde elde edilmiştir.
- En düşük relatif yoğunluk ise %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde %94,0675 olarak belirlenmiştir.
- En düşük gözeneklilik oranı %0,3 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde gözlemlenmiştir. Bunun karşısında, %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitler en yüksek gözeneklilik oranına sahip olmuştur.
- İndüksiyon yöntemiyle sinterlenmiş ve aynı yöntemle yaşlandırma ısı işlemine tabi tutulmuş Al 2xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri incelendiğinde, en yüksek sertlik %20 SiC ve %0,1 grafen takviyeli kompozitlerde 143,3 HB olarak bulunmuştur.

- En düşük sertlik ise %10 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitlerde 48,8 HB olarak tespit edilmiştir. Takviyesiz 2.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri ise 89,2 HB olarak ölçülmüştür. Sertlik artışının en belirgin olduğu numune %126 oranıyla 2.5.15 kodlu kompozittir, en fazla sertlik düşüşü ise %27 oranıyla 2.5.0 kodlu hibrit kompozitte gözlemlenmiştir.
- Geleneksel yöntemlerle sinterlenmiş ve yaşlandırma ısı işlemi uygulanmış Al 2xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri incelendiğinde, en yüksek sertlik %10 SiC ve %0,1 grafen takviyeli kompozitlerde 113,7 HB olarak ölçülmüştür.
- En düşük sertlik değeri ise %15 SiC ve %0,3 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde 48,8 HB olarak belirlenmiştir. Takviyesiz 2.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri 84,5 HB olarak tespit edilmiştir. Sertlik artışının en belirgin olduğu numune %167 oranıyla 2.1.10 kodlu kompozittir, en düşük sertlik artışı ise 75,4 HB ile 2.1.15 kodlu kompozitte gözlemlenmiştir.
- İndüksiyon yöntemiyle sinterlenmiş ve aynı yöntemle yaşlandırma ısı işlemine tabi tutulmuş Al 6xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri incelendiğinde, en yüksek sertlik %15 SiC ve %0,1 grafen takviyeli kompozitlerde 48,8 HB olarak ölçülmüştür.
- En düşük sertlik değeri ise %20 SiC ve %0,5 grafen takviyeli kompozitlerde 36,2 HB olarak belirlenmiştir. Takviyesiz 6.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri ise 36,4 HB olarak tespit edilmiştir. Sertlik artışının en fazla olduğu numune %57 oranıyla 6.3.10 kodlu kompozittir, en büyük sertlik düşüşü ise %0,55 ile 6.5.20 kodlu numunede gözlemlenmiştir.
- Geleneksel yöntemlerle sinterlenmiş ve yaşlandırma ısı işlemine tabi tutulmuş Al 6xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri incelendiğinde, en yüksek sertlik %20 SiC ve %0,1 grafen takviyeli kompozitlerde 47,5 HB olarak ölçülmüştür.
- En düşük sertlik ise %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde 29,9 HB olarak belirlenmiştir. Takviyesiz 6.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri 32,8 HB olarak tespit edilmiştir. Sertlik artışının en fazla olduğu numune %64 oranıyla 6.1.20 kodlu kompozittir, en düşük sertlik artışı ise %12,3 ile 6.5.0 ve 6.5.20 kodlu numunelerde gözlemlenmiştir.

- İndüksiyon yöntemiyle sinterlenmiş ve aynı yöntemle yaşlandırma ısı işlemine tabi tutulmuş Al 7xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri incelendiğinde, en yüksek sertlik %10 SiC ve %0,1 grafen takviyeli kompozitlerde 157,2 HB olarak ölçülmüştür.
- En düşük sertlik değeri ise %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde 86,2 HB olarak belirlenmiştir. Takviyesiz 7.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri 109 HB olarak tespit edilmiştir. Sertlik artışının en fazla olduğu numune %49 oranıyla 7.1.10 kodlu kompozittir, en büyük sertlik düşüşü ise %3,8 ile 7.5.0 kodlu numunede gözlemlenmiştir.
- Geleneksel yöntemlerle sinterlenmiş ve yaşlandırma ısı işlemine tabi tutulmuş Al 7xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin ortalama sertlik değerleri değerlendirildiğinde, en yüksek sertlik %10 SiC ve %0,1 grafen takviyeli kompozitlerde 100,1 HB olarak ölçülmüştür.
- En düşük sertlik ise %0,5 grafen takviyeli hibrit kompozitlerde 54,7 HB olarak bulunmuştur. Takviyesiz 7.0.0 kodlu numunenin sertlik değeri ise 54,9 HB olarak belirlenmiştir. Sertlik artışının en fazla olduğu numune %62 oranıyla 7.1.10 kodlu kompozittir, en büyük sertlik düşüşü ise %9 ile 7.5.15 kodlu numunede gözlemlenmiştir.
- Al 2xxx, Al 6xxx ve Al 7xxx serisi matrisli SiC ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin aşınma performansları, geleneksel ve indüksiyonla yaşlandırma yöntemleriyle değerlendirildiğinde, geleneksel fırınla yaşlandırmada en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma 2.1.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0015 gr ve 0,054 cm³ olarak ölçülmüştür. Öte yandan, en yüksek ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma ise 2.5.15 kodlu numunede sırasıyla 0,0096 gr ve 0,352 cm³ olarak gözlemlenmiştir. İndüksiyon yöntemiyle yaşlandırılmış numunelerde, en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma 2.5.15 kodlu numunede sırasıyla 0,0021 gr ve 0,078 cm³ olarak tespit edilmiştir.
- Al 6xxx serisi numunelerin aşınma performansları değerlendirildiğinde, geleneksel yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerde en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma 6.1.20 kodlu numunede sırasıyla 0,0042 gr ve 0,159 cm³ olarak ölçülmüştür. En yüksek ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma ise 6.3.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0059 gr ve 0,224 cm³ olarak tespit edilmiştir. İndüksiyon yöntemiyle yaşlandırılmış numunelerde, en düşük ağırlık kaybı ve

hacimsel aşınma değerleri 6.3.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0044 gr ve 0,164 cm³ olarak belirlenmiştir. En yüksek ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma ise 6.1.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0064 gr ve 0,242 cm³ olarak gözlemlenmiştir.

- Al 7xxx serisi numuneler incelendiğinde, geleneksel fırın yöntemiyle yaşlandırılan numunelerde en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değerleri 7.1.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0027 gr ve 0,0096 cm³ olarak bulunmuştur. En yüksek ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma ise 7.3.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0043 gr ve 0,154 cm³ olarak belirlenmiştir. İndüksiyon yöntemiyle yaşlandırılmış numunelerde ise en düşük ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma değerleri yine 7.1.10 kodlu numunede sırasıyla 0,0012 gr ve 0,043 cm³ olarak ölçülmüştür. En yüksek ağırlık kaybı ve hacimsel aşınma ise 7.5.20 kodlu numunede sırasıyla 0,0038 gr ve 0,138 cm³ olarak tespit edilmiştir.
- Grafen ve SiC oranlarının aşınma değerleri üzerindeki etkileri değerlendirildiğinde, grafen oranının artışıyla birlikte geleneksel fırın ile yaşlandırılan numunelerde ağırlık kayıplarının arttığı gözlemlenmektedir. Bu artış, grafenin matris içindeki yerleşimi ve oluşan topaklanmalarla ilişkilidir. Grafen parçacıkları, matris içinde kümelenme eğilimindedir, bu da ağırlık kaybını artırabilir. İndüksiyon yöntemiyle yaşlandırmada ise, grafen oranının artışı ağırlık kayıpları üzerinde daha az etkili olmaktadır. Bu durum, indüksiyon ısıl işleminin daha homojen ısınma ve takviye partiküllerinin daha iyi dağılmasıyla ilgili olabilir.
- SiC oranı yükseldikçe hem geleneksel fırın hem de indüksiyon yöntemiyle yaşlandırılan numunelerde hacimsel aşınma değerlerinin arttığı gözlemlenmiştir. Bu artış, SiC 'in matristen daha yüksek yoğunluğa (3,21 g/cm³) sahip olmasından kaynaklanmaktadır. SiC partiküllerinin matrisin üzerine eklenmesi, topaklanmalara yol açabilir ve aşınma sırasında bu partiküllerin matristen koparak ağırlık kaybına neden olabilir. Sonuç olarak, SiC oranının artışı hacimsel aşınma değerlerini yükseltmektedir.
- Sürtünme katsayılarına bakıldığında, geleneksel yaşlandırma yönteminde sürtünme katsayılarının 0,36 ile 0,58 arasında değiştiği görülmektedir. İndüksiyon ile yaşlandırma yöntemi uygulanan numunelerde ise bu katsayılar 0,34 ile 0,66 arasında değişiklik göstermiştir. Özellikle grafen oranı arttıkça,

sürtünme katsayılarının düştüğü gözlemlenmiştir. Bu durum, grafenin sürtünme özelliklerini etkileyen yüzey özellikleri ve partiküllerin dağılımındaki değişikliklerle ilişkilendirilebilir. Grafenin artışı, yüzey pürüzlülüğünü ve dolayısıyla sürtünmeyi azaltabilir.

- SEM görüntülerinde kırık yüzeyin keskin ve düzensiz yapıda olması, kompozitin gevrek kırılma davranışı sergilediğini ve malzemenin plastik deformasyon olmaksızın kırıldığını göstermektedir.
- SiC ve grafen takviyeleri, kompozit yapıya sertlik ve aşınma direnci kazandırırken, aynı zamanda gevrek kırılma eğilimini artırmaktadır. SiC partikülleri, çatlak ilerleme bölgesi olarak yoğunlaşmaktadır.
- EDX analizinde yüksek Al oranlarının (%58.09-%73.93) bulunması, Al matrisin kompozitin ana yapı taşı olduğunu doğrulamaktadır.
- Mg (%2.82-%4.72), Cu (%0.48-%6.00) ve Zn (%0.86 - %4.29) elementleri, Al matris içerisinde mukavemet artırıcı çökeltiler oluşturarak dayanımı desteklemektedir. Ancak bu çökeltiler kırılma riskini artırmaktadır.
- EDX analizindeki yüksek Si oranları, SiC partiküllerinin matris içerisinde homojen dağıldığını ve güçlü bir bağ oluşturduğunu göstermektedir. Bu homojen dağılım, kompozitin mekanik dayanıklılığını artırmaktadır.
- Karbon oranının yüksek olması (%6.0-%16.83), grafen katkısının kırık yüzeyde homojen olarak dağıldığını gösterir. Grafen, çatlak ilerlemesini sınırlandırarak kırılma dayanımını desteklemektedir; ancak düşük grafen miktarı, etkinin sınırlı olduğunu düşündürmektedir.
- Oksijen oranının (%4.66-%36.05) yüksek bulunması, yüzeyde Al_2O_3 gibi oksit fazlarının yoğunlaştığını gösterir. Bu oksit fazları, korozyon direncine katkı sağlarken aynı zamanda kırılma eğilimini de artırmaktadır.
- Al matris içinde çökeltiler oluşturan Cu ve Mg, dayanıklılığı desteklemekte ancak kırılma yapıya katkıda bulunmaktadır. Çökeltiler, kırılma anında çatlak ilerlemesini kolaylaştırmaktadır.
- Zn katkısı (%0.86-%4.29) korozyon direncini artırıcı etki göstermektedir. Ayrıca, Al_2O_3 fazları yüzeyde koruyucu bir tabaka oluşturarak yüzeyin korozyona karşı korunmasını sağlamaktadır.

- SEM analizlerinde gözeneksiz ve yoğun bir mikro yapı gözlemlenmiştir. Bu yapı, kompozitin dayanımını artırarak çatlak ilerlemesini geciktirici bir etki göstermektedir.
- Yaşlandırma işlemi sırasında oluşan çökeltiler ve sinterleme işlemi sonucunda elde edilen yoğun mikro yapı, kompozitin sertlik ve mukavemet özelliklerini başarılı bir şekilde desteklemektedir.
- Yüksek mukavemet özelliklerine rağmen, gevrek kırılma eğilimi nedeniyle darbe dayanımının sınırlı olduğu gözlemlenmiştir.



KAYNAKLAR

- Ahlatçı, H. (2003). Alüminyum-Silisyum Karbür Kompozitlerin Mekanik Özelliklerine ve Aşınma Davranışına Takviye Boyutunun ve Matris Bileşiminin Etkisi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Akbulut, H. (1994a). Alümina Fiber Takviyeli Al-Si Metal Matriksli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı-Özellik İlişkilerinin İncelenmesi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.
- Akbulut, H. (1994b). Alümina Fiber Takviyeli Metal Matriksli Kompozitlerin Üretimi ve Mikroyapı-Özellik ilişkilerinin İncelenmesi. Fen Bilimleri.
- Akın, G. (2006). Toz Metalurjisi Yöntemiyle Alüminyum Matrisli Bor Karbür Takviyeli Kompozitlerin Üretilmesi ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Akoral, E. (2003). Toz Metalürjisi Yöntemi ile Al-SiC Kompozit Malzeme Üretimi ve İşlenebilirliğinin İncelenmesi. Manisa Celal Bayar Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Altenpohl, D., Kaufman, J. G., & Das, K. (1998). Aluminum: technology, applications, and environment: a profile of modern metal: aluminum from within.
- Altınışik, Z. (2019). Alüminyum oksit ve grafen takviyeli hibrit kompozitlerin toz metalurjisi yöntemi ile üretimi ve karakterizasyonu. Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Anthony Xavier, M., Ranganathan, N., Prashantha Kumar, H. G., Joel, J., & Ashwath, P. (2018). Mechanical properties evaluation of hot extruded AA 2024 – Graphene Nanocomposites. *Materials Today: Proceedings*, 5(5), 12519–12524. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.02.233>
- Ashby, M. F. (1993). Criteria for selecting the components of composites. *Acta Metallurgica et Materialia*, 41(5), 1313–1335. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(93\)90242-K](https://doi.org/10.1016/0956-7151(93)90242-K)
- Ashwath, P., Jeyapandiarajan, P., Anthony Xavier, M., verma, R., kumar singh, N., & Varalaxshmi. (2018). Heat Treating Studies of Graphene Reinforced Aluminium Metal Matrix Composite. *Materials Today: Proceedings*, 5(5), 11859–11863. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.02.157>

Askeland, D. R. (1998). Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri.

Aslan, K. (2022). Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Al+Si Matrisli Kompozitlerin Aşınma Dayanımlarının İncelenmesi. Bitlis Eren üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Ataş, A., Yusufoglu, İ., & Oktay, E. (2001). Otomobil Parçalarının Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretimi. <https://avesis.istanbul.edu.tr/yayin/7ab4b6ec-a993-485d-8812-69828e253ba5/otomobil-parcalarinin-toz-metalurjisi-yontemiyle-uretimi>

Ayata, A. (2005). Toz metal malzemelerin mikrodalga fırınlarla sinterlenebilirliğinin incelenmesi / Alüminyum tozu metal malzemelerin mikrodalga sinterleme işlemi ile yeteneğinin araştırılması. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Ayata, A. (2014). Toz Metal Alüminyum Malzemelerin Mikrodalga Enerjisi ile Sinterlenebilirliğinin İncelenmesi. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Aycan, M. F. (2010). Yaşlandırma Isıl İşleminin SiC ve Al₂O₃ Parçacık Takviyeli Alüminyum Alaşımı Esaslı Kompozit Malzemelerin Mekanik Özelliklerine Etkisi. Tobb Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Aydın, B. (2002). AA2014 alaşımında yaşlandırma ısıl işlemle işlenebilirlik özellikleri üzerindeki etkilerinin incelenmesi / Yaşlandırma ısıl işleminin AA2014 alaşımının işlenebilirliğine etkilerinin incelenmesi. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Bahçeci, E. (2006). Al Matrisli α -Si₃N₄ Takviyeli Kompozit Malzeme Üretimi ve İşlenebilirliğinin Karakterizasyonu. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Boutman, L., & Krack, R. (1974). Composite Materials.

Boz, M. (2003). Seramik takviyeli bronz esaslı toz metal fren balata üretimi ve sürtünme-aşınma özelliklerinin araştırılması. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

Burg, T., & Crosky, A. (2001). Materials for Aeronautical Engineering Published Course Materials. University of New South Wales.

Campbell Jr, F. C. (2006). Manufacturing technology for aerospace structural materials. In Elsevier (1st ed.).

Canaran, M. (2002). Mekanik Alaşımlamanın Volfram Ağır Alaşımlarının Yüksek Sıcaklık Sinterleme Davranışlarına Olan Etkilerinin İncelenmesi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Carden, R. A. (1996). Metal Matrix Composites and Method of Manufacture Thereof. US Patent.

Çavdar, U., & Akkurt, O. (2018a). Alüminyum-Grafen Nanoplatelet Toz Kompozitlerinin Mikro Yapısı, Sertliği ve Tribolojik Davranışı Üzerinde Sinterlemenin Etkisi. Toz Metalurjisi ve Metal Seramikleri, 57, 265–271.

Çavdar, U., & Akkurt, O. (2018b). The Effect of Sintering on the Microstructure, Hardness, and Tribological Behavior of Aluminum–Graphene Nanoplatelet Powder Composites. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 57(5–6), 265–271. <https://doi.org/10.1007/s11106-018-9978-9>

Çavdar, U., & Atik, E. (2011). Geleneksel ve Hızlı Sinterleme Yöntemleri. CBÜ Soma Meslek Yüksekokulu Teknik Bilimler, 1(15), 1–10.

Cebeci, A. (2023). Öğütülmüş ve Öğütülmemiş Pirinç Kabuğu Külü (Rha) İlaveli Aa7075 Matrisli Kompozitlerin Toz Metalurjisi ile Üretimi. Kırıkkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Çetinkaya, Ş. (2005). Karbon Katkılı Alaşımlı Demir Tozu Peletlerinin Sinterleme Sonrası Özellikleri. İstanbul Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Chawla, N., & Chawla, K. K. (2013). Metal Matrix Composites (Vol. 2). <https://doi.org/10.1007/978-1-4614-9548-2>

Chen, L. Y., Konishi, H., Fehrenbacher, A., & Ma, C. (2012). Novel Nanoprocessing Route for Bulk Graphene Nanoplatelets Reinforced Metal Matrix Nanocomposites. Scripta Materialia, 67(1), 29–32. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.03.013>

Çiftçi, İ. (2003). Alüminyum esaslı kompozitlerde takviye oranı ve boyutunun mekanik özellikler ve işlenebilirlik üzerine etkisinin araştırılması. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

Cöcen, Ü., & Önel, K. (1996). Metal Matrisli Kompozitler: Özellikleri ve Uygulamaları. *Metalurji*, 20(104), 18–31.

Cuadros-Lugo, E., Estrada-Guel, I., Herrera-Ramírez, M., López-Meléndez, C., & Carreño-Gallardo, C. (2018). Graphene as reinforcement agent in aluminum alloy 7075 matrix composite by using mechanical milling. *Microscopy and Microanalysis*, 24(S1), 1726–1727. <https://doi.org/10.1017/S143192761800911X>

Curtis, F. W. (1950). High-frequency induction heating. McGraw-Hill.

Dabak, R. (2019). Alüminyum matrisli seramik takviyeli kompozit malzeme üretimi ve fiziksel karakterizasyonu. Mersin Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Dashwood, R. C., & Grimer, R. (2010). Structural Materials: Aluminum and Its Alloys – Properties. John Wiley&Sons. <https://doi.org/https://doi.org/10.1002/9780470686652.eae195>

Davis, J. R. (1993). Aluminum and Aluminum Alloys (Materials Park). Prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee.

Davis, J. R. (1998). Metals Handbook Desk Edition (J. R. Davis, Ed.). ASM International. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.mhde2.9781627081993>

Davis, J. R. (Joseph R.). (2001). Alloying: understanding the basics. ASM International. <https://doi.org/https://doi.org/10.31399/asm.tb.aub.9781627082976>

Deckart, C. R., & Beaman, J. J. (1987). Recent advances in selective laser sintering. Manufacturing process, systems and machines. In S. K. Samanta (Ed.), University of Michigan Conference Proceedings, National Science Foundation (pp. 447–451).

Demirci, H. (2004). Mühendislik Malzemeleri Önemli Endüstriyel Malzemeler ve Isıl işlemleri.

Dennis, W. H. (1971). Demirden Gayri Metaller Metalürjisi.

Dhand, V., Rhee, K. Y., Kim, H. J., & Jung, D. H. (2013). A Comprehensive Review of Graphene Nanocomposites: Research Status and Trends. *Journal of Nanomaterials*, 1–14. <https://doi.org/10.1155/2013/763953>

Dilmeç, M., Tınkır, M., & Arıkan, H. (2015). Al 2024 Alaşımının Çökeltme Sertleşmesi İşlemi Koşullarının Şekillendirilebilirliğe Etkisinin İncelenmesi. *Çukurova Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 30(1), 231–248. <https://doi.org/10.21605/cukurovaummfd.242796>

Doğan, M. (1989). Alüminyum alaşımının Isıl İşlemi. Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Dong, R., Yang, W., Yu, Z., Wu, P., Hussain, M., Jiang, L., & Wu, G. (2015). Aging behavior of 6061Al matrix composite reinforced with high content SiC nanowires. *Journal of Alloys and Compounds*, 649, 1037–1042. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.07.233>

Dowson, G., & Whittaker, D. (1990). Introduction to powder metallurgy: the process and its products (EPMA PRESS). <https://www.epma.com/epma-free-publications/product/introduction-to-powder-metallurgy>

Eliasson, J., & Sandström, R. (1995). Applications of Aluminium Matrix Composites. *Key Engineering Materials*, 104–107, 3–36. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.104-107.3>

Ercetin, A. (2021). Application of the Hot Press Method to Produce New Mg Alloys: Characterization, Mechanical Properties, and Effect of Al Addition. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30(6), 4254–4262. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05814-0>

Erden, M. A. (2015). Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen mikroalaşım çeliklerinin mikroyapı mekanik özellik ilişkisinin araştırılması. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

Eren, A., & Baran, M. F. (2019). Fıstık (*Pistacia vera* L.) Yaprğından Gümüş Nanopartikül (AgNP)'lerin Sentezi, Karakterizasyonu ve Antimikrobiyal Aktivitesinin İncelenmesi. *Türkiye Tarımsal Araştırmalar Dergisi*, 6(2), 165–173. <https://doi.org/10.19159/tutad.493006>

German, R. M. (1984). Powder Metallurgy Science (Vol. 2). Metal Powder Industries Federation.

German, R. M. (1996). Sintering Theory and Practice.

Gökçe, A. (2013). Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Al-Cu Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinin Geliştirilmesi. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

Gökçe, H. (2013). Mekanik Alaşımlama Süreçleri ile Al-20Si Esaslı Toz ve Sinter Kompozitlerin Geliştirilmesi ve Karakterizasyon Çalışmaları. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü. Doktora Tezi.

Gökmeşe, H. (2010). Gaz atomizasyonu yöntemiyle AA 2014 alaşım tozunun üretimi. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Goryczka, T., Humbeeck, J. Van, Leuven, K. U., Goryczka, T., & Humbeeck, J. Van. (2006). Characterization of a NiTiCu shape memory alloy produced by powder technology. Article in Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering. <https://www.researchgate.net/publication/42107257>

Groover, M. P. (1996). Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems.

Gürbüz, M., & Mutuk, T. (2019). Karbon Esaslı Malzeme Takviyeli Titanyum Kompozitler ve Grafen Üzerine Yeni Eğilimler. Mühendis ve Makina, 60(695), 101–118.

Hammes, G., Binder, C., Galiotto, A., Klein, A. N., & Al-Qureshi, H. A. (2005). Relationship between Cold Isostatic Pressing and Uniaxial Compression of Powder Metallurgy.

Hiçyılmaz, N. (1999). Toz metalurjisi yöntemleri ile elde edilen seramik tanecik destekli alüminyum esaslı kompozit malzemelerin aşınma özellikleri. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Hsieh, C.-T., Ho, Y.-C., Wang, H., Sugiyama, S., & Yanagimoto, J. (2020). Mechanical and tribological characterization of nanostructured graphene sheets/A6061 composites fabricated by induction sintering and hot extrusion. Materials Science and Engineering: A, 786, 138998. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.138998>

- Hu, Z., Tong, G., Lin, D., Chen, C., Guo, H., Xu, J., & Zhou, L. (2016). Graphene-reinforced metal matrix nanocomposites – a review. *Materials Science and Technology*, 32(9), 930–953. <https://doi.org/10.1080/02670836.2015.1104018>
- Huang, Z., Yan, H., & Xiong, J. (2022). Analysis of microstructure and mechanical properties of graphene nanoplatelet reinforced 2024Al alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 832, 142466. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142466>
- Huda, M. D., & Hashmi, M. S. J. (1995). Application of Aluminium Metal Matrix Composites. *Key Engineering Materials*, 104, 37–64.
- Johnson, D. L., & Rizzo, R. A. (1980). Plasma sintering of beta-double prime alumina. *Cerm. Bull.*, 59, 467–472.
- Kaçan, H. (2022). Toz Metalurjisi Yöntemi ile SiC Takviyeli CuAlNi Kompozit Üretimi ve Karakterizasyonu. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Kaçar, H., Atik, E., & Meriç, C. (2003). The effect of precipitation-hardening conditions on wear behaviours at 2024 aluminium wrought alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 142(3), 762–766. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00642-3](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00642-3)
- Kainer, K. U. (2006). Basics of metal matrix composites. *Metal Matrix Composites* (K. U. Kainer, Ed.). Wiley. <https://doi.org/10.1002/3527608117>
- Kalaycıoğlu, A. S. (2010). SiC Tane Katkılı Alüminyum Kompozitlerin Toz Metalurjisi ile Üretimi ve Karakterizasyonu. Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Kang, S.-J. L. (2005). Sintering Densification, Grain Growth, and Microstructure. Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-6385-4.X5000-6>
- Karakışlak, M. (1978). Alüminyum Alaşımları ve Isıl İşlemi. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.
- Kasai, T., Ozaki, Y., Noda, H., Kawasaki, K., & Tanemoto, K. (1989). Laser-Sintered Barium Titanate. *Journal of the American Ceramic Society*, 72(9), 1716–1718. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1989.tb06309.x>

Kaya, I. (2005). Al 7075 Alaşımının şekillenme ve Isıl İşleme Özelliklerinin İyileştirilmesi. Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Keçeli, Z. (2007). Characterization Investigations of Powder And Sintered Al-SiC And Al-B4C Composites Developed via Mechanical Alloying. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Kijima, K., Uetuki, T., & Tanaka, K. (1988). Sintering of silicon carbide (S., S. M., Y. M., W. R. Somiya, Ed.; Vol. 87).

Knowles, A. J., Jiang, X., Galano, M., & Audebert, F. (2014). Microstructure and mechanical properties of 6061 Al alloy based composites with SiC nanoparticles. Journal of Alloys and Compounds, 615, S401–S405. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.01.134>

Köksal, Ü. (2021). Toz metalurjisi ile üretilen W-Nb-V ilave edilen Ni-Mo çeliğine sinterleme süresinin mekanik özelliklere etkisi. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi.

Kumar, H. G. P., & Xavier, M. A. (2017). Assessment of Mechanical and Tribological Properties of Al 2024- SiC-Graphene Hybrid Composites. Procedia Engineering, 174, 992–999. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.01.251>

Kumdalı, F. (2008). Takviyeli Kompozitlerin Toz Metalurjisi Yöntemi ile Üretimi. Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Kumkumoğlu, F. B. (2016). Comparative Effects Of Ni-Co Addition And Milling Parameters On Corrosion Resistance Behavior of W-Cu Based P/M Alloys. İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Kumruoğlu, L. C. (2019). Alüminyum-Magnezyum-Zirkonyum Alaşımına Grafen-Nano Karbon Esaslı Takviyelerin, Fiziksel ve Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi. Academic Platform Journal of Engineering and Science, 7(2), 180–188. <https://doi.org/10.21541/apjes.445377>

Kurt, A. O. (2004). Toz Üretim Yöntemleri ve Sinterleme. Ders Notları. www.aokurt.sakarya.edu.tr/dersler/dersler.htm

Kuşoğlu, İ. M. (2011). Demir Esaslı metal tozlarından geleneksel ve mikrodalga sinterleme yöntemleri ile malzeme üretimi ve özelliklerinin karşılaştırılması. Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

Leszczyńska-Madej, B., Garbiec, D., & Madej, M. (2019). Effect of sintering temperature on microstructure and selected properties of spark plasma sintered Al-SiC composites. *Vacuum*, 164, 250–255. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.03.033>

Li, J., Peng, Z., Li, C., Jia, Z., Chen, W., & Zheng, Z. (2008). Mechanical properties, corrosion behaviors and microstructures of 7075 aluminium alloy with various aging treatments. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 18(4), 755–762. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(08\)60130-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(08)60130-2)

Lindroos, V. K., Hellman, J. T., Lou, D., Nowak, R., Pagounis, E., Liu, X. W., & Penttinen, I. M. (2004). Designing with metal matrix composites (G. E. , X. L. and F. K. M. D. Totten, Ed.). *Handbook of Mechanical Alloy Design*.

Lokesh, K. S., Chethan, I. C., Kumar, N., & Kannantha, V. (2018). Determination of compressive strength of graphene reinforced with Aluminium-7075 metal matrix composites. *International Journal of Mechanical Engineering and Technology*, 9(1), 327–335.

Matthews, F. L., & Rawlings, R. D. (Rees D.). (1999). *Composite materials: engineering and science*. Woodhead Publishing.

Milli, A. (2017). Mekanik alaşımlama yöntemi ile (B₄C+ FeTi) takviyeli Fe esaslı kompozit üretimi [Namık Kemal Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi].

Mindivan, H., Baydoğan, M., Kayali, E. S., & Cimenoglu, H. (2005). Wear behaviour of 7039 aluminum alloy. *Materials Characterization*, 54(3), 263–269. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2004.12.004>

Miracle, D. B., & Donaldson, S. L. (2001). *Composites* (Vol. 21).

Nas, E. (2015). Karma takviyeli (Al/B₄C–Ni(k)Gr) alüminyum matrisli kompozitlerin sıcak presleme yöntemi ile üretimi mekanik özellikleri ve işlenebilirliği. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

Nazik, C. (2013). Alüminyum matrisli B4C parçacık takviyeli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemiyle üretimi ve mekanik özelliklerinin incelenmesi. Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Ögel, B. (1997). Kompozit Malzemelerde Son Gelişmeler ve İleriye Dönük Beklentiler. 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 639–649.

Oğuz, B. (1990). Demirdışı metaller kaynağı: metalurji-uygulama.

Oleiwi, F. H. (2023). The effect of Cr on microstructure and mechanical properties of 316l stainless steel used as implant material produced by powder metallurgy. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Üniversitesi, Yüksek Lisans Tezi.

Oller, S., Aramayo, S. A., Nallim, L. G., & Martinez, X. (2018). Composite Materials (K. K. Kar, Ed.; Vol. 2). Springer Berlin Heidelberg. <https://doi.org/10.1007/978-3-662-49514-8>

Öz, Ö. (2007a). Yaşlandırma Isıl İşleminin AA 7075 Malzemeli Dikdörtgen Plâğın Burkulma Yüğü Üzerine Etkisi.

Öz, Ö. (2007b). Yaşlandırma ısııl işleminin AA7075 malzemeli dikdörtgen plâğın burkulma yüğü üzerine etkisi. Zonguldak Karaelmas Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Özder, S. F. (1986). Sinterlenmiş gözenekli bronz yatak üretiminde yeni bir yöntem. Karadeniz Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Peng, H. X., Fan, Z., & Evans, J. R. G. (2000). Novel MMC microstructures prepared by melt infiltration of reticulated ceramic preforms. Materials Science and Technology, 16(7–8), 903–907. <https://doi.org/10.1179/026708300101508667>

Prakash, D. S., Mariappan, R., Anand, J. V., Sundar, D. J., & Dinesh, K. (2018). A review on latest development of aluminium alloy metal matrix composite through powder metallurgy route. International Journal of Mechanical and Production, 235–241.

Raj, R. R., Yoganandh, J., Saravanan, M. S. S., & Kumar, S. S. (2021). Effect of graphene addition on the mechanical characteristics of AA7075 aluminium

nanocomposites. Carbon Letters, 31(1), 125–136.
<https://doi.org/10.1007/s42823-020-00157-7>

Rapoport, E., & Pleshivtseva, Y. (2006). Optimal Control of Induction Heating Processes. CRC Press. <https://doi.org/10.1201/9781420019490>

Reardon, B. J. (2001). Sintered Metallic and Ceramic Materials: Preparation, Properties and Applications. JOM, 53(3), 48.

Samal, P., Vundavilli, P. R., Meher, A., & Mahapatra, M. M. (2020). Recent progress in aluminum metal matrix composites: A review on processing, mechanical and wear properties. Journal of Manufacturing Processes, 59, 131–152. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.09.010>

Şanlı, P., & Gavas, M. (2021). Microstructure, Physical and Mechanical Properties of Al/SiC and Al/B4C Metal Matrix Composites Produced by Powder Metallurgy. Journal of Materials and Mechatronics, 2(2), 72–89.

Sarıtaş, S., Türker, M., & Durlu, N. (2007). Toz Metalurjisi ve Parçacıklı Malzeme İşlemleri. Türk Toz Metalurjisi Derneği Yayınları.

Schwartz, M. M. (1984). Composite Materials Handbook (McGraw-Hill, Ed.).

Semiatin, S. L. (1988). Elements of induction heating: design, control, and applications. ASM International.

Şenel, M. C. (2018). Grafen-seramik tanecik takviyeli alüminyum matrisli hibrit kompozitlerin toz metalurjisi metoduyla üretimi, mekanik ve mikroyapı özelliklerinin incelenmesi. Ondokuz Mayıs Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

Şenel, M. C., Gürbüz, M., & Koç, E. (2017). The fabrication and characterization of graphene reinforced aluminum composites. Pamukkale University Journal of Engineering Sciences, 23(8), 974–978. <https://doi.org/10.5505/pajes.2017.65902>

Şenel, M., & Gürbüz, M. (2015). Grafen Takviyeli Alüminyum Matrisli Yeni Nesil Kompozitler. Mühendis ve Makina, 56(669), 36–47.

Shin, S. E., Ko, Y. J., & Bae, D. H. (2016). Mechanical and thermal properties of nanocarbon-reinforced aluminum matrix composites at elevated temperatures.

Composites Part B: Engineering, 106, 66–73.
<https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.09.017>

Smith, W. E. (2001). Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri, Demir Dışı Alaşımlar.

Smith, W. F. (1993). Structure and Properties of Engineering Alloys.

Soy, G. (2022). Alüminyum matrisli tungsten karbür ve grafen takviyeli kompozitin üretim ve mekanik özelliklerin belirlenmesi. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

Sudduth, R. D. (2008). A new approach to controlling the viscosity of a coating with a blend of particles with significantly different shapes. Pigment & Resin Technology, 37(6), 362–374. <https://doi.org/10.1108/03699420810915067>

Takizawa, S., Watanabe, R., & Kawasaki, A. (2001). Non-uniform Shrinkage of Guide-type MIM Compact During Sintering. Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy, 48(5), 445–450.
<https://doi.org/10.2497/jjspm.48.445>

Tanaka, H., Yamamoto, A., Shimoyama, J., Ogino, H., & Kishio, K. (2012). Strongly connected ex situ MgB₂ polycrystalline bulks fabricated by solid-state self-sintering. Superconductor Science and Technology, 25(11), 115022.
<https://doi.org/10.1088/0953-2048/25/11/115022>

Taşçı, U. (2012). AA2014-B₄C metal matrisli kompozitin toz metalurjisi ve infiltrasyon yöntemiyle üretilebilirliği, karakterizasyonu ve aşınma özelliklerinin incelenmesi. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Taşçı, U. (2023). WE43 Mg Matrisli Nanopartikül B₄C Katkılı Kompozit Malzemelerin Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretimi ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi. Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi.

Tripathy, A., Sarangi, S. K., Kumar Sarangi, S., & Chaubey, A. K. (2018). A review of solid state processes in manufacture of Functionally Graded Materials. Article in International Journal of Engineering and Technology, 1–5.
<https://doi.org/10.14419/ijet.v7i4.39.23686>

Tsukerman, S. A. (2013). Powder Metallurgy. Elsevier.

Türker, M., Özdemir, A. T., Ögel, B., & Yavuz, A. (1999). Alüminyum-SiC Tozlarının Mekanik Alaşımlama Değirmeninde Öğütme Zamanının Kompozit Toz Yapısına Etkisinin Araştırılması. Uluslararası Katılımlı 2. Ulusal Toz Metalürjisi Konferansı, 425–431.

Upadhy, K. (1987). Sintering Kinetics of Ceramics and Composites in the Plasma Environment. JOM, 39(12), 11–13. <https://doi.org/10.1007/BF03257562>

Uygur, İ., & Saruhan, H. (2004). Alüminyum esaslı metal matris kompozit malzemelerin mekanik özellikleri. Sakarya University Journal of Science, 8(1), 167–174.

Vassouf, R. A. (2022). Investigation of The Effect of Cr Addition on The Mechanical and Machinability Properties of Cr-Mo Steels Produced By Powder Metallurgy. Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

William D. Callister, J. (2020). Material Science and Engineering—an Introduction. John wiley & sons.

Xia, H., Zhang, L., Zhu, Y., Li, N., Sun, Y., Zhang, J., & Ma, H. (2020). Mechanical properties of graphene nanoplatelets reinforced 7075 aluminum alloy composite fabricated by spark plasma sintering. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 27(9), 1295–1300. <https://doi.org/10.1007/s12613-020-2009-0>

Yıldırım, M. (2016a). Mekanik alaşımlama yöntemi ile AA7075-Karbon Nanotüp takviyeli metal matrisli kompozit üretimi karakterizasyonu ve aşınma davranışlarının incelenmesi.

Yıldırım, M. (2016b). Mekanik Alaşımlama Yöntemi ile AA7075-Karbon Nanotüp Takviyeli Metal Matrisli Kompozit Üretimi Karakterizasyonu ve Aşınma Davranışlarının İncelenmesi.

Yılmaz, R., Özyürek, D., & Kibar, E. (2013). Yeniden Çözeltiye Alma Parametrelerinin 7075 Alüminyum Alaşımlarının Sertlik ve Aşınma Davranışlarına Etkisi. Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi, 27(2), 429–438.

Yuki, M., Yamaoka, H., Nakanishi, Y., Kawasaki, A., & Watanabe, R. (1993). Experimental study of laser sintering process of ceramics, Proceedings of 1993

powder metallurgy word congress. In Y., K. K. Bando (Ed.), Japan society of powder and powder metallurgy (pp. 939–942).

