

KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

AA2024 ESASLI NANOPARTİKÜL TAKVİYELİ HİBRİT KOMPOZİT
YATAK MALZEMELERİNİN ÜRETİMİ VE TRİBOLOJİK
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

DOKTORA TEZİ

Müslim ÇELEBİ

Ekim 2024

TRABZON



KARADENİZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**AA2024 ESASLI NANOPARTİKÜL TAKVİYELİ HİBRİT KOMPOZİT
YATAK MALZEMELERİNİN ÜRETİMİ VE TRİBOLOJİK
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

Müslim ÇELEBİ

**Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsünde
"DOKTOR (METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ)"
Unvanı Verilmesi İçin Kabul Edilen Tezdir.**

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 20 / 09 / 2024

Tezin Savunma Tarihi : 30 / 10 / 2024

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Aykut ÇANAKÇI

Trabzon 2024

ÖNSÖZ

“AA2024 Esaslı Nanopartikül Takviyeli Hibrit Kompozit Yatak Malzemelerinin Üretimi ve Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi” isimli bu tez Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Doktora Programı’nda hazırlanmıştır.

Tez çalışmam boyunca hiçbir desteğini esirgemeyen ve bilim insanı olma yolundaki ilk adımlarımı atarken kıymetli bilgileriyle ve tecrübesiyle yolumu aydınlatan danışman hocam Sayın Prof. Dr. Aykut ÇANAKÇI’ya teşekkürü bir borç bilirim. Ayrıca, yapıcı eleştirileri ve önerileri ile tezime büyük katkıları bulunan saygıdeğer hocalarım Sayın Prof. Dr. Temel VAROL’a, Sayın Doç. Dr. Fatih ERDEMİR’e ve Sayın Dr. Öğr. Üyesi Serdar ÖZKAYA’ya, eğitim öğretim hayatımda katkısı olan tüm hocalarıma ve ortak olarak çalışmalar yürüttüğümüz arkadaşlarım Arş. Gör. Abdullah Hasan KARABACAK’a ve Arş. Gör. Sedat Alperen TUNÇ’a teşekkür ederim.

Hayatım boyunca aldığım tüm kararlarda bilgi ve tecrübelerinden faydalandığım, maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen ve bugünlere gelmemde en büyük paya sahip olan annem ve babama teşekkür eder, minnettarlığımı sunarım. Son olarak, bu çalışmanın tamamlanması sürecinde, manevi desteği, özverisi ve yoğun tempoma gösterdiği anlayışla süreci kolaylaştıran sevgili eşime en içten teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez çalışmasının bundan sonraki çalışmalara katkı sağlamasını temenni ederim.

Müslim ÇELEBİ

Trabzon 2024

TEZ ETİK BEYANNAMESİ

Doktora Tezi olarak sunduğum “AA2024 Esaslı Nanopartikül Takviyeli Hibrit Kompozit Yatak Malzemelerinin Üretimi ve Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi” başlıklı bu çalışmayı baştan sona kadar danışmanım Prof. Dr. Aykut ÇANAKÇI’nın sorumluluğunda tamamladığımı, verileri/örnekleri kendim topladığımı, deneyleri/analizleri ilgili laboratuvarlarda yaptığımı/yaptırdığımı, başka kaynaklardan aldığım bilgileri metinde ve kaynakçada eksiksiz olarak gösterdiğimi, çalışma sürecinde bilimsel araştırma ve etik kurallara uygun olarak davrandığımı ve aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim. 30/10/2024

Müslim ÇELEBİ

İÇİNDEKİLER

Sayfa No

ÖNSÖZ.....	III
TEZ ETİK BEYANNAMESİ.....	IV
İÇİNDEKİLER.....	V
ÖZET	VII
SUMMARY	VIII
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	IX
TABLolar DİZİNİ.....	XIV
SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ	XV
1. GENEL BİLGİLER	1
1.1. Giriş	1
1.2. Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler	5
1.2.1. AMMK’lerin Kullanım Alanları	7
1.2.2. AMMK’de Matris Malzemeleri	10
1.2.3. AMMK’lerde Takviye Malzemeleri	15
1.3. AMMK Üretim Yöntemleri	22
1.3.1. Toz Metalurjisi	22
1.4. Aşınma	37
1.4.1. Adhezif Aşınma.....	39
1.4.2. Abrasiv Aşınma.....	40
1.4.3. Korozyon Aşınması.....	42
1.4.4. Yorulma Aşınması.....	43
1.4.5. Erozyon ve Kavitasyon Aşınması	44
1.5. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı	45
2. YAPILAN ÇALIŞMALAR.....	52
2.1. Kullanılan Malzemeler	53
2.2. Mekanik Öğütme İşlemi	54
2.3. Sıcak Presleme İşlemi.....	57
2.4. Karakterizasyon İşlemleri	57
2.4.1. Toz Boyut Ölçümü	57

2.4.2. Tozların Mikrosertliği	58
2.4.3. XRD Analizi.....	59
2.4.4. Metalografik İşlemler	60
2.4.5. Mikroskobik Analiz.....	61
2.4.6. Yoğunluk Ölçümleri.....	62
2.4.7. Mekanik Deneyler	62
2.4.7.1. Sertlik Deneyleri.....	62
2.4.7.2. Çekme Deneyleri.....	63
2.4.8. Aşınma Deneyleri.....	64
2.4.9. Korozyon Deneyleri	64
3. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	66
3.1. Mekanik Öğütme Süresinin Optimizasyonu.....	66
3.1.1. Öğütme Süresinin Toz Özelliklerine Etkisi.....	66
3.1.2. Öğütme Süresinin Mikroyapıya Etkisi	77
3.1.3. Öğütme Süresinin Yoğunluğa Etkisi.....	82
3.1.4. Öğütme Süresinin Mekanik Özelliklere Etkisi.....	84
3.2. Takviye Türü ve İçeriğinin Etkisi.....	86
3.2.1. Toz Karakterizasyonu.....	86
3.2.2. Mikroyapı Analizi	97
3.2.3. XRD Analizleri.....	104
3.2.4. Bağlı Yoğunluk	105
3.2.5. Sertlik	108
3.2.6. Çekme Mukavemeti	110
3.2.7. Korozyon Davranışı	120
3.2.8. Aşınma Davranışı	127
3.3. İdeal Takviye Türü ve İçeriğinin Belirlenmesi.....	141
4. SONUÇLAR.....	143
5. ÖNERİLER	145
6. KAYNAKLAR.....	146
ÖZGEÇMİŞ	

Doktora Tezi

ÖZET

AA2024 ESASLI NANOPARTİKÜL TAKVİYELİ HİBRİT KOMPOZİT YATAK MALZEMELERİNİN ÜRETİMİ VE TRİBOLOJİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

Müslim ÇELEBİ

Karadeniz Teknik Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Danışman: Prof. Dr. Aykut ÇANAKÇI
2024, 159 Sayfa

Bu çalışmanın amacı, toz metalurjisi ve mekanik öğütme yöntemleri kullanılarak nanoparçacık takviyeli AA2024 matrisli kompozit yatak malzemelerinin üretilmesi ve parçacık türü ile miktarının kompozit yatak malzemelerinin özelliklerine olan etkisinin araştırılmasıdır. Öğütme süresi 8 saat olarak optimize edildikten sonra farklı takviye oranlarına (ağırlıkça %0-2) sahip Al/B₄C, Al/Grafit, Al/Grafen ve Al/KNT nanokompozitleri ile Al/B₄C/Grafit, Al/B₄C/Grafen ve Al/B₄C/KNT hibritleri üretilmiştir. Üretilen numunelerin fiziksel ve mekanik özelliklerine takviye türü ve oranlarının etkisi; toz karakterizasyonu, mikroyapı ve faz analizi, bağlı yoğunluk ölçümleri, sertlik, çekme, aşınma ve korozyon testleri ile incelenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, nanokompozitler arasında en yüksek sertlik ve çekme mukavemeti, B₂ numunesinde sırasıyla 181 HB ve 328 MPa olarak, hibrit nanokompozitlerde ise HG₂ numunesinde sırasıyla 164 HB ve 314 MPa olarak elde edilmiştir. Ayrıca, en düşük aşınma oranı düşük yük altında AA2024/B₄C/Grafit hibrit nanokompozitlerde, yüksek yük altında ise Al/B₄C/Grafen hibrit nanokompozitlerde gözlemlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: AA2024, Toz metalurjisi, Grafen, Grafit, KNT, nano, yatak malzemeleri

PhD. Thesis

SUMMARY

PRODUCTION OF AA2024 BASED NANOPARTICLE REINFORCED HYBRID COMPOSITE BEARING MATERIALS AND INVESTIGATION OF TRIBOLOGICAL PROPERTIES

Müslim ÇELEBİ

Karadeniz Technical University
The Graduate School of Natural and Applied Sciences
Metallurgy and Material Engineering Program
Supervisor: Prof. Aykut ÇANAKÇI
2024, 159 Pages

The purpose of this study is to produce nanoparticle-reinforced composite bearing materials with an AA2024 matrix using powder metallurgy and mechanical milling methods and to investigate the effects of particle type and content on the properties of these composite bearing materials. After optimizing the milling duration to 8 h, Al/B₄C, Al/Graphite, Al/Graphene, and Al/CNT nanocomposites, along with Al/B₄C/Graphite, Al/B₄C/Graphene, and Al/B₄C/CNT hybrids, were produced with varying reinforcement ratios (0-2 wt%). The effects of reinforcement type and ratio on the physical and mechanical properties of the produced samples were examined through powder characterization, microstructure and phase analysis, relative density measurements, hardness, tensile, wear, and corrosion tests. According to the results, among the nanocomposites, B₂ achieved the highest hardness and tensile strength, with values of 181 HB and 328 MPa, respectively. For the hybrid nanocomposites, the HG₂ sample achieved the highest values, with hardness and tensile strength of 164 HB and 314 MPa, respectively. Furthermore, the lowest wear rate was observed in the Al/B₄C/Graphite hybrid nanocomposites under low load, and in the Al/B₄C/Graphene hybrid nanocomposites under high load.

Key Words: AA2024, powder metallurgy, graphite, graphene, CNT, nano, bearings

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa No

Şekil 1.1.	2009'dan 2019'a kadar dünya çapında Birincil Alüminyum üretimi.	6
Şekil 1.2.	Metal matrisli kompozit üretiminde matris malzemesi olarak kullanılan çeşitli elementler	7
Şekil 1.3	AMMK'lerin uygulama alanları	8
Şekil 1.4.	AMMK'lerin bazı spesifik uygulama alanları: (a)Pistonlar, (b) silindir namlulu motor, (c) piston biyel kolu ve (d) fren sistemi	10
Şekil 1.5.	Isıl işleme uygulduğuna göre Al alaşımlarının sınıflandırılması.....	11
Şekil 1.6.	AA2024 alaşımın TEM mikroskopundaki görüntüsü: (a) Parlak alan TEM fotoğrafı ve (b) bölge eksenini ile daha büyük bir Al_2Cu parçacığının hesaplanan kafes yapısı ile kırınım deseninin değerlendirilmesi	14
Şekil 1.7.	B_4C 'nin kristal yapısı.....	17
Şekil 1.8.	Grafitin kristal yapısı	18
Şekil 1.9.	Karbon türevlerinin şematik gösterimi	21
Şekil 1.10.	Toz metalurjisi yönteminde işlem adımlarının şematik gösterimi	24
Şekil 1.11.	En yaygın olarak kullanılan metal toz üretim teknikleri; (a) gaz atomizasyonu, (b) su atomizasyonu ve (c) elektroliz	25
Şekil 1.12.	TM yönteminde kullanılan farklı morfolojideki tozların morfolojileri: (a) küresel, (b) çubuksu, (c) pulsu, (d) düzensiz ve (e) dentritik.....	26
Şekil 1.13.	Atritör tipi bilyalı öğütücü	28
Şekil 1.14.	ZA40/ B_4C /Grafen hibrit nanokompozit tozların farklı öğütme sürelerindeki toz morfolojileri: (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat ve (d) 8 saat	29
Şekil 1.15.	Presleme basıncının preslenmiş numunenin özelliklerine etkisi	30
Şekil 1.16.	Tozların presleme işlemi sırasındaki sıkıştırma eğrisi.....	31
Şekil 1.17.	(a) Tek eksenli ve (b) çift eksenli presleme işleminin yoğunlaşma davranışına etkisi	32
Şekil 1.18.	Tipik bir sıcak izostatik presleme cihazının şematik gösterimi.....	33
Şekil 1.19.	Sinterleme işlemin tanelerin birbirlerine temas durumları	35
Şekil 1.20.	Katı hal sinterleme mekanizmasında tane sınırı oluşumu	36
Şekil 1.21.	Sıvı hal sinterleme mekanizmasının şematik gösterimi.....	37
Şekil 1.22.	Aşınmanın zamana bağlı olarak değişimi.....	38

Şekil 1.23. Adeziv aşınma mekanizmasının şematik gösterimi.....	39
Şekil 1.25. (a) İki gövdeli abrazif aşınma ve (b) üç gövdeli aşınma mekanizmalarının şematik gösterimi ve aşınmış yüzeylerin örnek SEM resimleri	42
Şekil 1.26. (a) Teğetsel döngü yükünde ve (b) normal döngü yükünde yorulma aşınmasının şematik gösterimi.....	44
Şekil 2.1. Deneyisel çalışmaların ilerleyişi gösteren iş akış şeması	52
Şekil 2.2. (a) Başlangıç AA2024 tozlarının morfolojisi ve (b) parçacık boyut dağılımı.....	53
Şekil 2.3. Takviye olarak kullanılan tozların morfolojilerine ait SEM resimleri: (a) nano-B ₄ C, (b) nano-grafit, (c) grafen nanolevha ve (d) karbon nanotüp	54
Şekil 2.4. Öğütme işleminde kullanılan (a) bilyalı öğütücü ve (b-c) ekipmanları.....	55
Şekil 2.5. (a) Sıcak presleme cihazı ve (b) sıcak presleme ünitesi	57
Şekil 2.6. Partikül boyut ölçüm cihazı	58
Şekil 2.7. (a) Mikrosertlik ölçüm cihazı ve (b) toz yüzeyinde oluşan izin görüntüsü	59
Şekil 2.8. XRD cihazı	59
Şekil 2.9. Metalografik işlemlerde kullanılan (a) kesme ve (b) zımparalama/parlatma cihazı	61
Şekil 2.10. Mikroskobik analizlerde kullanılan SEM-EDS cihazı	62
Şekil 2.11. Mekanik deneylerde kullanılan (a) sertlik ve (b) çekme deneyi cihazları.....	63
Şekil 2.12. Çekme test numunesinin boyutları	63
Şekil 2.13. Aşınma test cihazı.....	64
Şekil 2.14. Korozyon deney düzeneği	65
Şekil 3.1. Farklı öğütme sürelerinin %1 B ₄ C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımına etkisi: (a-a') 2 saat, (b-b') 4 saat, (c-c') 6 saat, (d-d') 8 saat ve (e-e') 10 saat.....	69
Şekil 3.2. Farklı öğütme sürelerinin %1 B ₄ C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin ortalama toz boyutu ve toz mikrosertliğine olan etkisi.....	71
Şekil 3.3. Farklı öğütme sürelerinin %1 B ₄ C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin kristalit boyutu, dislokasyon yoğunluğu ve kafes gerilmesine olan etkisi	73
Şekil 3.4. Farklı sürelerde mekanik öğütülmüş %1 B ₄ C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozit tozların SEM kesit görüntüleri ve bu kesitlerden alınan EDS haritalama analizleri: (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat ve (e) 10 saat.....	75
Şekil 3.5. Öğütme süresiyle tozlarda meydana gelen evrimi gösteren şematik resim	76

Şekil 3.6.	%1 B ₄ C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin tozların farklı öğütme sürelerindeki XRD eğrileri	77
Şekil 3.7.	%1 B ₄ C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin numunelerin farklı öğütme sürelerindeki XRD eğrileri.....	78
Şekil 3.8.	Farklı sürelerde mekanik öğütülmüş %1 B ₄ C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozit SEM mikroyapı resimleri ve EDS haritalama analizleri: (a) takviyesiz AA2024 alaşımı, (b) 0 saat, (c) 2 saat, (d) 4 saat, (e) 6 saat, (f) 8 saat ve (g) 10 saat.....	81
Şekil 3.9.	Farklı öğütme sürelerinin %1 B ₄ C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin bağıl yoğunluğuna etkisi.....	84
Şekil 3.10.	Farklı öğütme sürelerinin %1 B ₄ C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin sertlik ve çekme mukavemetine etkisi.....	86
Şekil 3.11.	AA2024/B ₄ C nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') B _{0.5} , (b-b') B ₁ , (c-c') B _{1.5} ve (d-d') B ₂	87
Şekil 3.12.	AA2024/Grafit nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') C _{0.5} , (b-b') C ₁ , (c-c') C _{1.5} ve (d-d') C ₂	89
Şekil 3.13.	AA2024/Grafen nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') G _{0.5} , (b-b') G ₁ , (c-c') G _{1.5} ve (d-d') G ₂	90
Şekil 3.14.	AA2024/KNT nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') K _{0.5} , (b-b') K ₁ , (c-c') K _{1.5} ve (d-d') K ₂	90
Şekil 3.15.	AA2024/B ₄ C/Grafit hibrit nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') HC _{0.5} , (b-b') HC ₁ , (c-c') HC _{1.5} ve (d-d') HC ₂	91
Şekil 3.16.	AA2024/B ₄ C/Grafen hibrit nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') HG _{0.5} , (b-b') HG ₁ , (c-c') HG _{1.5} ve (d-d') HG ₂	92
Şekil 3.17.	AA2024/B ₄ C/KNT hibrit nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') HK _{0.5} , (b-b') HK ₁ , (c-c') HK _{1.5} ve (d-d') HK ₂	92
Şekil 3.18.	Tozların SEM kesit görüntüleri ve EDS haritalama analizleri: (a) B ₂ , (b) C ₂ , (c) G ₂ , (d) K ₂ , (e) HC ₂ , (f) HG ₂ ve (g) HK ₂	93
Şekil 3.19.	(a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak ortalama toz boyutlarının değişimi	97
Şekil 3.20.	(a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak parçacık mikrosertlik değerlerinin değişimi	97
Şekil 3.21.	(a) B _{0.5} ve (b) B ₂ nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve B ₂ numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu ve (d) C elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı	98
Şekil 3.22.	(a) C _{0.5} ve (b) C ₂ nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri, ve C ₂ numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu ve (d) C elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı	99

Şekil 3.23. (a) $G_{0.5}$ ve (b) G_2 nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve G_2 numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu ve (d) C elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı	100
Şekil 3.24. (a) $K_{0.5}$, (b) K_1 , (c) $K_{1.5}$ ve (d) K_2 nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve K_2 numunesinin EDS haritalama analizinde (e) Cu ve (f) C elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı.....	101
Şekil 3.25. (a) $HC_{0.5}$ ve (b) HC_2 hibrit nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve HC_2 numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu, (d) C ve (e) B elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı.....	102
Şekil 3.26. (a) $HG_{0.5}$ ve (b) HG_2 hibrit nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve HG_2 numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu, (d) C ve (e) B elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı.....	103
Şekil 3.27. (a) $HK_{0.5}$ ve (b) HK_2 hibrit nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve HK_2 numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu, (d) C ve (e) B elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı.....	103
Şekil 3.28. Bazı nanokompozitlerin XRD eğrileri.....	105
Şekil 3.29. HK_2 , HG_2 ve HC_2 hibrit nanokompozit numunelerine ait XRD eğrileri.....	105
Şekil 3.30. (a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak bağl yoğunluk değerlerinin değişimi.....	107
Şekil 3.31. (a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi	110
Şekil 3.32. (a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin değişimi	112
Şekil 3.33. AA2024 ve AA2024/ B_4C nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelelerdeki SEM resimleri: (a-a') Al, (b-b') $B_{0.5}$, (c-c') B_1 , (d-d') $B_{1.5}$ ve (e-e') B_2	114
Şekil 3.34. AA2024/Grafit nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelelerdeki SEM resimleri: (a-a') $C_{0.5}$, (b-b') C_1 , (c-c') $C_{1.5}$ ve (d-d') C_2	115
Şekil 3.35. AA2024/Grafen nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelelerdeki SEM resimleri: (a-a') $G_{0.5}$, (b-b') G_1 , (c-c') $G_{1.5}$ ve (d-d') G_2	116
Şekil 3.36. AA2024/KNT nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelelerdeki SEM resimleri: (a-a') $K_{0.5}$, (b-b') K_1 , (c-c') $K_{1.5}$ ve (d-d') K_2	117
Şekil 3.37. AA2024/ B_4C /Grafit hibrit nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelelerdeki SEM resimleri: (a-a') $HC_{0.5}$, (b-b') HC_1 , (c-c') $HC_{1.5}$ ve (d-d') HC_2	118
Şekil 3.38. AA2024/ B_4C /Grafen hibrit nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelelerdeki SEM resimleri: (a-a') $HG_{0.5}$, (b-b') HG_1 , (c-c') $HG_{1.5}$ ve (d-d') HG_2	119

Şekil 3.39. AA2024/B ₄ C/KNT hibrit nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelelerdeki SEM resimleri: (a-a') HK _{0.5} , (b-b') HK ₁ , (c-c') HK _{1.5} ve (d-d') HK ₂	120
Şekil 3.40. Nanokompozit numunelerin korozyon deneyleri sonrasında elde edilen tafel eğrileri: (a)AA2024/B ₄ C, (b) AA2024/Grafit, (c) AA2024/Grafen ve (d) AA2024/KNT	122
Şekil 3.41. Hibrit nanokompozit numunelerin korozyon deneyleri sonrasında elde edilen tafel eğrileri: (a)AA2024/B ₄ C/Grafit, (b) AA2024/ B ₄ C/Grafen ve (c) AA2024/B ₄ C/KNT	123
Şekil 3.42. (a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak korozyon hızlarının değişimi	126
Şekil 3.43. Takviyesiz AA2024 alaşımı ve farklı takviye oranlarına sahip nanokompozit numunelerin 5 N aşınma yükündeki (a) aşınma oranı ve (b) ortalama sürtünme katsayısının değişimi	130
Şekil 3.44. Takviyesiz AA2024 alaşımı ve farklı takviye oranlarına sahip nanokompozit numunelerin 25 N aşınma yükündeki (a) aşınma oranı ve (b) ortalama sürtünme katsayısının değişimi	131
Şekil 3.45. Takviyesiz AA2024 alaşımı ve farklı takviye oranlarına sahip hibrit nanokompozit numunelerin 5 N aşınma yükündeki (a) aşınma oranı ve (b) ortalama sürtünme katsayısının değişimi	133
Şekil 3.46. Takviyesiz AA2024 alaşımı ve farklı takviye oranlarına sahip hibrit nanokompozit numunelerin 25 N aşınma yükündeki (a) aşınma oranı ve (b) ortalama sürtünme katsayısının değişimi	134
Şekil 3.47. (a-a') AA2024, (b-b') B _{0.5} ve (c-c') B ₂ nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri	137
Şekil 3.48. (a-a') C _{0.5} ve (b-b') C ₂ nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri	138
Şekil 3.49. (a-a') G _{0.5} ve (b-b') G ₂ nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri	138
Şekil 3.50. (a-a') K _{0.5} ve (b-b') K ₂ nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri	139
Şekil 3.51. (a-a') HC _{0.5} ve (b-b') HC ₂ hibrit nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri	139
Şekil 3.52. (a-a') HG _{0.5} ve (b-b') HG ₂ hibrit nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri	140
Şekil 3.53. (a-a') HK _{0.5} ve (b-b') HK ₂ hibrit nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri	140

TABLolar DİZİNİ

Sayfa No

Tablo 1.1	AMMK üretiminde yaygın kullanılan Al alaşımları ve uygulama yerleri.....	12
Tablo 1.2.	AA2024 matris malzemesinin kimyasal bileşimi	13
Tablo 1.3.	AMMK'lerde yaygın olarak kullanılan takviyeler.....	16
Tablo 2.1.	AA2024 alaşımının kimyasal bileşimi (%).....	53
Tablo 2.2.	Üretilen nanokompozit ve hibrit nanokompozitler numunelerin kodları ve takviye oranları	56
Tablo 3.1.	Şekil 3.8’de işaretlenmiş noktalarının EDS analiz sonuçları	82
Tablo 3.2.	Farklı takviye türü ve miktarına bağlı olarak korozyon deneyleri sonrasındaki korozyon parametreleri.....	125
Tablo 3.3.	Üretilen numunelerin özelliklerinin karşılaştırılması	142

SEMBOLLER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Al	: Alüminyum
MA	: Mekanik alaşımlama
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
MMK	: Metal matrisli kompozit
AMMK	: Alüminyum metal matrisli kompozit
XRD	: X-ışınları difraktometresi
d ₅₀	: Ortalama toz boyutu
HB	: Brinell sertlik
µm	: Mikrometre
MPa	: Mega paskal
N	: Newton
KNT	: Karbon nanotüp
B ₄ C	: Bor karbür
Al ₂ O ₃	: Alümina
SiC	: Silisyum karbür
TiC	: Titanyum karbür

1. GENEL BİLGİLER

1.1. Giriş

Teknoloji benzeri görülmemiş bir hızla ilerlemeye devam ettikçe, çeşitli endüstrilerin gelişen gereksinimlerini karşılayabilecek yeni malzemelere olan talep giderek daha kritik hale gelmektedir. Elektronik ve havacılıktan yenilenebilir enerji ve biyomedikal cihazlara kadar uzanan modern uygulamalar, üstün performans, dayanıklılık ve işlevsellik sunan malzemeler gerektirir. Geleneksel malzemeler çoğu zaman bu ileri teknolojilerin karmaşıklıklarını ve yüksek performans ihtiyaçlarını karşılamada yetersiz kalmaktadır. Bu nedenle, daha yüksek mukavemet, daha düşük ağırlık, daha iyi termal ve elektrik iletkenliği ve daha fazla çevresel sürdürülebilirlik gibi gelişmiş özelliklere sahip yeni malzemelerin geliştirilmesi esastır(Çelebi, 2016; Varol, 2016).

Malzemeler, genel olarak metaller, seramikler ve polimerler olmak üzere üç ana gruba ayrılır. Her bir malzeme grubu, diğerlerine göre farklı üstünlük ve sınırlamalara sahiptir. Metaller, seramikler ve polimerler arasındaki farklılıkları optimize etmek amacıyla, bu malzemeler makro ve mikro ölçeğe birleştirilebilir. Özellikle metallerin birbirleriyle ya da diğer elementlerle mikro düzeyde homojen olarak birleştirilmesiyle elde edilen alaşımlar, üstün mekanik özellikler sunar. Alaşımların kullanımı, tarihsel olarak M.Ö. 4000 yıllarına kadar dayanmaktadır ve bronz (bakır-kalay) ile pirinç (bakır-çinko) gibi örnekler en eski alaşımlar arasında yer alır. Alaşımlar, havacılık, otomotiv, savunma ve elektronik sektörlerinde yaygın olarak kullanılır ve ısı iletkenlik, aşınma ve korozyon dayanımı gibi özellikleri sayesinde yüksek termal gerilme altındaki uygulamalar için idealdir. Ancak, teknolojinin hızla ilerlemesi, daha yüksek performanslı malzemelere olan ihtiyacı artırmıştır. Geleneksel metaller ve alaşımlar bu talepleri karşılayamaz hale gelmiş ve bu doğrultuda kompozitler, fonksiyonel derecelendirilmiş malzemeler, biyomalzemeler, nanomalzemeler gibi ileri teknoloji malzemeleri geliştirilmiştir(Çelebi, 2016; Varol, 2016).

Kompozit malzemeler, farklı malzemelerin en iyi özelliklerini bir araya getiren yapılar olarak tanımlanabilir. Bu malzemelerin geliştirilmesi, özellikle havacılık, otomotiv, enerji, biyomedikal ve ağır sanayi gibi birçok sektörde büyük ilgi görmüştür. Yatak malzemeleri açısından bakıldığında, kompozitler üstün mekanik özellikleri, aşınma dayanımları ve düşük sürtünme katsayıları ile dikkat çekmektedir. Özellikle MMK'ler, matrisin metal fazı ve

takviye fazının birlikte kullanılmasıyla, geleneksel metal malzemelerin sağlayamadığı dayanıklılık ve verimlilik sunar. Yatak malzemelerinde aşınma direnci ve sürtünme performansı hayati öneme sahiptir. Ancak tek takviyeli kompozit malzemeler, bu gereksinimleri tam anlamıyla karşılamakta yetersiz kalabilir. Tek bir takviye malzemesinin sunduğu özellikler, yüksek aşınma direnci ya da düşük sürtünme katsayısı gibi belirli alanlarda başarılı olabilirken, tüm istenen özellikleri bir arada sunmakta zorlanabilir. Örneğin, B_4C , Al_2O_3 , SiC gibi seramik bazlı takviyeler aşınma direncini artırsa da, sürtünme katsayısını düşürme yetenekleri oldukça sınırlıdır. Bu durumda, sadece bir takviye malzemesine sahip kompozitlerin performansları, özellikle yüksek performans gerektiren yatak uygulamaları için yetersiz kalmaktadır (Findik, 2014). Bu eksiklikleri gidermek amacıyla hibrit kompozit yatak malzemeleri geliştirilmiştir. Hibrit kompozitler, iki veya daha fazla farklı takviye malzemesinin bir arada kullanıldığı kompozitlerdir ve böylece her bir takviye malzemesinin sağladığı avantajlardan yararlanır. Örneğin, metal matris içine hem sert seramik hem de yağlayıcı bazlı takviye malzemelerinin eklenmesi hem aşınma direncini artırırken hem de sürtünme katsayısını düşürerek daha dengeli bir performans sağlar. Sert seramik takviyenin yüksek sertlik ve aşınma dayanımı sunması, düşük sürtünme katsayısı ve yağlayıcı özelliklere sahip seramik takviyelerle birleştirildiğinde, hibrit kompozit yatak malzemelerinin geleneksel ve tek takviyeli kompozitlere kıyasla çok daha üstün performans sergilemesini sağlar. Böylece hibrit kompozitler, daha düşük enerji kaybı, daha yüksek dayanıklılık ve daha uzun ömür sağlayarak, modern mühendislik uygulamalarında tercih edilir hale gelmiştir (Çanakçı ve Çelebi, 2024; Çelebi, 2016).

Yatak malzemeleri, düşük sürtünme katsayısı, yüksek aşınma direnci, uygun termal iletkenlik ve korozyon dayanımı gibi özelliklere sahip olması gereken kritik mühendislik malzemeleridir. Yatak malzemelerinin seçiminde dikkate alınması gereken en önemli özellikler arasında yüksek mukavemet, düşük aşınma ve yüksek korozyon dayanımı, yüksek ısı iletim katsayısı, düşük genleşme katsayısı, kolay işlenebilirlik ve ekonomiklik yer almaktadır. Çünkü yatak sistemlerinde, mil ve yatak arasında izafi hareket ve yüzey teması nedeniyle sürtünme, aşınma ve sıcaklık artışı meydana gelir. Bu durum enerji kaybına yol açarak sistem verimini olumsuz etkiler. Bu sebeple, yatak malzemelerinin doğru seçimi, sürtünmenin etkisini azaltmak ve sistem verimini artırmak için hayati önem taşır. Yataklarda kullanılan malzemeler, bu koşullara dayanma yeteneklerine göre seçilir ve bunlar arasında metaller, kompozitler ve polimerler bulunur. Yataklar için yaygın olarak kullanılan malzemeler arasında bronz, pirinç, çelik, beyaz metal, alüminyum, bakır ve çinko esaslı

alaşımlar bulunur. Kompozit yatak malzemeleri, özellikle metal-polimer veya metal-seramik kombinasyonlarıyla, yüksek performanslı uygulamalarda aşınma ve termal dayanıklılığı artıran özellikler sunmaktadır(Ahmad vd., 2010; Çelebi, 2016).

Yatakların üretiminde, kompozit malzemeler oluşturmak için her biri belirli uygulamalara özel özellikler sunan çeşitli tipte matris malzemeleri kullanılmaktadır. Yaygın matris malzemeleri arasında polimerler, metaller ve seramikler bulunur. PTFE ve PEEK gibi polimer matrisler mükemmel düşük sürtünme katsayısı ve kendi kendini yağlama özellikleri sağlar. Seramik matrisler, yüksek sıcaklık stabilitesi ve sertliklerinden dolayı zorlu koşullarda yüksek performans sağlamaktadırlar. Metal matrisler, özellikle de alüminyum, uygun özellik kombinasyonlarından dolayı yaygın olarak kullanılmaktadır. AMMK'ler, makinelerin toplam ağırlığını azaltan ve enerji verimliliğini artıran hafif yapıları nedeniyle yatak uygulamalarında öne çıkmaktadır. Ek olarak alüminyum, çalışma sırasında oluşan ısıyı etkili bir şekilde dağıtarak ve aşırı ısınmayı önleyerek yüksek termal iletkenlik sağlar. Seramik parçacıklar veya fiberler gibi takviye malzemelerinin alüminyum matrise dahil edilmesi, aşınma direncini, yük taşıma kapasitesini ve yorulma mukavemetini önemli ölçüde artırır. Bu kompozitler aynı zamanda yüksek korozyon direnci sergileyerek zorlu ortamlarda bile uzun ömür sağlarlar(Friedrich, 2018; Rajak vd., 2019).

AMMK üretiminde matris malzemesi olarak birçok farklı alaşım kullanılmaktadır. AA2024, kimyasal bileşimi ve mikro yapısından kaynaklanan üstün aşınma performansı nedeniyle yataklar için diğer alüminyum alaşımlarına göre daha uygundur. Ağırlıklı olarak alüminyum ve ana alaşım elementi bakırdan oluşan bu alaşım, aynı zamanda mekanik özelliklerini geliştiren manganez ve magnezyum da içerir. Bakırın varlığı, alaşımın sertliğini ve çekme mukavemetini önemli ölçüde arttıran, böylece yüksek yükler altında yüzey deformasyonunu ve aşınmayı azaltan Al_2Cu , Al_2CuMg gibi metaller arası bileşiklerin oluşmasına neden olur. Ayrıca AA2024, döngüsel yükleme koşulları altında çalışan kaymalı yataklar için önemli bir özellik olan iyi bir yorulma direnci sergiler. Alaşımın yüksek termal iletkenliği, verimli ısı dağılımını kolaylaştırarak, aşırı ısınmayı önler ve çalışma stabilitesini korur. Ayrıca işlenebilirliğinin yüksek olması, hassas üretime olanak tanır ve böylece yatak uygulamalarında optimum uyum ve performans sağlar. Bu birleştirilmiş özellikler, AA2024'ü, AA6061 veya AA7075 gibi diğer alüminyum alaşımlara kıyasla yataklar için daha uygun bir seçim haline getirir(Beyanagari vd., 2024).

AMMK'lerin özellikleri kullanılan takviye malzemeleriyle büyük oranda geliştirilmektedir. AMMK'lere sert ve yağlayıcı takviyelerin dahil edilmesinin amacı,

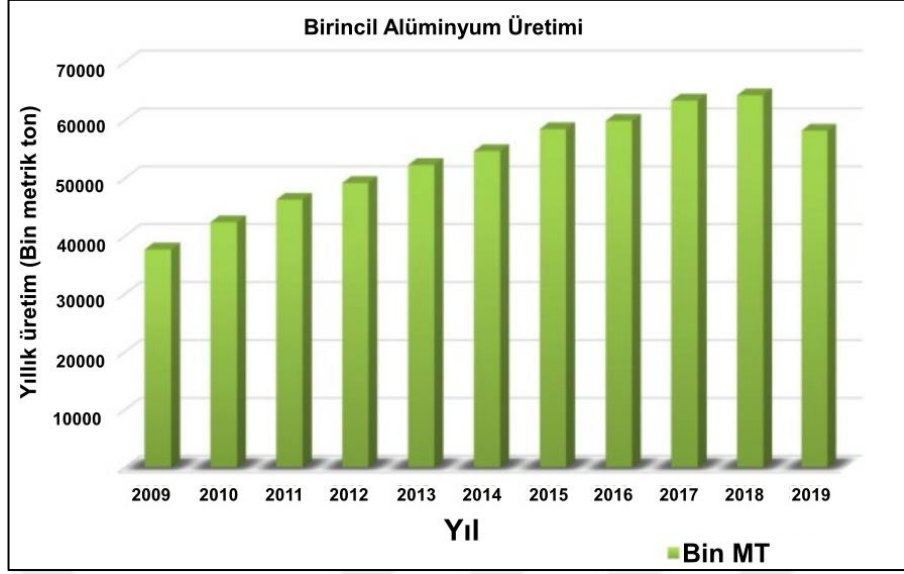
özellikle yatak gibi uygulamalar için mekanik özelliklerini ve tribolojik performanslarını geliştirmektedir. SiC, Al₂O₃, TiC ve B₄C dahil olmak üzere sert seramik takviyeler, kompozitlerin sertliğini, aşınma direncini ve yük taşıma kapasitesini önemli ölçüde artırmak için kullanılır ve yüksek stres ve aşındırıcı koşullara dayanmalarını sağlarlar. Grafit, grafen nanolevha, KNT, MoS₂ ve h-BN gibi yağlama takviyeleri, sürtünmeyi azaltmak ve kendi kendini yağlama özellikleri sağlamak, hareketli yüzeyler arasındaki aşınma ve sürtünmeyi en aza indirmek için entegre edilmektedir. Sert ve yağlama takviyelerinin bu kombinasyonu, yataklar için çok önemlidir, çünkü aynı zamanda düşük sürtünme ve sorunsuz çalışmayı sağlayan sağlam, aşınmaya dayanıklı bir matris sağlayarak daha fazla dayanıklılık, daha az bakım ve daha fazla verimlilik sağlar. Bu takviyelere sahip AMMK'ler, zorlu rulman uygulamalarında üstün performans ve uzun ömür sunarak, onları ileri mühendislik ve endüstriyel kullanımlar için son derece uygun hale getirmektedir(Beyanagari vd., 2024; Çelebi vd., 2022).

Bu çalışmada, AA2024 matrisli B₄C ve karbon türevleri parçacık takviyeli hibrit nanokompozitler mekanik alaşımlama yöntemiyle üretilmiştir. Farklı takviye oranlarının ve karbon türevlerinin toz özelliklerine (morfoloji, parçacık boyutu, parçacık sertliği), mekanik özelliklere (sertlik, çekme mukavemeti), aşınma ve korozyon dayanımına etkisi detaylı bir şekilde incelenmiştir. Bu kapsamda, takviye malzemelerinin kompozitlerin genel performansına olan katkıları değerlendirilmiş ve optimal takviye oranları ile karbon türevleri belirlenerek nanokompozitlerin uygulama potansiyeli artırılmıştır.

1.2. Alüminyum Metal Matrisli Kompozitler

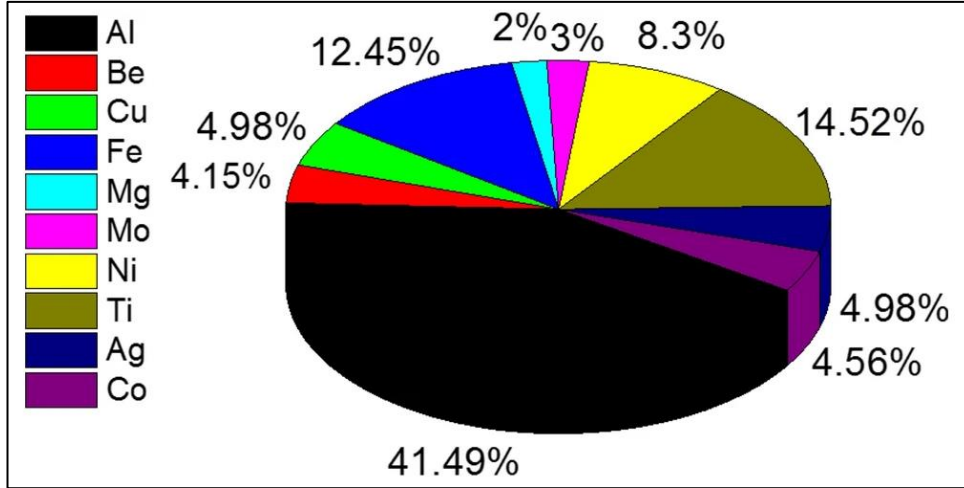
MMK'ler, modern ve iyi geliştirilmiş hafif malzemeler olup, bir element veya alaşım matrisinden oluşur. Bu matris, belirli özelliklerin gelişmesini sağlamak amacıyla yüzeye sabitlenmiş ve dağıtılmış ikinci bir faz içerir. İkinci fazın boyutu, şekli ve miktarına bağlı olarak kompozitin özellikleri değişir. MMK'ler, birleşik metalik ve seramik özellikler sayesinde mükemmel faydalar sağlar ve buna bağlı olarak gelişmiş fiziksel ve mekanik özellikler sunar. Bu kompozitler, güçlü seramik bileşenlerin metal bir matrise entegre edildiği yeni nesil mühendislik malzemelerini temsil eder. Bu entegrasyon, spesifik mukavemet, spesifik sertlik, aşınma direnci, korozyon direnci ve elastik modül gibi özelliklerin iyileştirilmesini sağlar. MMK'ler, matris alaşımlarının süneklik ve tokluk gibi metalik özelliklerini, takviyelerin yüksek mukavemet ve yüksek modül gibi seramik özellikleriyle birleştirerek kesme ve sıkıştırmada daha fazla mukavemet ve daha yüksek servis sıcaklığı kabiliyetleri sağlar. Bu özellikler, kompozitlerin bilimsel, teknolojik ve ticari öneminin anlaşılmasına katkıda bulunur (Macke vd., 2012).

Alüminyum en popüler ve yaygın kullanılan dolayısıyla metalurji endüstrisinde en önemli metallerden biridir. Alüminyumun işlenmesi kolaydır, hafiftir ve korozyona karşı iyi bir dirence sahiptir, yüksek mukavemete sahiptir ve ayrıca birçok üretim yöntemiyle ekonomik üretimi mümkündür. Alüminyumun başarılı şekilde işlenmesi ve ticari uygulamaları 19. yüzyılda başlamıştır. Nispeten ucuz bir malzemedir. Bu özelliklerinden dolayı Al alaşımları MMK'ler için oldukça uygun bir malzeme olarak karşımıza çıkmaktadır (Kumar Sharma vd., 2020). Son yıllardaki dünya çapında birincil alüminyum üretimi Şekil 1.1'de gösterilmektedir.



Şekil 1.1. 2009'dan 2019'a kadar dünya çapında Birincil Alüminyum üretimi(Kumar Sharma vd., 2020).

Şekil 1.2'de MMK üretiminde yaygın olarak kullanılan matris malzemeleri ve kullanım oranları gösterilmiştir. Görüldüğü üzere, MMK üzerine yapılan araştırmaların yaklaşık %42'si Al metal matrisli kompozitler üzerinedir. Dolayısıyla Al, MMK üretiminde matris malzemesi olarak oldukça yaygın şekilde kullanılmaktadır çünkü düşük yoğunluğu ve yüksek mukavemet/ağırlık oranı sayesinde hafif ve dayanıklı yapısal malzemeler üretmeye olanak tanır. Bu özellikler, özellikle havacılık, otomotiv ve uzay endüstrilerinde ağırlık tasarrufunun kritik olduğu uygulamalarda büyük avantaj sağlar. Ayrıca, alüminyumun mükemmel korozyon direnci ve işlenebilirliği, onu çeşitli üretim süreçlerine uygun hale getirir. Alüminyumun yüksek ısı iletkenliği de termal yönetimin önemli olduğu uygulamalarda ek bir avantaj sağlar. Tüm bu özellikler, alüminyumu MMK üretiminde matris malzemesi olarak tercih edilen bir seçenek haline getirir(Kumar vd., 2024).

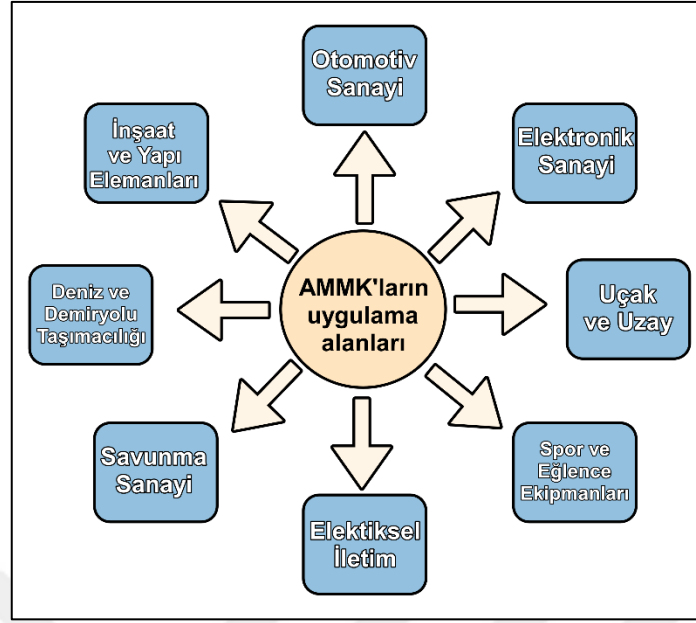


Şekil 1.2. Metal matrisli kompozit üretiminde matris malzemesi olarak kullanılan çeşitli elementler(Kumar vd., 2024)

AMMK'ler, özellikle yüksek performans ve hafiflik gerektiren mühendislik uygulamaları için önemli bir malzeme sınıfıdır. Alüminyum matrisi, düşük yoğunluğu ve iyi mekanik özellikleri ile bilinirken, içine gömülü seramik veya diğer yüksek mukavemetli fazlar, kompozitin aşınma direnci, mukavemet ve sertlik gibi özelliklerini artırır. AMMK'ler, otomotiv, havacılık, uzay ve savunma sanayileri gibi alanlarda yaygın olarak kullanılır. Bu kompozitler, yüksek spesifik mukavemet ve sertlik sunarak yapısal bileşenlerde ağırlık azaltımı ve yakıt verimliliği sağlar. Ayrıca, yüksek ısıl iletkenlik ve iyi korozyon direnci, alüminyum metal matrisli kompozitleri termal yönetim ve deniz uygulamaları için de uygun hale getirir. Bu özellikler, AMMK'ların mühendislik alanında geniş bir uygulama yelpazesi sunmasını sağlar (Georgantzia vd., 2021; Kumar Sharma vd., 2020).

1.2.1. AMMK'lerin Kullanım Alanları

Yüksek mukavemetleri, düşük maliyetleri ve ağırlıkları nedeniyle AMMK'ler birçok endüstriyel uygulamada ve otomotiv alanında potansiyel olarak popüler malzemelerdir. AMMK'ler, mükemmel mekanik özellikler ve havacılık, mekanik, elektrik, otomotiv, elektronik ve ulaştırma endüstrilerinde son derece geniş uygulamalara sahip olma gibi geleneksel malzemelerle karşılaştırıldığında iyi özelliklere sahiptir. AMMK'lerin farklı uygulama alanları Şekil 1.3'te gösterilmiştir.



Şekil 1.3 AMMK'lerin uygulama alanları

Günümüzün metal matrisli kompozitlerinin çoğu, çoğunlukla motor parçaları, piston, biyel kolları ve piston pimlerinde olmak üzere otomotiv uygulamalarına yönelik alüminyum ve alaşımlara odaklanmıştır. MMK'ler tipik olarak otomotiv motorlarının imalatında ileri geri hareket eden bileşenlerin kütesini azaltmak ve dolayısıyla daha az gürültü ve titreşim oluşturmak için kullanılır. Titanyum ve magnezyum gibi diğer hafif malzemelerle karşılaştırıldığında otomotiv alaşımlarında alüminyumun yaygın kullanımının ana faktörü hafif ve düşük maliyetli olmasıdır. Önde gelen otomotiv üreticileri, gelişmiş aşınma direnci, mukavemetli termal özellikler, hafiflik ve ucuzluk nedeniyle AMMK'leri ticari olarak kullanmaktadırlar(Stojanović, 2015).

Piston, silindir içerisinde çok yüksek sıcaklık ve basınçta çalıştığından, her ikisinde de kullanılacak malzemenin yüksek ısı iletkenliğine ve aşınmaya karşı yüksek dirence sahip olması gerekir. Bunun için rekabetçi maliyetle mükemmel kalite sağlayan AMMK'ler kullanılabilir ve piston ağırlığının azaltılması da mümkün olabilir. AMMK'lerin motor bloğunda kullanılması, motorların çalışma sıcaklıklarına daha hızlı ulaşmasını, üstün aşınma direnci ve azaltılmış ağırlık sağlamasını sağlar(Chawla ve Chawla, 2014).

Hızla gelişmekte olan havacılık ve uzay endüstrisi nedeniyle ihtiyaç duyulan malzemelerin spesifik özellikleri giderek daha fazla talep görmeye başlamaktadır. AMMK'ler çok çeşitli havacılık uygulamalarına sahiptir. Uzayda, akut çevre koşulları nedeniyle, düşük termal genleşme katsayısı, yüksek, boyutsal kararlı yapılar, iyi spesifik

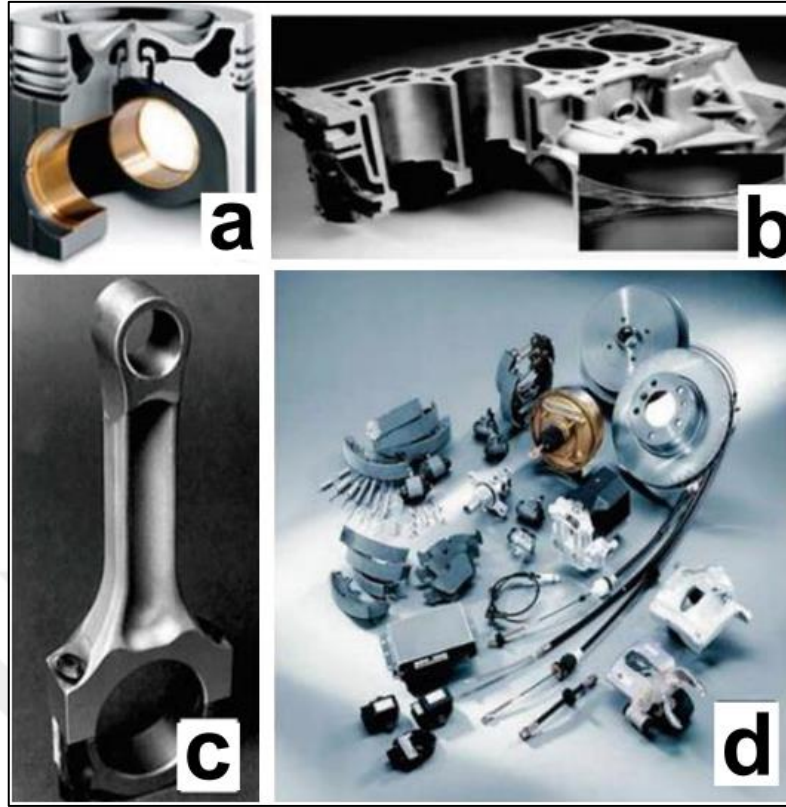
sertlik ve hafiflik gibi iyi özelliklere sahip gelişmiş malzemeler gereklidir. AMMK'lerin geliştirilebilir özellikleri, yüksek performanslı uçak ve uyduların üretimini mümkün hale getirmektedir(Alves vd., 2016).

AMMK'ler, inşaat ve yapı sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır. Alüminyumun kullanılmasının iki önemli avantajı sağlamlığı ve hafifliğidir. Alüminyum, zaman içinde önemli bir malzeme olarak kendini kanıtlamıştır çünkü alüminyum ve alaşımları tamamen geri dönüştürülebilir. Modern yapılarda kullanılan alüminyumun büyük bir kısmı geri dönüştürülmüş malzemelerden üretilmektedir. Geliştirilmiş AMMK'ler, yapıların taşıma kapasitesini arttırarak daha yüksek yapıların inşa edilmesini kolaylaştırmıştır(Sharma vd., 2020).

Spor ekipmanları üretiminde, istenilen şekil ve tasarıma göre çeşitli imalat teknikleri kullanılarak plastik, seramik ve polimer içeren malzeme karışımlarından ürünler yapılmaktadır. AMMK'ler, spor amaçlı ürünler üretmek için inanılmaz derecede yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Birçok spor ekipmanında MMK'ler, düşük maliyet ve hafiflik avantajları nedeniyle tercih edilmekte ve bu kullanım giderek artmaktadır. Genellikle, SiC ve B₄C gibi malzemelerle güçlendirilmiş alüminyum matrisler kullanılmaktadır. Golf, beyzbol, kayak gibi çeşitli spor dallarında ve rekabetçi spor görevlerinde kullanılan spor ekipmanları, yüksek performanslı malzemelere ihtiyaç duyar. Bu nedenle, AMMK'ler bu tür ekipmanlar için değerli bir malzemedir(Sharma vd., 2020).

Konvansiyonel silahlarda büyük miktarlarda kompozit malzemeler kullanılabilir. Fiber takviyeli alüminyum kompozitler, genel performansları nedeniyle silah yapımında en yaygın kullanılan kompozitlerden biridir. AMMK'ler, daha önce berilyumdan yapılan füzelerin önemli parçalarında kullanılmaya başlanmıştır. AMMK'lerin avantajları arasında daha düşük maliyetler ve berilyumun neden olduğu toksisite problemlerinin önlenmesi yer alır. AMMK'lerin güçlü sertlikleri sayesinde, yönlendirilmiş silahların kanatları gibi önemli unsurlar üretilir, bu da silahın doğruluğunu artırır(Sharma vd., 2020).

Şekil 1.4'te AMMK'lerin kullanıldığı bazı spesifik uygulama alanları gösterilmiştir.



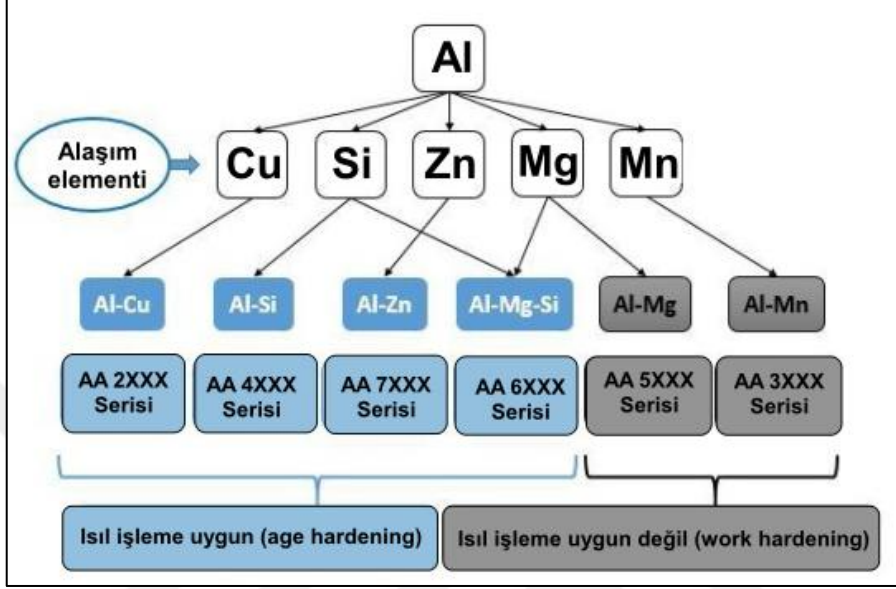
Şekil 1.4. AMMK’lerin bazı spesifik uygulama alanları: (a)Pistonlar, (b) silindir namlulu motor, (c) piston biyel kolu ve (d) fren sistemi

1.2.2. AMMK’de Matris Malzemeleri

Alüminyum ve alaşımları tarafından sağlanan özelliklerin benzersiz birleşimi, onu kompozitlerin üretimi için çok uygun hale getirir. Çökeltme sertleşmesine verilen cevaba bağlı olarak, alüminyum alaşımları ısıtılabilir ve ısıtılabilir alaşımlar olarak kategorize edilir. Isıtılabilir alaşımlar optimum özelliklerini esas olarak çökeltme sertleştirme yoluyla elde ederken, ısıtılabilir alaşımlar bunu deformasyon sertleştirme (soğuk işleme) işlemi ile elde eder.

Alüminyumun sembolizasyonu, dört haneli bir sayı sistemi ile ifade edilir. Bu sisteme göre, dört haneli sayının ilk rakamı, alüminyum alaşımının içerdiği ana alaşım elementini gösterir. Alüminyum matrisli kompozitlerde genellikle sertleştirilebilen 2XXX (Al-Cu), 6XXX (Al-Mg-Si) ve 7XXX (Al-Zn-Mg-Cr) serisi alüminyum alaşımları kullanılır. AMMK'ler için kullanılan alüminyum alaşımlarının listesi Şekil 10'da verilmiştir. Bunun yanı sıra, alüminyum alaşımı 1XXX olanlar %99 saf alüminyum serisidir ve 8XXX serisi

başka bir elementle (örneğin, Al-Li alaşımı) alüminyum alaşımlıdır. Dövme alaşımlara benzer şekilde, kompozitlerin imalatı için kullanılan dökme alüminyum alaşımları tanımlama sistemleri (örneğin, A356) de bulunmaktadır(Samal vd., 2020).



Şekil 1.5. Isıl işleme uyguluguna göre Al alaşımlarının sınıflandırılması

Düşük mukavemeti nedeniyle, saf alüminyum hiçbir yerde endüstriyel uygulamada ticari olarak kullanılmamaktadır. Bakır, silikon, magnezyum, çinko vb. gibi birincil alaşım elementleri, belirli özellikler elde etmek için saf alüminyuma eklenir. Bakırın ana alaşım elementi olduğu AA2024, zayıf korozyon direnci ve düşük kaynaklanabilirlik sağlar. Esas olarak uçağın yapısal kısmında kullanılır. AA3003 iyi şekillendirilebilirliğe, kaynaklanabilirliğe ve korozyon direncine sahiptir ve basınçlı kaplarda, ısı eşanjörlerinde ve kondansatörlerde uygulama bulur. 5XXX serisi alüminyum çok iyi korozyon direncine sahiptir ve denizcilik uygulamaları için uygundur. Orta ila yüksek aşınma direncine ve iyi kaynak özelliklerine de sahiptir. AA6061, magnezyum ve silikon ile alaşımlıdır ve mukavemet özellikleri nedeniyle en popüler ısıl işlem görebilen alaşımdır. Yaşlandırma işlemiyle birlikte mükemmel mukavemet ve korozyon direnci sağlar. AA7075 alaşımı, yüksek mukavemetin gerekli olduğu yerlerde uygulama bulur. Esas olarak Çinko ve az miktarda magnezyum ile alaşımlı, strese ve gerilmeye karşı direnci nedeniyle uçağın yapısal parçalarında yaygın olarak kullanılmaktadır. AA6061 alaşımı ile eşleştirildiğinde orta aşınma ve korozyon direnci sağlar ve AA2024 ile karşılaştırıldığında daha iyi direnç kaydeder(Samal vd., 2020). Kompozitler, matris alaşımın özellikleri dikkate alınarak imal

edilmelidir. AMMK üretiminde kullanılan Al matris alaşımı türü ile ilgili bilgiler, göze çarpan özellikleri ve uygulamaları ile birlikte Tablo 1.1'de verilmiştir.

Tablo 1.1 AMMK üretiminde yaygın kullanılan Al alaşımları ve uygulama yerleri(Samal vd., 2020)

Matris malzemesi	Özellikler	Uygulama
Saf Al	Geri dönüştürülebilirlik, süneklik ve işlenebilirlik	Gıda ambalaj tepsileri, içecekler ve yiyecekler için dekore edilmiş folyo
AA2024	Yüksek yorulma mukavemeti, yüzey kalitesi ve işlenebilirlik	Otomobil tekerlekleri, laboratuvar aletleri, levhalar, biyo-tıbbi kullanım ve uçak parçaları
AA3003	İyi kaynaklanabilirlik, iyi işlenebilirlik ve şekillendirilebilirlik	Basınçlı kaplar, ısı eşanjörleri ve depolama tankları
AA4043	İyi korozyon direnci	Dolgu malzemesi
AA5083	Mükemmel korozyon direnci, orta ila yüksek aşınma direnci, iyi kaynaklanabilirlik	Denizcilik uygulamaları, uçak hidrolik boruları, çeşitli sac işleri ve zırh plakası için uygundur
AA6061	Daha yüksek mukavemet, ısıl işlem üzerine iyi korozyon direnci, iyi işlenebilirlik ve kaynaklanabilirlik	Demiryolu vagonları, kamyon bileşenleri, çok amaçlı alaşım, boru hatları ve depolama tankları
AA7075	Yapısal uygulamalar için mükemmel mukavemet, iyi işlenebilirlik, iyi yorulma mukavemeti, orta ila yüksek korozyon direnci, düşük tokluk ve kaynaklanabilirlik	Uçak kanatları, otomobil dişli parçaları, bisiklet parçaları
A356	Mükemmel işlenebilirlik ve aşınma direnci ve iyi yorulma mukavemeti	Pistonlar, gövde dökümü, araç şasisi, termal koruyucu uygulamaya uygun, pompa çarkı ve gövde

- AA2024 Alaşımı:

2xxx serisi alüminyum alaşımların olan ve piyasada duralümin olarak da bilinen AA2024 alaşımı, üstün mukavemet-ağırlık oranı ve kırılma tokluğu nedeniyle havacılık ve uzay endüstrisinin gibi kritik uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. AA2024, alüminyumun yanı sıra bakır, magnezyum ve manganez gibi alaşım elementleri içerir. Bu

elementlerin varlığı, alaşımanın mekanik özelliklerini büyük ölçüde iyileştirir. Tablo 1.2’de AA2024 alaşımasının kimyasal bileşimi gösterilmiştir(Yıldız, 2023).

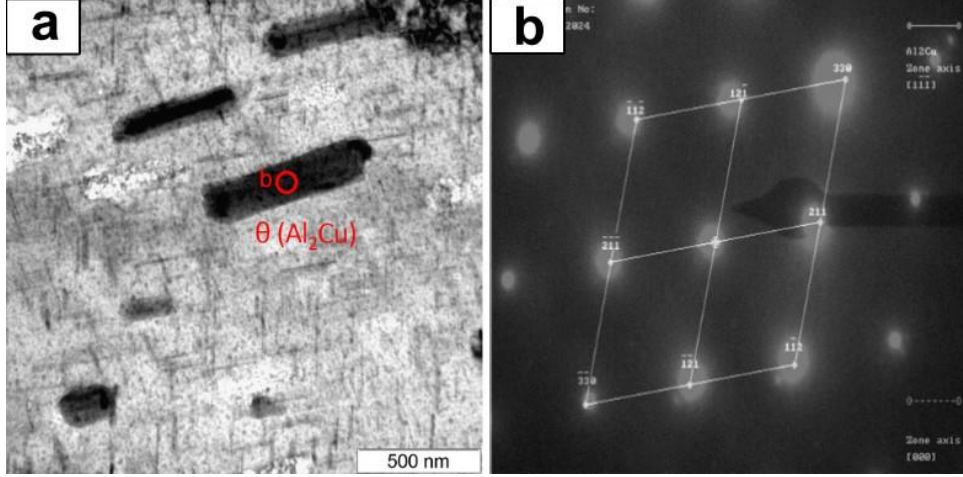
Tablo 1.2. AA2024 matris malzemesinin kimyasal bileşimi

Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Cr	Ti	Al
3.8 – 4.9	1.2 – 1.8	0.3– 0.9	0.50 (Max.)	0.50 (Max.)	0.25 (max.)	0,10 (max.)	0,15 (max.)	Kalan

Bu alaşımlardaki demir ve silisyum gibi safsızlıkların azaltılması, kırılma tokluğunu ve yorulma çatlağının başlaması ve büyümesine karşı direnci artırır. Alaşım elementleri, alüminyumun işlenebilirliğini ve mukavemetini artırmada çok önemli bir rol oynar. Özellikle bakır, magnezyum ve çinko gibi elementler, katı çözelti güçlendirme ve çökelme sertleşmesi gibi mekanizmalar yoluyla yüksek mukavemete katkıda bulunur. Isıl işlem sırasında bu elementler alüminyum ile etkileşime girerek metaller arası çökeltiler (örneğin Al_2Cu , Al_2CuMg , $ZnAl$) oluşturur ve bu da mukavemeti ve yorulma direncini önemli ölçüde artırır. Demir tipik olarak 2xxx serisi alaşımlarda istenmeyen bir safsızlık olarak kabul edilse de, belirli koşullar altında mekanik özellikleri olumlu yönde etkileyebilir. Bununla birlikte, daha yüksek konsantrasyonlarda demir, $CuFeAl_6$ ve Cu_2FeAl_7 gibi bileşikler oluşturabilir ve bu da alaşım performansını olumsuz yönde etkileyebilir(Yıldız, 2023).

AA2024, bir Al-Cu alaşımı olup, uçak ve uzay yapılarında dişliler, iskeletler, uçak gövdeleri ve kanatları, ortopedik tabanlar, perçinler ve çekici tekerlekler gibi birçok uygulama alanında yaygın olarak kullanılır. Bu alaşım, α katı eriyiği ve $\alpha + Al_2Cu$ intermetalik fazına sahip bir mikro yapıya sahiptir. Artan sıcaklıkla birlikte Al-Cu sisteminde α katı eriyik bölgesi genişler, bu da çökelme sertleşmesi yönteminin uygulanabilirliğini artırır(Yıldız, 2023).

Şekil 1.6’da AA2024 alaşımında en önemli intermetalik bileşiklerden olan Al_2Cu intermetalik fazının TEM mikroskobundaki fotoğrafı ve $(1\bar{1}\bar{1})$ kafes düzlemi gösterilmektedir(Ehrich vd., 2022). Al_2Cu gibi intermetalik fazlar, malzemenin mekanik özellikleri ve genel performansı üzerindeki önemli etkileri nedeniyle alüminyum alaşımları için çok önemlidir. Bu fazlar dislokasyon hareketlerinin engellenmesinde önemli bir rol oynayarak kompozitin mekanik özelliklerinin artmasına olanak sağlarlar. Bu fazların matris içerisindeki homojen ve ince boyutlu dağılımını geliştirilmiş mekanik özelliklere katkıda bulunur(Çanakçı vd., 2024).



Şekil 1.6. AA2024 alaşımlarının TEM mikroskobundaki görüntüsü: (a) Parlak alan TEM fotoğrafı ve (b) bölge eksenini ile daha büyük bir Al_2Cu parçacığının hesaplanan kafes yapısı ile kırınım deseninin değerlendirilmesi (Ehrich vd., 2022)

AA2024 alaşımlarının en önemli özelliklerinden biri, yaşlandırma işlemiyle elde edilen çökeltme sertleşmesidir. Bu işlem, alaşımların belirli bir sıcaklığa ısıtılması ve ardından soğutulmasıyla başlar. Bu süreçte, bakır ve magnezyum içeren ince intermetalik partiküller oluşur. Bu partiküller, dislokasyon hareketini engelleyerek alaşımların sertlik ve mukavemetini artırır. AA2024'ün maksimum mekanik özelliklerine ulaşması, bu çökeltme sürecinin kontrollü bir şekilde yönetilmesiyle sağlanır (Alexopoulos vd., 2017).

AA2024'ün mikro yapısı, korozyon direncinde önemli bir rol oynar. Çökeltme sertleşmesi sırasında oluşan intermetalik partiküller, alaşımların mekanik özelliklerini iyileştirirken, aynı zamanda korozyona karşı hassasiyetini de artırabilir. Özellikle bakır açısından zengin intermetalik bileşikler, çukurlaşma ve tane sınırı korozyonunun başlangıç noktaları olabilir. Bu nedenle, AA2024'ün korozyon direncini artırmak için uygun yüzey işlemleri ve koruyucu kaplamalar kullanılabilir (Garchani vd., 2023).

AA2024 alaşımı, genellikle T3, T4 ve T8 gibi çeşitli ısıl işlem durumlarında mevcuttur. En yaygın kullanılanı T3 durumu olup, bu durumda alaşım soğutulduktan sonra soğuk işlenmiş ve doğal olarak yaşlandırılmıştır. Bu ısıl işlem durumu, alaşımların yüksek mukavemet ve tokluk özelliklerini korurken, şekillendirilebilirliğini de artırır (Paidar vd., 2020).

1.2.3. AMMK'lerde Takviye Malzemeleri

Kompozit malzemelerde takviye, malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerini iyileştirmek amacıyla kullanılır. Takviyenin temel amacı, kompozitlerin dayanımını, sertliğini, rijitliğini ve aşınma direncini gibi arzu edilen özellikleri takviye malzemesindeki özelliklerle birleştirerek artırmaktır. Mekanik dayanım açısından, takviye elemanları kompozitlerin çekme, basma ve kesme dayanımını artırarak daha güçlü ve sağlam malzemeler elde edilmesini sağlar. Ayrıca, takviye malzemeleri kompozitlerin termal ve kimyasal kararlılığını iyileştirir, bu sayede yüksek sıcaklıklarda ve zorlayıcı çevresel koşullarda performanslarını korumalarına yardımcı olur.

Alaşımlara eklenen takviye elemanları, beklenen dayanım değerlerini karşılamak için farklı tip ve formlarda seçilerek tasarıma uygun şekilde kullanılmaktadır. Genellikle kısa fiberler, uzun fiberler, ince plakalar, kılcal kristaller, küçük parçacıklar ve partiküller bu amaçla değerlendirilir. 1930'lu yıllarda polimer malzemelerin gelişimi ile cam fiberlerin alaşımlarda kullanılmaya başlanması, kompozit malzemelerin önemini artırmıştır. Günümüzde karbon, boron, aramid ve fiber takviyeli alaşımlar yüksek değer kazanmıştır. Polimer bazlı kompozitler ve takviye malzemelerindeki ilerlemeler, araştırmacıların çalışmalarında geniş yer bulmuş ve AMMK araştırmalarında teşvik edici olmuştur. Alaşımlı kompozit malzemelerde kullanılan takviye elemanlarının yüksek dayanım ve elastik modül değerlerine sahip olmaları yeterli değildir; aynı zamanda kimyasal kararlılık ve yüksek sıcaklıklara karşı üstün direnç göstermeleri gerekmektedir. Bu gereksinimleri karşılayan silikon bazlı nano-oksit fiberler ve alümina esaslı fiberler, yüksek sıcaklıklarda bile mukavemet özelliklerini koruyarak çeşitli endüstriyel uygulamalarda önemli avantajlar sunar. Böylece, bu fiberlerin kullanımıyla kompozit malzemeler hem mekanik hem de termal açıdan üstün performans sergileyebilir (Antepli, 2021).

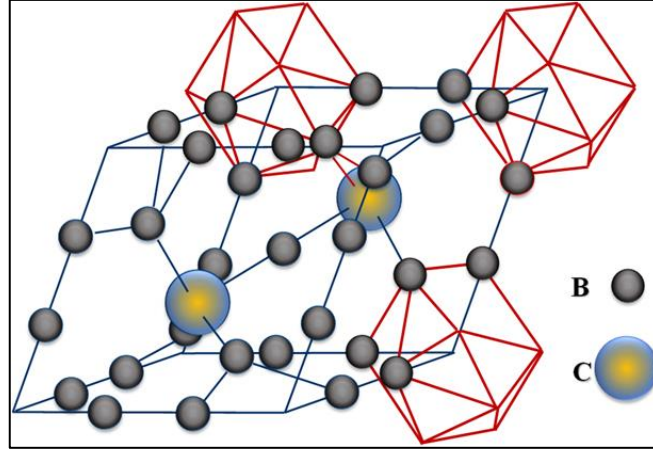
AMMK'lerde takviye malzemesi uygulamaya göre değişiklikler göstermektedir. Örneğin, aşınmaya dayanıklı bir malzeme tasarlanıyorsa takviye olarak yağlayıcı özellikteki grafit, grafen, h-BN, MoS₂, vs gibi seramik takviyeler, mekanik ve yüksek sıcaklık özellikleri bakımından gelişmiş bir malzeme tasarlanıyorsa B₄C, SiC, Al₂O₃ gibi yüksek sertlikte ve yüksek ergime sıcaklığına sahip takviyeler kullanılabilir. Tablo 1.3'de AMMK'lerde yaygın olarak kullanılan takviye malzemeleri, özellikleri ve kullanım alanları gösterilmiştir.

Tablo 1.3. AMMK'lerde yaygın olarak kullanılan takviyeler(Samal vd., 2020)

Takviye	Özellikler	Uygulama
SiC	Yüksek sertlik, sertlik, iyi termal özellikler ve refrakterlik	Biyel kolu, piston, mil, rotorlar, fren diski ve lastik lastikler vb
B₄C	Yüksek mukavemet / ağırlık oranı, sertlik, kimyasal direnç ve iyi nükleer özellikler	Aşındırıcılar, nozul ve balistik zırh
TiC	Yüksek aşınma direnci ve iyi mukavemet	Fren diski, rotor ve kesici aletler
WC	Aşınma ve aşınma direnci, yüksek sertlik, darbe direnci ve termal iletkenlik	İşleme aleti, mühimmat ve cerrahi alet
Al₂O₃	Yüksek sertlik ve özgül mukavemet	Refrakter malzeme, aşındırıcılar ve kaplamalar
TiO₂	Yüksek çekme mukavemeti, darbe mukavemeti ve sertlik,	Otomotiv uygulamaları
ZrO₂	Aşınma ve korozyon direnci ve yüksek kırılma tokluğu	Seramik borular, silindir gömleği, bağlantı çubukları ve ısı yalıtımı
TiB₂	Aşınma direnci ve yüksek mukavemet	Havacılık ve otomobilde yapısal uygulama
ZrB₂	Termal kararlılık ve aşınma direnci	Yapısal parçalar
CNT	Düşük yoğunluklu, yüksek mukavemetli / ağırlık oranı, süneklik ve korozyon direnci	Dişliler, silindir gömlekleri ve spor araçları
Grafen	Yüksek mukavemet / ağırlık oranı	Biyomedikal uygulama ve enerji depolama
Grafit	Düşük yoğunluklu, yüksek ısı iletkenliği ve iyi mekanik mukavemet	Isı emiciler, fren diski ve piston

A. B₄C

B₄C, doğada elmas ve kübik bor nitrürden sonra üçüncü en sert malzeme olarak bilinir ve bu özellikleriyle birçok endüstriyel uygulamada tercih edilir. Yüksek sertliği, düşük yoğunluğu, mükemmel aşınma direnci ve nötron absorpsiyonu gibi özellikleri, B₄C'yi özellikle darbe dayanımı ve sürünme direnci gerektiren uygulamalar için ideal kılar. B₄C'nin seramikler arasında hafif bir malzeme olması, kompozit malzemelerin kütlesini artırmadan mekanik özelliklerini iyileştirmek için de avantaj sağlar(Çelebi, 2016). B₄C'nin en yaygın kristal yapısı olan rombohedral kristalinin şematik gösterimi Şekil 1.7'de gösterilmiştir.



Şekil 1.7. B_4C 'nin kristal yapısı(Hushur vd., 2016)

B_4C , Al matrisli kompozitler için ideal bir takviye malzemesidir. B_4C 'nin Al ile birleşmesi, yumuşak ve sünek Alüminyumun sert ve dayanıklı bir malzemeye dönüşmesini sağlar. Bu kombinasyon, kompozitin çekme ve basma dayanımlarını artırır, yüksek sertlik ve rijitlik sağlar. B_4C takviyeli Al kompozitler, bu özellikleri sayesinde aşınma direncini ve genel mekanik dayanımı önemli ölçüde iyileştirir. Ayrıca, B_4C 'nin düşük yoğunluğu, Al ile birlikte kullanıldığında, kompozit malzemenin hafif kalmasını sağlar. Bu, özellikle havacılık ve otomotiv endüstrilerinde yakıt verimliliği açısından büyük bir avantajdır. Bununla birlikte, Al matris ile düşük sıcaklıklarda sınırlı etkileşimi nedeniyle istenmeyen arayüzey mekanik özellikleri olumsuz etkileyen reaksiyonlarının engellenmesi, B_4C 'yi AMMK üretiminde tercih edilen bir takviye malzemesi kılmaktadır(Büyüklüoğlu, 2023; Topcu vd., 2009).

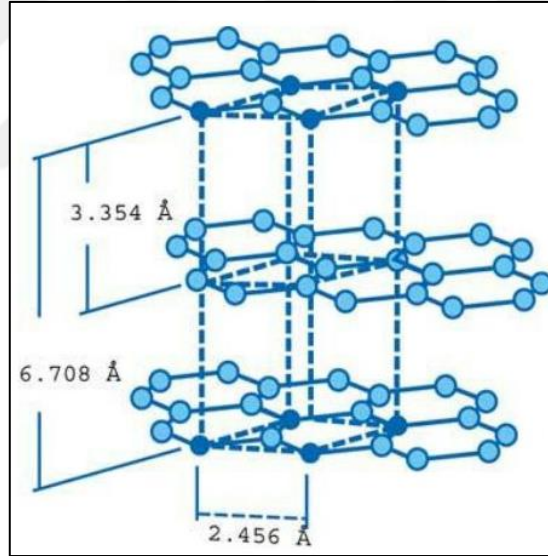
B_4C 'nin yüksek sıcaklık ve kimyasal direnç özellikleri, AMMK'lerin zorlu çevresel koşullarda performanslarını korumalarına yardımcı olur. Örneğin, yüksek sıcaklıklarda mukavemetlerini kaybetmeden çalışabilen B_4C -Al kompozitleri, motor parçaları, fren diskleri ve diğer yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılabilir. Kimyasal kararlılıkları sayesinde, bu kompozitler aşındırıcı ve korozyif ortamlarda da güvenle kullanılabilir(Karabulut vd., 2016; Shin vd., 2019).

B. Grafit

Grafit, yüksek sıcaklık mukavemeti, düşük yoğunluğu, yüksek buharlaşma sıcaklığı, ıslanmazlık özelliği ve termal şoka karşı dayanıklılığı gibi üstün özellikleri nedeniyle ileri teknoloji uygulamalarında yaygın olarak kullanılan bir malzemedir. Ancak, grafit aynı

zamanda heterojen yapı ve özellikler, oksidasyona karşı düşük direnç ve gevreklik gibi bazı istenmeyen özelliklere de sahiptir(Çelebi, 2016).

Allotrop, aynı elementin farklı kristal biçimlerine verilen isimdir. Grafit, karbonun allotroplarından biridir. Elmasın yapısında, her bir karbon atomu dört farklı karbon atomuna bağlanarak üç boyutlu bir yapı oluşturur. Grafitte ise karbon atomları, üst üste yığılmış geniş, yassı levhalar şeklinde iki boyutlu düzlemde birbirlerine bağlanır (Şekil 1.8). Grafitin tabakalı yapısı, tabakalar boyunca yüksek yoğunluk, ancak tabakalara dik doğrultuda düşük yoğunluk gösterir. Tabakalar içindeki karbon atomları, güçlü kovalent bağlarla 120° açıyla bağlanırken, tabakalar arasında daha zayıf van der Waals kuvvetleri bulunur. Bu yapı, grafitin kristal yapısında aşırı anizotropiye yol açar. Bu nedenle, grafitin özellikleri yön bağımlıdır; örneğin, karbon düzlemlerine paralel yönde ısı ve elektrik iletkenliği yüksekken, dik yönde düşüktür. Yoğunluk da tabakalar boyunca yüksek, tabakalara dik doğrultuda daha düşüktür(Çelebi, 2016).



Şekil 1.8. Grafitin kristal yapısı(Chung, 2016)

Grafit, kayma deneylerinde tabakalar halinde ince bir film oluşturarak yüzeylere yapışır ve bu sayede malzemelerin sürtünme katsayısını düşürür. Ortamdaki düşük miktardaki su, grafitin yağlayıcı bir ortam oluşturmasına yardımcı olur. Bu yağlayıcı özellik, grafitin mühendislik ve endüstriyel uygulamalarda kayganlık gerektiren işlemlerde tercih edilmesini sağlar(Çelebi, 2016).

Grafit ayrıca, yüksek sıcaklıklara dayanıklılığı ve kimyasal kararlılığı nedeniyle metalurji, nükleer reaktörler, elektronik cihazlar ve enerji depolama sistemleri gibi ileri teknoloji uygulamalarında önemli bir malzeme olarak kullanılmaktadır. Yüksek ısı ve elektrik iletkenliği, grafiti elektrot ve batarya üretiminde ideal bir malzeme yapar. Oksidasyon direnci ve düşük sürtünme katsayısı, grafitin uzun ömürlü ve güvenilir bir performans sergilemesini sağlar(Çelebi, 2016).

Bu çok yönlü özellikler, grafiti kompozit malzemelerde takviye elemanı olarak kullanmak için mükemmel bir aday yapar. Kompozit malzemelerde grafit kullanımı, termal iletkenlik ve aşınma direnci gibi özellikleri önemli ölçüde iyileştirir. Bu nedenle, grafit takviyeli kompozitler, yüksek performans gerektiren birçok uygulamada tercih edilen malzemeler arasında yer almaktadır.

C. Grafen

Grafen, esnek, oldukça mukavemetli, süper ince, hafif ve biyouyumlu bir malzeme olup günümüzdeki bilimsel araştırmalarda özgün kullanımlara sahiptir. Altı adet karbon atomunun bir araya gelmesiyle oluşan bu iki boyutlu nano-karbon tabakaları, güçlü karbon bağları sayesinde bilinen en mukavemetli malzemelerden biri olarak kabul edilir. Grafen, metal matris içerisinde kullanıldığında katı yağlayıcı özelliği ile kompozit malzemelere düşük sürtünme ve yüksek aşınma dayanımı kazandırmaktadır. 2008 yılından bu yana kapsamlı bir şekilde çalışılan grafen, metal ve seramik matrisli kompozitlerde kullanılabilecek nispeten yeni bir parçacık takviyesidir. Tek katmanlı, iki katmanlı, birkaç katmanlı ve çok katmanlı grafen parçacıkları, ayırt edici iki boyutlu yapıları ve olağanüstü mekanik özellikleri, ısı iletkenliği, inertliği, elektriksel iletkenliği ve yüzey özellikleri nedeniyle çeşitli uygulamalar için umut verici özellikler taşır(Dhinakaran vd., 2020).

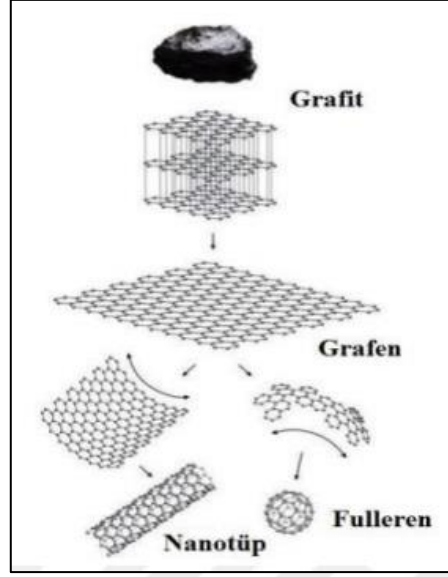
Grafen, sp² hibridizasyonu ile karbon atomlarıyla bağlanmış olup, 130 GPa'lık çekme mukavemeti ve 1 TPa'lık elastisite modülüne sahiptir. Oda sıcaklığında grafenin ısı iletkenliği, sektördeki en iyi ısı iletkenlerinden biri olan elmasın iki katına kadar (5000 W/mK) ulaşabilir. Grafen, grafit ve KNT gibi diğer karbon allotroplarına kıyasla, daha geniş bir yüzey alanına sahip olma avantajına sahiptir, bu da matris malzemesi ile etkileşimini kolaylaştırır. Grafenin düz geometrik şekli, kompozit üretimi sırasında yüksek basınca dayanabilir ve bu da onu burkulmaya ve çatlamaya karşı daha dirençli hale getirir. Grafen nanoparçacıklarının matris içinde düzgün dağılımı, mekanik özellikler açısından en iyi kompozit kalitesini sağlar. Ayrıca, grafen nanoparçacıkları daha büyük en-boy oranları

nedeniyle matris içine kolayca dağılabilir ve nispeten düşük topaklanma eğilimine sahiptir(Bauri ve Yadav, 2018).

AMMK'lerde grafen kullanımı, kompozitin mekanik ve termal performansını önemli ölçüde iyileştirir. Grafenin Al matris içinde kullanımı, kompozitin çekme dayanımını ve elastik modülünü artırır. Ayrıca, grafenin yüksek ısı iletkenliği, AMMK'lerin termal iletkenliğini artırarak yüksek sıcaklıklarda bile etkili ısı yayılımı sağlar. Elektriksel iletkenlik açısından da grafen, AMMK'lerin elektriksel özelliklerini iyileştirir. Al-Grafen kompozitleri, özellikle havacılık, otomotiv ve elektronik endüstrilerinde, yüksek performanslı ve dayanıklı malzemeler gerektiren uygulamalarda tercih edilir. Bu kombinasyon, düşük yoğunluklu ve yüksek mukavemetli malzemeler üretmek için idealdir, bu da enerji verimliliği ve performans açısından büyük avantajlar sağlamaktadır. Grafenin katı yağlayıcı özelliği, AMMK'lerin sürtünme ve aşınma dayanımını artırarak, bu malzemelerin ömrünü uzatır ve bakım maliyetlerini azaltır. Bu nedenle, grafen takviyeli AMMK'ler, ileri teknoloji uygulamalarında geniş bir kullanım alanına sahiptir(Cataldi vd., 2018; Gao vd., 2016; Sattar, 2019).

D. KNT

KNT'ler, grafenin atomik düzleminin bal peteği benzeri yapısının nanometrik çapta ve mikrometrik yükseklikte silindirik şekiller oluşturacak şekilde sarılmasıyla meydana gelir (Şekil 1.9). Lijma tarafından ark buharlaştırma yöntemi kullanılarak keşfedilen KNT'ler, yapılan teorik ve deneysel araştırmalar sonucunda 600-1100 GPa arasında değişen elastikiyet modülüne ve 35-110 GPa aralığında çekme dayanımına sahip oldukları belirlenmiştir. Aynı ağırlıkta çelik ile karşılaştırıldığında, bu materyallerin dayanıklılığı 10 ila 100 kat daha fazladır. Mekanik özelliklerinin yanı sıra, KNT'lerin termal iletkenliği elmasın iki katı seviyesindedir ve elektrik akımı taşıma kapasiteleri bakır kablolardan 1000 kat daha yüksektir(Kibar, 2023).



Şekil 1.9. Karbon türevlerinin şematik gösterimi(Kıbar, 2023)

Son yıllarda KNT'ler, bilim ve mühendislik alanlarında büyük bir ilgi odağı haline gelmiştir. Bu yapılar, doğada bulunmayan ve insan yapımı en dayanıklı ve sağlam malzemeler arasında yer alır. Ayrıca, yüksek iletkenlik performansları, elektrikli cihazlar ve iletişim teknolojilerinde dikkat çekici bir kullanım potansiyeli sunar. Nanometre ölçeğindeki boyutları sayesinde, mühendislik malzemelerine homojen bir şekilde gömüldüklerinde veya dağıldıklarında, bu üstün özelliklerinden tam anlamıyla faydalanılabilir. KNT'lerin elastikiyet modülü oldukça yüksektir, bu da malzemenin sağlamlık ve dayanıklılık derecesini gösterir. Yüksek elastikiyet modülü, KNT'lerin çekme ve bükülme streslerine karşı yüksek direnç gösterdiği anlamına gelir. Bu özellik, malzemenin genel mukavemetini artırarak onu daha dayanıklı hale getirir. Ayrıca, KNT'lerin ısı iletkenliği de son derece yüksektir. İnce yapılı ve düzenli kristal yapıları sayesinde, ısıyı mükemmel bir şekilde iletebilirler. Bu özellik, özellikle elektronik cihazlarda ısı yönetimi gerektiren uygulamalarda, ısının etkin bir şekilde dağıtılması için kullanılır (Abubakre v., 2023; Soni vd., 2020).

AMMK'lere KNT takviyesi, mekanik ve aşınma özelliklerinde önemli iyileşmeler sağlamaktadır. KNT'ler, yüksek mukavemet, mükemmel elastisite ve düşük yoğunlukları sayesinde Al matrisine eklenerek kompozitin çekme mukavemeti, sertlik ve elastikiyet modülü gibi mekanik özelliklerini artırır. Bununla birlikte, KNT'ler, Al matrisin aşınma direncini önemli ölçüde arttırmaktadır. KNT'ler, düşük sürtünme katsayısı sayesinde kompozitin yüzeyinde bir yağlayıcı görevi görerek sürtünmeyi azaltır ve aşınma hızını

yavaşlatır. Bu özellikler, AMMK’lerde KNT takviyesinin hem mekanik dayanıklılık hem de aşınma direnci açısından yüksek performans göstermesini sağlamaktadır.

1.3. AMMK Üretim Yöntemleri

Herhangi bir kompozitin imalatında benimsenen üretim yolu, kompozitin nihai özelliklerinin belirlenmesinde çok önemli bir rol oynar. Yüksek kaliteli AMMK’lerin geliştirilmesi için kullanılan çeşitli teknikler vardır. Endüstriyel ölçekte AMMK’lerin üretimi için birincil işlemler üç ana gruba ayrılabilir: katı hal süreçleri, sıvı hal süreçleri ve biriktirme işlemleri. Bu gruplar içerisinde birbirinden farklı birçok yöntemleri barındırmaktadır. Bu yöntemler arasında, özellikleri nano takviye içeren AMMK’lerin üretimde, toz metalurjisi, mikro yapı ve özellikler üzerinde hassas kontrol sağladığı için, nano fazların yapı içerisindeki homojen dağılımın yüksek oranda sağlandığı için daha çok tercih edilmektedir.

1.3.1. Toz Metalurjisi

Toz metalurjisi (TM), metal veya seramik tozlarının istenen bir şekle preslenmesini ve ardından ana malzemenin erime noktasının altındaki bir sıcaklıkta sinterlenmesini içeren bir üretim sürecidir. Bu yöntem, nihai geometrilerine çok yakın bileşenlerin üretilmesini sağlayarak ek işleme ihtiyacını en aza indirir. Süreç, saf metal, alaşım, karbon, seramik ve polimer tozlarının karıştırılması ve ardından istenen şekli oluşturmak için uygun basınç altında sıkıştırılmasıyla başlar. Bu teknik, nihai ürünün gerekli mekanik özelliklere ve boyutsal doğruluğa ulaşmasını sağlar(Gültekin, 2024).

Toz metalurjisi, çeşitli malzeme gruplarıyla çok yönlülüğü, karmaşık şekilli parçalar üretme kabiliyeti ve minimum malzeme israfı nedeniyle yaygın bir kullanım kazanmıştır. Bu teknik, otomotiv endüstrisinde katalitik konvertörler, valf yuvaları ve bujiler; uçak fren balataları; tungsten karbür veya elmas kompozitlerden yapılmış sert kesme aletleri; nükleer enerji yakıt çubukları; fonksiyonel katmanlara sahip yapay kemikler; yüksek sıcaklık elementleri; temas alaşımları ve zırh delici mermiler dahil olmak üzere çok sayıda uygulamada kullanılmaktadır. Toz metalurjisinin verimliliği ve hassasiyeti, onu birçok endüstriyel alanda kritik bir yöntem haline getirmektedir(Gültekin, 2024).

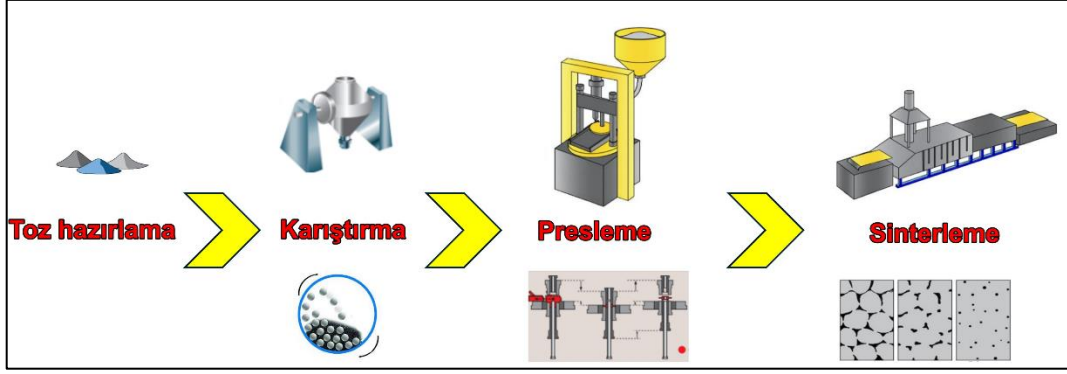
Toz metalurjisi, geleneksel yöntemlerle kıyaslandığında birçok avantaja sahiptir(Gültekin, 2024). Bu avantajlardan bazıları şunlardır:

- Malzeme israfını minimize ederek verimli malzeme kullanımı sağlar.
- Üretilen parçaların boyut ve şekil toleransları yüksek hassasiyetle kontrol edilebilir.
- Karmaşık ve detaylı geometrik şekillerin üretimine olanak tanır, bu sayede ek işlem gerektirmeden son ürün elde edilebilir.
- Seri üretim için uygun olup, büyük miktarlarda parça üretiminde ekonomik ve hızlı çözümler sunar.
- TM ile üretilen parçalar, homojen bir mikroyapıya sahip olup, malzemenin mekanik ve fiziksel özelliklerinin iyileştirilmesine katkıda bulunur.
- Düşük sıcaklıklarda gerçekleşen sinterleme işlemleri, enerji tasarrufu sağlar ve çevresel etkileri azaltır.
- Üretim sürecinde artan tozlar geri dönüştürülebilir ve yeniden kullanılabilir.
- Özel alaşımlar ve malzeme bileşimleri toz metalurjisi ile kolaylıkla üretilebilir, bu da çeşitli endüstriyel uygulamalar için özelleştirilmiş çözümler sunar.
- TM, özellikle yüksek mukavemet, aşınma direnci ve sertlik gibi üstün mekanik özelliklere sahip parçaların üretilmesini sağlar.
- Diğer yöntemlere kıyasla hasarlı parça oranı çok daha azdır.
- Üretilmesi zor olan küçük boyutlardaki parçalar yüksek kalitede üretilebilir.

TM yönteminin bazı dezavantajları da bulunmaktadır(Gültekin, 2024). Bunlar:

- Sürecin hassas kontrolü için karmaşık ve pahalı ekipmanlar gerekebilir.
- Tozların üretimi ve işlenmesi sırasında kontaminasyon riski bulunmaktadır, bu da ürün kalitesini düşürebilir.
- TM ürünlerinde istenmeyen gözeneklilik oluşabilir, bu da malzemenin mukavemet ve dayanıklılığını olumsuz etkileyebilir.
- Bazı metallerin ve alaşımların toz haline getirilmesi ve sinterlenmesi zor olabilir.

TM; toz hazırlama, tozların karıştırılması (mekanik alaşımlama), presleme ve sinterleme olmak üzere 4 aşamada gerçekleştirilir. TM yönteminde iş akış şemasının şematik gösterimi Şekil 1.10'da verilmiştir.

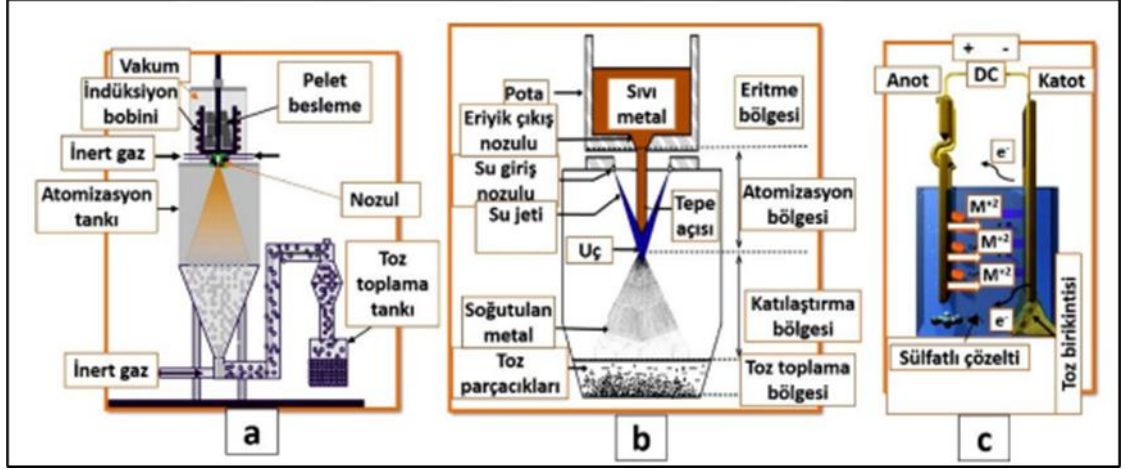


Şekil 1.10. Toz metalurjisi yönteminde işlem adımlarının şematik gösterimi

A. Toz Hazırlama

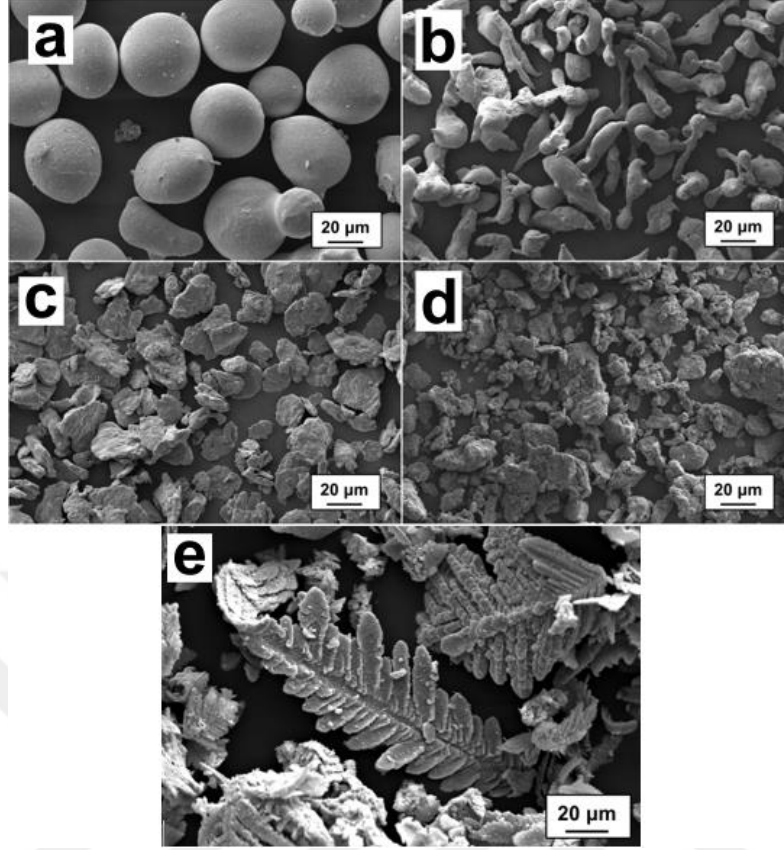
TM yöntemiyle üretilen AMMK'lerin hazırlanmasında en önemli ve ilk adım toz hazırlama aşamasıdır. Tozun boyutu, şekli ve bileşimi, AMMK'lerin üretim kalitesini önemli ölçüde etkileyen kilit faktörlerdir. Günümüzde AMMK üretiminde kullanılan tozların parçacık boyutları 1 ila 500 μm arasında değişmektedir. Gelişmiş AMMK üretimi için, nano boyutlu tozlar ($\text{nm}=10^{-9}\text{m}$) sofistike toz üretim teknikleri kullanılarak üretilir. Metal tozu üretimi için en yaygın kullanılan teknikler gaz atomizasyonu, su atomizasyonu ve elektrokimyasal süreçlerdir(Güler, 2022).

Atomizasyon teknikleri, erimiş metali yüksek basınç altında bir hazneye zorlayarak toz parçacıklarına ayırmayı içerir. Su atomizasyon prosesinde, erimiş metal basınçlandırılır ve ardından üzerine su püskürtülerek hızla soğutulur, bu da düzensiz ve köşeli morfolojiye sahip tozlar elde edilmesini sağlar. Buna karşılık, gaz atomizasyonu nispeten daha yavaş soğutma içerir ve daha küresel bir morfolojiye sahip tozlar üretir. Elektrokimyasal süreçlerde, özellikle elektrolizde, elektronlar istenen toz bileşimini içeren bir anottan ayrılır ve paslanmaz çelik veya titanyumdan yapılmış bir katoda doğru ilerleyerek film benzeri bir birikinti oluşturur. Bu birikinti daha sonra kazınır, yıkanır ve toz olarak toplanır. Şekil 1.11 yaygın olarak kullanılan bu üç tekniği görsel olarak göstermektedir(Güler, 2022).



Şekil 1.11. En yaygın olarak kullanılan metal toz üretim teknikleri; (a) gaz atomizasyonu, (b) su atomizasyonu ve (c) elektroliz (Güler, 2022)

Metal tozları, geleneksel toz metalurjisi veya diğer çeşitli teknikler kullanılarak metalik bileşenlerin üretilmesi için temel malzemelerdir. Bu süreçlerde nihai ürünün özellikleri hem temel tozun özelliklerinden hem de tozu üretmek için kullanılan yöntemden etkilenir (Sutton vd., 2017). Sonuç olarak, metal tozları oluşturmak için her biri farklı parçacık morfolojileri ve saflık seviyeleri sağlayan farklı üretim teknikleri kullanılmaktadır. Örneğin, gaz atomizasyonu küresel şekilli tozlar üretirken, su atomizasyonu düzensiz veya çubuk benzeri morfolojilerle sonuçlanır (Bao vd., 2021). Öte yandan, elektrokimyasal süreçler dentritik yapıya sahip tozlar üretir. Bu üretim yöntemlerinin her biri, nihai ürünün istenen özelliklerine göre uyarlanmış belirli avantajlar sunar (Avramović vd., 2019). Birbirinden farklı yöntemler sonrasında elde edilen farklı morfolojilere sahip tozlara ait örnekler Şekil 1.12'deki SEM resimlerinde gösterilmiştir.



Şekil 1.12. TM yönteminde kullanılan farklı morfolojideki tozların morfolojileri: (a) küresel, (b) çubuksu, (c) puls, (d) düzensiz ve (e) dentritik

Metal parçaların tekrarlanabilir üretimini sağlamak için metal tozlarının tutarlı özellikler sergilemesi gerekir. Örneğin, eklemeli üretimde kullanılan metal tozlarının tipik olarak nominal olarak küresel olması ve iyi paketleme davranışını kolaylaştırmak için tasarlanmış bir partikül boyutu dağılımına sahip olması beklenir. Bu, nihai ürünün mükemmel mekanik özelliklere ve tam yoğunluğa sahip olmasını sağlar. Diğer önemli toz özellikleri arasında morfoloji, yoğunluk, kimyasal bileşim, akışkanlık, yüzey alanı, sıkıştırılabilirlik, sinterlenebilirlik ve termal özellikler bulunur. Tozların birincil özellikleri partikül boyutu (granülometri) ve partikül şeklidir (morfoloji). Tozların yığın yoğunluğu, akışkanlık, yüzey alanı, sıkıştırılabilirlik, sertlik ve termal özellikler gibi teknolojik özelliklerinin yanı sıra potansiyel uygulama alanları da bu özelliklere bağlıdır (Leuenberger ve Rohera, 1986; Shah vd., 2017).

B. Tozların Karıştırılması

AMMK üretiminde tozların karıştırılması işlemi, nihai malzemenin homojenliğini ve performansını sağlamak amacıyla kritik bir adımdır. Karıştırma işlemi, çeşitli tozların belirli

oranlarda bir araya getirilerek istenen özelliklere sahip bir karışım elde edilmesini içerir. Genellikle karıştırma işleminde metalik stearat ve parafin gibi yağlayıcılar % 0.1- 3 arasında değişen oranlarda karışıma eklenmektedir. Yağlayıcıların kullanılmasının amacı, tozlar ile takım ve kalıp duvarlarının yüzeyleri arasındaki sürtünmeyi azaltmak ve böylece daha iyi yoğunluk dağılımına sahip parçalar üretmektir. Dağılım homojen olduğunda, atomlar sinterleme sırasında difüzyon yoluyla göç eder ve tüm bölgelerde homojen bir bileşimle sonuçlanır. Sinterleme sırasında, konsantrasyon farklılıklarından kaynaklanan potansiyel kimyasal gradyanlar atomik difüzyon için bir itici güç oluşturduğundan alaşım (homojen karışım) oluşur. Yağlayıcılar kullanılmazsa, tozlar ve kalıp yüzeyleri arasındaki sürtünme artar, bu da eşit olmayan basınç dağılımına yol açar ve preslenen parça içinde gerilim değişimlerine neden olur. Bu gerilim değişimleri sinterleme sırasında bozulmalara neden olabilir(Gültekin, 2024; Varol ve Canakci, 2015).

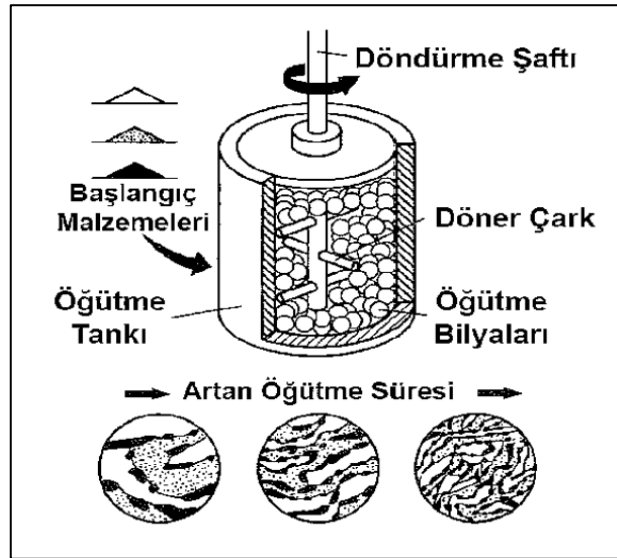
Karıştırma sırasında, tozlar genellikle bir karıştırıcı veya bilyalı öğütücü yardımıyla mekanik olarak bir araya getirilir. Karıştırma süresi, hızı ve kullanılan ekipman türü, karıştırma parametreleri karışımın homojenliği üzerinde doğrudan etkilidir. Uygun bir karıştırma işlemi, nihai ürünün mekanik, termal ve kimyasal özelliklerini iyileştirir, üretim sürecinde tutarlılığı sağlar ve istenmeyen fazların oluşumunu engeller. Uygun karıştırma ve doğru miktarda yağlayıcı, minimum kusurlu yüksek kaliteli sinterlenmiş parçalar elde etmek için çok önemlidir(Upadhyaya ve Gopal, 1997).

- Mekanik Öğütme/Alaşımlama Prosesi:

Mekanik alaşımlama veya öğütme işlemi (MA veya MÖ), yüksek hızda dönen bir değirmen haznesinde yer alan tozların sürekli olarak soğuk kaynak yapması, ardından kırılması ve tekrar soğuk kaynak yapması sürecini içeren bir tekniktir. Bu işlem, hiç işlem görmemiş veya önceden dağıtılmış/karıştırılmış tozlardan başlayarak, çok çeşitli denge ve denge dışı alaşım durumları üretmek için vazgeçilmez bir yöntemdir. Öğütme sırasında toz parçacıklarına uygulanan yüksek enerji nedeniyle, bu teknikte üretilen kompozitler genellikle boşluklardan arındırılmış olup, üstün özelliklere sahiptir. Bu yöntem, endüstriyel uygulamalar için nikel bazlı oksit dispersiyonlu süper alaşımlar (ODS) üretmek amacıyla John Benjamin tarafından geliştirilmiştir(Ma, 2022; Suryanarayana, 2024). Homojen bir karışım veya alaşım elde etmek için malzemeler arası transfer sağlayan benzersiz bir yöntem olarak tanımlanabilir. Yöntem, belirli bir süre boyunca yüksek hızda çalkalanarak karıştırılan öğütme ortamı ile bir kap içine yerleştirilen az miktarda toz ile başlar. Enerji aktarımı, öğütme ortamı ile tozlar arasında gerçekleşir, bu da tozların boyutunu küçültür ve

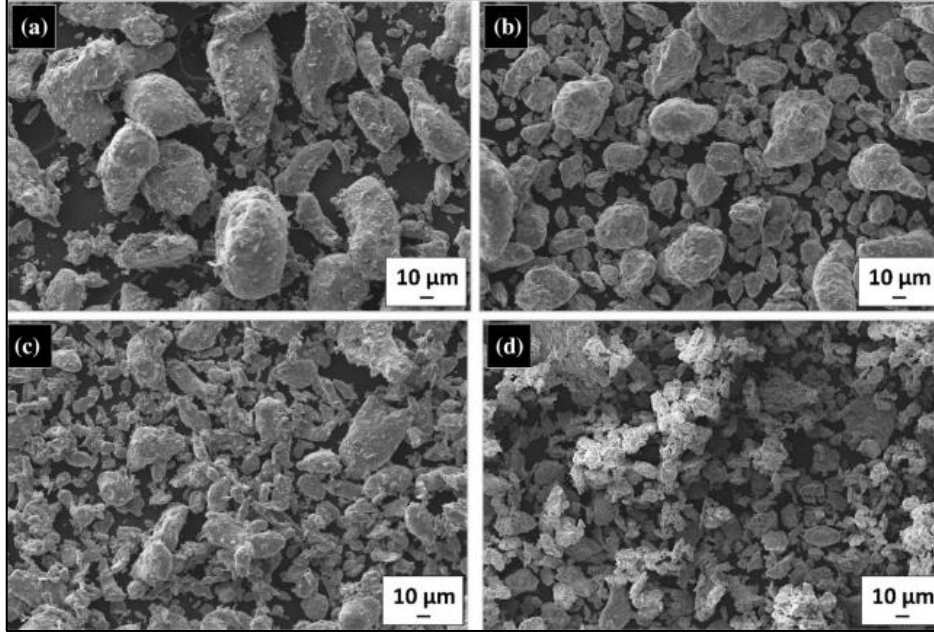
hazırlanan tozlar çeşitli yöntemlerle sıkıştırılır. MA/MÖ sürecinde malzeme transferi olmamasına rağmen, esas amaç toz parçacıklarının boyutunu en aza indirmek ve yüzey alanını artırmaktır. Ayrıca, bu süreçte önemli faktörler arasında hammadde, değirmen hızı, öğütme süresi, işlem kontrol maddesi ve sıcaklık gibi değişkenler yer alır. Parafin, stearik asit ve metanol gibi maddeler, soğuk kaynağın etkisini azaltmak ve büyük toz kümelerinin oluşumunu engellemek için işlem kontrol ajanları olarak kullanılır. Tozlar plastik olarak deforme olduğunda, iç yapı gelişimi gerçekleşir ve nano yapıli bileşikler elde edilebilir. Öğütme süresinin uzaması ve öğütücü bilyelerin tozları kirletmesi gibi nedenlerle işlemin dikkatle kontrol edilmesi gerekir. Ayrıca, malzemeler birleştirildiğinde, safsızlıklar mikroyapısal evrimi ve tane büyümesini etkileyebilir, bu da kompozitin mekanik özelliklerini azaltabilir(Suryanarayana, 2024).

MA/MÖ işlemlerinde, öğütme kapasiteleri, verimlilikleri ve soğutma veya ısıtma gibi ek düzenlemeler açısından farklılık gösteren çeşitli öğütücüler kullanılır. En yaygın kullanılan öğütücü türleri arasında SPEX çalkalayıcı öğütücüler, gezegen tipi öğütücüler ve titreşimli atritör tipi öğütücüler bulunmaktadır. Bu öğütücüler, yüksek enerji uygulayarak tozların etkin bir şekilde öğütülmesini ve istenilen özelliklere sahip malzemelerin elde edilmesini sağlar. Her bir öğütücü tipi, belirli uygulamalar ve malzemeler için optimize edilmiştir, bu da onları çeşitli toz metalurjisi süreçlerinde önemli bir parametre yapar(Söyler, 2008; Suryanarayana, 2024). Şekil 1.13’de atritör tipi bilyalı öğütücünün şematik resmi gösterilmiştir.



Şekil 1.13. Atritör tipi bilyalı öğütücü(Söyler, 2008)

Mekanik öğütme işlemi sırasında toz boyutları ve morfolojisi önemli ölçüde değişir. Başlangıçta büyük olan toz parçacıkları, toz-bilya-toz ve toz-bilya-hazne çarpışmaları sonucunda giderek daha küçük boyutlara indirgenir. Parçalanma işlemi sırasında tozlar, yüzey enerjilerini azaltmak için daha küçük ve daha düzgün parçalara ayrılır. Bu süreçte, tozların morfolojisi de değişir; köşeli ve düzensiz şekiller yerini daha yuvarlak ve düzgün yüzeylere bırakır. Özellikle metalik tozlar, plastik deformasyon nedeniyle daha düz ve homojen yüzeyler kazanır. Ayrıca, mekanik öğütme sırasında bazı tozlar soğuk kaynakla birleşerek daha büyük aglomeralar oluşturabilir, ancak bu aglomeralar tekrar kırılma ve öğütme işlemleriyle küçültülür(Çelebi vd., 2023; Duarte vd., 2015). Şekil 1.14'te ZA40 matrisli B₄C ve grafen takviyeli hibrit nanokompozitlerin mekanik öğütme süresiyle toz morfolojilerindeki değişimi göstermektedir. Öğütmenin ilk saatlerinde (2 saat) büyük boyutlu ve düzensiz şekilli olan tozların 8 saatlik öğütme sonrasında oldukça küçüldüğü ve nispeten homojen bir dağılıma sahip olduğu görülmektedir. Dolayısıyla mekanik öğütme işlemi tozların boyutlarının düşürülmesi, takviyelerin homojen dağıtılması ve homojen parçacık dağılımının sağlanması açısından oldukça etkili bir yöntem olduğu söylenebilir.

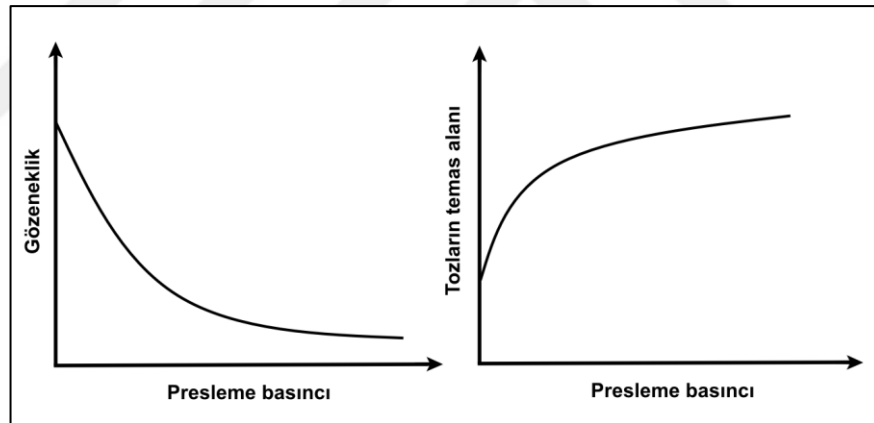


Şekil 1.14. ZA40/B₄C/Grafen hibrit nanokompozit tozların farklı öğütme sürelerindeki toz morfolojileri: (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat ve (d) 8 saat (Çelebi vd., 2023)

C. Tozların Preslenmesi

Toz metalurjisinde presleme işlemi, metal tozlarını sinterlemeye hazır ham numuneyi bir kompakt haline getirmek ve yoğunlaştırmak için gereklidir. Preslemenin amacı, hassas

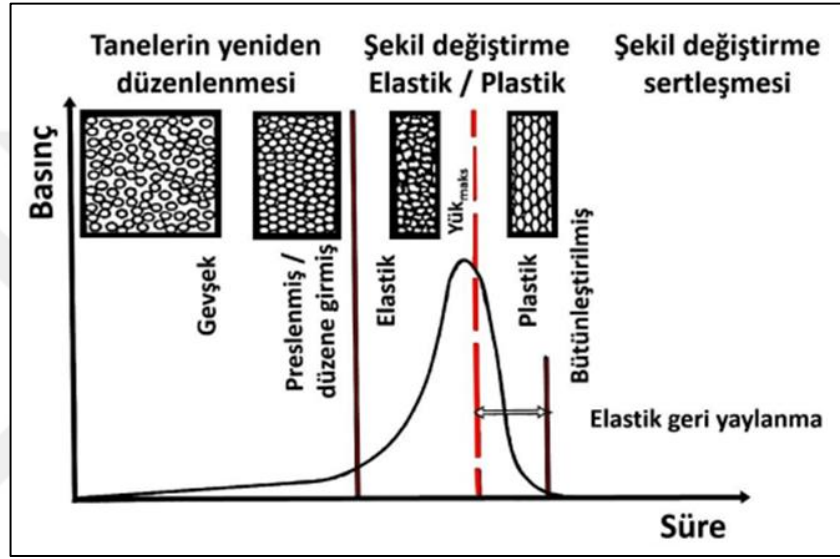
bir şekle, yeterli taşıma gücüne ve artırılmış yoğunluğa sahip bir bileşen oluşturmak, böylece gözenekliliği en aza indirmek ve nihai ürünün mekanik özelliklerini geliştirmektir. Yöntem birkaç adımdan oluşur: ilk olarak metal tozları, presleme işlemini kolaylaştırmak ve ham numunenin özelliklerini iyileştirmek için yağlayıcılar veya bağlayıcılar gibi katkı maddeleriyle karıştırılır. Karıştırılan toz daha sonra nihai bileşenin istenen şekline uyacak şekilde tasarlanmış bir kalıp boşluğuna beslenir. Mekanik veya hidrolik presler kullanılarak toz, tipik olarak inç kare başına birkaç ton ila yüzlerce ton arasında değişen yüksek basınç altında sıkıştırılır. Bu sıkıştırma işlemi, toz partiküllerinin sıkı bir şekilde paketlenmesini sağlayarak güvenli bir şekilde taşınabilen ve daha sonra istenen nihai özellikleri elde etmek için sinterlenebilen katı bir bulk numune elde edilmesini sağlar. Bu bulk numunenin özellikleri uygulanan basınç miktarına ve basınç altında tutma süresine bağlı olarak değişebilmektedir(Hakam ve Taha, 2021; Bai vd., 2021). Şekil 1.15’de presleme basıncıyla tozların temas alanlarının artmasına bağlı olarak gözenekliliğin azalmasını gösteren eğriler verilmiştir.



Şekil 1.15. Presleme basıncının preslenmiş numunenin özelliklerine etkisi

Basıncılı sıkıştırma işlemi sırasında malzemenin yoğunluğunun artması, toz parçacıklarının sıkışması ve yeniden düzenlenmesiyle sağlanır. İlk aşamada uygulanan basınç, toz parçacıklarının daha verimli bir şekilde yerleşerek aralarındaki boşlukları ve boşluk hacmini azaltmasına neden olur. Bu, malzemenin yoğunluğunu artırır. Basınç arttıkça, parçacıklar plastik olarak deforme olmaya başlar ve bu deformasyon, parçacıkların birbirine daha sıkı bir şekilde yerleşmesine imkan tanır(Martin vd., 2003). Ayrıca, yüksek basınç altında bazı parçacıklar kırılabilir veya ezilebilir, bu da daha küçük parçacıkların boşlukları doldurmasına ve yoğunluğun daha da artmasına katkıda bulunur. Sonuç olarak,

artan basınç, toz parçacıklarının daha kompakt bir yapı oluşturmasını sağlayarak malzemenin genel yoğunluğunu artırır(Poquillon vd., 2002). Toz metalurjisinde, düşük gözenekliliğin daha yüksek mekanik özellikler sağladığı genel kabul gören bir görüştür. Bu bağlamda, artan presleme basıncı, yoğunluğu artırarak gözenekliliği azaltır ve bu da mekanik özelliklerin iyileşmesine olumlu katkı sağlar(Bai vd., 2021). Şekil 1.16, presleme işlemi sırasında tozların zamanla geçirdiği değişiklikleri ve basınç değişimlerini gösteren şematik bir diyagramı sunmaktadır.

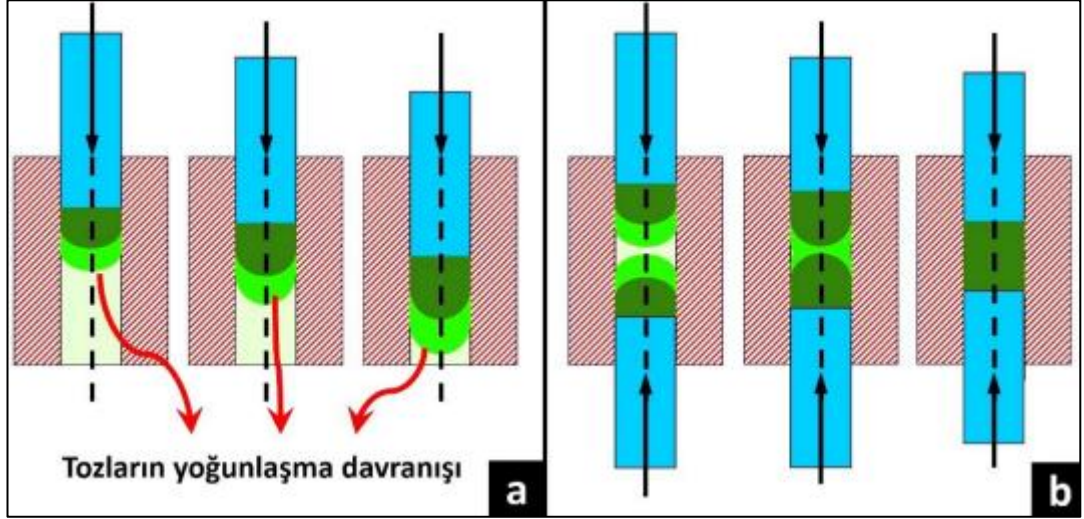


Şekil 1.16. Tozların presleme işlemi sırasında sıkıştırma eğrisi (Güler, 2022; Stelte vd., 2012)

Partikül şekli büyük ölçüde üretim yönteminden ve tozun sonraki işlemlerinden etkilenir. Tozun paketlenmesini, akışkanlığını, konsolide malzemenin mukavemetini ve dolaylı olarak tozların sıkıştırılabilirliğini ve sinterleme davranışını etkiler. Tek eksenli sıkıştırmada, küresel tozlar nadiren kullanılır. Düzensiz şekilli partiküller tipik olarak tercih edilir çünkü sıkıştırıldıklarında birbirine kenetlenme ve yapışkan bir kompakt oluşturma eğilimindedirler ve bu da nihai ürünün yapısal bütünlüğünü artırır(Pitt vd., 2018; Tan vd., 2017).

Presleme işleminde tozlara uygulanan basıncın uygulanmasına göre presleme işlemi tek yönlü presleme ve çift yönlü presleme olmak üzere ikiye ayrılır. Tek yönlü presleme, tozların bir kalıp içerisine yerleştirilip yalnızca üstten uygulanan basınçla sıkıştırılması işlemidir. Bu yöntemde, sadece alt zımbası takılı olan bir kalıp kullanılır ve tozların üzerine yerleştirilen bir üst zimba aracılığıyla basınç uygulanır. Bu basınç, kalıp içerisindeki tozların

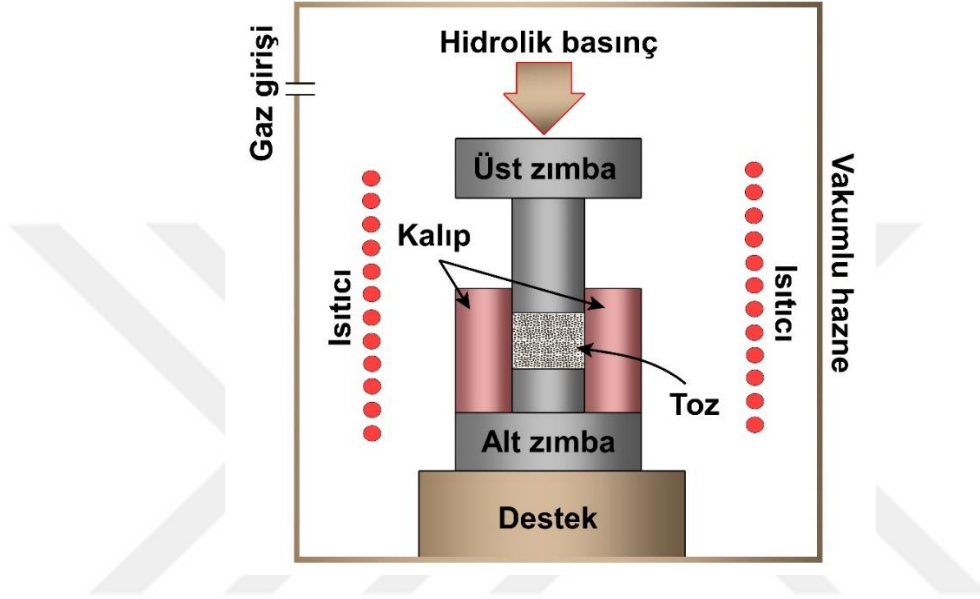
bir doğrultuda sıkışmasını sağlar. Ancak, basıncın sadece tek bir yönden uygulanması nedeniyle, kalıp içerisindeki tozların her bölgesine eşit bir basınç dağılımı sağlamak zordur. Bu durum, tozların homojen bir şekilde yoğunlaşmasını engelleyebilir ve özellikle kalıbın alt kısımlarında daha düşük yoğunluklu bölgeler oluşabilir. Buna karşılık, çift yönlü presleme, aynı anda hem alt hem de üst zımbalarla basınç uygulanarak yapılır. Bu yöntem, tozların her iki yönden eşit basınç altında sıkıştırılmasını sağlar ve böylece kalıp içerisindeki tozların homojen bir şekilde yoğunlaşmasını mümkün kılar. Çift yönlü presleme, özellikle daha karmaşık şekilli parçaların ve yüksek yoğunluklu malzemelerin üretiminde tercih edilir (Güler, 2022; Sutton vd., 2017). Tek yönlü ve çift yönlü preslemenin tozların yoğunlaşma davranışı üzerine etkisini gösteren şematik resim Şekil 1.17’de gösterilmiştir.



Şekil 1.17. (a) Tek eksenli ve (b) çift eksenli presleme işleminin yoğunlaşma davranışına etkisi

Sıcak presleme, toz metalurjisinde yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir ve tozların yüksek sıcaklıkta ve yüksek basınç altında sinterlenmesi ve yoğunlaştırılması işlemini içerir. Bu yöntemde, tozlar genellikle önceden bir ön presleme işlemine tabi tutulur veya gevşek bir şekilde sıcak iş takım çeliğinden yapılmış bir kalıba beslenir. Tozlar, oksidasyonu önlemek amacıyla vakumlu bir fırında, 2400°C'ye kadar çıkabilen yüksek sıcaklıklarda preslenir. Sıcak presleme sürecinde, tozlara ısı enerjisi ve yüksek basınç aynı anda uygulanır. Bu eşzamanlı uygulama, tozların sinterlenmesini ve yoğunlaşmasını sağlar. Yüksek sıcaklık, partiküllerin yüzey enerjisini azaltarak difüzyon süreçlerini hızlandırırken, basınç partiküllerin daha sıkı bir şekilde paketlenmesini ve boşlukların azalmasını sağlar. Sonuç

olarak, sinterleme işlemi daha düşük sıcaklıklarda ve daha kısa sürelerde gerçekleştirilebilir, bu da enerji tasarrufu sağlar ve malzemenin özelliklerini iyileştirir. Sıcak presleme, özellikle yüksek performanslı ve karmaşık şekilli bileşenlerin üretiminde tercih edilen bir yöntemdir, çünkü yüksek yoğunluklu ve homojen malzemeler elde edilmesini sağlar(Güler, 2022). Şekil 1.18’de tipik bir sıcak presleme cihazının şematik görüntüsü verilmiştir.



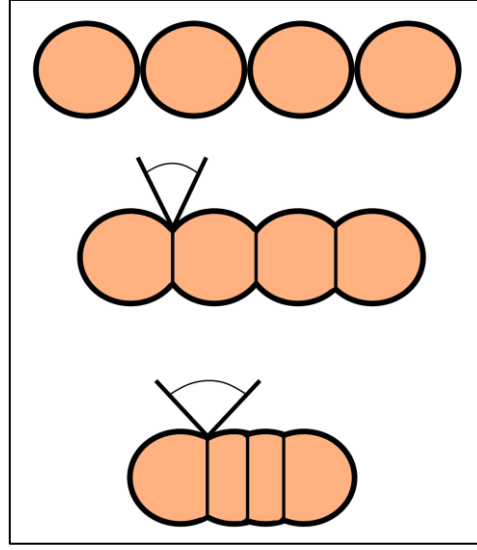
Şekil 1.18. Tipik bir sıcak izostatik presleme cihazının şematik gösterimi

D. Tozların Sinterlenmesi

Sinterleme, toz metalurjisinde en yaygın termal konsolidasyon tekniğidir. ISO tanımına göre sinterleme: "Parçacıkların birbirine bağlanarak mukavemetinin artırılması amacıyla, bir tozun veya kompaktın ana bileşenin erime noktasının altındaki bir sıcaklıkta termal olarak işlenmesidir." Sinterleme, binlerce yıldır kullanılan seramiklerin "pişirilmesi" ile ilişkilendirilebilir. Ancak, ana fark, metallerin genellikle ortam atmosferinde kimyasal dengede olmamasıdır; yani, hava ortamında sinterleme, büyük özgül yüzey alanı ve dolayısıyla toz bazlı sistemlerin yüksek kimyasal reaktivitesi nedeniyle özelliklerin düşmesiyle sonuçlanacak oksidasyona neden olur. Bu nedenle, metalik sistemlerin sinterlenmesi koruyucu atmosferlere ihtiyaç duyar, bu da hem sinterleme mekanizmaları hem de endüstriyel sinterleme süreçleri üzerinde belirgin bir etki yapar(Danninger vd., 2017).

Sinterleme sürecinde, atomların kristal kafes içinde kendiliğinden yayılması önemli bir rol oynar ve bu yayılma belirli koşullar altında kontrol edilir. Tüm kristal katılarda, atomlar "boşluklar" olarak adlandırılan bitişik boş kafes bölgelerine hareket ederek kafes boyunca rastgele bir yayılma sergiler. Bir atomun boş bir kafes bölgesine geçişi, kafesin enerjisini artırıyorsa bu durum daha az olasıdır. Bunun tersi olarak, bir atomun kafes enerjisini azaltacak şekilde bir boşluğa yerleşmesi, o pozisyonda kalmasını daha olası hale getirir. Parçacıkların yüzeyindeki atomlar, iç kısımlarındaki atomlara göre daha fazla enerjiye sahiptir. Genellikle, bu enerji farkı, parçacığın başka bir partikülle, atmosferle veya farklı bir malzemeyle temas halinde olmasına göre değişir. Bu yüzden, parçacıklar arasındaki temas alanlarını artıran kafes bölgeleri tercih edilir. Bu tür bölgeler genellikle temas alanlarının kenarlarında bulunur ve sinterleme sürecinde önemli bir rol oynar(Olevsky, 1998).

Atomlar, kütlenin dışına ve temas bölgesine hareket ettiklerinde, kütle içindeki boşlukları geride bırakırlar. Bu hareketin toplam enerji değişimi, yüzey alanının artması sonucu azalan enerji ile boşluk oluşumu nedeniyle artan enerjinin farkıdır ve bu net enerji değişimine sinterleme gerilmesi denir(Braginsky vd., 2005). Sinterleme gerilmesinin büyüklüğü, parçacıklar arasındaki temas açısına, yani dihedral açığa bağlıdır. Daha keskin temas açıları, sistemin toplam enerjisini düşürür. Ancak, temas alanı büyüdükçe, dihedral açı doğal olarak genişler. Dihedral açının ilerleyişi Şekil 1.19'da gösterilmektedir(Kellett ve Lange, 1989). Sonuçta, sinterleme gerilmesinin sıfır olduğu ve sinterleme sürecinin durduğu geniş bir açığa ulaşılır. Dihedral açının bu sınır değeri, sinterleme sürecinin malzeme içindeki mevcut gözeneklerle dengeye ulaşmasını sağlar. Bu denge, gözeneklerin tamamen kapanmasını engeller ve malzemenin mikroyapısında bir denge durumu yaratır.

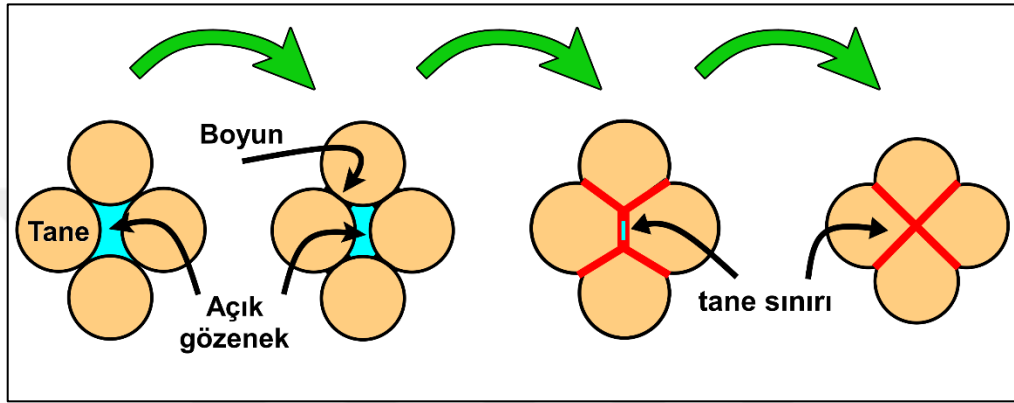


Şekil 1.19. Sinterleme işlemin tanelerin birbirlerine temas durumları (Güler, 2022)

Sinterleme hızını, difüzyon hızı ve sinterleme gerilmesi kontrol eder. Difüzyon hızı, kafes kusurlarının yoğunluğu ve sıcaklık tarafından belirlenir. Daha fazla kafes kusuru, daha fazla atomun aynı anda hareket edebilmesine olanak tanırken, yüksek sıcaklıklar atomların daha hızlı hareket etmesini sağlar. Bu nedenle, sinterleme işlemi genellikle yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilir. Ayrıca, tozların kompakt hale getirilmesiyle oluşan mekanik zorlanma, ek boşlukların oluşmasına neden olabilir. Sinterleme gerilmesi ise temas açısına ve tane içi, tane sınırı ve serbest yüzeyler arasındaki enerji farklılıklarına bağlıdır. Bu enerji farklılıkları, atomların hareketini ve dolayısıyla sinterleme sürecini etkileyen önemli faktörlerdir (Greenquist vd., 2018).

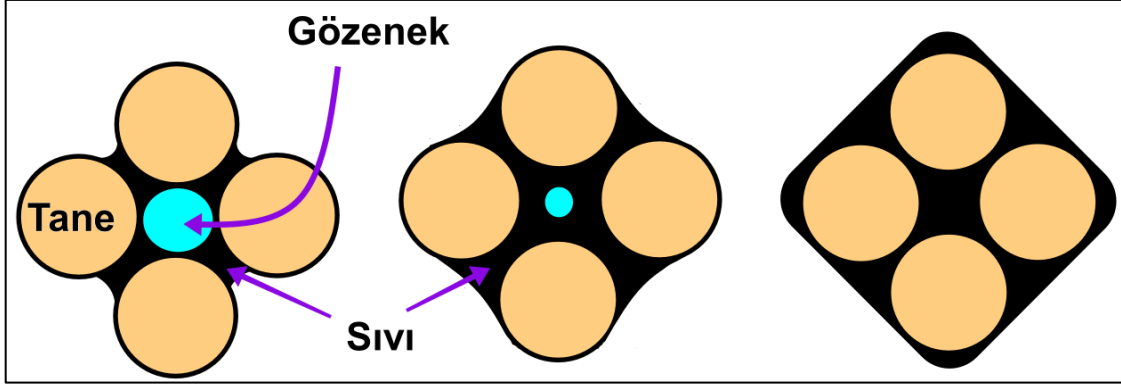
Sinterleme süreci, temel olarak katı faz sinterlemesi ve sıvı faz sinterlemesi olmak üzere iki ana kategoriye ayrılır. Katı faz sinterlemesi, toz halindeki malzemelerin yüksek sıcaklıkta preslenerek sıkıştırılması yoluyla gerçekleştirilir. Bu süreçte, malzemeler arasındaki boşluklar kapanır ve parçalar birbirine bağlanarak daha yoğun ve dayanıklı bir yapı oluşturur. Sinterleme sırasında, sıcaklık genellikle malzemenin erime noktasının altında tutulur, bu nedenle malzeme erime meydana gelmez. Ancak, yüksek sıcaklıklarda malzemelerin yüzey enerjisi düşer ve atomlar arasında difüzyon meydana gelir. Bu difüzyon, malzemelerin sinterlenmiş bir yapı oluşturmak üzere birleşmesini sağlar. Bu süreç, malzemelerin atomlarının hareket ederek birbirine kaynaşmasına ve daha sağlam bir bütün oluşturmalarına olanak tanır (Gültekin, 2024). Şekil 1.20’de katı-hal sinterleme

mekanizmasının oluşum safhaları şematik olarak gösterilmiştir. Sinterleme öncesinde, taneler yalnızca birbirleriyle temas halindedir. Sinterleme başladığında, bu taneler birbirlerine daha fazla yaklaşarak boyun oluşumuna neden olur ve bu süreçte gözenekler meydana gelir. Sinterleme ilerledikçe, bu gözeneklerin boyutları azalır ve tane sınırları oluşur. Sinterlemenin son aşamasında ise, gözeneksiz ve birden fazla tanenin birleşerek oluşturduğu daha büyük taneler gözlenir(Blendell ve Handwerker, 2001).



Şekil 1.20. Katı hal sinterleme mekanizmasında tane sınırı oluşumu(Güler, 2022)

Sıvı hal sinterlemesi, sinterleme sürecinde ek bir sıvı fazın kullanıldığı ve genellikle öğütülmüş veya karıştırılmış tozlarla başlayan bir yöntemdir. Bu süreçte kullanılacak malzemelerin bileşimi ve sinterleme sıcaklığı, faz diyagramlarına göre dikkatlice seçilir. Sıvı faz sinterlemesi sırasında, yeni oluşan eriyikte katıların çözünürlüğünün artması, sıvı içinde katı maddelerin çözünürlüğünün yükselmesi ve katı malzemeler içinde sıvının düşük çözünürlüğünün sağlanması arzu edilir. Sıvı faz, malzemelerin daha iyi birleşmesini ve homojen bir yapı oluşturmasını sağlar. Sinterleme sıcaklığında sıvı faz, malzemeler arasında yayılır ve onları sıkıca bağlayan bir yapıştırıcı gibi davranır. Sıvı faz sinterlemesi, özellikle daha karmaşık şekilli malzemelerin üretiminde ve yüksek yoğunluklu, mukavemeti yüksek parçalar elde etmek için kullanılır. Bu yöntem, parçaların daha homojen bir mikroyapıya sahip olmasına ve genel olarak daha yüksek mekanik özelliklere ulaşmasına olanak tanır(Blendell ve Handwerker, 2001; German, 2014; Gültekin, 2024). Şekil 1.21’de sıvı hal sinterleme aşamaları şematik olarak gösterilmiştir.



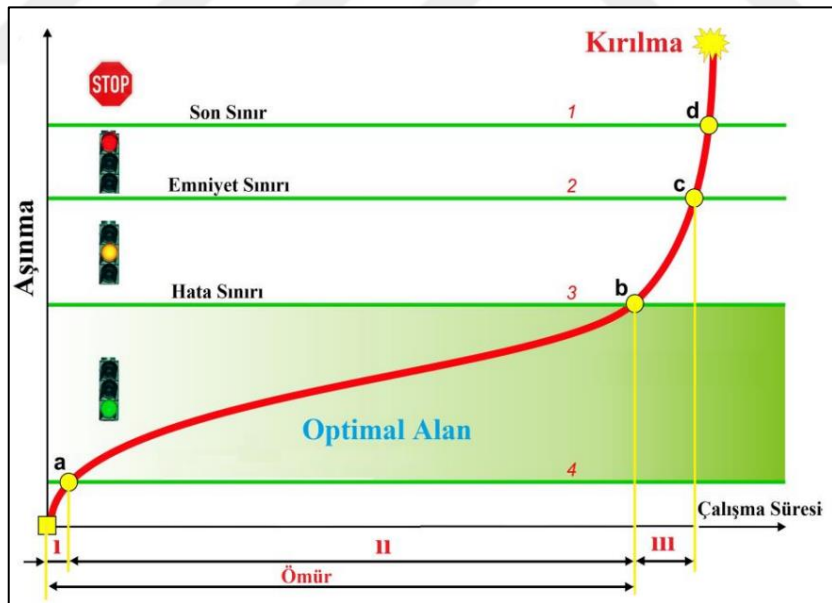
Şekil 1.21. Sıvı hal sinterleme mekanizmasının şematik gösterimi(Hwang vd., 1986)

1.4. Aşınma

Aşınma, birbirine temas eden ve göreceli hareket eden yüzeylerde istenmeyen mekanik etkiler sonucu meydana gelen malzeme hasarı veya kütle kaybıdır(Singh ve Sen, 2014). Bu olay, yüzeylerdeki kayma, yuvarlanma, darbe, elektriksel boşalım, tekrarlayan şok dalgaları ve patlamalar gibi mekanik etmenler nedeniyle oluşur. Bu olumsuz etkiler, malzeme yüzeylerinin orijinal şekillerini bozarak, parçalar arasındaki boşlukların artmasına ve yüzeylerin uyumlu çalışma performansının düşmesine yol açar. Aşınmanın belirtileri genellikle küçük bağımsız partiküller şeklinde ortaya çıkar. Aşınma, çoğunlukla temas eden çalışma yüzeylerinin birbirleriyle etkileşimi sonucu gerçekleşir. Bu etkileşim sırasında, temas eden yüzeydeki malzeme önce belirgin bir şekilde yer değiştirebilir. Bu durum, malzemenin yüzey özelliklerinin değişmesine neden olabilir, ancak çok az veya hiç malzeme kaybı olmayabilir. Zamanla, malzeme yüzeyden ayrılarak karşı yüzeye transfer olabilir veya bir aşınma partikülü olarak yüzeyden kopabilir. Malzeme transferi durumunda, yüzeylerin aşınmış olmasına rağmen toplam net hacim veya kütle kaybı olmayabilir; çünkü bir yüzeyden kaybedilen malzeme diğer yüzeye aktarılır(Bhushan, 2001; Singh ve Sen, 2014).

Aşınma, sürtünen yüzeylerdeki malzemenin mekanik etkiler sonucu istenmeyen bir şekilde koparak ana parçalardan ayrılmasıyla oluşur ve bu durum yüzeylerin orijinal şekillerini bozarak hasara yol açar. Bu hasar, parçalar arasındaki boşlukların artmasına neden olarak, parçaların beklenen fonksiyonlarını yerine getirememelerine sebep olur. Aşınma, ani veya zamanla gelişen bir süreç olarak incelenebilir(Güngör, 2016). Zamanla meydana gelen aşınma, Şekil 1.22 'de gösterildiği gibi, aşınma miktarının zamana göre değişmesiyle üç farklı evrede incelenir. Bu evreler, aşınmanın başlangıç, ilerleme (sabit aşınma) ve hızlı

aşınma aşamalarını kapsar, her biri malzeme ve yüzey etkileşimlerinin dinamiklerine bağlı olarak farklı aşınma oranlarına sahiptir. İlk evre olan başlangıç aşınması (I. bölge), yüzeydeki mikro asperitlerin (küçük çıkıntıların) aşınmaya başladığı aşamadır ve yeni bir yüzeyin kullanıma başlamasıyla gerçekleşir. Bu aşamada aşınma hızı hızla artar ve yüzeyler birbirine uyum sağlar. Başlangıç aşınması süresi, malzemenin ve kullanım koşullarının türüne bağlı olarak değişir. İkinci evre olan sabit aşınma (II. bölge), yüzeyler birbirine tamamen uyum sağladıktan sonra aşınma oranının daha istikrarlı hale geldiği aşamadır. Bu aşamada aşınma hızı sabit ve öngörülebilir olur. Malzemelerin ömrü büyük ölçüde bu evrede belirlenir, çünkü yüzeyler aşınmanın çoğunu bu aşamada deneyimler. Üçüncü ve son evre olan hızlı aşınma (III. bölge), yüzeylerdeki malzemenin büyük bir kısmının tükenmeye başladığı ve aşınma hızının hızla arttığı aşamadır. Bu aşama, malzemenin veya bileşenin işlevselliğinin sona erdiği ve artık değiştirilmesi gerektiği anlamına gelir. Genellikle yüzeylerin artık görevlerini yerine getiremez hale geldiği bu son aşama, kullanım ömrünün sonunu işaret eder. Bu üç aşama, birçok mühendislik ve malzeme bilimi uygulamasında aşınma davranışını anlamak ve yönetmek için kullanılır(Myshkin vd., 2002).

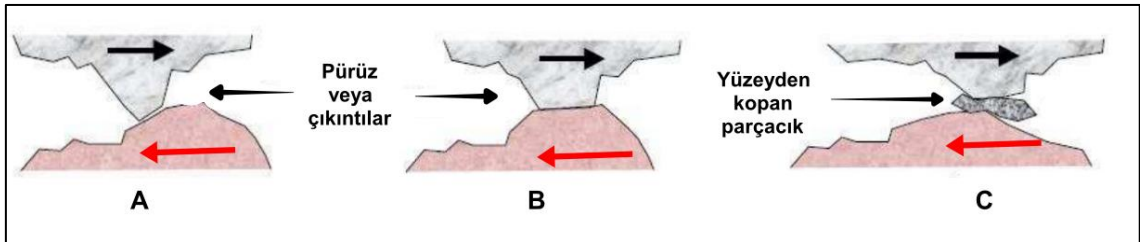


Şekil 1.22. Aşınmanın zamana bağlı olarak değişimi(Güngör, 2016)

Aşınma, mekanik ve kimyasal etkenlerle meydana gelir ve genellikle sürtünme veya termal etkilerle hızlanır. Farklı aşınma türleri olsa da hepsi sürtünen yüzeylerden malzeme kaybı ile karakterizedir. Başlıca aşınma türleri şunlardır: (1) adeziv aşınma, (2) abrazif aşınma, (3) korozyon aşınması, (4) yorulma aşınması ve (5) erozyon ve kavitasyon aşınması, (Güler, 2022).

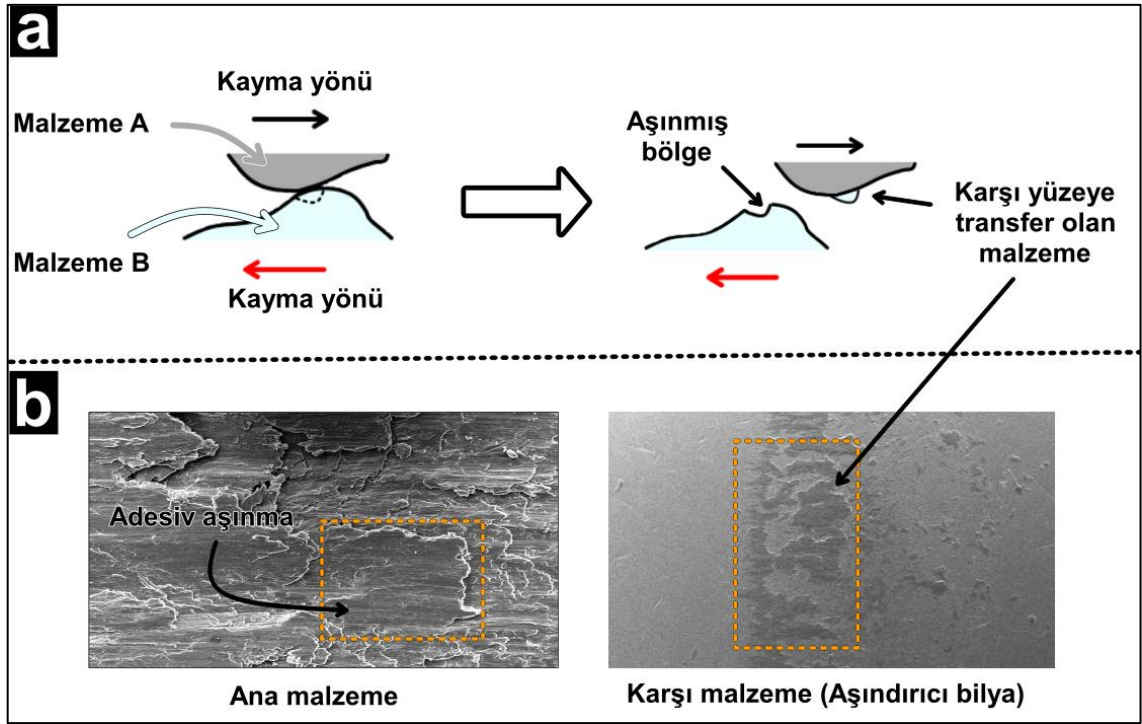
1.4.1. Adhezif Aşınma

Adeziv aşınma, iki yüzeyin temas noktalarında oluşan yapışkan bağların kesilmesi ve bu süreçte malzemenin bir yüzeyden diğerine transfer olması ile meydana gelen bir aşınma türüdür. Bu aşınma tipi, yüzeylerde çukurlar, boşluklar veya vadiler bırakır. Adeziv aşınmanın temel nedeni, temas noktalarındaki yapışkan bağın, çiftin zayıf malzemesinin kohezyon bağından daha güçlü olmasıdır. Adeziv aşınma genellikle benzer kimyasal bileşime sahip iki metal temas ettiğinde veya temas yüzeyleri oksit tabakasından arındırılmış olduğunda (vakumda veya inert bir atmosferde) meydana gelir (Singh ve Sen, 2014). Adhezyon, ara yüzeydeki çıkıntılar veya pürüzlerin temas noktalarında meydana gelir ve bu yüzey pürüzleri, dış kuvvetlerin etkisiyle akma sınırını aşarak plastik deformasyona uğrar. Bu süreçte yüzeydeki adsorbe edilmiş sıvı veya gaz molekülleri ve oksit tabakaları parçalanır. Temas noktalarında mikroskobik kaynak bağları oluşur (Ciavarella vd., 2019). Bu bağlar, kayma hareketi sırasında kesilerek, bir yüzeyden malzeme parçacıklarının ayrılmasına ve diğer yüzeye yapışmasına neden olabilir. Kayma devam ettikçe, transfer edilen bu partiküller yüzeye çıkar. Bu partiküller, transfer edilen malzemelerden, orijinal yüzeyine geri transfer olan veya diğer formlarda bulunan gevşek aşınma parçacıklarından oluşur. Bazı parçacıklar, tekrarlanan yükleme ve boşaltma işlemleri sırasında yorulma nedeniyle kırılır ve gevşek parçacıklar haline gelir (Bhushan, 2001). Adeziv aşınma mekanizması Şekil 1.23'de gösterilmiştir.



Şekil 1.23. Adeziv aşınma mekanizmasının şematik gösterimi (Singh ve Sen, 2014)

Adeziv aşınmada aşınan iki parçacıktan daha yumuşak olan malzemeden kopan parçacıklar daha sert olan malzeme yüzeyine veya yumuşak olan malzeme yüzeyine yapışmasıyla aşınma meydana gelir. Şekil 1.24'te adeziv aşınmada malzeme transferinin nasıl gerçekleştiğini gösteren şematik resim ve adeziv aşınma mekanizmasına ait örnek SEM resimleri gösterilmektedir. Şekilde görüldüğü gibi ana malzeme üzerinden kopan parçacıklar daha sert olan aşındırıcı bilya üzerine yapışmıştır. Bununla birlikte ana malzeme üzerinde adeziv aşınmanın gerçekleştiği bölgelerin yapışma etkisiyle tabakalaştığı, bazı bölgelerinde kazınma ve oluklanma hasarına uğradığı görülmektedir.



Şekil 1.24. (a) Adheziv aşınma mekanizmasında malzeme transferi(Kuang vd., 2022) ve (b) örnek SEM görüntüleri(Çanakçı vd., 2024)

1.4.2. Abrasiv Aşınma

Abrasiv aşınma, sert yüzeylerin veya partiküllerin, daha yumuşak bir yüzey üzerinde kayarak plastik deformasyon veya kırılmaya neden olmasıyla oluşan aşınma türüdür. Bu süreçte, sert yüzeylerin veya partiküllerin pürüzleri ve çıkıntıları, uygulanan yük ve hareketin etkisiyle yumuşak yüzeyi çizer ve mikro talaşlar kaldırarak yüzeye zarar verir. Abrasiv aşınma, sert malzemelerin yumuşak malzemeler üzerinde kayması veya yuvarlanması sonucu gerçekleşir ve bu sırada malzeme yüzeyinde çizikler, çukurlar ve

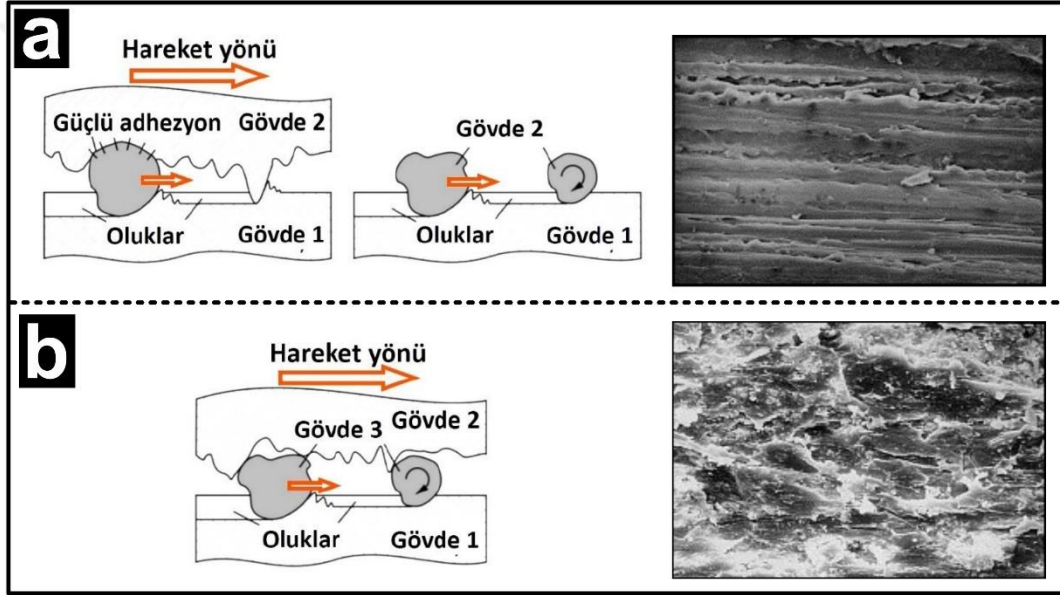
oyuklar oluşur(Khrushchov, 1974). Sünnek malzemeler, yüksek kırılma tokluğuna sahip olmaları nedeniyle plastik akışa maruz kalır. Örneğin, metaller ve alaşımlar, sert partiküllerin veya yüzeylerin baskısı altında plastik deformasyona uğrarlar. Bu süreç, kayma hareketi sırasında belirgin hale gelir ve yüzeyde kalıcı izler bırakır. Metallerin temas eden pürüzleri, hafif yüklerde bile plastik deformasyona uğrayarak yüzeyde kalıcı şekil değişikliklerine yol açar. Plastik deformasyonun açık belirtileri, yüzeydeki akış çizgileri ve metal yorgunluğudur. Kırılğan malzemeler ise düşük kırılma tokluğuna sahiptir ve bu nedenle abrasif aşınma sırasında gevrek kırılma meydana gelir. Sert partiküllerin veya yüzeylerin uyguladığı yük ve hareket, kırılğan malzemelerde çatlamlara ve kırılmalara neden olur. Bu durum, yüzeyde önemli çatlaklar ve parçalanmalar oluşturur. Kırılğan malzemelerin aşınması, yüzeyde büyük hasarlara ve malzeme kaybına yol açar(Khrushchov, 1974; Torrance, 2005).

Abrasif aşınma mekanizması, temas eden yüzeylerin sertlik farkına ve uygulanan yüke bağlı olarak değişir. Sert aşındırıcı partiküller, yumuşak yüzeyde derin izler bırakabilir ve bu süreçte yüzeyin yapısını önemli ölçüde değiştirir. Ayrıca, aşındırıcı partiküllerin büyüklüğü ve şekli de aşınmanın şiddetini etkiler. Büyük ve keskin partiküller, yüzeyde daha fazla hasar yaratırken, küçük ve yuvarlak partiküller daha az zarar verir(Khrushchov, 1974).

Abrasif aşınma mekanizmasında iki gövdeli ve üç gövdeli aşınma olmak üzere iki farklı sistem mevcuttur. İki gövdeli abrasif aşınma, aşındırıcı partiküllerin sadece iki yüzey arasında yer aldığı durumdur. Bu tip aşınma, yüzeylerden birindeki sert çıkıntıların diğer yüzeydeki daha yumuşak malzemeyi doğrudan aşındırması ile gerçekleşir. Örneğin, bir taşlama işlemi sırasında taşın sert partikülleri, işlenen metal yüzeyde mikro talaşlar kaldırarak malzemeyi aşındırır. İki gövdeli aşınmada, aşındırıcı partiküller doğrudan temas eden yüzeylerin bir parçası olup, yüzeylerde çentikler, çizikler ve oyuklar oluşturur. Bu tür aşınma, genellikle yüksek yüzey basıncı ve düşük kayma hızlarında meydana gelir. Üç gövdeli abrasif aşınma, aşındırıcı partiküllerin iki yüzey arasında serbestçe hareket ettiği ve bu yüzeyler üzerinde kayarak veya yuvarlanarak aşındırma yaptığı durumdur. Bu aşındırıcı partiküller, yüzeylerin kendisinden bağımsızdır ve genellikle bir yağlayıcı veya başka bir ortam içinde bulunur. Üç gövdeli aşınma, iki gövdeli aşınmadan farklı olarak daha az doğrudan temas ve dolayısıyla daha az yoğun aşınma ile karakterizedir. Örneğin, bir rulman içinde dolaşan kirli yağ, içindeki küçük aşındırıcı partiküllerin rulman yüzeylerine çarpması ve aşındırma yapmasıyla üç gövdeli aşınma yaratabilir. Bu partiküller, yüzeylere sürekli

çarparak ve kayarak küçük malzeme parçalarını aşındırır, bu da zamanla yüzeylerde pürüzlülüğe ve hasara yol açar(Harsha ve Tewari, 2003; Trezona vd., 1999).

Şekil 1.25'te iki gövdeli ve üç gövdeli abraziv aşınma sistemlerine ait şematik resimler ve bu sistemlere ait örnek SEM görüntüleri gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü (Şekil 1.25a) gibi iki gövdeli abraziv aşınma sisteminde iki farklı durum söz konusudur. İlk durumda, 2. gövdeye bağlı çıkıntılar veya yüzeyden kopan parçacıklar, iki gövde birbirinin yanından geçerken 1. gövdenin yüzeyini çizerek aşınmayı meydana getirir. İkinci durumda ise sert parçacıkların gövde 1'in yüzeyi boyunca serbestçe hareket ettiği senaryoyu tanımlar(Parhizkar vd., 2023).



Şekil 1.25. (a) İki gövdeli abrazif aşınma ve (b) üç gövdeli aşınma mekanizmalarının şematik gösterimi(Parhizkar et al., 2023) ve aşınmış yüzeylerin örnek SEM resimleri(Harsha ve Tewari, 2003)

1.4.3. Korozyon Aşınması

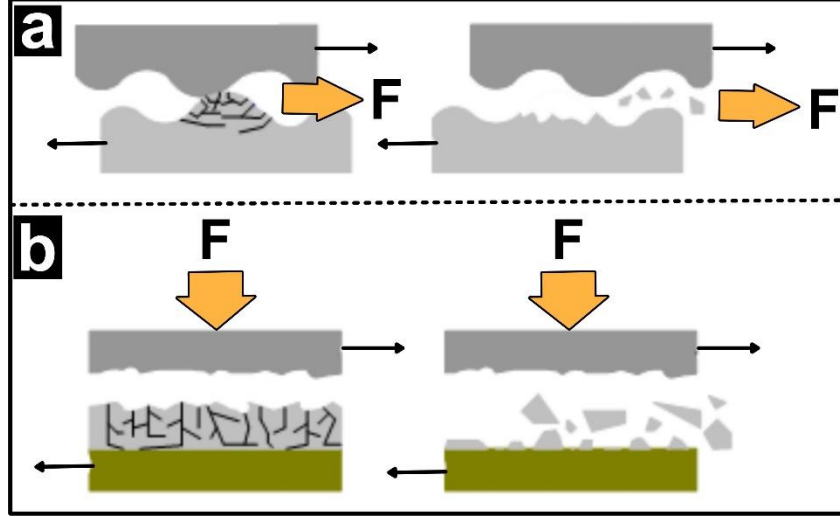
Korozyon aşınması, kimyasal aşınma türlerinden biridir ve genellikle birbiri üzerinde kayan veya yuvarlanan yüzeylerde meydana gelir. Bu aşınma türünde, temas noktalarındaki plastik deformasyonlar kristal kafes yapısının bozulmasına yol açar ve bu da yüzeyin kimyasal olarak daha aktif hale gelmesine neden olur. Aktifleşen yüzey, ortamda bulunan oksijen ile hızlı bir şekilde reaksiyona girerek oksitlenir. Oluşan oksit tabakası, devam eden hareket sonucunda kırılır ve parçalanır. Bu parçalanmış oksit partikülleri yüzeyde aşınmayı hızlandırır. Sürtünme, yüzeylerin koruyucu oksit filmlerinin sürekli olarak yenilenmesine ve

aynı zamanda uzaklaştırılmasına neden olur. Bu durum, özellikle sıcaklık arttığında ve sürtünme sırasında daha belirgin hale gelir, çünkü yüksek sıcaklık oksidasyon sürecini hızlandırır. Sert oksit partikülleri, yüzeyler arasında sıkışarak ve hareket ederek aşınmayı artırır. Ayrıca, üç cisim aşınma mekanizması da bu süreci destekler ve aşınma oranını artırır(Souza vd., 2015).

Korozyon aşınması, kimyasal maddelerin bulunduğu ortamlarda çalışan elemanların yüzeylerinin bu maddelerle reaksiyona girerek ince ve sert tabakalar oluşturmasıyla da ilişkilidir. Benzer durum, yağlar içindeki maddeler için de geçerlidir. Değişken yükler altında bu sert tabakalar kırılarak aşınmaya yol açan parçacıklar oluşturur. Örneğin, korozyon sonucu oluşan demir oksit tanecikleri, abrasiv aşınmayı hızlandırır. Korozyon aşınmasının bazı durumlarda avantajları da vardır. Çok yüksek basınç altında çalışan yüzeylerde, oluşan oksit veya diğer ara tabakalar, yüzeylerin yapışmasını engelleyerek adesiv aşınmayı azaltır. Bu nedenle, oksidasyon veya mekanik korozyon aşınmasını önlemek için yüzeyler fosfat, sülfid gibi maddelerle kaplanır veya oksidasyonu önleyen özel yağlayıcılar kullanılır(Güngör, 2016).

1.4.4. Yorulma Aşınması

Yorulma aşınması, sürtünme sırasında tekrarlı yükleme durumlarından kaynaklanan bir aşınma türüdür. Bu aşınma, malzemeye uygulanan yükün, malzemenin yorulma direncini aşmasıyla ortaya çıkar. Yorulma aşınması, genellikle malzeme yüzeyinde başlayan ve alt yüzeylere doğru ilerleyen mikro çatlaklar veya küçük çukurcuklar şeklinde kendini gösterir. Titreşimli yüklemeler veya tekrarlanan gerilmelere maruz kalan yüzeylerde bu tür hasarlar yaygındır. Şekil 1.26'da yorulma aşınma mekanizmasının şematik resmi gösterilmiştir.



Şekil 1.26. (a) Teğetsel döngü yükünde ve (b) normal döngü yükünde yorulma aşınmasının şematik gösterimi(Güngör, 2016)

Yorulma aşınması, dişli çarklar, kam mekanizmaları ve rulmanlı yataklar gibi yuvarlanma hareketi yapan parçaların yüzeylerinde sıkça görülür. Bu yüzeylerde meydana gelen Hertz basınçları, yüzeylerin hemen altında yüksek kayma gerilmelerine neden olur. Değişken zorlanmalar altında, malzeme yüzeyinde plastik deformasyon ve dislokasyon olayları başlar. Maksimum kayma gerilmelerinin olduğu bölgelerde çok küçük boşluklar oluşur. Bu boşluklar, zamanla yüzeye doğru yayılarak büyür ve yüzeyde küçük çukurcuklar oluşturur. Bu mikro çatlaklar ve boşluklar, malzeme parçalarının zamanla delaminasyonuna ve birbirlerinden ayrılmasına yol açar. Yorulma aşınması, malzeme yüzeyinin tekrarlanan stresler altında zayıflaması ve nihayetinde hasar görmesiyle sonuçlanır. Yorulma hasarı, malzemenin yapısal bütünlüğünü zayıflatarak, mekanik performansını ve ömrünü önemli ölçüde azaltır(Laithy vd., 2019).

1.4.5. Erozyon ve Kaviteasyon Aşınması

Erozyon, malzeme yüzeyi ile çalışma ortamındaki göreceli hızın yüksek değerlere ulaşması sonucu meydana gelen hasar olarak tanımlanır. Bu tür aşınma, içinde katı tanecikler bulunan sıvının çalışma yüzeyine yüksek hızla çarpmasıyla oluşur. Örneğin, endüstriyel uygulamalarda, partikül içeren akışkanların boru yüzeylerine yüksek hızda çarpması, yüzeyde malzeme kaybına ve hasara neden olur. Ayrıca, çok küçük sıvı damlacıklarının yüksek hızlarda (örneğin 1000 m/s) katı yüzeylere çarpması da benzer etkilere yol açabilir.

Damlaların yüzeye çarpma anındaki basıncı, malzemenin basma mukavemetini aşarak yüzeyde plastik deformasyon veya kırılma oluşturur. Bu tür çarpmaların sürekli tekrarlanması, yüzeylerde yorgunluk veya erozyon aşınmasına yol açar(Güngör, 2016).

Kavitasyon erozyonu, bir cismin sıvı ile göreceli hareketi sırasında, sıvı içinde oluşan kabarcıkların basıncın düşmesiyle büyüyerek patlaması sonucu meydana gelen şok dalgalarının cismin yüzeyine çarpmasıyla oluşur. Kabarcıkların patlaması sonucu oluşan bu şok dalgaları, yüzeyde yüksek basınç noktaları yaratır ve bu da yüzeyde hasar meydana getirir. Kabarcıkların kararlılığı, iç ve dış yüzeyi arasındaki basınç farkı ve yüzey enerjisine bağlıdır. Kabarcık yüzeyindeki gerilmenin düşük olması, tahribatı azaltır. Kavitasyon erozyonu özellikle su türbinleri ve pompalarda yaygındır, bu cihazların iç yüzeylerinde ciddi aşınma ve hasarlara neden olabilir. Aşınma mekanizmaları genellikle tek başına meydana gelmez; birden fazla mekanizma bir arada çalışarak hasara neden olabilir. Örneğin, erozyon aşınması ve kavitasyon erozyonu, birlikte çalışarak yüzeyde daha büyük hasarlar oluşturabilir(Vijh, 1976).

1.5. Literatür Özeti ve Çalışmanın Amacı

Alüminyum alaşımları, düşük yoğunluk ve yüksek mekanik özelliklerinden dolayı otomotiv, havacılık ve savunma sanayi gibi birçok önemli üretim alanında kullanımları hızla artmaktadır. Duralümin olarak da bilinen AA2024 alaşımı, alüminyum alaşımları arasında en sert, elastisite modülü ve mukavemet değerleri en yüksek olanlarından biridir. Spesifik mukavemet (akma gerilmesi/yoğunluk) ve spesifik elastisite modülünün (elastisite modülü/yoğunluk) önemli olduğu yerlerde, otomotiv sanayinde, vagon yapımında, mühimmat sanayinde, uçak gövde ve kanatlarında, ortopedik taban, perçin ve çekici tekerlekleri yapımında yaygın olarak kullanılmaktadır. Yapılan araştırmalar sonucunda AA2024 alaşımının fiziksel, mekanik ve teknolojik özelliklerin (düşük ergime derecesi, yüksek mukavemet, mükemmel dökülebilirlik, yüksek korozyon direnci, kolay işlenebilirlik, yüksek aşınma dayanımı ve mükemmel yatak özellikleri) mükemmel bir kombinasyonunu sağladığı görülmüş ve bu nedenle pek çok uygulamada döküm alaşımı olarak kullanılmıştır (Aydın vd., 2010). Alüminyum esaslı alaşımların mekanik ve tribolojik özelliklerini geliştirmek amacıyla seramik malzemelerle takviye edilmiş kompozit malzemelerin üretilmesi son zamanlarda yoğun çalışma olan bir konudur. Seramik faz olarak genellikle karbon türevleri, Al_2O_3 , SiC, ZrO_2 ve B_4C matris bünyesine katılarak fiziksel ve mekanik

özelliklerde gelişim sağlanmaktadır. Bu araştırma çalışması kapsamında mekanik dayanımı artırmak ve termal kararlılığı yükseltmek için B₄C seramik partikülleri kullanılacaktır. SiC (3.21gr/cm³) ve Al₂O₃ (3.98 gr/cm³) seramik partikülleri yerine B₄C partiküllerinin kullanılmasının en önemli sebebi SiC ve Al₂O₃ partikülleri ile kıyaslandığında B₄C (2.52 gr/cm³) partiküllerinin oldukça düşük yoğunluğa sahip olması ve bundan dolayı B₄C partikülleri kullanılarak üretilcek kompozit ve nanokompozitlerin daha yüksek özgül mukavemet değerine sahip olmasıdır. B₄C partiküllerine SiC ve Al₂O₃ partiküllerine göre üstünlük sağlayan diğer bir özellikte yüksek ergime sıcaklığına bağlı olarak yüksek kimyasal kararlılığa sahip olmasıdır. B₄C partiküllerinin ergime derecesi (2763°C) ile Al₂O₃ partiküllerinin ergime derecesi (2072 °C) arasında yaklaşık olarak 700°C'lik bir fark bulunmaktadır. B₄C partiküllerinin (3200 kg/mm²) SiC (2800 kg/mm²) ve Al₂O₃ (2000 kg/mm²) partiküllerine göre diğer bir üstünlüğü de yüksek sertliğe sahip olmasıdır. Böylelikle daha düşük takviye oranı kullanılarak istenilen mekanik dayanım kolaylıkla elde edilebilir. Bir diğer önemli faktör de Al ile C içeren takviyeler arasında arayüzeyde Al₄C₃ intermetalik fazının oluşma ihtimalinin SiC takviyesine göre çok daha düşük olmasıdır. Bu intermetalik faz oldukça kırılgan olduğundan kompozitlerin özelliklerini büyük ölçüde olumsuz etkiler(Mourdjeva vd., 2023).

Çanakçı ve arkadaşları (2024) yaptıkları bir çalışmada AA2024 alaşıma sabit oranda (%2) h-BN ve değişen oranlarda (%2, 4 ve 6) nano boyutta B₄C takviye ederek, toz metalurjisi yöntemiyle hibrit nanokompozit numuneler üretmişlerdir. Elde ettikleri bulgulara göre artan nano-B₄C oranıyla %4 takviyesine kadar mekanik, fiziksel, aşınma ve korozyon özelliklerinde önemli bir artış olmuş, daha sonra artan nano-B₄C aglomerasyona neden olduğundan tüm özellikleri olumsuz etkilemiştir.

Habibi ve arkadaşları (2013) Mg tozuna ağırlıkça %0.22, 0.66 ve 1.11 oranlarında nano-B₄C mekanik alaşımla ve toz metalurjisi yöntemiyle takviye etmiş ve mekanik özelliklerdeki değişimi araştırmışlardır. Bulgularına göre, en yüksek çekme dayanımı %0.66 B₄C takviyeli numunede, en yüksek basma dayanımı ise % 0.22 B₄C takviyeli numunede elde etmişlerdir. Bu durum takviye oranının kompozitlerin farklı özelliklerine değişen bir etki yaptığını göstermektedir.

AMMK üretiminde çoğunlukla mikro boyutta takviyeler kullanılmaktadır. Ancak nano boyutlu takviyelerin kullanımı, fazların çok daha geniş bir yüzey alanı sunması nedeniyle, matris ile daha güçlü bir arayüz oluşturarak mekanik özelliklerin gelişimi açısından çok daha etkilidir. Nano boyuttaki takviyeler, tane sınırlarını güçlendirir ve

dislokasyon hareketlerini etkin şekilde engelleyerek malzemenin sertliğini ve dayanımını artırır. Bu nedenle nano takviyelerle üretilen AMMK'ler, özellikle sertlik, dayanım ve tokluk açısından üstün performans göstermektedir.

Xu ve arkadaşları (2023) Al içerisine nano ve mikro boyutta B₄C'yi ağırlıkça %5, 10, 15 ve 20 oranlarında takviye etmiş ve mekanik özelliklerdeki değişimi araştırmışlardır. Mikro yapı incelemeleri, her iki tip kompozitte de B₄C parçacıklarının matris içerisinde homojen dağıldığını ve iyi bağlanmış arayüzlere sahip olduğunu göstermiştir. Nano boyutlu B₄C parçacıkları, mikro boyutlu olanlara göre daha ince taneler oluşturmuş ve tane büyümesini daha etkin bir şekilde baskılamıştır. Mekanik testler, nano boyutlu B₄C ile güçlendirilmiş kompozitlerin daha yüksek sertlik ve mukavemet, ancak daha düşük uzama sergilediğini ortaya koymuştur. Her iki boyutta da optimum çekme mukavemeti değerleri %20 B₄C takviyesinde elde edildiğini tespit etmişlerdir.

Ramkumar ve arkadaşları (2022) mekanik alaşımlama ve sıcak presleme yöntemiyle mikro ve nano Al₂O₃ takviyeli Cu alaşımı (Cu-10Zn) matris mikro/nano kompozitleri üretmişlerdir. Parçacık boyutunun (mikro/nano) kompozitlerin mikro yapıları, mekanik, aşınma ve işleme davranışları üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Bulgularına göre, nihai basma dayanımı ve mikro ile nano kompozitlerin sertliği Al₂O₃ içeriği arttıkça artmıştır ve nano Al₂O₃ takviyeli numuneler, mikro Al₂O₃ takviyeli numunelere kıyasla daha üstün mekanik özelliklere ve aşınma direncine sahip olduğunu göstermiştir.

Harichandran ve Selvakumar'ın (2016) nano/mikro B₄C partiküllerinin alüminyum MMK'lerin mekanik özellikleri üzerindeki etkisi derinlemesine araştırdıkları çalışmada, nano takviyesinin daha etkin sonuçlar verdiğini belirtmişlerdir. Çekme testi sonuçları, %6'ya kadar nano B₄C takviyeli kompozit içeren numunelerin özelliklerinin mikro B₄C takviyeli kompozitlerden daha iyi olduğunu göstermiştir. Çalışma ayrıca nanokompozitlerin sünekliğinin ve darbe enerjisinin mikro B₄C parçacık takviyeli kompozitlerden daha iyi olduğunu göstermiştir. Nanokompozitin aşınma direnci, B₄C içeriği %8'e kadar artırıldığında önemli ölçüde artmış ve bu artış mikro B₄C partikül takviyeli kompozitlerden elde edilenden daha etkili olmuştur.

Bununla birlikte sünek matris içerisine katılacak olan sert seramik fazların matrisin yağlayıcılık özelliğini azaltacağı göz önünde bulundurulmalıdır. Bu nedenle hibrit kompozit uygulamaları kaçınılmaz hale gelmektedir. Hibrit nanokompozit üretiminde sert takviye fazı olarak B₄C, yağlayıcı olarak ise karbon türevleri (graphite, graphene, KNT) kullanılmıştır.

Hibrit kompozitlerle ilgili çalışmalar incelendiğinde ucuz olmasından dolayı yağlayıcılığı artırmak için grafit kullanımı dikkat çekicidir. Baradeswaran ve arkadaşları (2014) yaptıkları bir çalışmada Al6061 ve Al7075 alaşımlarına B₄C ve grafit ilave ederek hibrit kompozitler üretmişler ve B₄C takviyesi ile mekanik özellikleri geliştirirken grafit takviyesi ile de yağlayıcılık özelliklerini korumuşlardır. Bununla birlikte grafit gibi yağlayıcı malzemeler aşınma dayanımını artırırken fiziksel ve mekanik özellikleri azaltmaktadır.

Rajkumar ve Aravindan (2009) tarafından bir çalışmada ağırlıkça % 5'den % 30 kadar grafit takviyeli ve yatak malzemelerinde de kullanılan bakır esaslı kompozit malzemeler üretilmiş ve üretilen malzemelerin yoğunluk miktarları ile sertlik değerleri araştırılmıştır. Bu çalışma sonuçlarına göre artan grafit miktarı ile yoğunluk ve sertlik değerleri değerleri azalmıştır. Sinterlenmiş yoğunluk değerleri yaklaşık olarak 7.6 gr/cm³ den 6.6 gr/cm³ değerine sertlik değeri ise yaklaşık olarak 85 HV'den 55 HV değerine gerilemiştir. Yazarlar yoğunluk değerlerindeki azalışın sebebinin artan grafit miktarı ile yapıdaki grafit partiküllerinin oluşturduğu topaklanma bölgelerinin sayısındaki artışa sertliğin azalışını ise grafitin düşük sertliğine bağlamışlardır.

Sridhar ve arkadaşları (2022) Al7075 alaşımına %5 SiC ve %0-5-10 grafit takviyesini toz metalurjisi işlemiyle gerçekleştirerek mekanik ve aşınma özelliklerini incelemişlerdir. En optimum değerler %5 grafit takviyesinde elde edildiği beyan etmişlerdir. Bu bileşimin takviyesiz alaşıma göre oldukça gelişmiş mekanik ve tribolojik özellikler sergilediğini vurgulamışlardır.

Baradeswaran ve Perumal (2014), geleneksel metalurji yöntemiyle ürettikleri Al7075/Al₂O₃/Grafit kompozitlerde grafitin aşınma üzerindeki etkilerini incelemiş ve artan grafit içeriği ile aşınmanın belirgin şekilde azaldığını bulmuşlardır. Shanmughasundaram ve Subramanian (2013) ise Al-Si alaşımlı grafit takviyeli kompozitlerin kuru kayma koşullarındaki aşınma davranışlarını test etmiş, grafit oranının artmasıyla aşınma ve sürtünme katsayısında azalma olduğunu ve saf matris malzemesine kıyasla 2.2 kat daha yüksek aşınma direnci sağladığını belirtmişlerdir. Ancak artan grafit oranıyla birlikte mekanik özelliklerde azalma meydana geldiğini vurgulamışlardır.

Kambaiah ve arkadaşları (2024) ise Al2214 alaşımı %3 grafit ve %1.5-6 oranında B₄C geleneksel metalurji yöntemiyle takviye etmişler, mekanik ve aşınma özelliklerini incelemişlerdir. Al2214 alaşımının sertliği, nihai mukavemeti, akma mukavemeti ve aşınma direncinin tümü, bu özellikleri sırasıyla %15.4, %40.4 ve %46.7 oranında artıran B₄C ve grafit ikilisinin dahil edilmesiyle geliştirildiğini beyan etmişlerdir.

Nanografen'in sahip olduğu üstün fiziksel ve mekanik özelliklerden dolayı son yıllarda bu malzemeler üzerine yapılan araştırmalar giderek artmaktadır. İlk yapılan çalışmalar bu malzemelerin kullanımı ile mekanik ve aşınma özelliklerin artırılmasına yöneliktir.

Shafqat ve ekibi (2019) yaptıkları çalışmada, Al6061 matrisli hibrit kompozitlere ağırlıkça %10 B₄C ve %0.25, %0.6, %1.2 oranında grafen ekleyerek bu kompozitlerin özelliklerini değerlendirmişlerdir. Araştırma sonucunda, bu kompozitlerin sertlik değerinin saf alüminyuma göre 3.5 kat arttığı tespit edilmiştir. Ancak, grafen oranı %0.6'yı aştığında, grafenin kümelenme eğilimi nedeniyle sertlik değerinin düşmeye başladığı gözlemlenmiştir.

Radha ve arkadaşları (2020) Al7075 alaşımına karıştırmalı döküm yöntemiyle farklı oranlarda B₄C (ağırlıkça %5, 10 ve 15) ve grafen (ağırlıkça %0.1, 0.2 ve 0.3) takviye etmiş ve mekanik ve aşınma özelliklerini incelemişlerdir. En üstün özellikleri Al - %10 B₄C - %0.2 grafen takviyesinde elde etmişlerdir. Bununla birlikte hibrit kompozitlerin özellikle yüksek aşınma hızlarında oldukça gelişmiş bir performans sunduğunu açıklamışlardır.

Omrani ve ekibi (2021), grafen nano tabaka takviyesinin alüminyumun tribolojik özellikleri üzerindeki etkilerini incelemiştir. Toz metalurjisi ile üretilen Al-grafen ve Al-grafen-Al₂O₃ kompozitleri, soğuk preslemeden sonra sıcak presleme işlemine tabi tutulmuştur. Yapılan testler sonucunda, saf alüminyuma kıyasla Al-%1 grafen kompozitinde sertliğin %20, Al-%1 Grafen-%2Al₂O₃ kompozitinde ise %27 oranında arttığı bulunmuştur. Ayrıca, bu iki kompozitin sürtünme katsayıları, saf alüminyuma göre sırasıyla %22 ve %53 oranında azalma göstermiştir.

Çanakçı ve Çelebi (2024) yaptıkları bir çalışmada ZA40 alaşımına %1.5 B₄C ve %1.5, 3 ve 4.5 grafen nanolevha mekanik alaşımlamayı takiben toz metalurjisi yöntemiyle takviye ederek hibrit nanokompozit numuneler elde etmişlerdir. Bulgularına göre, ağırlıkça %3 grafen takviye miktarına kadar numunelerin mekanik ve aşınma özellikleri büyük oranda gelişme göstermiş, ancak bu seviyeden sonra tüm özelliklerde bir düşüş gözlemlenmiştir. Yazarlar bu azalmayı grafenin yüksek takviye oranındaki topaklanma eğilimiyle açıklamışlardır.

Srivyas ve Charoo (2020) yaptıkları çalışmada ötektik Al alaşımına %6 Al₂O₃ ve %0.5-5 oranında grafen takviyesi ekleyerek hibrit kompozitler üretmişlerdir. Toz metalurjisi yöntemiyle hazırlanan bu kompozitlerde, en düşük sürtünme katsayısı ve ağırlık kaybının %5 grafen içeren hibrit nanokompozitte elde edildiğini belirlemişlerdir. Takviyesiz Al

alaşımına kıyasla, %5 grafen takviyesi ile sürtünme katsayısında %37.41, aşınma kaybında ise %51.64 oranında bir azalma sağlandığını vurgulamışlardır.

KNT'ler sarmal grafendir, bunlar da grafitin tek katmanlarıdır, yani altıgen olarak düzenlenmiş karbon atomlarından oluşan iki boyutlu yapılardır. Metal matrisli kompozitlerde takviye malzemesi olarak kullanıldığında ideal bir güçlendirici olarak görev yaparlar.

Deng ve ekibi (2007), %1 KNT ile takviye edilmiş 2024Al matrisli kompoziti, soğuk izostatik presleme ve sıcak ekstrüzyon teknikleriyle üretmişlerdir. İncelemelerde, KNT'lerin kompozit içinde homojen dağıldığı ve matrisle iyi bir arayüz oluşturduğu tespit edilmiştir. Matrisin tane boyutu 200 nm'ye kadar küçülmüş, elastik modül ve çekme mukavemeti ise belirgin şekilde artmıştır. Çekme mukavemeti 384 MPa'dan 474 MPa'a yükselmiş olup, bu artışın KNT'lerin üstün mekanik özelliklerinden kaynaklandığı belirtilmiştir.

Samal ve arkadaşları (2024), A383 alaşımı matrisine B₄C (%2, 4 ve 6) ve KNT (%0.5, 1 ve 1.5) eklenerek hibrit metal matris kompozitleri üretilmiştir. Üretim yöntemi olarak ekonomik bir karıştırma döküm tekniği kullanılmıştır. Bu çalışmada, B₄C ve KNT'nin farklı ağırlık oranlarındaki katkılarıyla elde edilen kompozitlerin mikro yapı, sertlik ve tribolojik özellikleri incelenmiştir. Elde ettikleri bulgulara göre, %6 B₄C ve %1.5 KNT içeren hibrit nanokompozit bileşim en optimum özellikleri sergilemiş ve saf alaşıma kıyasla mikrosertlik değerinde %61 artış, aşınma kaybında ise %40 oranda azalma göstermiştir. Kompozitlerdeki sertlik artışı, B₄C ve KNT'nin sert yapısına ve homojen dağılımlarına bağlanmıştır. Aşınma testleri, takviye miktarının artmasıyla birlikte aşınma direncinin arttığını ve bu malzemelerin uygulamalarda daha dayanıklı olduğunu göstermiştir.

Yapılan kapsamlı literatür incelemeleri sonucunda, nano boyuttaki takviye fazlarının, mikro ölçekli takviyelere kıyasla üstün mekanik ve tribolojik performans sergilediği belirlenmiştir. Bununla birlikte, hibrit kompozitlerin, birden fazla takviye fazının sinerjik etkisiyle, tek takviyeli kompozitlere göre daha üstün mekanik özellikler sunduğu tespit edilmiştir. Bu hibrit yapılar, farklı fazların bir arada kullanılmasıyla, her bir takviye malzemesinin avantajlarını optimize ederek hem mukavemet hem de aşınma dayanımını artırmaktadır. Özellikle karbon bazlı takviyelerin (grafit, grafen ve KNT gibi) eklenmesi, kompozitlerin tribolojik performansını belirgin şekilde iyileştirmiştir.

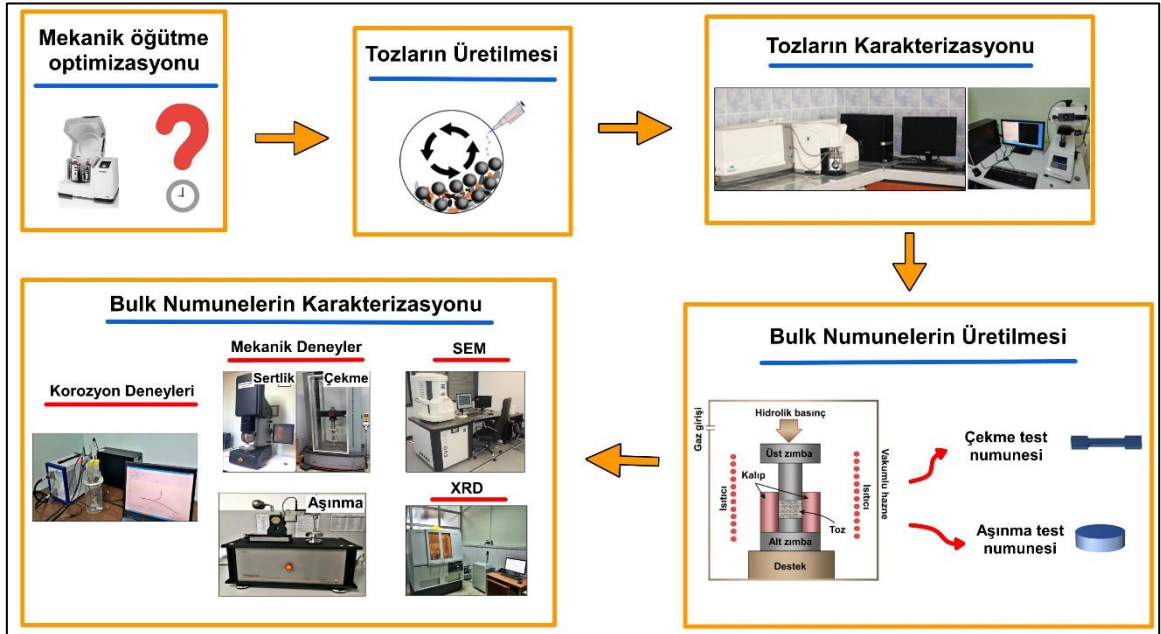
Bu çalışmada amaç geleneksel yatak malzemelerine alternatif olarak geliştirilen AA2024 alaşımı esaslı hibrit nano kompozit yatak malzemelerinin geliştirilmesi ve karbon türevlerinin mekanik ve aşınma özelliklerine olan etkisinin incelenmesidir. Bu çalışma

kapsamında AA2024 alaşımına ilk defa nano boyutta B₄C ile yağlayıcı karakterli karbon ve türevlerinin farklı oranlarda katılarak 3 grup hibrit nano kompozit yatak malzemesi üretilerek; karbon türevlerinin ve takviye oranlarının içyapı, mekanik ve aşınma özellikleri üzerine etkileri araştırılacaktır. Sunulan bu çalışmanın hedefleri şu şekildedir:

- Karbon türevleri ve B₄C nanoparçacık takviyeli AA2024 alaşım matrisli kompozitler, hibrit nanokompozit yatak malzemelerinin üretiminde şimdiye kadar kullanılmamış olup yeni ve özgün bir hibrit kompozit bileşimidir. Hibrit nanokompozitlerin üretiminde katı faz üretim yöntemleri olarak toz metalurjisi ve mekanik alaşımlama yöntemlerinin kullanılacak olması hem yüksek sıcaklıkta oluşabilecek istenmeyen fazların oluşumun engelleyecek hem de takviye parçacıklarının matris içerisinde homojen dağılımını sağlayarak üstün mekanik ve tribolojik özellikler sağlayacaktır.
- Üretilecek yeni yatak malzemelerinin fiziksel, mekanik, mikroyapı, korozyon ve aşınma özellikleri incelenecektir.
- Aynı üretim şartlarında ilk defa AA2024 alaşımına farklı oranlarda B₄C nano parçacıklar ile yağlayıcılık yüksek olan karbon türevleri katılarak üretilecek hibrit nanokompozit yatak malzemelerinin tüm özelliklerinin karşılaştırılarak optimize edilecektir.
- Aynı üretim şartlarında 3 grup (AA2024/B₄C/KNT, AA2024/B₄C/Grafit ve AA2024/B₄C/Grafen) hibrit nanokompozit yatak malzemelerinin üretimi, mekanik ve aşınma özelliklerinin incelenerek karbon türevlerinin yatak performansına etkisinin birbiri ile karşılaştırılacaktır.

2. YAPILAN ÇALIŞMALAR

Bu çalışmada mekanik alaşımla yöntemi kullanılarak AA2024 esaslı B4C, grafit, grafen ve karbon nanotüp takviyeli nanokompozit ve hibrit nanokompozitlerin üretimi ve takviye türü ve miktarının üretilen nanokompozit ve hibrit nanokompozitlerin özelliklerine olan etkisi araştırılmıştır. Öncelikle tüm numunelerde mekanik öğütme süresinin sabit olması amacıyla bir optimizasyon çalışması gerçekleştirilmiştir. Daha sonrasında tüm nanokompozit ve hibrit nanokompozit tozlar sabit bir mekanik öğütme süresinde karıştırılmış ve bu tozların morfolojisi, boyutu, XRD analizleri ve mikrosertlikleri ölçülerek toz karakterizasyon işlemleri gerçekleştirilmiştir. Toz karakterizasyon işlemlerinin tamamlanmasının ardından, nanokompozit ve hibrit nanokompozit tozlar, 500°C sıcaklık ve 600 MPa basınç altında vakum ortamında preslenmiştir. Bu süreç sonucunda, yapılacak incelemeler için çekme, aşınma ve korozyon numuneleri üretilmiştir. Üretilen kompozitlerin yoğunluk, porozite, sertlik, iç yapı, çekme mukavemeti, aşınma ve korozyon davranışı gibi özellikleri incelenmiştir. Çalışma süresince uygulanan işlem akış şeması Şekil 2.1’de gösterilmiştir.



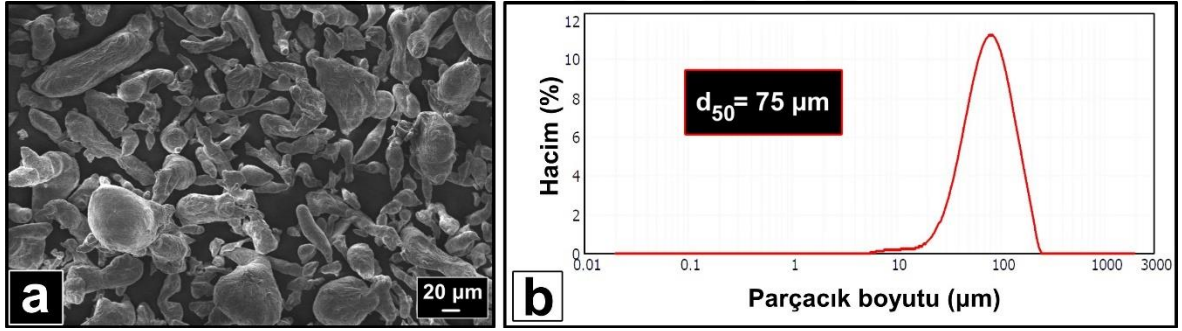
Şekil 2.1. Deneysel çalışmaların ilerleyişi gösteren iş akış şeması

2.1. Kullanılan Malzemeler

Yapılan tez çalışmasında, matris malzemesi olarak AA2024 alaşımı seçilmiştir. AA2024 alaşım tozları Gündoğdu Exoterm Sanayinden temin edilmiştir. AA2024 alaşımının yüzdelik olarak kimyasal bileşimi Tablo 2.1’de gösterilmiştir. Başlangıç AA2024 alaşım tozlarının morfolojisi çoğunlukla çubuksu ve düzensiz şekildedir. Ortalama parçacık boyutu yaklaşık 75 μm civarındadır. Matris tozlarının düzensiz ve çubuksu morfolojisi, Şekil 2.2a’daki SEM resminde gösterilmektedir. Ayrıca, AA2024 alaşım tozlarının tek tip parçacık boyut dağılımına sahip olduğu Şekil 2.2b’den anlaşılmaktadır.

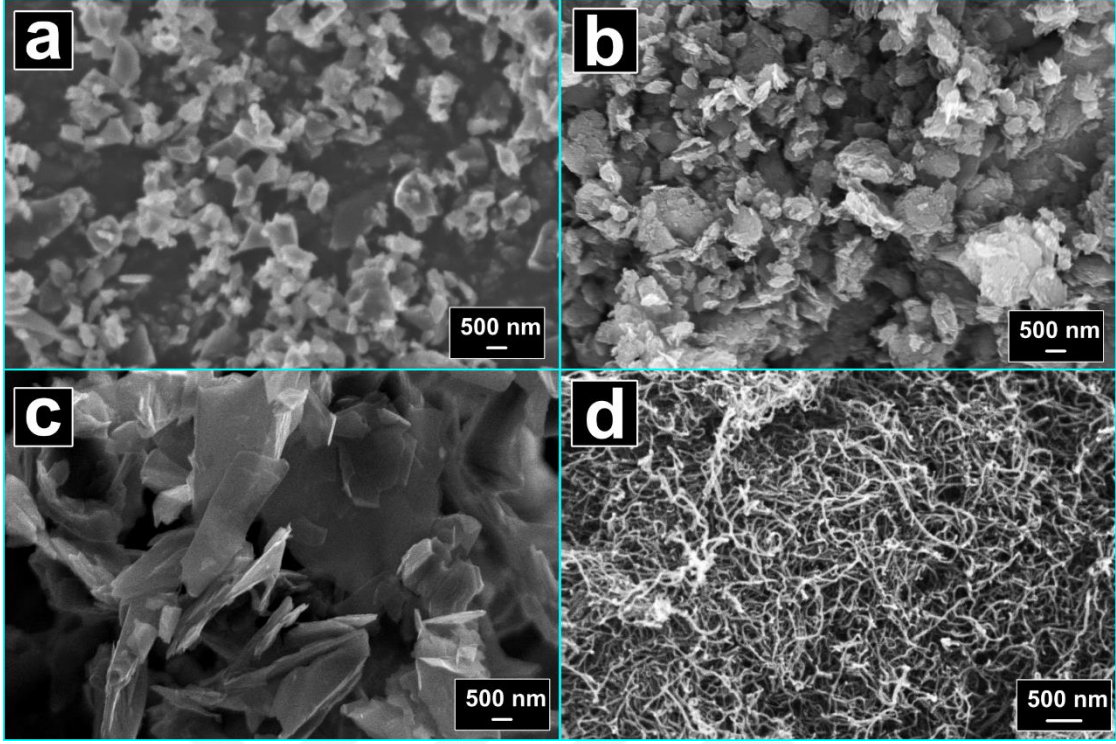
Tablo 2.1. AA2024 alaşımının kimyasal bileşimi (%)

Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Cr	Ti	Al
4.85	1.78	0.312	0.374	0.385	0,138	0.042	0.005	Kalan



Şekil 2.2. (a) Başlangıç AA2024 tozlarının morfolojisi ve (b) parçacık boyut dağılımı

AA2024 esaslı hibrit kompozitlerin üretiminde takviye malzemesi olarak nano-B₄C (d₅₀: 100 nm), nano-grafit (d₅₀: 100 nm), grafen nanolevha (d₅₀: 100 nm) ve KNT (d₅₀: 50 nm) kullanılmıştır. Tüm takviye tozları Alfa Aesar firmasından temin edilmiştir. Şekil 2.3’de takviye tozlarının morfolojilerine ait SEM görüntüleri verilmiştir. Şekilden görüleceği üzere, sert seramik takviye olarak kullanılan B₄C keskin köşeli ve düzensiz formda, nano grafit pulsu bir formda, grafen nanolevha formda ve KNT ise ipliksi ve uzun sarmal şeklinde bir formdadır.

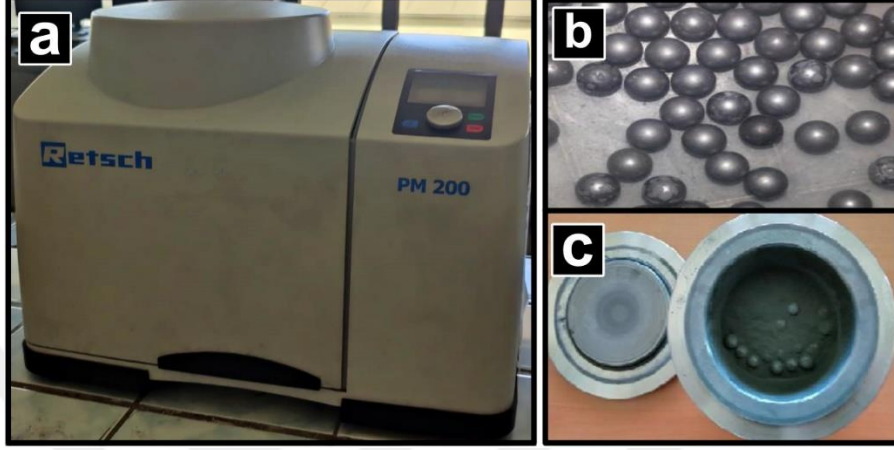


Şekil 2.3. Takviye olarak kullanılan tozların morfolojilerine ait SEM resimleri: (a) nano-B₄C, (b) nano-grafit, (c) grafen nanolevha ve (d) karbon nanotüp

2.2. Mekanik Öğütme İşlemi

İlk olarak, karbon türevlerinde aglomerasyonu gidermek amacıyla etanol çözeltisi içerisinde ultrasonik karıştırıcı yardımıyla çözülmüştür. Daha sonra etanol çözeltisi içerisine önce AA2024, sonra karbon türevli etanol çözeltisi dahil edilmiştir. Kompozit karışım homojen dağılımın sağlanması amacıyla 30dk boyunca karıştırılmıştır. Mekanik olarak karıştırılan kompozit karışımlar süzölmüş ve bir etüv içerisinde 60⁰'de 5 saat bekletilerek kurutulmuştur. Daha sonra bu tozlar mekanik öğütme işlemine tabi tutulmuştur. Mekanik öğütme işlemleri gezegen tip bilyeli öğütücüde 300 dev/dak öğütme hızında gerçekleştirilmiştir. Öğütme işlemi tungsten karbür hazne ve bilyeler kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Öğütücü kap hacmi 250 ml ve bilye boyutu ise 10 mm'dir. Bilye- toz ağırlık oranı 5:1 olarak seçilmiştir. Bir defada öğütücü kaba 60 gr toz konulurken her işlemten sonra kap ve bilyelerin temizlenmesine özen gösterilmiştir. Ortam sıcaklığına ve diğer faktörlere de bağlı olarak, mekanik alaşımlama sırasında (bilye-toz ve bilye-toz-bilye çarpışması nedeniyle) artan noktasal sıcaklıklar nedeniyle oluşan soğuk kaynak ve çillenme sonucunda hazne duvarlarında ve bilye üzerinde yapışmalar gözlenmiştir. Bu sorunu ortadan

kaldırmak için değirmen haznelerine mekanik alaşımlama işlemi öncesi %0.25 oranında metanol işlem kontrol katkısı kullanılmıştır. Kullanılan Retch marka PM200 model bilyalı öğütücü ve ekipmanları Şekil 2.4’te gösterilmiştir.



Şekil 2.4. Öğütme işleminde kullanılan (a) bilyalı öğütücü ve (b-c) ekipmanları

Tüm bileşimler için öğütme süresinin sabit olarak kalması amacıyla optimizasyon çalışması yapılmıştır. Optimizasyon çalışmasında öğütme süresi 2-10 saat aralığında uygulanmış ve en optimum özellikler için ideal öğütme süresi belirlenmiştir. Mekanik öğütme süresinin optimizasyonu için %1 B₄C ve %1 Grafen içeren hibrit nanokompozit bileşim seçilmiştir. Grafenin seçilmesinin nedeni, diğer takviyelere kıyasla mekanik öğütme nedeniyle yapısının ciddi oranda değişmesidir. Uzun süreli öğütme sırasında, kesme kuvvetleri grafen katmanlarının ayrılmasına ve daha küçük parçalara ayrılmasına neden olmaktadır. Bu, grafenin yüksek elektrik iletkenliği ve mekanik mukavemet gibi arzu edilen özelliklerinin çoğu için çok önemli olan sürekli iki boyutlu yapının kaybıyla sonuçlanır(Kazemzadeh vd., 2019; Sumdani vd., 2021). Bu sebeple mekanik öğütme süresinin belirlenmesinde grafen takviyeli hibrit nanokompozit numuneler kullanılmıştır.

Öğütme süresinin optimize edilmesinden sonra üretilecek olan hibrit nanokompozit toz karışımları hazırlanmış ve sabit öğütme süresinde mekanik olarak karıştırılmışlardır. Bu çalışmada AA2024/B₄C, AA2024/Grafit, AA2024/Grafen ve AA2024/KNT olmak üzere 4 farklı grup nanokompozit ve karbon türevlerine bağlı olarak AA2024/B₄C/Grafit, AA2024/B₄C/Grafen ve AA2024/B₄C/KNT olmak üzere 3 farklı grup hibrit nanokompozit üretilmiştir. Numuneler kodlanırken B₄C içeriğini temsilen “B”, grafit içeriğini temsilen “C”, grafen nanolevha içeriğini temsilen “G” ve karbon nanotüp içeriğini temsilen “K”

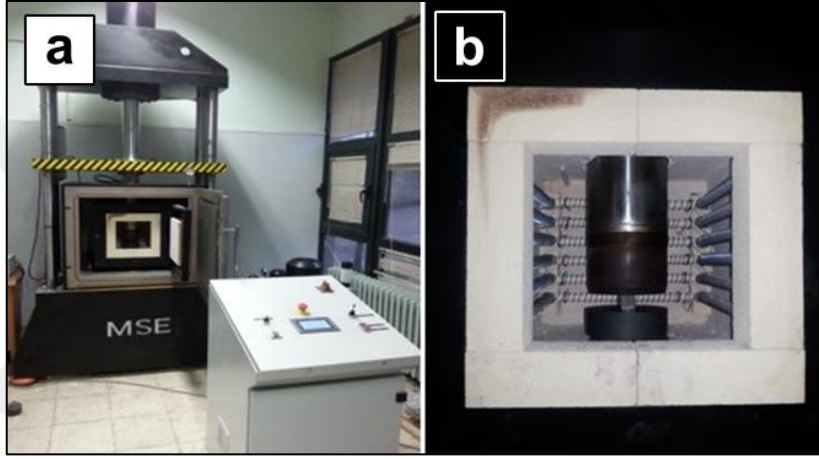
harfleri kullanılmış olup takviye içerikleri belirtilen harfin yanına rakamsal olarak yazılarak kodlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Hibrit nanokompozitler kodlanır “H” harfinin yanına değişen karbon türüne bağlı olarak yukarıda belirtilen harfler eklenmiş ve en sonunda toplam takviye içeriği alt simge olarak gösterilmiştir. Tüm numunelerin kodları ve takviye oranları Tablo 2.2’de gösterilmiştir.

Tablo 2.2. Üretilen nanokompozit ve hibrit nanokompozitler numunelerin kodları ve takviye oranları

Matris	Takviye Türü	Takviye oranı		Sembol
AA2024	Yok	0		Al
	B ₄ C	0.5		B _{0.5}
		1		B ₁
		1.5		B _{1.5}
		2		B ₂
	Grafit	0.5		C _{0.5}
		1		C ₁
		1.5		C _{1.5}
		2		C ₂
	Grafen	0.5		G _{0.5}
		1		G ₁
		1.5		G _{1.5}
		2		G ₂
	KNT	0.5		K _{0.5}
		1		K ₁
		1.5		K _{1.5}
		2		K ₂
	B ₄ C-Grafit	0.5	(0.25 B ₄ C - 0.25 Grafite)	HC _{0.5}
		1	(0.5 B ₄ C - 0.5 Grafite)	HC ₁
		1.5	(0.75 B ₄ C - 0.75 Grafite)	HC _{1.5}
		2	(1 B ₄ C - 1 Grafite)	HC ₂
	B ₄ C-Grafen	0.5	(0.25 B ₄ C - 0.25 Grafen)	HG _{0.5}
		1	(0.5 B ₄ C - 0.5 Grafen)	HG ₁
		1.5	(0.75 B ₄ C - 0.75 Grafen)	HG _{1.5}
		2	(1 B ₄ C - 1 Grafen)	HG ₂
	B ₄ C-KNT	0.5	(0.25 B ₄ C - 0.25 KNT)	HK _{0.5}
		1	(0.5 B ₄ C - 0.5 KNT)	HK ₁
		1.5	(0.75 B ₄ C - 0.75 KNT)	HK _{1.5}
		2	(1 B ₄ C - 1 KNT)	HK ₂

2.3. Sıcak Presleme İşlemi

Mekanik öğütme işleminden sonra elde edilen nanokompozit ve hibrit nanokompozit tozlar ilk olarak oda sıcaklığında 300 MPa'lık bir basınç altında preslenerek ön şekil verme işlemi uygulanmıştır. Daha sonra ön şekil verilen numuneler 500⁰C sıcaklıkta 3 saat bekletildikten sonra 100 ton kapasiteli MSE marka bir sıcak presleme cihazında 600 MPa'lık bir basınç altında 30 dk süresince sıcak preslenerek numuneler üretilmiştir. Kullanılan sıcak presleme cihazına ait görseller Şekil 2.5'te gösterilmiştir.



Şekil 2.5. (a) Sıcak presleme cihazı ve (b) sıcak presleme ünitesi

2.4. Karakterizasyon İşlemleri

2.4.1. Toz Boyut Ölçümü

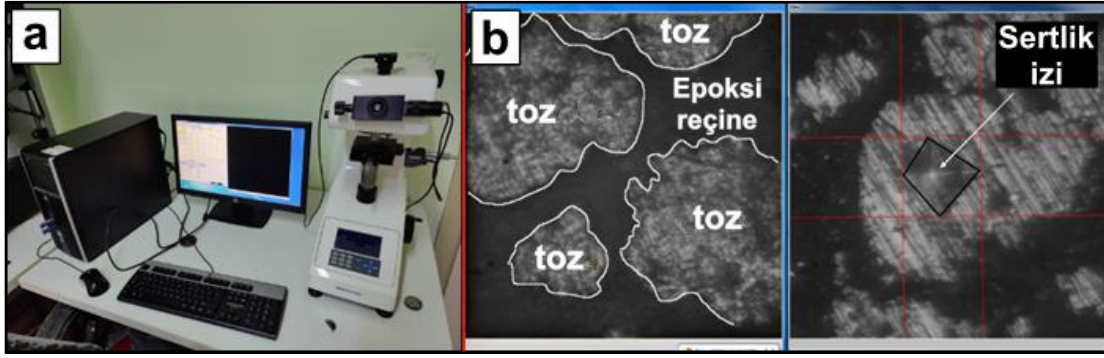
Toz partiküllerinin partikül boyutu ve dağılımı Malvern Mastersizer Hydro 2000e (Şekil 2.6) partikül boyutu analizörü kullanılarak ölçülmüştür. Tozlar cihaza yerleştirilmeden önce saf suya daldırılmış ve özellikle mikron boyutundaki tozlar için çok önemli olan aglomere partiküllerin tamamen dağılmasını sağlamak için en az 5 dakika ultrasonik karıştırmaya tabi tutulmuştur. Daha sonra, toz boyutunun ölçümü cihazın bilgisayar destekli uygulaması kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2.6. Partikül boyut ölçüm cihazı

2.4.2. Tozların Mikrosertliği

Tozların mikrosertliğini ölçmek için bir Vickers test cihazı (Innovatest 400TM) kullanılmıştır (Şekil 2.7a). Mikrosertlik ölçümü, 10 saniyelik bir bekleme süresi ile 10 kg'lık bir girinti yükü kullanılarak tozlara gerçekleştirilmiştir. Üretilen tozların sertliği ölçmek için öncelikle, tozlar ağırlıkça % 5 toz ve %95 epoksi oranında bir kapta epoksi ile karıştırılmıştır. Bu karışım daha sonra tozların epoksi içinde eşit dağılımını sağlamak için 30 dakika boyunca mekanik bir karıştırıcı kullanılarak mümkün olduğunca homojenleştirilir. Daha sonra, bu karışım küçük kare ve silindirik kalıplara dökülür ve iki saat boyunca 60°C'de bir fırında kürlenmeye bırakılır. Reçine tamamen kürlendikten sonra kalıplardan çıkarılmış ve birkaç farklı noktadan kesilmiştir. Daha sonra, pürüzsüz ve temiz bir yüzey elde etmek için yüzeyler sırasıyla 600, 1000 ve 1500 mesh numaralı zımpara kağıdı ile zımparalanmıştır. Sertlik değerleri daha sonra numunelerin parlatılmış yüzeylerinden ölçülmüştür. Bulgularda hassasiyet sağlamak için, her numune için parlatılmış yüzeyde bulunan parçacıkları hedef alan en az yedi ölçüm gerçekleştirilmiştir ve mikrosertlik değeri bun ortalaması alınarak belirlenmiştir. Bilgisayar kontrollü sertlik makinesindeki tozların ve yüzeyde oluşturulan ize ait görseller Şekil 2.7b'de gösterilmiştir.



Şekil 2.7. (a) Mikrosertlik ölçüm cihazı ve (b) toz yüzeyinde oluşan izin görüntüsü

2.4.3. XRD Analizi

Üretilen toz ve bulk numunelerinin faz analizi XRD teknikleri kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ölçümler Cu K α radyasyonu (1.5418 Å dalga boyu) ile donatılmış bir difraktometrede (PANalytical - X'Pert³ Pro) gerçekleştirilmiştir. Cihaz 45 kV enerjide ve 40 miliamper (mA) akımda çalışmıştır. XRD desenlerini elde etmek için numuneler 20 ila 90⁰ (2 θ) açısal aralıkta 0.01 °/s sabit tarama hızında taranmıştır. XRD analizinde kullanılan cihazın resmi Şekil 2.8'de gösterilmiştir.



Şekil 2.8. XRD cihazı

Üretilen tozların kristal boyutunu hesaplamak için Eşitlik 1'de gösterildiği üzere Debye-Sherer denklemi kullanılmıştır.

$$D = \frac{K * \lambda}{\beta * \cos \theta} \quad (1)$$

λ , analizde kullanılan X-ışınının dalga boyunu (Cu-K α :1.5418 Å), β birincil piklerin yarı maksimumdaki tam genişliğini (FWHM) (radyan cinsinden ölçülür), θ pikin kırınım açısını ve D kristal boyutunu (nm cinsinden ölçülür) ifade eder. Özellikle, bu denklemdeki 'K' sabiti Scherrer sabiti olarak adlandırılır ve 0.98 değerine sahiptir.

Kristal boyutuna ek olarak, çalışılan bir diğer önemli parametre de kompozit tozlar içindeki dislokasyon yoğunluğudur. Bu önemli bilgi, aşağıda belirtildiği gibi Eşitlik (2) kullanılarak türetilmiştir:

$$\delta = \frac{1}{D^2} \quad (2)$$

Burada, 'D' Eşitlik (1) kullanılarak hesaplanan kristalit boyutunu, ' δ ' ise nm² cinsinden ölçülen dislokasyon yoğunluğunu ifade etmektedir. Ayrıca, kompozit toz partiküllerinde mevcut olan kafes gerilmesi, aşağıdaki gibi ifade edilebilen Eşitlik (3) kullanılarak elde edilmiştir.

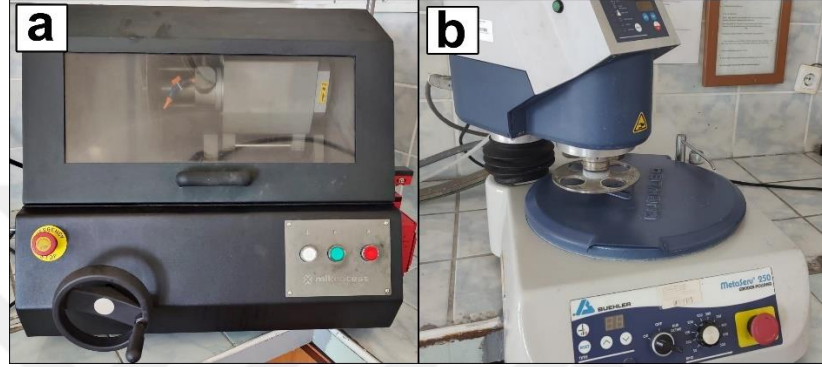
$$\beta \cos \theta = \frac{k\lambda}{D} + 4\epsilon \sin \theta \quad (3)$$

Ortalama kafes gerilmesi, ϵ , malzemenin kristal kafes yapısındaki bozulmanın ölçülebilir bir ölçüsüdür ve deformasyon veya ısı işlemler gibi çeşitli metalürjik işlemlerin neden olduğu iç gerilmelerin göstergesidir. Williamson-Hall (W-H) grafiği, XRD analizinde kristalit boyutu ve kafes gerilmesinin kırınım piklerinin genişlemesine katkılarını ayırmak için kullanılan bir yöntemdir. W-H grafiğini elde etmek için y eksenine " $\beta \cos \theta$ " ve x eksenine " $4 \sin \theta$ " verileri girilir. Bu çizginin eğimi, kırınım piklerinin gerinim kaynaklı genişlemesiyle ilişkili olarak malzemedeki ortalama kafes gerinimini (ϵ) verir.

2.4.4. Metalografik İşlemler

Sıcak presleme ve sinterleme işlemleri sonrasında elde edilen nihai numunelerin iç yapı incelemeleri için numunelerin kesilmesi, kalıplanması, zımparalanması, parlatılması ve dağlanması için metalografik işlemleri yürütülmüştür. İncelemeler için uygun ebatlarda kesilen numuneler sırasıyla 220-2000 mesh numara aralıklarında zımpara kâğıdı

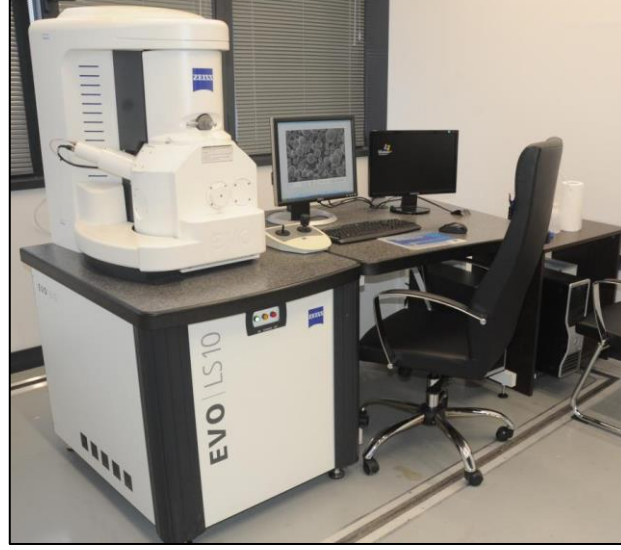
kullanılarak zımparalama işlemine tabi tutulmuştur. Daha sonra aşındırıcı boyutu 3 μm ve 0.5 μm olan Al_2O_3 çözeltileri kullanılarak parlatılmıştır. Bu işlemler için kullanılan ekipmanların resimleri Şekil 2.9’de gösterilmiştir. Zımparalama ve parlatma işlemleri sonrasında alüminyum esaslı malzemelerin iç-yapı görüntülemesi için dağlama çözeltisi olan, 2 ml hidroflorik asit (HF), 3 ml hidroklorik asit (HCl), 5 ml nitrik asit (HNO_3) ve 90 ml su içeren ve Keller çözeltisi olarak adlandırılan bir çözelti kullanılmıştır.



Şekil 2.9. Metalografik işlemlerde kullanılan (a) kesme ve (b) zımparalama/parlatma cihazı

2.4.5. Mikroskopik Analiz

Üretilen hibrit nanokompozit tozların morfolojik incelemeleri, tozlardan elde edilen bulk numunelerin içyapı incelemeleri, hibrit nanokompozit numunelerin kırılma yüzeyi incelemeleri, aşınma testleri sonrasındaki aşınma yüzeyi incelemeleri Zeiss Evo LS100 marka bir taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bununla birlikte tozların ve bulk numunelerin yapısındaki elementlerin dağılımları ve aşınma yüzeylerindeki elemental analizler SEM’e bağlı olan ve haritalama yöntemini kullanan Edax Apex™ Octane Elite marka bir enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) kullanılmıştır. Bu cihazlara ait bir görsel Şekil 2.10’da gösterilmiştir.



Şekil 2.10. Mikroskobik analizlerde kullanılan SEM-EDS cihazı

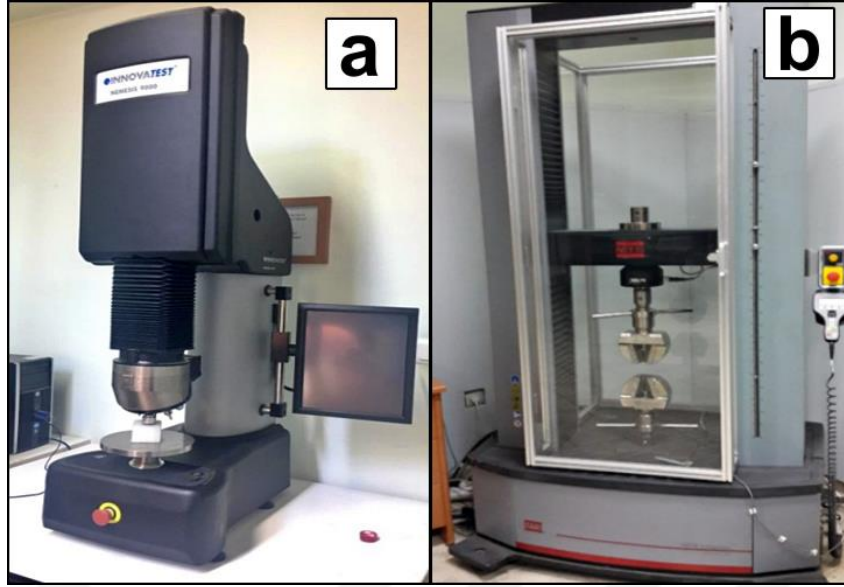
2.4.6. Yoğunluk Ölçümleri

Deneyde üretilen numunelerinin yoğunluğu, ASTM standardı B962-08'de belirtilen prosedürler izlenerek Arşimet prensibi kullanılarak belirlenmiştir. Numunelerin ağırlığını ölçmek için $\pm 0.0001\text{g}$ 'lık yüksek hassasiyete sahip bir elektronik tartı terazisi (Ohaus PA214C) kullanılmıştır. Numunelerin teorik yoğunluklarını belirlemek için karışımlar kuralı uygulanmıştır. Bu hesaplama, kullanılan malzemelerin bileşimine dayalı olarak beklenen yoğunluğun bir tahminini sağlar. Numunelerin gözeneklilik değerleri, teorik ve deneysel yoğunlukların karşılaştırılmasıyla belirlenmiştir.

2.4.7. Mekanik Deneyler

2.4.7.1. Sertlik Deneyleri

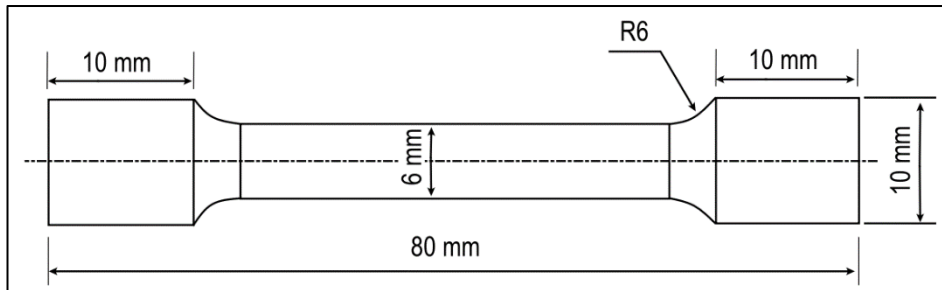
Bulk numunelerin sertlik değerleri dijital sertlik test cihazı (Innovatest-Nemesis 9000) kullanılarak belirlenmiştir. Batıcı uç olarak 2.5 mm çapında bir bilye kullanılarak ve 10 saniyelik bekleme süresiyle 31.25 kg'lık bir test yükü uygulanarak bir Brinell sertlik testi yöntemi kullanılmıştır. Doğru sonuçlar elde etmek için sertlik ölçümleri her numune için en az altı kez tekrarlanmıştır. Her ölçüm için en düşük ve en yüksek değerler dikkate alınmamış ve kalan dört değer ortalaması alınarak sertlik için temsili bir veri noktası elde edilmiştir. Deneyde kullanılan sertlik cihazına ait bir görsel Şekil 2.11a'da gösterilmiştir.



Şekil 2.11. Mekanik deneylerde kullanılan (a) sertlik ve (b) çekme deneyi cihazları

2.4.7.2. Çekme Deneyleri

Numunelerin çekme davranışı, ASTM E-8 standartında belirtilen yönergeler göre değerlendirilmiştir. Çekme testleri, 1 mm/dak çaprazkafa hızında çalışan bir elektromekanik çekme-basma test makinesi (MTS Criterion Universal) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kullanılan çekme cihazına ait bir görsel Şekil 2.11b’de verilmiştir. Çekme deney numunesinin boyutları Şekil 2.12’de gösterilmiştir. Güvenilir ve kesin sonuçlar elde etmek için üç numune test edilmiş ve mukavemet değeri her bir numuneden elde edilen değerlerin ortalaması alınarak elde edilmiştir.



Şekil 2.12. Çekme test numunesinin boyutları

2.4.8. Aşınma Deneyleri

Üretilen numunelerin aşınma davranışını incelemek için kuru koşullar altında Şekil 2.13’de gösterilen UTS Tribolog marka bir bilyeli disk aşınma test cihazı kullanılmıştır. Aşınma deneylerinde 30 mm çapında silindirik numuneler kullanılmıştır. Testler oda sıcaklığında (20°C) 5 N ve 25 N yüklerde, 300 rpm kayma hızı ve 500 m kayma mesafelerinde gerçekleştirilmiştir. 6 mm çapındaki 100Cr6 çeliği bilye karşı malzeme olarak kullanılmış ve diskin merkezinden 20 mm mesafede diskin numune yüzeyi ile temas ettirilmiştir. Aşınma testlerinden önce, homojenliği sağlamak için numunelerin yüzeyi #2000 SiC aşındırıcı kağıt kullanılarak taşlanmıştır. Daha sonra, numuneler her türlü kirleticiyi gidermek için aseton ile titizlikle temizlenmiştir. Aşınma oranını hesaplamak için kütle kaybı ölçümleri, numunelerin ilgili yoğunlukları dikkate alınarak hacim kaybını hesaba katacak şekilde ayarlanmıştır. Numunelerin spesifik aşınma oranları aşağıda gösterildiği gibi Eşitlik (4) kullanılarak hesaplanmıştır:

$$W \text{ (mm}^3\text{/Nm)} = \text{Ağırlık kaybı (g)} / [\text{yoğunluk (g/mm}^3\text{)} \times \text{kayma yolu (m)} \times \text{yük (N)}] \dots (4)$$

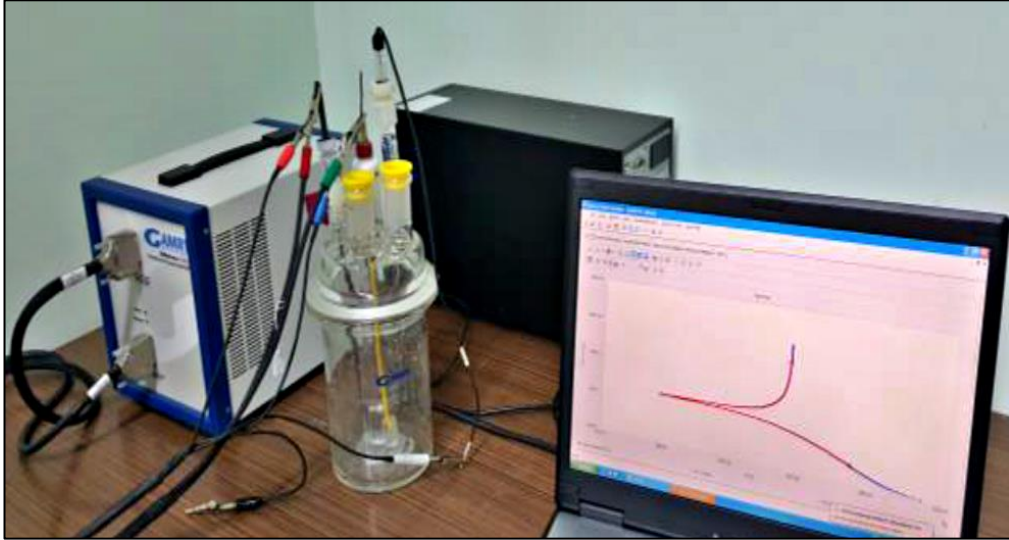


Şekil 2.13. Aşınma test cihazı

2.4.9. Korozyon Deneyleri

Numunelerin korozyon davranışı, ASTM G59-97 standardına uygun olarak Gamry Reference 3000 (Şekil 2.14) korozyon test cihazı kullanılarak potansiyodinamik polarizasyon deneyleri ile değerlendirilmiştir. Havaya açık kalan ve ağırlıkça %3.5 NaCl

sulu çözeltisi içinde durgun koşullar altında yerleştirilen üç elektrotlu bir hücre sistemi kullanılmıştır. Örnekler (6x6x10mm boyutlarında) elektrik bağlantısı kurmak için bakır tellere bağlanmış ve çalışma elektrodu olarak bir reçineye yapıştırılmıştır. Bir grafit çubuk karşı elektrot olarak görev yaparken, Ag/AgCl (SCE) referans elektrot olarak kullanılmıştır. Her testten önce, elektrotlar arasındaki açık devre potansiyelini eşitlemek için 45 dakikalık bir başlangıç gecikmesi uygulanmıştır. Numunelerin korozyon davranışını belirlemek için, korozyon testinden sonra korozyon akım yoğunluğunu (I_{corr}) ve korozyon potansiyelini (E_{corr}) hesaplamak için Tafel polarizasyon yöntemi kullanılmıştır. Polarizasyon deneyi, 1 mV/s tarama hızıyla ± 500 mV aralığında gerçekleştirilmiştir. Tekrarlanabilirliği sağlamak için tüm korozyon testleri en az üç kez tekrarlanmıştır.



Şekil 2.14. Korozyon deney düzeneği

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

3.1. Mekanik Öğütme Süresinin Optimizasyonu

Bu bölümde mekanik öğütme süresinin belirlenmesi ve optimize edilmesi üzerine yapılan çalışmalar yer almaktadır. Öğütme süresinin belirlenmesinde grafen katkılı hibrit nanokompozitler numune olarak seçilmiştir. Bunun nedeni grafenin mekanik öğütme işlemiyle birlikte yapısının bozulmasıdır. Dolayısıyla B₄C ve grafenin matris içerisinde homojen dağılımının sağlandığı öğütme süresi bizim için en ideal süre olarak çalışmalarda kullanılacaktır. Bileşim olarak ağırlıkça %1 B₄C ve %1 grafen nanolevha kullanılarak öğütme süresinin optimizasyonu gerçekleştirilmiştir. Öğütme süresi optimizasyonu 0-10 saat aralığında gerçekleştirilmiştir.

3.1.1. Öğütme Süresinin Toz Özelliklerine Etkisi

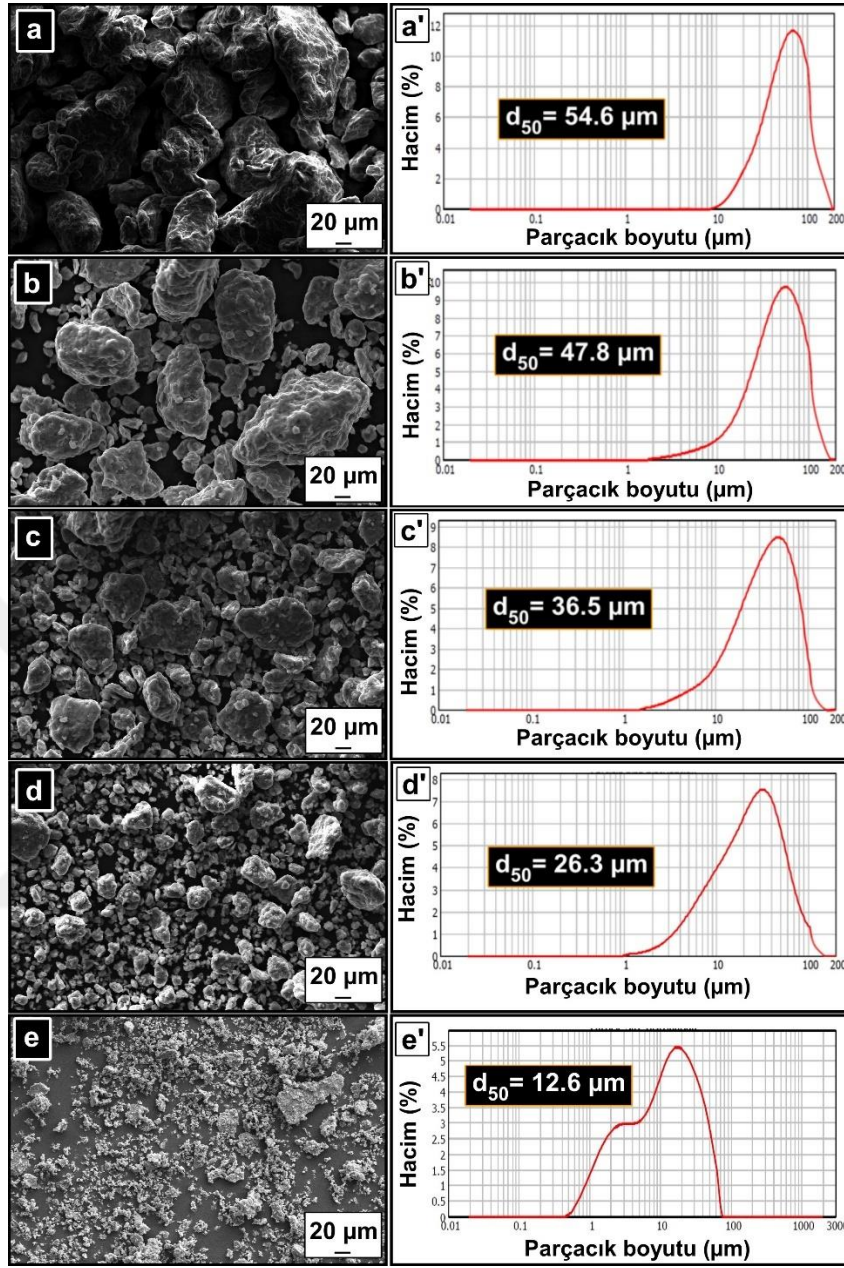
Şekil 3.1’de %1 Grafen nanolevha ve %1 B₄C nanopartikül içeren AA2024 alaşımının farklı öğütme süreleri sonundaki toz morfolojileri ve parçacık boyut dağılımları gösterilmiştir. Şekil 3.2’ de ise öğütme süresine bağlı olarak ortalama toz boyutu değerleri grafiği verilmiştir. Yüksek enerjili öğütme işlemi nano takviye içeren alaşımların karıştırılması ve üretilmesinde yaygın olarak kullanılan, nano fazların yapıdaki homojen dağılımının sağlanmasında efektif bir yöntemdir(Varol ve Canakci, 2015). Yüksek enerjili öğütme sürecinde üç temel mekanizma öne çıkar: plastik deformasyon, soğuk kaynak ve kırılma mekanizması. Plastik deformasyon mekanizması partikül morfolojisinin dönüşümüne neden olurken, soğuk kaynak partikül boyutlarının büyümesine katkıda bulunur, kırılma ise partikül boyutlarının küçülmesine neden olur (Tunç vd., 2024). Bu mekanizmalar öğütme sürecinde aynı anda da gerçekleşebilirken toz karakterizasyonundaki değişime bağlı olarak hangi mekanizmanın daha baskın olduğu anlaşılabilmektedir. Şekil 3.1’da 2 saatlik öğütme işlemi sonrasındaki toz morfolojisi gösterilmektedir. Şekil incelendiğinde çubuksu olan başlangıç toz morfolojisinin (Şekil 2.2a) küresel forma dönme eğiliminde olduğu ancak yapı içerisinde çubuksu formda tozların da bulunduğu görülmektedir. Dolayısıyla öğütmenin ilk aşamalarında, önemli plastik deformasyon ve soğuk kaynak mekanizması henüz baskın olmadığı sonucuna varılabilir. AA2024 alaşımının

başlangıç toz boyutu 75 μm 'dir (Şekil 3.2) ve 2 saatlik öğütmeden sonra boyut 54.6 μm 'ye düşmüştür. Boyuttaki bu azalma, öğütmenin ilk aşamalarında baskın mekanizma olan parçacıkların kırılmasına bağlanabilir. Öğütme ortamı tarafından verilen enerji, partiküllerin daha küçük parçalara ayrılmasına neden olur. Ancak, genel toz morfolojisi bu aşamada önemli ölçüde değişmez. Bu aşamada, öğütme enerjisi önemli plastik deformasyona veya soğuk kaynağa neden olmak için yeterli değildir. Toz morfolojisi, gözlemlendiği gibi başlangıç durumuna yakın kalır (Şekil 3.1a). Minimum morfolojik değişiklikler, sünek matrisin önemli deformasyona direndiğini, sert takviye fazlarının öğütme yardımcıları olarak hareket ettiğini ve kapsamlı plastik akış olmadan partikül boyutundaki azalmaya daha fazla katkıda bulunduğunu göstermektedir. 4 saatlik öğütme işleminden sonra toz morfolojisinde kayda değer bir değişiklik gözlenmiştir (Şekil 3.1b). Tozlar içerisinde büyük ve küçük parçacıkların bulunması soğuk kaynak ve kırılma mekanizmasının aynı anda etkin olduğunu göstermektedir. Bazı partiküller, yüksek darbe kuvvetlerinin etkisi altında daha küçük parçalara ayrılırken, diğerleri daha küçük partiküllerin birbirine kaynaşarak daha büyük partiküllere yol açtığı soğuk kaynağa maruz kalır. Bu aşamada, düzensiz morfoloji ve parçacık boyutunun 47.8 μm 'ye düşmesi, soğuk kaynak ve kırılma arasındaki dengeli etkileşimden kaynaklanmaktadır. Daha sert fazlar olan grafen ve B_4C , muhtemelen Al matrisinin geniş sünek akışını önleyerek soğuk kaynağın kapsamını sınırlamaya yardımcı olur. Bununla birlikte, parçacıkların düzensiz şekli, henüz baskın mekanizma olmasa da plastik deformasyonun gerçekleşmeye başladığını göstermektedir. Öğütme işleminin 4 ila 6. saatleri arasında toz morfolojisinde büyük bir değişim meydana gelir (Şekil 3.1c). Büyük boyutlu partiküller büyük oranda kaybolur ve toz partikülleri nispeten benzer bir morfolojiye ulaşır. Toz boyutunun 36.5 μm 'ye düşmesi, kırılmanın önemli bir rol oynamaya devam ettiğini, ancak plastik deformasyon ve soğuk kaynağın daha belirgin hale geldiğini göstermektedir. Bu noktada, AA2024 matrisi önemli ölçüde plastik deformasyona uğrayarak partikülleri yeniden şekillendirir ve daha homojen bir morfolojiye ulaşmalarına neden olur. Sert fazlar soğuk kaynak yoluyla aşırı büyük partiküllerin oluşumunu engeller, ancak deformasyon ve kaynak arasındaki denge, daha küçük, daha homojen partiküllerin ortaya çıkmaya başlayacağı şekildedir. Bu sert fazların varlığı, gerilme yoğunlaşma noktaları olarak hareket ederek sünek matrisin daha fazla kırılmasını teşvik ederek parçacık boyutunun küçülmesine de katkıda bulunur. Büyük parçacıkların kaybolması, kırılma mekanizmasının başlangıçtaki kaba tozlar üzerindeki etkisini büyük ölçüde tamamladığını gösterir. Soğuk

kaynak öncelikle daha küçük, parçalanmış partikülleri etkileyerek bir dereceye kadar birleşmeye neden olur, ancak bu kalıcı kırılma ile dengelenir.

8 saatlik öğütmede, toz morfolojisi büyük ölçüde küresel hale gelir ve toz boyutu 26,3 μm 'ye kadar düşer (Şekil 3.1d). Küresel partiküllerin gelişimi, plastik deformasyonun baskın mekanizma olduğunun açık bir göstergesidir. Parçacıklar tekrar tekrar darbe kuvvetlerine maruz kaldıkça, kapsamlı bir deformasyona uğrarlar ve bu da sürekli deformasyon altında daha küresel bir morfoloji kazanmalarına neden olur. Sert takviye fazlarının kesme etkisi aşırı soğuk kaynağın engellenmesinde önemli bir etki oluşturmaktadır. Bununla birlikte, sünek Al matrisi önemli ölçüde plastik akışa uğrar ve parçacıklar daha düzgün, küresel bir şekle dönüşür. Parçacık boyutunun 26.3 μm 'ye düşmesi kırılmanın devam etmesinin bir sonucudur, ancak buradaki daha önemli etki, soğuk kaynak ve kırılma arasında bir denge sağlandığını gösteren parçacık morfolojisindeki tekdüzeliktir.

10 saatlik mekanik öğütme sonrasında toz boyutu 12.6 μm 'ye düşmüş ve iki tepeli bir parçacık boyutu dağılımı ortaya çıkmıştır (Şekil 3.1e'). Bu aşamada, soğuk kaynak ve kırılma arasındaki denge bozulmaya başlar. Küçük partiküller oluşumu aşırı kırılmadan kaynaklanırken, daha büyük partiküller aşırı soğuk kaynak nedeniyle meydana gelmektedir. Aşırı öğütme tipik olarak bu tür bimodal dağılımlara yol açar çünkü küçük partiküller plastik olarak deforme olduklarından ve daha büyük agregalar halinde birleştiklerinden, özellikle uzun öğütme süreleri altında soğuk kaynağa daha yatkındırlar. Aynı zamanda, daha büyük partiküller hala kırılmaya maruz kalmakta ve bu da daha küçük parçaların oluşmasına yol açmaktadır. Homojen olmayan partikül boyutu dağılımı, sistemin daha fazla öğütmenin eşit derecede daha küçük bir partikül boyutu sağlamadığı, bunun yerine bazı partiküllerin aşırı soğuk kaynağını ve diğerlerinin aşırı kırılmasını teşvik ettiği bir noktaya ulaştığını göstermektedir. Bu dengesizlik genellikle öğütme enerjisinin malzemenin yapısal değişiklikler olmadan absorbe etme kabiliyetine göre yüksek olduğu sistemlerde görülür. Sert fazlar bu aşamada da kritik bir rol oynamaktadır, çünkü bunların varlığı soğuk kaynağın kapsamını sınırlamaya devam etmekte, ancak özellikle uzun öğütme sürelerinde bunu tamamen önleyememektedir. Hem ultra ince partiküller hem de daha büyük agregatlar ile karakterize edilen iki modlu dağılım, tozun verilen öğütme koşulları altında mekanik olarak kararsız hale gelerek kaynak ve kırılma mekanizmaları arasındaki dengenin kaybolduğunu göstermektedir.

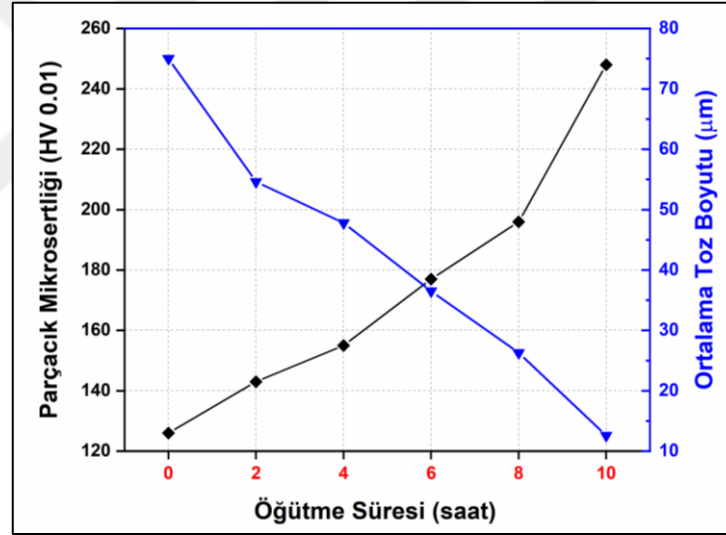


Şekil 3.1. Farklı öğütme sürelerinin %1 B₄C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımına etkisi: (a-a') 2 saat, (b-b') 4 saat, (c-c') 6 saat, (d-d') 8 saat ve (e-e') 10 saat

Mekanik öğütme süresinin partikül boyutu ve mikrosertliğine olan etkisi Şekil 3.2'de gösterilmiştir. Şekilde gözlemlenen mikrosertlik değerlerindeki kademeli artış, mekanik öğütme sırasında tozlarda meydana gelen mikroyapısal değişikliklerin bir yansımasıdır. Bu parçacık mikrosertlik artışı, deformasyon sertleşmesi, tane incilmesi, partikül boyutunun küçülmesi ve matris ile takviye partikülleri arasındaki etkileşim gibi birkaç önemli faktörün bir sonucudur (Geng vd., 2018). Şekilde görüldüğü gibi AA2024 tozlarının başlangıç sertliği

126 HV'dir. 2 saatlik öğütme sonrasında bu değer 143 HV değerine yükselmiştir. Bu aşamada, plastik deformasyon, öğütme medyası ve toz partikülleri arasındaki yüksek enerjili darbeler nedeniyle meydana gelmeye başlar. Tozlar, Al matrisinde dislokasyonların birikmesiyle birlikte deformasyon sertleşmesi geçirir. Şekil 3.3'de dislokasyon yoğunluğu ve kafes gerilmesindeki öğütme süresine bağlı olarak meydana gelen değişimi göstermektedir. Artan öğütme süresiyle dislokasyon yoğunluğu ve kafes gerilmesindeki artış toz sertliğindeki artışla doğru orantılıdır. Dolayısıyla dislokasyonlar, öğütme sırasında oluşan plastik deformasyonla birlikte malzeme içinde daha fazla hareket etmeyi engeller ve sertlikte bir artışa neden olur. Bununla birlikte, partikül boyutu 54.6 μm 'ye düşmesi de tozların sertliğinin artışına katkıda bulunur. 4 saatlik öğütme süresi sonrasında partikül boyutu 47.8 μm düşerken toz sertliği de 155 HV'e yükselmiştir. Uygulanan sürekli plastik deformasyon, AA2024 matrisinde dislokasyon yoğunluğunun artmasını (Şekil 3.3) sağlayarak deformasyon sertleşmesini artırır. Dislokasyon yoğunluğundaki artış ve tane incilmesi sertliğin daha da artmasına neden olur. Parçacık mikrosertliği 6 saatin sonunda 177 HV ve 8 saatin sonunda ise 196 HV değerine kadar yükselmiştir. Bilyalı öğütme uzadıkça, partiküllerin daha fazla plastik deformasyona uğrama kapasitesi azalır. Sonuç olarak, kırılma kritik bir süreç haline gelir ve partikül boyutu soğuk kaynak ve kırılma arasında denge sağlanana kadar küçülür. Bu aşamada toz boyutu dağılımında homojenliği korumak, doğrudan soğuk kaynak ile kırılma arasındaki dengeye bağlıdır. Dolayısıyla 8 saatlik öğütme sonrasındaki parçacık boyutu da 26.3 μm değerine düşer ve partiküller artık büyük ölçüde küresel bir morfoloji ile homojen dağılım sergiler. Bu aşama, partikül morfolojisinin daha düzenli hale geldiği ve toz karışımının daha stabil ve rafine bir mikroyapıya ulaştığı mekanik öğütme sürecinde kritik bir noktayı göstermektedir. Partikül boyutundaki önemli azalma, kırılma mekanizmasının hâkim olmaya devam ettiğini ve daha ince partiküllere yol açtığını gösterir (Geng vd., 2018). Küçük partiküllerden kaynaklanan yüzey alanındaki artış, küresel morfoloji ile birleştiğinde daha verimli bir paketlemeye olanak tanır ve sertlikteki artışa katkıda bulunur. İnce partikül boyutu, dislokasyonlar için serbest yol uzunluğunu azaltarak malzemenin sertliğini artırır. Bununla birlikte iyi dağılmış grafen ve B₄C takviyeleri sertliğin artmasına önemli ölçüde katkıda bulunur. Bu takviyeler, stres yoğunlaştırıcılar olarak işlev görür ve dislokasyon hareketini daha da engelleyerek malzemeyi güçlendirir (Barik vd., 2024). Matris ile takviyeler arasındaki etkileşim bu aşamada optimize edilmiştir ve bu da genel mekanik özelliklerde iyileşmeye yol açar. 10 saatlik öğütme süresi sonrasında tozların boyutlarında büyük bir düşüş gözlenirken toz

sertliklerinde ise büyük oranda bir artış meydana gelmiştir. Toz boyutunda belirgin bir azalma görülmekle birlikte, daha küçük partiküllerin yanında, soğuk kaynağın etkisiyle oluşan daha büyük partiküllerin de mevcut olduğu gözlemlenmiştir. Bu, toz boyutu dağılımında biomedal bir saçılma grafiği ile sonuçlanmaktadır. Öğütme işleminde meydana gelen yüksek orandaki plastik deformasyonun sonucu olarak artan deformasyon sertleşmesi ve matris içerisine gömülen sertlik arttırıcı takviye elemanlarının varlığı tozların sertliğindeki bu yüksek artışı açıklamaktadır. Bununla birlikte soğuk kaynak ve kırılma mekanizmalarındaki dengenin sağlanmasında yağlayıcı olarak kullanılan proses kontrol katkılarının da önemli bir etkisi bulunmaktadır. 10 saatlik öğütme toz boyutundaki büyük düşüş ve sertlikteki büyük artış kırılma ve soğuk kaynak arasındaki dengeyi sağlamakta kritik bir faktör olan ve proses kontrol katkısı olarak kullanılan metanolün etkisini kaybetmesiyle de açıklanabilmektedir.



Şekil 3.2. Farklı öğütme sürelerinin %1 B₄C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin ortalama toz boyutu ve toz mikrosertliğine olan etkisi

Şekil 3.3, AA2024 alaşımı ve %1 grafen ile %1 B₄C ile takviye edilmiş kompozit tozlarının öğütme süresi (0-10 saat) boyunca kristal boyutu, dislokasyon yoğunluğu ve kafes gerilmesindeki değişiklikleri göstermektedir. Bu parametreler, mekanik öğütme ilerledikçe önemli farklılıklar sergilemektedir. Başlangıçta, mekanik öğütme veya takviye uygulanmamış AA2024 alaşımı için kristal boyutu 47 nm'dir. Grafen ve B₄C ile takviye yapıldıktan sonra (0h), kristal boyutunda çok az değişiklik olmuş ve 46.82 nm olarak kalır. Ancak öğütme başladığında, kristal boyutu önemli ölçüde küçülmeye başlar ve 2 saatte 41

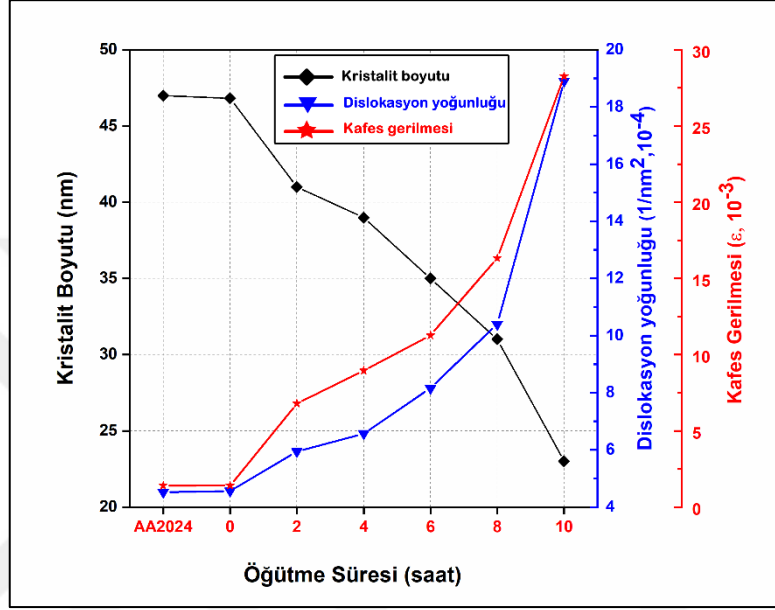
nm'ye, 4 saatte 39 nm'ye ve 10 saatlik öğütme sonunda 23 nm'ye düşer. Bu kristal boyutundaki azalma, mekanik öğütme sırasında yüksek enerjili çarpışmaların etkisiyle daha büyük tanelerin dinamik yeniden kristalleşme ve şiddetli plastik deformasyon yoluyla daha küçük kristalitlere parçalanmasının doğrudan bir sonucu olarak meydana gelmiştir. Tanelerin sürekli olarak daha ince kristalitlere bölünmesi, tane sınırlarını artırarak malzemenin sertlik ve mukavemetini artıran dislokasyon hareketine engeller oluşturur ve malzemeyi güçlendirir (Suárez vd., 2020; Tousi ve Szpunar, 2015).

Benzer şekilde, dislokasyon yoğunluğu da öğütme süresi arttıkça belirgin bir artış gösterir. AA2024 alaşımı için başlangıç dislokasyon yoğunluğu $4.53 \times 10^{-4} \text{ nm}^{-2}$ 'dir ve takviye edilmiş ancak öğütülmemiş tozla hemen hemen aynıdır. Ancak 2 saatlik öğütmeden sonra, dislokasyon yoğunluğu $5.95 \times 10^{-4} \text{ nm}^{-2}$ 'ye yükselir ve 10 saatlik öğütme sonunda $18,91 \times 10^{-4} \text{ nm}^{-2}$ 'ye kadar önemli ölçüde artmaya devam eder. Dislokasyon yoğunluğundaki bu artış, mekanik öğütme süreci sırasında uygulanan şiddetli plastik deformasyonun doğrudan bir sonucudur. Tozlar sürekli olarak öğütme medyasının darbelerine maruz kaldıkça, dislokasyonlar oluşur ve mikroyapı içinde birikir. Uzun süreli öğütme ile birlikte dislokasyonların sayısı artar ve bu da deformasyon sertleşmesine yol açar. Yüksek dislokasyon yoğunluğu, dislokasyon hareketini engelleyerek tozların mikrosertliğini artırır (Zhou et al., 2019). Ayrıca, grafen ve B₄C takviyelerinin artan öğütme süresine bağlı olarak daha fazla miktarda matris içerisine girmesi, dislokasyonların yüksek oranda kilitlenmesi sağlayarak dislokasyon yoğunluğundaki artışa daha fazla katkıda bulunur.

Kafes gerilmesi (veya toz içindeki iç gerilme) de öğütme sırasında önemli ölçüde artar. AA2024 alaşımı için başlangıç kafes gerilmesi nispeten düşük olup $1.4 \times 10^{-3} \text{ } \epsilon$ seviyesindedir. Ancak 2 saatlik öğütmeden sonra, kafes gerilmesi $6.78 \times 10^{-3} \text{ } \epsilon$ 'e yükselir ve 10 saatlik öğütme sonunda $28.26 \times 10^{-3} \text{ } \epsilon$ 'ya kadar artmaya devam eder. Kafes gerilmesindeki artış, dislokasyon yoğunluğundaki artış ve kristal boyutundaki azalma ile yakından ilişkilidir. Dislokasyonlar biriktikçe, kristal kafesinde iç gerilim alanları oluşturarak kafesin bozulmasına ve daha yüksek kafes gerilmesine yol açar. Ayrıca kristal boyutu küçüldükçe, tane sınırlarının sayısı artar ve bu da kafesin daha fazla bozulmasına katkıda bulunur. Grafen ve B₄C takviyelerinin varlığı da bu durumda rol oynar, çünkü bu takviye parçacıkları, mekanik ve termal özelliklerdeki farklılıklar nedeniyle matris-takviye arayüzlerinde gerilim oluşturur. Kafes gerilmesindeki artış, tozların sertliğinin artışına katkıda bulunur.

Sonuç olarak, mekanik öğütme işlemi, AA2024 kompozit tozlarının mikroyapısında önemli değişiklikler meydana getirir ve kristal boyutunda azalmaya, dislokasyon

yoğunluğunda artışa ve kafes gerilmesinde yükselmelere yol açar. Yüksek oranda plastik deformasyon, tane küçülmesi ve dislokasyon birikimi sertliğin artmasıyla sonuçlanmıştır. Grafen ve B₄C takviyelerinin varlığı ve matris tozları içerisine gömülme oranı, bu etkilerin daha da artmasına katkıda bulunarak dislokasyon hareketlerini engeller, tane boyutunun rafine edilmesini ve sertliğin artmasını teşvik eder.

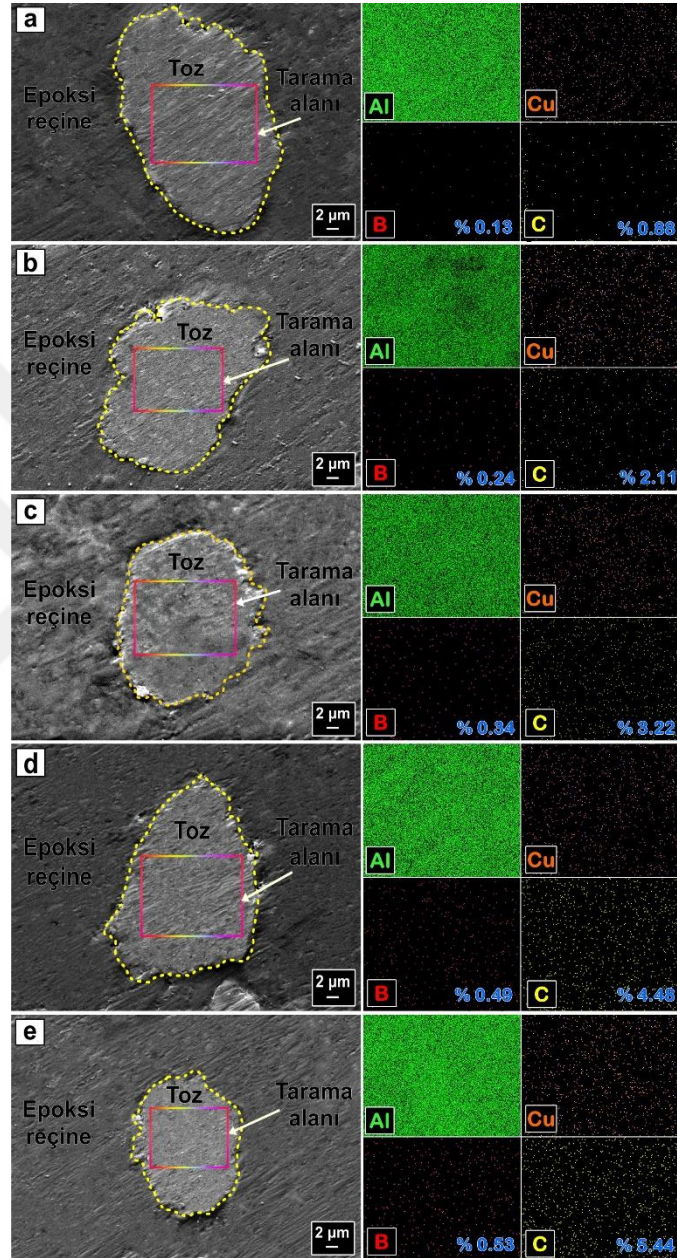


Şekil 3.3. Farklı öğütme sürelerinin %1 B₄C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin kristalit boyutu, dislokasyon yoğunluğu ve kafes gerilmesine olan etkisi

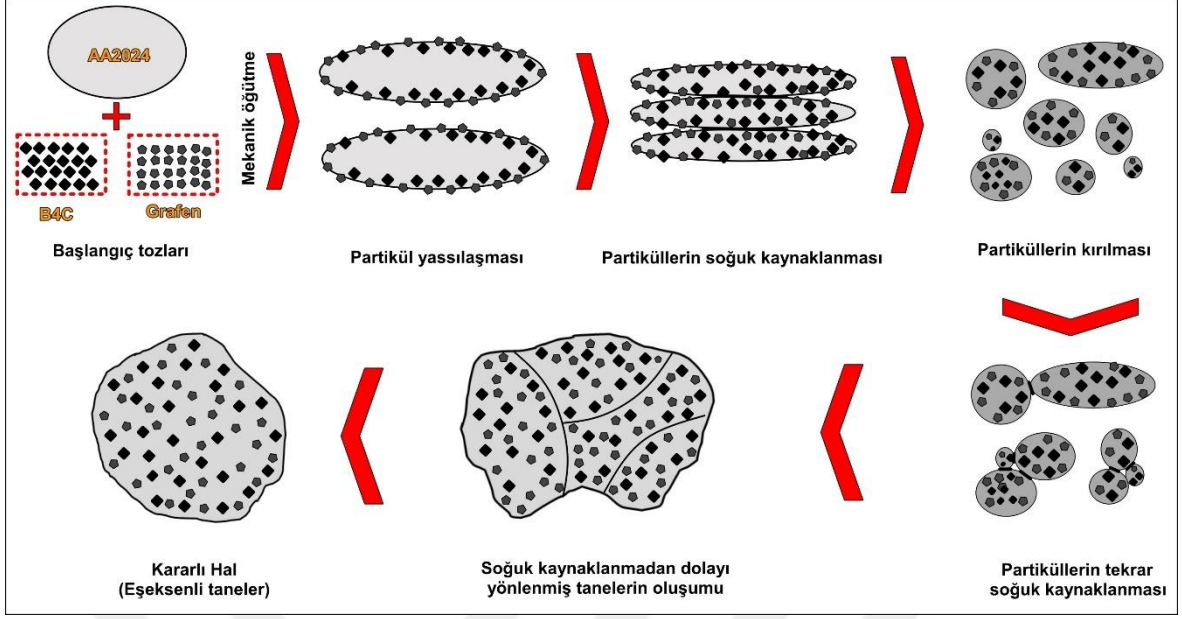
Mekanik öğütülmüş tozların yüzeylerinden yapılan EDS analizleri takviye olarak kullanılan parçacıkların matris içerisine gömülmesinin tespit edilmesinde doğru sonuç vermeyebilir. Öğütülmüş tozlar genellikle heterojen bir yapıya sahip olurlar. Yüzeylerinden yapılan EDS analizleri, sadece toz partiküllerinin yüzeyindeki elementel kompozisyonu verir. Ancak, toz partiküllerinin iç kısmı farklı bir kompozisyona sahip olabilir. Özellikle öğütme sırasında yüzeyde oksidasyon, kirlenme veya bileşenlerin seçici ayrışması gibi yüzey kimyası değişiklikleri meydana gelebilir. Bu nedenle, EDS ile yapılan yüzey analizi, partikülün toplam kompozisyonunu doğru şekilde temsil etmeyebilir. Ayrıca EDS analizinin ölçüm derinliği oldukça sınırlıdır ve 2 - 4 µm arasında değişmektedir. Dolayısıyla yüzeyden yapılan analizlerde sınırlı ölçüm derinliği nedeniyle toz parçacıklarının iç kısmındaki kompozisyonu doğru bir şekilde analiz edilemez. Bu sorunun üstesinden gelebilmek, öğütme süresiyle birlikte takviye fazlarının matris tozu içerisine gömülme miktarını ve dağılımını tespit etmek amacıyla öğütülmüş tozların kesit görüntüleri alınmış ve EDS analizleri bu

kesitler üzerinden gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.4'te 2-10 saat öğütülmüş tozların kesit görüntüleri üzerinden yapılan EDS analizleri gösterilmektedir. Şekil 3.4'te görüldüğü üzere EDS haritalama analizleri toz yüzeyinde belirlenen bir alanın taranmasıyla elde edilmiştir. Haritalama analizinde Al, Cu, B ve C elementleri sırasıyla yeşil, turuncu, kırmızı ve sarı renkle gösterilmiştir. Al elementi matris fazının, Cu elementi AA2024 içerisinde en yüksek miktarda bulunan ve ana alaşım elementi olan bakırın, B ve C elementleri ise takviye olarak kullanılan B₄C ve grafenin toz yüzeyinde dağılımını göstermektedir. Şekil 3.4a'da 2 saatlik öğütme sonrası elde edilen toz kesitine ilişkin EDS haritalama analizi sunulmaktadır. Analiz sonuçlarına göre, toz içerisinde B ve C elementlerinin ağırlıkça oranları sırasıyla %0.23 ve %0.34 olarak tespit edilmiştir. Başlangıçta, B₄C ve grafen takviyelerinin ağırlıkça %1 olduğu göz önünde bulundurulduğunda, ilk 2 saatlik öğütme süresinde bu takviyelerin toz matrisine oldukça düşük oranlarda entegre olduğu anlaşılmaktadır. EDS haritalama analizinde dikkat çeken bir diğer bulgu, B ve C elementlerinin yoğun olarak matris tozlarının kenar bölgelerinde bulunduğuudur. Bu gözlem, öğütmenin ilk aşamalarında takviye tozlarının çoğunlukla matris tozlarının yüzeyine yapıştığını göstermektedir. Öğütme süresi arttıkça, matris tozu içerisindeki B ve C elementlerinin oranlarının kademeli olarak arttığı ve takviyelerin toz matrisinde daha homojen bir dağılım sergilediği gözlemlenmektedir. Özellikle, 8 saatlik öğütme sonrasında başlangıçta hedeflenen takviye miktarlarına en yakın B ve C oranlarına ulaşılmaktadır. Şekil 3.4d'de gösterildiği gibi, 8 saatlik öğütme sonunda bor ve karbon elementlerinin ağırlıkça oranları sırasıyla %0.81 ve %1.22 olarak ölçülmüştür. Grafinin takviye oranının %1 olmasına rağmen karbon miktarının %1.22 olarak elde edilmesi, B₄C tozlarının yapısında bulunan karbon elementinden kaynaklanmaktadır. Bu noktada, 8 saatlik öğütme süresi sonunda takviye elemanlarının matris içerisindeki dağılımının neredeyse tamamen homojen hale geldiği tespit edilmiştir. Ayrıca, 8 saatten sonra yapılan ek öğütme işlemlerinin, matris içerisindeki takviye elemanlarının miktarını ve dağılımını önemli ölçüde değiştirmedeği görülmüştür. Bu bulgular, 8 saatlik öğütme süresinin takviye tozlarının matris içerisine homojen bir şekilde gömülmesi için en uygun süre olduğunu ortaya koymaktadır. Matris içerisine takviye tozlarının gömülme mekanizması, mekanik öğütme süresince gerçekleşen fiziksel olaylarla açıklanabilir ve bu süreç Şekil 3.5'te şematik olarak sunulmuştur. Bu şemaya göre, öğütmenin başlangıcında takviye tozları matris tozunun yüzeyine yapışmakta ve öğütme işlemi sırasında matris tozu plastik deformasyona uğrayarak yassılaşmaktadır. Matris tozları, soğuk kaynak yoluyla birbirine yapışır ve öğütmenin devam etmesiyle tozlar kırılır. Bu kırılma sonucunda oluşan

yeni tozlar yeniden kaynaklanarak daha küçük, eş eksenli ve homojen taneler oluşturur. Kırılma ve soğuk kaynak mekanizmalarının sürekli tekrarı, matris tozları içerisinde homojen bir yapı elde edilmesini sağlar.



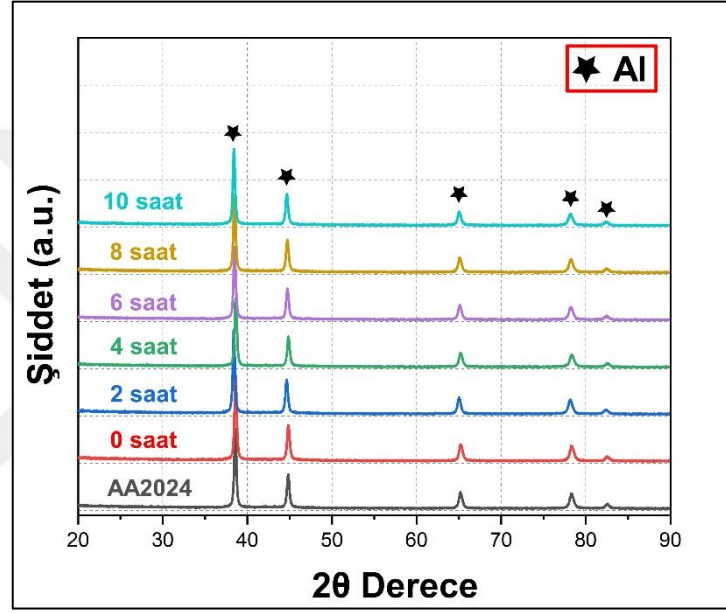
Şekil 3.4. Farklı sürelerde mekanik öğütülmüş %1 B₄C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozit tozların SEM kesit görüntüleri ve bu kesitlerden alınan EDS haritalama analizleri: (a) 2 saat, (b) 4 saat, (c) 6 saat, (d) 8 saat ve (e) 10 saat



Şekil 3.5. Öğütme süresiyle tozlarda meydana gelen evrimi gösteren şematik resim

Şekil 3.6’da AA2024 ve hibrit kompozit tozların mekanik öğütme süresine bağı olarak elde edilen XRD eğrileri gösterilmektedir. XRD desenleri incelendiğinde, tüm toz numuneleri için yalnızca Al ile ilgili belirgin kırınım piklerinin gözlemlenmiştir. Grafen ve B4C gibi takviye fazlarına ait belirgin piklerin bulunmaması, bu takviyelerin hibrit nanokompozitte yalnızca %1 ağırlık oranında olmasıyla açıklanabilir. Bu durum, XRD’nin bilinen tespit limitleriyle uyumludur. Bilindiği gibi, XRD analizi ile %4’ten daha düşük konsantrasyonlarda bulunan fazları tespit etmek oldukça zordur. X-ışınlarının saçılma yoğunluğu, doğrudan örnekteki elementlerin atomik konsantrasyonu ve saçılma faktörü ile ilgilidir. Bu nedenle, az miktarda bulunan grafen ve B4C fazları, XRD’de ya çok zayıf sinyaller üretir ya da baskın Al matrisi zirveleri tarafından gölgelenir. XRD desenlerinden önemli bir gözlem olarak, öğütme süresi arttıkça Al kırınım piklerindeki kayma gösterilebilir. Bu kayma, Al matrisinin kafes yapısında, özellikle kafes parametresinde bir değişikliği gösterir. Bu kaymanın ana nedeni, mekanik öğütme sürecinde takviye partiküllerinin alüminyum matrisine dahil edilmesidir. Mekanik öğütme ilerledikçe, tozlara aktarılan enerji, grafen ve B4C partiküllerinin Al matrisi içine difüzyonunu ve gömülmesini kolaylaştırır. Mekanik alaşımlama işlemi, önemli plastik deformasyonlar oluşturur ve bu da atom hareketliliğini artırarak takviye partiküllerinin alüminyum matrisinde katı çözelti oluşturmasını sağlar. Öğütme süresi arttıkça, alüminyum matrisine gömülen takviye miktarı da artar. Daha uzun mekanik öğütme süreleri, daha etkili bir karışım ve daha yüksek düzeyde partikül difüzyonu sağlar ve gömülü partiküllerin Al kafesi üzerindeki etkisi daha belirgin

hale gelir. Bu durum, sadece kafes parametresinde bir artışa yol açmakla kalmaz, aynı zamanda matris içindeki iç gerilimi de artırır (Şekil 3.3). Yüksek enerjili öğütme süreci sırasında dislokasyonlar ve kusurların oluşmasıyla ortaya çıkan kafes gerilimi, kafesin daha fazla bozulmasına ve dolayısıyla gözlemlenen pik kaymalarına katkıda bulunmaktadır (Dasgupta vd., 2022). Sonuç olarak Al piklerinde meydana gelen kaymalar takviye partiküllerinin matris içerisine gömülmesi ve plastik deformasyon nedeniyle meydana gelen kafes geriliminin artmasından kaynaklanmaktadır.

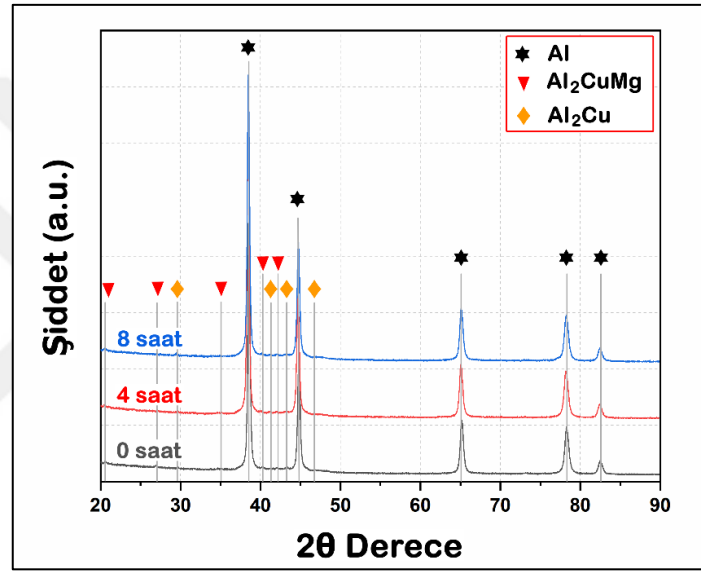


Şekil 3.6. %1 B₄C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin tozların farklı öğütme sürelerindeki XRD eğrileri

3.1.2. Öğütme Süresinin Mikroyapıya Etkisi

Öğütme süresinin üretilen numunelerdeki faz değişimlerine etkisini incelemek için 0 saat, 4 saat ve 8 saat öğütülmüş tozlardan üretilen hibrit nanokompozit numunelere XRD analizi yapılmış ve elde edilen desenler Şekil 3.7’de gösterilmiştir. Şekil incelendiğinde Al (JCPDS No: 04-0787) elementinin varlığı açık bir şekilde görülmektedir. XRD desenlerinde 38.4° (111), 44.7° (200), 65.1° (220), 78.2° (311) ve 82.4° (222)’de tespit edilen beş ana pik alüminyuma aittir. Ayrıca, mekanik alaşımlama veya sıcak presleme işlemleri sonrasında yapıda intermetalikler Al₂Cu (JCPDS No: 25-0012) ve Al₂CuMg (JCPDS No: 28-0014)) oluşmuştur. Al₂Cu pikleri zayıf pikler olarak 29.38° (110), 41.5° (112), 43.8° (200) ve 47.2° (202)’de bulunurken, Al₂CuMg pikleri 20.05° (020), 27.4° (111), 34.8° (112) ve 40.99° (041)

ve 42.5° (320°)'de bulunur. Takviye olarak kullanılan grafen ve B_4C 'ye ait pikler, düşük takviye oranı nedeniyle XRD desenlerinde tespit edilmemiştir. XRD desenlerinde belirgin bir farklılık gözlemlenmemesi, farklı öğütme sürelerinin malzeme yapısında yeni bir faz oluşumuna yol açmadığını göstermektedir. Bu durum, öğütme süresinin kristal yapı üzerinde faz değişimine neden olacak kadar etkili olmadığını, dolayısıyla sadece mevcut fazların kristal boyutlarında veya gerinim düzeylerinde sınırlı değişiklikler oluşturduğunu ortaya koymaktadır. Ayrıca XRD eğrilerine göre mekanik öğütme işlemi boyunca malzemenin faz yapısının stabil kaldığı ve yeni bir fazın oluşmadığı anlaşılmaktadır.



Şekil 3.7. %1 B_4C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin numunelerin farklı öğütme sürelerindeki XRD eğrileri

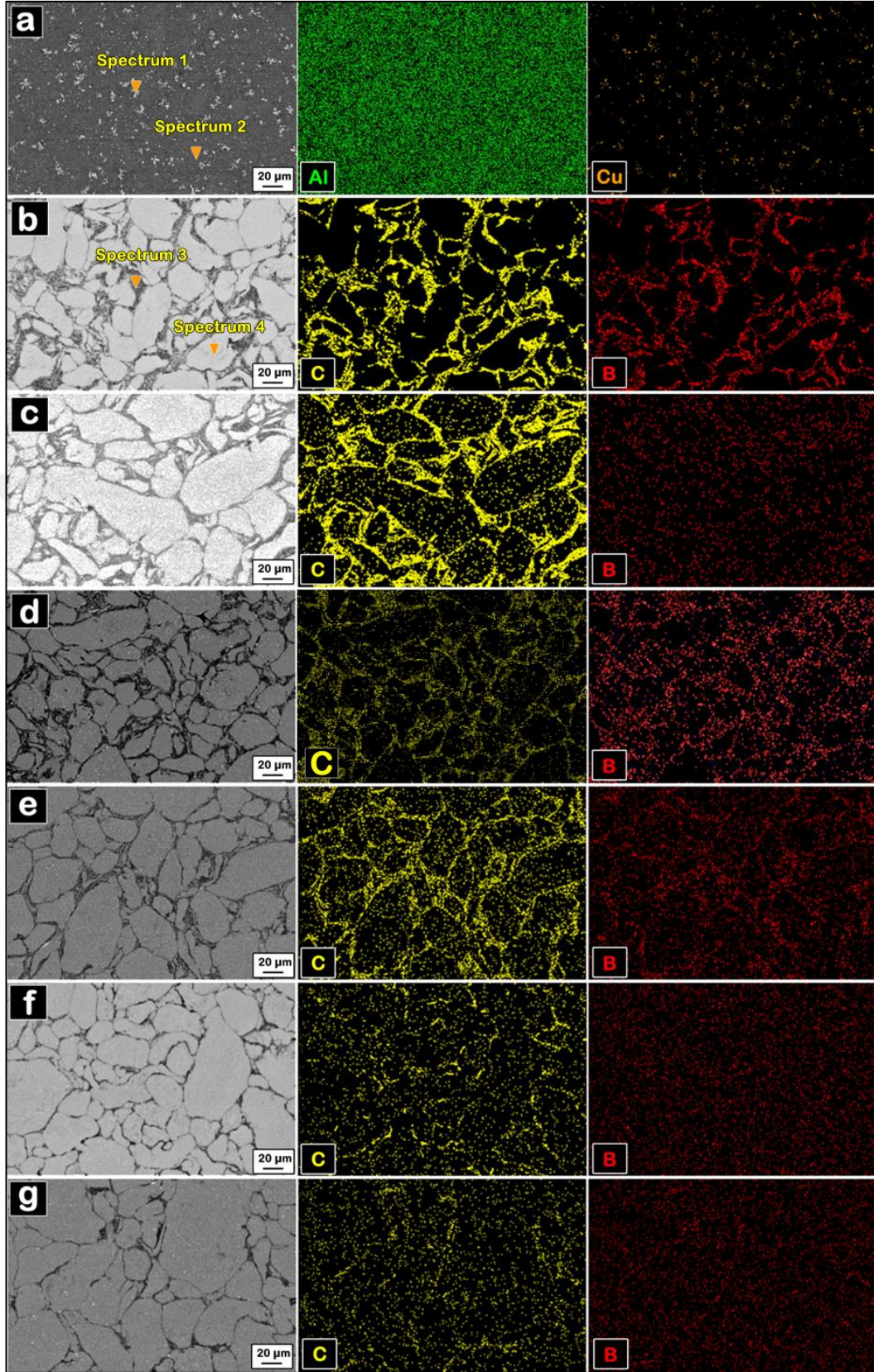
Şekil 3.8'de, sinterlenmiş AA2024 alaşımı ve hibrit nanokompozit numunelere ait geri saçılmış elektron modunda elde edilen SEM mikro yapı morfolojileri ile EDS haritalama analizleri, öğütme süresine bağlı olarak gösterilmektedir. Ayrıca, şekillerde işaretlenmiş EDS spektrumlarının kimyasal analiz sonuçları Tablo 3.1'de sunulmuştur. Şekil 3.7'deki XRD analiz eğrilerine bakıldığında, mikro yapı içerisinde α -Al, Al_2Cu ve Al_2CuMg fazları dışında herhangi bir fazın oluşmadığı görülmektedir. AA2024 alaşımının mikro yapısı incelendiğinde (Şekil 3.8a), beyaz renkli ve parlak alanlardan oluşan, yıldız formuna benzeyen bölgelerin bulunduğu anlaşılmaktadır. Bu bölgelere uygulanan EDS nokta analizi (Spektrum 1) sonuçlarına göre, Tablo 3.1'de belirtildiği gibi Al, Cu ve Mg elementlerinin ağırlıkça oranları sırasıyla %46.81, %52.76 ve %0.43 olarak elde edilmiştir. Mg oranının oldukça düşük olması nedeniyle ihmal edilebilir düzeydedir. Şekil 3.8'a'daki EDS haritalama

analizleri, Şekil 3.7'daki XRD desenleri ve Tablo 3.1'deki verilere dayanarak, bu parlak bölgelerin Al_2Cu intermetalik fazını temsil ettiği ortaya konulmuştur.

Al bazlı alaşımlarda, özellikle yüksek bakır içeriği (ağırlıkça yaklaşık %5) durumunda, Al_2Cu intermetalik fazının oluşumu kaçınılmazdır. AA2024 alaşımının ana alaşım elementi bakırdır ve bu yüksek bakır oranı nedeniyle sinterleme işlemi sırasında Al katı çözeltisinde Al_2Cu fazı oluşur (Çelebi vd., 2022; Cui vd., 2023). Al_2Cu fazının boyutu ve mikro yapıdaki dağılımı, özellikle alüminyum esaslı kompozitlerde önemli bir etkiye sahiptir (He vd., 2023). Bu intermetalik fazın sert ve kırılgan bir yapıya sahip olmasına rağmen, dislokasyon hareketlerini engelleyerek malzemenin mekanik özelliklerini artırdığı bilinmektedir (Alam vd., 2022; Aravind vd., 2004). AA2024'ün yapısında bulunan Al_2Cu fazının tane sınırlarında ve büyük miktarlarda bulunduğu görülmektedir. Literatürde de belirtildiği üzere, Al_2Cu fazının ilk olarak tane sınırlarında ve bu bölgelere yakın yerlerde çekirdeklenerek ortaya çıktığı vurgulanmıştır (Karabacak vd., 2020; Waşık vd., 2020). Şekil 3.8a'da AA2024 alaşımına ait mikro yapı içerisinden alınan başka bir EDS nokta analizinde (Spektrum 2), Al, Cu ve Mg elementlerinin ağırlıkça oranları sırasıyla %94.5, %2.74 ve %2.36 olarak ölçülmüştür (Tablo 3.1). Dikkat edilmesi gereken önemli bir nokta, Cu oranının (%2.74), alaşımın başlangıç Cu oranından (%4.88, Tablo 2.1) daha düşük olmasıdır. Bu durum, katılma sırasında Cu'nun önemli bir kısmının tane sınırlarında Al_2Cu fazını oluşturmak üzere ayrıştığını göstermektedir. Şekil a7-b'de, %1 grafen ve %1 B_4C ile takviye edilmiş, mekanik olarak öğütülmemiş (0 saat) numunenin mikro yapısı ve EDS haritalama analizi gösterilmektedir. Şekiller dikkatle incelendiğinde, bu takviyelerin tamamen tane sınırlarında birikerek büyük aglomerasyon bölgeleri oluşturduğu görülmektedir. B_4C ve grafenin tamamen tane sınırlarında birikmesi, EDS haritalama analizi ve Tablo 3.1'deki Spektrum 3 ve 4 sonuçlarıyla da doğrulanmıştır.

Buna ek olarak, AA2024 alaşımının mikro yapısında tane sınırlarında görülen Al_2Cu intermetalik fazının boyutunun, B_4C ve grafen takviyesiyle küçüldüğü ve daha homojen bir dağılım sergilediği gözlenmiştir. Waşık ve arkadaşları (2020) tarafından yapılan bir çalışmada, artan takviye oranıyla birlikte Al_2Cu fazının tane sınırlarında birikmesinin engellendiği ve daha homojen bir dağılım sağlandığı rapor edilmiştir. Öğütme süresinin ilerlemesiyle grafen ve B_4C parçacıklarının matris fazına daha fazla gömülmesi sonucu tane sınırlarındaki aglomerasyon bölgelerinin kademeli olarak azaldığı görülmüştür. Bu süreç, takviyelerin matris içinde daha iyi dağılmasına ve mikro yapıdaki homojenliğin artmasına katkıda bulunmuştur.

EDS haritalama analizlerine göre, B₄C ve grafen takviyelerinin en homojen şekilde dağıldığı öğütme süreleri 8 ve 10 saat olarak tespit edilmiştir. Özellikle, 8 saatlik öğütme süresinde B₄C'nin matris içerisinde tamamen homojen bir şekilde dağıldığı gözlemlenmiştir. Ancak grafen, bu sürede az da olsa bazı bölgelerde aglomerasyon eğilimi göstermiştir. Bu durum, B₄C'nin matris içerisine gömülme kabiliyetinin grafene kıyasla daha yüksek olduğuna işaret etmektedir. B₄C'nin daha etkin bir şekilde dağılım göstermesi, seramik takviyelerin daha kararlı bir yapıya sahip olması ve matris ile daha iyi bir etkileşim kurmasıyla ilişkilendirilebilir. Grafen ise, yüksek yüzey enerjisi ve ince yapısı nedeniyle, bazı bölgelerde birikme eğilimi gösterebilir. Bu nedenle, öğütme süresi uzadıkça B₄C'nin homojen dağılımı korunurken, grafenin kısmi aglomerasyonları, matris fazı ile tam olarak entegre olma zorluklarını ortaya koymaktadır.



Şekil 3.8. Farklı sürelerde mekanik öğütülmüş %1 B₄C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozit SEM mikroyapı resimleri ve EDS haritalama analizleri: (a) takviyesiz AA2024 alaşımı, (b) 0 saat, (c) 2 saat, (d) 4 saat, (e) 6 saat, (f) 8 saat ve (g) 10 saat

Tablo 3.1. Şekil 3.8’de işaretlenmiş noktalarının EDS analiz sonuçları (ağırlıkça %)

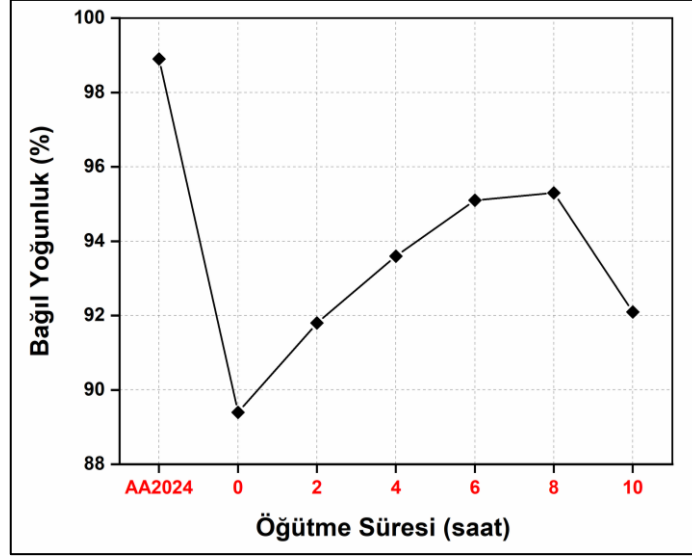
Spektrum	Al	Cu	Mg	B	C
1	46.81	52.76	0.43	-	-
2	94.5	2.74	2.36	-	-
3	41.37	0.36	0.77	23.8	33.7
4	93.53	4.64	1.83	-	-

3.1.3. Öğütme Süresinin Yoğunluğa Etkisi

AA2024 alaşımı ve kompozit tozlarının öğütme süresi (0'dan 10 saate kadar) boyunca bağıl yoğunluk değerleri Şekil 3.9’da gösterilmiştir. Öğütme süresi ile bağıl yoğunlukta meydana gelen değişiklikler, toz sertliği, parçacıkların homojen dağılımı ve gözeneklilik gibi birbiriyle bağlantılı birkaç faktörden kaynaklanmaktadır(Vásconez vd., 2021). Takviyesiz AA2024 alaşımının en yüksek bağıl yoğunluk değerine sahip olduğu görülmektedir. Bu tüm numuneler arasında minimum gözenekliğe ve maksimum yoğunlaşmaya sahip olduğunu göstermektedir. Öğütülmemiş ancak takviye edilmiş numune ise en düşük bağıl yoğunluk değerine sahiptir. Bunun nedeni, Şekil 3.8’de görüldüğü gibi takviye fazlarının tane sınırlarında birikerek aglomerasyona ve gözenekliğe sebep olmasından kaynaklanmaktadır. Tane sınırlarındaki aglomerasyon matris tozlarının birbirleriyle tam temas kurmasına engel olur. Bu bölgelerde takviyelerin oluşturduğu kümelenmeler, matrisin yoğun bir şekilde sıkışmasını ve dolayısıyla boşlukların dolmasını engeller. Bu boşluklar, malzemenin sıkışma sırasında yeterli yoğunluğa ulaşmasını zorlaştırarak bağıl yoğunluğun azalmasına neden olur.

Öğütme işlemiyle birlikte bağıl yoğunluk değerlerinin de arttığı gözlemlenmiştir. 2 saatlik öğütmeden sonra bağıl yoğunluk %91.8'e yükselmiştir. Bu artış, öğütmenin başlamasıyla birlikte takviye partiküllerinin AA2024 matrisinde daha homojen bir şekilde dağılmaya başlamasıyla açıklanabilir. Öğütme medyasından gelen enerji, parçacıkların plastik deformasyon geçirmesine neden olur ve bu da parçacıklar arası daha iyi temas sağlar. Bu aşamada, parçacıklar sıkışmaya başlar ve aralarındaki boşluklar azalır. Ancak, bu sıkışma hala erken aşamadadır ve parçacıkların dağılımı iyileşse bile gözeneklilik ve eksik sıkışma alanları olabilir. 4 saat öğütme ile bağıl yoğunluk %93.6'ya yükselir ve bu, parçacıkların sıkışma yoğunluğunun artmaya devam ettiğini gösterir. Mekanik öğütme işlemi, Al

matrisinde daha fazla dislokasyon ve deformasyon sertleşmesi oluşturarak, parçacıkların sertleşmesini ve deformasyona karşı dirençlerinin artmasını sağlar. Toz sertliğindeki artış ve takviyelerin daha iyi dağılması, daha yoğun bir toz elde edilmesine neden olur. Parçacıklar daha eşit dağıldıkça, aralarındaki boşluklar azalır ve gözeneklilik azaldıkça bağıl yoğunluk artar. Artan plastik deformasyon aynı zamanda parçacıkların yeniden düzenlenmesini kolaylaştırarak, başlangıç aşamalarında var olan boşlukları doldurur. 6 saatlik öğütme süresinde bağıl yoğunluk %95.1'e yükselmeye devam eder. Bu aşama, mekanik öğütme sürecinde optimal bir noktayı işaret eder; bu noktada, takviye partiküllerinin dağılımı nispeten homojendir ve tozlar yüksek derecede sıkışmıştır. Dislokasyonların birikmesi ve deformasyon sertleşmesi sonucu artan toz sertliği, parçacıkların daha verimli bir şekilde sıkışmasını sağlar. 8 saatlik öğütme işleminde bir önceki aşamaya kıyasla çok az bir artış olur (%95.3) ve bu durum tozun neredeyse maksimum sıkışma seviyesine ulaştığını gösterir. Bu aşamada, toz sertliği muhtemelen o kadar artmıştır ki, daha fazla sıkışma zorlaşmış olabilir; çünkü deformasyona karşı direnç artmıştır. Parçacıkların homojen dağılımı, takviye fazlarının matrisle iyi bir şekilde bütünleşmesini sağlar ve gözenekliliğin azalmasına neden olur. Daha iyi parçacık teması, azalan boşluklar ve iyi dağılmış bir takviye ağı, bu aşamada gözlemlenen yüksek bağıl yoğunluğa katkıda bulunur. 10 saatlik öğütme işlemi sonrasında ise bağıl yoğunluk değerinde önemli bir düşüş meydana gelmiştir (%92.1). Öğütme işlemiyle birlikte artan homojenlik ve sertlik 8 saate kadar dengeli bir şekilde bağıl yoğunluğa olumlu bir etki yaparken, 10 saatlik süre sonrasında toz sertliğindeki büyük artış (Şekil 3.2) tozların plastik deformasyon kabiliyetini azaltır, bu durum tozların birbirine yakınlaşmasını ve boşlukların doldurulmasını zorlaştırır. Sert tozlar, dışarıdan uygulanan basınca karşı daha fazla direnç gösterir, bu da parçacıkların istenen yoğunluğa ulaşmasını engeller. Sonuç olarak, presleme sırasında yeterli kompaktlık elde edilemez ve bağıl yoğunluk düşer.

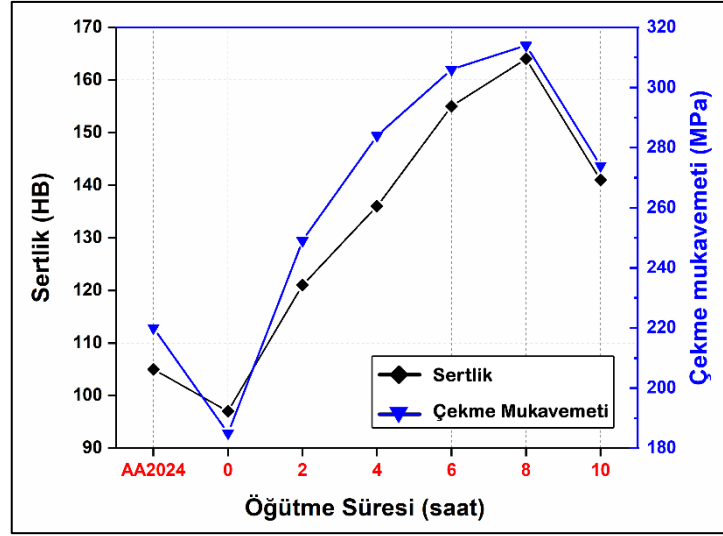


Şekil 3.9. Farklı öğütme sürelerinin %1 B₄C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin bağıl yoğunluğuna etkisi

3.1.4. Öğütme Süresinin Mekanik Özelliklere Etkisi

Şekil 3.10'da, B₄C/grafen takviyeli AA2024 matrisli hibrit nanokompozitlerin sertlik ve çekme dayanımı değerlerinin öğütme süresine bağlı olarak değişimi gösterilmektedir. Takviyesiz AA2024 alaşımının sertliği 105 HV ve çekme dayanımı 220 MPa'dır. Grafen ve B₄C takviyeleri eklendiğinde (0 saat), sertlik 97 HB'ye ve çekme dayanımı 185 MPa'ya düşmüştür. Bu düşüş, takviye partiküllerinin henüz matris içinde iyi dağılmamış olmasından kaynaklanmaktadır. Bu aşamada, takviyeler Şekil 3.8b'de görüldüğü gibi tamamen tane sınırlarında topaklanmış dolayısıyla homojen bir yapının elde edilememesi mekanik özelliklerde zayıflıklara neden olmuştur. Bu zayıflıklar, matris ve takviyeler arasındaki yetersiz bağlanma nedeniyle malzemenin genel dayanımını azaltır. Gevşek yapı ve zayıf partikül-partikül teması, etkili yük transferini engeller ve bu da sertlik ve çekme dayanımı değerlerinin düşmesine yol açar. Şekil 3.10'da görüldüğü üzere öğütme süresi arttıkça hibrit nanokompozitlerin sertlik ve çekme dayanımı değerlerinin iyileştiği görülmektedir. Mekanik özelliklerde bu düzenli artış, Şekil 3.8'de görüldüğü üzere artan öğütme süresine bağlı olarak homojen yapının sağlanması ve Şekil 3.4'te görüldüğü gibi artan öğütme süresiyle matris tozuna gömülen takviye miktarındaki artışla açıklanabilmektedir. Nano takviyeli metal matrisli kompozitlerdeki mekanik özelliklerin artışı, birkaç ana mekanizma ile ilişkilendirilebilir. İlk olarak, B₄C ve grafen gibi sert tozlar ile AA2024 gibi yumuşak

matris malzemesi arasında bir yük transferi etkisi meydana gelir ve bu etki, matris içindeki takviye partiküllerinin homojen dağılımı sonucunda artması beklenir. Bu nedenle, takviyelerin matris içindeki homojen dağılımı, kompozitlerin boyutsal stabilitesi ve çekme dayanımı için kritik öneme sahiptir. Belirli bölgelerde takviyelerin aglomerasyonu, gerilme birikimine yol açarak çekme dayanımında olumsuz etki edebilir. Şekil 3.8’de görüldüğü gibi, yüksek enerjili bilyalı öğütme süresinin artışı, özellikle 8 saatlik sürede, aglomerasyon fenomenini önlemiş ve takviyelerin matris içinde homojen bir şekilde dağılmasını sağlamıştır. Bu da sertlik ve çekme dayanımında benzer bir artış eğilimine yol açmıştır. Bilyeli öğütme süresi ile mekanik özelliklerdeki artışa katkıda bulunan diğer mekanizmalar arasında, parçacık boyutunun küçülmesi yer alır ve bu, Hall-Petch sertleşme mekanizmasıyla açıklanabilir. Bilyeli öğütme süresi arttıkça, AA2024 tozlarının bilyeler ve hazne duvarları arasındaki deformasyonu artar ve bunun sonucunda tane boyutları küçülür. Ayrıca, takviye tozlarının matris içinde homojen dağılımı, B₄C-Grafen ile dislokasyonlar arasındaki etkileşimleri artırarak Orowan sertleşme mekanizmasının etkinliğini artırır(Ranga vd., 2024). Hibrit nanokompozitlerin mekanik özelliklerinin iyileşmesine önemli katkı sağlayan bir diğer faktör, matris ile partiküller arasındaki termal genleşme katsayısı ve elastik modül uyumsuzluğudur(Nemati vd., 2011). Bu durum, takviye partikülleri etrafında yüksek dislokasyon yoğunluklarının oluşumuna yol açarak hibrit nanokompozitlerin sertleşme mekanizmasına ekstra bir katkı sağlar. Yüksek dislokasyon yoğunlukları, matris metalinde alt tane oluşumu sağlayarak tane incelmeye katkıda bulunur. Bu, tane sınırlarında kafes bozulmasına neden olur ve çeşitli kayma düzlemlerinde dislokasyon hareketini engelleyerek sertlik ve çekme dayanımını artırır. Ayrıca, bilyeli öğütme süresi arttıkça, takviye ile matris malzemesi arasında daha güçlü bir bağ oluşması nedeniyle çekme dayanımı 8 saatlik öğütme süresi sonuna kadar sürekli olarak artmıştır. 10 saatlik öğütme süresinde sertlik 141 HB'ye, çekme dayanımı ise 274 MPa'ya düşmüştür. Bu düşüş, aşırı öğütme olarak bilinen bir olgudan kaynaklanır. Aşırı öğütme sonrasında yüksek orandaki plastik deformasyon nedeniyle tozların sertliklerindeki artış presleme ve sinterleme işlemleri sırasında paketlenmeyi olumsuz etkileyerek yapı içerisinde porozitenin oluşumuna neden olur. Artan gözeneklik, tozlar arasındaki bağı olumsuz etkilediğinde mekanik özelliklerin azalmasına neden olur.



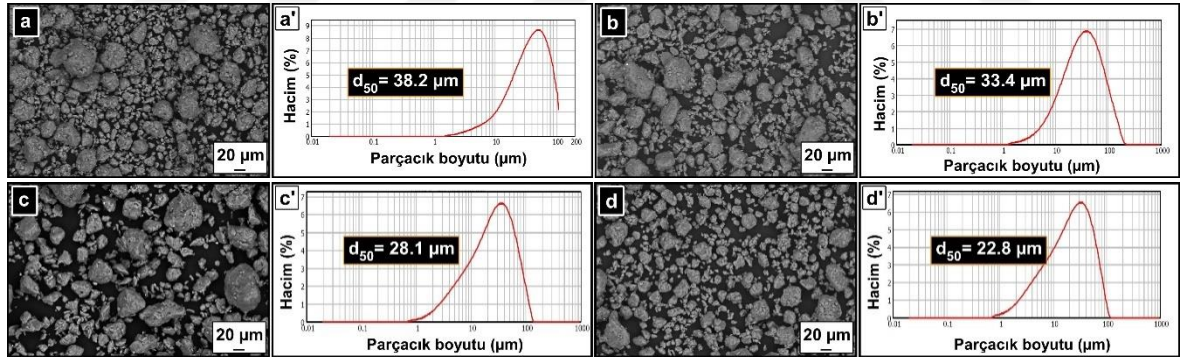
Şekil 3.10. Farklı öğütme sürelerinin %1 B₄C ve %1 Grafen takviyeli hibrit nanokompozitin sertlik ve çekme mukavemetine etkisi

3.2. Takviye Türü ve İçeriğinin Etkisi

3.2.1. Toz Karakterizasyonu

Metal matris kompozitlerinin geliştirilmesinde, kullanılan tozların boyutu ve morfolojisi nihai ürünün mekanik, fiziksel ve aşınma özelliklerini belirlemede kritik bir rol oynar. Bu bağlamda, AA2024 alaşımı ve çeşitli nano malzemelerle güçlendirilmiş kompozitlerin toz boyutu ve morfolojisi üzerindeki etkilerini anlamak, kompozitlerin özelliklerini optimize etmek açısından büyük önem taşır. Şekil 3.11’de AA2024/B₄C nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü üzere artan takviyeyle birlikte toz boyutu kademeli olarak azalmaktadır. Diğer nanokompozit ve hibrit nanokompozit tozlarla kıyaslandığında en düşük toz boyutu AA2024/B₄C nanokompozitlerinden B₂ numunesinde (Şekil 3.11d) elde edilmiştir. Ağırlıkça %0.5 B₄C takviyeli B_{0.5} nanokompozit tozunun parçacık boyutu 38.2 µm iken, B₂ tozunun parçacık boyutu 22.8 µm olarak elde edilmiştir. B₄C’nin oldukça sert doğası nedeniyle mekanik öğütme işleminde ek öğütme elemanı olarak işlev görür ve öğütme sırasında Al matrisin kırılması ve küçülmesini hızlandırır. Bununla birlikte sert ve keskin köşeli olan B₄C, mekanik öğütme sırasında Al matris tozları içerisine diğer takviyeler göre

daha kolay ve yüksek oranda gömülme yeteneğine sahiptir. Bu durumun kanıtı Şekil 3.18'deki toz kesit görüntülerinde açık bir şekilde gösterilmiştir. Şekil 3.18a'da B₂ tozuna ait SEM-EDS analizine göre 8 saatlik öğütme sonrasında Al matris tozuna giren B₄C oranı ağırlıkça %2.07'dir (Ağırlıkça %B oranı 1.62 ise, ağırlıkça %C oranı %0.45 olur). Bu durum, 8 saatlik öğütme işlemiyle B₄C'nin tamamen matris alaşımına gömüldüğünü ortaya koymaktadır. Matris tozuna gömülen B₄C'nin artması öğütme sırasında yüksek enerjili çarpışmalar nedeniyle kesici ve aşındırıcı bir etkinin oluşmasını sağlar. Bu durum, matris tozlarının mikro yapısındaki gerilme yoğunluğunu artırır ve daha fazla mikro çatlak oluşumuna yol açar. Mikro çatlaklar ve aşırı gerilimler, tozun parçalanmasına neden olur ve toz boyutunda hızlı bir küçülme sağlar(Kun, vd., 2019). Şekil 3.11'de görüldüğü üzere, B₄C içeriğinin artmasıyla toz boyutu büyük oranda azalırken toz morfolojisi hemen hemen tüm takviye oranlarında küresel yapısını korumaktadır. Ancak eş eksenli ve homojen boyut dağılımına sahip küresel morfolojinin en ideal şekilde B₂ numunesinde gözlemlendiği tespit edilmiştir. Bunun nedeni, matris tozu içerisine gömülen B₄C miktarının artmasıyla, matris tozunun plastik deformasyona karşı direncini arttırarak, parçacıkların şekil değiştirmeden küresel morfolojilerini korumasına yardımcı olmasıyla açıklanabilir.

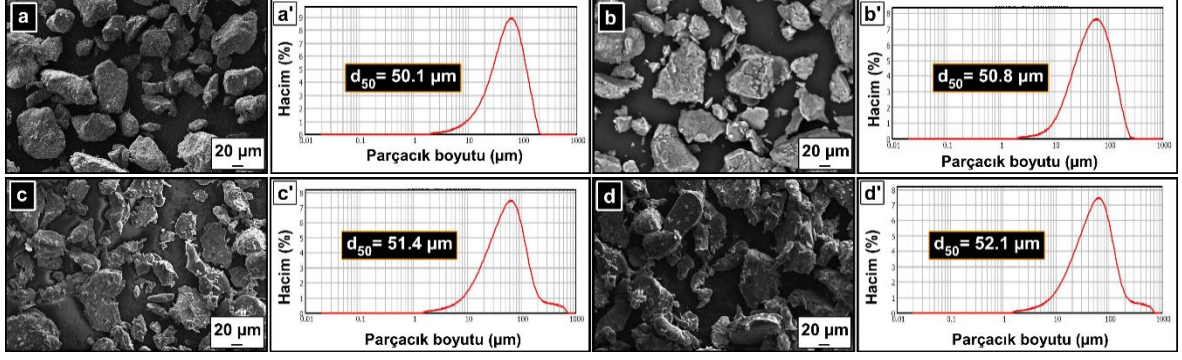


Şekil 3.11. AA2024/B₄C nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') B_{0.5}, (b-b') B₁, (c-c') B_{1.5} ve (d-d') B₂

Şekil 3.12'de AA2024/Grafit nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı gösterilmiştir. Şekil 3.12a'da görüldüğü gibi %0.5 oranında grafit takviyesiyle toz morfolojisinde önemli bir değişim gözlemlenmemiş, başlangıç morfolojisine yakın bir morfoloji elde edilmiştir. Grafit yağlayıcı etkisi nedeniyle öğütme sırasında matris tozları ve aşındırıcı bilyalar arasına girerek toz-bilya-toz ve toz-bilya-hazne etkileşimlerini azaltarak mekanik öğütme işlemini yavaşlatıcı bir nevi proses kontrol ajanı olarak işlev

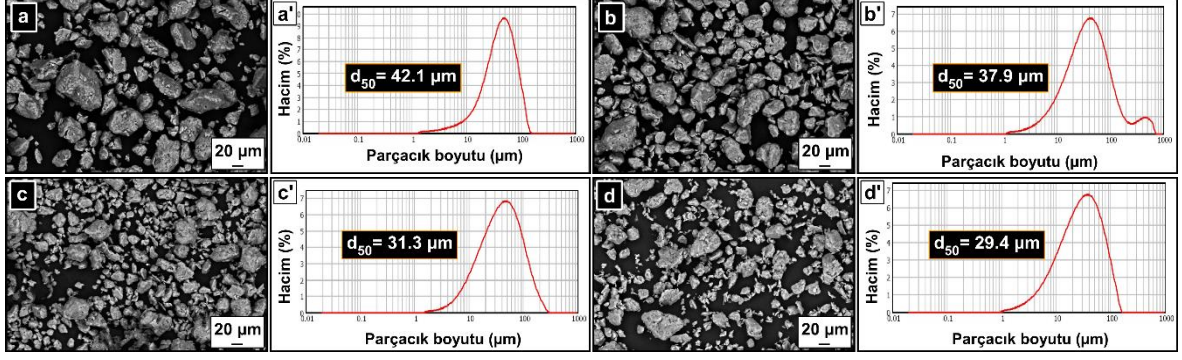
görebilir(Varol ve Canakci, 2015). Dolayısıyla grafitin varlığı matris tozunun önemli ölçüde plastik deformasyona uğramasını engelleyerek deformasyon sertleşmesini ve kırılmayı azaltan bir etken oluşturur. Bu durum toz boyutunun önemli ölçüde azalmasını engeller. $C_{0.5}$ tozundaki düşük grafit içeriği mekanik kuvvetlerin tozları daha yüksek orandaki grafit içeriklerine oranla etkili bir şekilde kırabilmesine ve parçacıkların düzensiz şekillerde kalmasına neden olur. Bu nedenle grafit takviyeli kompozitler içerisinde en düşük toz boyutu en düşük grafit takviye içeriğine sahip olan $C_{0.5}$ nanokompozit tozunda gözlemlenmiştir. Grafit katkısı %1'e çıkarıldığında (Şekil 3.12b), pulsu morfolojinin oluşmaya başladığı görülmektedir. Bu durumda, grafitin tabakalı yapısı daha fazla etki göstermeye başlar ve katmanların soyulması meydana gelir. Ancak, bu katkı oranında, düzensiz şekilli parçacıklar da hâlâ mevcuttur, çünkü grafit içeriği hala parçacıkların tamamen pulsu bir yapıya dönüşmesi için yeterli olmamaktadır. Yani, %1 grafit katkısında, pulsu morfoloji yavaş yavaş ortaya çıkarken, mekanik kuvvetlerin parçacıklar üzerindeki etkisi devam eder ve parçacıkların bir kısmı düzensiz şekillerde kalır. Bununla birlikte, grafitin tabakalı yapısı nedeniyle plastik deformasyona karşı direnç göstermesi toz boyutunda $C_{0.5}$ numunesine kıyasla az miktarda bir artışla sonuçlanır. Grafit içeriğinin %1.5'e çıkarılmasıyla birlikte, pulsu morfoloji daha belirgin hale gelir(Şekil 3.12c). Grafitin katmanlı yapısının eksfoliasyonu bu aşamada daha etkili bir şekilde gerçekleşir ve parçacıklar daha fazla pulsu yapılar oluşturmaya başlar. Ancak, bu seviyede hala küçük düzensiz parçacıkların varlığı gözlemlenmektedir. Son olarak, %2 grafit katkısında pulsu morfolojinin baskın hale geldiği gözlemlenmektedir (Şekil 3.12d). Bu katkı oranında, grafitin tabakalı yapısı parçacıklar üzerindeki mekanik kuvvetleri büyük ölçüde sınırlandırır ve parçacıkların eksfoliasyonla pulsu yapılar oluşturmaya izin verir. Bununla birlikte, grafit içeriği %1.5'e ve %2'ye çıktığında, toz boyutundaki artış devam etmektedir. Bunun nedeni toz morfolojisinin artan grafit içeriğiyle pulsu yapıya dönmesiyle açıklanmaktadır.

Bununla birlikte, Şekil 3.18b'de görüldüğü gibi, C_2 numunesine uygulanan 8 saatlik öğütme sonrasında, matris tozu içerisine gömülen grafit miktarı yalnızca %0.58'dir. C_2 numunesi için grafit takviye oranının ağırlıkça %2 olduğu göz önüne alındığında, grafit parçacıklarının matris tozuna oldukça düşük oranda entegre olduğu anlaşılmaktadır. Bu durum, daha az deformasyon sertleşmesini teşvik ederek kırılmanın yanı sıra plastik deformasyonu da sınırlar. Bundan dolayı, grafit takviyeli kompozitlerde en düşük parçacık boyutu gözlemlenmiştir.



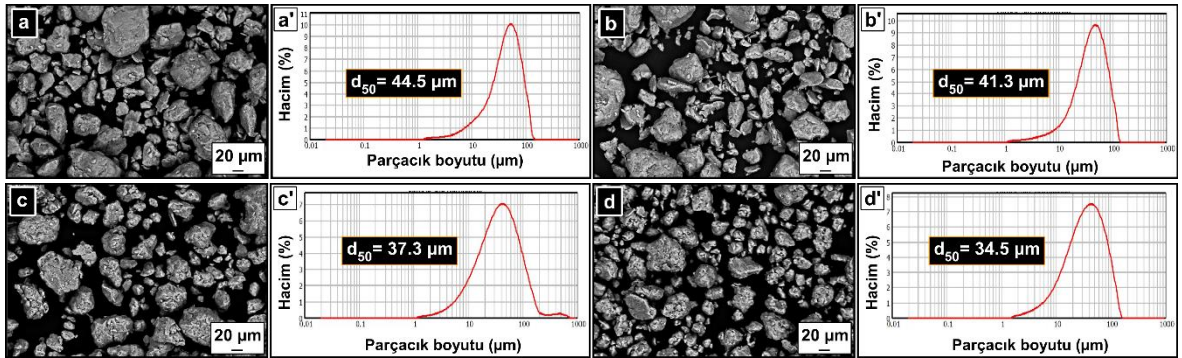
Şekil 3.12. AA2024/Grafit nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') C_{0.5}, (b-b') C₁, (c-c') C_{1.5} ve (d-d') C₂

Şekil 3.13 ve Şekil 3.14'te sırasıyla AA2024/Grafen ve AA2024/KNT nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı gösterilmektedir. Hem grafen hem de KNT takviyesinin artışıyla birlikte, toz boyutlarında belirgin bir azalma gözlemlenmiştir. Bu azalma, mekanik öğütme sırasında takviye malzemelerinin matrisle etkileşimi ve parçacıkların kırılmasıyla ilişkilidir. Ancak bu iki farklı takviye malzemesinin, toz morfolojisi ve boyut dağılımı üzerindeki etkileri bazı önemli farklar göstermektedir. Grafen ve KNT takviyesinin toz boyutları üzerindeki etkisini incelerken, her iki malzemenin yapısal farklılıkları ve öğütme sürecindeki davranışları dikkate alınmalıdır. Grafen, iki boyutlu, tabakalı bir yapıya sahipken, KNT, çok daha yüksek bir yüzey alanına ve üç boyutlu bir tübüler yapıya sahiptir. Bu nedenle, her iki malzeme de matrisle farklı şekillerde etkileşime girer ve toz boyutlarının küçülme süreçleri farklılık gösterir (Shehzad vd., 2016; Zakaria vd., 2022). Her iki takviye malzemesinde de toz boyutunda kademeli bir azalma gözlemlenirken, KNT takviyeli kompozitlerde toz boyutları genellikle daha büyük kalmaktadır. Bu farkın nedeni, KNT'nin grafene kıyasla matrise daha düşük oranda gömülmesidir. Toz morfolojisi açısından bakıldığında, her iki takviye malzemesi de düzensiz şekillerde parçacıklar oluşturmaktadır. Bu düzensiz morfoloji, mekanik öğütme sırasında hem matrisin hem de takviye malzemelerinin birlikte deformasyonuna bağlıdır. Ancak, takviye oranları arttıkça grafen ve KNT tozları içinde pulsu yapılar da oluşmaktadır. Grafen ve KNT'nin tabakalı ve tübüler yapısı, özellikle yüksek oranda takviye edildiğinde, pulsu morfolojiyi destekler. Fakat KNT takviyeli kompozitlerde, grafen takviyeli kompozitlere göre daha belirgin bir pulsulaşma eğilimi gözlemlenmektedir. Bunun nedeni, KNT'nin matrise düşük oranda gömülmesi ve bunun sonucunda yüzeyde daha fazla KNT toplanması olmasıdır.



Şekil 3.13. AA2024/Grafen nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') G_{0.5}, (b-b') G₁, (c-c') G_{1.5} ve (d-d') G₂

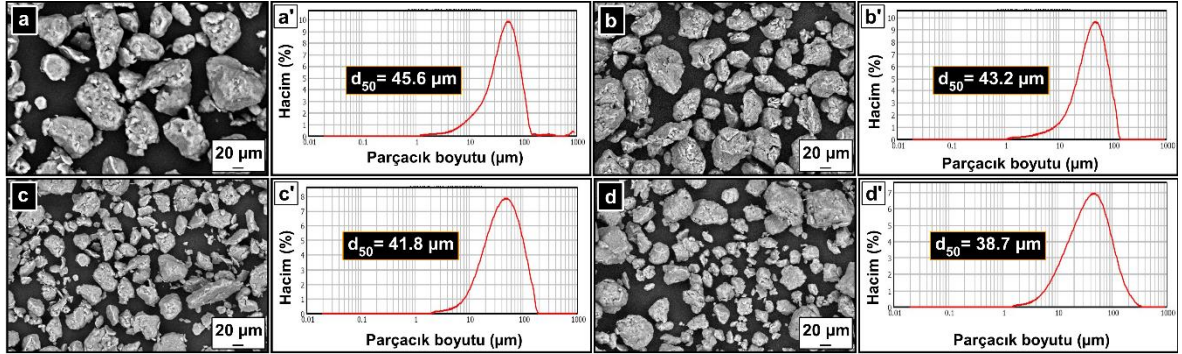
Şekil 3.18d ve 3.18e'de gösterildiği gibi, Grafen ve KNT takviyelerinin matris tozuna gömülme oranları toz boyutu ve morfolojisindeki farklılığın nedenlerinden biridir. G₂ numunesinde, matris tozuna gömülen grafen oranı %1.74 olarak gözlemlenmiştir; bu değer başlangıçtaki %2'lik takviye oranıyla oldukça yakındır. Yani, grafen parçacıkları büyük oranda matrise gömülmüş ve matrisle homojen bir şekilde etkileşime girmiştir. Bu durum, grafen takviyeli kompozitlerde daha düşük toz boyutlarına neden olur. Diğer taraftan, K₂ numunesinde KNT'lerin matris tozuna gömülme oranı sadece %1.44 (Şekil 3.18e) olarak ölçülmüştür, ki bu başlangıç takviye oranının %25 oranında daha azıdır. KNT'lerin daha düşük oranda matrise gömülmesi, yüzeyde topaklanmalarına neden olmuş ve bu da daha büyük toz boyutlarına yol açmıştır. KNT parçacıkları matrise tam olarak entegre olamadığı için, tozlar üzerinde kırılmayı sınırlamış ve yüzeyde kalan KNT'ler aglomerasyon eğilimi göstermiştir. Bu aglomerasyon, KNT takviyeli kompozitlerde parçacık boyutlarının grafen takviyeli kompozitlere göre neden daha büyük kaldığını açıklamaktadır.



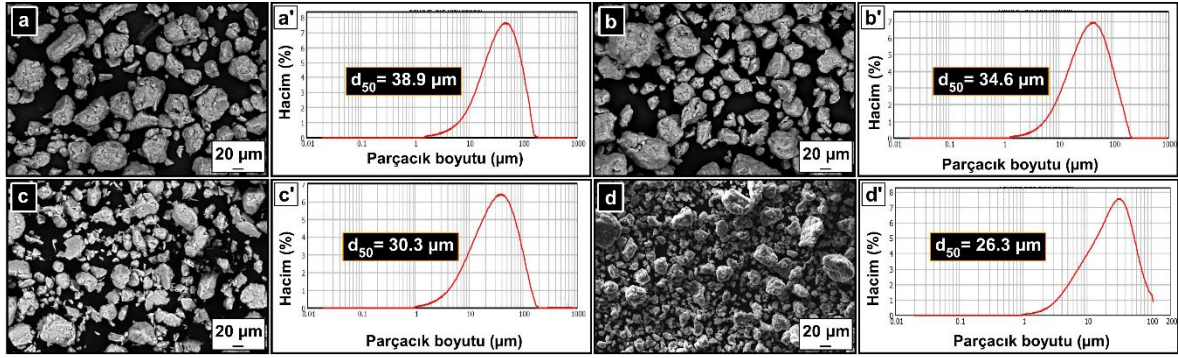
Şekil 3.14. AA2024/KNT nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') K_{0.5}, (b-b') K₁, (c-c') K_{1.5} ve (d-d') K₂

Şekil 3.15, Şekil 3.16 ve Şekil 3.17'de sırasıyla AA2024/B₄C/Grafit, AA2024/B₄C/Grafen ve AA2024/B₄C/Karbon Nanotüp (KNT) hibrit nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı sunulmuştur. Bu şekiller incelendiğinde, en küçük parçacık boyutunun grafit takviyeli hibrit nanokompozitlerde elde edildiği tespit edilmiştir. Ayrıca, küresel ve eşeksenli morfoloji açısından en uygun toz yapısının yine grafit takviyeli hibrit nanokompozitlerde gözlemlendiği anlaşılmıştır.

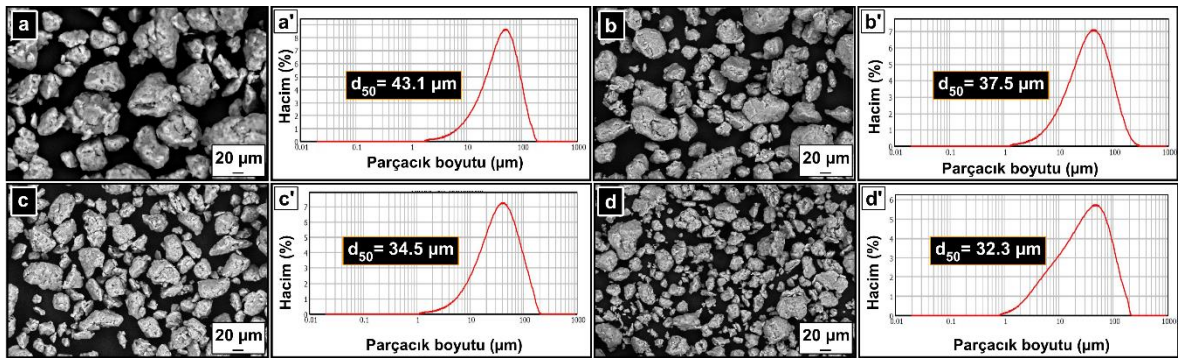
Şekil 3.18e, 3.18f ve 3.18g'de ise sırasıyla HC2, HG2 ve HK2 hibrit nanokompozit tozlarının kesit görüntüleri ile bu tozlara ait SEM resimleri ve EDS analiz sonuçları sunulmaktadır. EDS analizlerine göre, grafit takviyeli hibrit nanokompozitlerde matris tozu içerisinde gömülü olan takviye oranı %1.74, grafit takviyeli hibrit nanokompozitlerde %2.03 ve KNT takviyeli hibrit nanokompozitlerde ise %1.81 olarak tespit edilmiştir. Bu veriler, grafit takviyeli hibrit nanokompozitlerin matris tozları içerisine en yüksek gömülme oranına sahip olduğunu göstermektedir. Bu durum, toz boyutundaki azalma ile toz morfolojisindeki olumlu değişimle ilişkilendirilebilir. Ayrıca, B₄C'nin varlığı sayesinde KNT, grafit ve grafenin matris içerisinde daha kolay gömüldüğü belirlenmiştir. B₄C, yalnızca kendi takviyesinin değil, aynı zamanda diğer takviye elemanlarının da matris tozu içerisine yerleşmesini destekleyerek ek bir öğütme elemanı işlevi görmüştür.



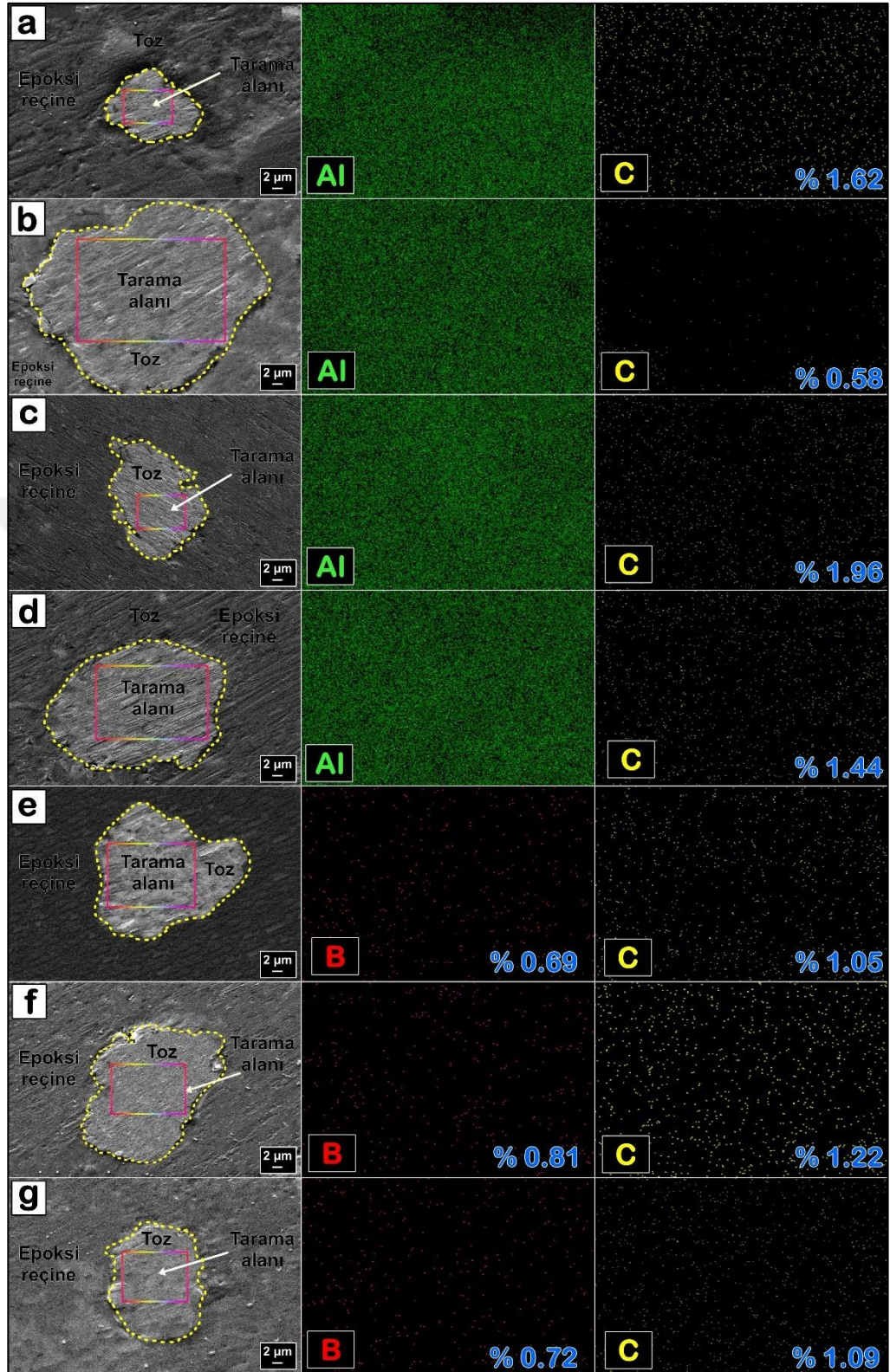
Şekil 3.15. AA2024/B₄C/Grafit hibrit nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') HC_{0.5}, (b-b') HC₁, (c-c') HC_{1.5} ve (d-d') HC₂



Şekil 3.16. AA2024/B₄C/Grafen hibrit nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') HG_{0.5}, (b-b') HG₁, (c-c') HG_{1.5} ve (d-d') HG₂



Şekil 3.17. AA2024/B₄C/KNT hibrit nanokompozitlerinin toz morfolojisi ve parçacık boyut dağılımı: (a-a') HK_{0.5}, (b-b') HK₁, (c-c') HK_{1.5} ve (d-d') HK₂



Şekil 3.18. Tozların SEM kesit görüntüleri ve EDS haritalama analizleri: (a) B₂, (b) C₂, (c) G₂, (d) K₂, (e) HC₂, (f) HG₂ ve (g) HK₂

Şekil 3.19 ve Şekil 3.20’de sırasıyla üretilen nanokompozit ve hibrit nanokompozit tozların toz boyutlarında ve mikro sertlik değerlerindeki takviye türü ve oranına bağlı olarak değişimi göstermektedir. Şekil 3.19a’da görüldüğü üzere nanokompozit tozlar içerisinde en yüksek toz boyutları grafit takviyeli kompozitlerde elde edilmiştir. Bununla birlikte artan grafit içeriğiyle de toz boyutu artmıştır. $C_{0.5}$ ’ün toz boyutunun grafit tozlar içerisindeki en düşük olmasının nedeni, düşük orandaki grafit içeriğinin diğer grafit içeriklerine oranlar plastik deformasyonu daha az engellemesiyle açıklanmaktadır. AA2024’ün 75 μm olan toz boyutunun bu numunede 50.1 μm ’ye gerilemesi 8 saatlik öğütme süresince oluşan plastik deformasyonun sonucudur. Mekanik öğütme sırasında grafit partiküllerinin katmanları kolayca kayarak birbirinde ayrılır ve bu da toz-bilya-toz ve toz-bilya-hazne etkileşimleri sonucu ortaya çıkan plastik deformasyonu önemli ölçüde azaltır. Artan grafit takviyesiyle plastik deformasyondaki sınırlamalar daha çok artacağından, tozlar daha az deformasyona uğrar ve toz boyutunda artış olur. Öyle ki en yüksek toz boyutu değeri C_2 tozunda 52 μm olarak elde edilmiştir. Bununla birlikte Şekil 3.20a’da görüldüğü üzere yine en düşük parçacık mikrosertlik değerleri grafit takviyeli numunelerde elde edilmiştir. Bunun en önemli nedeni, 3.18b’de görüldüğü üzere grafitin matris tozu içerisine gömülmesinin düşük olması ve grafiti yağlayıcılık özelliği sebebiyle mekanik öğütme işlemini yavaşlatarak plastik deformasyonu engellemesiyle açıklanabilmektedir. Daha az gömülme ve sınırlı plastik deformasyon, tozların yüksek oranda deformasyon sertleşmesini engelleyerek kırılma ve soğuk kaynak mekanizmalarının etkinliğini azaltır. Bu durum, daha düşük partikül sertliği ve daha büyük toz boyutu ile sonuçlanır. Örneğin, $C_{0.5}$ numunesinde parçacık sertliği 137 HV olarak elde edilirken, artan grafit takviyesi ile tozların mikrosertlik değerleri kademeli olarak azalmış ve en yüksek grafit içeriğine sahip olan C_2 numunesinde bu değer 130 HV’ye düşmüştür.

Şekil 3.19a’da görüldüğü üzere, nanokompozit tozlar arasında en düşük ortalama parçacık boyutu ve en yüksek mikrosertlik değeri B_4C takviyeli nanokompozit tozlarda gözlemlenmiştir. Bu sonuç, B_4C ’nin mekanik özellikleri ve öğütme sürecine olan katkılarıyla doğrudan ilişkilidir. B_4C , yüksek sertliği ve aşındırıcı özellikleri nedeniyle mekanik öğütme sırasında yalnızca bir takviye malzemesi olarak değil, aynı zamanda ek bir öğütme elemanı gibi işlev görür. Bu durum, B_4C partiküllerinin matris tozları arasında yer alarak kırılma ve soğuk kaynak mekanizmalarının daha etkili bir şekilde çalışmasına olanak tanır. B_4C ’nin matrisle güçlü etkileşimi ve gömülme kabiliyeti, diğer takviyelere göre daha yüksektir (Şekil 3.18a). Bu, malzeme içerisindeki dislokasyon hareketini kısıtlayarak, plastik deformasyonun

artmasına ve dolayısıyla tozların deformasyon sertleşmesine neden olur. Mekanik öğütme sırasında B_4C 'nin matris tozuna entegre olması, partiküller arasındaki temas alanını artırır ve deformasyonun büyük bir kısmını absorbe ederek kırılmanın baskın mekanizma haline gelmesine yol açar. Artan B_4C içeriği, mekanik öğütme işlemi boyunca hem kırılmayı hem de plastik deformasyonu artırır. Bu durum, toz boyutunun küçülmesini ve sertliğin artmasını sağlar. Kırılma mekanizmasının baskın hale gelmesi, büyük parçacıkların küçülmesine ve daha homojen bir partikül dağılımı sağlanmasına neden olurken, aynı zamanda tozlar üzerindeki soğuk kaynak ve sertleşme mekanizmalarının etkinliğini artırır. Sonuç olarak, B_4C takviyeli tozlarda daha küçük boyutlu ve daha sert partiküllerin elde edilmesi kaçınılmaz hale gelir. Örneğin, en düşük B_4C içeriğine sahip $B_{0.5}$ numunesinde ortalama parçacık boyutu $38\ \mu m$, mikrosertlik ise $165\ HV$ olarak ölçülmüştür. Buna karşılık, en yüksek B_4C içeriğine sahip B_2 numunesinde bu değerler sırasıyla $23\ \mu m$ ve $228\ HV$ 'ye yükselmiştir. Bu fark, B_4C 'nin yüksek sertliği, düşük kırılabilirliği ve matrisle güçlü etkileşim kapasitesi gibi özelliklerinden kaynaklanmaktadır.

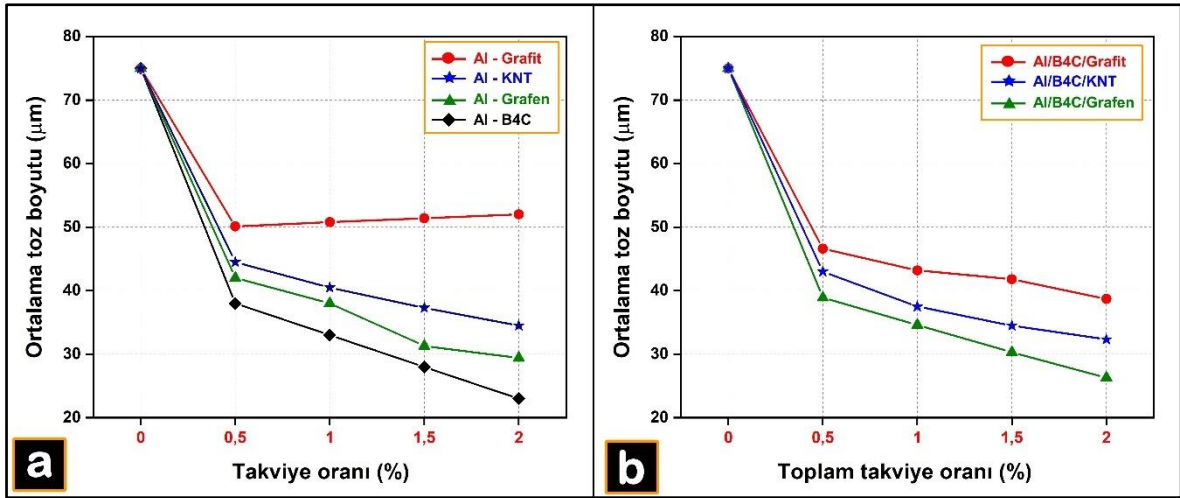
Grafen ve KNT takviyeli nanokompozit tozların ortalama parçacık boyutu ve mikrosertlik değerlerinde, B_4C takviyesine benzer bir eğilim gözlemlenmektedir (Şekil 3.19a ve 3.20a). Ancak, bu iki takviye malzemesinin farklı yapısal özellikleri, toz boyutu ve sertlik üzerindeki etkilerinde belirgin farklar yaratmaktadır. Grafen, B_4C kadar sert olmamakla birlikte, mekanik öğütme sırasında kayganlaştırıcı bir etki oluşturur. Bu yağlayıcı etki, tozların birbirine sürtünerek kırılmasını ve aşırı plastik deformasyonu engeller, dolayısıyla toz boyutunda B_4C takviyesine kıyasla daha sınırlı bir küçülme meydana gelir. Bunun sonucunda grafen takviyeli tozlarda toz boyutu, B_4C 'ye kıyasla daha büyük kalmaktadır. Ancak, grafenin yüksek yüzey alanı ve matrisle güçlü etkileşim kabiliyeti, dislokasyon hareketini kısmen de olsa engelleyerek sertlik artışına katkıda bulunur. KNT takviyesi ise aglomerasyon eğilimi gösterir. KNT partiküllerinin kümelenme eğilimi, öğütme işlemi sırasında tozlar arasında homojen bir dağılım elde edilmesini zorlaştırır. Bu kümelenme, plastik deformasyonu kısmen engelleyerek, partiküllerin daha büyük boyutta kalmasına neden olabilir. Ayrıca, KNT'nin grafene kıyasla matrisle daha zayıf bir etkileşim göstermesi ve bu nedenle matris tozuna daha az gömülmesi (Şekil 3.18), KNT takviyeli numunelerde sertlik artışını sınırlandırabilir. Bu nedenle, KNT takviyeli tozların boyutu grafen takviyeli tozlara göre daha büyük olurken, sertlik değerleri de daha düşük kalmaktadır. Sonuç olarak, nanokompozit numunelerde en küçük toz boyutu ve en

yüksek mikrosertlik değeri B₄C takviyeli tozlarda gözlemlenmiştir. Öte yandan, en büyük toz boyutu ve en düşük sertlik değeri ise grafit takviyeli tozlarda elde edilmiştir.

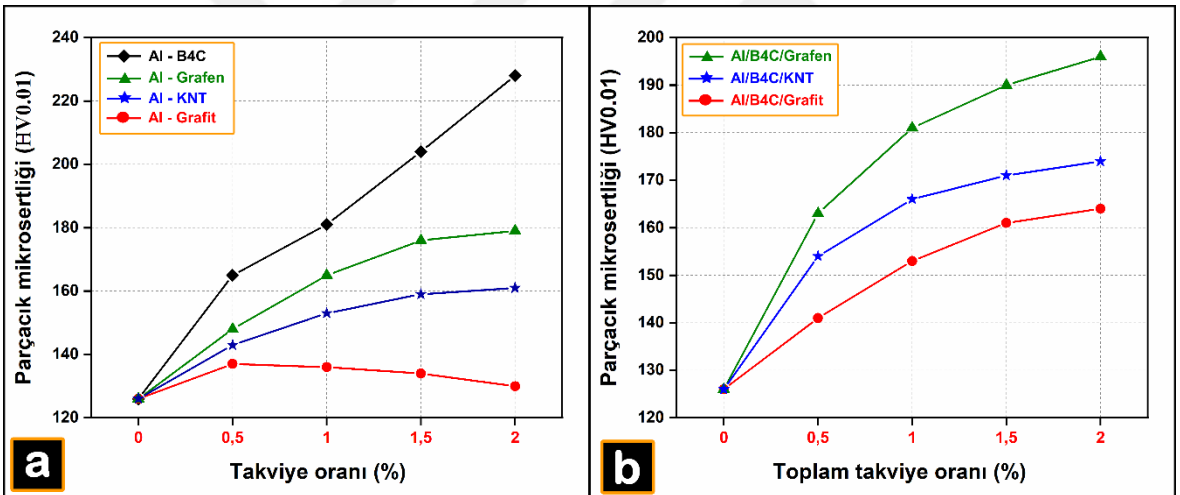
Hibrit nanokompozitlerin ortalama partikül boyutları ve mikrosertlik değerleri sırasıyla Şekil 3.19b ve 3.20b'de gösterilmektedir. Tüm hibrit nanokompozitlerde, takviye içeriğindeki bir artış, toz sertliğinde sürekli bir artışa ve ortalama parçacık boyutunda buna karşılık gelen bir azalmaya yol açmıştır. Burada dikkat edilmesi gereken husus, özellikle grafit takviyeli hibrit nanokompozit tozlardaki durumdur. Grafit takviyeli nanokompozitlerde, artan grafit içeriği ile partikül boyutu artmış ve mikrosertlikte eş zamanlı bir düşüş gözlenmiştir. Bu davranış grafitin doğal yağlama özelliklerine, düşük sertliğine ve matris ile zayıf arayüzler oluşturma eğilimine bağlanmıştır. Bununla birlikte, hem grafit hem de B₄C içeren hibrit nanokompozitlerde, takviye oranı arttıkça parçacık boyutu azalmış ve sertlik artmıştır. Bu zıt eğilim, B₄C ve grafit arasındaki sinerjik etkileşim ile açıklanabilir. Sert bir seramik takviye olan B₄C, daha yumuşak grafit partiküllerinin Al matris içine gömülmesine ve matrise gevşek bir şekilde bağlı kalma eğiliminin üstesinden gelmeye yardımcı olur, böylece toplam partikül boyutunu azaltır ve tozun sertliğini artırır.

Buna ek olarak, B₄C takviyesi grafen ve KNT'lerin matrise dahil edilmesini de kolaylaştırır. Grafen ve KNT'lerin yüksek en-boy oranı ve olağanüstü mekanik özellikleri nedeniyle, bunların dahil edilmesi partikül boyutunda önemli bir azalmaya ve sertlikte bir iyileşmeye yol açmaktadır. B₄C partikülleri, bu karbon nanomalzemelerinin alüminyum matris içine düzgün bir şekilde dağılmasını ve gömülmesini destekleyen, kompoziti daha da güçlendiren ve toz boyutunu iyileştiren bir ortam görevi görür.

Hibrit nanokompozitler arasında, B₄C/Grafen takviyeli tozlar, en küçük ortalama parçacık boyutunu ve en yüksek mikro sertlik değerlerini sergilemiştir. Bu, grafenin üstün mekanik özelliklerine ve B₄C ile birleştirildiğinde matris ile güçlü bir arayüzey bağı oluşturma kabiliyetine bağlanabilir. B₄C/KNT hibrit nanokompozitleri, B₄C/Grafen ikilisinden biraz daha büyük partiküller ve daha düşük sertlik göstererek yakından takip etmiş, ancak yine de hibrit kompozitler arasında en büyük partikülleri ve en düşük sertliği sergileyen B₄C/Grafit hibrit nanokompozitlerinden daha üstün parçacık özellikleri göstermiştir.



Şekil 3.19. (a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak ortalama toz boyutlarının değişimi

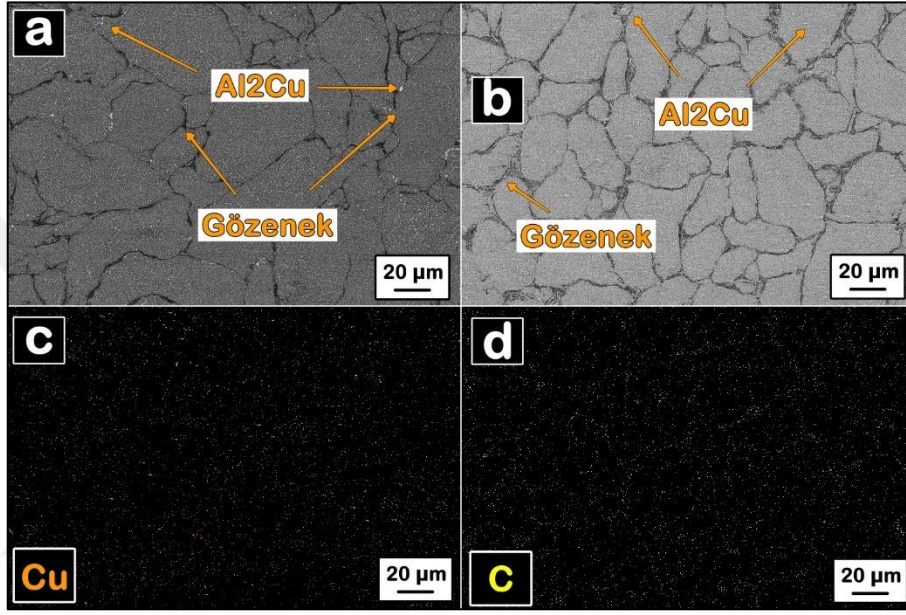


Şekil 3.20. (a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak parçacık mikrosertlik değerlerinin değişimi

3.2.2. Mikroyapı Analizi

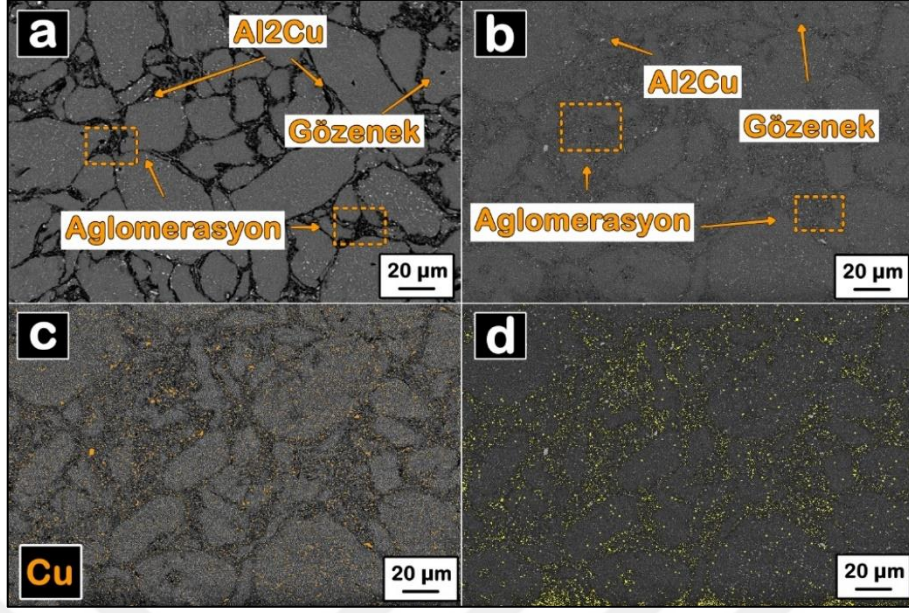
Şekil 3.21'de B₄C takviyeli nanokompozit numunenin SEM görüntüleri ve B₂ numunesine ait EDS haritalama sonuçları sunulmuştur. Görüntülerde düşük takviye oranlarında Al₂Cu fazının çoğunlukla tane sınırlarında yoğunlaştığı (Şekil 3.21a), ancak B₄C takviyesinin artmasıyla birlikte bu fazın tane içerisinde daha homojen bir dağılım gösterdiği açıkça gözlemlenmektedir (Şekil 3.21b). Takviye oranındaki artış aynı zamanda tane

boyutunun küçülmesine neden olmuştur. Şekil 3.21c ve 3.21d'de B₂ numunesine ait EDS haritalama analizine göre, Cu elementinin dağılımı, Al₂Cu fazının mikroyapı içerisindeki konumunu temsil etmektedir. Cu'nun bu homojen dağılımı, Al₂Cu fazının tüm mikroyapı boyunca dengeli bir şekilde yer aldığını doğrulamaktadır. Ayrıca, C elementi ise B₄C yapısındaki karbonun mikroyapıdaki dağılımını göstermekte olup, bu durum B₄C parçacıklarının yapıda homojen bir şekilde dağılmış olduğunu ortaya koymaktadır.



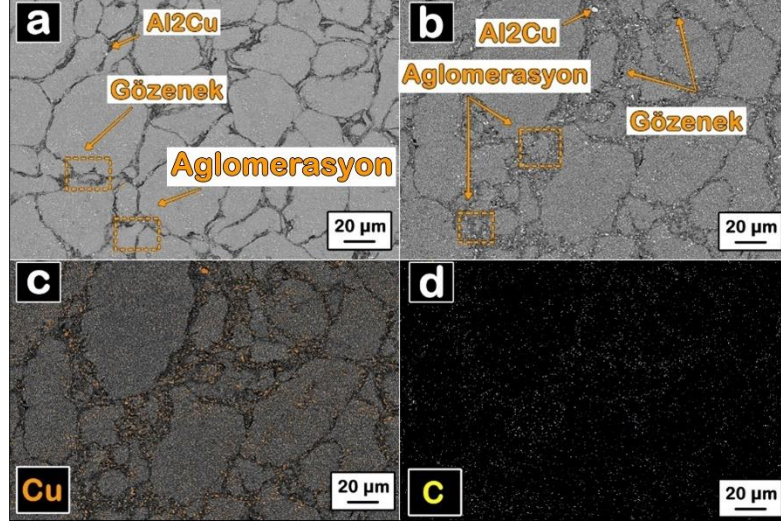
Şekil 3.21. (a) B_{0.5} ve (b) B₂ nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve B₂ numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu ve (d) C elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı

Şekil 3.22'de grafit takviyesi içeren nanokompozit numunenin SEM mikroyapı görüntüleri ve C₂ numunesine ait EDS haritalama analizleri gösterilmiştir. SEM görüntüleri incelendiğinde, grafitin çoğunlukla tane sınırlarında yoğunlaştığı gözlemlenmektedir. Grafit oranının artmasıyla birlikte, tane sınırlarında belirgin bir genişleme meydana gelmekte ve bu bölgedeki grafit birikimi artmaktadır. Bu durum, mekanik öğütme işlemi sırasında grafit parçacıklarının matris fazına yeterince entegre olamaması ile ilişkilendirilmektedir. Şekil 3.22c ve 3.22d'deki Cu ve C elementlerinin haritalama analiz sonuçları Al₂Cu fazının mikroyapı içerisinde homojen dağıldığını ancak grafitin tane sınırlarında aglomerasyon bölgeleri oluşturduğunu doğrulamaktadır.



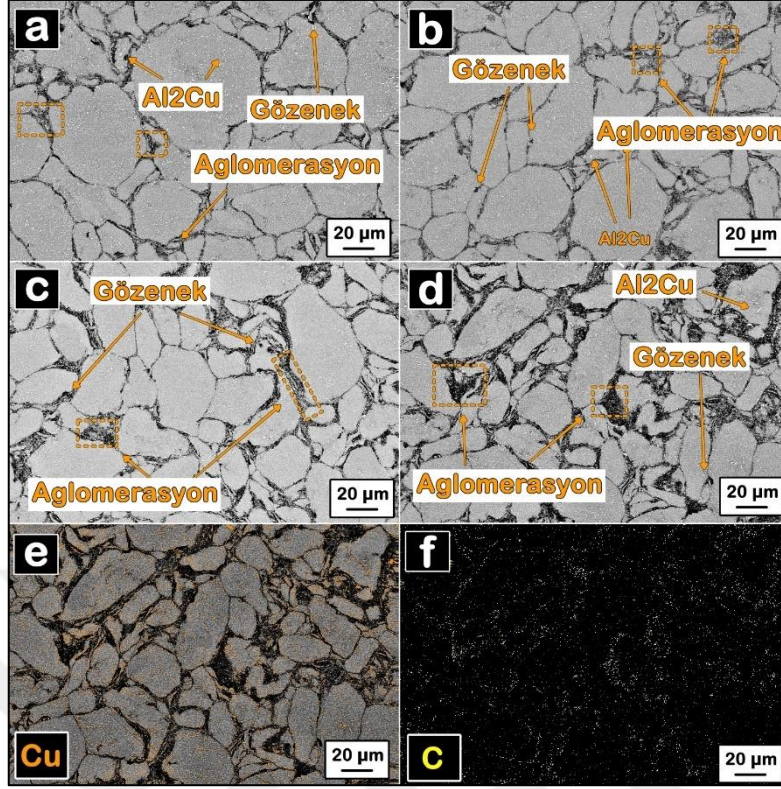
Şekil 3.22. (a) $C_{0.5}$ ve (b) C_2 nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri, ve C_2 numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu ve (d) C elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı

Şekil 3.23'de grafen takviyesi içeren nanokompozit numunenin SEM mikroyapı görüntüleri ve G_2 numunesine ait EDS haritalama analizleri gösterilmiştir. SEM görüntüleri incelendiğinde düşük takviyelerde grafenin matris içerisinde homojene yakın bir dağılıma sahip olduğu görülmektedir. Ancak yine de tane sınırlarında grafenin topaklandığı bölgeler bulunmaktadır. Artan grafen takviyesiyle bu topaklanmış bölgelerin sayısı ve büyüklüğünde bir artış olduğu görülmektedir. Özellikle G_2 nanokompozit numunede tane sınırlarındaki topaklanmış bölgelerde büyük bir artış olmuştur.



Şekil 3.23. (a) $G_{0.5}$ ve (b) G_2 nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve G_2 numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu ve (d) C elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı

Şekil 3.24'te KNT takviyeli nanokompozit numunenin SEM mikroyapı görüntüleri ve K_2 numunesine ait EDS haritalama analizleri sunulmuştur. SEM görüntüleri incelendiğinde, %0.5 KNT takviyesinde KNT'lerin mikroyapı içerisinde homojene yakın bir dağılım sergilediği ve aglomerasyonun nispeten düşük seviyede olduğu tespit edilmiştir. Ancak, bu düşük takviye oranında dahi KNT'lerin yer yer tane sınırlarında topaklandığı gözlemlenmektedir. Grafen takviyesinin artmasıyla birlikte, bu topaklanma bölgelerinin hem sayısında hem de boyutunda belirgin bir artış olduğu görülmüştür. Özellikle %1 KNT takviyesi seviyesinin ardından, KNT'lerin tane sınırlarında yoğun bir şekilde topaklandığı açıkça fark edilmektedir. Literatürdeki çalışmalar, %1 ağırlıkça KNT takviyesi sonrası homojen dağılımın sağlanmasının oldukça zor olduğunu vurgulamaktadır, bu da çalışmamızın bulgularını desteklemektedir. KNT'nin %1'den sonra topaklanma eğilimi, KNT'lerin yüksek yüzey enerjisi ve van der Waals etkileşimlerinden kaynaklanmaktadır. KNT'lerin yüksek yüzey alanı, partiküller arası güçlü çekim kuvvetleri oluşturmakta ve bu da partiküllerin bir araya gelerek aglomerasyon oluşturmaya yol açmaktadır. Ayrıca, artan KNT oranıyla birlikte, bu etkileşimler daha belirgin hale gelmekte ve homojen dağılımın sağlanması daha da zorlaşmaktadır. Bu durum, kompozit yapıdaki KNT'lerin dispersiyon kabiliyetini sınırlayan temel bir faktördür ve %1'in üzerinde ağırlıkça KNT takviyelerinde topaklanmanın önlenmesi zorlu bir süreç haline gelmektedir.

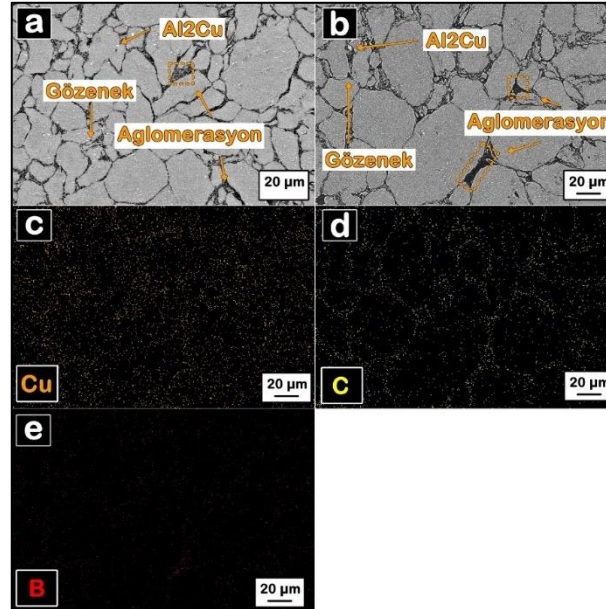


Şekil 3.24. (a) $K_{0.5}$, (b) K_1 , (c) $K_{1.5}$ ve (d) K_2 nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve K_2 numunesinin EDS haritalama analizinde (e) Cu ve (f) C elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı

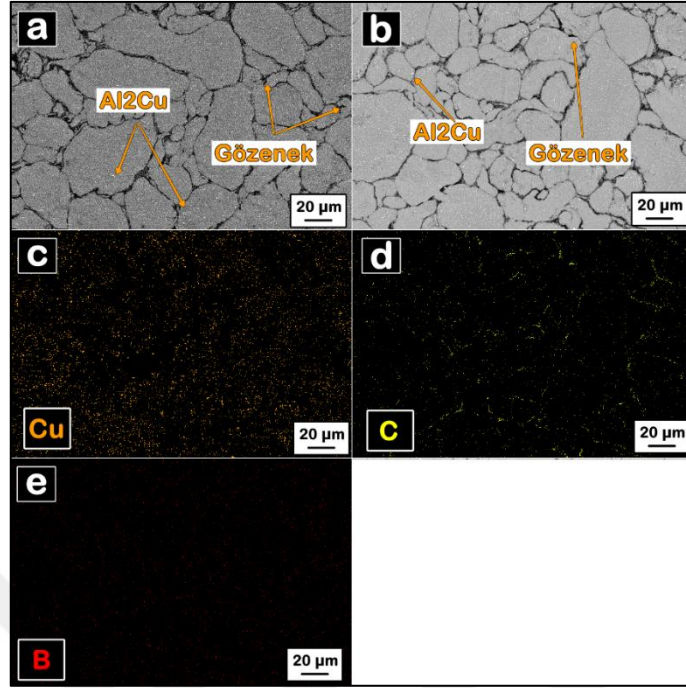
Şekil 3.25, Şekil 3.26 ve Şekil 3.27’de sırasıyla AA2024/ B_4C /Grafıt, AA2024/ B_4C /Grafen ve AA2024/ B_4C /KNT hibrit nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve en yüksek takviye oranına sahip numunelerin EDS haritalama analizleri sunulmuştur. EDS analizlerinde Cu elementi Al_2Cu fazının, B elementi B_4C ’nin ve C elementi karbon türevli takviyelerin mikroyapıdaki dağılımını temsil etmektedir. Tüm hibrit nanokompozit gruplarında, artan takviye oranıyla birlikte Al_2Cu fazının daha ince ve homojen bir dağılım gösterdiği tespit edilmiştir. Bununla birlikte, grafıt ve KNT takviyeli hibrit nanokompozitlerde takviye oranı arttıkça tane sınırlarında aglomerasyon bölgelerinin hem boyutlarının hem de miktarlarının arttığı gözlemlenmiştir. Bu artış, EDS analizleriyle de doğrulanmaktadır.

Grafıt ve KNT’nin aglomerasyon eğilimlerinin artmasının temel nedeni, bu takviyelerin yüksek yüzey enerjisine sahip olması ve van der Waals kuvvetleri aracılığıyla birbirlerine güçlü bir şekilde yapışma eğilimi göstermeleridir. Özellikle KNT, birbiriyle yoğun van der Waals etkileşimlerine giren uzun ve ince yapılarından dolayı topaklanma eğilimi göstermektedir (Baig vd., 2016; Zakaria vd., 2022). Bu kuvvetler, grafıt ve KNT’nin

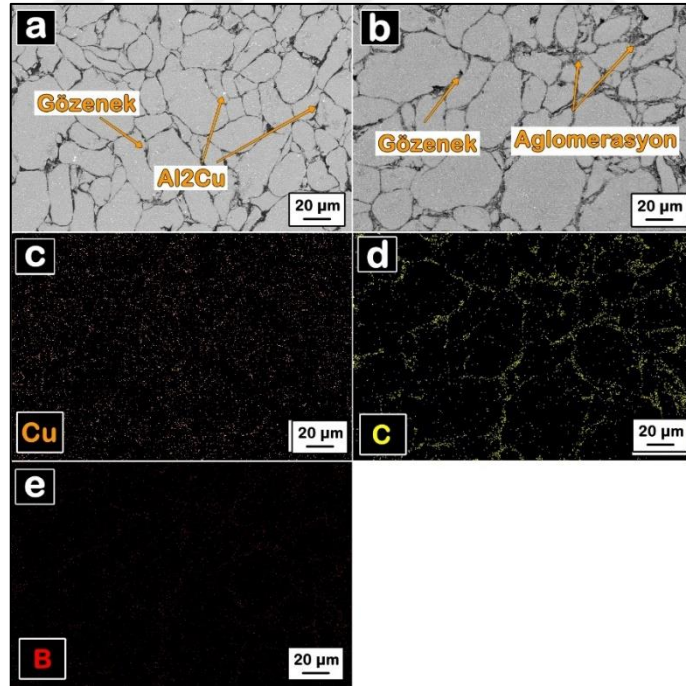
matris fazına tam olarak dağılmasını engelleyerek, aglomerasyon bölgeleri oluşturmaktadır. Öğütme ve sinterleme işlemlerinin bu yapıları tam anlamıyla parçalayıp homojen dağılım sağlayamaması da bu olguyu daha belirgin hale getirmektedir. Grafen takviyeli hibrit nanokompozitlerde ise, artan grafen oranına rağmen aglomerasyon bölgelerinde belirgin bir artış gözlemlenmemiştir. Bunun nedeni, grafenin yapısal olarak daha ince ve iki boyutlu tabakalardan oluşmasıdır. Grafenin yüksek yüzey alanı ve düzlemsel yapısı, matris tozu ile daha etkin bir yüzey etkileşimi sağlamasına olanak tanır. Bu durum, grafenin matris fazına daha homojen bir şekilde gömülmesine ve mikroyapı içerisinde daha dengeli bir dağılım sergilemesine olanak verir. Ancak, presleme ve sinterleme işlemleri sırasında grafenin tamamıyla matris içerisine entegre olamaması, bazı bölgelerde tane sınırlarında hafif bir birikme meydana gelmesine neden olabilir. B₄C'nin tüm hibrit numunelerde homojene yakın bir dağılım göstermesi, bu takviyenin öğütme sırasında matris fazına etkin bir şekilde entegre olabilme kabiliyetine bağlanmaktadır. B₄C'nin nispeten daha sert ve daha küçük parçacık yapısına sahip olması, öğütme işlemi sırasında parçacıkların matris fazına daha iyi gömülmesini sağlar ve homojen bir dağılım elde edilmesine katkıda bulunur. Bu özellik, B₄C'nin daha kararlı bir takviye olarak işlev görmesine ve mikroyapıda aglomerasyon oluşumunu minimuma indirmesine olanak tanır.



Şekil 3.25. (a) HC_{0.5} ve (b) HC₂ hibrit nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve HC₂ numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu, (d) C ve (e) B elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı



Şekil 3.26. (a) HG_{0.5} ve (b) HG₂ hibrit nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve HG₂ numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu, (d) C ve (e) B elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı

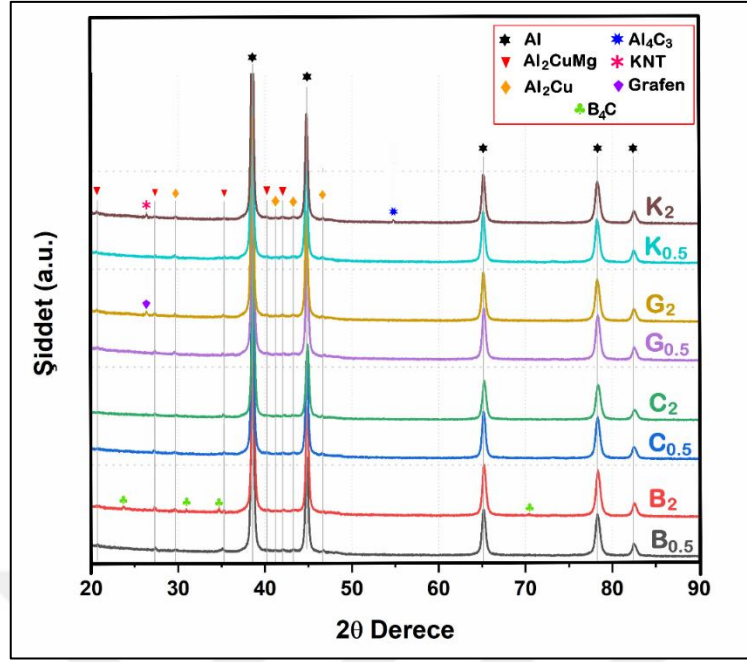


Şekil 3.27. (a) HK_{0.5} ve (b) HK₂ hibrit nanokompozitlerinin SEM mikroyapı görüntüleri ve HK₂ numunesinin EDS haritalama analizinde (c) Cu, (d) C ve (e) B elementlerinin yapı içerisindeki dağılımı

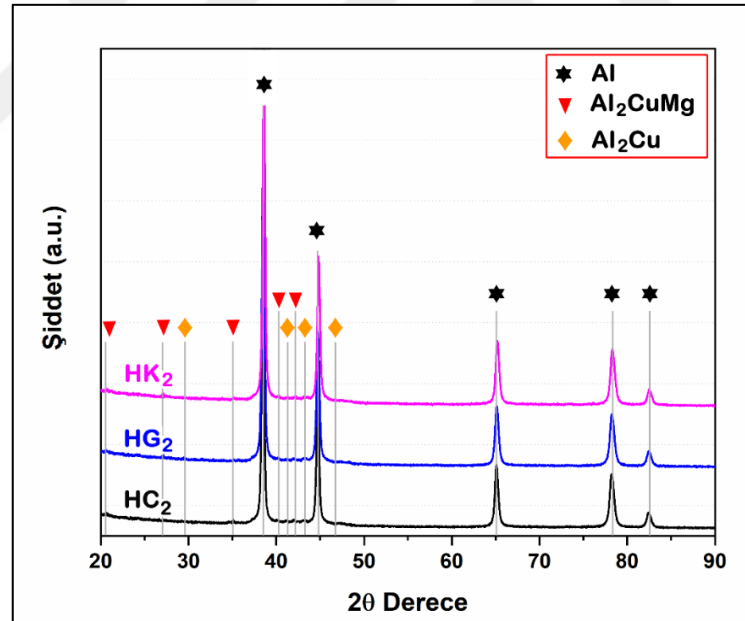
3.2.3. XRD Analizleri

Takviye türü ve içeriğine bağlı olarak mikroyapıda oluşan fazların tespit edilebilmesi için XRD analizleri gerçekleştirilmiştir. Her bir nanokompozit grubu için en düşük ve en yüksek takviye oranlarının XRD eğrileri Şekil 3.28’de gösterilmiştir. Tüm takviye türü ve bileşimlerinde Al elementine ait 5 ana pik (38.4° , 44.7° , 65.1° , 78.2° , ve 82.4°), Al_2CuMg intermetalik fazına ait 5 zayıf pik (20.05° , 27.4° , 34.8° , 40.99° ve 42.5°) ve Al_2Cu intermetalik fazına ait 4 zayıf pik (29.38° , 41.5° , 43.8° ve 47.2°) XRD desenlerinde gözlemlenmiştir. Takviye olarak kullanılan grafit, grafen, KNT ve B_4C ’ye ait pikler, düşük takviye oranlarında gözlemlenmezken, yüksek takviye oranlarında XRD desenlerinde zayıf pik olarak tespit edilmişlerdir. B_2 kodlu numunede B_4C bileşiğine ait 23.5° (012), 31.9° (110), 35.1° (104) ve 71.7° (312) (Çanakçı et al., 2024) XRD desenlerinde tespit edilmiş ancak $\text{B}_{0.5}$ kodlu numunede ise düşük takviye oranı nedeniyle tespit edilmemiştir. Bununla birlikte grafit, grafen ve KNT’ye ait karakteristik C pikleri %2 takviye oranlarında 26.5° XRD desenlerin tespit edilmiştir. Ayrıca K_2 kodlu numunede 55.8° Al_4C_3 intermetalik fazına ait bir pike rastlanmıştır. Al_4C_3 intermetalik bileşiği C türevi takviyeli Al matrisli kompozitlerde (%40’dan yüksek Al içeriklerinde) Al-C arayüzeyinde oluşan bir fazdır. Bu faz genellikle 560°C ve üzerindeki sıcaklıklarda görülmesine rağmen, yüksek takviye oranlarında daha düşük sıcaklıklarda da görülebilir. Al_4C_3 , Al-C arayüzeyinde oluşan oldukça kırılgan bir faz olduğundan mekanik özellikleri olumsuz etkilemektedir (Çanakçı & Çelebi, 2024). Çalışmamızda sadece K_2 numunesinde bu faz tespit edilmiş diğer hiçbir takviye türü ve içeriğinde gözlemlenmemiştir.

Hibrit nanokompozitlerde mikroyapıda oluşan fazların belirlenmesi amacıyla en yüksek takviye oranlarına sahip numuneler (HC_2 , HG_2 ve HK_2) için XRD analizleri yapılmış ve elde edilen XRD desenleri Şekil 3.29’da sunulmuştur. XRD analiz sonuçlarında, Al matrisi ve Al_2CuMg ile Al_2Cu intermetalik bileşiklerine ait karakteristik pikler tespit edilmiştir. Bununla birlikte, bu piklerin dışında mikroyapıda herhangi bir yeni ya da beklenmedik faz oluşumuna dair bir bulguya rastlanmamıştır. Bu durum, hibrit nanokompozitlerin üretim sürecinde faz dönüşümlerinin ya da istenmeyen reaksiyonların oluşmadığını göstermektedir. B_4C , grafit, grafen ve KNT gibi takviyelerin XRD desenlerinde pik vermemesinin nedeni, bu takviyelerin düşük oranlarda (maksimum %1) kullanılmış olmalarıdır. Düşük konsantrasyon seviyelerinde bu tür takviyeler, XRD cihazının algılayabileceği seviyede yeterli yoğunluğa ulaşamadıkları için pik oluşturmazlar.



Şekil 3.28. Bazı nanokompozitlerin XRD eğrileri



Şekil 3.29. HK₂, HG₂ ve HC₂ hibrit nanokompozit numunelerine ait XRD eğrileri

3.2.4. Bağlı Yoğunluk

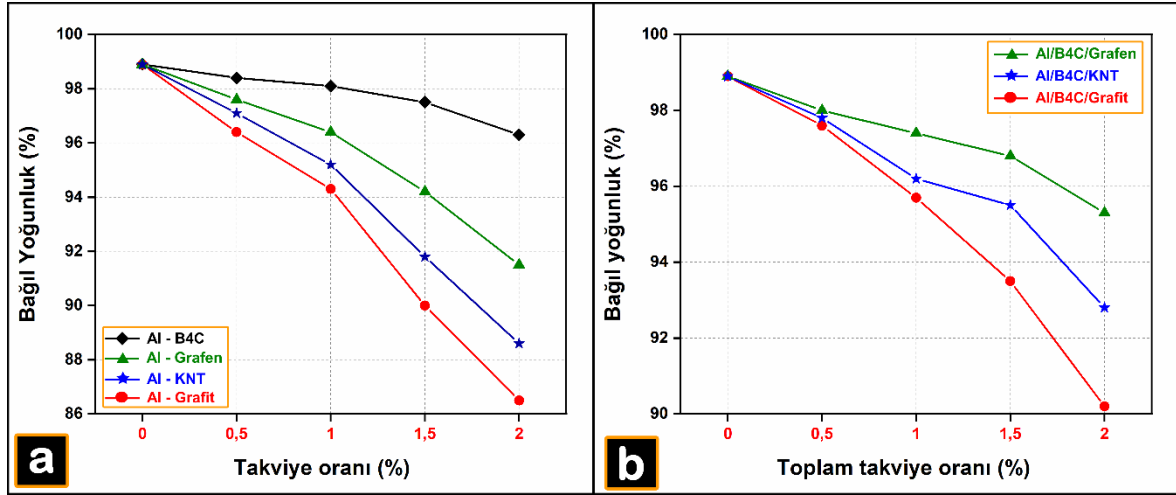
Şekil 3.30a ve 3.30b’de nanokompozit ve hibrit nanokompozitlerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak bağlı yoğunluk değerlerindeki değişim gösterilmiştir. En yüksek bağlı yoğunluk değeri takviyesiz AA2024 alaşımında %98.9 olarak elde edilmiştir ve bu da

AA2024 alaşımının üstün yoğunlaşma kabiliyetine işaret etmektedir. B₄C takviyesi eklendiğinde bağıl yoğunlukta hafif bir azalma görölmekte ve takviye içeriğı arttıkça bu değerler kademeli olarak düşmektedir. Örneğin, %0.5 B₄C ile takviye edilen AA2024, %98.4 bağıl yoğunluğa sahipken, B₄C içeriğı %2'ye çıktığında bu değer %96.3'e düşmektedir. B₄C içeriğı arttıkça tozların mikrosertlik değerleri önemli ölçüde artar, dolayısıyla toz karışımının yoğunlaşması zorlaşır ve bu da bağıl yoğunlukta kademeli bir azalmaya neden olur. Bununla birlikte, daha yüksek B₄C içeriklerinde bile bağıl yoğunluğun %96'nın üzerinde kalması, matris alaşımının B₄C partiküllerini aşırı gözenek oluşmadan etkili bir şekilde barındırdığını göstermektedir. Bu durum, mekanik öğütme sırasında B₄C parçacıklarının büyük oranda matris tozu içerisine gömölmesiyle de açıklanmaktadır.

Tüm gruplar içerisinde en düşük bağıl yoğunluk değerleri grafit takviyeli nanokompozitlerde elde edilmiştir. Ayrıca, grafit ile takviye edilmiş nanokompozitlerde bağıl yoğunluk değerleri, grafit içeriğı arttıkça daha belirgin bir şekilde düşüş göstermektedir. %0.5 grafit ile takviye edilen AA2024 %96.4 bağıl yoğunluğa sahipken, grafit içeriğı %2'ye çıktığında bu değer %86.5'e kadar düşmektedir. Mekanik öğütme işleminde matris tozuna gömölme kabiliyeti en düşük olan (Şekil 3.18) grafit nanopartikülleri, matris tozlarının yüzeylerinde birikerek presleme işlemi esnasında sıkıştırmayı zayıflatarak sinterleme işleminde matris tozları arasında güçlü bir bağın oluşmasını engeller ve gözenekliliğin artmasına neden olur. Bu durum, daha yüksek grafit içeriklerinde gözlenen daha düşük bağıl yoğunluk değerleriyle uyumludur. Ayrıca, artan grafit takviyesiyle tozların pulsulaşma eğilimi (Şekil 3.12), presleme sırasında tozların birbiri üzerine katlanarak mekanik olarak kilitlenmesine ve yüksek bir temas direncine neden olur. Bu mekanik kilitlenme, tozların yoğun bir şekilde paketlenmesini zorlaştırarak yoğunlaşma veriminin daha da düşmesine neden olur.

AA2024/Grafen kompozitlerinin bağıl yoğunluk değerleri de grafen içeriğı arttıkça düşmektedir, ancak bu düşüş grafitte göre daha hafiftir. Örneğin, %0.5 grafen ile takviye edilen AA2024 %97.6 bağıl yoğunluğa sahipken, %2 grafen içeren AA2024'ün bağıl yoğunluğu %91.5'e düşmektedir. Grafen ile takviye edilmiş kompozitlerin grafit ile takviye edilmiş kompozitlere kıyasla daha yüksek bağıl yoğunluk değerleri göstermesi, sinterleme sırasında gözeneklilik oluşturma eğiliminin daha az olduğunu göstermektedir. KNT ile takviye edilen nanokompozitlerde, KNT içeriğı arttıkça bağıl yoğunluk değerlerinde bir düşüş göstermektedir. %0.5 KNT ile takviye edilen AA2024, %97.1 bağıl yoğunluğa

sahipken, KNT içeriği %2'ye çıktığında bu değer %88.6'ya düşmektedir. Ancak KNT içeriği arttıkça bağl yoğunluğun düşmesi, grafitte göre daha azdır.



Şekil 3.30. (a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak bağl yoğunluk değerlerinin değişimi

B₄C'nin grafit, grafen veya KNT ile birleştirildiği hibrit nanokompozitler, her iki bileşenden oluşan takviyelerin bağl yoğunluk değerleri arasında bir denge sağlar. Örneğin, %0.25 B₄C ve %0.25 grafit ile takviye edilmiş AA2024, %97.6 bağl yoğunluğa sahipken, hem B₄C hem de grafit içeriği %1'e çıkarıldığında bağl yoğunluk %90.2'ye düşmektedir. Bu eğilim, B₄C'nin grafitin gözeneklilik oluşturma etkilerini bir miktar dengelediğini ve grafitle takviye edilmiş kompozitlere kıyasla daha iyi bir yoğunlaşma sağladığını göstermektedir. Ancak, her iki takviye malzemesinin de içeriği arttıkça bağl yoğunluk düşmektedir.

Benzer şekilde, B₄C ve grafen ile takviye edilen hibrit kompozitler de nispeten yüksek bağl yoğunluk değerleri göstermektedir. Örneğin, %0.25 B₄C ve %0.25 grafen ile takviye edilen AA2024, %98 bağl yoğunluğa sahiptir. Bu durum, B₄C ve grafenin kombinasyonunun iyi bir yoğunlaşma sağladığını ve bu ikili takviyenin sinerjik etkilerinin sert B₄C partikülleri ile grafenin homojen dağılımının kolaylaştırabileceğini düşündürmektedir. Hem B₄C hem de grafen içeriği %1'e çıkarıldığında bağl yoğunluk %95.3'e düşmektedir. Ancak bu değer, B₄C/Grafit hibritlerinden daha yüksektir ve grafenin, hibrit sistemlerde grafitte kıyasla daha az gözeneklilik oluşturma eğiliminde olduğunu göstermektedir. B₄C ve KNT ile takviye edilen AA2024 hibrit kompozitler de benzer bir eğilim izlemekte ve her iki takviye içeriği arttıkça bağl yoğunluk değerleri azalmaktadır.

%0.25 B₄C ve %0.25 KNT ile takviye edilmiş AA2024, %97.8 bağıl yoğunluğa sahiptir. Bu değer, B₄C/Grafen hibritine benzerdir. Ancak, hem B₄C hem de KNT içeriği %1'e çıkarıldığında bağıl yoğunluk %92.8'e düşmektedir. Bu değer, B₄C/Grafen hibritlerinden biraz daha düşük ancak B₄C/Grafit hibritlerinden daha yüksektir. Sonuç olarak hibrit nanokompozitler içerisinde en iyi yoğunlaşmayı B₄C/Grafen göstermiştir.

3.2.5. Sertlik

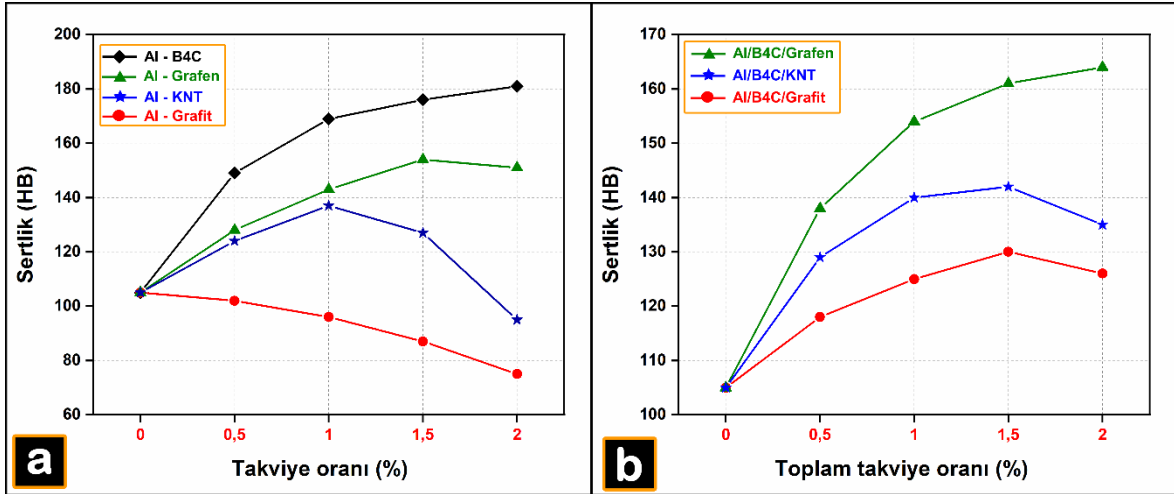
Şekil 3.31a ve 3.31b'de sırasıyla nanokompozit ve hibrit nanokompozitlerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak sertlik değerlerindeki değişim gösterilmiştir. Şekilde görüldüğü gibi takviyesiz AA2024 alaşımı yumuşak bir malzeme olduğundan 105 HB'li bir sertliğe sahiptir. Tüm gruplar arasında en yüksek sertlik B₄C takviyeli nanokompozitlerde elde edilmiş ve artan takviye içeriğiyle sertlik değerlerinde sürekli bir artış görülmüştür. Örneğin, %0.5 B₄C ile takviye edilen AA2024'ün sertliği 145 HB iken, B₄C oranı %2'ye çıkarıldığında bu değer 181 HB'ye ulaşır. B₄C, grafen ve KNT gibi sert partiküllerin kompozit malzemelere eklenmesi, mekanik özelliklerin önemli ölçüde iyileştirildiği birçok çalışma tarafından ortaya konmuştur (Çanakçı ve Çelebi, 2024; Çanakçı vd., 2024; Çelebi vd., 2023; Bustamante vd., 2013; Bustamante vd., 2014). Bu partiküller, matris içinde dislokasyon hareketini kısıtlayarak yük taşıma kapasitesini artırmakta ve kompozitin daha sert bir yapıya sahip olmasını sağlamaktadır. Nano ölçekli takviyeler, özellikle yüksek yüzey alanları ve güçlü matris-partikül etkileşimleri sayesinde dislokasyon hareketini etkili bir şekilde engelleyerek mekanik dayanımı artırır (Qiu vd., 2021). Dislokasyon hareketinin bu şekilde engellenmesi, sertlik ölçümlerinde daha yüksek değerlere ulaşılmasını sağlamaktadır. Bununla birlikte, bu sert partiküllerin matris içine homojen bir şekilde dağılması ve gömülmesi de önemli bir faktördür. Alihosseini ve arkadaşları (2017) tarafından yapılan çalışmada, matris içerisine düzgün dağılan sert parçacıkların oranı arttıkça, sertlik ve çekme mukavemeti gibi mekanik özelliklerde belirgin bir artış gözlemlendiğini göstermiştir. Ancak, bu sert parçacıkların tane sınırlarında birikerek aglomerasyon oluşturması, homojenliği bozarak mekanik özelliklerde istenmeyen düşüşlere neden olabilir. Aglomerasyon, parçacıklar arasındaki zayıf bağlanma ve matris içinde düzensiz bir yapıya yol açarak kompozitin genel performansını olumsuz etkiler (Çanakçı vd., 2024).

Grafen ve KNT takviyeli kompozitlerde artan takviye oranına bağı olarak sertlikte farklı etkiler oluşmaktadır. AA2024'e %0.5 grafen eklendiğinde sertlik 128 HB'ye yükselir. %2 Grafen takviyesinde ise sertlikte bir miktar düşme olur. Grafen oranı %1.5'e çıkarıldığında sertlik 154 HB'ye kadar ulaşırken, %2 grafende sertlik 151 HB'ye hafif bir düşüş gösterir. KNT takviyesinde ise %1 takviyesine kadar sertlik artmış daha sonra ise azalmıştır. %0.5 KNT ile takviye edilen AA2024, 124 HB sertlik değerine sahiptir ve bu değer %1 KNT'de 137 HB'ye kadar yükselir. Ancak KNT içeriği %1.5 ve %2'ye çıkarıldığında sertlik sırasıyla 127 HB ve 95 HB'ye düşer. Meydana gelen bu düşüşler grafen ve KNT'nin yüksek takviye oranlarındaki aglomerasyon eğiliminden kaynaklanmaktadır.

Tüm gruplar arasında en düşük değerler ise grafit takviyeli kompozitlerde elde edilmiştir. %0.5 grafit içeren AA2024 kompozitinin sertlik değeri 102 HB ile temel AA2024'ten bile daha düşüktür ve grafit oranı %2'ye çıktıkça bu değer 75 HB'ye kadar düşmektedir. Grafit, yumuşak ve kayganlaştırıcı özelliklere sahip olup, matris içindeki dislokasyon hareketini artırabilir ve böylece kompozit malzemenin deformasyona karşı direncini azaltır. Ayrıca, grafitin tabakalı yapısı sinterleme sırasında daha fazla gözenekliliğe neden olabilmektedir. Gözeneklilik, malzemenin sertlik değerlerinin düşmesine katkı sağlayarak, grafitin kompozit içindeki sertlik düşüşünü açıklamaktadır.

B₄C'nin grafit, grafen veya KNT ile birlikte kullanıldığı hibrit nanokompozitlerde sertlik değerleri, her iki takviyenin birleşik etkilerini yansıtmaktadır. Örneğin, %0.25 B₄C ve %0.25 grafit içeren AA2024'ün sertlik değeri 118 HB'dir. Bu değer, sadece grafit ile takviye edilen kompozitlerden daha yüksek, ancak yalnızca B₄C ile takviye edilen kompozitlerden daha düşüktür. Bu durum, B₄C'nin grafitin olumsuz etkisini dengelediğini, ancak yine de grafitin matris içindeki gözeneklilik yaratma eğilimi nedeniyle genel sertlik değerlerinin düşük kaldığını göstermektedir. Aynı şekilde, hem B₄C hem de grafit oranları artırıldığında, sertlik 130 HB'ye kadar çıkar, ancak saf B₄C kompozitlerinden daha düşük kalmaya devam eder.

Hibrit nanokompozitler içerisindeki en yüksek sertlik değerleri B₄C/grafen takviyelilerde gözlemlenmiştir. Artan toplam takviye miktarıyla sertlik sürekli artmıştır. Toplam takviye miktarı %0.5'de sertlik 129 HB iken, takviye oranı %2'ye yükseltildiğinde 164 HB'ye kadar yükselir. B₄C/KNT takviyeli hibritlerde ise bu artış %1.5'e kadar devam eder daha sonra ise azalır.



Şekil 3.31. (a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi

3.2.6. Çekme Mukavemeti

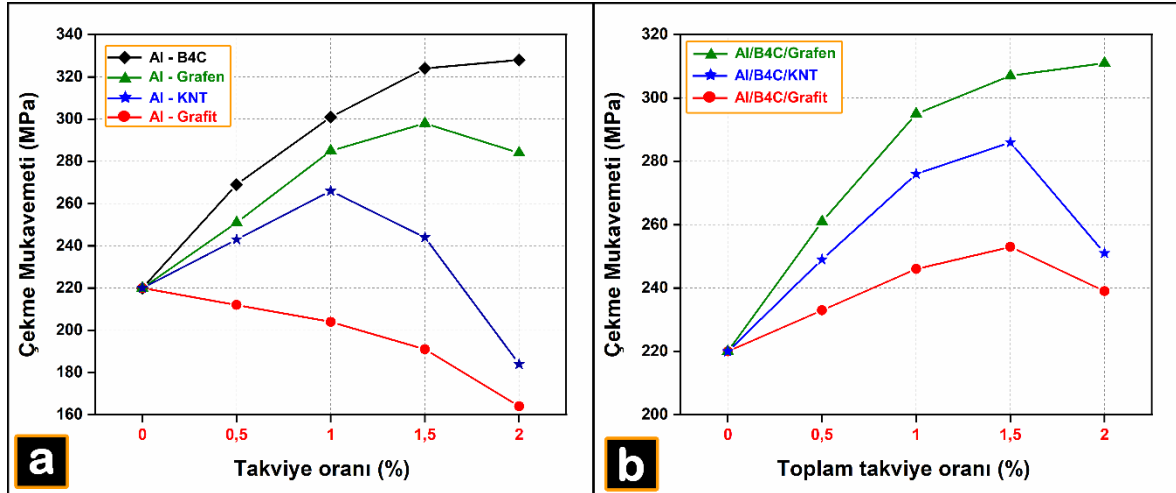
Şekil 3.32a ve 3.32b’de sırasıyla nanokompozit ve hibrit nanokompozitlerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerindeki değişim gösterilmiştir. Takviye edilmemiş AA2024 matrisinin çekme mukavemeti 220 MPa’dır. B₄C takviyesi eklendiğinde çekme mukavemeti önemli ölçüde artar ve B₄C içeriği arttıkça bu artış daha belirgin hale gelir. Örneğin, %0.5 B₄C ile takviye edilmiş AA2024’ün çekme mukavemeti 269 MPa’ya yükselirken, %2 B₄C takviyesiyle bu değer 328 MPa’ya kadar çıkmaktadır. Chen ve arkadaşları (Chen vd., 2015) benzer şekilde Al matrisine farklı oranlarda B₄C takviye etmiş ve mekanik özelliklerde önemli gelişmeler elde etmiştir. Çekme mukavemetindeki artışının 4 faktörden kaynaklandığını açıklamışlardır. Bunlardan birincisi, mekanik öğütme ile Al matrisin mikroyapısının önemli ölçüden rafine edilmesi Hall-Patch denkleminde göre daha yüksek çekme mukavemetinin elde edilmesini sağlar. İkinci olarak, matristeki B₄C varlığından dolayı Orowan mekanizması nedeniyle mukavemet de artar. Çökeltme sertleşmesine benzeyen böyle bir durumda, partiküller dislokasyon hareketine engel teşkil eder. Sonuç olarak, engellerin arkasında dislokasyon yığılması ve dislokasyonların düzgün dağılımı, üretilen numunelerin mekanik özelliklerini iyileştirir. Üçüncüsü B₄C parçacıkları ve Al matris arasındaki termal genleşme katsayısının uyumsuzluğu, B₄C parçacıkları etrafında geometrik olarak gerekli dislokasyon oluşumuna yol açarak çekme mukavemetini geliştirir. Dördüncüsü ise B₄C parçacıklarının varlığı, uygulanan yükü matristen sert takviyelere aktarabilir ve bu da malzemenin genel mekanik

performansını artırır. Öte yandan, grafit takviyesinin çekme mukavemeti üzerinde tam tersi bir etkisi olduğu görülmektedir. B₄C takviyesi matrisi güçlendirirken, grafit takviyesi çekme mukavemetini azaltmaktadır. Örneğin, %0.5 grafit ile takviye edilen AA2024'ün çekme mukavemeti 212 MPa'ya düşerken, %2 grafit ile takviyede bu değer 164 MPa'ya kadar geriler. Grafit, yumuşak ve kayganlaştırıcı özelliklere sahip olduğu için kompozitin yük taşıma kapasitesini etkili bir şekilde artırma yeteneğine sahip değildir. Grafitin tabakalı yapısı, matris ile grafit partikülleri arasında zayıf bir arayüzeye neden olabilir ve bu da yük transferini olumsuz etkiler. Ayrıca, grafitin pulsu morfolojiyi teşvik etmesi nedeniyle kompozit içerisinde gözenek ve boşluk oluşma potansiyeli, çekme mukavemetini daha da zayıflatarak malzemenin düşük stres seviyelerinde kırılmaya daha yatkın hale gelmesine neden olmaktadır(Manrique vd., 2019).

Grafen takviyesi ise, grafitle kıyasla çekme mukavemeti üzerinde çok daha olumlu bir etkiye sahiptir. %0.5 grafen ile takviye edilen AA2024, 251 MPa çekme mukavemetine ulaşırken, grafen içeriği %1.5'e yükseldiğinde bu değer 298 MPa'ya ulaşmaktadır. Grafenin yüksek boy/en oranı ve mekanik mukavemeti, matris ile grafen partikülleri arasında mükemmel yük transferi sağlayarak mukavemeti artırır. Grafitin aksine, grafenin iki boyutlu yapısı ve matris ile güçlü arayüzey etkileşimleri, stresin daha iyi dağılmasına ve genel mekanik özelliklerin iyileşmesine katkı sağlar. Ancak, %2 grafen takviyesinde çekme mukavemeti hafifçe 284 MPa'ya düşmektedir, bu da daha yüksek takviye seviyelerinde grafenin topaklanma veya homojen dağılmama eğiliminden kaynaklanmaktadır. Bu durum, yük transfer verimliliğini azaltarak mekanik performansın bir düşüş göstermesine neden olur.

KNT takviyesi de çekme mukavemeti üzerinde belirgin iyileşmelere yol açsa da, bu eğilim grafene göre daha düzensizdir. %0.5 KNT ile takviye edilen AA2024'ün çekme mukavemeti 243 MPa'ya yükselirken, %1 KNT ile bu değer 266 MPa'ya ulaşır. Ancak, %1.5 ve %2 KNT takviyelerinde çekme mukavemeti sırasıyla 244 MPa ve 184 MPa'ya düşmektedir. Mikroyapı içerisinde homojen dağılmış KNT partikülleri başlangıçta yük dağılımını iyileştirerek ve dislokasyon hareketini kısıtlayarak çekme mukavemetini artırır. Ancak KNT içeriği arttıkça aglomerasyon riski daha belirgin hale gelir ve matris içinde düzensiz bir dağılım oluşabilir. Özellikle %2 KNT takviyesinde büyük bir düşüş söz konusu olmuştur. Şekil 3.28'de görüldüğü üzere K₂ kodlu numunenin XRD deseninde Al₄C₃ fazına rastlanmaktadır. Alam ve Kumar (2016) Al-C arayüzeyinde oluşan bu intermetalik fazın matris ile takviye arasındaki güçlü bağlanmayı bağlanmayı olumsuz yönde etkilediğini

belirtmektedirler. Bununla birlikte Al_4C_3 fazı kırılğan bir yapıya sahiptir ve kompozitlerin çekme mukavemetinin düşmesinden önemli bir rol oynarlar. Dolayısıyla aglomerasyonun yanında Al_4C_3 fazının varlığı, K_2 kodlu numunenin çekme mukavemetindeki büyük düşüşü açıklamaktadır.



Şekil 3.32. (a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin değişimi

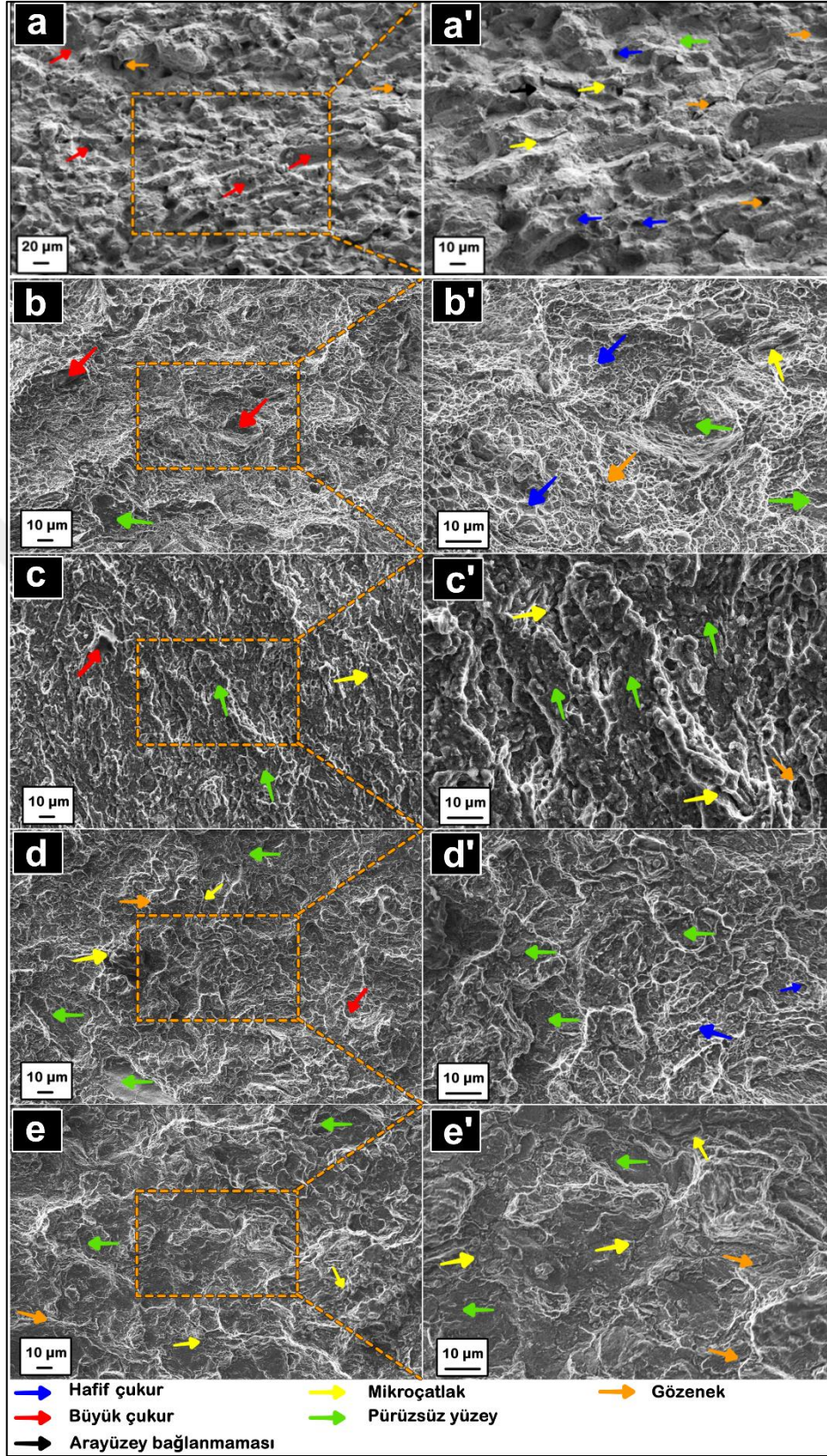
B₄C'nin grafit, grafen veya KNT ile birleştirildiği hibrit nanokompozitlerde, çekme mukavemeti değerleri sert B₄C partikülleri ile ikincil takviyelerin etkileşimini yansıtmaktadır. Örneğin, %0.25 B₄C ve %0.25 grafit ile takviye edilen AA2024, 233 MPa çekme mukavemetine sahiptir; bu değer, sadece grafit ile takviye edilmiş kompozitlerden daha yüksek, ancak B₄C ile takviye edilmiş kompozitlerden daha düşüktür. Bu durum B₄C'nin grafitin zayıflatıcı etkilerini bir miktar dengelediğini, ancak genel çekme mukavemetinin hala sadece B₄C ile takviye edilen kompozitlere göre daha düşük olduğunu göstermektedir. B₄C ve grafit içerikleri %0.75'e çıkarıldığında, çekme mukavemeti 253 MPa'ya yükselir, %1'e çıkarıldığında ise 239 MPa'ya düşer. Dolayısıyla, B₄C takviyesi, grafit takviyeli kompozitlerin mekanik özelliklerini iyileştirebilmesine rağmen, grafitin yük transferi ve arayüzey bağlanma kapasitesindeki sınırlamaları mukavemetin düşmesine neden olur.

B₄C ve grafen ile takviye edilen hibrit kompozitlerde ise, çekme mukavemeti değerleri hibrit nanokompozitler içerisinde en yüksek değerlere sahiptir ve artan grafen takviyesiyle sürekli artış göstermektedir. Bu durum grafenin yapı içerisinde homojen dağılımının tüm takviye oranlarında sağlandığını göstermektedir. B₄C/KNT hibrit nanokompozitler

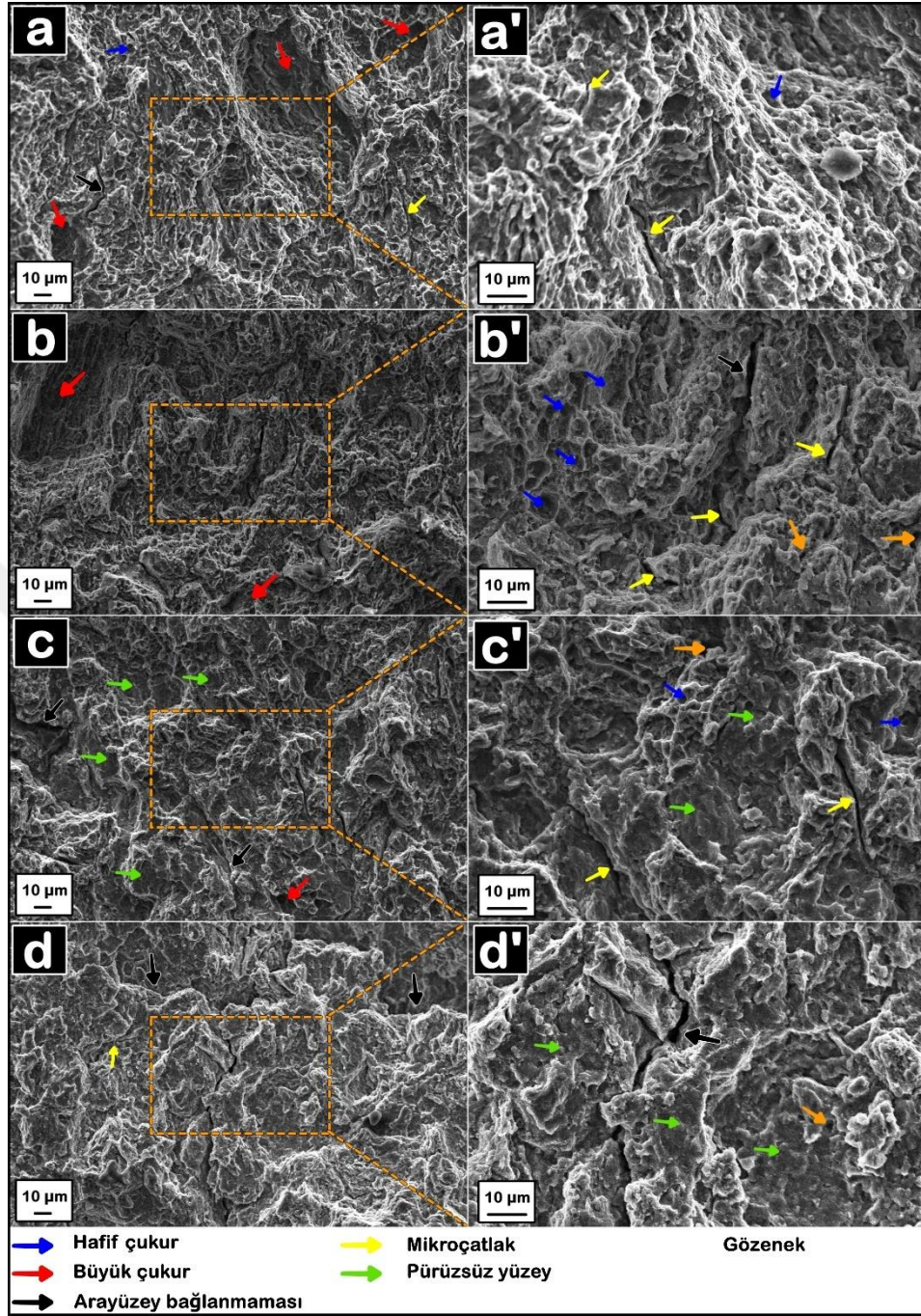
B₄C/grafen takviyesine göre daha düşük, B₄C/Grafit takviyesine göre daha yüksek çekme mukavemeti değerleri göstermektedir. Bununla birlikte artan toplam takviye oranıyla (%1.5) çekme değerleri artarken, toplam takviye miktarı %2 olduğunda çekme mukavemetinde düşüş meydana gelir.

Şekil 3.33, Şekil 3.34, Şekil 3.35, Şekil 3.36, Şekil 3.37, Şekil 3.38, Şekil 3.39’da sırasıyla AA2024/B₄C, AA2024/Grafit, AA2024/Grafen, AA2024/KNT, AA2024/B₄C/Grafit, AA2024/B₄C/Grafen ve AA2024/B₄C/KNT nanokompozit ve hibritlerin kırılma yüzeyi görüntüleri takviye oranına bağlı olarak gösterilmiştir.

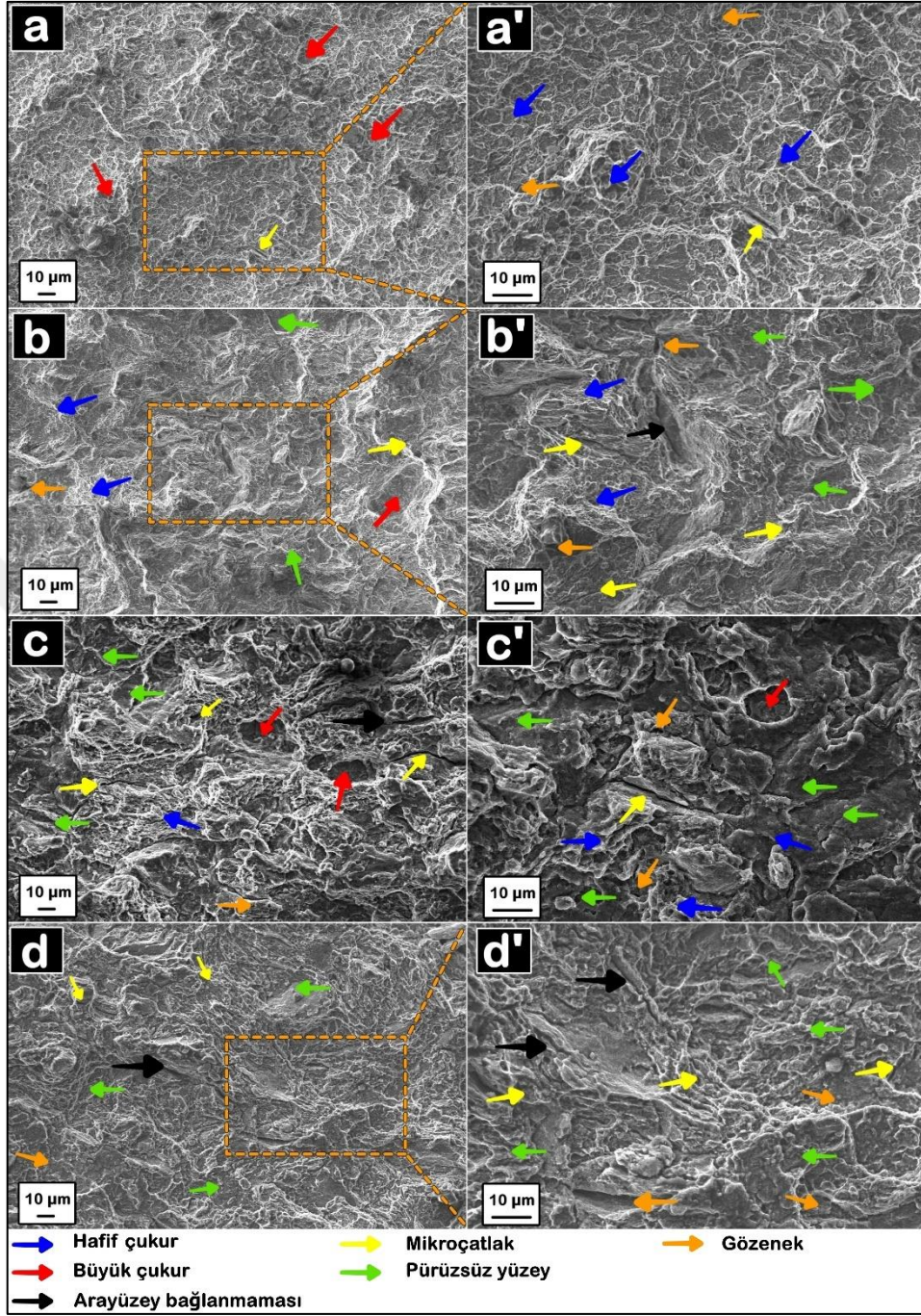




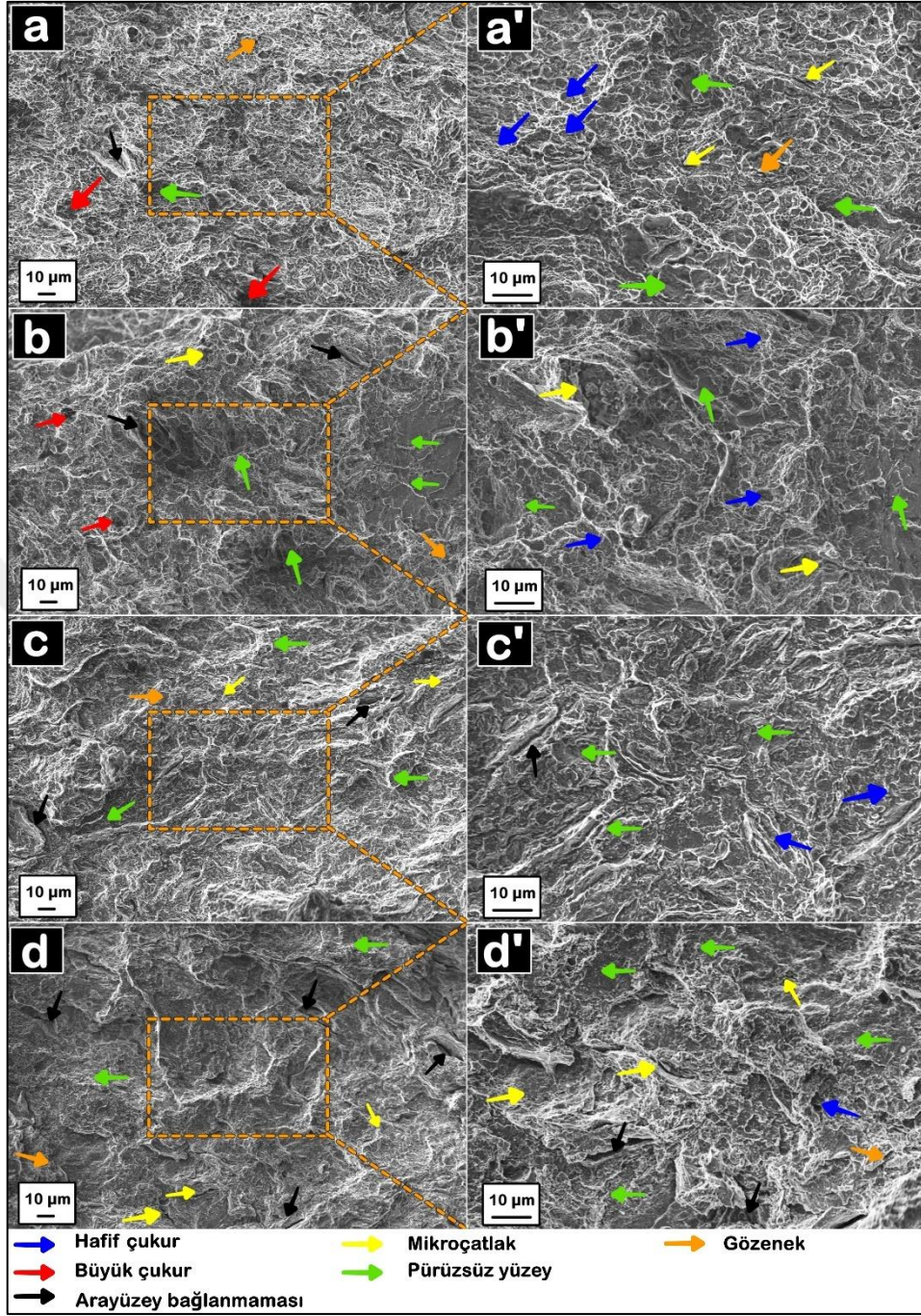
Şekil 3.33. AA2024 ve AA2024/B₄C nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelerdeki SEM resimleri: (a-a') Al, (b-b') B_{0.5}, (c-c') B₁, (d-d') B_{1.5} ve (e-e') B₂



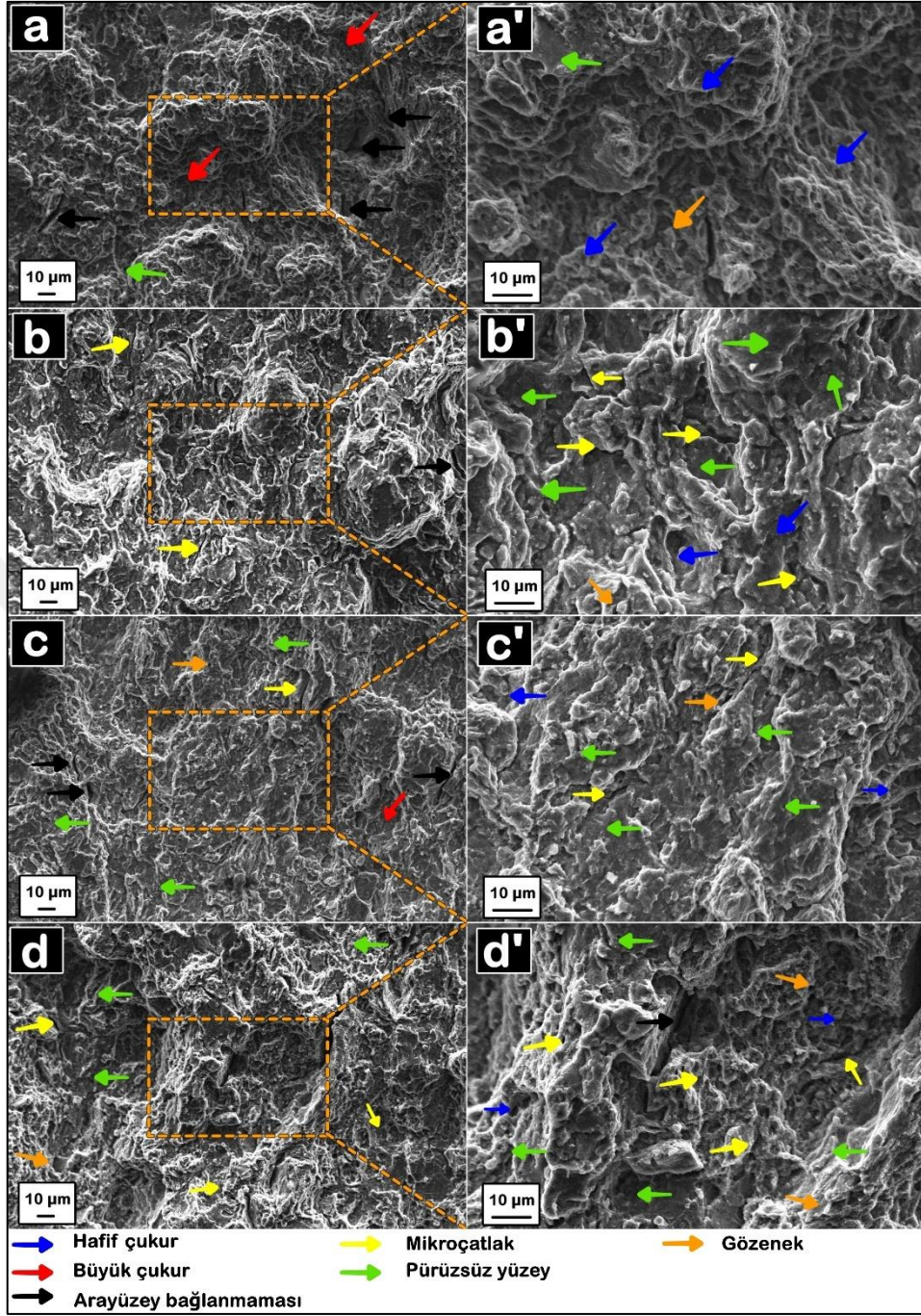
Şekil 3.34. AA2024/Grafit nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelerdeki SEM resimleri: (a-a') C_{0.5}, (b-b') C₁, (c-c') C_{1.5} ve (d-d') C₂



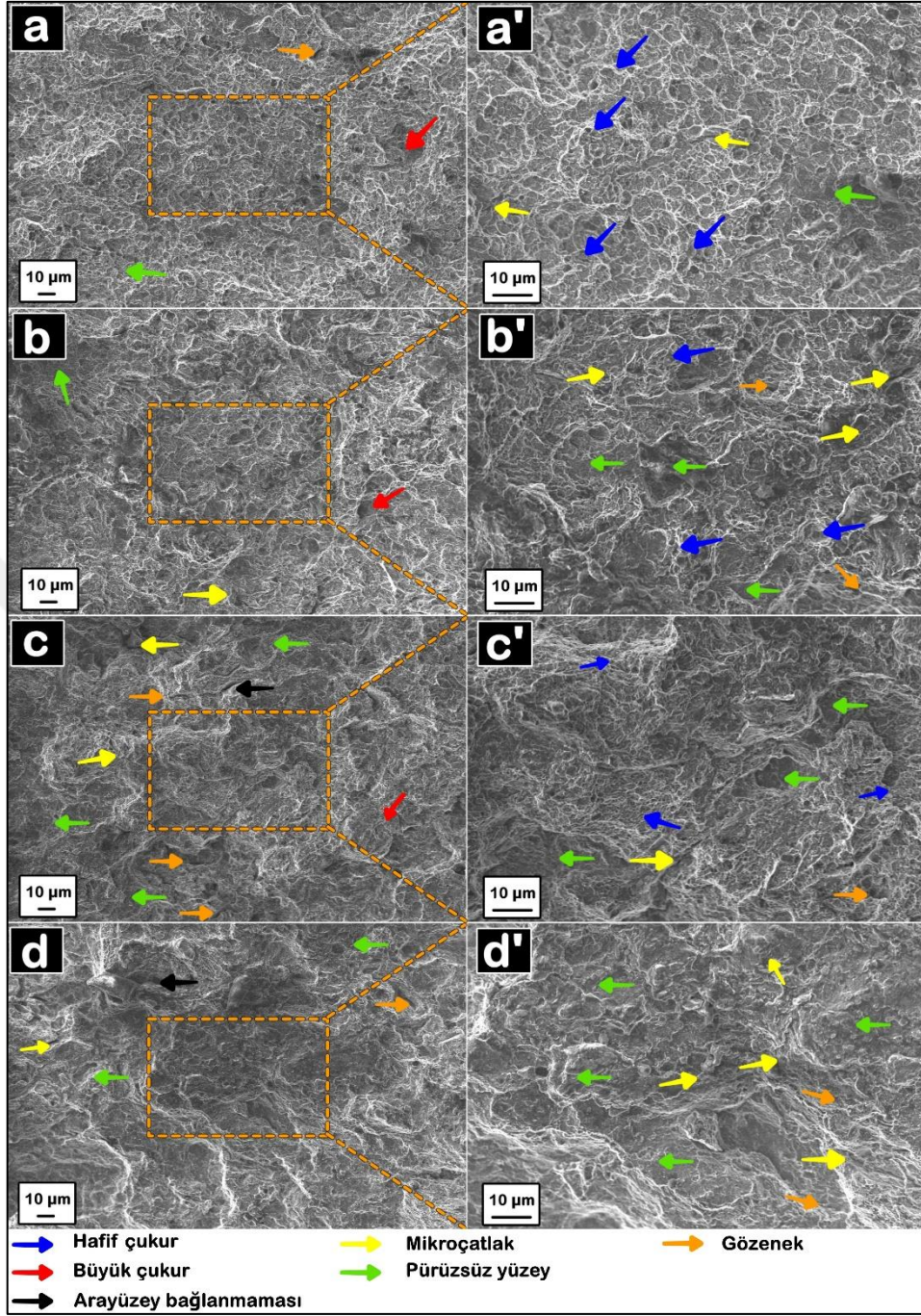
Şekil 3.35. AA2024/Grafen nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelerdeki SEM resimleri: (a-a') $G_{0.5}$, (b-b') G_1 , (c-c') $G_{1.5}$ ve (d-d') G_2



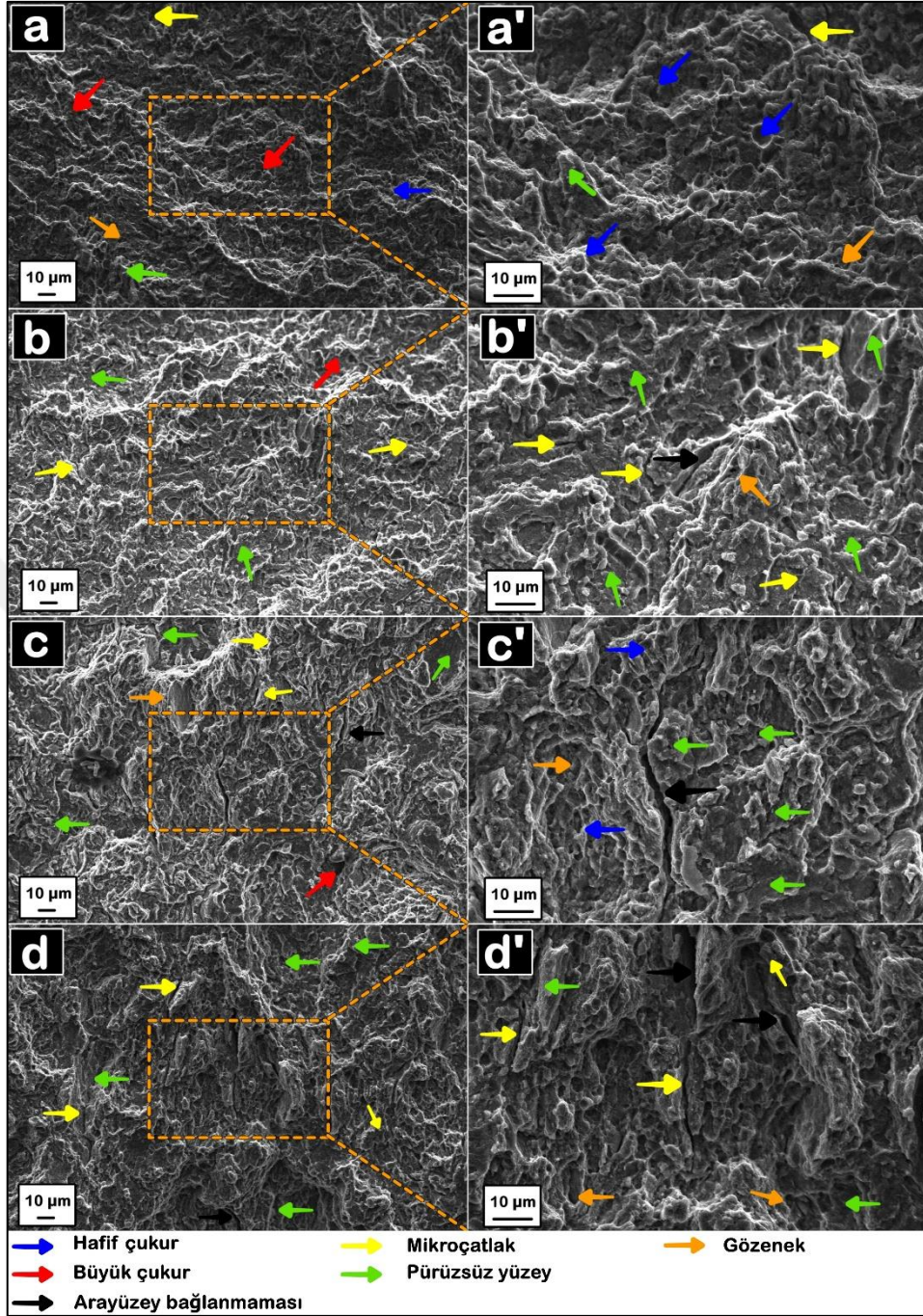
Şekil 3.36. AA2024/KNT nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelerdeki SEM resimleri: (a-a') $K_{0.5}$, (b-b') K_1 , (c-c') $K_{1.5}$ ve (d-d') K_2



Şekil 3.37. AA2024/B₄C/Grafit hibrit nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelerdeki SEM resimleri: (a-a') HC_{0.5}, (b-b') HC₁, (c-c') HC_{1.5} ve (d-d') HC₂



Şekil 3.38. AA2024/B₄C/Grafen hibrit nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelelerdeki SEM resimleri: (a-a') HG_{0.5}, (b-b') HG₁, (c-c') HG_{1.5} ve (d-d') HG₂



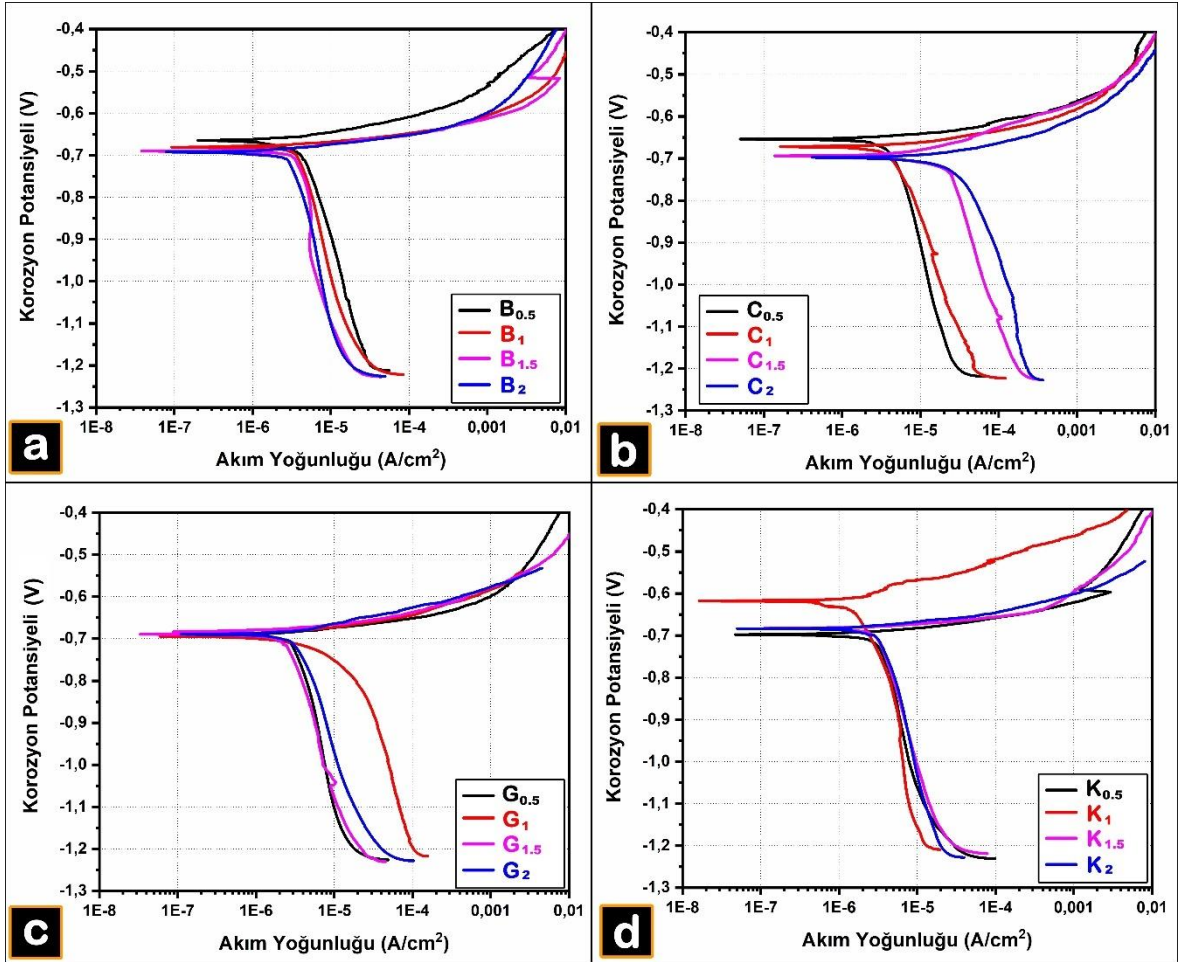
Şekil 3.39. AA2024/B₄C/KNT hibrit nanokompozitlerinin kırılma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmelelerdeki SEM resimleri: (a-a') HK_{0.5}, (b-b') HK₁, (c-c') HK_{1.5} ve (d-d') HK₂

3.2.7. Korozyon Davranışı

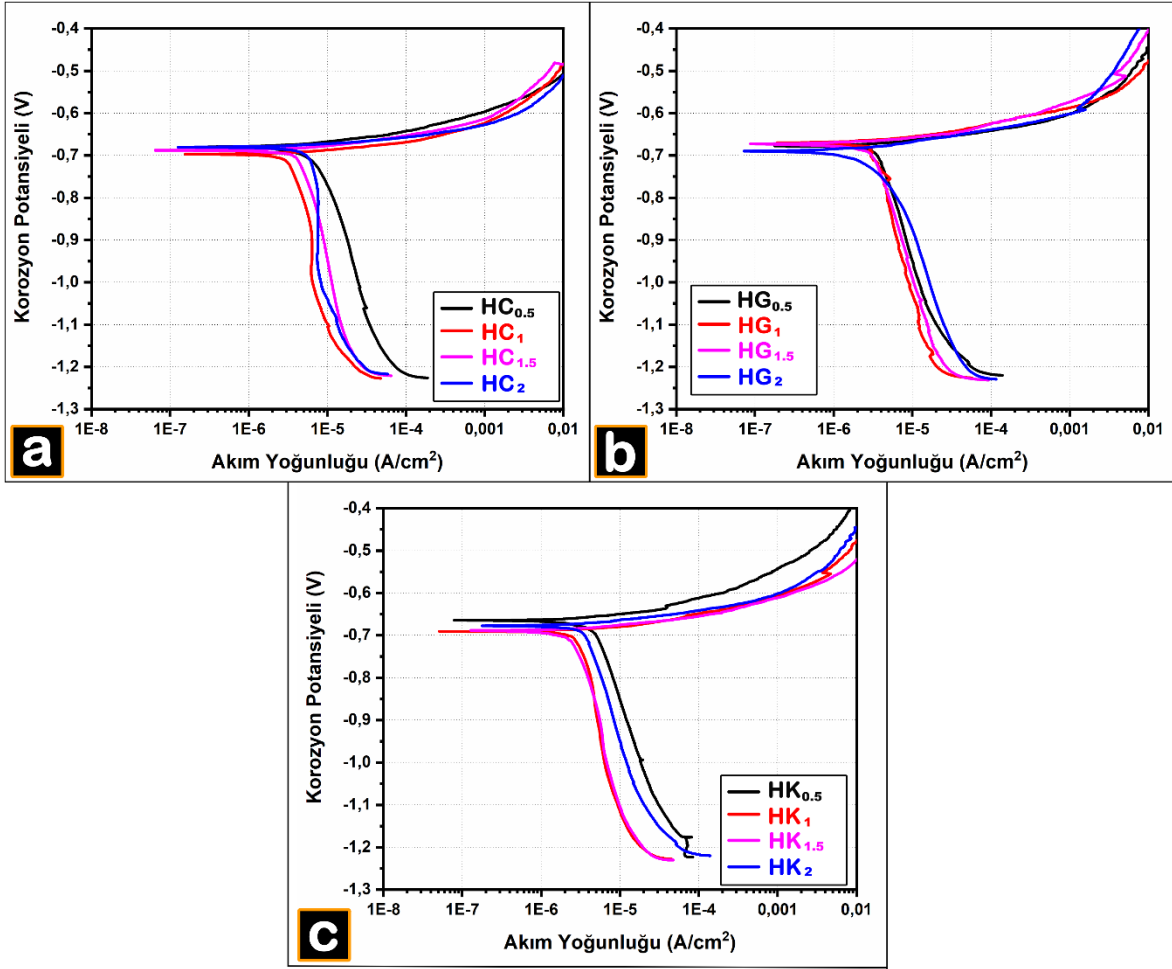
Üretilen numunelerin korozyon davranışlarını belirlemek için %3.5'lik NaCl çözeltisi içerisinde potansiyodinamik polarizasyon testleri gerçekleştirilmiş ve bu testlerden elde

edilen tafel eğrileri nanokompozitler için Şekil 3.40'ta ve hibrit nanokompozitler için Şekil 3.41'de gösterilmiştir. Tafel grafikleri, bir malzemenin korozyon davranışını kapsamlı bir şekilde inceleyerek, korozyon potansiyeli (E_{corr}) ile korozyon akım yoğunluğu (I_{corr}) arasındaki ilişkiyi katodik ve anodik eğriler üzerinden detaylandırır. Katodik polarizasyon eğrileri, genellikle numunelerin yüzeyinde meydana gelen katodik reaksiyonları ve bu süreçte ortaya çıkan hidrojen gazı salımını temsil ederken; anodik polarizasyon eğrileri, numunelerin anodik çözünme süreçlerini ve bu çözünmenin hızını gösterir. Anodik çözünme, malzemenin metalik yapısının korozyon sonucunda iyonik hale geçişi ile doğrudan ilişkilidir. Bu iki polarizasyon eğrisi, elektrokimyasal korozyon mekanizmalarını anlamak için kritik bir veri sağlamaktadır (Frankel, 2016; Kutz, 2012; Mokaddem vd., 2010).

Korozyon davranışını doğru bir şekilde analiz edebilmek için E_{corr} ve I_{corr} değerlerinin kesin ve doğru bir şekilde belirlenmesi gereklidir. Yapılan çalışmada, malzemelere uygulanan korozyon testleri sonucunda elde edilen polarizasyon eğrileri, her malzemenin korozyon mekanizmasını detaylandırarak nanokompozit ve hibrit nanokompozitler arasında karşılaştırmalar yapılmasına olanak sağlamaktadır. Bu eğrilerde katodik ve anodik rejimler arasındaki benzerlikler, her numunenin korozyona karşı geliştirdiği direncin temelini anlamada önemli bilgiler sunmaktadır. Tüm numunelerde gözlemlenen pasifleşme bölgesi, malzemelerin korozyon sırasında bir koruyucu tabaka oluşturarak korozyon hızının belirli bir seviyeye kadar yavaşladığını işaret eder. Pasifleşme bölgesinin genişliği ve potansiyel aralığı, kompozitlerde kullanılan takviyelerin pasif tabaka oluşturma yeteneği ve bu tabakanın sürekliliği ile doğrudan ilişkilidir (Liu vd., 2023). Özellikle, pasifleşme bölgesi geniş olan numuneler, daha düşük I_{corr} ve daha yüksek E_{corr} değerleri ile daha iyi korozyon direnci sergilemektedir (Heikal ve Awad, 2011). Katodik eğrilerdeki benzerlikler, numunelerin yüzeyinde gerçekleşen hidrojen evrimi süreçlerinin her kompozit için benzer bir mekanizmayla işlediğini gösterirken, anodik eğrilerdeki farklar, her bir kompozitin anodik çözünme mekanizmasının farklı olduğunu ve korozyonun hızlandığı durumlarda takviyenin türüne göre değişiklik gösterdiğini ortaya koymaktadır (Frankel, 2016; Kubiszal vd., 2007; Wang vd, 2017).



Şekil 3.40. Nanokompozit numunelerin korozyon deneyleri sonrasında elde edilen tafel eğrileri: (a)AA2024/B₄C, (b) AA2024/Grafit, (c) AA2024/Grafen ve (d) AA2024/KNT



Şekil 3.41. Hibrit nanokompozit numunelerin korozyon deneyleri sonrasında elde edilen tafel eğrileri: (a)AA2024/B₄C/Grafit, (b) AA2024/ B₄C/Grafen ve (c) AA2024/B₄C/KNT

Tüm numunelerin korozyon akım yoğunluğu (I_{corr}), korozyon potansiyelleri (E_{corr}) ve korozyon hızları tafel ekstrapolasyon yöntemi kullanılarak bulunmuş ve Tablo 3.2'de listelenmiştir. I_{corr} , bir malzemenin korozif bir ortamda yüzeyinde meydana gelen elektrokimyasal reaksiyonların hızını gösterir. I_{corr} , doğrudan malzemenin korozyon hızı ile ilişkilidir ve ne kadar yüksekse, malzeme o kadar hızlı korozyona uğrar(Wang vd., 2017). Eğer takviye miktarı arttıkça I_{corr} azalırsa, bu, kompozitin daha iyi korozyon direncine sahip olduğunu gösterir(Heakal ve Awad, 2011). Bu azalma, takviye malzemesinin aşındırıcı türlerin metal matrisine ulaşmasını engellediği veya yavaşlattığı anlamına gelir. Örneğin, B₄C takviyeli kompozitlerde, B₄C içeriği %0.5'ten %2'ye arttıkça I_{corr} azalır (4.97 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 'den 3.47 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 'ye düşer). Bu, B₄C parçacıklarının korozif maddelerin AA2024 matrisine ulaşmasını zorlaştıran bir fiziksel bariyer oluşturduğunu ve böylece korozyondan sorumlu elektrokimyasal reaksiyonları yavaşlattığını gösterir. Literatürde yapılan

çalışmalarda B_4C 'nin korozyona karşı bir bariyer görevi üstlendiğini doğrulamaktadır(Çanakçı vd., 2024; Güler vd., 2020; Zhou vd., 2020). Grafen takviyeli örneklerde ise I_{corr} değerlerinin oldukça düşük olduğu gözlemlenir (örneğin, %1 grafende $1.32 \mu A/cm^2$). Bu, grafenin mükemmel bariyer özelliklerini yansıtır. Grafenin atomik yapısı, büyük yüzey alanı ve gazlar ile sıvılara karşı geçirimsizliği sayesinde, koroziif elementlerin metalle etkileşimini engelleyen bir kalkan görevi görür(Healy vd, 2020; Hui vd., 2014). Diğer yandan, I_{corr} arttığında, bu durum malzemenin korozyona karşı daha duyarlı olduğunu gösterir. Örneğin, grafit takviyeli kompozitlerde, grafit miktarı arttıkça I_{corr} 'de belirgin bir artış görülür. %2 grafit içeren kompozitte I_{corr} $21.65 \mu A/cm^2$ 'ye çıkar ve bu da hızlı korozyona işaret eder. Bunun nedeni, grafitin alüminyum ile galvanik hücreler oluşturabilmesi ve bu galvanik etkiler nedeniyle korozyon hızının artmasıdır(Hihara ve Latanision, 1993).

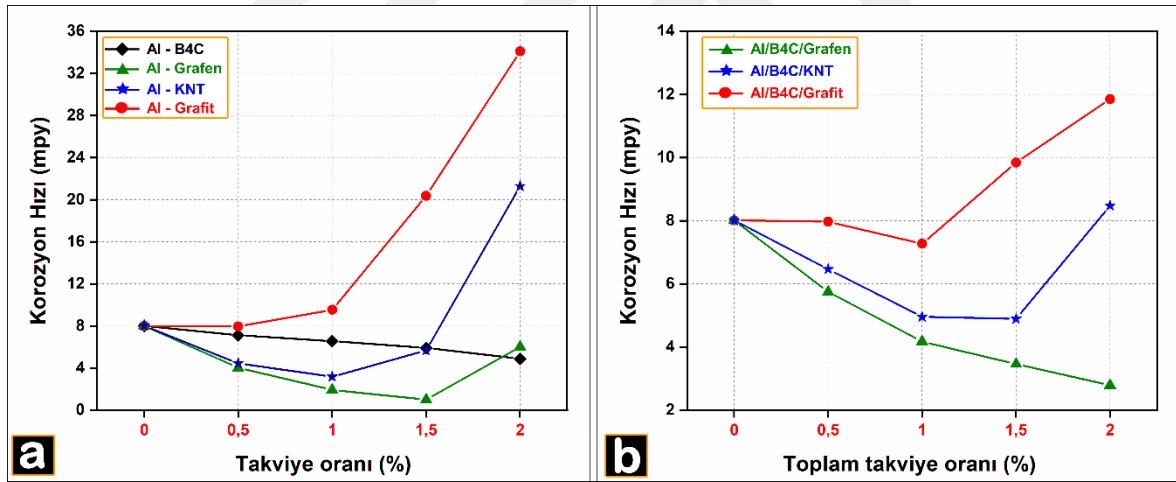
E_{corr} , bir malzemenin belirli bir ortamda korozyona uğrama eğilimini termodinamik olarak gösterir. E_{corr} 'un daha negatif olması, malzemenin daha aktif olduğunu ve korozyona eğilimli olduğunu gösterir, oysa daha pozitif E_{corr} değeri, malzemenin daha asil olduğunu ve korozyona daha dayanıklı olduğunu gösterir. E_{corr} daha negatif hale geldiğinde, bu genellikle takviye malzemesinin koruyucu bir bariyer görevi gördüğünü ve malzemenin korozyon direncinin iyileştiğini gösterir, ancak bu her zaman geçerli olmayabilir(Frankel, 2016; Heikal ve Awad, 2011; Kubisztal vd., 2007). Bazen daha negatif bir E_{corr} , galvanik bir çift oluşturan aktif bir anot malzemesini de işaret edebilir. Örneğin, B_4C takviyeli kompozitlerde, B_4C içeriği arttıkça E_{corr} daha negatif hale gelir ($B_{0.5}$ -665 mV'den B_2 'de -689 mV'ye). Bu kayma, takviye edilen malzemenin korozyona karşı daha dirençli olduğunu ve B_4C parçacıklarının inert bir bariyer oluşturarak alüminyum matrisinin çevre ile reaksiyona girmesini engellediğini gösterir. Ancak, grafit takviyeli kompozitlerde, E_{corr} daha da negatif hale gelir ve -698 mV'ye kadar düşer (%2 grafit için). Bu negatif kayma, galvanik korozyonun bir göstergesidir; burada grafit katot görevi görürken alüminyum anot olarak hareket eder ve daha hızlı korozyona uğrar.

Tablo 3.2. Farklı takviye türü ve miktarına bağlı olarak korozyon deneyleri sonrasındaki korozyon parametreleri

Sembol	I_{corr} ($\mu A/cm^2$)	E_{corr} (mV)	Korozyon hızı (mm/yıl)
Al	5,68	-654	8,014
B0.5	4,97	-665	7,127
B1	4,45	-681	6,573
B1.5	4,24	-690	5,925
B2	3,47	-689	4,897
C0.5	5,45	-685	7,969
C1	6,53	-672	9,543
C1.5	13,51	-694	20,37
C2	21,65	-698	34,09
G0.5	2,69	-692	4,039
G1	1,32	-694	1,934
G1.5	0,643	-687	1,011
G2	4,829	-690	6,024
K0.5	3,05	-698	4,462
K1	1,79	-618	3,191
K1.5	3,82	-683	5,69
K2	15,67	-684	21,28
HC0.5	5,76	-680	7,972
HC1	4,37	-697	7,274
HC1.5	6,29	-688	9,844
HC2	7,15	-681	11,853
HG0.5	3,79	-626	5,748
HG1	3,24	-670	4,177
HG1.5	2,59	-673	3,462
HG2	1,94	-690	2,791
HK0.5	4,43	-665	6,467
HK1	3,85	-691	4,957
HK1.5	3,47	-689	4,897
HK2	5,64	-677	8,478

Şekil 3.42’de takviye türü ve içeriğine bağlı olarak korozyon hızlarındaki değişim gösterilmektedir. Korozyon hızı, bir malzemenin belirli bir ortamda ne kadar hızlı bir şekilde aşındığını gösterir. Korozyon hızı, hem malzemenin elektrokimyasal özelliklerine, mikro yapısına, gözenekliliğine ve takviyenin dağılımına bağlı olarak değişir.(Frankel, 2016; Hui vd, 2014). B₄C takviyeli kompozitlerde, B₄C içeriği arttıkça korozyon hızı sürekli olarak azalır. Örneğin, korozyon hızı %0.5 B₄C’de 7.127 mm/yıl iken, %2 B₄C’de 4.897 mm/yıl’a düşer. Bu düşüş, B₄C’nin yüksek kimyasal stabilitesi ve elektrokimyasal reaksiyonlara karşı direnci ile açıklanabilir. Grafen takviyeli kompozitlerde, korozyon hızı çok daha düşüktür.

Özellikle %1 grafende, korozyon hızı sadece 1.934 mm/yıl'dır ve bu da grafenin korozif elementlere karşı etkili bir bariyer oluşturma yeteneğini gösterir. Buna karşılık, en yüksek korozyon hızları grafit takviyeli nanokompozitlerde görülmüştür. Ayrıca Şekil 3.42a'da görüldüğü üzere, grafit içeriği arttıkça korozyon hızı önemli ölçüde artar; %2 grafit kompoziti, 34.09 mm/yıl korozyon hızına sahiptir. Bu artış, galvanik korozyonun etkisiyle açıklanır. Grafit ile alüminyum arasında oluşan galvanik çift, korozyon hızını arttıran temel faktördür. Artan grafit oranıyla korozyon hızındaki artışın bir diğer nedeni ise yapı içerisindeki porozite ve aglomerasyondur. Aglomerasyon ve porozitenin artması, korozyonun geniş yüzeylerde daha hızlı ve kolay bir şekilde ilerlemesine ve malzemenin iç bölgesine daha kolay ulaşmasına neden olarak hem çukurcuk korozyonunu hem de galvanik korozyonu tetikleyerek korozyonun hızının artmasına neden olur (Hihara ve Latanision, 1993; Obot, 2021). KNT takviyeli nanokompozitlerde %1'den sonra ve grafit takviyeli nanokompozitlerde %1.5'den sonra korozyonunun hızlanmasının sebebi yapıdaki porozitenin ve aglomerasyon bölgelerinin artmasıdır.



Şekil 3.42. (a) Nanokompozit ve (b) hibrit nanokompozit numunelerin takviye türü ve içeriğine bağlı olarak korozyon hızlarının değişimi

Şekil 3.42b'de hibrit nanokompozitler için korozyon hızı grafikleri verilmiştir. B4C/grafen takviyeli hibritler en düşük korozyon hızına dolayısıyla en yüksek korozyon direncine sahiptirler. Bununla birlikte en düşük değerler yine grafit takviyeli hibritlerde gözlemlenmiştir. Yapıdaki aglomerasyon ve porozitenin artması nedeniyle KNT ve grafit takviyeli hibritlerde %1'den sonraki takviyelerde korozyon hızında önemli oranda artış gözlemlenmiştir.

3.2.8. Aşınma Davranışı

Şekil 3.43 ve Şekil 3.44’de 5N ve 25N’luk aşınma yükü altında AA2024 ve nanokompozit numunelerin aşınma oranları ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri gösterilmiştir. AA2024 alaşımı düşük sertliği ve aşınmayı azaltacak bir takviyeyi barındırmaması nedeniyle hem düşük hem de yüksek aşınma yükünde en yüksek aşınma oranlarına sahiptir. Sertliğin düşük olması aşınma sırasında AA2024 alaşımının karşı yüzeyle temas ettiğinde kolayca aşınıp malzeme kaybına uğramasına yol açar. AA2024 alaşımı 5N’luk aşınma yükü altında $153 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ve 25 N’luk aşınma yükünde $295 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ’lik bir aşınma oranı sergiler. AA2024 alaşımına B₄C takviye edilmesiyle aşınma oranlarında büyük bir düşüş olurken, sürtünme kuvvetinde artma meydana gelir. B_{0.5} kodlu numunenin 5N aşınma yükünde aşınma oranı $36.8 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ve ortalama sürtünme katsayısı ise 0.38 μ ’dür. Görüldüğü üzere en düşük B₄C takviye oranında bile aşınma oranı yaklaşık %75 oranında azalmıştır. En yüksek B₄C içeriğine sahip B₂ kodlu numunede ise aşınma oranları 5N ve 25N için sırasıyla $18.7 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ve $48.7 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olarak elde edilmiş ve AA2024 alaşımıyla kıyaslandığında 5N’da yaklaşık %88 ve 25 N’da ise %84’lük bir azalma gözlemlenmiştir. B₄C’nin AA2024’ün yapısına dahil edilmesi malzemenin sertliğini büyük ölçüde arttırarak aşınma mekanizmasını değişmesine neden olur. Nano boyutlu B₄C içeren nanokompozitlerde gelişmiş aşınma direnci, öncelikle yük taşıma kapasitesinden ve matris ile takviye arasında kurulan sağlam arayüzden kaynaklanmaktadır. B₄C ve Al matris arasındaki termal genleşme katsayılarındaki eşitsizlik, yüksek dislokasyon yoğunluğu ve termal gerilmelerle sonuçlanır. Bunlar da dislokasyon hareketine engel olarak işlev görür ve aşınma direncini etkili bir şekilde artırır. Sonuç olarak, B₄C partikülleri kompozit sertliğini artırarak ve yüzey aşınmasına karşı koruyucu bir bariyer oluşturarak aşınma direncini artmasını sağlar(Çelebi vd., 2023; Liu, vd., 2019).

Bununla birlikte artan B₄C takviyesiyle aşınma oranı azalmasına rağmen ortalama sürtünme katsayısının dikkat çekicidir. Aşınma ve sürtünme her zaman paralel sonuçlar vermeyebilir. Sürtünme katsayısı iki yüzey arasındaki kayma direncini ifade eder ve sert partiküller ilavesiyle temas eden yüzeyler arasında daha yüksek bir temas basıncı meydana geleceğinden kayma direnci yani sürtünme katsayısı artar(Uthayakumar vd., 2013). Sürtünme katsayısının azalması yapı içerisine yağlayıcı niteliği olan elemanların ilavesiyle gerçekleşir. En düşük sürtünme katsayısı değerlerinin grafit takviyeli kompozitlerde elde

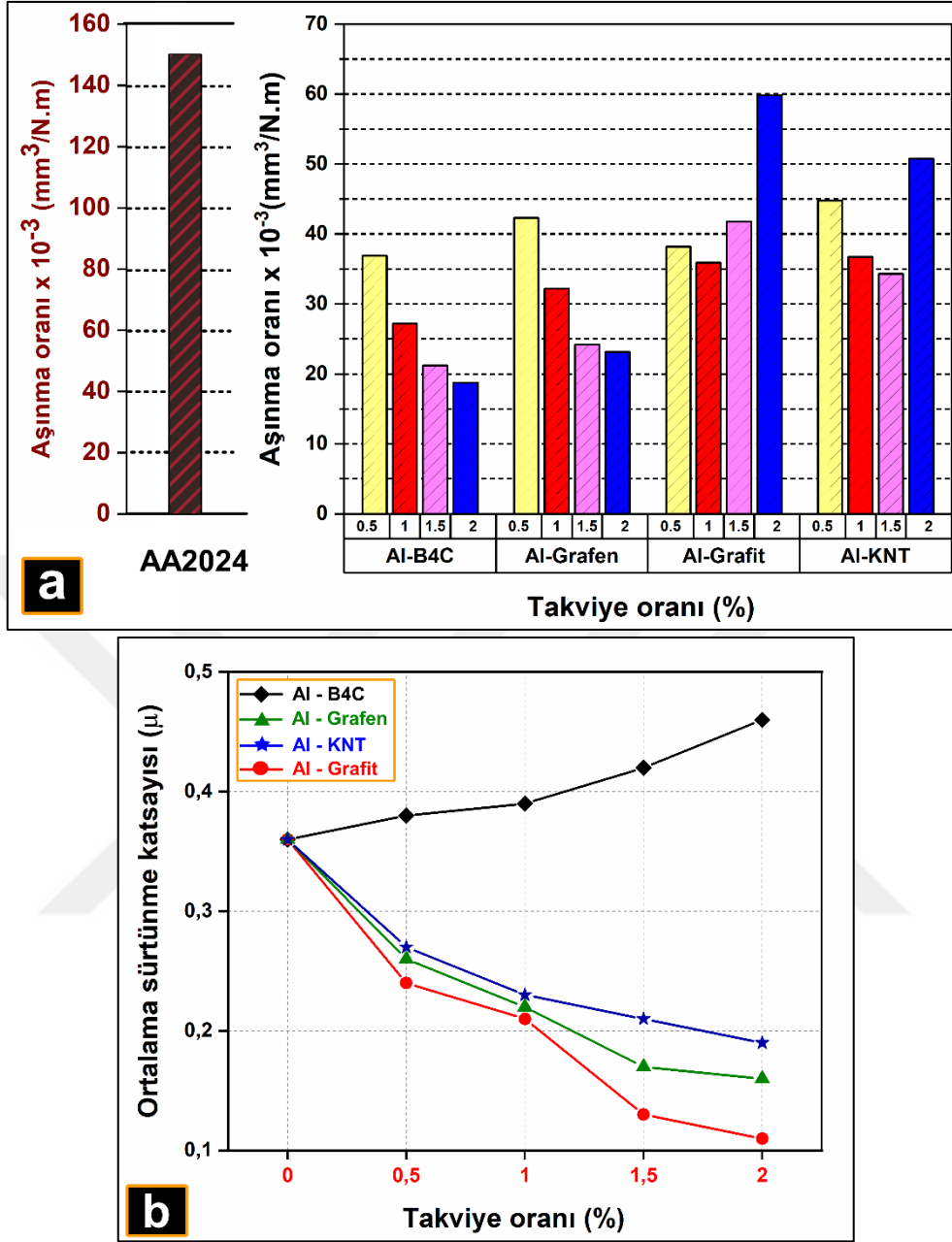
edilmesi, grafitin tabakalı yapısı nedeniyle mükemmel yağlama özelliği göstermesinin sonucudur (Zhang v.f., 2014).

Şekil 3.43a'da görüldüğü üzere 5N'luk aşınma yükünde ve düşük takviye oranında (%0.5) B₄C'den sonra en düşük aşınma oranı grafit takviyeli nanokompozitlerde görülmesi oldukça dikkat çekicidir. C_{0.5} kodlu numunenin sertlik değeri 102 HB'dir, bu değer G_{0.5} ve K_{0.5} kodlu numunelerden oldukça düşüktür. Ancak aşınma oranının G_{0.5} ve K_{0.5} kodlu numunelerden daha düşük olması, düşük takviye oranların grafitin yağlayıcılık özelliğinin oldukça baskın olduğunu göstergesidir. Ayrıca bu durum grafitin KNT ve grafenden çok daha yüksek bir yağlayıcılık özelliği gösterdiğini kanıtlamaktadır. Artan grafit oranıyla aşınma oranı artması, grafit partiküllerinin matris malzemesi ile zayıf bir bağlanma göstermesinden kaynaklanmaktadır. Böyle bir durumda grafit ile Al matris arasında güçlü bir bağ oluşmaz. Bu nedenle, takviye oranı arttıkça, grafitin Al matrise katkı sağlama potansiyeli azalır ve mekanik özelliklerin azalmasını neden olur. Zayıf bir matris-takviye bağı, kayma sırasında bu takviye parçacıklarının matris malzemeden kolayca ayrılmasına yol açar. Böylece, yüzeyde bulunan grafit parçacıkları kayma sırasında aşındırıcı kuvvetlere karşı yeterli direnç gösteremez ve sonuçta aşınma oranında artış olur. Bununla birlikte, grafit takviyeli nanokompozitlerde 25N'luk yük altında ise en düşük aşınma oranı değerlerini göstermiştir(Şekil 3.44). Bunun nedeni, grafit takviyeli nanokompozitlerin düşük mekanik özellikleri, yüksek yüklere karşı direnç gösterebilecek seviyede olmadığından kaynaklanır.

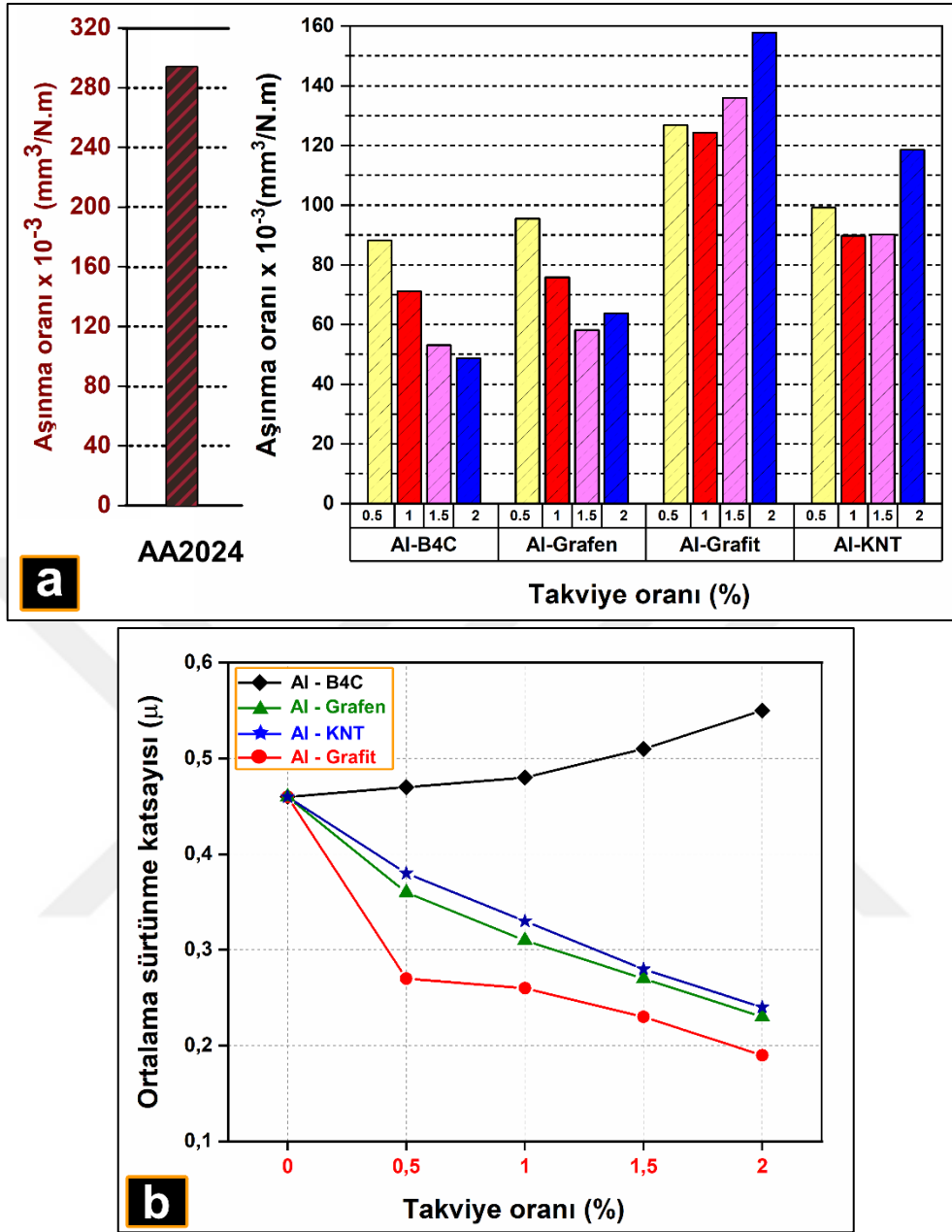
Grafen takviyeli nanokompozit numunelerin aşınma oranına önemli bir katkı sunduğu Şekil 3.43a ve 3.44a'dan açık bir şekilde görülmektedir. Öyle ki G_{0.5} kodlu numune 5 N'luk yük altında $42.3 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ ve 25 N'luk yükte ise $95.4 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ 'uk bir aşınma oranı sergilemiş ve B₄C'den sonra en düşük aşınma değerlerini göstermiştir. Grafen, yüksek sertlik ve mukavemet sağlamasının yanında, atomik yapısı nedeniyle de yağlayıcı bir etkisi vardır. Bununla birlikte homojen dağılımının sağlanması grafit ve KNT'ye göre daha kolaydır. Dolayısıyla KNT ve grafite oranla daha yüksek tribolojik özellik sergiler. Grafen takviyeli nanokompozitlerde, 5 N'luk yük altında grafen miktarının artmasıyla aşınma oranları kademeli olarak azalırken, 25 N'luk yük altında %2 grafen takviyesinde sertlik değerindeki azalmaya bağlı olarak aşınma oranında bir artış gözlemlenir. Bu durum, düşük yüklerde grafenin yağlayıcı özelliğinin aşınma oranı üzerinde daha etkili olduğunu, yüksek yüklerde ise mekanik özelliklerin daha belirleyici hale geldiğini göstermektedir. KNT takviyeli kompozitlerde de 5 N'luk yükte %1.5 takviye oranına kadar azalma daha sonra ise aglomerasyona ve mekanik özelliklerdeki düşüşe bağlı olarak bir azalma meydana gelir. 25

N'luk yük altında ise %1 takviye oranına kadar aşınma oranında azalma daha sonrasında bir artış gözlemlenmiştir. Farajollahi ve arkadaşları (2022), kompozitlerde sertlik değerlerinin aşınma direnciyle doğrudan bağlantılı olduğunu belirtmişlerdir. Ancak bu çalışmada, düşük aşınma yüklerinde KNT, grafit ve grafen gibi yağlayıcı özelliklere sahip malzemelerin, mekanik özelliklerdeki azalmayı belirli bir seviyeye kadar tolere edebildikleri, bu sayede aşınma direncini korudukları gözlemlenmiştir. Buna karşın, yüksek aşınma yüklerinde bu malzemelerin yağlayıcı etkisi yetersiz kalmakta ve mekanik özelliklerdeki zayıflama aşınma direncini olumsuz yönde etkilemektedir. Sonuç olarak, yüksek yüklerde aşınma performansı, mekanik dayanımın daha belirleyici bir rol oynadığı ortaya konmuştur.





Şekil 3.43. Takviyesiz AA2024 alaşımı ve farklı takviye oranlarına sahip nanokompozit numunelerin 5 N aşınma yükündeki (a) aşınma oranı ve (b) ortalama sürtünme katsayısının değişimi



Şekil 3.44. Takviyesiz AA2024 alaşımı ve farklı takviye oranlarına sahip nanokompozit numunelerin 25 N aşınma yükündeki (a) aşınma oranı ve (b) ortalama sürtünme katsayısının değişimi

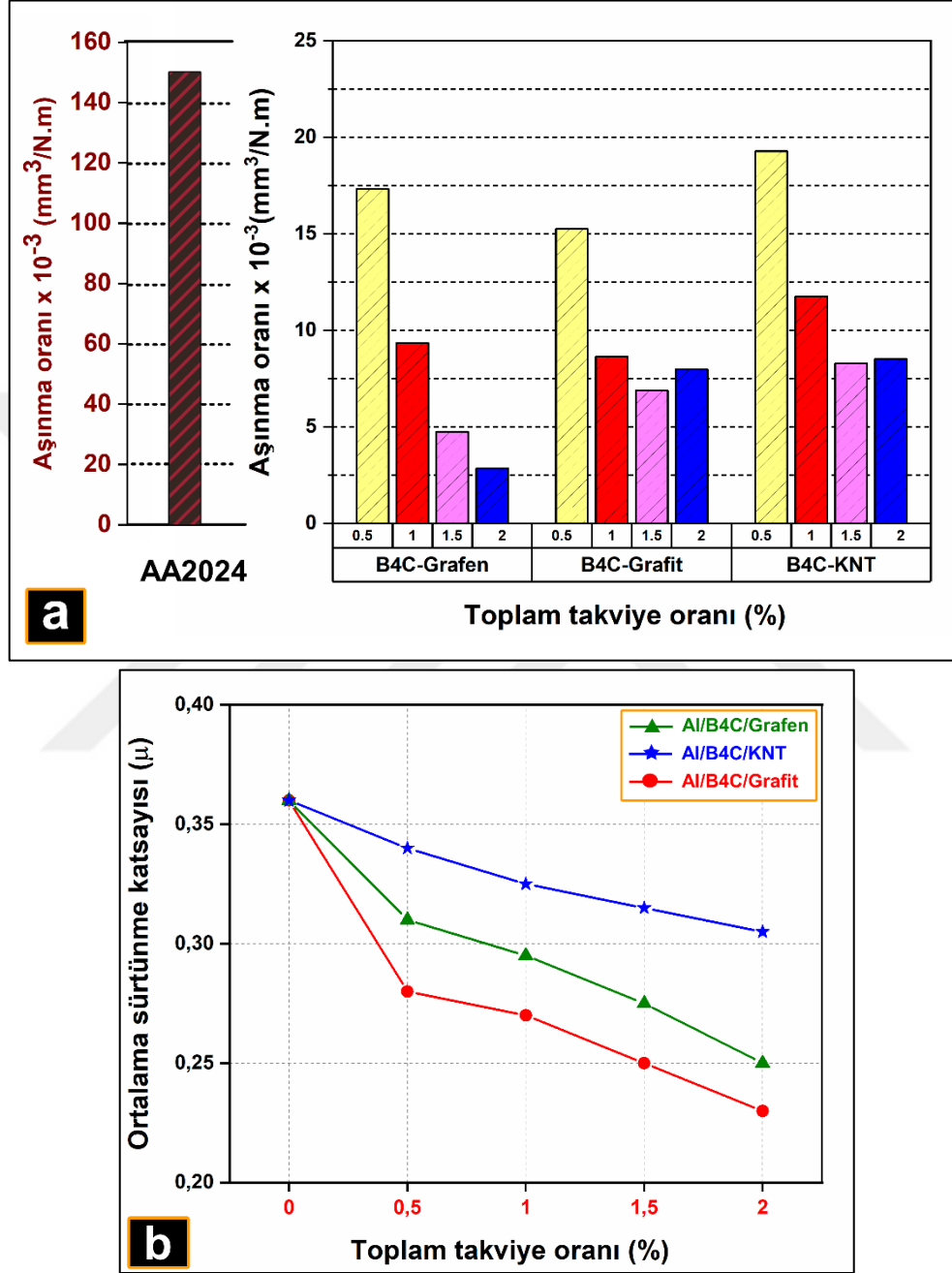
Şekil 3.45 ve Şekil 3.46’da 5N ve 25N’luk aşınma yükü altında AA2024 ve hibrit nanokompozit numunelerin aşınma oranları ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri gösterilmiştir. Tek takviyeli nanokompozitlerle kıyaslandığında hibrit nanokompozitlerde çok daha düşük aşınma oranları hem 5N hem de 25N’luk yüklerde elde edilmiştir. Bunun iki önemli nedeni vardır. Birincisi, hibrit kompozitlerde, birden fazla takviye malzemesi kullanıldığında sinerjik bir etki oluşmasını sağlar. B₄C’nin yüksek sertliği, aşındırıcı

kuvvetlere karşı yüzeyin dayanıklılığını artırırken; grafit, grafen ve KNT gibi kayganlaştırıcı malzemeler, sürtünmeyi azaltarak aşınma oranını daha da düşürür. Tek başına B₄C veya grafit/grafen/KNT kullanıldığında, bu malzemelerin sadece sertlik veya sadece kayganlık gibi tek bir özelliği etkili olurken, hibrit kompozitlerde bu özellikler bir araya gelerek aşınmaya karşı daha güçlü bir direnç gösterirler. İkincisi, tek takviyeli kompozitlerde, özellikle yüksek oranlarda kullanılan grafit, grafen ve KNT aglomerasyon eğilimi göstererek matris içinde homojen dağılmaktan uzaklaşır ve bu aşınma direncini azaltır. Ancak hibrit kompozitlerde, daha önce de belirtildiği gibi, B₄C diğer takviyelin matris tozu içerisine gömülmesini arttırarak aglomerasyonu azaltır ve daha homojen bir yapı sağlar. Bu durumda daha düşük aşınma oranları elde edilir.

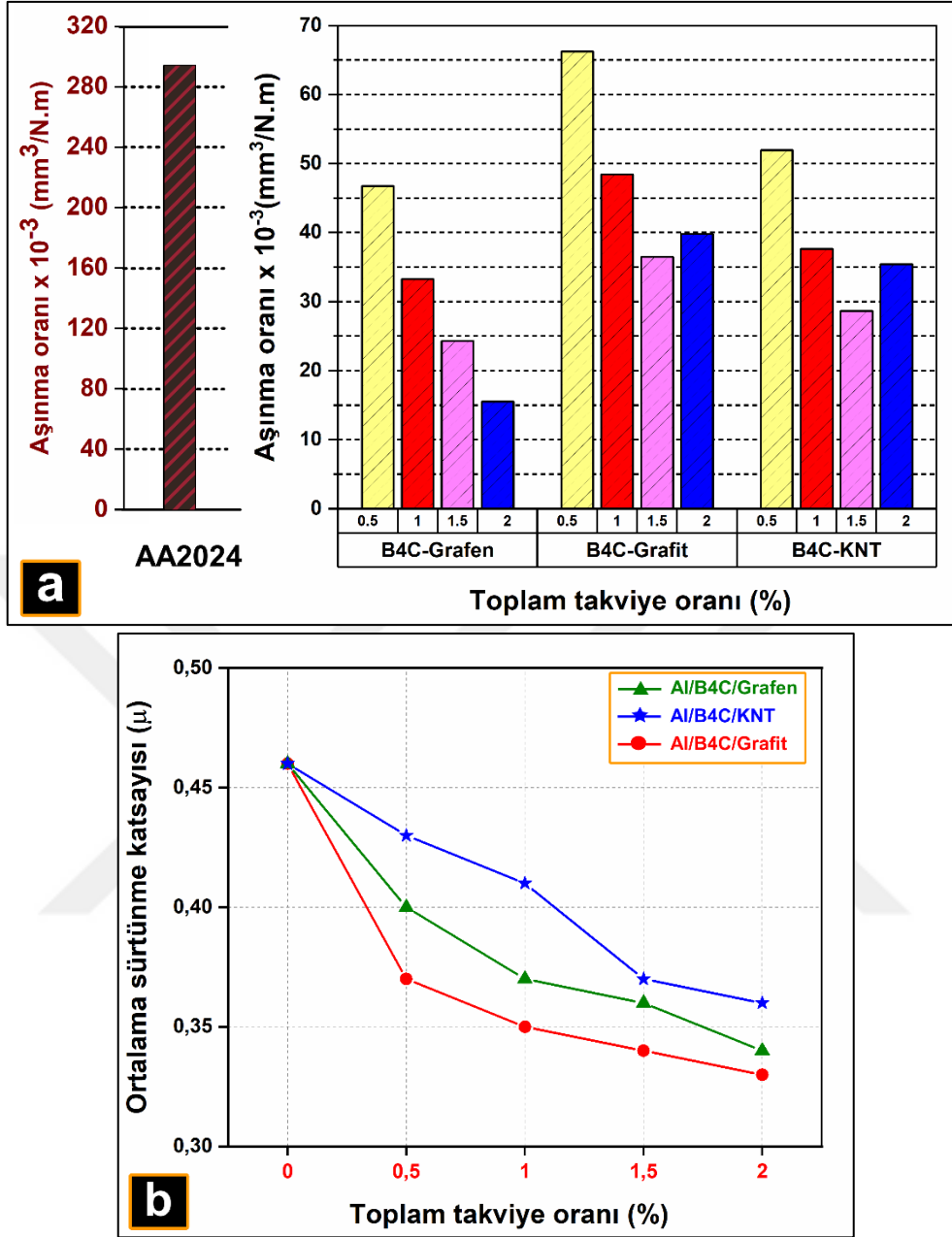
Hibrit kompozitlerin aşınma oranları karşılaştırıldığında, takviye türü ve içeriğine bağlı olarak karmaşık bir eğilim gözlenmektedir. Örneğin, 5N'luk aşınma yükü altında, toplam takviye oranının %0.5 olduğu durumda, en düşük aşınma oranı B₄C/grafit hibrit kompozitinde $15.3 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olarak kaydedilirken, aynı takviye oranında en yüksek aşınma oranı B₄C/KNT hibrit kompozitinde $19.3 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olarak elde edilmiştir. Ancak, toplam takviye oranının %2'ye yükseltildiği durumda, en düşük aşınma oranı B₄C/grafen hibrit kompozitinde $2.8 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olarak gözlenirken, en yüksek aşınma oranı ise B₄C/KNT hibrit kompozitinde $8.5 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olarak belirlenmiştir. Bu durum, artan toplam takviye oranı ile birlikte grafenin B₄C matrisine daha iyi gömülme ve homojen dağılım yeteneği sayesinde B₄C/Grafen hibritlerinde daha yüksek aşınma dayanımı sağlandığını göstermektedir. Grafen, yapısal olarak düzgün ve ince bir tabaka oluşturmasıyla, malzemeye hem sertlik hem de kayganlık kazandırarak aşınmaya karşı daha etkin bir koruma sağlar. Öte yandan, B₄C/KNT ve B₄C/grafit hibritlerinde ise, özellikle KNT ve grafitin aglomerasyon eğilimleri nedeniyle, daha düşük aşınma performansı elde edilmiştir. Ayrıca, 5N'luk aşınma yükünde B₄C/KNT ve B₄C/grafit hibritlerinde toplam takviye oranı %2 olduğunda aşınma oranında bir artış gözlemlenmiştir. Aglomerasyon, bu takviye malzemelerinin matris içinde homojen dağılmasını engelleyerek zayıf bölgeler oluşturur ve bu da yüzeyde aşındırıcı kuvvetlerin daha etkin olmasına yol açar. 5N'luk yük altında en düşük aşınma oranı HG₂ kodlu numunede $2.8 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ olarak elde edilmiş ve bu durumda %1 grafen ve %1 B₄C'nin sinerjik etkisi sayesinde aşınma oranı yaklaşık olarak %98 oranında azalmıştır.

25 N'luk aşınma yükünde tüm hibrit nanokompozitlerin aşınma oranları 5 N'luk aşınma yüküne kıyasla daha yüksek olmakla birlikte, takviye türü ve içeriğine bağlı olarak

aşınma davranışlarının eğilimi 5N'luk aşınma yüküyle paralel bir davranış göstermiştir (Şekil 3.46a).



Şekil 3.45. Takviyesiz AA2024 alaşımı ve farklı takviye oranlarına sahip hibrit nanokompozit numunelerin 5 N aşınma yükündeki (a) aşınma oranı ve (b) ortalama sürtünme katsayısının değişimi



Şekil 3.46. Takviyesiz AA2024 alaşımı ve farklı takviye oranlarına sahip hibrit nanokompozit numunelerin 25 N aşınma yükündeki (a) aşınma oranı ve (b) ortalama sürtünme katsayısının değişimi

Şekil 3.47, Şekil 3.48, Şekil 3.49, Şekil 3.50, Şekil 3.51, Şekil 3.52, Şekil 3.53’de sırasıyla AA2024/B₄C, AA2024/Grafit, AA2024/Grafen, AA2024/KNT, AA2024/B₄C/Grafit, AA2024/B₄C/Grafen ve AA2024/B₄C/KNT nanokompozit ve hibritlerin aşınma yüzeylerinin 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri takviye oranına bağlı olarak gösterilmiştir. Şekil 3.47a ve 3.47a’, takviyesiz AA2024 alaşımının 300 rpm kayma hızı, 500 m kayma mesafesi ve 5N ile 25 N’luk aşınma yükü altında

gerçekleştirilen aşınma testleri sonucundaki aşınmış yüzey morfolojilerini göstermektedir. AA2024'ün aşınma mekanizması, belirgin malzeme yayılması, şiddetli tabakalaşma ve aşınma yüzeyinde olukların varlığı ile karakterize edilir. Özellikle AA2024 gibi yumuşak ve sünek malzemelerde, sıvama olgusu, yüksek basınç ve sıcaklık koşulları altında malzemenin yüzeyde sıvaması ve deformasyonu sonucu ortaya çıkar. AA2024 alaşımının mekanik özellikleri sıcaklık arttıkça önemli ölçüde azalma eğiliminde olduğundan, aşınma sırasında Al alaşımından kopan veya yumuşayan bölgeler, aşınma sırasında oluşan ısının etkisiyle bantlar ve lekeler şeklinde aşınma yüzeyine sıvanır. Bu durum, Al alaşımının sürtünme kuvvetleri altında plastik deformasyona uğradığını ve yüzeyde malzeme transferine yol açtığını gösterir. Takviye edilen B₄C ile beraber bu bölgelerin miktarın önemli bir azalma olduğu ve aşınma mekanizmasının artan takviyeye bağlı olarak kademeli olarak abraziv aşınmaya dönüştüğü Şekil 3.47'den açıkça görülmektedir.

Şekil 3.48'de Al-Grafit takviyeli nanokompozitlerin aşınmış yüzey görüntüleri gösterilmektedir. Al alaşımına grafit ilave edildiğinde, %1'e kadar grafit takviyesi delaminasyon bölgelerinde belirgin bir azalma sağlamaktadır. Ancak %1'den sonraki takviyelerde, bu bölgelerin daha ince tabakalar halinde ve daha yaygın olduğu gözlemlenmiştir. Grafitin düşük sürtünme katsayısı ve iyi yağlayıcı özellikleri, yüzeyde bir tribo-katman oluşturarak sürtünmeyi azaltır. Ancak artan grafit takviyesi ile sertlik azaldığında, malzemenin sürtünme kuvvetlerine karşı direnci zayıflar. Sertlikteki bu azalma, delaminasyon bölgelerinin daha ince fakat geniş alanlara yayılmasına yol açar. Bu durum, grafitin yağlayıcı etkisinin aşınma mekanizmasını tamamen değiştiremediğini, sadece delaminasyonun incelmesine neden olduğunu göstermektedir. Alaşımın düşük sertliği, aşınma sırasında yüzey katmanlarının kolayca deformasyon ve ayrılmaya uğramasına yol açar. Grafit, yüzeyde sürtünmeyi azaltarak delaminasyonu ince katmanlar halinde gerçekleştirirken, sertliğin azalması nedeniyle adeziv aşınma mekanizması baskın kalır. Ayrıca, grafit partikülleri arasında kalan boşluklar, delaminasyonun geniş alanlara yayılmasını ve katmanların ayrılmasını kolaylaştırarak malzemenin yapısal bütünlüğünü zayıflatır.

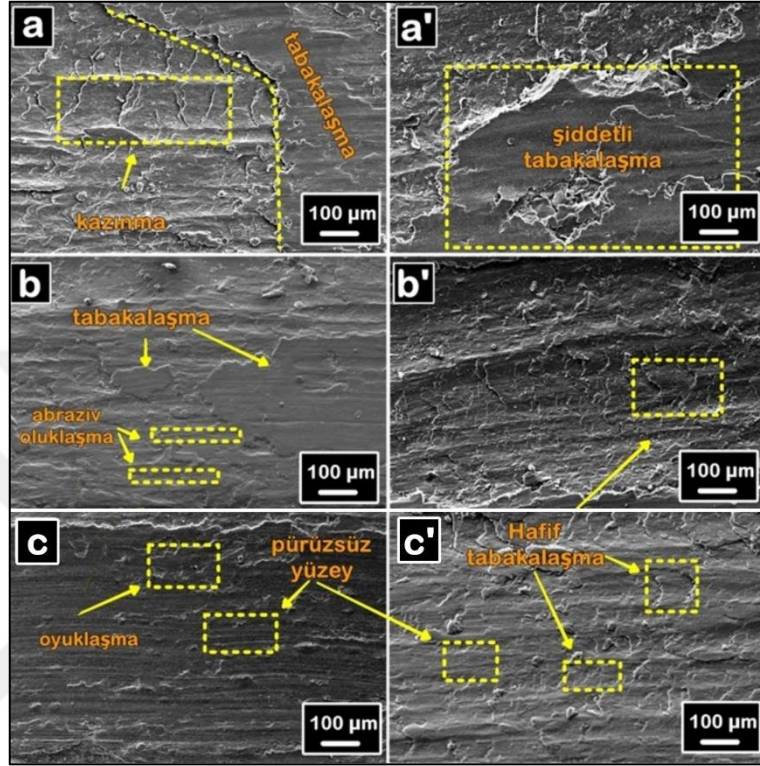
Grafen takviyesi yapılmış Al alaşımlarının aşınma mekanizmalarındaki değişiklikler, Şekil 3.48'deki aşınmış yüzeylerin SEM görüntülerinde açıkça görülmektedir. Artan grafen içeriğiyle birlikte delaminasyon bölgelerinin kademeli olarak azaldığı ve %2 grafen takviyesi ile sadece hafif delaminasyonun gözlemlendiği tespit edilmiştir. Aşınma

yüzeylerinde oluklaşma, kazınma, sıvama, hafif tabakalaşma ve pürüzsüz yüzey gibi aşınma izleri belirgindir. Bu bölgeler, grafenin tribolojik etkileriyle ilişkilidir. Oluklaşma ve kazınma, genellikle sert partiküllerin yüzeyde sürtünme yoluyla malzeme çıkarımına neden olan abrazyon aşınmasını teşvik eder. Sıvama ise, yüzeydeki malzemenin başka bir bölgeye taşınmasıyla karakterize edilir ve bu durum, yumuşak metallerde genellikle daha düşük sertlikteki bölgelerde görülür. Hafif tabakalaşma ise, malzeme yüzeyinin zayıf bağ yapısı nedeniyle küçük katmanlar halinde ayrılması ile ilişkilidir. Grafen takviyesinin artmasıyla birlikte, pürüzsüz yüzeylerin miktarı artarken, tabakalaşma ve oluklaşma gibi hasar izlerinin azaldığı gözlemlenmiştir. Bu, grafenin düşük sürtünme katsayısı ve kendiliğinden yağlama özelliği ile ilişkilendirilir, bu da malzemenin aşınma direncini artırarak adeziv aşınmadan daha çok abrazyon aşınma mekanizmasının baskın hale gelmesine neden olmaktadır. Sonuç olarak, artan grafen takviyesi, aşınma yüzeylerinin daha düzgün ve dayanıklı olmasına yol açmakta, aşınma mekanizmasının adezivden abraziv aşınmaya geçişini sağlamaktadır.

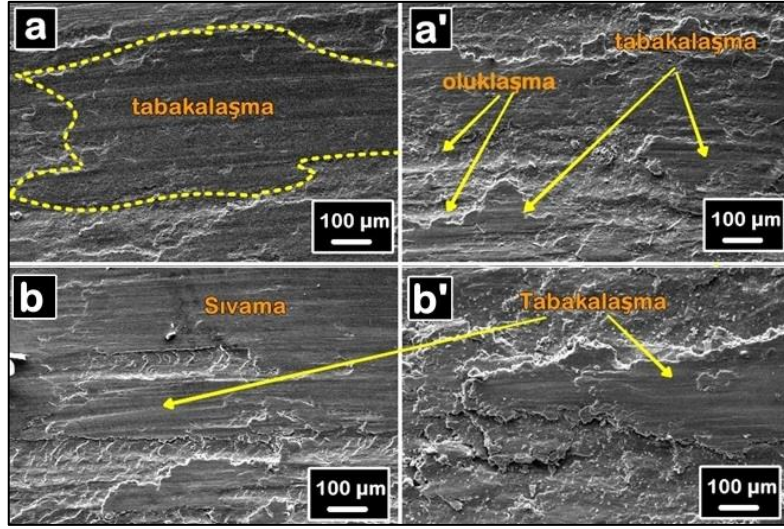
Al-KNT nanokompozitlerinde (Şekil 3.50), düşük takviye oranlarında delaminasyon bölgelerinin varlığı gözlemlenmiştir. %1'e kadar olan KNT takviyelerinde tabakalaşmanın azaldığı görülmüş, ancak %1'in üzerindeki takviye oranlarında bu bölgelerde artış meydana gelmiştir. Özellikle %2 KNT takviyesi içeren kompozitlerde belirgin miktarda oluklaşma ve sıvama bölgeleri tespit edilmiştir. Bu durumun temel nedeni, yüksek KNT içeriğinin aglomerasyona yol açması ve bunun sonucunda malzemenin yüzeyinden parçaların kopmasıdır. KNT takviyeli Al kompozitlerinde genel aşınma mekanizması adeziv nitelikte olmakla birlikte, %1 KNT takviyeli kompozitlerde abrazyon aşınma mekanizmasının da varlığı gözlemlenmiştir. Artan takviye oranıyla birlikte, KNT'lerin homojen bir şekilde dağılmaması ve aglomerasyonun artması yüzeydeki lokal hasarların büyümesine, bu da aşınma direncinin azalmasına ve yüzeydeki oluklaşma izlerinin artmasına neden olmaktadır. Sonuç olarak, Al-KNT kompozitlerinde düşük takviye oranlarında delaminasyon azalırken, %1'den sonraki artışlar aşınma mekanizmasının hem adeziv hem de abrazyon bileşenleri içerecek şekilde değişmesine yol açmaktadır.

Hibrit nanokompozitlerde aşınma mekanizmaları genel olarak benzer bir eğilim sergilemekte ve çoğunlukla abraziv aşınmanın baskın olduğu tespit edilmektedir. Bununla birlikte, bazı bileşimlerde adeziv aşınmanın da etkili olduğu gözlemlenmiştir. Bu durum, yüzeyde oluşan tabakalaşma ve sıvama bölgeleriyle kanıtlanmaktadır. Abraziv aşınma, genellikle sert parçacıkların yüzeyde kazınma ve oluklaşma izleri bırakmasıyla karakterize edilirken, adeziv aşınma, yüzeyler arası güçlü yapışmanın malzeme transferine yol açarak

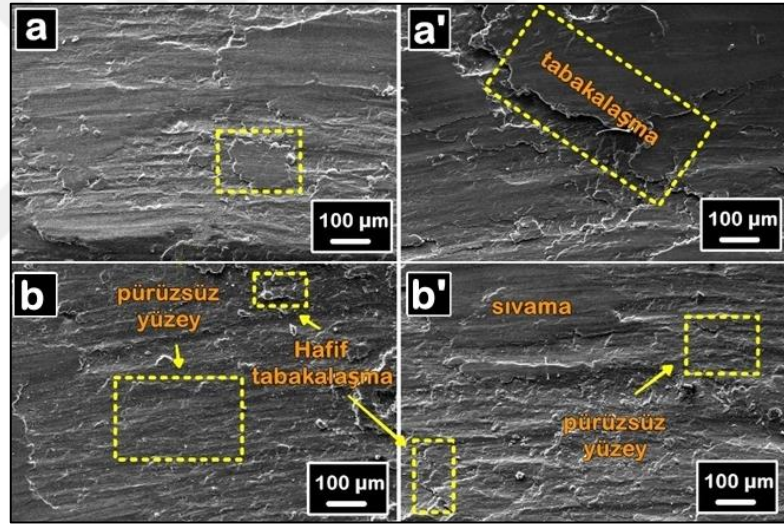
sıvama ve tabakalaşma gibi hasar mekanizmalarını ortaya çıkarmaktadır. Bu iki aşınma mekanizmasının birlikte var olması, nanokompozitlerin yüzey özelliklerinin ve takviye malzemelerinin dağılımının aşınma davranışında önemli bir rol oynadığını göstermektedir.



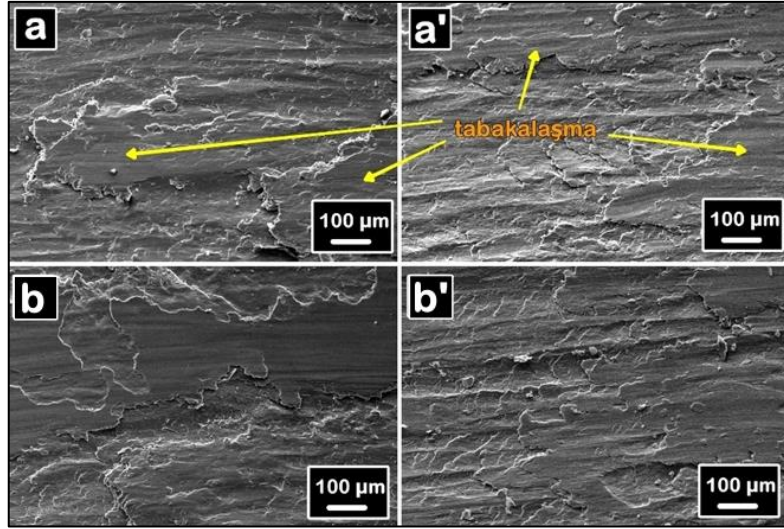
Şekil 3.47. (a-a') AA2024, (b-b') B_{0.5} ve (c-c') B₂ nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri



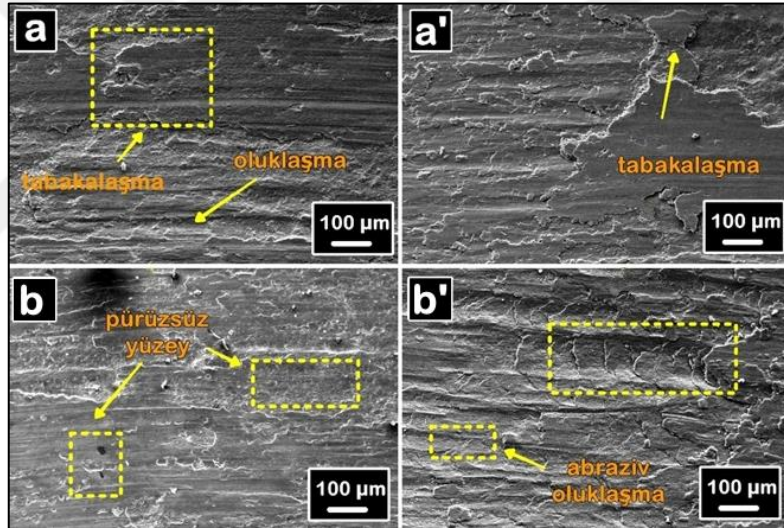
Şekil 3.48. (a-a') C_{0.5} ve (b-b') C₂ nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri



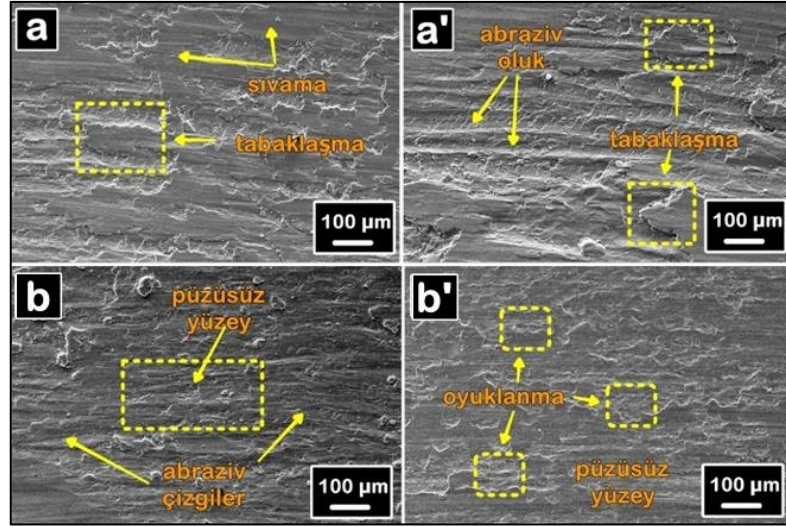
Şekil 3.49. (a-a') G_{0.5} ve (b-b') G₂ nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri



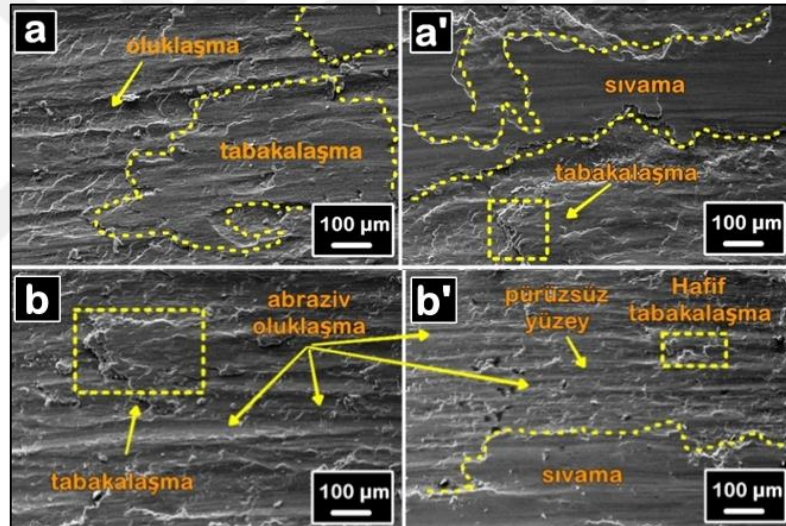
Şekil 3.50. (a-a') K_{0.5} ve (b-b') K₂ nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri



Şekil 3.51. (a-a') HC_{0.5} ve (b-b') HC₂ hibrit nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri



Şekil 3.52. (a-a') HG_{0.5} ve (b-b') HG₂ hibrit nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri



Şekil 3.53. (a-a') HK_{0.5} ve (b-b') HK₂ hibrit nanokompozitlerinin aşınma yüzeylerinin sırasıyla 5 N ve 25 N aşınma yüklerindeki SEM resimleri

3.3. İdeal Takviye Türü ve İçeriğinin Belirlenmesi

Yapılan çalışmaların amacı doğrultusunda, hibrit kompozit yatak malzemesi için en uygun bileşim ve takviyenin belirlenmesi gerekmektedir. Tablo 3.3'te üretilen tüm numunelerin yatak performansına etki eden özellikleri karşılaştırmalı olarak sunulmuştur. Bu tabloda, en üstün özellikler 5 yıldız, en düşük özellikler ise 1 yıldız ile simgelenmiştir. Tablo 3.3'e göre, takviyesiz Al alaşımının düşük performans özellikleri nedeniyle yatak malzemesi olarak kullanıma uygun olmadığı açıkça görülmektedir. Aynı şekilde, tek takviyeli nanokompozitlerin de yatak malzemesi olarak uygun olmadığı belirlenmiştir. Bunun temel nedeni, hibrit kompozitlere kıyasla özellikle aşınma performanslarının oldukça düşük olmasıdır. Çalışma sonuçları, hibrit kompozitlerin, tek takviyeli nanokompozitlere kıyasla çok daha üstün özellikler sergilediğini göstermektedir. İncelenen tüm özellikler arasında, %2 HG₂ kodlu numunenin en yüksek performansı sunduğu tespit edilmiştir. Yani, %1 B₄C ve %1 grafen takviyeli hibrit nanokompozit, çalışma amacına uygun olarak üstün özellikler göstermiş ve en ideal yatak malzemesi olarak değerlendirilmiştir.

Tablo 3.3. Üretilen numunelerin özelliklerinin karşılaştırılması (■ Çok iyi, ■ iyi, ■ orta, ■ kötü, ■ Çok kötü)

Numune	Sertlik	Çekme mukavemeti	Korozyon direnci	Düşük yük aşınma direnci	Yüksek yük aşınma direnci
Al	**	**	**	*	*
B _{0.5}	****	*****	**	**	**
B ₁	****	*****	**	***	***
B _{1.5}	*****	*****	***	***	***
B ₂	*****	*****	****	***	***
C _{0.5}	**	**	**	**	*
C ₁	*	**	*	**	*
C _{1.5}	*	*	*	**	*
C ₂	*	*	*	*	*
G _{0.5}	***	***	****	**	**
G ₁	****	****	*****	**	***
G _{1.5}	****	*****	*****	***	***
G ₂	****	****	***	***	***
K _{0.5}	***	***	****	**	**
K ₁	***	***	*****	**	**
K _{1.5}	***	***	***	**	**
K ₂	*	*	*	**	**
HC _{0.5}	***	***	**	***	***
HC ₁	***	***	**	****	***
HC _{1.5}	***	***	**	****	****
HC ₂	***	***	*	****	****
HG _{0.5}	***	***	****	***	****
HG ₁	****	****	*****	****	****
HG _{1.5}	****	*****	*****	*****	*****
HG ₂	*****	*****	*****	*****	*****
HK _{0.5}	***	***	**	***	***
HK ₁	****	****	***	****	****
HK _{1.5}	****	****	****	****	*****
HK ₂	***	***	**	****	****

4. SONUÇLAR

1. Öğütme süresinin optimizasyonu için HG₂ bileşimi (%1 Grafen ve %1 B₄C) kullanılmış ve 8 saatlik öğütme süresi sonrasında takviye tozlarının matris içerisine yüksek oranda gömüldüğü tespit edilmiştir. Bu durum en optimum mekanik özelliklerin 8 saatte elde edilmesini sağlamıştır. Takviye edilmiş ancak mekanik öğütmeye işlemi uygulanmamış numunenin sertlik ve çekme mukavemeti değerleri sırasıyla 97 HB ve 185 MPa iken, 8 saatlik öğütme işlemi sonrasında bu değerler 164 HB ve 314 MPa'ya yükselmiş ve her ikisinde de yaklaşık %70'lik bir artış meydana gelmiştir. Dolayısıyla çalışmamız için en ideal mekanik öğütme süresi 8 saat olarak belirlenmiştir.
2. Tüm üretilen kompozit gruplar içerisinde en düşük ortalama parçacık boyutu ve en yüksek toz sertliği B₂ kodlu numunede sırasıyla 22.8 µm ve 228 HV, en yüksek ortalama parçacık boyutu ve en düşük toz sertliği ise C₂ kodlu numunede 52.1 µm ve 130 HV olarak elde edilmiştir.
3. Tozların kesit görüntüsü alınarak yapılan EDS analizleri sonuçlarına göre, matris tozuna gömülme yeteneği B₄C'nin en yüksek iken, grafitin en düşüktür.
4. Mikroyapısal analizler sonucunda, B₄C'nin yapı içerisinde homojen dağıldığı, grafitin ise tane sınırlarında önemli oranda biriktiği gözlemlenmiştir. Bununla birlikte düşük takviye oranlarında KNT ve grafen yapı içerisinde homojen dağılırken, yüksek oranlarda tane sınırlarında birikme eğilimi göstermişlerdir.
5. XRD analizlerine göre tüm üretilen numunelerde Al₂CuMg ve Al₂Cu intermetalikleri meydana gelmiştir. Ancak mekanik özellikleri olumsuz etkileyen Al₄C₃ intermetalik bileşiği sadece K₂ kodlu numunede tespit edilmiştir. Bununla birlikte düşük orandaki takviyelerin varlığı XRD desenlerinde belirgin bir pik vermemiş, yüksek takviyelerde ise takviye türüne ait karakteristik pikler zayıf şiddette tespit edilmiştir.
6. Tüm üretilen gruplarda artan takviye miktarına bağlı olarak bağıl yoğunluk değerleri azalmıştır. En yüksek bağıl yoğunluk değeri matris içerisine gömülme yeteneği en yüksek takviye olan B₄C'li nanokompozitlerde görülürken, en düşük bağıl yoğunluk değerleri ise gömülme yeteneği zayıf olan grafit katkılı nanokompozit numunelerde elde edilmiştir.

7. Sertlik değerleri takviye türü ve oranına bağlı olarak farklı bir eğilim göstermektedir. B₄C, grafen, KNT takviyesiyle genellikle sertlik artmış, grafit takviyesiyle sertlik azalmıştır. KNT ve grafen takviyeli kompozit ve hibritlerde aglomerasyon ve poroziteye bağlı olarak sertlik değerlerinde azalmalar gözlemlenmiştir. En yüksek sertlik değeri B₂ kodlu numunede 181 HB, en düşük sertlik değeri ise C₂ numunesinde 75 HB olarak elde edilmiştir.
8. Çekme mukavemeti değerlerinde de sertlik değerlerine benzer bir davranış söz konusu olmuştur. En yüksek çekme mukavemeti değerleri B₄C takviyeli nanokompozitlerde elde edilirken en düşükler grafit takviyeli kompozitlerde elde edilmiştir. Hibrit nanokompozitlerin içerisinde en yüksek çekme mukavemeti değeri HG₂ kodlu numunede 314 MPa, en düşük değer ise HC_{0.5} kodlu numunede 233 MPa olarak elde edilmiştir.
9. Korozyona karşı en yüksek direnç G_{1.5} kodlu numunede, en düşük direnç ise C₂ kodlu numunede elde edilmiştir. Öyle ki G_{1.5} kodlu numunenin korozyon hızı 1.011 mm/yıl iken C₂ kodlu numunenin korozyon hızı 34.09 mm/yıl'dır. Grafenin diğer takviyelere kıyasla korozyona karşı bariyer oluşturma yeteneği daha yüksektir.
10. Nanokompozit numune grupları arasında düşük ve yüksek yüklerde en düşük aşınma oranları B₄C takviyeli numunelerde elde edilmiştir. Grafit ise düşük takviye oranlarında aşınmaya karşı direnç gösterirken yüksek takviye oranlarında aglomerasyon nedeniyle aşınmaya karşı direnç gösterememiştir. Hibrit nanokompozitlerin aşınma dirençleri tek takviyeli nanokompozitlere oranla çok daha yüksektir. Tek takviyeli nanokompozitler içerisinde en yüksek aşınma direncine sahip olan B₂ kodlu numune 5 N'luk yük altında $18.75 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ 'lik bir aşınma oranı sergilerken, hibrit nanokompozit takviyelerden HG₂ kodlu numunede 5N'luk yük altında aşınma oranı sadece $2.85 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{N.m}$ 'dir. Dolayısıyla hibrit nanokompozitlerin aşınma performansı tek takviyeli nanokompozitlere göre çok daha yüksektir.
11. Tüm numuneler için artan aşınma yükü ile aşınma oranları büyük oranda artmıştır.
12. En düşük sürtünme katsayısı değerleri grafit takviyeli hibrit ve nanokompozit numunelerde elde edilmiştir

5. ÖNERİLER

1. Farklı öğütme parametreleri ve daha uzun öğütme süreleri kullanılarak, öğütme süresinin nanokompozit ve hibrit nanokompozitlerin üzerine etkisi araştırılabilir.
2. Kompozitlerin mikroyapısal karakterizasyonunda geçirimli elektron mikroskopundan (TEM) veya Atomik Kuvvet Mikroskopisinden (AFM) faydalanabilir. Özellikle Al_2Cu ve Al_4C_3 gibi fazların daha iyi analiz edileceği düşünülmektedir.
3. AA2024 alaşımı ısıtılma işlemine oldukça müsait bir alaşımdır. Dolayısıyla AA2024 alaşımına takviye edilmeden önce veya edildikten sonra ısıtılma işlemi uygulanabilir. Isıtılma işleminin mekanik ve aşınma özelliklerinin etkisi araştırılabilir.
4. Kullanılan takviye tozları nano boyutta olduğundan daha düşük takviye oranlarındaki özellikler detaylıca incelenebilir.
5. Üretilen nanokompozit ve hibrit nanokompozitlerin farklı koşullardaki aşınma özellikleri araştırılabilir.

6. KAYNAKLAR

- Abubakre, O. K., Medupin, R. O., Akintunde, I. B., Jimoh, O. T., Abdulkareem, A. S., Muriana, R. A., ... Yoro, K. O. (2023). Carbon nanotube-reinforced polymer nanocomposites for sustainable biomedical applications: A review. *Journal of Science: Advanced Materials and Devices*, 8(2), 100557. <https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2023.100557>
- Alam, S. N., & Kumar, L. (2016). Mechanical properties of aluminium based metal matrix composites reinforced with graphite nanoplatelets. *Materials Science and Engineering: A*, 667, 16–32. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.054>
- Alam, S. N., Shrivastava, P., Panda, D., Gunale, B., Susmitha, K., & Pola, P. (2022). Synthesis of Al₂Cu intermetallic compound by mechanical alloying. *Materials Today Communications*, 31, 103267. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.103267>
- Alexopoulos, N. D., Velonaki, Z., Stergiou, C. I., & Kourkoulis, S. K. (2017). Effect of ageing on precipitation kinetics, tensile and work hardening behavior of Al-Cu-Mg (2024) alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 700, 457–467. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.090>
- Alihosseini, H., Dehghani, K., & Kamali, J. (2017). Microstructure characterization, mechanical properties, compressibility and sintering behavior of Al-B₄C nanocomposite powders. *Advanced Powder Technology*, 28(9), 2126–2134. <https://doi.org/10.1016/J.APT.2017.05.019>
- Alves, F. J., Baptista, A. M., & Marques, A. T. (2016). Metal and ceramic matrix composites in aerospace engineering. In *Advanced Composite Materials for Aerospace Engineering* (pp. 59–99). <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100037-3.00003-1>
- Antepli, A. (2021). *Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen Al2024 ve Al6061 matrisli, grafen – karbon nanotüp ve titanyum dioksik takviyeli kompozit malzemelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin incelenmesi*. Uşak Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Uşak.
- Aravind, M., Yu, P., Yau, M. Y., & Ng, D. H. L. (2004). Formation of Al₂Cu and AlCu intermetallics in Al(Cu) alloy matrix composites by reaction sintering. *Materials Science and Engineering: A*, 380(1–2), 384–393. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.04.013>
- Avramović, L., Maksimović, V. M., Bašćarević, Z., Ignjatović, N., Bugarin, M., Marković, R., & Nikolić, N. D. (2019). Influence of the Shape of Copper Powder Particles on the Crystal Structure and Some Decisive Characteristics of the Metal Powders. *Metals*, 9(1), 56. <https://doi.org/10.3390/met9010056>

- Aydin, H., Bayram, A., & Durgun, İ. (2010). The effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2024-T4 friction stir-welded joints. *Materials & Design (1980-2015)*, 31(5), 2568–2577. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.11.030>
- Baballe, A.M., Garba, K. D., & Leinge, O.G. An Overview of Engineering Bearings, Types, and Applications. <https://doi.org/10.5281/zenodo.12801005>
- Bai, Y., Li, L., Fu, L., & Wang, Q. (2021). A review on high velocity compaction mechanism of powder metallurgy. *Science Progress*, 104(2), 003685042110169. <https://doi.org/10.1177/00368504211016945>
- Baig, Z., Mamat, O., & Mustapha, M. (2018). Recent Progress on the Dispersion and the Strengthening Effect of Carbon Nanotubes and Graphene-Reinforced Metal Nanocomposites: A Review. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, 43(1), 1–46. <https://doi.org/10.1080/10408436.2016.1243089>
- Bao, Q., Yang, Y., Wen, X., Guo, L., & Guo, Z. (2021). The preparation of spherical metal powders using the high-temperature remelting spheroidization technology. *Materials & Design*, 199, 109382. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109382>
- Baradeswaran, A., Vettivel, S. C., Elaya Perumal, A., Selvakumar, N., & Franklin Issac, R. (2014). Experimental investigation on mechanical behaviour, modelling and optimization of wear parameters of B4C and graphite reinforced aluminium hybrid composites. *Materials & Design*, 63, 620–632. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.06.054>
- Barik, S., Bhandari, R., Paul, T., Samanta, S. K., & Mondal, M. K. (2024). Development of novel nano-B₄C and CNF reinforced aluminium matrix hybrid nanocomposite. *Materials Science and Technology*. <https://doi.org/10.1177/02670836241283369>
- Bauri, R., & Yadav, D. (2018). *Metal Matrix Composites by Friction Stir Processing*. Elsevier. <https://doi.org/10.1016/C2016-0-04019-6>
- Beyanagari, S. R., Sivalingam, A., Kandasamy, J., & Katiyar, J. K. (2024). Influence of 2D solid lubricants on mechanical and tribological behaviour of Al 7XXX series metal matrix composites: A comprehensive review. *Tribology - Materials, Surfaces & Interfaces*, 18(3), 145–170. <https://doi.org/10.1177/17515831241265341>
- Bhushan, B. (2001). Principles of tribology. In *Modern tribology handbook* (Vol. 1). CRC Press, Boca Raton.
- Blendell, J. E., & Handwerker, C. A. (2001). Ceramics: Grain Growth. In *Encyclopedia of Materials: Science and Technology* (pp. 1105–1108). <https://doi.org/10.1016/B0-08-043152-6/00205-9>
- Braginsky, M., Tikare, V., & Olevsky, E. (2005). Numerical simulation of solid state sintering. *International Journal of Solids and Structures*, 42(2), 621–636. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2004.06.022>

- Bustamante, R., Bolaños-Morales, D., Bonilla-Martínez, J., Estrada-Guel, I., & Martínez-Sánchez, R. (2014). Microstructural and hardness behavior of graphene-nanoplatelets/aluminum composites synthesized by mechanical alloying. *Journal of Alloys and Compounds*, 615, S578–S582. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.01.225>
- Bustamante, R., Pérez-Bustamante, F., Estrada-Guel, I., Licea-Jiménez, L., Miki-Yoshida, M., & Martínez-Sánchez, R. (2013). Effect of milling time and CNT concentration on hardness of CNT/Al₂O₃ composites produced by mechanical alloying. *Materials Characterization*, 75, 13–19. <https://doi.org/10.1016/J.MATCHAR.2012.09.005>
- Büyüklüoğlu, B. (2023). *Production and characterization of boron carbide powder by mechanochemical method* (Yüksek Lisans Tezi). Ankara: Orta Doğu Teknik Üniversitesi.
- Çanakçı, A., & Çelebi, M. (2024). Determination of nano-graphene content for improved mechanical and tribological performance of Zn-based alloy matrix hybrid nanocomposites. *Journal of Alloys and Compounds*, 1001, 175152. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175152>
- Çanakçı, A., Karabacak, A. H., Çelebi, M., Özkaya, S., & Arpacı, K. A. (2024). A Study on the Optimization of Nano-B₄C Content for the Best Wear and Corrosion Properties of the Al-Based Hybrid Nanocomposites. *Arabian Journal for Science and Engineering*. <https://doi.org/10.1007/s13369-024-08736-w>
- Cataldi, P., Athanassiou, A., & Bayer, I. S. (2018). Graphene Nanoplatelets-Based Advanced Materials and Recent Progress in Sustainable Applications. *Applied Sciences*, 8(9), 1438. <https://doi.org/10.3390/app8091438>
- Çelebi, M. (2016). *ZA27/Grafit/Al₂O₃ Hibrit Nanokompozitlerin Üretilmesi ve Özelliklerinin İncelenmesi*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Trabzon.
- Çelebi, M., Çanakçı, A., Güler, O., Akgül, B., & Karabacak, A. H. (2023). Study on Effect of Milling Time on the Mechanical and Wear Properties of the ZA40-B₄C-Graphene Hybrid Nanocomposites Fabricated by Vacuum Hot-Pressing. *JOM*, 75(9), 3935–3950. <https://doi.org/10.1007/s11837-023-06007-x>
- Çelebi, M., Çanakçı, A., Güler, O., Karabacak, H., Akgül, B., & Özkaya, S. (2023). A study on the improvement of wear and corrosion properties of ZA40/Graphene/B₄C hybrid nanocomposites. *Journal of Alloys and Compounds*, 966, 171628. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171628>
- Çelebi, M., Çanakçı, A., Güler, O., Özkaya, S., Karabacak, A. H., & Arpacı, K. A. (2022). Investigation of Microstructure, Hardness and Wear Properties of Hybrid Nanocomposites with Al₂O₃ Matrix and Low Contents of B₄C and h-BN Nanoparticles Produced by Mechanical Milling Assisted Hot Pressing. *JOM*, 74(11), 4449–4461. <https://doi.org/10.1007/S11837-022-05441-7>

- Chawla, K. K., & Chawla, N. (2014). Metal Matrix Composites: Automotive Applications. In *Encyclopedia of Automotive Engineering* (pp. 1–6). Wiley. <https://doi.org/10.1002/9781118354179.auto279>
- Chen, H. S., Wang, W. X., Li, Y. L., Zhang, P., Nie, H. H., & Wu, Q. C. (2015). The design, microstructure and tensile properties of B4C particulate reinforced 6061Al neutron absorber composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 632, 23–29. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.048>
- Chung, D. D. L. (2016). A review of exfoliated graphite. *Journal of Materials Science*, 51(1), 554–568. <https://doi.org/10.1007/s10853-015-9284-6>
- Ciavarella, M., Joe, J., Papangelo, A., & Barber, J. R. (2019). The role of adhesion in contact mechanics. *Journal of The Royal Society Interface*, 16(151), 20180738. <https://doi.org/10.1098/rsif.2018.0738>
- Cui, L., Zhang, Z., & Chen, X. G. (2023). Development of lightweight Al-based entropy alloys for elevated temperature applications. *Journal of Alloys and Compounds*, 938, 168619. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2022.168619>
- Danninger, H., de Oro Calderon, R., & Gierl-Mayer, C. (2017). Powder Metallurgy and Sintered Materials. In *Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry* (pp. 1–57). Wiley. https://doi.org/10.1002/14356007.a22_105.pub2
- Deng, C., Zhang, X., Wang, D., Lin, Q., & Li, A. (2007). Preparation and characterization of carbon nanotubes/aluminum matrix composites. *Materials Letters*, 61(8–9), 1725–1728. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2006.07.119>
- Dhinakaran, V., Lavanya, M., Vigneswari, K., Ravichandran, M., & Vijayakumar, M. D. (2020). Review on exploration of graphene in diverse applications and its future horizon. *Materials Today: Proceedings*, 27, 824–828. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.369>
- Duarte, J. M., Estrada-Guel, I., Carreño-Gallardo, C., & Martínez-Sánchez, R. (2015). Study of Al composites prepared by high-energy ball milling; Effect of processing conditions. *Journal of Alloys and Compounds*, 643(S1), S172–S177. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2015.01.018>
- Ehrich, J., Staron, P., Karkar, A., Roos, A., & Hanke, S. (2022). Precipitation Evolution in the Heat-Affected Zone and Coating Material of AA2024 Processed by Friction Surfacing. *Advanced Engineering Materials*, 24(11). <https://doi.org/10.1002/adem.202201019>
- Garchani, F. E., Lgaz, H., Kaya, S., Lee, H.-S., Ibrahim, S. M., Chafiq, M., ... Kabiri, M. R. (2023). Effects of heat treatment on the corrosion behavior and mechanical properties of aluminum alloy 2024. *Journal of Materials Research and Technology*, 25, 1355–1363. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.05.278>

- Farajollahi, R., Jamshidi Aval, H., & Jamaati, R. (2022). Effect of friction surfacing parameters on the microstructural, mechanical properties, and wear characteristic of Al-Cu-Mg alloy coating reinforced by nickel aluminide. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 22(2), 75. <https://doi.org/10.1007/s43452-022-00383-y>
- Findik, F. (2014). Latest progress on tribological properties of industrial materials. *Materials & Design*, 57, 218–244. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.028>
- Frankel, G. S. (2016). Fundamentals of Corrosion Kinetics (pp. 17–32). https://doi.org/10.1007/978-94-017-7540-3_2
- Friedrich, K. (2018). Polymer composites for tribological applications. *Advanced Industrial and Engineering Polymer Research*, 1(1), 3–39. <https://doi.org/10.1016/j.aiepr.2018.05.001>
- Gao, X., Yue, H., Guo, E., Zhang, H., Lin, X., Yao, L., & Wang, B. (2016). Preparation and tensile properties of homogeneously dispersed graphene reinforced aluminum matrix composites. *Materials & Design*, 94, 54–60. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.034>
- Geng, R., Qiu, F., & Jiang, Q. (2018). Reinforcement in Al Matrix Composites: A Review of Strengthening Behavior of Nano-Sized Particles. *Advanced Engineering Materials*, 20(9). <https://doi.org/10.1002/adem.201701089>
- Georgantzia, E., Gkantou, M., & Kamaris, G. S. (2021). Aluminium alloys as structural material: A review of research. *Engineering Structures*, 227, 111372. <https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2020.111372>
- German, R. M. (2014). *Sintering: from empirical observations to scientific principles*. Oxford: Butterworth-Heinemann.
- Greenquist, I., Tonks, M. R., & Zhang, Y. (2018). Review of sintering and densification in nuclear fuels: Physical mechanisms, experimental results, and computational models. *Journal of Nuclear Materials*, 507, 381–395. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.03.046>
- Güler, O. (2022). *Katmanlı Metalik Tozlar Kullanılarak Geliştirilen Yeni Tür Elektrik Kontak Malzemelerinin Üretimi ve Karakterizasyonu*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Trabzon.
- Güler, O., Çelebi, M., Dalmış, R., Çanakçı, A., & Çuvalci, H. (2020). Novel ZA27/B4C/Graphite Hybrid Nanocomposite-Bearing Materials with Enhanced Wear and Corrosion Resistance. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 51(9), 4632–4646. <https://doi.org/10.1007/S11661-020-05863-5/FIGURES/12>
- Gültekin, G. G. (2024). *AA2024/Cu-Ni-Cr Takviyeli Metal Matrisli Kompozitlerin Üretimi Ve Özelliklerinin İncelenmesi*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Trabzon..

- Güngör, K. (2016). *Sinterlenmiş Bronz Esaslı Kaymalı Yataklarda Polimer Kullanımının Tribolojik Özelliklere Etkisi*. Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Sakarya.
- Habibi, M. K., Hamouda, A. S., & Gupta, M. (2013). Hybridizing boron carbide (B₄C) particles with aluminum (Al) to enhance the mechanical response of magnesium based nano-composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 550, 83–93. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.09.128>
- Hakam, A.R., & Taha, A.A.M. (2021). Review on Using Powder Metallurgy Method for Production of Metal-Based Nanocomposites. *Egyptian Journal of Chemistry*, 0(0), 0–0. <https://doi.org/10.21608/ejchem.2021.79970.3934>
- Harichandran, R., & Selvakumar, N. (2016). Effect of nano/micro B₄C particles on the mechanical properties of aluminium metal matrix composites fabricated by ultrasonic cavitation-assisted solidification process. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 16(1), 147–158. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2015.07.001>
- Harsha, A. P., & Tewari, U. S. (2003). Two-body and three-body abrasive wear behaviour of polyaryletherketone composites. *Polymer Testing*, 22(4), 403–418. [https://doi.org/10.1016/S0142-9418\(02\)00121-6](https://doi.org/10.1016/S0142-9418(02)00121-6)
- He, H., Yi, Y., Huang, S., & Zhang, Y. (2018). Effects of cold predeformation on dissolution of second-phase Al₂Cu particles during solution treatment of 2219 Al-Cu alloy forgings. *Materials Characterization*, 135, 18–24. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.10.026>
- Heikal, F. E.-T., & Awad, Kh. A. (2011). Electrochemical Corrosion and Passivation Behavior of Titanium and Its Ti-6Al-4V Alloy in Low and Highly Concentrated HBr Solutions. *International Journal of Electrochemical Science*, 6(12), 6483–6502. [https://doi.org/10.1016/S1452-3981\(23\)19695-7](https://doi.org/10.1016/S1452-3981(23)19695-7)
- Healy, B., Yu, T., da Silva Alves, D., & Breslin, C. B. (2020). Review of Recent Developments in the Formulation of Graphene-Based Coatings for the Corrosion Protection of Metals and Alloys. *Corrosion and Materials Degradation*, 1(3), 296–327. <https://doi.org/10.3390/cmd1030015>
- Hihara, L. H., & Latanision, R. M. (1993). Suppressing galvanic corrosion in graphite/aluminum metal-matrix composites. *Corrosion Science*, 34(4), 655–665. [https://doi.org/10.1016/0010-938X\(93\)90278-O](https://doi.org/10.1016/0010-938X(93)90278-O)
- Hui, F., & A. L. M. (2014). Review on the use of Graphene as a Protective Coating against Corrosion. *Ann J Materials Sci Eng*, 1(3).
- Hushur, A., Manghnani, M. H., Werheit, H., Dera, P., & Williams, Q. (2016). High-pressure phase transition makes B_{4.3}C boron carbide a wide-gap semiconductor. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 28(4), 045403. <https://doi.org/10.1088/0953-8984/28/4/045403>

- Hwang, K. S., German, R. M., & Lenel, F. V. (1986). Capillary forces in the early stage of liquid phase sintering. *Reviews on Powder Metallurgy and Physical Ceramics*, 3(2), 113–164.
- Kambaiah, R., Suresh, R., Nagaral, M., Auradi, V., Anjinappa, C., Garse, K., ... Wodajo, A. W. (2024). Mechanical-wear behavior and microstructure analysis of Al2214 alloy with B₄C and graphite particles hybrid composites. *Engineering Reports*. <https://doi.org/10.1002/eng2.12876>
- Karabacak, A. H., Çanakçı, A., Erdemir, F., Özkaya, S., & Çelebi, M. (2020). Effect of different reinforcement on the microstructure and mechanical properties of AA2024-based metal matrix nanocomposites. *International Journal of Materials Research*, 111(5), 416–423. <https://doi.org/10.3139/146.111901/PDF>
- Karabulut, Ş., Karakoç, H., & Çıtak, R. (2016). Influence of B₄C particle reinforcement on mechanical and machining properties of Al6061/B₄C composites. *Composites Part B: Engineering*, 101, 87–98. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.07.006>
- Kazemzadeh, A., Meshkat, M. A., Kazemzadeh, H., Moradi, M., Bahrami, R., & Pouriamanesh, R. (2019). Preparation of Graphene Nanolayers through Surfactant-assisted Pure Shear Milling Method. *Journal of Composites and Compounds*, 1(1), 28–33. <https://doi.org/10.29252/jcc.1.1.4>
- Kellett, B. J., & Lange, F. F. (1989). Thermodynamics of Densification: I, Sintering of Simple Particle Arrays, Equilibrium Configurations, Pore Stability, and Shrinkage. *Journal of the American Ceramic Society*, 72(5), 725–734. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1989.tb06208.x>
- Khrushov, M. M. (1974). Principles of abrasive wear. *Wear*, 28(1), 69–88. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(74\)90102-1](https://doi.org/10.1016/0043-1648(74)90102-1)
- Kibar, M. U. (2023). *Karbon nanotüp takviyeli termoplastik kompozitlerin üretilmesi ve mekanik özelliklerinin incelenmesi*. Karabük Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Karabük.
- Kuang, W., Miao, Q., Ding, W., & Li, H. (2022). A short review on the influence of mechanical machining on tribological and wear behavior of components. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 120(3–4), 1401–1413. <https://doi.org/10.1007/s00170-022-08895-w>
- Kubisztal, J., Budniok, A., & Lasia, A. (2007). Study of the hydrogen evolution reaction on nickel-based composite coatings containing molybdenum powder. *International Journal of Hydrogen Energy*, 32(9), 1211–1218. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2006.11.020>
- Kumar, A., Singh, V. P., Singh, R. C., Chaudhary, R., Kumar, D., & Mourad, A.-H. I. (2024). A review of aluminum metal matrix composites: fabrication route, reinforcements, microstructural, mechanical, and corrosion properties. *Journal of Materials Science*, 59(7), 2644–2711. <https://doi.org/10.1007/s10853-024-09398-7>

- Kumar, A., Bhandari, R., Aherwar, A., Rimašauskienė, R., & Pinca-Bretotean, C. (2020). A study of advancement in application opportunities of aluminum metal matrix composites. *Materials Today: Proceedings*, 26, 2419–2424. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.516>
- Kun, F., Pál, G., Varga, I., & Main, I. G. (2019). Effect of disorder on the spatial structure of damage in slowly compressed porous rocks. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 377(2136), 20170393. <https://doi.org/10.1098/rsta.2017.0393>
- Kutz, Myer. (2012). Handbook of environmental degradation of materials, 910.
- Krupa, B.R.V., Dasgupta, A., Ghosh, C., & Sinha, S. K. (2022). Analysis of structural transformation in nanocrystalline Y2O3 during high energy ball milling. *Journal of Alloys and Compounds*, 900, 163550. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163550>
- Laithy, M., Wang, L., Harvey, T. J., Vierneusel, B., Correns, M., & Blass, T. (2019). Further understanding of rolling contact fatigue in rolling element bearings - A review. *Tribology International*, 140, 105849. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.105849>
- Leuenberger, H., & Rohera, B. D. (1986). The Compactibility and Compressibility of Pharmaceutical Powders. *Pharmaceutical Research*, 03(1), 12–22. <https://doi.org/10.1023/A:1016364613722>
- Liu, S., Wang, Y., Muthuramalingam, T., & Anbuechezhiyan, G. (2019). Effect of B4C and MOS2 reinforcement on micro structure and wear properties of aluminum hybrid composite for automotive applications. *Composites Part B: Engineering*, 176, 107329. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESB.2019.107329>
- Liu, T., Lyu, W., Li, Z., Wang, S., Wang, X., Jiang, J., & Jiang, X. (2023). Recent progress on corrosion mechanisms of graphene-reinforced metal matrix composites. *Nanotechnology Reviews*, 12(1). <https://doi.org/10.1515/ntrev-2022-0566>
- Ma, C. (2022). *Development of Oxide Dispersion Strengthening (ODS) Alloys Powder for Additive Manufacturing*. West Virginia University Libraries. <https://doi.org/10.33915/etd.11347>
- Macke, A., Schultz, B. F., & Rohatgi, P. (2012). Metal Matrix Composites Offer Automotive Industry Opportunity to Reduce Vehicle Weight, Improve Performance. *AM&P Technical Articles*, 170(3), 19–23. <https://doi.org/10.31399/asm.amp.2012-03.p019>
- Manrique, H.P., Lei, X., Xu, R., Zhou, M., Kinloch, I. A., & Young, R. J. (2019). Copper/graphene composites: a review. *Journal of Materials Science*, 54(19), 12236–12289. <https://doi.org/10.1007/s10853-019-03703-5>
- Martin, C. L., Bouvard, D., & Shima, S. (2003). Study of particle rearrangement during powder compaction by the Discrete Element Method. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 51(4), 667–693. [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(02\)00101-1](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(02)00101-1)

- Mokaddem, M., Volovitch, P., Rechou, F., Oltra, R., & Ogle, K. (2010). The anodic and cathodic dissolution of Al and Al–Cu–Mg alloy. *Electrochimica Acta*, 55(11), 3779–3786. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2010.01.079>
- Mourdjeva, Y., Karashanova, D., Nihtianova, D., & Lazarova, R. (2023). Microstructural Characteristics of Al₄C₃ Phase and the Interfaces in Al/Graphene Nanoplatelet Composites and their Effect on the Mechanical Properties. *Journal of Materials Engineering and Performance*. <https://doi.org/10.1007/s11665-023-08804-6>
- Myshkin, N. K., Grigoriev, A. Y., & Markova, L. V. (2002). Condition monitoring of tribosystems by wear debris analysis. *International Journal of Applied Mechanics and Engineering*, 7(2).
- Nemati, N., Khosroshahi, R., Emamy, M., & Zolriasatein, A. (2011). Investigation of microstructure, hardness and wear properties of Al–4.5wt.% Cu–TiC nanocomposites produced by mechanical milling. *Materials & Design*, 32(7), 3718–3729. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.03.056>
- Obot, I. B. (2021). Under-Deposit Corrosion on Steel Pipeline Surfaces: Mechanism, Mitigation and Current Challenges. *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion*, 7(2), 49. <https://doi.org/10.1007/s40735-021-00485-9>
- Olevsky, E. A. (1998). Theory of sintering: from discrete to continuum. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 23(2), 41–100. [https://doi.org/10.1016/S0927-796X\(98\)00009-6](https://doi.org/10.1016/S0927-796X(98)00009-6)
- Omrani, E., Moghadam, A. D., Kasar, A. K., Rohatgi, P., & Menezes, P. L. (2021). Tribological Performance of Graphite Nanoplatelets Reinforced Al and Al/Al₂O₃ Self-Lubricating Composites. *Materials*, 14(5), 1183. <https://doi.org/10.3390/ma14051183>
- Paidar, M., Tahani, K., Vaira Vignesh, R., Ojo, O. O., Ezatpour, H. R., & Moharrami, A. (2020). Modified friction stir clinching of 2024-T3 to 6061-T6 aluminium alloy: Effect of dwell time and precipitation-hardening heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 791, 139734. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139734>
- Parhizkar, T., Stewart, T., Huang, L., & Mosleh, A. (2023). Degradation and Failure Mechanisms of Complex Systems: Principles (pp. 1–50). https://doi.org/10.1007/978-981-19-9909-3_1
- Pitt, K., Peña, R., Tew, J. D., Pal, K., Smith, R., Nagy, Z. K., & Litster, J. D. (2018). Particle design via spherical agglomeration: A critical review of controlling parameters, rate processes and modelling. *Powder Technology*, 326, 327–343. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.11.052>
- Poquillon, D., Lemaitre, J., Baco-Carles, V., Tailhades, P., & Lacaze, J. (2002). Cold compaction of iron powders—relations between powder morphology and mechanical properties. *Powder Technology*, 126(1), 65–74. [https://doi.org/10.1016/S0032-5910\(02\)00034-7](https://doi.org/10.1016/S0032-5910(02)00034-7)

- Qiu, C., Su, Y., Yang, J., Chen, B., Ouyang, Q., & Zhang, D. (2021). Structural modelling and mechanical behaviors of graphene/carbon nanotubes reinforced metal matrix composites via atomic-scale simulations: A review. *Composites Part C: Open Access*, 4, 100120. <https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2021.100120>
- Radha, A., Suresh, S., Ramanan, G., Mohanavel, V., & Emmy Prema, C. (2020). Processing and characterization of mechanical and wear behavior of Al7075 reinforced with B₄C and nano graphene hybrid composite. *Materials Research Express*, 6(12), 1265c5. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab6263>
- Rajak, D. K., Pagar, D. D., Kumar, R., & Pruncu, C. I. (2019). Recent progress of reinforcement materials: a comprehensive overview of composite materials. *Journal of Materials Research and Technology*, 8(6), 6354–6374. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.09.068>
- Rajkumar, K., & Aravindan, S. (2009). Microwave sintering of copper–graphite composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(15–16), 5601–5605. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.05.017>
- Samal, P., Raj, H., Meher, A., Surekha, B., Vundavilli, P. R., & Sharma, P. (2024). Synergistic Effect of B₄C and Multi-Walled CNT on Enhancing the Tribological Performance of Aluminum A383 Hybrid Composites. *Lubricants*, 12(6), 213. <https://doi.org/10.3390/lubricants12060213>
- 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>
- Sattar, T. (2019). Current Review on Synthesis, Composites and Multifunctional Properties of Graphene. *Topics in Current Chemistry*, 377(2), 10. <https://doi.org/10.1007/s41061-019-0235-6>
- Shafqat, A. Q., Rafi-ud-din, Shahzad, M., Khan, M., Mehmood, S., Syed, W. A., ... Ali, T. (2019). Mechanical, tribological, and electrochemical behavior of hybrid aluminum matrix composite containing boron carbide (B₄C) and graphene nanoplatelets. *Journal of Materials Research*, 34(18), 3116–3129. <https://doi.org/10.1557/jmr.2019.242>
- Shah, U. V., Karde, V., Ghoroi, C., & Heng, J. Y. Y. (2017). Influence of particle properties on powder bulk behaviour and processability. *International Journal of Pharmaceutics*, 518(1–2), 138–154. <https://doi.org/10.1016/j.ijpharm.2016.12.045>
- Shanmughasundaram, P., & Subramanian, R. (2013). Wear Behaviour of Eutectic Al-Si Alloy-Graphite Composites Fabricated by Combined Modified Two-Stage Stir Casting and Squeeze Casting Methods. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2013, 1–8. <https://doi.org/10.1155/2013/216536>

- Sharma, A. K., Bhandari, R., Aherwar, A., & Rimašauskiene, R. (2020). Matrix materials used in composites: A comprehensive study. *Materials Today: Proceedings*, 21, 1559–1562. <https://doi.org/10.1016/J.MATPR.2019.11.086>
- Shehzad, K., Xu, Y., Gao, C., & Duan, X. (2016). Three-dimensional macro-structures of two-dimensional nanomaterials. *Chemical Society Reviews*, 45(20), 5541–5588. <https://doi.org/10.1039/C6CS00218H>
- Shin, S., Lee, D., Lee, Y.-H., Ko, S., Park, H., Lee, S.-B., ... Jo, I. (2019). High Temperature Mechanical Properties and Wear Performance of B4C/Al7075 Metal Matrix Composites. *Metals*, 9(10), 1108. <https://doi.org/10.3390/met9101108>
- Singh, H., & Sen, S. S. (2014). Wear in hydrodynamic journal bearings: a review. *International Journal Of Modern Engineering Research (IJMER)*, 4(8).
- Soni, S. K., Thomas, B., & Kar, V. R. (2020). A Comprehensive Review on CNTs and CNT-Reinforced Composites: Syntheses, Characteristics and Applications. *Materials Today Communications*, 25, 101546. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101546>
- Souza, J. C. M., Henriques, M., Teughels, W., Ponthiaux, P., Celis, J.-P., & Rocha, L. A. (2015). Wear and Corrosion Interactions on Titanium in Oral Environment: Literature Review. *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion*, 1(2), 13. <https://doi.org/10.1007/s40735-015-0013-0>
- Suárez, P. A., Uñate-González, K. S., Tirado-González, J. G., Esguerra-Arce, A., & Esguerra-Arce, J. (2020). The evolution of the microstructure and properties of ageable Al-Si-Zn-Mg alloy during the recycling of milling chips through powder metallurgy. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(5), 11769–11777. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.045>
- Söyler, A. U. (2008). *Mekanik alaşımlama yöntemleri ile üretilmiş Al-Fe tabanlı SiC ve Y2O3 pekiştiricili kompozitlerin geliştirilmesi ve karakterizasyonu*. İ.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul.
- Sridhar, A., Lakshmi, K. P., & Raju, CH. V. S. (2022). Microstructure, Mechanical and Tribological Properties of Al7075/SiC/Graphite Hybrid Metal Matrix Composites. *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion*, 8(3), 84. <https://doi.org/10.1007/s40735-022-00680-2>
- Srivyas, P. D., & Charoo, M. S. (2020). Friction and wear reduction by graphene nano platelets for hybrid nano Aluminium matrix composite under dry sliding conditions. *Metallurgical and Materials Engineering*, 27(1), 27–47. <https://doi.org/10.30544/536>
- Stelte, W., Sanadi, A. R., Shang, L., Holm, J. K., Ahrenfeldth, J., & Henriksen, U. B. (2012). Recent developments in biomass pelletization – A review. *BioResources*, 7(3), 4451–4490.

- Stojanović, B. (2015). Application of aluminium hybrid composites in automotive industry. *Tehnicki Vjesnik - Technical Gazette*, 22(1), 247–251. <https://doi.org/10.17559/TV-20130905094303>
- Sumdani, M. G., Islam, M. R., Yahaya, A. N. A., & Safie, S. I. (2021). Recent advances of the graphite exfoliation processes and structural modification of graphene: a review. *Journal of Nanoparticle Research*, 23(11), 253. <https://doi.org/10.1007/s11051-021-05371-6>
- Suryanarayana, C. (2024). Evolution of mechanical alloying. In *Mechanical Alloying of Ferrous and Non-Ferrous Alloys* (pp. 1–37). <https://doi.org/10.1016/B978-0-443-16151-3.00001-4>
- Sutton, A. T., Kriewall, C. S., Leu, M. C., & Newkirk, J. W. (2017). Powder characterisation techniques and effects of powder characteristics on part properties in powder-bed fusion processes. *Virtual and Physical Prototyping*, 12(1), 3–29. <https://doi.org/10.1080/17452759.2016.1250605>
- Tan, J. H., Wong, W. L. E., & Dalgarno, K. W. (2017). An overview of powder granulometry on feedstock and part performance in the selective laser melting process. *Additive Manufacturing*, 18, 228–255. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.10.011>
- Topcu, I., Gulsoy, H. O., Kadioglu, N., & Gulluoglu, A. N. (2009). Processing and mechanical properties of B4C reinforced Al matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 482(1–2), 516–521. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.04.065>
- Torrance, A. A. (2005). Modelling abrasive wear. *Wear*, 258(1–4), 281–293. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.09.065>
- Tousi, S. S., & Szpunar, J. A. (2015). Microstructural evolution and grain subdivision mechanisms during severe plastic deformation of aluminum particles by ball milling. *Philosophical Magazine*, 95(13), 1425–1447. <https://doi.org/10.1080/14786435.2015.1033028>
- Trezona, R. I., Allsopp, D. N., & Hutchings, I. M. (1999). Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test. *Wear*, 225–229, 205–214. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(98\)00358-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00358-5)
- Tunç, S. A., Çanakçı, A., Karabacak, A. H., Çelebi, M., & Türkmen, M. (2024). Effect of different PCA types on morphology, physical, thermal and mechanical properties of AA2024-B4C composites. *Powder Technology*, 434, 119373. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2024.119373>
- Upadhyaya, G. S., & Gopal, S. (1997). *Powder Metallurgy Technology*. Cambridge Int Science Publishing.
- Uthayakumar, M., Aravindan, S., & Rajkumar, K. (2013). Wear performance of Al–SiC–B4C hybrid composites under dry sliding conditions. *Materials & Design*, 47, 456–464. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.11.059>

- Varol, T. (2016). *Nano partikül takviyeli bakır esaslı fonksiyonel derecelendirilmiş elektrik kontak malzemelerinin üretimi ve karakterizasyonu*. K.T.Ü., Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, Trabzon.
- Varol, T., & Canakci, A. (2015). The effect of type and ratio of reinforcement on the synthesis and characterization Cu-based nanocomposites by flake powder metallurgy. *Journal of Alloys and Compounds*, 649, 1066–1074. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.07.008>
- Vásconez, C.R., Lascano, S., Saucedo, S., Reyes-Valenzuela, M., Salvo, C., Mangalaraja, R. V., ... Torres, Y. (2021). Effect of the Processing Parameters on the Porosity and Mechanical Behavior of Titanium Samples with Bimodal Microstructure Produced via Hot Pressing. *Materials*, 15(1), 136. <https://doi.org/10.3390/ma15010136>
- Vijh, A. K. (1976). Resistance of metals to erosion by solid particles in relation to the solid state cohesion of metals. *Wear*, 39(1), 173–175. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(76\)90234-9](https://doi.org/10.1016/0043-1648(76)90234-9)
- Wang, J., Xu, F., Jin, H., Chen, Y., & Wang, Y. (2017). Non-Noble Metal-based Carbon Composites in Hydrogen Evolution Reaction: Fundamentals to Applications. *Advanced Materials*, 29(14). <https://doi.org/10.1002/adma.201605838>
- Wąsik, A., Leszczyńska-Madej, B., Madej, M., & Goły, M. (2020). Effect of Heat Treatment on Microstructure of Al₄Cu-SiC Composites Consolidated by Powder Metallurgy Technique. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29(3), 1841–1848. <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04685-1>
- Xu, T., Mei, Q. S., Liao, L. Y., Ma, Y., Chen, Z. H., Wang, Y. C., & Li, J. Y. (2023). A comparative study on the microstructure and strengthening behaviors of Al matrix composites containing micro- and nano-sized B₄C particles. *Materials Science and Engineering: A*, 874, 145066. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145066>
- Yıldız, R. (2023). *AA2024 ve AA7075 alüminyum alaşımlarında kesintili yaşlandırma prosesinin mekanik özelliklere etkisinin incelenmesi*. Pamukkale Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi, Denizli.
- Zakaria, M. R., Omar, M. F., Zainol Abidin, M. S., Md Akil, H., & Abdullah, M. M. A. B. (2022). Recent progress in the three-dimensional structure of graphene-carbon nanotubes hybrid and their supercapacitor and high-performance battery applications. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 154, 106756. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2021.106756>
- Zhang, S., He, J., Lu, X., & Yan, H. (2023). Effect of Solution Treatment and Addition of Rare-Earth Yb on the Microstructure and Corrosion Resistance of AlSi11Cu3 Alloy. *International Journal of Metalcasting*, 17(3), 1845–1858. <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00895-6>

- Zhang, Z., Simionesie, D., & Schaschke, C. (2014). Graphite and Hybrid Nanomaterials as Lubricant Additives. *Lubricants*, 2(2), 44–65. <https://doi.org/10.3390/lubricants2020044>
- Zhou, Y., Ma, L., Gong, Y., Zhang, L., Yin, G., & Sun, Y. (2019). Study on the mechanism of chip forming and the microhardness of micro-grinding nickel-based single-crystal superalloy. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 103(1–4), 281–295. <https://doi.org/10.1007/s00170-019-03503-w>
- Zhou, Y. T., Zan, Y. N., Wang, Q. Z., Xiao, B. L., Ma, Z. Y., & Ma, X. L. (2020). Atomic-scale quasi in-situ TEM observation on the redistribution of alloying element Cu in a B4C/Al composite at the initial stage of corrosion. *Corrosion Science*, 174, 108808. <https://doi.org/10.1016/J.CORSCI.2020.108808>



ÖZGEÇMİŞ

Müslim ÇELEBİ, 2007 yılında Affan Kitapçıoğlu Lisesi'ni bitirdi. 2008 yılında, Karadeniz Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünü kazandı. 2012 yılında lisans öğrenimini tamamlayarak aynı yıl içinde K.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda yüksek lisans eğitimine başladı. Şubat 2015' te Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü 50/d kadrosuna Araştırma Görevlisi olarak atanmış olup görevine devam etmektedir. Haziran 2016' da yüksek lisans öğrenimini tamamlayarak aynı anabilim dalında Temmuz 2016' da doktora eğitimine başlamıştır. Uluslararası dergilerde 25 adet, ulusal dergilerde 1 adet yayımlanmış makalesi, uluslararası konferans ve sempozyum kitaplarında yer almış 58 adet bildirisi bulunmaktadır. Web of Science'a göre H-indeksi 10'dur. 2 adet TÜBİTAK 1001 projesinde bursiyer ve 8 adet BAP projesinde araştırmacı olarak görev almıştır. Uluslararası dergilerde yaklaşık 35 adet bilimsel hakemliği bulunmaktadır. İyi derecede İngilizce bilmektedir.