



**AISI 316L PASLANMAZ ÇELİK MATRİSLİ, BOR  
KARBÜR VE KARBON NANOTÜP TAKVİYELİ  
NANOKOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ İLE  
ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

**Esra ZENGİN**

**2021  
YÜKSEK LİSANS TEZİ  
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı  
Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI**

**AISI 316L PASLANMAZ ÇELİK MATRİSLİ, BOR KARBÜR VE KARBON  
NANOTÜP TAKVİYELİ NANOKOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ  
İLE ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

**Esra ZENGİN**

**T.C.  
Karabük Üniversitesi  
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü  
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında  
Yüksek Lisans Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanı  
Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI**

**KARABÜK  
Haziran 2021**

Esra ZENGİN tarafından hazırlanan “AISI 316L PASLANMAZ ÇELİK MATRİSLİ, BOR KARBÜR VE KARBON NANOTÜP TAKVİYELİ NANOKOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU” başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI

.....

Tez Danışmanı, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından Oy Birliği ile Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 29/06/2021

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Mustafa ACARER ( SÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI ( KBÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Yunus TÜREN ( KBÜ)

.....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ

.....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

*“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”*

Esra ZENGİN

## **ÖZET**

**Yüksek Lisans Tezi**

### **AISI 316L PASLANMAZ ÇELİK MATRİSLİ, BOR KARBÜR VE KARBON NANOTÜP TAKVİYELİ NANOKOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİMİ VE KARAKTERİZASYONU**

**Esra ZENGİN**

**Karabük Üniversitesi**

**Lisansüstü Eğitim Enstitüsü**

**Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI**

**Haziran 2021, 76 sayfa**

Bu çalışmada, AISI 316L paslanmaz çelik matrisli B<sub>4</sub>C ve KNT partikül takviyeli kompozit malzemeler sıcak pres yöntemi ile üretilmiş ve mikroyapı, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri detaylı olarak incelenmiştir. Matris ve takviye malzemeleri toz olarak temin edilmiş ve yüksek enerjili bilyalı öğütme cihazında mekanik olarak karıştırıldıktan sonra sıcak preste sabit basınç ve sıcaklık altında sinterlenmiştir. Takviye elemanı olarak kullanılan B<sub>4</sub>C ve KNT partikülleri farklı oranlarda hem ayrı ayrı hem de birlikte ilave edilerek sinerjik etkileri incelenmiştir. B<sub>4</sub>C ve KNT takviye oranlarının artması ile kompozitlerin porozitesinde artış eğilimi görülürken, hesaplanan poroziteler %4,3 - %6,2 aralığında farklılıklar sergilemiştir. Yapılan mikroyapı incelemelerinde, taneler arası bölgelerde hem B<sub>4</sub>C ve KNT takviye partikülleri, hem de bunların demir ve krom ile reaksiyonları sonucu Fe<sub>3</sub>C ve Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> intermetaliklerinin oluştuğu görülmüştür. Sertlik ve basma testleri sonucunda 316L

çeliğine farklı oranlardaki B<sub>4</sub>C ve KNT ilaveleri ile sertlikte artış elde edildiği görülmüştür. 316L çeliğinin dayanımına en büyük katkıyı hacimce %8 KNT takviyesi sağlamıştır (~%110). Artan B<sub>4</sub>C ve KNT ilaveleri, 316L paslanmaz çeliğin aşınma direncini sürekli olarak iyileştirmiştir. B<sub>4</sub>C ve KNT içeren kompozitlerin aşınma dirençleri karşılaştırıldığında ise B<sub>4</sub>C içeren kompozitlerin KNT içerenlerden bir miktar daha iyi aşınma direnci sergilediği görülmüştür. B<sub>4</sub>C ve KNT ilaveleri ile 316L' nin pasivasyon potansiyel aralığı düşmüş ve pasivasyon kabiliyeti olumsuz yönde etkilenmiştir. B<sub>4</sub>C ilavesi 316L' nin çukurcuk korozyon direncini KNT ilavesine göre daha az olumsuz etkilemiştir.

**Anahtar Sözcükler :** Paslanmaz çelik, metal matrisli kompozitler, mikroyapı, mekanik özellikler, korozyon, aşınma.

**Bilim Kodu** : 91512

## **ABSTRACT**

**M. Sc. Thesis**

### **PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF AISI 316L STAINLESS STEEL MATRIX, BORON CARBIDE AND CARBON NANOTUBE REINFORCED NANOCOMPOSITES BY POWDER METALLURGY**

**Esra ZENGİN**

**Karabük University**

**Institute of Graduate Programs**

**Department of Metallurgical and Materials Engineering**

**Thesis Advisor:**

**Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI**

**June 2021, 76 pages**

In this study, AISI 316L stainless steel matrix B<sub>4</sub>C and KNT particle reinforced composite materials were produced by hot press method and their microstructure, mechanical, tribological and corrosion properties were examined in detail. The matrix and reinforcing materials were supplied as powder and were sintered in hot press under constant pressure and temperature after being mechanically mixed in a high energy ball mill. The synergistic effects of B<sub>4</sub>C and KNT particles used as reinforcement elements were added separately and together in different proportions. While the amounts of B<sub>4</sub>C and KNT reinforcements increased, the porosity of composites tended to increase. The calculated porosities varied from 4.3% to 6.2%. In the microstructure studies, it was observed that Fe<sub>3</sub>C and Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> intermetallics were formed in the intergranular areas as a result of both B<sub>4</sub>C and KNT reinforcement particles and their reaction with iron and chromium. As a result of the hardness and compression tests, it

was observed that the hardness increased with the addition of B<sub>4</sub>C and KNT to 316L steel at different amounts. The biggest contribution to the strength of 316L steel was made by 8 vol.% KNT (~110%). Increasing B<sub>4</sub>C and KNT additions have continuously improved the wear resistance of 316L stainless steel. When the abrasion resistance of composites containing B<sub>4</sub>C and KNT was compared, it was seen that B<sub>4</sub>C containing composites displayed slightly better wear resistance than those containing KNT. With the B<sub>4</sub>C and KNT additions, the passivation potential range of 316L has decreased and the passivation ability has been adversely affected. B<sub>4</sub>C addition affected pitting corrosion resistance of 316L less negatively than KNT addition.

**Key Word** : Stainless steel, metal matrix composites, microstructure, mechanical properties, corrosion, wear

**Science Code** : 91512



## TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, araőtırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalıőmamı bilimsel temeller ışığında őekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Hayrettin AHLATCI' ya sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Eğitim hayatım boyunca maddi ve manevi olarak bana sürekli destek olan anneme, babama ve kardeőime tüm kalbimle teşekkür ederim.

Çalıőmalarım boyunca desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen ve en zor zamanlarımda hep yanımda olan sevgili eőim Hüseyin ZENGİN' e ve bu süreçte hayatımıza katılan canım oğlum Kayra Han ZENGİN' e sonsuz teşekkür ederim.

Ayrıca, bu çalıőmayı 120M117 proje numaralı 1002-Hızlı Destek Programı ile destekleyen Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Araőtırma Kurumu, TÜBİTAK' a teőekkürlerimi sunarım.

## İÇİNDEKİLER

	<b><u>Sayfa</u></b>
KABUL .....	iv
ÖZET .....	iv
ABSTRACT .....	vi
TEŞEKKÜR .....	viii
İÇİNDEKİLER.....	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ .....	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xiv
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	xv
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 .....	4
PASLANMAZ ÇELİKLER .....	4
2.1. PASLANMAZ ÇELİKLERİN TANIMI .....	4
2.1.1. Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması .....	5
2.1.1.1. Östenitik Paslanmaz Çelikler .....	6
2.1.1.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler .....	7
2.1.1.3. Martenzitik Paslanmaz Çelikler .....	7
2.1.1.4. Dupleks Paslanmaz Çelikler.....	7
2.1.1.5. Çökelme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler .....	8
2.1.2. Paslanmaz Çeliklerin Korozyonu .....	8
2.1.2.1. Pasivasyon.....	9
2.1.2.2. Paslanmaz Çeliklerin Çukurcuk Korozyonu .....	11
BÖLÜM 3 .....	15
ÇELİKLERİN VE KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ .....	15

	<b><u>Sayfa</u></b>
3.1. TOZ METALURJİSİ ÜRETİM AŞAMALARI .....	15
3.1.1. Toz Üretimi.....	15
3.1.2. Alaşımama ve Karıştırma.....	16
3.1.3. Sıkıştırma.....	17
3.1.4. Sinterleme.....	18
3.1.4.1. Paslanmaz Çeliklerin Sinterlenmesi .....	19
3.1.5. Son İşlemler .....	19
3.2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER.....	20
3.2.1. Metal Matrisli Kompozit Çeşitleri .....	20
3.2.2. Partikül Takviyeli Kompozitlerde Mukavemetlendirme Mekanizması ..	21
3.2.3. Çelik Matrisli Metal Kompozitler.....	22
BÖLÜM 4 .....	25
DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	25
4.1. KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ.....	25
4.2. KOMPOZİTLERİN KARAKTERİZASYONU .....	28
4.2.1. Yoğunluk Ölçümü.....	28
4.2.2. Mikroyapı Analizleri.....	28
4.2.3. Mekanik Testler .....	29
4.2.4. Aşınma Testi.....	30
4.2.5. Korozyon Testi.....	30
BÖLÜM 5 .....	32
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	32
5.1. YOĞUNLUK VE POROZİTE.....	32
5.2. XRD SONUÇLARI .....	33
5.3. MİKROYAPI SONUÇLARI .....	36
5.3.1. SEM Görüntüleri.....	36
5.3.2. TEM Görüntüleri.....	40
5.4. MEKANİK TEST SONUÇLARI.....	42
5.5. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI .....	47
5.6. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI .....	58

	<b><u>Sayfa</u></b>
BÖLÜM 6 .....	66
SONUÇLAR VE ÖNERİLER .....	66
KAYNAKLAR.....	69
ÖZGEÇMİŞ.....	76

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1.	300 serisi östenitik paslanmaz çeliklerde alaşım elementi ilavelerinin etkisi.....	5
Şekil 2.2.	Demirin elektrokimyasal korozyonunun şematik gösterimi [28].....	9
Şekil 2.3.	Pasivasyon özelliği gösteren bir metalin polarizasyon eğrisi .....	10
Şekil 2.4.	Östenitik paslanmaz çelik yüzeyindeki bir çukurcuk korozyonunun SEM görüntüsü [32] .....	12
Şekil 2.5.	Çukurcuk oluşumunun şematik gösterimi [35] .....	13
Şekil 2.6.	Çukurcuk korozyonunda oluşan farklı çukur tipleri [36] .....	14
Şekil 3.1.	Tipik TM prosesinin akış şeması.....	15
Şekil 3.2.	Paslanmaz çelik tozunun morfolojisini gösteren SEM görüntüleri: (a) gaz atomizasyonu, (b) su atomizasyonu [40] .....	16
Şekil 3.3.	Sıkıştırma basıncının kompakt yoğunluğu üzerindeki etkisi [43].....	17
Şekil 3.4.	Sinterleme işleminin aşamaları [43] .....	18
Şekil 3.5.	Metal matrisli kompozitlerde kullanılan takviye elemanı çeşitleri [47] ..	21
Şekil 4.1.	Öğütme sonrası tozlara uygulanan işlemler [58].....	27
Şekil 4.2.	Kompozitlerin sinterlendiği sıcak pres cihazı .....	28
Şekil 4.3.	Taramalı elektron mikroskobu (SEM) cihazı.....	29
Şekil 4.4.	İleri-geri aşınma cihazının şematik gösterimi .....	30
Şekil 5.1.	B <sub>4</sub> C takviyeli kompozitlerin XRD sonuçları.....	34
Şekil 5.2.	KNT takviyeli kompozitlerin XRD sonuçları .....	35
Şekil 5.3.	B <sub>4</sub> C ve KNT takviyeli kompozitlerin XRD sonuçları .....	35
Şekil 5.4.	B <sub>4</sub> C takviyeli kompozitlerin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDS analiz sonuçları: a) 316L, b) 316L-1B, c) 316L-2B, d) 316L-4B, e) ve f) 316L-8B.....	37
Şekil 5.5.	KNT takviyeli kompozitlerin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDS analiz sonuçları: a) 316L, b) 316L-1K, c) 316L-2K, d) 316L-4K, e) ve f) 316L-8K .....	38
Şekil 5.6.	B <sub>4</sub> C ve KNT takviyeli kompozitlerin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDS analiz sonuçları: a) 316L-1BK, b) 316L-2BK, c) ve d) 316L-4BK .....	39
Şekil 5.7.	Kompozitlerin ortalama tane boyutları .....	40
Şekil 5.8.	B <sub>4</sub> C ve KNT takviyeli kompozitlerin TEM mikroyapı görüntüleri: a) ve b) 316L-8B, c) ve d) 316L-8K, e) ve f) 316L-4BK.....	41

Şekil 5.9. 316L-8K kompozitinde seçilen bir alanın TEM görüntüsü ve EDS harita analizi (Fe, Cr, C, Ni ve Mo).....	42
Şekil 5.10. Kompozitlerin Vickers sertlik sonuçları .....	43
Şekil 5.11. Kompozitlerin basma testi sonuçları .....	46
Şekil 5.12. B <sub>4</sub> C takviyeli kompozitlerin aşınma hızı .....	48
Şekil 5.13. KNT takviyeli kompozitlerin aşınma hızı.....	48
Şekil 5.14. B <sub>4</sub> C ve KNT takviyeli kompozitlerin aşınma hızı.....	49
Şekil 5.15. B <sub>4</sub> C takviyeli kompozitlerin sürtünme katsayıları .....	50
Şekil 5.16. KNT takviyeli kompozitlerin sürtünme katsayıları.....	50
Şekil 5.17. B <sub>4</sub> C ve KNT takviyeli kompozitlerin sürtünme katsayıları .....	51
Şekil 5.18. B <sub>4</sub> C takviyeli kompozitlerin aşınma sonrası yüzey SEM görüntüleri .....	54
Şekil 5.19. KNT takviyeli kompozitlerin aşınma sonrası yüzey SEM görüntüleri ...	55
Şekil 5.20. B <sub>4</sub> C ve KNT takviyeli kompozitlerin aşınma sonrası yüzey SEM görüntüleri.....	56
Şekil 5.21. 10N yük altındaki aşınma testi sonrası EDS analiz sonuçları: a,c) 316L, b,d) 316L-8B, e,g) 316L-8K ve f,h) 316L-4BK,.....	57
Şekil 5.22. B <sub>4</sub> C takviyeli kompozitlerin polarizasyon eğrileri .....	60
Şekil 5.23. KNT takviyeli kompozitlerin polarizasyon eğrileri.....	61
Şekil 5.24. B <sub>4</sub> C ve KNT takviyeli kompozitlerin polarizasyon eğrileri.....	61
Şekil 5.25. Kompozitlerin %6 FeCl <sub>3</sub> içinde 1 gün boyunca daldırma sonrası yüzey görüntüleri.....	64
Şekil 5.26. Kompozitlerin %6 FeCl <sub>3</sub> içinde daldırma testi sonrası hesaplanan çukurcuk boyut ve oranları.....	65
Şekil 5.27. Kompozitlerin %6 FeCl <sub>3</sub> içinde daldırma testi sonrası hesaplanan korozyon hızı değerleri .....	65

## ÇİZELGELER DİZİNİ

	<b><u>Sayfa</u></b>
Çizelge 2.1. Paslanmaz çelik gruplarına ait fiziksel özellikler [22]. .....	6
Çizelge 4.1. AISI 316L paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi .....	25
Çizelge 4.2. Takviye elemanlarının oranı .....	26
Çizelge 5.1. Kompozitlerin yoğunluk ve porozite değerleri .....	32
Çizelge 5.2. Aşınma testi sonuçları .....	51
Çizelge 5.3. Elektrokimyasal korozyon test sonuçları.....	62

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

Fe	: demir
Cr	: krom
Ni	: nikel
Mg	: magnezyum
Al	: alüminyum
Cu	: bakır
Mn	: mangan
B	: bor
$\gamma$	: östenit
$\sigma_c$	: kompozitin akma dayanımı
$\sigma_m$	: matrisin akma dayanımı
$\Delta\sigma_{OR}$	: orowan döngüsü akma dayanımı
$G_m$	: kayma modülüsü
$b$	: burgers vektörü
$\lambda$	: partiküller arası mesafe
$r$	: partikül yarıçapı
$V_f$	: takviye elemanının hacimce oranı
$i_{kor}$	: korozyon akımı yoğunluğu
$i_p$	: pasivasyon akım yoğunluğu
$E_{kor}$	: korozyon potansiyeli
$E_p$	: pasivasyon potansiyeli
$E_{pit}$	: çukurcuk korozyon potansiyeli



## **KISALTMALAR**

- AISI : American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
- ASTM: American Society for Testing and Materials (Amerika Deneme ve Malzeme Topluluğu)
- MMK : Metal Matrisli Kompozit
- TM : Toz Metalurjisi
- KNT : Karbon Nanotüp
- HIP : Hot Isostatic Pres (Sıcak İzostatik Pres)
- SPS : Spark Plasma Sintering (Spark Plazma Sinterleme)
- HT-HP: High Temperature – High Pressure (Yüksek Sıcaklık – Yüksek Basınç)
- SEM : Scanning Electron Microscopy (Taramalı Elektron Mikroskobu)
- TEM : Transmission Electron Microscopy (Geçirimli Elektron Mikroskobu)
- EDS : Energy Dispersive Spectroscopy (Enerji Yayılımlı Spektroskop)
- XRD : X-Ray Diffractometer (X-Işını Difraktometresi)

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Metal matris kompozitler (MMK), güçlendirilmemiş muadillerine kıyasla üstün güçleri, sertlikleri ve tribolojik özellikleri nedeniyle onlarca yıldır potansiyel olarak çekici mühendislik malzemeleri olarak görülmüştür. Şimdiye kadar çalışılan ve ticari olarak da uygulama alanı bulan MMK' ların büyük çoğunluğunun matris malzemeleri Al, Mg ve Cu gibi demir dışı metaller ve bunların alaşımlarından üretilmiştir. Bununla birlikte özellikle son yıllarda çelik matrisli MMK' lar da havacılık ve otomotiv uygulamalarında yüksek performans sunabildikleri için gelecek vaat eden mühendislik malzemeleri olarak kabul edilmektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerin demir dışı metallerin çoğuna kıyasla çok daha yüksek mukavemet, süneklik ve korozyon direnci kombinasyonu sergilediği kabul edilmektedir. Öte yandan, bu malzemelerin en ciddi dezavantajı da aşınma dirençlerinin düşük olmasıdır. Bu nedenle, son zamanlarda östenitik paslanmaz çeliklerin tribolojik özelliklerini, mekanik ve korozyon özelliklerinden ödün vermeden çeşitli takviye partiküllerini dahil ederek iyileştirmeyi amaçlamak birçok çalışmanın konusu olmuştur.

TiB<sub>2</sub>, TiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, BN, NbC ve SiC gibi yüksek sertlikteki karbür, oksit veya nitrür bileşiklerin partikül formları metal matrisli kompozitlerde yaygın bir şekilde takviye elemanı olarak kullanılmıştır [1–5]. TiB<sub>2</sub> partiküllerinin AISI 316L paslanmaz çeliğin tribolojik özellikleri üzerindeki etkilerini araştıran bir çalışmada artan TiB<sub>2</sub> partikül içeriğinin paslanmaz çeliğin aşınma direncini sürekli olarak iyileştirdiği gösterilmiştir [1]. Başka bir çalışmada ise sıcak presleme yöntemi ile üretilen AISI 304 paslanmaz çelik matrisli ve TiB<sub>2</sub> partikül takviyeli kompozitin hem mekanik hem de aşınma performanslarının çok iyi olduğu rapor edilmiştir [2]. TiC ile güçlendirilmiş paslanmaz çelik matris kompozitlerin yüksek sıcaklıkta oksidasyon davranışını inceleyen başka bir çalışmada ise ince TiC partiküllerinin oksidasyon direncini artırdığı gösterilmiştir [3]. Argon ark fırınında ergitme yöntemi ile üretilen hacimce % 25'e kadar NbC içeren

AISI 440 paslanmaz çelik matrisli kompozitlerin sertliğinin önemli ölçüde artış gösterdiği ancak matristeki Cr konsantrasyonunda korozyon direncine zarar verebilecek bir azalmaya yol açtığı da başka bir çalışmada gösterilmiştir [4]. Ferritik paslanmaz çelik matrisli  $Al_2O_3$  içeren kompozitlerde de akma ve çekme mukavemetlerinde ve ayrıca sürünme dirençlerinde  $Al_2O_3$  ilavesinin artmasıyla sürekli bir gelişim sağlandığı gösterilmiştir [5].

Çelik matris kompozitler için üretim tekniğinin seçimi de önemli bir husustur. Ark fırınlarında ergitilerek üretilen çelik matrisli kompozitler yüksek üretim hızı, iyi yoğunluk ve mekanik özellikler sağlayabilmektedir. Öte yandan, yüksek sıcaklıklarda ( $> 1500$  °C) gerçekleşen prosesler, matris ile takviye malzemeleri arasında bazı istenmeyen reaksiyonların oluşturarak paslanmaz çelik matriste bölgesel olarak Cr elementinin azalmasına neden olabilmekte ve malzemenin korozyon direnci düşmektedir. Kıvılcım plazma sinterleme (SPS), yüksek basınç - yüksek sıcaklık (HP-HT) veya sıcak izostatik presleme (HIP) gibi modern toz metalurjisi (TM) teknikleri de yüksek yoğunluk ve sertliğe sahip çelik matris kompozitlerinin üretimine olanak tanımaktadır [2,6,7]. Ancak, bu teknikler yüksek maliyetli ve düşük üretim hızlarına sahip olduklarından yaygın kullanımları sınırlı kalmıştır. Sıcak presleme tekniği, sinterleme işleminin sürekli uygulanan basınç altında gerçekleştirildiği uygun maliyetli bir çelik matris kompozit üretim yolu olarak kabul edilebilir [2,8]. Sıcak presleme, yalnızca uygun maliyetli bir teknik olmakla kalmayıp, aynı zamanda ek bir talaşlı imalat gereksinimi olmadan net şekle yakın ürün sağladığından, endüstride de yaygın olarak kullanılmaktadır.

Çeşitli partikül takviye elemanı içeren paslanmaz çelik matris kompozitler şimdiye kadar birçok çalışmanın konusu olmuş olsa da karbon nanotüp (KNT), grafen, fulleren gibi farklı karbon allotroplarının nanopartikül formunda takviye elemanı olarak ilavelerinin etkilerini inceleyen çalışma sayısı oldukça azdır. KNT sahip olduğu mükemmel çekme dayanımı (10-60 GPa), Young modülüsü (300-1000 GPa), termal iletkenliği ( $3000 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ ), termal kararlılığı ve düşük yoğunluğu ( $1,2-2,6 \text{ g/cm}^3$ ) sebebiyle metal matrisli kompozitlerde takviye elemanı olarak kullanımı son yıllarda ciddi artış göstermiştir [9–12]. Bunun yanı sıra, bor karbür ( $B_4C$ ) de yüksek kimyasal ve termal kararlılığa, düşük yoğunluğa ve bir çok seramikten daha yüksek sertliğe

sahip olduğundan dolayı birçok demirli veya demir dışı metal matrisli kompozitlerde takviye elemanı olarak kullanılmıştır [13–16]. Bu nedenle, bu çalışmada KNT ve B<sub>4</sub>C nanopartikülleri, sıcak presleme tekniği kullanılarak AISI 316L paslanmaz çeliğe ilave edilmiş ve mikroyapı, sertlik, aşınma ve korozyon direnci özellikleri üzerindeki etkileri detaylı incelenmiştir.

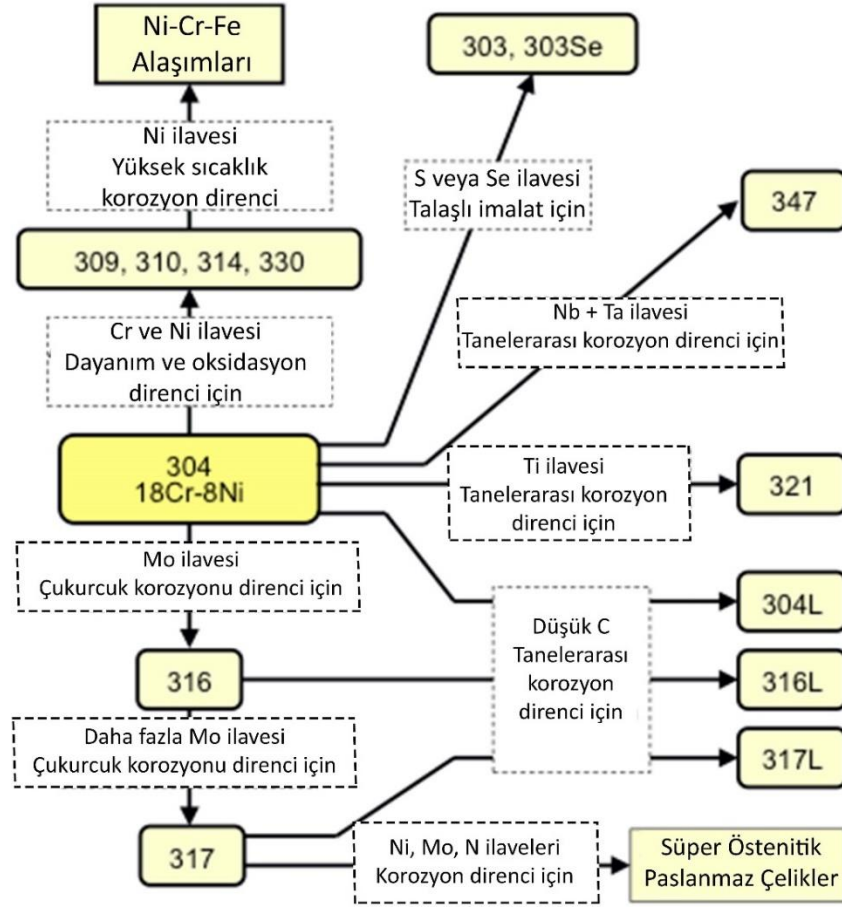
Bu çalışma genel olarak, literatür taraması, deneysel çalışmalar ve deneysel sonuçlar olmak üzere üç ana kısımdan oluşmaktadır. Birinci ve ikinci bölümlerde genel olarak çalışmanın özeti ve amacı sunulmuş, ayrıca literatürdeki kaynaklardan faydalanılarak konu ile ilgili detaylı bilgiler verilmiştir. Üçüncü bölümde kompozitlerin üretiminde kullanılan malzemeler, tozların hazırlanması, sinterleme tekniği, uygulanan testler, kullanılan standartlar ve test parametreleri hakkında gerekli bütün bilgiler sunulmuştur. Dördüncü bölümde uygulanan mikroyapısal analiz, sertlik, basma, aşınma ve korozyon testlerinin sonuçları grafik veya tablo olarak gösterilmiş ve elde edilen sonuçlar literatürdeki çalışmalara dayandırılarak detaylı bir şekilde tartışılmıştır. Genel sonuçlar ve öneriler ise beşinci ve son bölümde verilmiş, elde edilen bulgular çalışmanın amacına uygun bir şekilde yorumlanmış ve ileriki çalışmalara ışık tutmak amacıyla öneriler sunulmuş ve çalışma sonuçlandırılmıştır.

## BÖLÜM 2

### PASLANMAZ ÇELİKLER

#### 2.1. PASLANMAZ ÇELİKLERİN TANIMI

Paslanmaz çelik, korozyona karşı üstün dirence sahip bir demir alaşımı olarak tanımlanabilir. Paslanmaz çeliklerin oksidasyona karşı direncinin yanı sıra yüksek sıcaklıklarda sürünmeye karşı direncinin de diğer birçok alaşıma kıyasla çok daha iyi olduğu bilinmektedir [20]. Bununla birlikte, özellikle düşük oksijenin, yüksek tuzluluğun ve hatta sirkülasyonun yetersiz olduğu ortamlarda tamamen paslanmaz denemez. Bu yüzden çeşitli kalitelerin geliştirilmesi ve yüzey kaplamalarının belirli ortamlara uyacak şekilde kullanılması geçmişten bugüne bir gereksinim olmuştur. Paslanmaz çeliğin korozyona karşı mükemmel direnci, krom (Cr) bakımından zengin mikroyapının bir sonucudur. Genellikle minimum %11 krom içeriği, özellikle kirlenmemiş atmosferlerde paslanma gibi kimyasal aktiviteleri önlemek için gereken minimum miktar olarak kabul edilir [18,19]. Paslanmaz çelikler krom bakımından zengin oksitlerden ultra ince bir yüzey filmi oluşturarak paslanmaz olma özelliklerini elde ederler. Paslanmaz çelik sadece kromdan oluşmaz, aynı zamanda molibden (Mo), nikel (Ni), silisyum (Si), manganez (Mn), kükürt (S), karbon (C), niyobyum (Nb) ve titanyum (Ti) gibi diğer alaşım elementlerini de içerebilir [21]. Paslanmayı önlemeye yönelik Cr'den başka, diğer elementler arasında çukurcuk korozyon direnci için Mo, çökeltme sertleşmesi için Cu, Ti ve Al, mukavemet için Mn ve N ve tanelerarası korozyonun azaltılması için Nb elementleri bulunur. Şekil 2.1' de 300 serisi östenitik paslanmaz çeliklerde farklı alaşım elementleri ve özellik bağlantıları şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.1. 300 serisi östenitik paslanmaz çeliklerde alaşım elementi ilavelerinin etkisi.

### 2.1.1. Paslanmaz Çeliklerin Sınıflandırılması

Paslanmaz çelikler, içerdikleri farklı alaşım elementleri ve proses koşulları sayesinde sahip oldukları özelliklere göre beş farklı gruba ayrılır. Bunlar östenitik, ferritik, martenzitik, dubleks ve çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerdir. Bu paslanmaz çeliklerin mikroyapı, mekanik ve fiziksel özellikleri Çizelge 2.1' de kısaca karşılaştırmalı olarak sunulmuştur.

Çizelge 2.1. Paslanmaz çelik gruplarına ait fiziksel özellikler [22].

Paslanmaz Çelik Tipi	Mikroyapı	Mekanik Özellikler			Fiziksel Özellikler
		Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	% Uzama	
Östenitik	Östenit	490-860	205-575	30-60	Isıl işlem uygulanamaz, manyetik değil
Ferritik	Ferrit	415-650	275-550	10-25	Isıl işlem uygulanamaz, manyetik, gerilim korozyonu çatlamaına dirençli
Martenzitik	Martenzit	480-1000	275-860	14-30	Isıl işlem uygulanabilir, yüksek dayanım
Dubleks	Östenit + Ferrit	680-900	410-900	10-48	Isıl işlem uygulanamaz, yüksek dayanım
Çökelme Sertleşmeli	Östenit + Martenzit	895-1000	276-1000	10-35	Isıl işlem uygulanabilir, çok yüksek dayanım

### 2.1.1.1. Östenitik Paslanmaz Çelikler

Östenitik paslanmaz çelik, tüm paslanmaz çelik üretiminin yaklaşık üçte ikisini oluşturan en büyük paslanmaz çelik ailesidir. Östenitik bir mikroyapıya sahiptirler. Bu mikroyapı, kriyojenik bölgeden erime noktasına kadar tüm sıcaklıklarda östenitik bir mikroyapıyı korumak için yeterli nikel ve/veya manganez ve nitrojen ile alaşımlama yoluyla elde edilir. Bu nedenle, östenitik paslanmaz çelikler tüm sıcaklıklarda aynı mikroyapıya sahip olduklarından ısıl işlemle sertleştirilemezler. Soğuk işlemle güçlendirilebilecekleri halde, bu ince sac ve küçük çaplı çubuk ile sınırlıdır. Östenitik mikroyapıları onlara mükemmel şekillendirilebilirlik ve kaynaklanabilirlik sağlar ve esasen manyetik değildirler ve kriyojenik sıcaklıklarda sünekliklerini korurlar [23,24].

Östenitik paslanmaz çeliğin iki alt grubu vardır: a) 300 serisi paslanmaz çelikler, östenitik yapılarına esas olarak nikel ilavesiyle ulaşırken, b) 200 serisi paslanmaz çelikler, nikel yerine manganez ve nitrojen kullanır ancak yine de küçük bir miktar nikel içeriği vardır.

### **2.1.1.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler**

Ferritik paslanmaz çelikler, çok az nikel içeren veya hiç içermeyen, %10,5 ile %27 arasında krom içeren, karbon çeliği gibi bir ferritik mikro yapıya sahiptir. Bu mikroyapı, krom ilavesi nedeniyle tüm sıcaklıklarda mevcuttur ve östenitik paslanmaz çelik gibi ısı ile sertleştirilemez. Östenitik paslanmaz çelik ile aynı derecede soğuk işlemeyle güçlendirilemezler. Karbon çeliği gibi manyetiklerdir. Sünekliği azaltan ve çatlaklara neden olabilen ısıdan etkilenen bölgedeki tane büyümesi nedeniyle kaynaklanmaları sorunludur. Artan krom ve molibden içeriği, östenitik paslanmaz çelikte olduğu gibi korozyon direncini artırır, ancak bu yüksek alaşımlama, kaynak sırasında gevrekleşen metallere arası fazın çökmesine neden olur. Kaynağa bağlı bu mikroyapısal sorunlar, ferritik paslanmaz çeliğin kullanımını çok ince kalınlıklarla sınırlandırır ve bu nedenle büyük, ağır duvarlı kapların ve tankların yapımında kullanılmazlar. Yaygın ferritik kaliteler şunlardır: Çamaşır makinesi tamburlarında, bulaşık makinesinin iç kısımlarında ve buzdolabının dış kısımlarında kullanılan %17 kromlu AISI 430 ve otomotiv egzozlarının üretiminde yaygın olarak kullanılan %11 krom içeren AISI 409' dur. Zayıf tokluk, ferritik paslanmaz çeliğin en büyük dezavantajıdır [5,21].

### **2.1.1.3. Martenzitik Paslanmaz Çelikler**

Martenzitik paslanmaz çelikler, çok çeşitli özellikler sunar ve paslanmaz takım çeliği veya sürünmeye dayanıklı çelik olarak da kullanılır. Martenzitik paslanmaz çelikler, %12-15 krom ve %0,2-1 molibden içerir. Martenzitik paslanmaz çelikler ayrıca %0,1-1 karbon içerir ancak hiç nikel içermezler. Bu kombinasyon, doğası gereği ferromanyetikdir. Manyetik özellikleri, uygulanan mıknatıslanma alanının gücüne bağlıdır. Martenzitik paslanmaz çelikler, sertleştirme işlemi sırasında mıknatıslanırsa kalıcı manyetik özellik sergiler [21,22].

### **2.1.1.4. Dupleks Paslanmaz Çelikler**

Dupleks paslanmaz çeliklerin karma bir östenit ve ferrit mikroyapısı vardır. Genel olarak amaç %50 östenit ve %50 ferrit karışımı üretmektir ancak ticari alaşımlarda



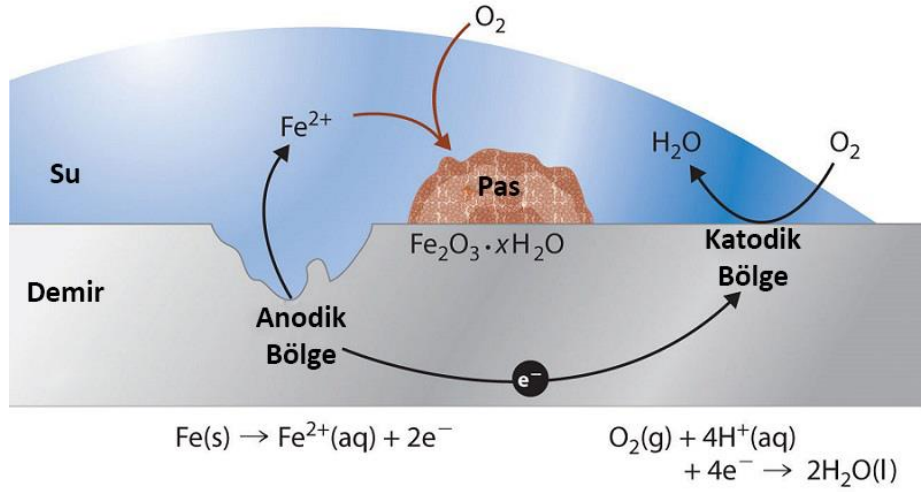
oran değişebilmektedir. Yüksek krom (%19-32), molibden (%5' e kadar) ve östenitik paslanmaz çeliğe göre daha düşük nikel içeriğine sahiptirler. Dupleks paslanmaz çelikler östenitik paslanmaz çeliklere kıyasla kabaca iki kat daha dayanıklıdırlar. Karışık mikro yapıları, östenitik paslanmaz çelikler sınıfından AISI 304 ve AISI 316 ile karşılaştırıldığında gerilim korozyonu çatlamasına karşı gelişmiş direnç sağlarlar. Dupleks paslanmaz çelikler korozyona karşı mükemmel direnç ve çok yüksek mekanik mukavemet sunar. Dupleks paslanmaz çeliğin yüksek korozyon direnci, karbon çeliği ve geleneksel paslanmaz çelikten önemli ölçüde daha fazla çalışma süresi sağlarken, mekanik mukavemet daha hafif yapılara, daha kompakt sistem tasarımına ve daha düşük kaynaklanabilirliğe izin verir [25,26].

#### **2.1.1.5. Çökeltme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler**

Çökeltme ile sertleşen paslanmaz çelikler, östenitik çeşitlerle karşılaştırılabilir korozyon direncine sahiptirler ancak diğer martenzitik kalitelerden daha yüksek mukavemetlere çökelttilerle sertleştirilebilir. Dayanımı önemli ölçüde arttıran çökelttiler, ilave edilen niyobyum, titanyum, bakır, alüminyum gibi elementlerin bir veya birkaçının etkisi ile meydana gelir [21].

#### **2.1.2. Paslanmaz Çeliklerin Korozyonu**

Korozyon, çoğu metalin doğal hallerine dönme eğilimi nedeniyle oluşur; Örneğin, nemli havanın varlığında demir, doğal durumuna, demir okside dönecektir. Metaller, kimyasal ve elektrokimyasal bir reaksiyona tepki göstererek korozyona uğrarlar. Termodinamik olarak korozyon, metalin daha kararlı olan, yani doğada başlangıçta mevcut olan bileşiklere geri dönme isteğidir [27].

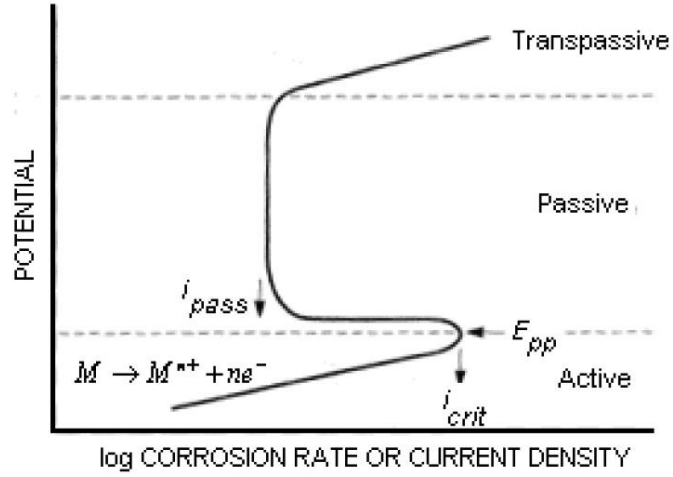


Şekil 2.2. Demirin elektrokimyasal korozyonunun şematik gösterimi [28].

Herhangi bir elektrokimyasal reaksiyon, iki veya daha fazla kısmi oksidasyon ve indirgeme reaksiyonuna bölünebilir. Elektrokimyasal korozyon ilerlemeden önce dört koşul mevcut olmalıdır: (a) metal anot, (b) bir katot, (c) sürekliliği olan iletken bir sıvı ortam (elektrolit) ve (d) elektron akışını anottan katoda taşıyacak bir iletken olmalıdır [29,30]. Şekil 2.2’ de demirin elektrokimyasal korozyonu şematik olarak gösterilmiştir. Demir, genellikle bir safsızlık veya bir kafes kusuru olan yüzeyindeki anodik bir bölgede  $\text{Fe}^{2+}$  iyonuna oksitlenir. Oksijen, katot görevi gören demirin yüzeyinde farklı bir bölgede suya indirgenir. Elektronlar, elektriksel olarak iletken metal aracılığıyla anottan katoda aktarılır. Su, başlangıçta üretilen ve bir tuz köprüsü görevi gören  $\text{Fe}^{2+}$  için bir çözücüdür. Pas ( $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot x\text{H}_2\text{O}$ ),  $\text{Fe}^{2+}$  nın atmosferik oksijen tarafından oksitlenmesi ile oluşur.

### 2.1.2.1. Pasivasyon

Çoğu metaller ve alaşımlar, çevre ile reaksiyona bağlı olarak yüzeylerinde ince bir koruyucu korozyon ürün filmine sahiptir. Bu filmlerden bazıları pasiftir ve bazı metaller ve alaşımlar üzerinde korozyona daha dayanıklı metal yüzeyler sağlamalarını sağlayan belirli özelliklere sahiptir. Bu koruyucu yüzey filmleri sayesinde metalin yüzeyi korozyona uğramaz.



Şekil 2.3. Pasivasyon özelliği gösteren bir metalin polarizasyon eğrisi.

Anodik polarizasyon sırasında, pasifleştirilmiş bir yüzeye sahip metaller ve alaşımlar, tipik olarak Şekil 2.3' te gösterilen şekle sahip bir polarizasyon eğrisi sergilerler. Aktif bölge içindeki nispeten düşük bir potansiyelde, potansiyel değer akım yoğunluğuna göre çizildiğinde, davranış normal metaller için lineerdir. Pasif bir tabakanın oluşumunun başlamasıyla ölçülen akım azalmaya başlar. Bu düşüşün başlangıcını işaret eden eğri üzerindeki dönüm noktası, aktif-pasif geçiş olarak bilinir ve uygulanan potansiyelin karşılık gelen değeri, birincil pasivasyon potansiyelidir ( $E_{pp}$ ). Ayrıca Şekil 2.3' te, oldukça pasif bir katmanın oluşması nedeniyle akım yoğunluğu, pasivasyon akım yoğunluğu ( $i_p$ ) olarak adlandırılan ortalama düşük bir değere hızla düşmektedir. Yüzeyde oluşan, kararlı, iletken olmayan pasif oksit filmi sayesinde metal, potansiyelin daha fazla artmasının akım yoğunluğunda bir artışa neden olmadığı bir bölgeye girer. Bu bölge pasif bölgedir. Pasivasyon akım yoğunluğu, potansiyelden nispeten bağımsız kalır çünkü pasif filmin çözünme hızı tarafından kontrol edilir [27,29].

$Cl^-$  gibi agresif türlerin olmadığı ortamlarda, potansiyelin daha pozitif bir değere yükselmesi ile, pasif metal oksitlerin çoğu daha da fazla oksitlenerek daha çözünür duruma geçebilir. Bu nedenle, pasifleştirme katmanının etkinliği azaltılır veya tamamen ortadan kalkar. Böylece korozyon yeniden meydana gelebilir. Akım yoğunluğunun yeniden artmaya başladığı bu bölgeye transpasif bölge adı verilir [29]. Örneğin, Cr (III) olarak krom içeren koruyucu paslanmaz çelik tabakası durumunda, potansiyel transpasif bölgeye yükseltildiğinde Cr (III), Cr (VI) 'e oksitlenir. Bununla

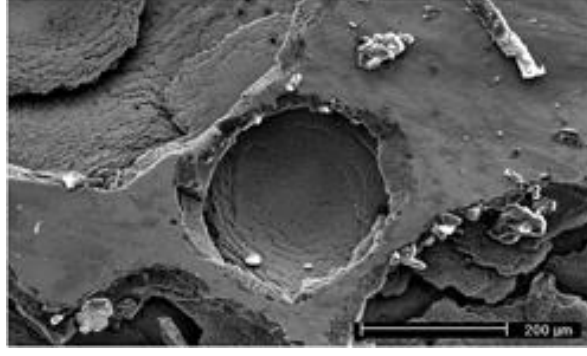
birlikte, elektronik olarak yalıtkan pasif oksit filmler oluşturabilen alüminyum ve tantal gibi metaller için, pasif bölge çok daha pozitif potansiyellere uzanır ve ne transpasif metal çözünmesi ne de oksijen evrimi meydana gelmez.

Lokal korozyon saldırıyı başlatan pasivitenin bozulduğu transpasif bölge için her zaman olmamakla birlikte, genellikle dört koşulun gerekli olduğu belirtilmiştir: (a) belirli bir kritik potansiyelin aşılması gerekir, (b) klorür veya daha yüksek atom ağırlıklı halojenürler gibi zarar veren bileşenleri, (c) pasivasyonun bozulma sürecinin başlamasıyla başlayan ve bölgesel korozyon yoğunluğu artmaya başladığında sona eren bir indüksiyon süresi ve (d) inklüzyonlar ve ikincil faz çökeltileri gibi küçük yerel alanların varlığı. Pasif filmin bozulmasının nedenlerinden bağımsız olarak, sonuçta, çukurcuk, aralık, tanelerarası korozyon veya gerilmeli korozyon çatlaması gibi lokal saldırılara yol açan yeni bir durum meydana gelir [30].

#### **2.1.2.2. Paslanmaz Çeliklerin Çukurcuk Korozyonu**

Çukurcuk korozyonu, bir noktaya veya küçük bir alana hapsolmuş metal yüzeyindeki küçük oyuklar olarak görülen lokal bir korozyon olarak tanımlanır. Çukurlaşma, lokalize korozyonun zararlı bir şeklidir ve esas olarak korozyon direncini pasivite kabiliyetine borçlu olan metal yüzeylerde meydana gelir. Çukurlaşmanın en büyük sonucu pasifliğin bozulmasıdır; yani çukurlaşma, genel olarak belli bir ortama maruz kaldığında yüzey filmlerinde bozulma olduğunda meydana gelir [31,32].

Paslanmaz çelikler ve alüminyum alaşımları gibi mühendislik alaşımları, yalnızca yüzeylerinde doğal olarak oluşan ince (nanometre ölçeğinde) pasif oksit tabakaları sayesinde korozyona karşı genel olarak yüksek direnç sergilerler [33,34]. Bununla birlikte, bu tür pasif filmler, genellikle altta yatan metalin daha hızlı çözünmesine neden olan lokal korozyonun oluşmasına karşı hassastırlar. Korozyon atağı açık bir yüzeyde başlarsa, buna çukurcuk korozyonu, tıkalı bir bölgede ise aralık korozyonu denir. Bu yakından ilişkili lokal korozyon türleri çatlak başlangıç bölgesi olarak davranır ve yapısal malzemelerin kolayca kırılmasına yol açabilir. Şekil 2.4' te derin bir çukurcuk korozyonun SEM görüntüsü görülmektedir.

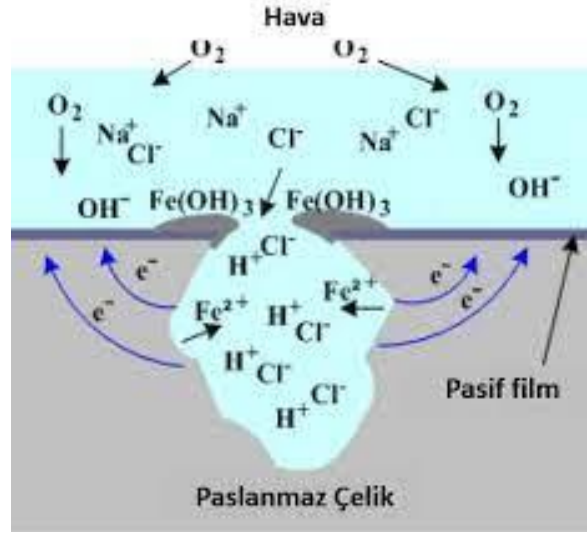


Şekil 2.4. Östenitik paslanmaz çelik yüzeyindeki bir çukurcuk korozyonunun SEM görüntüsü [32].

Aşağıdakilerin bir sonucu olarak, pasif bir oksit filmle kaplı yüzeyde bir başlangıç çukuru oluşabilir:

- Pasif filmin mekanik hasarına çizikler neden olur. Anodik reaksiyon elektrolite maruz kalan yüzeyde başlar. Yüzeyi çevreleyen pasiflik katot görevi görür.
- Metal yüzeyde ortaya çıkan ikincil faz parçacıkları tane sınırları boyunca çöker ve bu parçacıklar, lokal galvanik korozyona ve ilk çukurların oluşumuna neden olan yerel anotlar olarak işlev görebilir.
- Yüzeyde ortaya çıkan dislokasyon şeklindeki lokalize gerilmeler anot haline gelebilir ve çukur oluşumunu başlatabilir.
- Homojen olmayan ortam, ilk çukurların oluştuğu belirli yerlerdeki pasif filmi çözebilir.

Klor iyonlarının varlığında çukurlar otokatalitik mekanizma ile büyür. Paslanmaz çeliğin çukurcuk korozyonu Şekil 2.5' te gösterilmektedir.



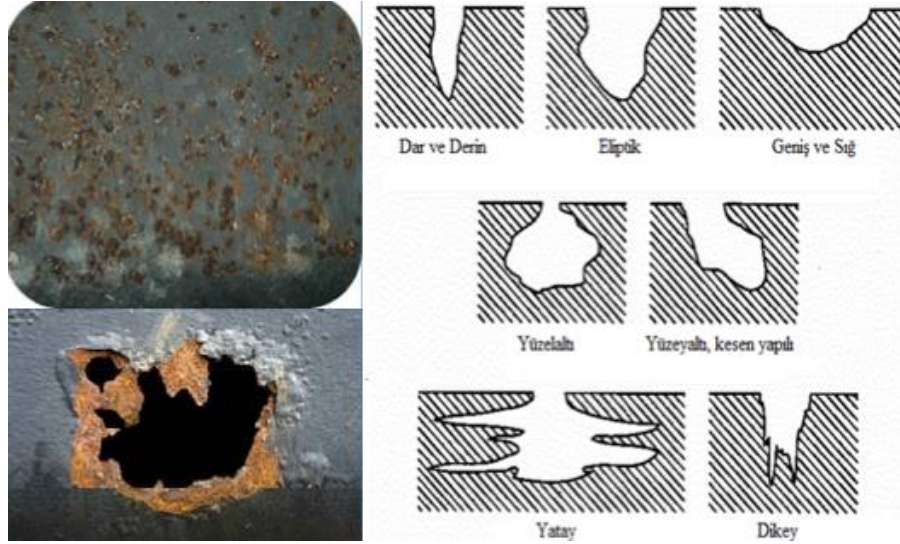
Şekil 2.5. Çukurcuk oluşumunun şematik gösterimi [35].

Metallerin ve alaşımlarda görülen çukurcuk korozyonu en ciddi hasar mekanizmalarından birini oluşturur. Çukurlar, delme yoluyla hataya ve gerilme korozyonu çatlaklarına neden olur. Çukurcuk korozyonu birçok metalde ortak olan bir korozyon mekanizmasıdır. Genellikle çözeltideki belirli anyonlarla, özellikle klor iyonu ile ilişkilidir. Çukurlar mikroskobik ölçekte veya altında çekirdeklenir.

Paslanmaz çelikler, korozyon dirençleri nedeniyle sayısız farklı uygulamada kullanılmaktadır. Paslanmaz çelikler son derece iyi bir genel dirence sahip olmasına rağmen, yine de çukur korozyonuna karşı hassastırlar. Oksit kaplı bir metalin belirli agresif ortamlarda sergilediği bu lokal çözünme, en yaygın ve yıkıcı hasar nedenlerinden biridir. Çukurlaşma süreci rastgele, düzensiz ve stokastik olarak tanımlanmıştır ve olayların zamanının ve yerinin tahmin edilmesi son derece güçtür. Çukur korozyonunun çeliklerdeki en büyük sebeplerinden biri manganez sülfür inklüzyonlarının varlığıdır [27,29].

Çelikteki krom, pasif film adı verilen ince, görünmez bir krom içeren oksit tabakası oluşturmak için atmosferdeki oksijenle birleşir. Krom atomlarının ve oksitinin boyutları birbirine benzerdir. Böylece metalin yüzeyinde düzgünce bir araya gelerek sadece birkaç atom kalınlığında kararlı bir tabaka oluştururlar. Metal kesilir veya çizilirse ve pasif film bozulursa, daha fazla oksit hızlı bir şekilde oluşur ve açıkta kalan yüzeyi korozyondan korur. Pasif filmin kendi kendini onarması için oksijen gerekir;

bu nedenle paslanmaz çelikler, düşük oksijenli ve zayıf sirkülasyon ortamlarında zayıf korozyon direncine sahiptir. Deniz suyunda, tuzdan gelen klorürler, pasif filme, düşük oksijenli bir ortamda tamir edilebileceğinden daha hızlı bir şekilde saldırır ve yok eder.



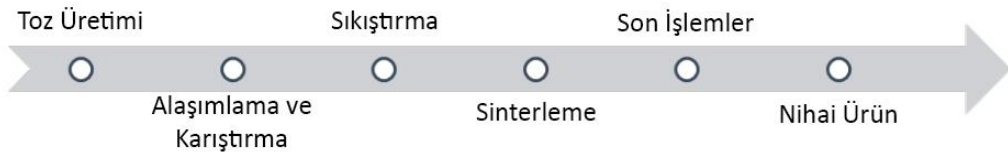
Şekil 2.6. Çukurcuk korozyonunda oluşan farklı çukur tipleri [36].

Çukurcuk korozyonu sonucunda, ağızları açık veya yarı geçirgen korozyon ürünü zarı ile kaplı çukurlar oluşturabilir. Çukurlar hemisferik veya fincan şeklinde olabilir. Bazı durumlarda, metalin kristal yapısını ortaya çıkaran düz duvarlıdır veya tamamen düzensiz bir şekle sahip olabilirler. Şekil 2.6' da farklı çukur tipleri gösterilmektedir.

## BÖLÜM 3

### ÇELİKLERİN VE KOMPOZİTLERİN TOZ METALURJİSİ

Toz metalurjisi (TM) son yüzyılda endüstriyel bir süreç olarak hızla büyüme göstermektedir [37]. Mevcut odak noktası, yüksek performanslı uygulamalar için TM çelikleri geliştirmektir. Presleme ve sinterleme yolu aracılığıyla gerçekleşen TM süreci, döküm, dövme ve talaşlı imalat gibi geleneksel işlemlere kıyasla karmaşık şekilli yapısal bileşenlerin imalatı için en enerji ve malzeme verimli teknoloji olarak kabul edilir [37–39]. Diğer avantajlar, diğer yöntemlerle mümkün olmayan alaşım tasarımı ve bileşim kontrolündeki esnekliktir. Tipik TM prosesi aşamaları Şekil 3.1' de gösterilmiştir. Her aşama, yüksek kaliteli toz üretiminden başlayarak, daha fazla alaşım elementlerinin eklenmesinden ve bir alaşımlama yönteminin seçilmesinden, etkili yağlayıcıların ve presleme yönteminin seçilmesinden, sinterlemenin kontrolünden ve gerekli son işlemlerden başlayarak sıkı bir proses kontrolü gerektirir.



Şekil 3.1. Tipik TM prosesinin akış şeması.

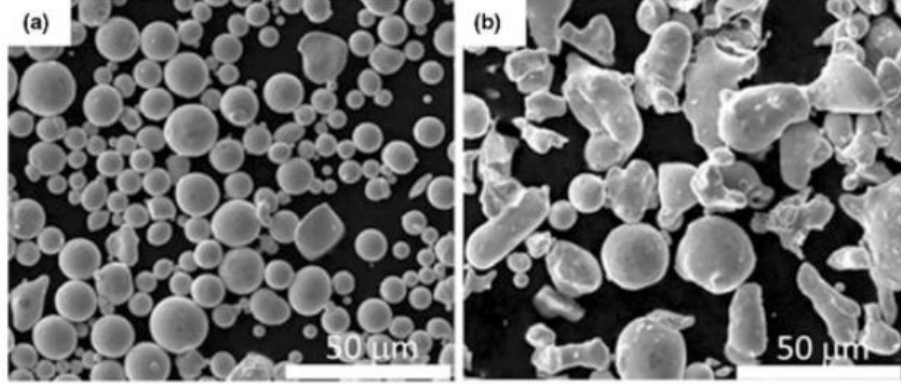
### 3.1. TOZ METALURJİSİ ÜRETİM AŞAMALARI

#### 3.1.1. Toz Üretimi

Atomizasyon, metal tozu üretmek için en yaygın yöntemdir. Atomizasyon sırasında, bir erimiş metal akışı, yüksek basınçlı su veya nozüllerden yüksek hızda enjekte edilen gaz tarafından parçalanır. Sıvı metal, atomize edici ortam ve soğutma hızı tarafından belirlenen şekil ve mikroyapı ile ince damlacıklar halinde parçalanır ve metal parçacıklar halinde katılır. Düşük alaşımlı çelik tozu üretimi için su atomizasyonu



kullanılırken, yüksek alaşımlı çelikler, paslanmaz çelikler, takım çelikleri, süper alaşımlar, titanyum ve alaşımları gibi oksidasyona duyarlı tozların üretiminde gaz atomizasyonu yaygın olarak kullanılmaktadır [39].



Şekil 3.2. Paslanmaz çelik tozunun morfolojisini gösteren SEM görüntüleri: (a) gaz atomizasyonu, (b) su atomizasyonu [40].

Şekil 3.2’ de gösterildiği gibi toz morfolojisi gaz kullanıldığında küresel şekilli, su kullanıldığında ise düzensiz şekilli parçacıklar olarak elde edilmektedir. Suyla atomize edilmiş tozların sahip oldukları düzensiz şekil sayesinde sıkıştırma işlemi sırasında metal partiküllerinin daha iyi kenetlenmesine neden olur ve ham malzeme dayanımı artar. Bu aslında parçanın yeşil gücüne katkıda bulunur. Gaz ile atomize edilmiş toz, tipik olarak küresel bir şekle sahiptir. Bu tür bir toz, bu nedenle iyi bir akışkanlık sergiler, ancak tek eksenli presleme yoluyla sıkıştırılamaz [37,39].

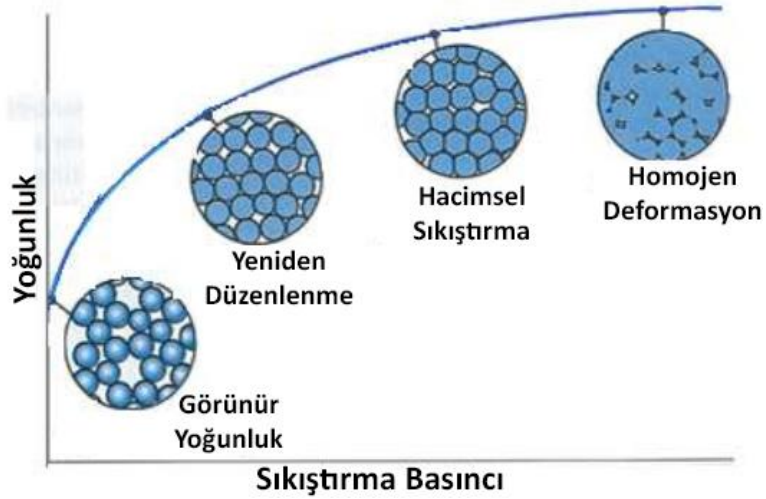
### 3.1.2. Alaşımlama ve Karıştırma

Ön alaşımlama durumunda, alaşım elementleri atomizasyon sırasında erimiş metale eklenir. Bu özellikle oksijene karşı daha fazla afinitesi olan Cr, Mn vb. elementler için geçerlidir. Su ile atomize edilmiş toz için, sıkıştırılabilirliğin etkilenmemesi için elemanların sınırlı katı çözelti güçlendirmesi sağlaması önemlidir. Ön alaşımlama, alaşım elementlerinin homojen dağılımını sağlar, bu da sinterlemeden sonra boyutsal stabilite ile sonuçlanır. Önceden alaşımlı toz ve karışım indirgeyici bir atmosferde ısıl işleme tabi tutulur. Alaşım elementlerinin ince tozu, difüzyon yoluyla demir partiküllerine bağlanır. Son olarak çelik tozları gerekli alaşım elementlerinin tozu,

diğer katkı maddeleri ve yağlayıcılar ile uygun koşullar altında karıştırılarak sıkıştırma işlemine hazır hale getirilir.

### 3.1.3. Sıkıştırma

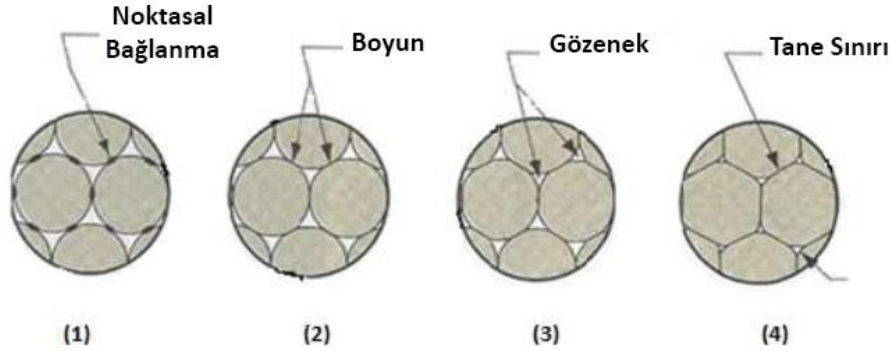
Tek eksenli sıkıştırma veya kalıp presleme, TM ile üretilen çeliklerde kullanılan en yaygın konsolidasyon yöntemidir. Yağlayıcı ile karıştırılan toz, kalıp boşluğuna doldurulur ve zımbaların aksenel hareketi ile preslenir [41,42]. Sıkıştırma basıncı tipik olarak 400 ila 1000 MPa arasındadır. Toz presleme sırasında metal partiküller, zımbaların uyguladığı basınçla yeniden düzenlenecek ve düzensiz şekillerinden dolayı birbirine geçme meydana gelecektir. Bazen partiküllerin soğuk kaynağı bile yüksek basınçlarda gerçekleşebilir. Şekil 3.3' te artan sıkıştırma basıncı ile kompakt yoğunluğunun da arttığı, yüksek basınçlar ile elde edilen soğuk deformasyon ile en yüksek yoğunluk elde edildiği görülmektedir. Preslemeden sonra, hareketli zımbalar ve katı kalıp basınç dağılımında farklılıklara neden olur ve bu da kompakt malzemede bir yoğunluk gradyanı oluşturur. Bu yoğunluk gradyanı, kalıp duvarındaki sürtünme direnci nedeniyle sıkıştırma yönü boyunca yüzey bölgesinde görülürken, kompaktın içinde çok daha az belirgindir [43].



Şekil 3.3. Sıkıştırma basıncının kompakt yoğunluğu üzerindeki etkisi [43].

### 3.1.4. Sinterleme

Sinterleme, metal partiküller arasında bağ oluşturarak bileşene gerekli gücü verir. Sinterleme genellikle ergime sıcaklığının kabaca %75-80' inde gerçekleştirilir. Tipik bir toz parçacığı katı bir malzemeye kıyasla daha geniş bir özgül yüzey alanına sahip olma eğiliminde olacaktır ve bu da yüzey enerjisinin artmasına katkıda bulunur. Sinterleme için ana itici güç, ince tozlar için baskın olan özgül yüzey alanını azaltarak fazla serbest enerjiyi en aza indirmektir. TM çelikleri için daha kaba tozların kullanıldığı katı hal sinterlemesi durumunda, atomların parçacıklar arası boyunlar oluşturarak temas noktasından geçmesi için yüzey difüzyonu hakimdir. Ayrıca, yoğunlaşma, atomların yüzey difüzyonu yoluyla değil, yalnızca atomların toplu taşınmasıyla gerçekleşecektir. Parçacıklar arası boyunlar, bir kez oluşturulduktan sonra, bitişik metal parçacıklar arasındaki kütle aktarımı ile geliştirilir. Sinterleme derecesi, oluşan sinter boyunlarının sayısı ve mukavemetine göre belirlenir [44].



Şekil 3.4. Sinterleme işleminin aşamaları [43].

Şekil 3.4' te sinterleme sırasında gerçekleşen aşamalar şematik olarak gösterilmektedir. Şekilde gösterilen birinci aşamada bağlayıcılar yanar ve partiküller arasında noktasal bir bağlanma meydana gelir. Ardından ikinci adımda noktasal bağlantılar boyuna dönüşerek sinterleme başlar. Üçüncü aşamada sinterleme devam ederek partiküller arası gözeneklerin boyutu küçülür ve son aşamada da tane sınırları, özellikle boyun bölgelerindeki parçacıklar arasında gelişir. Sinterleme, boyunları oluşturmak ve bunları tane sınırlarına dönüştürmek için toplu taşımayı içerir. Bunun meydana geldiği temel mekanizma difüzyondur; diğer olası mekanizma plastik akıştır.

Gözenek boyutunun küçültülmesinin bir sonucu olarak sinterleme sırasında çekme meydana gelir. Bu, büyük ölçüde, sıkıştırma sırasındaki basınca bağlı olan ham kompaktın yoğunluğuna bağlıdır. Çekme, proses koşulları iyi kontrol edilebildiği zaman tahmin edilebilir ve önlemi alınabilir.

#### **3.1.4.1. Paslanmaz Çeliklerin Sinterlenmesi**

Sinterleme işlemi, başarılı bir paslanmaz çelik malzemenin üretilmesinde büyük bir öneme sahiptir ve sinterleme fırını tipi, sinterleme sıcaklığı, sinterleme atmosferi ve proses parametrelerinin seçimi gibi bazı önemli faktörler içerir. Bütün bu faktörler, sinterlenen bileşenin kalitesi üzerinde büyük etkiye sahiptir. Ticari sinterleme genellikle yüksek sıcaklıklarda (yaklaşık 1150 °C) bantlı konveyör fırınlarında gerçekleştirilir [44]. Daha yüksek sıcaklıklarda (1345 °C' ye kadar) sinterleme için vakumlu fırınlar, yürüyen kiriş, itici ve yürüyen kiriş fırınları kullanılır [20]. Yüksek sıcaklıkta sinterlemenin yapılması, daha gelişmiş korozyon direnci ve mekanik özellikler ile sonuçlanır.

Paslanmaz çeliğin sinterlenmesi için tipik atmosferler, ayrılmış amonyak, vakum, hidrojen ve hidrojen-nitrojen karışımlarını içerir. Çiğlenme noktası kabiliyeti hidrojen-azot karışımlarında veya hidrojen ortamlarında sinterleme için büyük önem taşımaktadır ve kriyojenik azot hidrojen-azot karışımlarında kullanıldığında, düşük çiğ noktası elde edilir. Bununla birlikte, hidrojen-azot karışımları indirgeyici ajanlar olduğundan, saf hidrojen atmosferlerine kıyasla daha düşük çiğlenme noktaları gerektirirler. Endüstride genel olarak paslanmaz çeliklerin sinterlenmesinde ucuz sinterleme atmosferleri tercih edilir. Genellikle çok az hidrojen (%3 kadar az) içeren hidrojen-nitrojen atmosferlerinde sinterleme gerçekleştirilir [20].

#### **3.1.5. Son İşlemler**

Sinterlemenin ardından uygulanacak olan işlemler büyük ölçüde yerine getirmesi gereken parçaya özgü gereksinimlere bağlıdır. Yoğunluğu artırmayı ve nihai boyut toleranslarını korumayı amaçlayan boyutlandırma veya tekrar basma gibi bazı işlemler vardır. İstenilen mikroyapıyı elde etmek için buharla işlem, yüzey sertleştirme

(karbonlama, nitrüleme, indüksiyonla sertleştirme vb.) gibi ısı işlemler yapılır. Isıl işlem süreçlerini genellikle tavlama izler. Sinterleme işlemini takiben malzeme 2,5-5 °C/s' lik bir soğutma hızıyla soğutulduğunda bileşen sertleşmesi sağlanabilir. Bu proses, sinterleme ve sertleştirmeyi tek bir işlemde birleştirdiği için sinter sertleştirme olarak adlandırılır [45,46].

### **3.2. METAL MATRİSLİ KOMPOZİTLER**

Metal matris kompozitler (MMK), bir metalik matristen (Al, Mg, Fe, Cu vb.) ve matris içerisinde dağılmış bir seramikten (oksit, karbürler, nitrür) veya metalik malzemedan (Pb, Mo, W vb.) oluşur. MMK' lar uzay mekiği, ticari uçaklar, elektronik bileşenler, bisikletler, otomobiller ve çeşitli diğer uygulamalarda kullanılır. Polimer matrisli kompozitlerle karşılaştırıldığında MMK' lar yüksek sıcaklıklarda mukavemet ve sertliklerini muhafaza ederler, iyi aşınma ve sürünme direnci gösterirler. MMK' ların çoğu hala geliştirme aşamasındadır veya üretimin ilk aşamalarında ve polimer matrisli kompozitler kadar yaygın bir şekilde kullanılmamaktadır. MMK' ların en büyük dezavantajı yaygın kullanımlarına sınırlamalar getiren yüksek üretim maliyetleridir. MMK' ların nem emme özelliklerinin olmaması, yanmazlık, düşük elektrik ve ısı iletkenliği ve çoğu radyasyona dirençli olmaları gibi bazı fiziksel özelliklerinde de avantajlar vardır [47].

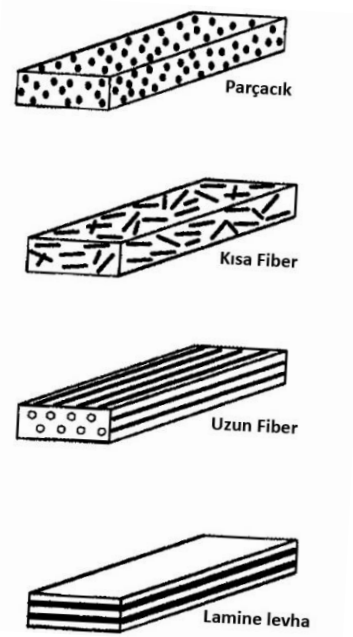
#### **3.2.1. Metal Matrisli Kompozit Çeşitleri**

Genel olarak, üç çeşit MMK vardır. Bunlar;

- Partikül takviyeli MMK' lar
- Kısa fiber veya kılsı takviyeli MMK' lar
- Sürekli fiber veya levha takviyeli MMK' lardır.

Partikül veya süreksiz fiber ile güçlendirilmiş MMK' lar aşağıdaki nedenlerden ötürü özel bir önem kazanmıştır:

- Partikül takviyeli kompozitler, sürekli fiber takviyeli kompozitler karşısında ucuzdur. Maliyet, özellikle büyük hacimde üretim yapılan uygulamalarda önemlidir.
- Döküm veya toz metalurjisi gibi geleneksel metalurjik işleme teknikleri, ardından haddeleme, dövme ve ekstrüzyon yoluyla geleneksel ikincil işleme kullanılabilir.
- Takviyesiz metalden daha yüksek kullanım sıcaklıkları sağlarlar.
- Yüksek elastik modülü ve dayanım sağlarlar.
- Termal kararlılığı arttırmaları.
- Daha iyi aşınma direnci sağlarlar.
- Fiber takviyeli kompozitlere kıyasla nispeten izotropik özellikler sağlarlar.



Şekil 3.5. Metal matrisli kompozitlerde kullanılan takviye elemanı çeşitleri [47].

### 3.2.2. Partikül Takviyeli Kompozitlerde Mukavemetlendirme Mekanizması

Partikül takviyeli kompozitte partikül boyutu 1  $\mu\text{m}$ ' den fazladır, bu nedenle kompoziti iki şekilde güçlendirir. Birincisi, partikülün yükü matris malzemesi ile birlikte taşıması ve diğer bir yol da partiküller ve matris arasında uyumsuz arayüz oluşmasıdır. Böylece arayüzde daha fazla sayıda dislokasyon üretilir, böylece malzeme güçlendirilir.

Güçlendirme derecesi, partikül miktarına (hacim oranı), partikülün dağılımına, boyutuna ve şekline bağlıdır.

### 3.2.3. Çelik Matrisli Metal Kompozitler

Metal matrisli kompozitlerin çoğunda matris elemanı olarak, alüminyum, magnezyum, bakır, titanyum gibi demir dışı metaller kullanılmaktadır. Temel amaç, matris malzemesinin özelliklerini sahip olduklarından daha iyi seviyeye çıkarmaktır. Bunun için de takviye elemanlarının sahip oldukları üstün özelliklerden faydalanılır. Çelikler iyi dayanım, korozyon, aşınma ve yorulma özellikleri sergilediklerinden genellikle matris malzemesi olarak kullanılmamışlardır. Ancak son yıllarda gelişen otomotiv, havacılık ve uzay sanayileri daha üstün özelliklere sahip mühendislik malzemelerine gereksinim duymaktadır. Bu yüzden son yıllarda araştırmacılar çelik matrisli metal kompozitler ile ilgili de birçok çalışma yürütmüşlerdir.

Şimşir ve diğ. [48] B<sub>4</sub>C takviyeli Fe-Co alaşım matrisli kompozitleri sıcak pres ile üretmiş ve B<sub>4</sub>C ilavesi ile kompozitin aşınma dayanımının önemli derecede arttığını göstermiştir. Öksüz ve diğ. [14] de yaptıkları çalışmada Fe-Co-Cu alaşımının sertliğinin, ağırlık %1 B<sub>4</sub>C ilavesi ile %44 kadar artış gösterdiğini rapor etmiştir. Xibao [49] tarafından yapılan bir çalışmada ise Fe/B<sub>4</sub>C kompozit kaplaması plazma ark transfer (PTA) yöntemi ile başarılı bir şekilde uygulanabildiği rapor edilmiştir. Li ve Huang [50] yerinde TiB<sub>2</sub>-TiC takviyeli martenzitik çelik kompozitleri üretmiş ve çeliğin dayanımında önemli gelişim sağlandığı rapor edilmiştir. Sulima ve diğ. [1], TiB<sub>2</sub> partiküllerinin 316L paslanmaz çeliğin tribolojik özellikleri üzerindeki etkilerini araştırmış ve artan TiB<sub>2</sub> partikül içeriğinin 316L paslanmaz çeliğin aşınma direncini sürekli olarak iyileştirdiğini bildirmiştir. Başka bir çalışmada Sahoo ve diğ. [2] sıcak presleme ile 304 paslanmaz çelik matris kompozit içeren TiB<sub>2</sub> üretmiş ve hem mekanik hem de aşınma performanslarının TiB<sub>2</sub> ilavesiyle önemli ölçüde arttığını göstermiştir. Bacon ve diğ. [51], %25 TiB<sub>2</sub> ile güçlendirilmiş 316L paslanmaz çeliğin yorulma dayanımını ve kırılmasını araştırmış ve TiB<sub>2</sub> ilavesinin yoğunluğu önemli ölçüde düşürdüğünü, mukavemeti artırdığını ancak 316L paslanmaz çeliğin kırılma tokluğunu bozduğunu ortaya çıkarmıştır. Lee ve diğ. [3], TiC ile güçlendirilmiş paslanmaz çelik matris kompozitlerin yüksek sıcaklıkta oksidasyon davranışını incelemiş ve ince TiC

partiküllerinin oksidasyon direncini artırdığını göstermiştir. Kan ve diğ. [4] argon ark fırınında ergitme yöntemi ile hacimce %25'e kadar NbC içeren fabrikasyon paslanmaz çelik matris kompozitleri incelemiş ve NbC ilavesinin AISI 440 paslanmaz çeliğin sertliğini önemli ölçüde artırdığını, ancak matristeki Cr konsantrasyonunda korozyon direncine zarar verebilecek bir azalmaya yol açtığını göstermiştir. Mukherjee ve diğ. [5], Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> içeren ferrik paslanmaz çelik matris kompozitleri incelemiş ve Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ilaveleriyle akma ve çekme mukavemetlerinde ve ayrıca sürünme dirençlerinde bir gelişme olduğunu bildirmiştir. Ayrıca Ertuğrul ve diğ. [52] SiC ve zımpara tozu ile güçlendirilmiş 316L matris kompozitlerin yapı ve özelliklerini incelemiş ve mikrodalga sinterleme tekniği ile hacimce %5 zımpara tozunun dahil edilmesinin incelenen kompozitler arasında en uygun mekanik ve fiziksel özelliklerle sonuçlandığını bulmuşlardır.

Karbon nanotüp (KNT) takviyeli AISI 304 paslanmaz çelik matrisli kompozitleri inceleyen bir çalışmada [53], kompozitler spark plazma sinterleme (SPS) yöntemi ile üretilmiş ve ağırlıkça %0,5 KNT ilavesi sonrası 304 paslanmaz çeliğin sertlik ve akma dayanımı sırasıyla 5,5 ve 2 kat oranında artış göstermiştir. Ancak korozyon direncinde bir miktar düşüş görülmüştür. Jenei ve diğ. [7] tarafından KNT ilaveli 316L paslanmaz çelik matrisli kompozitler SPS yöntemi ile üretilmiş ve yapıda matris-takviye ara yüzlerinde Fe<sub>3</sub>C fazlarının çöktüğünü bunların da malzemenin dayanımındaki artışa katkı sağladığını rapor etmiştir. Kaewsai ve diğ. [54] termal sprey yöntemi ile paslanmaz çelik yüzeyine KNT kompozit kaplamalarını başarılı bir şekilde gerçekleştirmiş ve kaplama sonrası sertlik değerinin ve aşınma direncinin önemli ölçüde artış gösterdiğini rapor etmiştir.

Bor karbür (B<sub>4</sub>C) içeren 304 paslanmaz çelik matrisli kompozitleri inceleyen bir çalışmada, B<sub>4</sub>C ilavesi ile çeliğin dayanımında artış meydana geldiği görülmüştür [55]. Etefagh Far ve Davoodi [56] çelik matrisli B<sub>4</sub>C takviyeli kompozit yapıyı gaz tungsten ark kaynağı yöntemi ile üretmiş ve korozyon direncini incelemiştir. B<sub>4</sub>C takviyesi içeren çeliğin korozyon potansiyelinin daha negatif değerlere, korozyon akım yoğunluğunun da daha yüksek değerlere çıkarak korozyon direncini azalttığı bildirilmiştir. Son yıllarda yapılan bir çalışmada Benic ve diğ. [57] B<sub>4</sub>C ve WC



takviyeli takım elik matrisli kompozitler üretmiş ve çeliğin sertliğinin ciddi miktarlarda artış gösterdiğini rapor etmiştir.

## BÖLÜM 4

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Tez çalışması kapsamında AISI 316L paslanmaz çelik matrisli B<sub>4</sub>C ve KNT partikül takviyeli kompozit malzemeler sıcak pres yöntemi ile üretilmiş ve mikroyapı, mekanik, tribolojik ve korozyon özellikleri detaylı olarak incelenmiştir. Matris ve takviye malzemeleri toz olarak temin edilmiş ve yüksek enerjili bilyalı öğütme cihazında mekanik olarak karıştırıldıktan sonra sıcak preste sabit basınç ve sıcaklık altında sinterlenmiştir. Takviye elemanı olarak kullanılan B<sub>4</sub>C ve KNT partikülleri farklı oranlarda hem ayrı ayrı hem de birlikte ilave edilerek sinerjik etkileri incelenmiştir.

#### 4.1. KOMPOZİTLERİN ÜRETİMİ

Kompozitlerin üretimi için matris elemanı olarak AISI 316L paslanmaz çelik tozu (~20 µm) kullanılmıştır. AISI 316L tozunun nominal kimyasal bileşimi Çizelge 4.1' de verilmiştir. Takviye elemanı olarak kullanılan B<sub>4</sub>C (<1 µm) ve KNT (10-30 nm dış çap) tozları ile matris 316L tozları Çizelge 4.2' de verilen oranlarda hazırlandıktan sonra yüksek enerjili bilyalı öğütme cihazına yerleştirilmiştir. Karışıma ilaveten bağlayıcı olarak ağ.%1 oranında stearik asit ve oksitlenmeyi önlemek ve tozlar arasındaki bağları kırmak amacıyla etanol eklenmiştir. Ayrıca tozların bulunduğu karıştırma kabına 8:1 oranında (çelik bilye/toplam toz) 10 mm çapında çelik bilyeler ilave edilmiştir. Karıştırma işlemi 5 saat boyunca 250 rpm hızında gerçekleştirilmiştir.

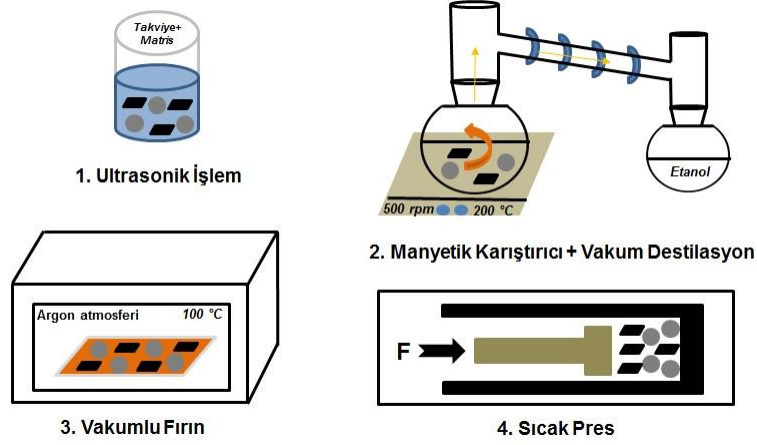
Çizelge 4.1. AISI 316L paslanmaz çeliğin kimyasal bileşimi.

Malzeme	Ağırlıkça Oran (%)								
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	S	P	N
AISI 316L	0,03	16-18	10-14	2-3	2	0,75	0,03	0,045	0,1

Çizelge 4.2. Takviye elemanlarının oranı.

Numune	Hacimce Oran (%)	
	B <sub>4</sub> C	KNT
316L	-	-
316L-1B	1	-
316L-2B	2	-
316L-4B	4	-
316L-8B	8	-
316L-1K	-	1
316L-2K	-	2
316L-4K	-	4
316L-8K	-	8
316L-1BK	1	1
316L-2BK	2	2
316L-4BK	4	4

Karıştırma sonrası sistemden çıkarılan etanol çözeltisi içerisindeki toz karışımı ultrasonik karıştırıcıda 1 saat süre ile karıştırılmaya devam edilmiş ve daha sonra Şekil 4.1’ de gösterilen vakum destilasyon sistemine aktarılmıştır. Burada manyetik karıştırıcı ısıtma sistemi sıcaklık yaklaşık 100 °C’ ye ayarlanmış ve çözelti de aynı zamanda manyetik olarak karıştırılmıştır. Sıcaklık etanolün buharlaşma sıcaklığı üzerine geldiğinde etanol buharlaşarak sistemden uzaklaşıp ayrı bir haznede toplanmıştır. Böylelikle birbiri içerisinde homojen olarak dağılmış kuru toz karışımı elde edilmiştir. Tozların kuruluşundan emin olmak için kuru tozlar 100 °C’ de gece boyunca kurumaya bırakılmıştır.



Şekil 4.1. Öğütme sonrası tozlara uygulanan işlemler [58].

B<sub>4</sub>C ve KNT gibi nano boyuttaki tozların metal matrisi içerisinde homojen dağılımının sağlanması karıştırmalı döküm ve basınçlı veya basınçsız infiltrasyon gibi kompozit üretim yöntemleri ile oldukça zordur. Özellikle nano boyuttaki tozların birbiri arasında sahip oldukları Van der Waals bağları sebebiyle ergiyik içerisinde topaklanma eğilimi gösterdikleri bilinmektedir. Ayrıca sıvı üretim yöntemlerinde metalin ergime sıcaklığının üzerine çıkılması gerektiğinden yüksek sıcaklıklarda takviye elemanları ve matris metal arasında reaksiyonlar gerçekleşerek farklı bileşikler oluşabilmektedir.

Toz metalürjisi yöntemi her ne kadar karmaşık şekilli parçaların üretimini ve yüksek miktarda üretim imkanları sunamasa da takviye tozlarının yapı içerisinde homojen bir şekilde dağılmasını sağlamaktadır. Geleneksel soğuk presleme ve sinterleme yöntemi ise kompozitte porozite oluşumuna engel olamadığından son yıllarda pek tercih edilmemektedir. Bunun yerine geliştirilen HT-HP (high temperature-high pressure), HIP (hot isostatic press) ve SPS (spark plasma sintering) gibi üretim yöntemleri ile bu sorun ortadan çoğunlukla ortadan kaldırılmış olsa da bu yöntemler için gereken teçhizatların pahalı olması ve düşük üretim verimliliğine sahip olması gibi nedenlerden dolayı endüstride çok fazla kullanım alanı bulamamıştır. Öte yandan bu tez çalışmasında kullanılan sıcak pres yöntemi hem düşük porozite oranı sağlamakta hem de üretim maliyetlerini diğer gelişmiş üretim yöntemlerine nazaran düşürerek endüstride potansiyel kullanım imkanı sunmaktadır. Bu sebeple bu tez çalışması kapsamında kompozit malzemelerin üretimi Şekil 4.2' de gösterilen sıcak pres ile gerçekleştirilmiştir. Sıcak pres sinterleme tekniğinde, kurutulmuş toz karışımlar ilk olarak 15 mm iç çapa sahip grafit kalıba dökülmüştür. Daha sonra, tek eksenli vakumlu

sıcak pres, 1100 °C sıcaklıkta, 48 MPa'lık tek eksenli basınçta 15 dakika boyunca uygulanmıştır. Son olarak 10 mm kalınlığında ve 15 mm çapında sinterlenmiş numuneler elde edilmiştir.



Şekil 4.2. Kompozitlerin sinterlendiği sıcak pres cihazı.

## **4.2. KOMPOZİTLERİN KARAKTERİZASYONU**

### **4.2.1. Yoğunluk Ölçümü**

Üretilen kompozitlerin teorik yoğunlukları hesaplanmış ve deneysel yoğunlukları da Arşimet prensibine göre ölçülmüştür. Elde edilen sonuçlar daha sonra birbiri ile karşılaştırılmıştır, böylelikle kompozitlerdeki porozite miktarı hesaplanmıştır. Arşimet prensibi ile yoğunluk ölçümünde üretilen kompozitlerin su içerisindeki ağırlık ve hacimsel yer değişmelerinden faydalanılmıştır.

### **4.2.2. Mikroyapı Analizleri**

Üretilen kompozitlerin mikroyapıları taramalı (SEM) ve geçirimli (TEM) elektron mikroskopları ile incelenmiştir. Yapıda oluşan fazlar ise X-ışını analizi yöntemi (XRD) ile tayin edilmiştir.

Bütün mikroyapı analizlerinden önce numuneler standart metalografik numune hazırlama yöntemi olan zımparalama, parlatma ve dağlama işlemlerine tabi tutulmuştur. Zımparalama işlemi için 240-2000 grit SiC zımpara kağıdı, parlatma işlemi için ise sırasıyla 6,3 ve 1  $\mu\text{m}$ ' lik parlatma solüsyonu ve uygun parlatma çuhası kullanılmıştır. Dağlama işlemi ise %10' luk oksalik asit çözeltisi içerisinde 1 dk boyunca 6 V uygulanarak elektrolitik olarak yapılmıştır. Üretilen tüm numunelerin mikroyapıları SEM analizleri ile incelenmiştir. SEM analizleri için enerji dağılım spektroskopisi (EDS) ile donatılmış taramalı elektron mikroskobu (Carl Zeiss Ultra Plus Field Emission Scanning Electron Microscopy, FESEM) kullanılmıştır. Yapıda bulunan fazlar,  $10^{\circ}$ - $90^{\circ}$  tarama aralığında Cu bazlı X-ışını kırınım makinesi (Rigaku Ultima IV) ile belirlenmiştir. Ayrıntılı mikroyapısal araştırmalar, JEOL JEM-2100 geçirimli elektron mikroskobu (TEM) ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.3. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) cihazı.

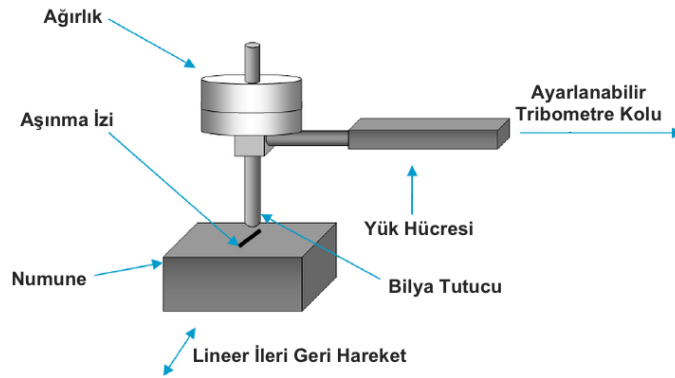
#### **4.2.3. Mekanik Testler**

Üretilen kompozitlerin mekanik özellikleri oda sıcaklığında sertlik ve basma testleri ile belirlenmiştir. Sertlik testi için Vickers mikrosertlik yöntemi uygulanmıştır. Batıcı uç olarak  $136^{\circ}$  Vickers elmas piramit uç kullanılmış ve 10 N yükte ölçümler alınmıştır.

Her bir numuneden en az 8 sertlik ölçümü alınmıştır. Basma deneyi için ASTM E9-09 standartına uygun olarak numuneler silindirik formda 2,5 mm çapta ve 5 mm yükseklikte işletilmiştir. Basma testleri MTS Landmark 100 kN marka test cihazında gerçekleştirilmiştir. Basma testi neticesinde kompozitlerin akma ve basma dayanımları ile elastik modülüsleri belirlenmiştir. Her bir numuneye en az 3 basma testi uygulanmıştır.

#### 4.2.4. Aşınma Testi

Üretilen kompozitlerin aşınma testleri kuru ortamda ileri-geri tip (reciprocating) UTS Tribometer T10 marka test cihazında gerçekleştirilmiştir. Aşınma testleri 0,3 m/s sabit kayma hızında, 10 N, 20 N ve 40 N olmak üzere üç farklı yükte ve toplamda 1000 m kayma uzunluğunda gerçekleştirilmiştir. Karşı malzeme olarak AISI 52100 yüksek karbonlu çelik kullanılmıştır. Sürtünme katsayıları anlık olarak bilgisayarda kayıt altına alınmıştır. Numunelerin aşınma hızları birim mesafede ve yükte gerçekleşen hacim kaybı olarak hesaplanmıştır ( $\text{mm}^3/\text{mN}$ ). Her bir numuneye en az 3 aşınma testi uygulanacaktır. Her bir aşınma testi sonrası numunelerin yüzeyleri SEM analizi ile detaylı olarak incelenmiştir.



Şekil 4.4. İleri-geri aşınma cihazının şematik gösterimi.

#### 4.2.5. Korozyon Testi

Üretilen kompozitlerin korozyon direnci elektrokimyasal ve daldırma korozyon testleri ile belirlenmiştir. Elektrokimyasal korozyon testleri öncesi numuneler kesilip bakır tel ile sarıldıktan sonra tek yüzeyleri dışarıda kalacak şekilde epoksi reçineye

gömülmüştür. Daha sonra bu yüzeyler metalografik olarak zımparalanıp parlatılmıştır. Elektrokimyasal korozyon testleri için Gamry model PC4/300 mA potansiyostat/galvanostat DC105 korozyon test düzeneği kullanılmıştır. Korozyon testleri bir referans elektrot (Ag/AgCl), bir karşıt elektrot (platin tel) ve bir çalışma elektrotundan (numune) oluşan standart üç elektrotlu hücrede yapılmıştır. Korozyon tarama hızı 1 mV/s olacak şekilde -10 mV ve 1,7 V aralığında taramalar gerçekleştirilmiştir. Korozyon ortamı olarak 55,6 mL %98' lik H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> ile 1944,4 mL iyonlarından ayrılmış saf su karışımı kullanılmıştır. Sonuç olarak kompozitlerin anodik korozyon testleri yapılarak pasivasyon davranışları, korozyon akım yoğunlukları ve çukurcuk korozyon oluşum potansiyelleri hakkında karşılaştırmalı olarak detaylı bilgi elde edilmiştir.

Kompozitlerin korozyon başlama mekanizmasının kalitatif analizini elde etmek için ayrıca 55 °C' de ağırlıkça %6 sulu FeCl<sub>3</sub> içinde 1 gün boyunca daldırma işlemi yapılarak ferrik klorür korozyon testleri yapılmıştır. Korozyon testlerinden sonra numunelerin yüzeyleri optik mikroskobu ile incelenmiş, çukurcuk korozyonlarının morfolojileri hakkında bilgi elde edilmiştir.



## BÖLÜM 5

### DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

#### 5.1. YOĞUNLUK VE POROZİTE

Sinterlenmiş AISI 316L ve B<sub>4</sub>C ve KNT içeren 316L kompozitler için teorik yoğunluklar, deneysel yoğunluklar ve porozite değerleri Çizelge 5.1’ de sunulmuştur.

Çizelge 5.1. Kompozitlerin yoğunluk ve porozite değerleri.

Numune	Teorik Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Deneysel Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Porozite (%)
316L	7,99	7,84 ± 0,2	1,9
316L-1B	7,94	7,78 ± 0,3	2
316L-2B	7,88	7,71 ± 0,2	2,1
316L-4B	7,77	7,61 ± 0,1	2
316L-8B	7,55	7,35 ± 0,2	2,6
316L-1K	7,93	7,75 ± 0,2	2,3
316L-2K	7,87	7,63 ± 0,1	3
316L-4K	7,76	7,56 ± 0,1	2,6
316L-8K	7,52	7,30 ± 0,1	2,9
316L-1BK	7,88	7,71 ± 0,3	2,1
316L-2BK	7,76	7,59 ± 0,2	2,2
316L-4BK	7,54	7,36 ± 0,2	2,4

Kompozitlerin hesaplanan teorik yoğunlukları 316L, B<sub>4</sub>C ve KNT’ nin kütle fraksiyonlarına göre hesaplanmış ve deneysel sonuçlardaki sapmalardan ise % porozite

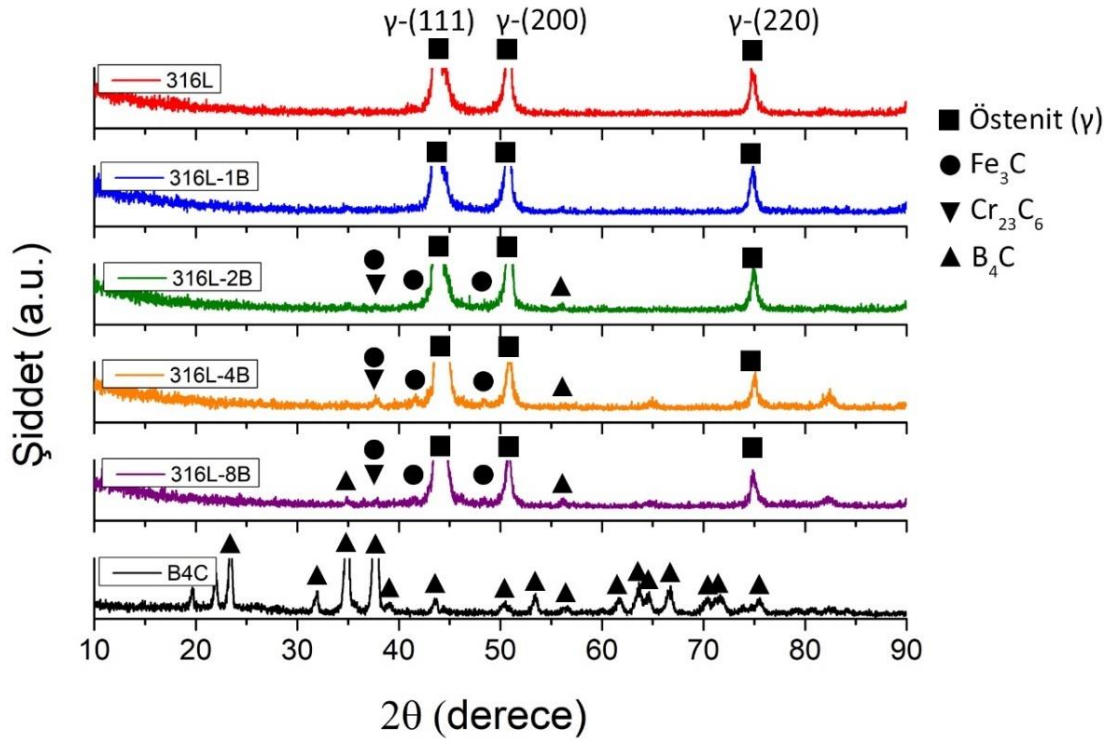
değerleri belirlenmiştir. B<sub>4</sub>C ve KNT, 316L'den çok daha düşük yoğunluğa sahip olduğundan, kompozitlerin hesaplanan yoğunlukları, takviye elemanlarının oranı arttıkça sürekli olarak bir azalma göstermiştir. Yine bu sebeple birlikte deneysel yoğunluklar da hemen hemen aynı oranda azalmıştır. Numunelerin porozite yüzde oranları karşılaştırıldığında porozite miktarının B<sub>4</sub>C ve KNT içeriği ile önemli bir ilişkisinin olmadığı görülmüştür ancak yine de genel olarak porozite oranının takviye miktarının artması ile bir miktar artma eğilimi gösterdiği söylenebilir. Numunelerin hesaplanan gözenekleri, % 1,9 ile % 3 aralığında küçük farklılıklar sergilemiştir.

## 5.2. XRD SONUÇLARI

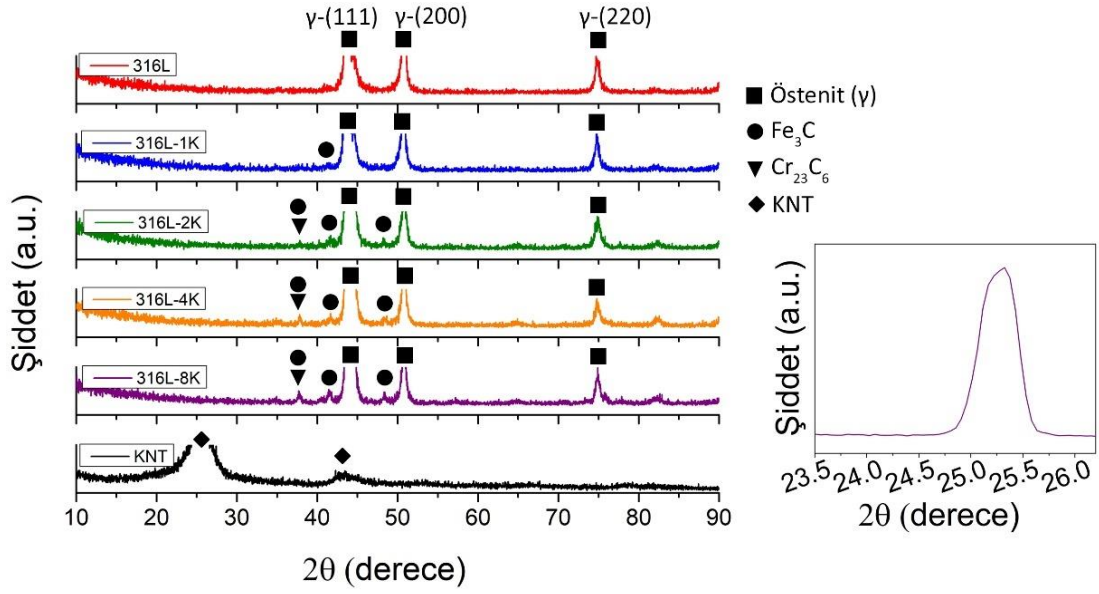
B<sub>4</sub>C ve KNT tozlarının ve üretilen B<sub>4</sub>C ve KNT takviyeli 316L matrisli kompozitlerinin XRD analizleri Şekil 5.1-5.3' te gösterilmektedir. Sinterlenmiş 316L paslanmaz çelik için elde edilen XRD sonucu sadece östenit ( $\gamma$ ) fazı için pikler göstermiştir. Bu sonuç 316L çeliğinde başka faz veya partikül olmadığını göstermektedir. Şekil 5.1' de görüldüğü üzere B<sub>4</sub>C tozunun XRD sonucunda yaklaşık 18 adet B<sub>4</sub>C' ye ait belirgin pik görülmüştür. B<sub>4</sub>C takviyesi ile birlikte 316L matrisli kompozitlerde yeni piklere rastlanmıştır. Artan B<sub>4</sub>C takviyesinin Fe<sub>3</sub>C ve Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> intermetaliklerine ait oldukları tespit edilmiştir. Bu sonuç B<sub>4</sub>C içerisindeki karbonun demir ve krom ile reaksiyona girerek yeni fazlar oluşturduğunu göstermektedir. Ayrıca B<sub>4</sub>C' ye ait pikler düşük B<sub>4</sub>C ilavelerinde tespit edilememiş ancak 316L-8B alaşımında bir yerde net bir şekilde tespit edilmiştir. B<sub>4</sub>C tozu 1  $\mu\text{m}$ ' den küçük boyutta olduğundan düşük oranlarda standart sürekli XRD analizi ile tespiti güçleşmiştir.

Şekil 5.2' deki KNT tozlarının XRD sonucunda,  $\sim 25^\circ$  ve  $43^\circ$  'de 2 adet göze çarpan pik noktası görülmektedir. Bununla birlikte, KNT takviyeli kompozitlerin standart XRD taraması sırasında KNT' ye karşılık gelen derecelerde hiçbir pike rastlanmamıştır. KNT partiküllerin çoğu standart sürekli tarama sırasında genellikle tespit edilemediğinden, 316L-8K kompoziti için sabit zamanlı tarama tekniğiyle ekstra XRD analizi gerçekleştirilmiştir [11,12,59]. Bunun için numune  $23^\circ$  ile  $27^\circ$   $2\theta$  açıları arasında  $0,05^\circ$  adım genişliğinde ve 120 sn sayma süresinde XRD analizine tabi tutulmuştur. Sabit zamanlı tarama sırasında, Şekil 5.2' de görüldüğü üzere 316L-8K kompozitinde KNT' lerin varlığını kanıtlayan KNT' ye karşılık gelen bir pik tespit

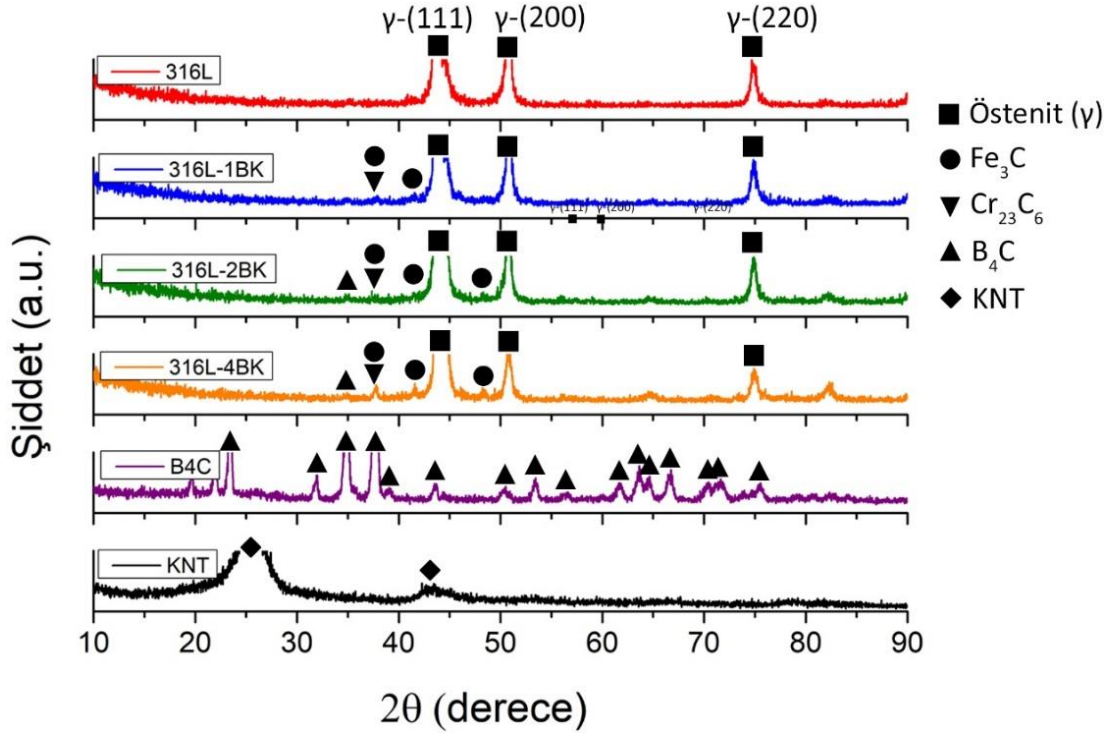
edilmiştir. Şekil 5.2’ de ayrıca,  $Fe_3C$  ve  $Cr_{23}C_6$  intermetalikleri için piklerin yoğunluğu, artan KNT ilavesi ile kademeli bir artış gösterdiği görülmektedir. Bunun yanı sıra, KNT takviyeli kompozitlerde görülen  $Fe_3C$  ve  $Cr_{23}C_6$  intermetaliklerine ait piklerin,  $B_4C$  takviyeli kompozitlerde görülenlere kıyasla daha şiddetli olduğu görülmüştür. Bunun da sebebi KNT ilavesi ile yapıda bileşik halde olmayan karbon atomlarının daha serbest ve kolay şekilde demir ve kromla bileşiğe girerek bu karbürleri oluşturmasıdır. Şekil 5.3’ te  $B_4C$  ve KNT hibrit kompozitlerin XRD sonuçları görülmektedir. Burada da artan karışım takviye elemanı oranı ile yine  $Fe_3C$  ve  $Cr_{23}C_6$  intermetaliklerine ait piklerin arttığı görülmektedir.



Şekil 5.1.  $B_4C$  takviyeli kompozitlerin XRD sonuçları.



Şekil 5.2. KNT takviyeli kompozitlerin XRD sonuçları.



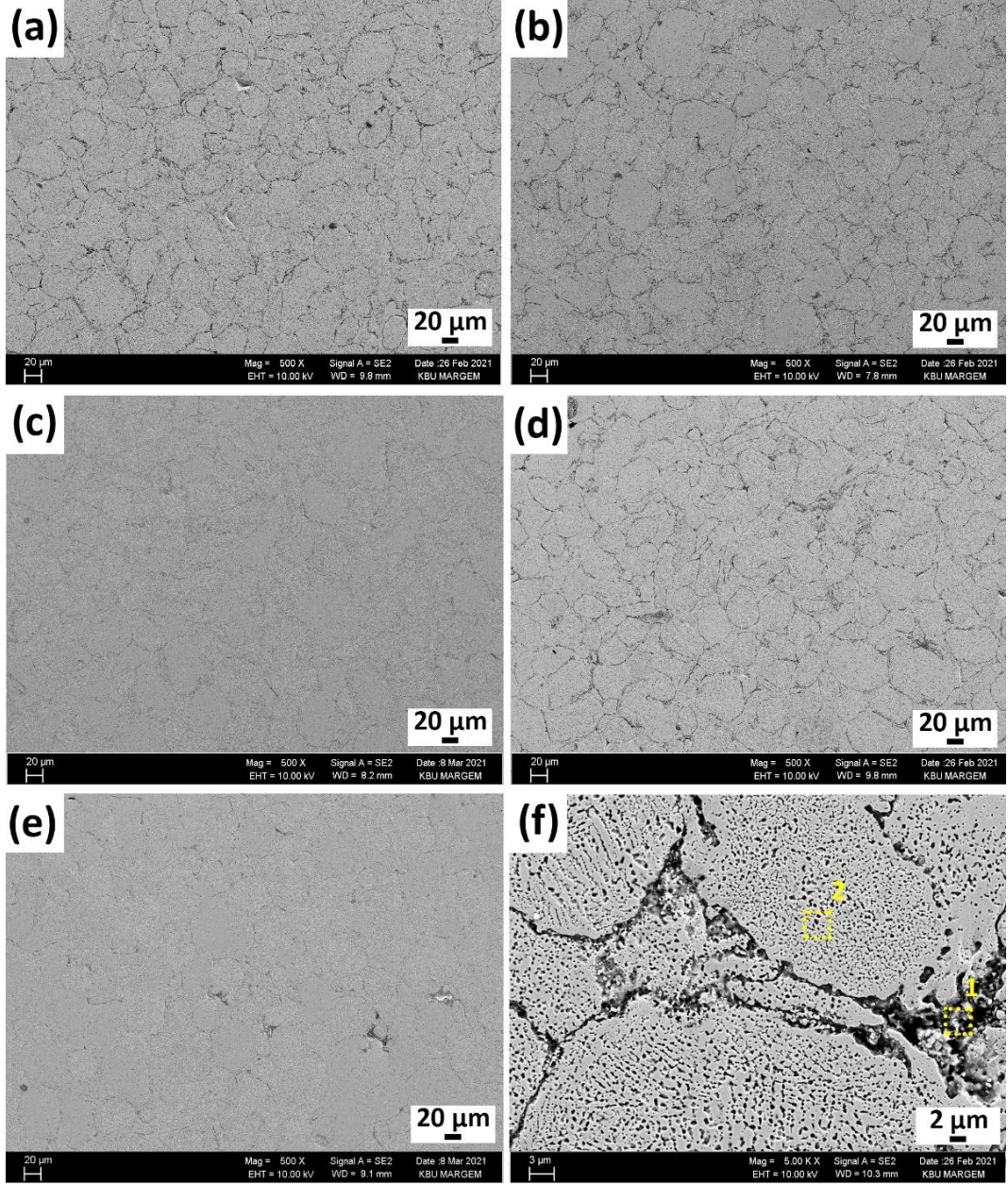
Şekil 5.3. B<sub>4</sub>C ve KNT takviyeli kompozitlerin XRD sonuçları.

### 5.3. MİKROYAPI SONUÇLARI

#### 5.3.1. SEM Görüntüleri

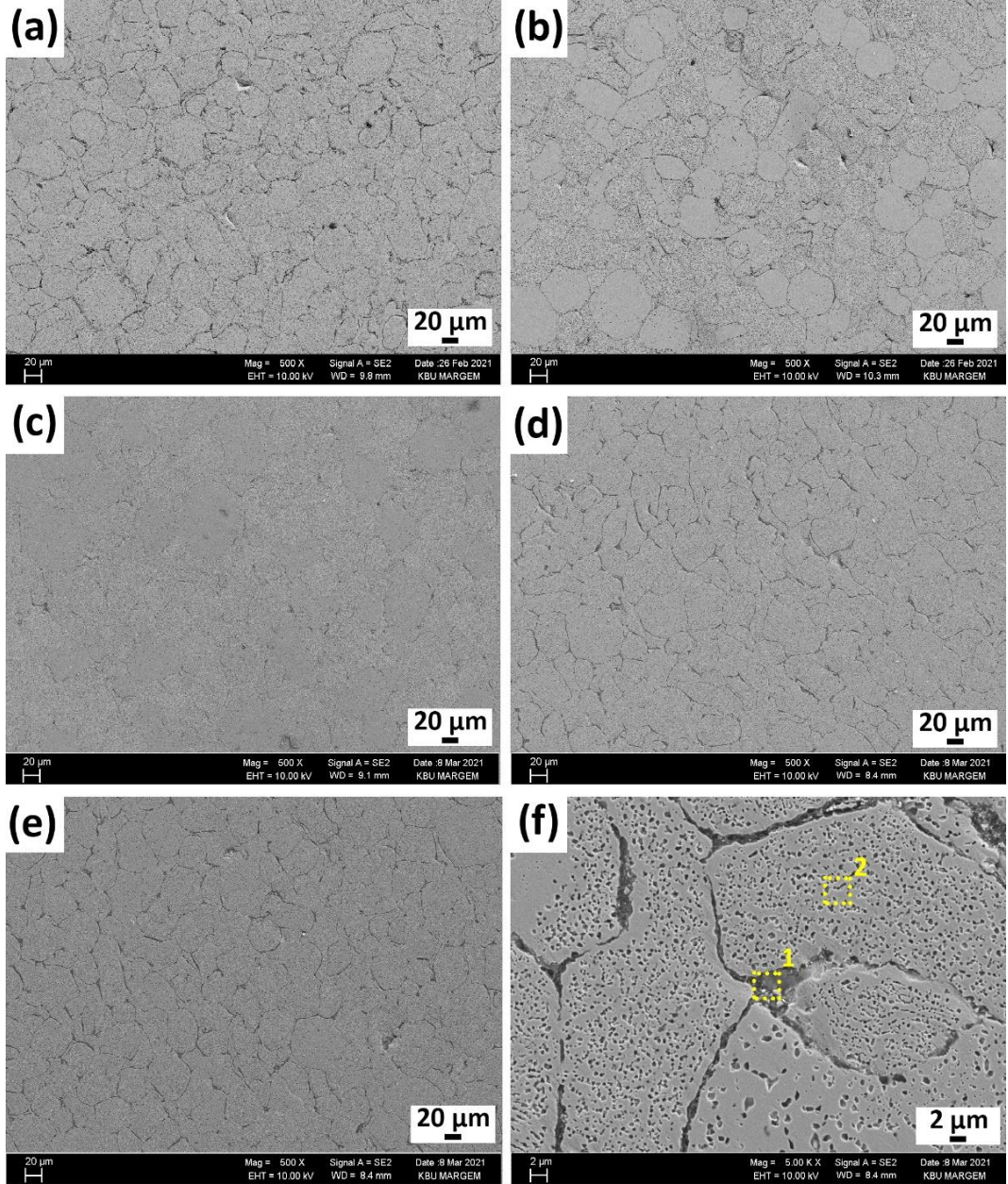
Üretilen numunelerinin yüzeylerinden alınan SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 5.4, 5.5 ve 5.6' da gösterilmiştir. Takviye türlerinin en yüksek ilave oranlarına sahip olan 316L-8B, 316L-8K ve 316L-4BK numunelerinde bölgesel EDS analizleri yapılmış olup, ilgili şekillerin en altında sonuçları sunulmuştur. Ayrıca Şekil 5.7' de lineer kesişim yöntemi ile ölçülmüş ortalama tane boyutları gösterilmiştir. Bütün numuneler için elde edilen SEM görüntülerine genel olarak bakıldığında üretilen kompozitlerin sinterleme proseslerinin başarılı olduğu söylenebilir. Bunun sebebi toz partikülleri arasında bağlanmanın iyi olması ve gözenekliliğin oldukça az olmasıdır.

Şekil 5.4' teki B<sub>4</sub>C takviyeli kompozitlerin mikroyapıları incelendiğinde B<sub>4</sub>C ilavesi ile tane boyutlarında az bir miktar azalma olduğu gözle görülebilmektedir. Şekil 7' deki tane boyutları incelendiğinde de 316L' ye hacimce %8 B<sub>4</sub>C ilavesi ile yaklaşık %25' lik bir tane inceltme elde edildiği görülmüştür. Şekil 5.4(f)' de arayüzeyden ve tane içlerinden alınan EDS analizlerinde, tane içlerinde herhangi bir B oranı görülmezken, ara yüzeyde oldukça yüksek B oranı tespit edilmiştir. Bu da özellikle sinterleme sırasında 316L toz partikülleri arasında sıkışmış B<sub>4</sub>C tozlarının varlığını ispat etmektedir. Ayrıca yine ara yüzeylerde görülen yüksek Fe ve C oranları da burada Şekil 5.1' deki XRD sonuçlarında da görülen Fe<sub>3</sub>C fazının oluşmuş olabileceğini göstermektedir. Şekil 5.5' te KNT takviyeli kompozitlerde herhangi bir geniş KNT topraklarına rastlanmamış ancak yine ara yüzeylerde Fe<sub>3</sub>C fazının varlığı EDS analizlerinde görülmüştür. KNT takviyesinin 316L üzerindeki tane inceltme etkisi Şekil 5.7' de görüldüğü üzere B<sub>4</sub>C takviyesinin etkisi ile neredeyse aynıdır. Jenei ve diğ. [7] KNT ilavesi ile benzer şekildeki tane inceltme etkisini rapor etmiştir. Şekil 5.6' da ise B<sub>4</sub>C ve KNT ilavelerinin aynı şekilde ara yüzeylerde B, C ve Fe oranlarının yükselmesine sebep olduğu görülmektedir. Şekil 5.3' teki XRD sonuçları ile birlikte incelendiğinde, ara yüzeylerde hem B<sub>4</sub>C ve KNT takviye partikülleri, hem de bunların demir ve krom ile reaksiyonları sonucu oluşan Fe<sub>3</sub>C ve Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> intermetaliklerinin bu bölgelerde var olduğu çıkarımı yapılabilir.



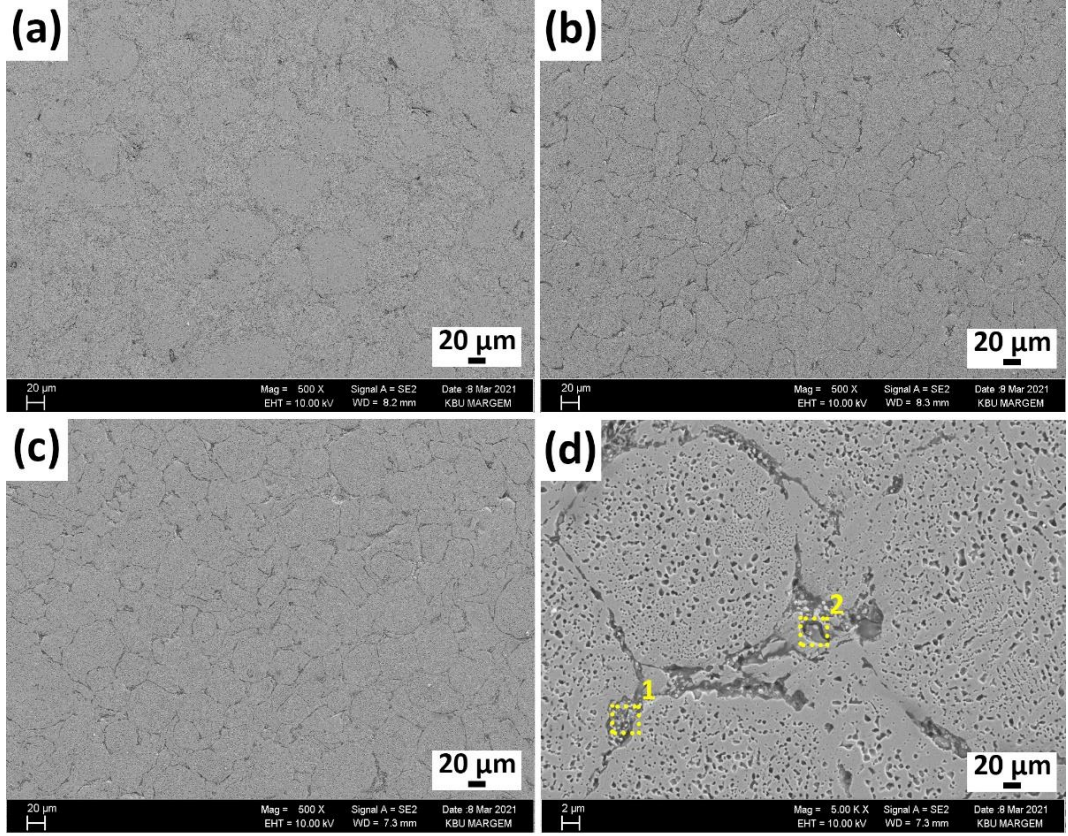
Alan	Fe		C		B		Cr		Ni	
	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%
1	22,8	6,6	18,7	25,1	42,7	63,7	8,7	2,7	7,1	1,9
2	74,4	71,9	0,8	3,6	-	-	14,7	15,3	10,1	9,5

Şekil 5.4. B<sub>4</sub>C takviyeli kompozitlerin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDS analiz sonuçları: a) 316L, b) 316L-1B, c) 316L-2B, d) 316L-4B, e) ve f) 316L-8B.



Alan	Fe		C		Cr		Ni	
	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%
1	77,4	59,8	7,9	28,4	11,6	9,6	3,1	2,2
2	80,3	76,6	1,2	5,3	10,7	11,0	7,8	7,1

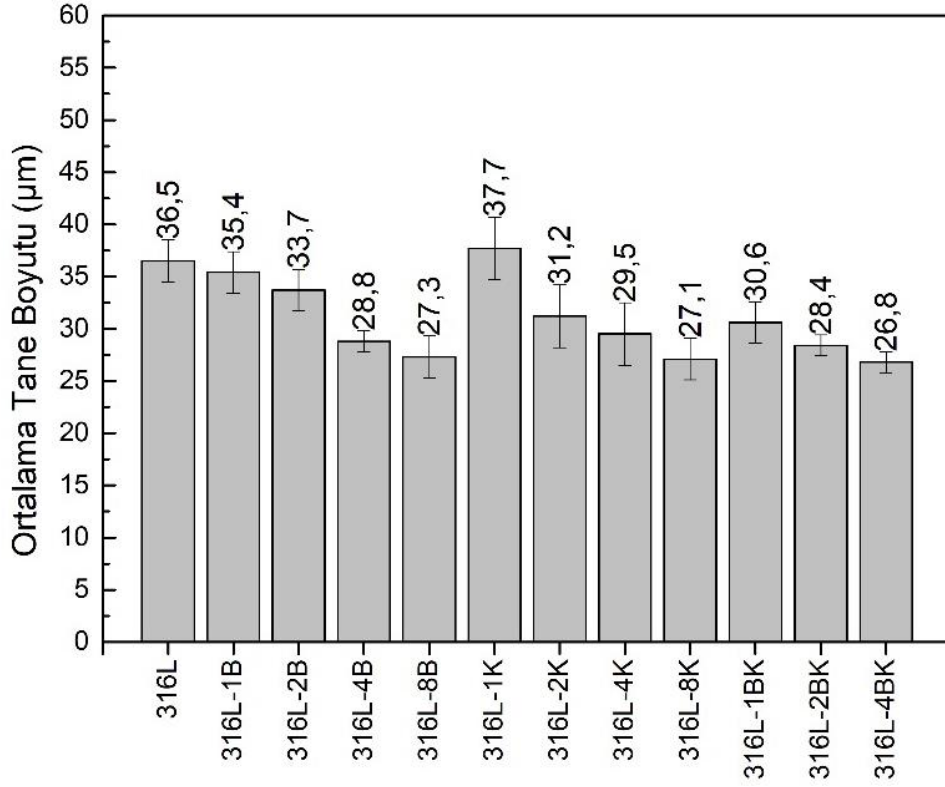
Şekil 5.5. KNT takviyeli kompozitlerin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDS analiz sonuçları: a) 316L, b) 316L-1K, c) 316L-2K, d) 316L-4K, e) ve f) 316L-8K.



Alan	Fe		C		B		Cr		Ni	
	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%	ağ.%	at.%
1	20,4	7,9	19,9	35,6	20,3	40,4	36,1	14,9	3,3	1,2
2	31,1	16,6	17,1	42,4	5,3	14,6	44,0	25,1	2,5	1,3

Şekil 5.6. B<sub>4</sub>C ve KNT takviyeli kompozitlerin SEM mikroyapı görüntüleri ve EDS analiz sonuçları: a) 316L-1BK, b) 316L-2BK, c) ve d) 316L-4BK.

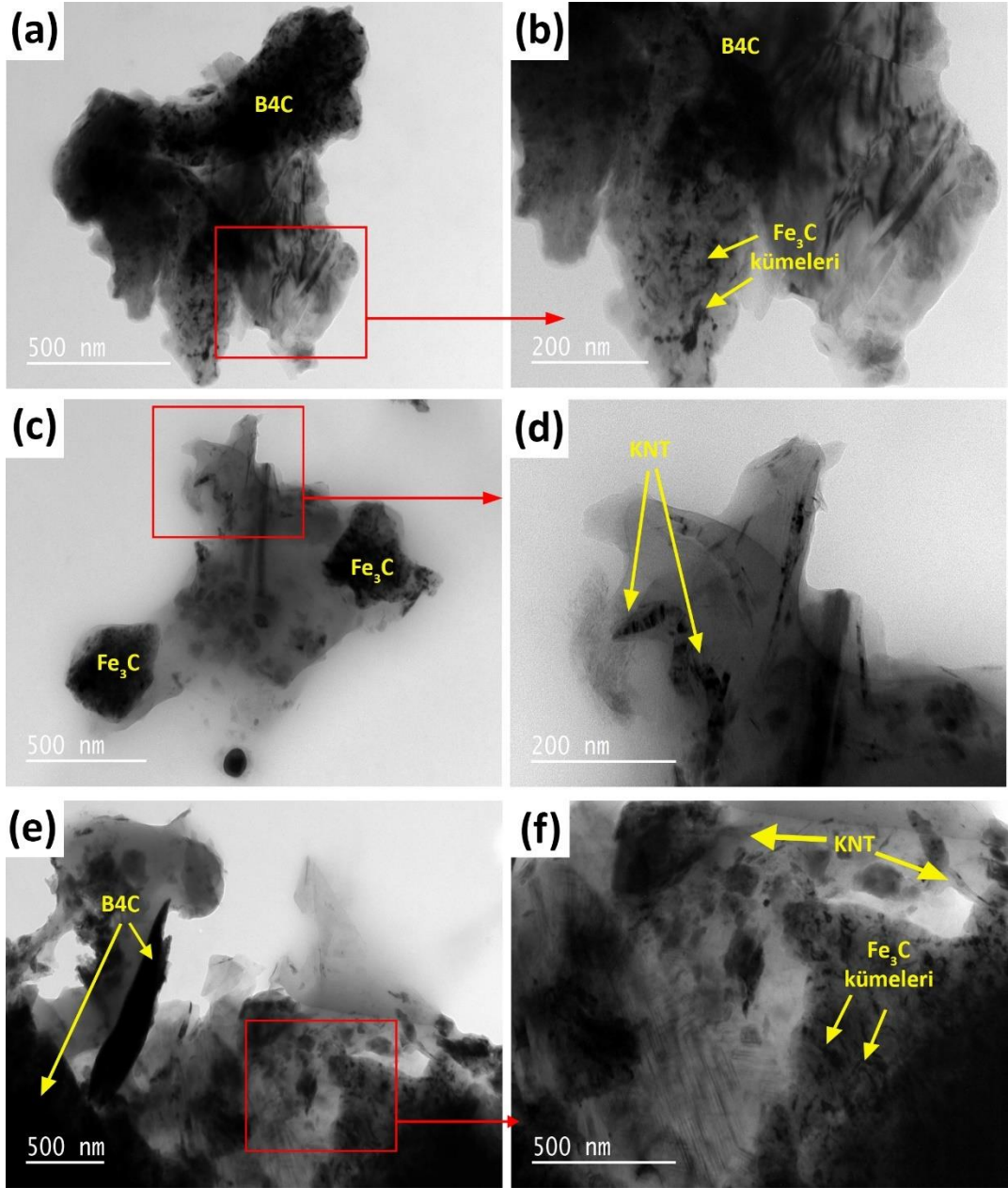




Şekil 5.7. Kompozitlerin ortalama tane boyutları.

### 5.3.2. TEM Görüntüleri

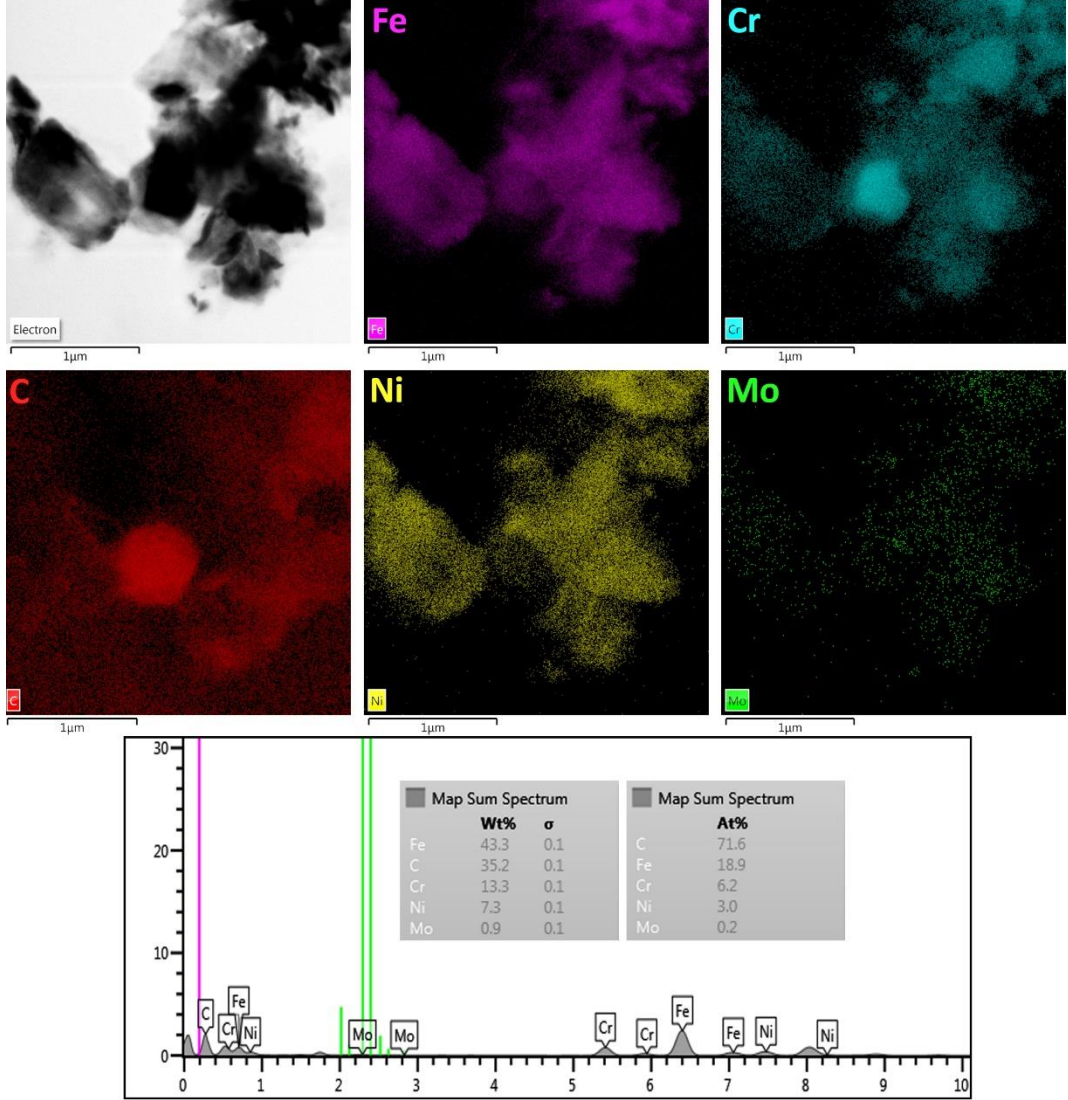
Şekil 5.8’ de 316L-8B, 316L-8K ve 316L-4BK numunelerine ait TEM mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 5.8(a,b)’ deki 316L-8B numunesinin TEM görüntüsünde düzensiz şekildeki  $B_4C$  partikülü ve bunun üzerinde lokal olarak oluşan ince çubuksu şekildeki  $Fe_3C$  intermetallikleri görülmektedir. Şekil 5.8(c,d)’ deki KNT içeren 316L-8K numunesinin TEM görüntülerinde geniş blok halinde  $Fe_3C$  intermetalik oluşumu görülmüştür. KNT ilavesi ile yapıda daha serbest halde bulunan C atomları ile matristeki Fe atomları arasındaki reaksiyon ile sinterleme sırasında  $Fe_3C$  intermetalikleri yüksek oranda oluşmuştur. Bu sonuçlar Şekil 5.2’ deki XRD sonuçları ve Şekil 5.5’ teki SEM analizleri ile de örtüşmektedir. Ayrıca yine aynı numunede KNT partiküllerinin yapı içerisindeki varlıkları tespit edilmiş ve Şekil 5.8(d)’ de gösterilmiştir. Şekil 5.8(e,f)’ deki  $B_4C$  ve KNT içeren 316L-4BK numunesinin TEM görüntülerinde de hem  $B_4C$  ve KNT partiküllerinin varlığı net bir şekilde görülmektedir. Ayrıca bu numunede yine benzer şekilde  $B_4C$  partikülleri yüzeylerinde lokal ince çubuksu  $Fe_3C$  intermetaliklerine rastlanmıştır.



Şekil 5.8. B<sub>4</sub>C ve KNT takviyeli kompozitlerin TEM mikroyapı görüntüleri: a) ve b) 316L-8B, c) ve d) 316L-8K, e) ve f) 316L-4BK.

Şekil 5.9' da KNT içeren 316L-8K numunesinde seçilen bir alana ait TEM görüntüsü ve Fe, Cr, C, Ni ve Mo elementlerini gösteren EDS haritalama analizi gösterilmiştir. Sonuçlar, siyah renkli alanların Fe, Cr ve C açısından zengin olduğunu ortaya koymaktadır. Görüntünün merkezinde küresel bir şekle sahip bir çökelti, Cr ve C elementleri açısından zengin olup, 316L' de krom bakımından zengin karbür oluşumunu göstermektedir. Şekil 5.2' deki 316L-8K kompozitine ait XRD sonuçları

dikkate alındığında, bu faz  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  olarak tanımlanabilir. Ayrıca bu fazın etrafındaki bölgelerin EDS sonuçlarına göre, C ve Fe atomlarının ağırlıklı olarak mikroyapıda mevcut olduğu görülmektedir. Bu da  $\text{Fe}_3\text{C}$  karbürlerinin oluşumuna ve olası KNT kümelerinin varlığına atfedilebilir.

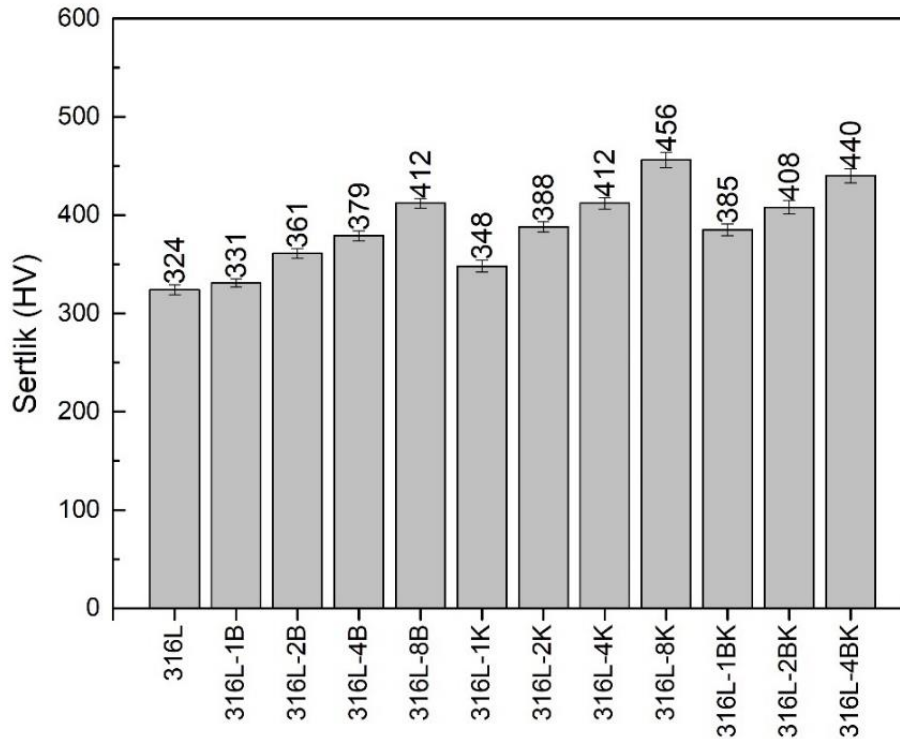


Şekil 5.9. 316L-8K kompozitinde seçilen bir alanın TEM görüntüsü ve EDS harita analizi (Fe, Cr, C, Ni ve Mo).

#### 5.4. MEKANİK TEST SONUÇLARI

Üretilen kompozitlere ait sertlik ölçüm değerleri Şekil 5.10' da sunulmuştur. Takviyesiz 316L numunesinin sertlik değeri 324 HV olarak ölçülmüştür. Bu da incelenen numunelerin içerisindeki en düşük sertlik değeridir. 316L çeliğine farklı

oranlardaki B<sub>4</sub>C ve KNT ilaveleri ile sertlikte artış elde edilmiştir. Bu durumun temel sebebi, takviye elemanlarının ilavesi ile dislokasyon yoğunluğunun artması ve deformasyon sırasında dislokasyon hareketlerinin zorlaşması ile malzemenin plastik deformasyona karşı direnç göstermesi ile açıklanmaktadır. Ayrıca B<sub>4</sub>C ve KNT gibi yüksek sertlikteki takviye elemanlarının nispeten yumuşak 316L matrisi içinde var olması da sertlik artışında önemli bir rol oynamaktadır [13,60–62]. Aynı ayrı B<sub>4</sub>C ve KNT içeren kompozitlerin aynı oranlarının sertlik değerleri kıyaslandığında, KNT içeren kompozitlerin B<sub>4</sub>C içerenlere kıyasla daha yüksek sertlik değerlerine sahip oldukları görülmektedir. Hacimce %8 KNT içeren 316L-8K numunesi en yüksek sertlik değerini sergilemiştir (456 HV). Böylelikle 316L paslanmaz çeliğine ilave edilen hacimce %8 KNT partikül takviyesi ile sertlik değerinde %40 oranında artış sağlanabilmiştir. Çalışmada ilave edilen KNT (~20 µm dış çap) partiküllerinin yüzey alanı B<sub>4</sub>C (<1 µm) partiküllerine göre çok daha yüksek olduğundan dislokasyon hareketleri KNT takviyeli kompozitlerde daha etkili bir şekilde engellenerek sertliğin bu kompozitlerde daha yüksek çıkmasına neden olmuştur. Hem B<sub>4</sub>C hem de KNT içeren kompozitlerin sertlik değerleri, aynı oranlarda yalnızca B<sub>4</sub>C ve yalnızca KNT içeren kompozitlerin sertlik değerlerinin arasında kalmıştır.



Şekil 5.10. Kompozitlerin Vickers sertlik sonuçları.

Şekil 5.11' de basma testi sonrası elde edilen basma akma gerilimi değerleri gösterilmiştir. Basma testi sonuçları genel olarak incelendiğinde Şekil 5.10' daki sertlik değerlerine benzer değişimler görülmüştür. Takviyesiz 316L çeliği 421 MPa değeri ile en düşük akma gerilimini sergilemiştir. Yapılan B<sub>4</sub>C ve KNT takviyeleri ile akma gerilmesinde ciddi oranda artışlar meydana geldiği görülmektedir. Artan B<sub>4</sub>C takviyesi ile aşamalı olarak akma dayanımı artmış ve hacimce %8 B<sub>4</sub>C takviyesi ile (316L-8B) ~%64 oranında artış sağlanmıştır. Bu değer hacimce %8 KNT takviyesi ile (316L-8K) ~%110 değerine kadar çıkmıştır. Ayrıca hacimce %4 B<sub>4</sub>C ve %4 KNT takviyeleri ile (316L-4BK) akma dayanımında ~%95 oranında artış sağlanmıştır. Buradaki sonuçlara göre B<sub>4</sub>C' ye kıyasla KNT takviyesi ile basma akma dayanımında çok daha etkili artışlar sağlanabilmektedir. Bu durum temel olarak çalışmada kullanılan KNT partiküllerinin B<sub>4</sub>C partiküllerinden çok daha küçük tane boyutuna ve daha yüksek yüzey alanına sahip olmasına dayandırılabilir. Chaubey ve diğ. [63] takviye partikül boyutunun Al matrisli kompozitlerin dayanımı üzerindeki etkilerini incelemiş ve partikül boyutunun küçültülmesi ile partiküllerin etrafında dislokasyon düğümünün oluşarak daha yüksek pekleşme hızının elde edildiğini göstermiştir. Bu dislokasyon düğümüne, takviye ve matris arasındaki plastisite uyumsuzluğunun ve parçacıklar arası mesafeyle ters orantılı bir dislokasyon hücre yapısının neden olduğu bildirilmiştir [64,65]. Bu nedenle, KNT partikül ile daha yüksek akma dayanımı elde edilmiştir.

Temel olarak 316L paslanmaz çeliğine yapılan B<sub>4</sub>C ve KNT partikül takviyeleri ile mukavemet artışının nedeni dört ana mekanizma ile açıklanabilir. 1) matris ve takviye elemanları arasındaki termal uyumsuzluk, 2) Orowan döngüsü sonucu dispersiyon mukavemetlendirmesinin yol açtığı dislokasyon hareketinin engellenmesi, 3) ince partiküllerin homojen dağılımının neden olduğu tane inceltme mukavemetlendirmesi ve 4) matristen takviyelere yük transfer mekanizmalarını açıklayan kayma gecikmesi modelleri [66–69].

Matris ve takviye arasındaki termal uyumsuzluğun dayanım üzerindeki etkisi Arsenault modeli ile açıklanabilir [66]. Bu modele göre, matris ve takviye elemanının termal genişleme katsayıları arasında bir fark olduğunda matris-takviye arayüzeyinde dislokasyon yoğunluğu artmakta ve matris malzemesinde pekleşme (work hardening)

meydana gelmektedir. Bu çalışmada kullanılan 316L paslanmaz çeliği, B<sub>4</sub>C ve KNT' nin termal genleşme katsayıları sırasıyla;  $13 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ,  $5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  ve  $1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ' dir [70–72]. Termal genleşme katsayıları arasındaki bu fark kompozitlerde termal uyumsuzluğa neden olmuş ve dayanımı arttırmıştır. 316L-KNT termal genleşme katsayısı farkı 316L-B<sub>4</sub>C farkından çok daha yüksek olduğundan, KNT içeren kompozitlerin dayanımlarının daha yüksek olmasının bir sebebi de termal uyumsuzluğa dayandırılabilir.

Orowan döngüsü metal matris kompozitlerde önemli bir mukavemetlendirme mekanizmasıdır. Bu mekanizma, ince B<sub>4</sub>C ve KNT parçacıklarının neden olduğu dislokasyon hareketlerinin kısıtlanmasına dayanır. Bunun bir sonucu olarak, B<sub>4</sub>C ve KNT partikülleri arasındaki dislokasyonlar bükülür ve bir geri gerilim üretilir, bu da akma mukavemetinde bir artışa neden olur. Orowan döngü mekanizması, küçük parçacıklar arası boşluklara sahip, çok ince parçacıklar içeren kompozitler için daha uygundur. Dolayısıyla B<sub>4</sub>C' den daha ince olan KNT partikülleri Orowan döngü mekanizması ile 316L' nin mukavemet artışında daha etkili olmuştur. Orowan döngüsü ile akma dayanımındaki artış Eşitlik 5.1' deki denklem ile ifade edilir [68].

$$\Delta\sigma_{OR} = \frac{0.13G_m b}{\lambda} \ln \frac{r}{b} \quad 5.1$$

Burada  $G_m$  matrisin kayma modülüsü,  $b$  Burgers vektörü,  $r$  partikül yarıçapı ve  $\lambda$  partiküller arası mesafedir.

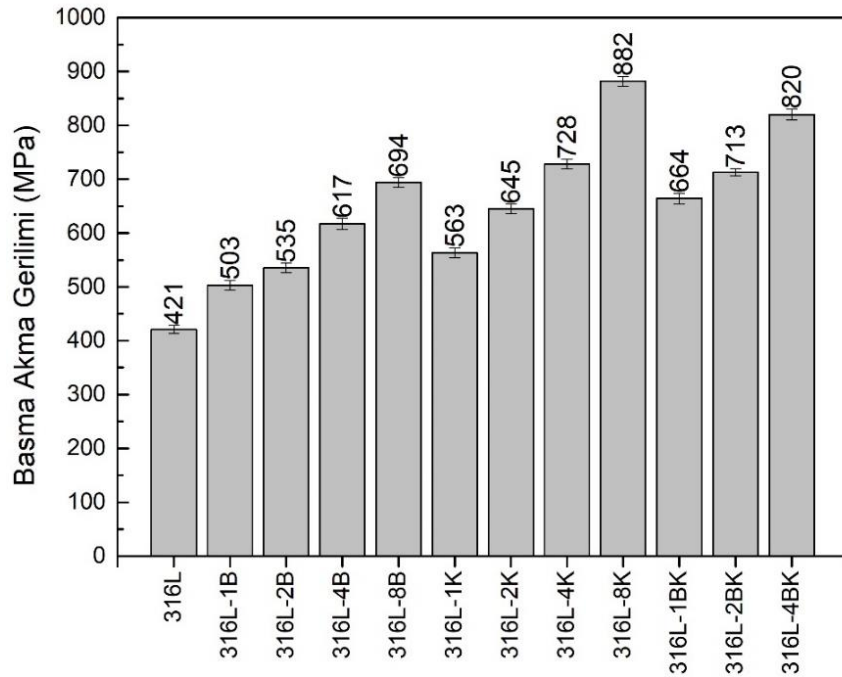
Kayma gecikmesi modeli metal matrisli kompozitlerde en önemli güçlendirme mekanizması olarak kabul edilmektedir. Arayüzey kayma gerilmesi ile matristen takviye partiküllerine transfer yükünü içerir [73,74]. Bu model, en boy oranı yüksek olan takviye partiküllerine sahip kompozitler için daha uygundur. Nardone ve Prewo [69] tarafından geliştirilen en klasik kayma gecikmesi modeli şu şekilde ifade edilmektedir:

$$\sigma_c = \sigma_m \left[ \frac{V_f(s + 4)}{4} + (1 - V_f) \right] \quad 5.2$$

Burada,  $\sigma_c$  kompozitin akma dayanımı,  $\sigma_m$  matrisin akma dayanımı,  $s$  takviye elemanının en boy oranı,  $V_f$  takviye elemanının hacimce oranı. Bu model daha sonra Liu ve diğ. [61,75] tarafından tekrar modifiye edilerek, tane boyutu ve sıcaklık parametrelerinin etkilerini de kapsayan aşağıdaki denklem ile ifade edilmiştir:

$$\sigma_c = (\tau\sigma_0 + \eta kd^{-1/2}) \left[ \frac{V_f(s+4)}{4} + (1 - V_f) \right] \quad 5.3$$

Burada,  $\tau$  taneler arası dayanımı etkileyen sıcaklık katsayısı,  $\eta$  tane inceltme ile sağlanan dayanımı etkileyen sıcaklık katsayısı,  $\sigma_0$  dislokasyon hareketi başlangıcı için gereken stresi ifade eden bir malzeme sabiti,  $k$  Hall-Petch sabiti ve  $d$  tane boyutudur. Eşitlik 5.3 incelendiğinde, azalan tane boyutu, artan partikül en/boy oranı ve bu partiküllerin artan takviye miktarları ile kompozitin akma dayanımında önemli derecede artış sağlanabilmektedir. Şekil 5.7' de görüldüğü üzere artan takviye oranı ile 316L çeliğinin tane boyutunda %25' e varan azalmalar görülmüştür. Ayrıca çok duvarlı KNT' nin sahip olduğu yüksek en/boy oranı sayesinde de dayanım artışı etkili bir şekilde sağlanabilmiştir.

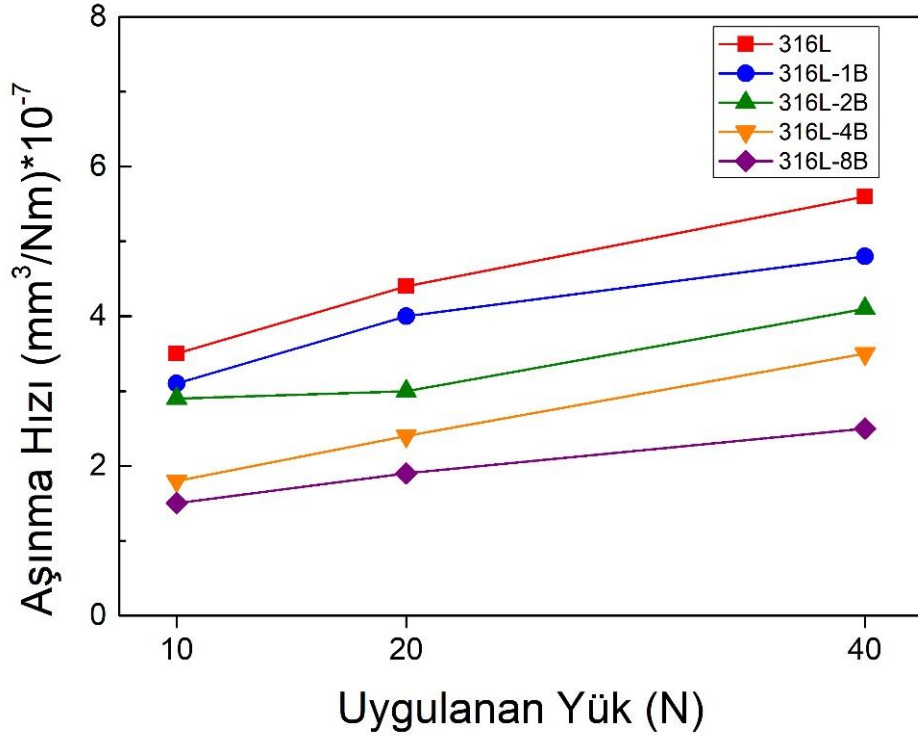


Şekil 5.11. Kompozitlerin basma testi sonuçları.

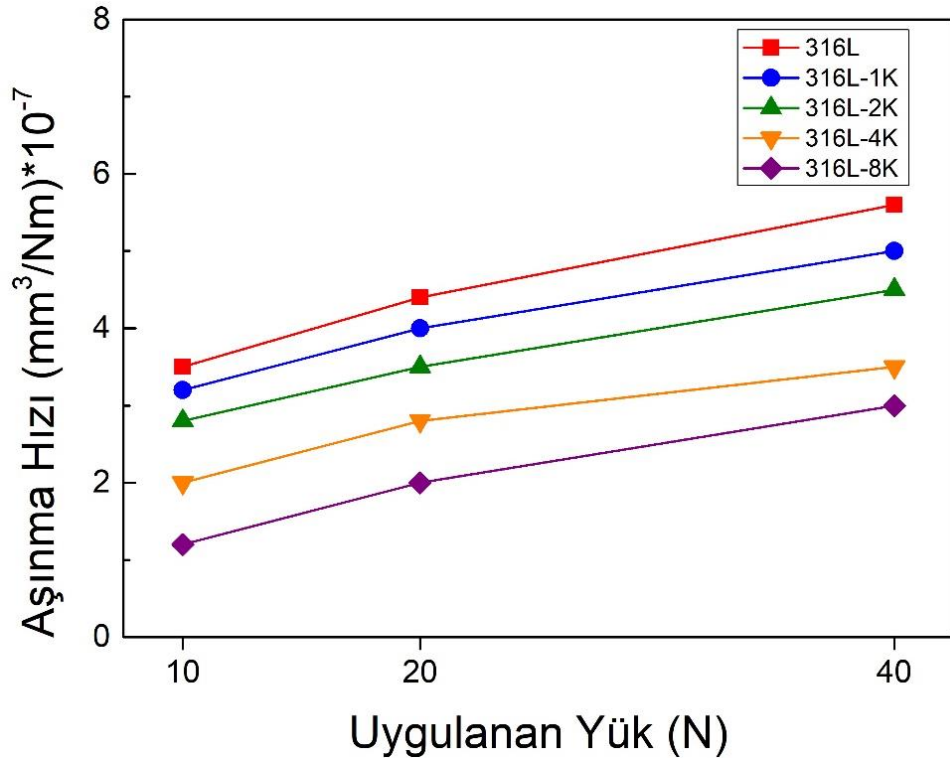
## 5.5. AŞINMA TESTİ SONUÇLARI

Şekil 5.12, 5.13 ve 5.14' te sırasıyla yalnızca B<sub>4</sub>C, yalnızca KNT ve B<sub>4</sub>C-KNT içeren 316L matrisli kompozitlerin uygulanan yüke karşı aşınma hızı grafikleri verilmiştir. Bu üç grafik genel olarak incelendiğinde, uygulanan yükün artması ile tüm numunelerin aşınma oranlarında neredeyse aynı artış eğilimi görülmüştür. Bunun başlıca nedeni, aşınma testleri sırasında daha yüksek uygulanan yükler altında numune ve çelik bilye arasındaki artan temas yüzeyidir [59]. Ayrıca artan B<sub>4</sub>C ve KNT ilavelerinin, uygulanan herhangi bir yükte 316L paslanmaz çeliğin aşınma direncini sürekli olarak iyileştirdiği de görülebilir. Şekil 5.10' daki sertlik testi sonuçlarında daha önce gösterildiği üzere, B<sub>4</sub>C ve KNT ilaveleri 316L paslanmaz çeliğinin sertliğini önemli ölçüde iyileştirmiştir. Archard yasasına göre daha sert malzemeler aşınmaya karşı daha yüksek direnç sağlar ve böylelikle sertlik ve aşınma direnci arasında doğrudan bir ilişki uygulanabilir [12,76]. Özellikle KNT takviyelerinin yol açtığı tane sınırlarındaki Fe<sub>3</sub>C faz oluşumunun iyileştirdiği sertlik sayesinde de aşınma direncinde iyileştirmeye katkı sağlanmıştır. Hem yapıdaki sert partiküllerin varlığı hem de bunların neden olduğu sınırlı dislokasyon hareketi, sertlik değerlerinde bir iyileşme ve bununla bağlantılı olarak aşınma direncinde iyileştirme ile sonuçlanmıştır. Bu nedenle, kompozitlerin aşınma direncinde önemli bir gelişme sağlanmıştır. En iyi aşınma direncinin sergilediği hacimce %8 B<sub>4</sub>C içeren 316L-8B kompozitinde düşük yüklerde %55, yüksek yüklerde de %65 oranına kadar aşınma direncinde iyileştirmeler sağlanmıştır. B<sub>4</sub>C ve KNT içeren kompozitlerin aşınma dirençleri karşılaştırıldığında ise B<sub>4</sub>C içeren kompozitlerin KNT içerenlerden bir miktar daha iyi aşınma direnci sergilediği görülmüştür. Kaba takviye partiküllerinin yüzey altı çatlakların yayılmasını engellemek için ince partiküllere kıyasla daha güçlü bir rol oynadığı rapor edilmiştir [77,78]. Ayrıca, iri parçacıklar matrise sıkıca gömülür. Bu nedenle, daha iri parçacıklar matriste daha uzun süre kaldıkları ve yüzey yükünü taşıyabildikleri için aşınmaya karşı daha fazla direnç sağlar [47]. Bu nedenlerle B<sub>4</sub>C takviyeli kompozitler KNT içerenlere kıyasla daha iyi aşınma performansı sergilemişlerdir. B<sub>4</sub>C ve KNT içeren alaşımlar ise yalnızca KNT ve yalnızca B<sub>4</sub>C içeren kompozitlerin aşınma dirençlerinin arasında bir performans sergilemiştir.

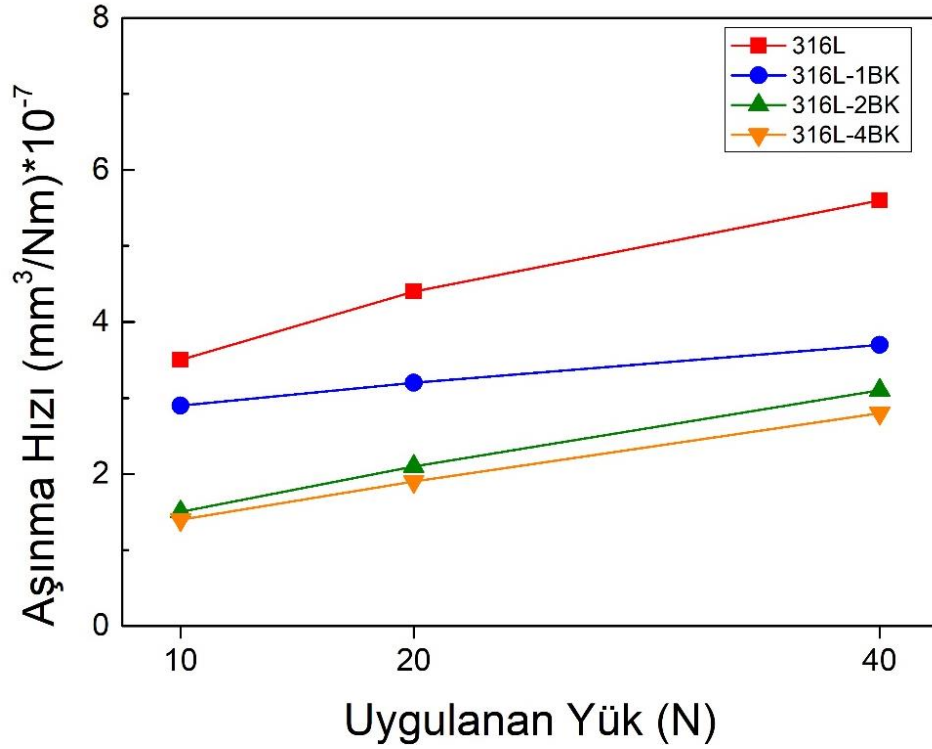




Şekil 5.12. B<sub>4</sub>C takviyeli kompozitlerin aşınma hızı.



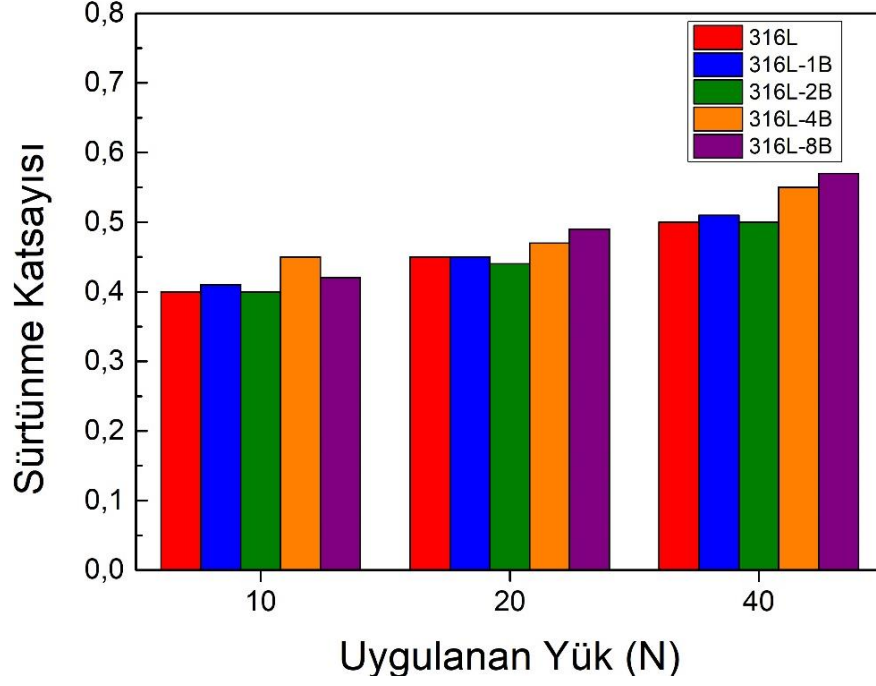
Şekil 5.13. KNT takviyeli kompozitlerin aşınma hızı.



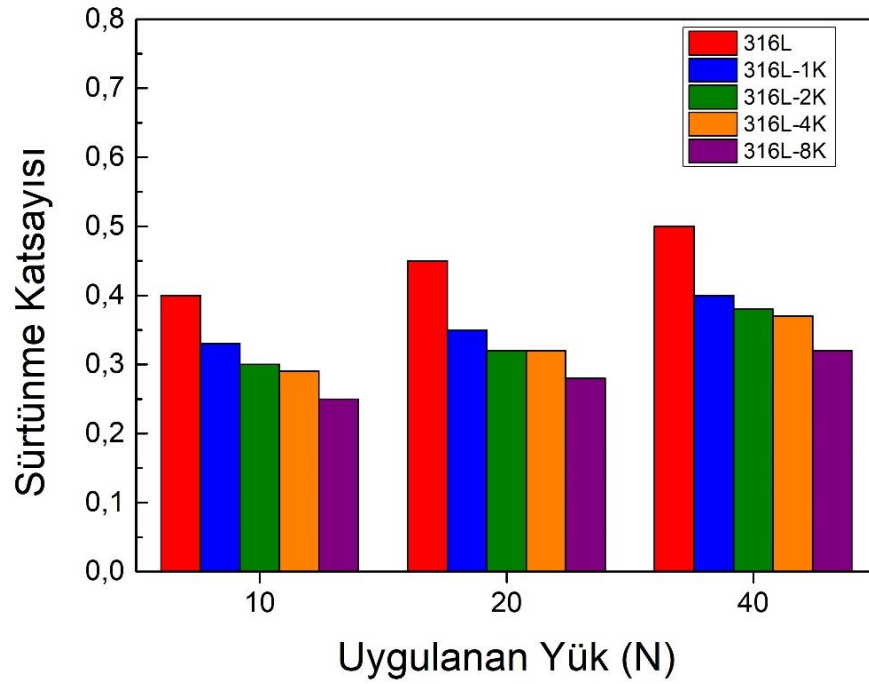
Şekil 5.14. B<sub>4</sub>C ve KNT takviyeli kompozitlerin aşınma hızı.

Şekil 5.15, 5.16 ve 5.17' de sırasıyla yalnızca B<sub>4</sub>C, yalnızca KNT ve B<sub>4</sub>C-KNT içeren 316L matrisli kompozitlerin uygulanan yüke karşı sürtünme katsayısı değerleri grafikleri verilmiştir. Şekillerde görüldüğü üzere uygulanan yüklerin bir fonksiyonu olarak sürtünme katsayısı değerleri uygulanan yük arttıkça artış göstermiştir. Bunun nedeni ise numune ve çelik bilye arasındaki temas yüzeyinin sürekli ileri geri hareket sırasındaki yüksek yüklerde yüksek sürtünme ısı ve kuvveti oluşturmasından kaynaklanmaktadır. B<sub>4</sub>C takviyeli kompozitlerin sürtünme katsayısı değerlerinin takviyesiz 316L paslanmaz çeliğine göre çok farklı olmadığı görülmüştür. Ayrıca artan B<sub>4</sub>C takviye oranı ile sürtünme katsayılarında genel olarak bir artış eğilimi söz konusudur. Ancak KNT içeren kompozitler, takviyesiz 316L paslanmaz çeliğine kıyasla çok daha düşük sürtünme katsayısı değerleri sergilemiştir ve kompozitlerin sürtünme katsayısı değerleri, KNT' lerin artan oranlarıyla sürekli olarak düşmüştür. KNT' ler geniş yüzey alanı sağladığından, aşınma testleri sırasında hacimce daha fazla döküntüler gözlemlenmiştir. Bu durum muhtemelen yüzeyde bir kumlama etkisi (roughing) ve KNT' lerin daha verimli yağlama etkisi tarafından sağlanmıştır [79,80]. Karbonlu malzemelerin kayganlaştırıcı etkisi önceki çalışmalarda geniş ölçüde bildirilmiştir [9,12,59,81]. Aşınma testi sırasında kompozit yüzeyinden ayrılan KNT

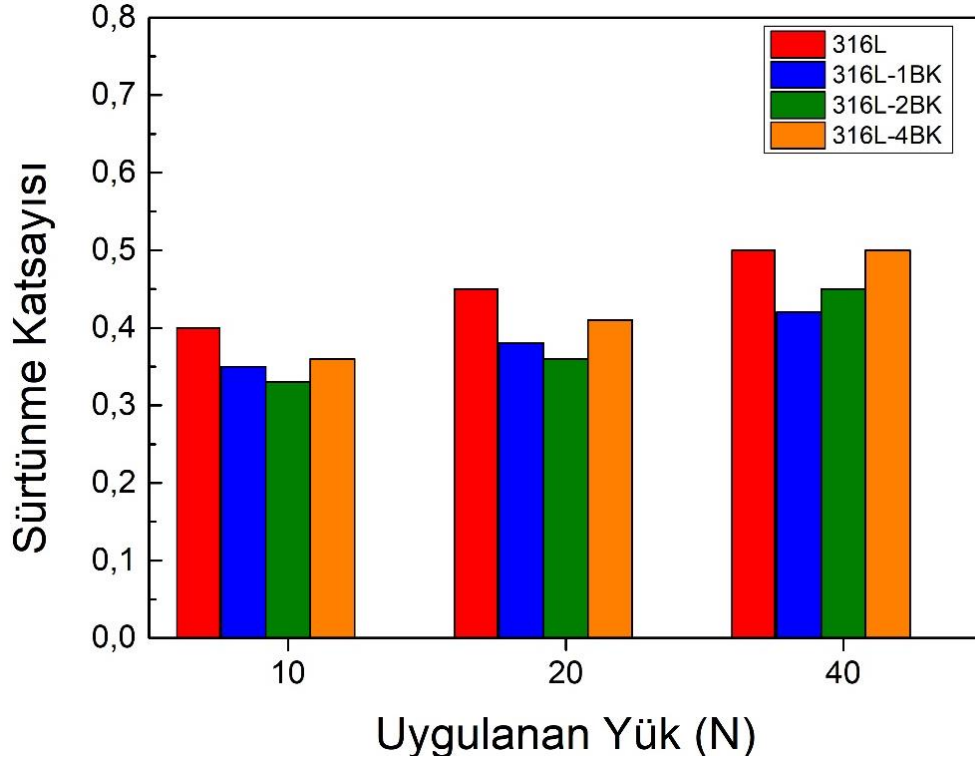
partikülleri aşınma testleri sırasında temas yüzeyinde sürüklenebilir ve KNT' nin düşük sürtünme katsayısı değeri nedeniyle yağlayıcı karbon filmi görevi görebilir [82]. KNT' lerin kompozitlerin sürtünme katsayısı değerlerini düşürme üzerindeki olumlu etkisi, KNT oranının artması ile kademeli bir iyileşme göstermiştir.



Şekil 5.15. B<sub>4</sub>C takviyeli kompozitlerin sürtünme katsayıları.



Şekil 5.16. KNT takviyeli kompozitlerin sürtünme katsayıları.



Şekil 5.17. B4C ve KNT takviyeli kompozitlerin sürtünme katsayıları.

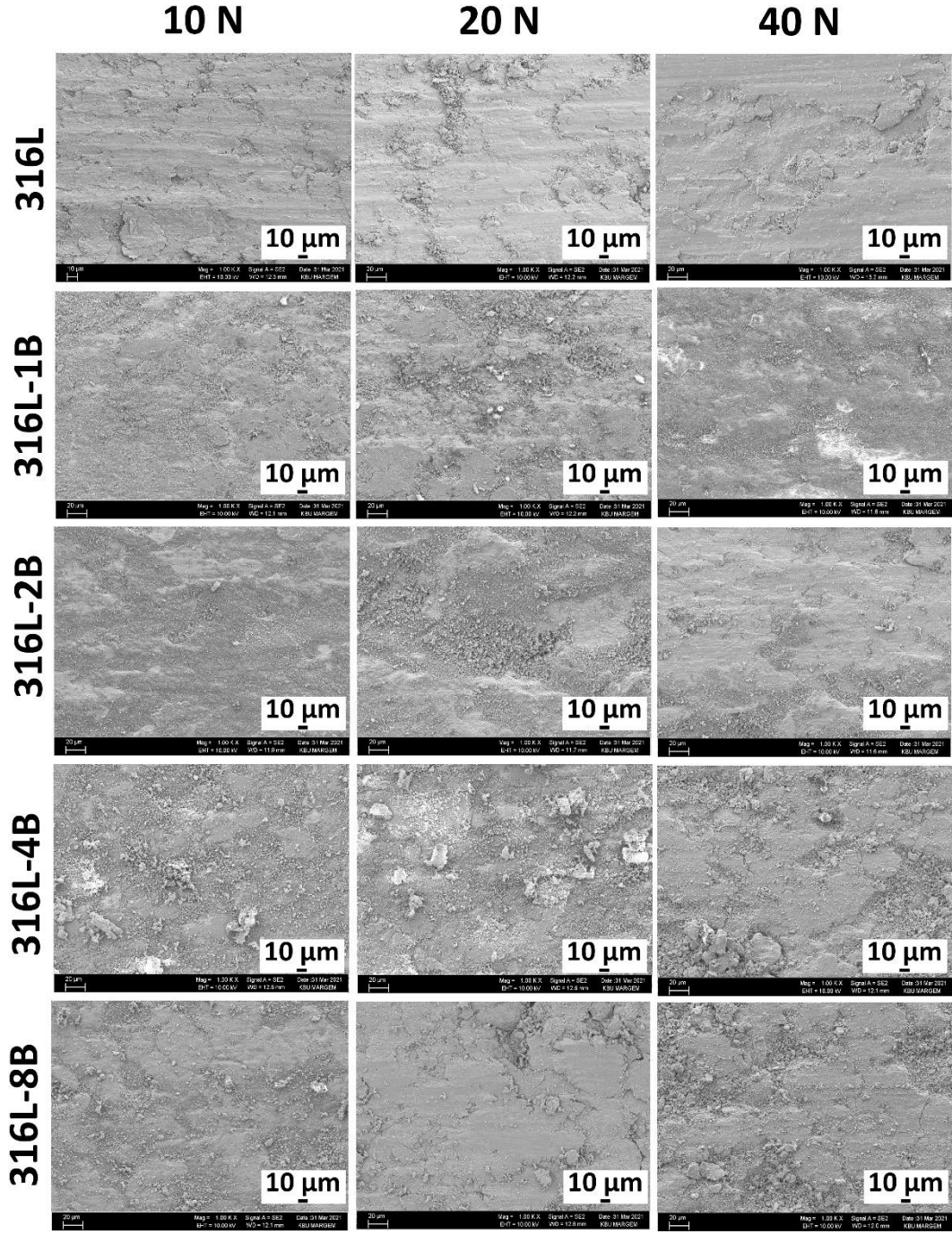
Çizelge 5.2. Aşınma testi sonuçları.

Numune	Uygulanan Yük (N)	Sürtünme Katsayısı	Aşınma Hızı ( $\text{mm}^3/\text{N} \cdot \text{m} \cdot 10^{-7}$ )
316L	10	0,4	3,5
	20	0,45	4,4
	40	0,5	5,6
316L-1B	10	0,41	3,1
	20	0,45	4
	40	0,51	4,8
316L-2B	10	0,4	2,9
	20	0,44	3,0
	40	0,5	4,1
316L-4B	10	0,45	1,8
	20	0,47	2,4
	40	0,55	3,5

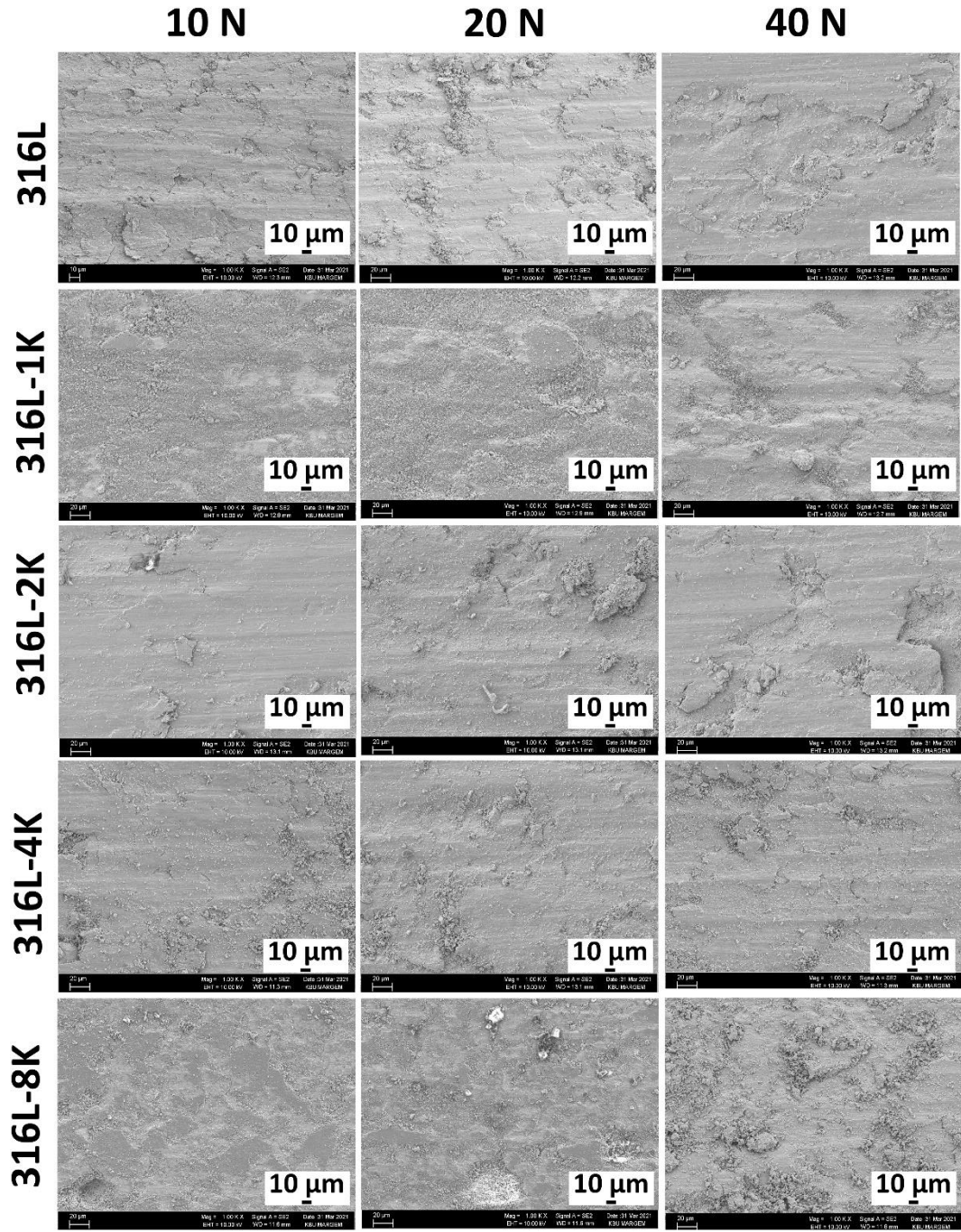
316L-8B	10	0,42	1,5
	20	0,49	1,9
	40	0,57	2,5
316L-1K	10	0,33	3,2
	20	0,35	4
	40	0,4	5
316L-2K	10	0,3	2,8
	20	0,32	3,5
	40	0,38	4,5
316L-4K	10	0,29	2
	20	0,32	2,8
	40	0,37	3,5
316L-8K	10	0,25	1,2
	20	0,28	2
	40	0,32	3
316L-1BK	10	0,35	2,9
	20	0,38	3,2
	40	0,42	3,7
316L-2BK	10	0,33	1,5
	20	0,36	2,1
	40	0,45	3,1
316L-4BK	10	0,36	1,4
	20	0,41	1,9
	40	0,5	2,8

Kompozitlerin ayrıntılı aşınma mekanizmalarını anlamak için SEM ile aşınmış yüzeyler incelenmiş ve mikroyapılar yalnızca B<sub>4</sub>C, yalnızca KNT ve B<sub>4</sub>C-KNT içeren 316L matrisli kompozitler için sırasıyla Şekil 5.18, 5.19 ve 5.20' de gösterilmiştir. Takviyesiz 316L paslanmaz çeliği özellikle yüksek yüklerde oyuklanma ve delaminasyon formunda yüzeyinde deformasyon çizgi ve izleri sergilemiştir. Bu durum genellikle bütün numunelerin 10 N' deki aşınması sırasındaki ana aşınma mekanizması iken, uygulanan yüklerin artması ile adezyon ve plastik deformasyon aşınma mekanizmaları da sonradan ön plana çıkmıştır. B<sub>4</sub>C ve KNT' lerin 316L

paslanmaz çeliğe ilave miktarı arttıkça, plastik deformasyona karşı dirençte bir iyileşme ve daha az oyuklanma görülmüştür. Sert B<sub>4</sub>C ve KNT' lerin ve yapıda meydana gelen Fe<sub>3</sub>C intermetaliklerinin yük taşıma kapasiteleri, ileri geri aşınma testleri sırasında malzeme kaybının gecikmesinin ana nedeni olarak söylenebilir [2,53]. B<sub>4</sub>C ve KNT içeren kompozitlerde partikül ayrılması ve sürüklenmesinden kaynaklı büyük miktarda kalıntı gözlenirken, bu partiküllerin ilave oranlarının artmasıyla ciddi hasarların derecesi azalma göstermiştir.

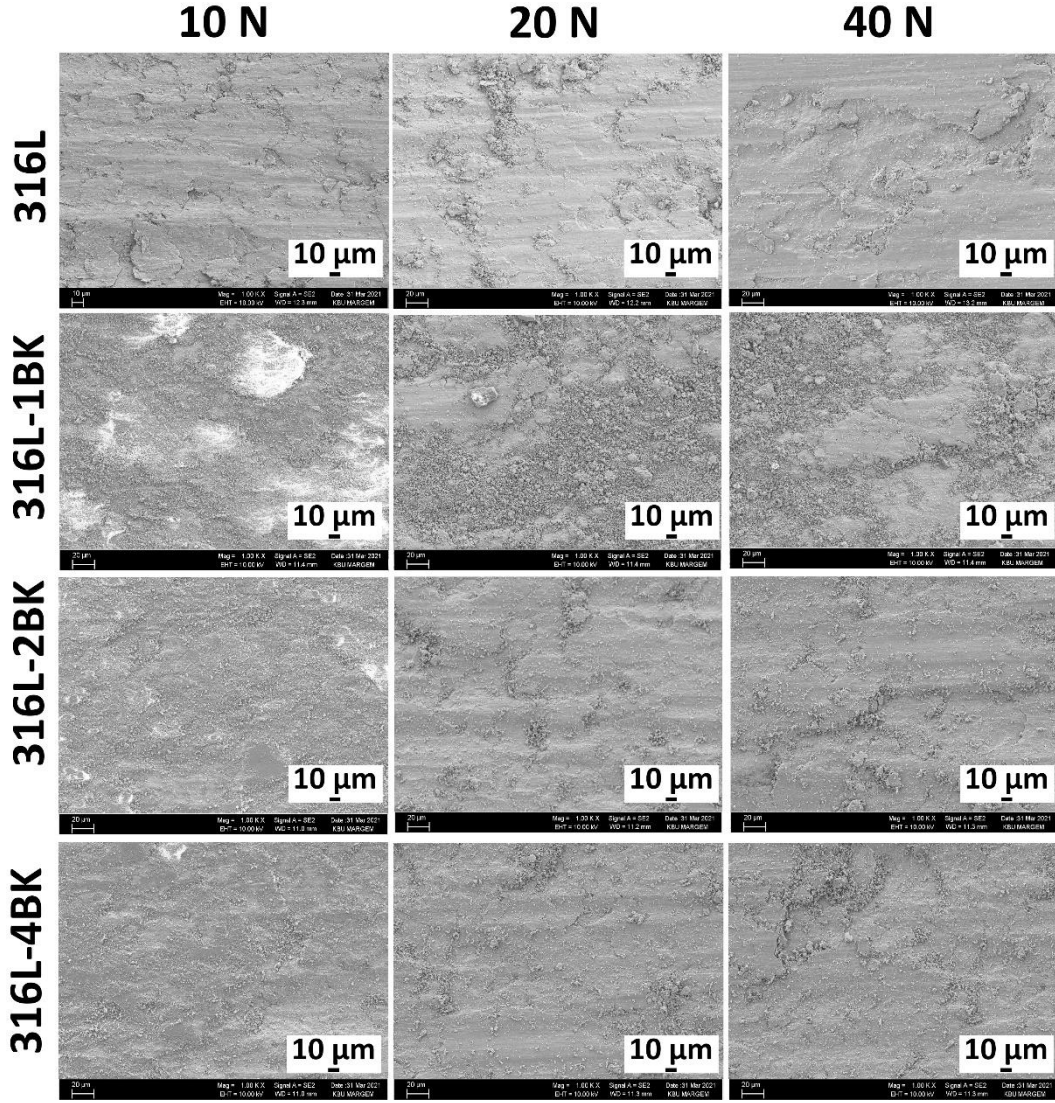


Şekil 5.18. B<sub>4</sub>C takviyeli kompozitlerin aşınma sonrası yüzey SEM görüntüleri.



Şekil 5.19. KNT takviyeli kompozitlerin aşınma sonrası yüzey SEM görüntüleri.

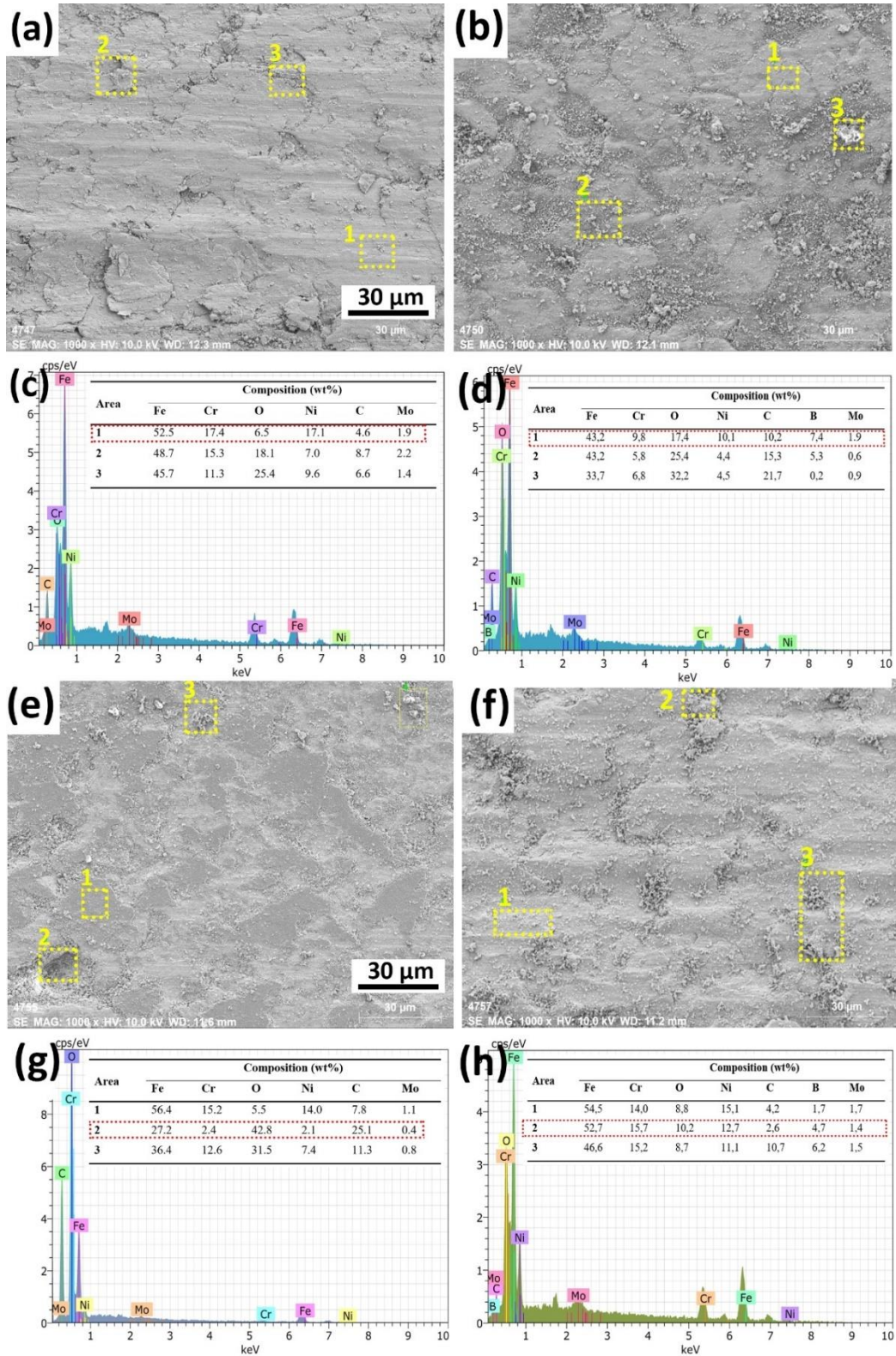




Şekil 5.20. B<sub>4</sub>C ve KNT takviyeli kompozitlerin aşınma sonrası yüzey SEM görüntüleri.

Şekil 5.21, 316L, 316L-8B, 316L-8K ve 316L-4BK numuneleri için 10 N uygulanan yük altında aşınma testinden sonra aşınmış yüzeylerin EDS analizlerini göstermektedir. Takviyesiz 316L çeliği abrasyon ve adezyon mekanizmaları yanı sıra yüksek miktarda Fe, Cr ve Ni içeren birkaç oksit oluşumu içermektedir. 316L-8B kompozitinin aşınmış yüzeyinde B<sub>4</sub>C kalıntılarının da var olduğu oksitler mevcuttur. 316L-8K kompozitinin aşınmış yüzeyinde yüksek C ve O konsantrasyonlarına sahip farklı kalıntılar görülmektedir. Bu, KNT'lerin, muhtemelen kompozitlerden uzaklaşarak kumlama etkisine neden olan KNT içeren partiküllerin varlığıyla aşınma direnci üzerindeki rolünü göstermektedir. EDS sonuçlarına göre kayma sırasında karşı

malzeme yüzeyinden numune yüzeyine olası bir demir ve demir oksit de oluşmuş olabilir [59].



Şekil 5.21. 10N yük altındaki aşınma testi sonrası EDS analiz sonuçları: a,c) 316L, b,d) 316L-8B, e,g) 316L-8K ve f,h) 316L-4BK.

## 5.6. KOROZYON TESTİ SONUÇLARI

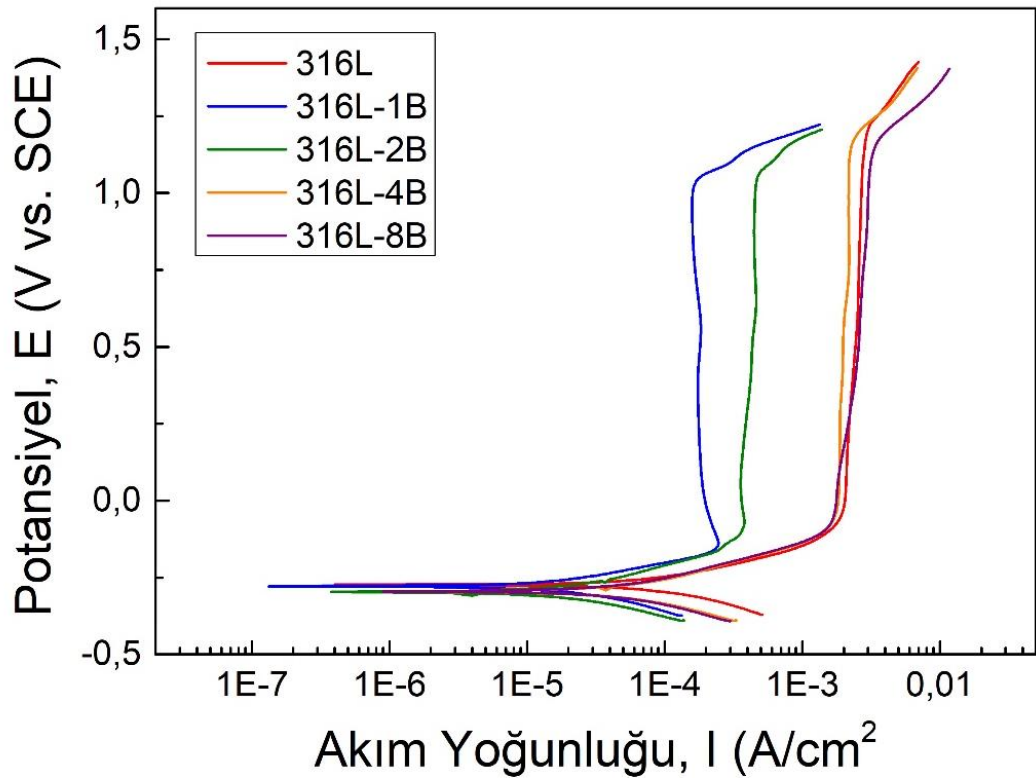
Takviyesiz 316L paslanmaz çeliğin ve B<sub>4</sub>C-KNT takviyeli kompozitlerinin korozyon özellikleri, oda sıcaklığında 1M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> çözeltisinde incelenmiştir. Her numune için potansiyodinamik polarizasyon eğrileri deneysel olarak elde edilmiş ve Tafel grafikleri (voltaj vs logaritmik akım yoğunluğu) Şekil 5.22, 5.23 ve 5.24' te sırasıyla yalnızca B<sub>4</sub>C, yalnızca KNT ve B<sub>4</sub>C-KNT içeren kompozitler için gösterilmiştir. Genel olarak bütün grafiklerde metal korozyonunun gerçekleşmediği katodik kısım (immünite bölgesi), metalin çözünmesini (aktif bölge) temsil eden anodik kısım, korozyon yayılmasının inaktif kaldığı pasif bölge ve malzemelerin yeniden aktif hale geldiği ve çoğunlukla çukur korozyonu sergileyen geçiş bölgesi net bir şekilde görülmektedir. Çizelge 5.3' te ise tüm numuneler için korozyon akımı yoğunluğu ( $i_{kor}$ ), korozyon potansiyeli ( $E_{kor}$ ), pasivasyon potansiyeli ( $E_p$ ), pasivasyon akım yoğunluğu ( $i_p$ ) ve çukurcuk korozyon potansiyeli ( $E_{pit}$ ) için elde edilen değerler verilmiştir. Polarizasyon eğrilerinde görülebilen anodik ve katodik dalların neredeyse simetrik olduğu görülmektedir. Bu da hem anodik ve katodik reaksiyon kinetiklerinin birbirine benzer olduğunu göstermektedir. Çizelge 5.3' teki  $E_{kor}$  değerleri karşılaştırıldığında numunelerin -259 mV ile -299 mV aralığında ihmal edilebilir varyasyonlar gösterdiği görülmektedir. Burada B<sub>4</sub>C veya KNT takviyelerinin  $E_{kor}$  değerlerine etkileri için rasyonel bir yaklaşım önerilememektedir. Benzer şekilde,  $i_{kor}$  değerleri de 316L paslanmaz çelikte artan B<sub>4</sub>C veya KNT içerikleri ile sadece küçük azalan değişimler görülmüştür. Bu küçük farklılıklara dayanarak yalnızca  $i_{kor}$  değerlerinden korozyon direncinde iyileştirme olduğu yorumunu yapmak doğru değildir. Bu durumda kompozitlerin takviye elemanlarının korozyon direncine olan etkilerini incelemek için paslanmaz çeliğin en önemli özelliği olan pasivasyon kabiliyetini incelemek daha uygun olacaktır [20,29].

Şekil 5.22, 5.23 ve 5.24' ten görülebileceği gibi, tüm numunelerin en az 1 V aralığında etkili pasivasyon bölgeleri sergilediği görülmektedir. Çizelge 5.3' te bu aralık " $E_{pit} - E_p$ " olarak ifade edilmiştir. Pasivasyon akımı yoğunluğu ( $i_p$ ), pasif durumun kararlılığını temsil eder. Daha düşük bir  $i_p$  değeri, pasif tabakanın daha yüksek korozyon performansı sergilediğini gösterir. Çizelge 5.3' te gösterildiği üzere, 316L numunesinin  $i_p$  değeri en yüksek değer olup, yapılan B<sub>4</sub>C ve KNT ilaveleri ile

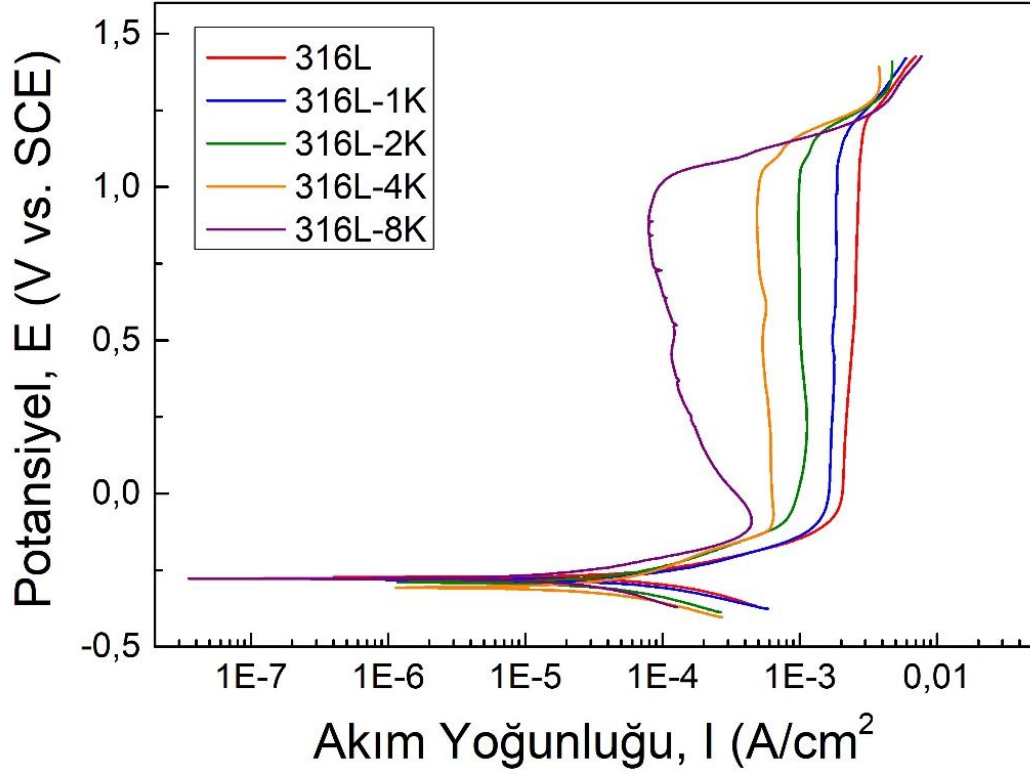
azalmıştır. Burada, düşük B<sub>4</sub>C ilavesi ile  $i_p$  değerinde önce bir ani düşüşün, daha sonra artan B<sub>4</sub>C ile tekrar bir yükselişin meydana geldiği görülmektedir. Ancak  $i_p$  değeri KNT ilavesi ile sürekli bir düşüş göstermiştir. Bu da, artan KNT ilavesinin ve bununla birlikte oluşan yüksek Fe<sub>3</sub>C fazının, pasivasyon akım yoğunluğunu düşürerek pasif filmin özellikleri üzerinde faydalı bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir. Bunun nedeni, hem KNT'lerin hem de Fe<sub>3</sub>C'nin standart potansiyellerinin ferrit ve östenit matris fazından daha pozitif olması ve bu bölgelerin katot konumuna geçerek anodik matris fazının tercihli çözünmesine yol açmasıdır [83,84]. Bu nedenle, östenit matrisinin artan çözünme hızı, pasif film oluşum kinetiğini hızlandırarak  $i_p$  değerinin düşmesine neden olmaktadır.

Östenitik paslanmaz çeliklerin çoğunda, iki tipik lokal korozyon türü görülebilir: (i) aralık korozyonu ve (ii) çukurcuk korozyonu. İlki esas olarak iki metal veya metal-parçacık ara yüzü arasındaki boşlukların varlığından kaynaklanırken, ikincisi esas olarak lokalize deliklerin varlığından kaynaklanmaktadır [29]. Şekil 5.22, 5.23 ve 5.24'ün sağ üst tarafında görülebileceği gibi bütün numuneler çukurcuk potansiyeli olarak adlandırılan ( $E_{pit}$ ) bir geçiş bölgesi sergilemektedir. Bu potansiyelin üzerinde pasif filmin bozulması nedeniyle malzeme yüzeyinde çukurcuk oluşumu görülür. Numunelerin ölçülen  $E_{pit}$  değerleri de Çizelge 5.3' de verilmiştir.  $E_{pit}$  değerlerinde artan B<sub>4</sub>C ilavesi ile önce bir düşüş ve daha sonra bir yükselme meydana geldiği görülmektedir. KNT ilavesi ile ise  $E_{pit}$  değerlerinde sürekli bir azalma meydana gelmiştir. Hem B<sub>4</sub>C hem de KNT içeren kompozitlerde ise  $E_{pit}$  değerlerinde bir miktar düşüş olup bu değer artan takviye oranı ile kayda değer bir değişim göstermemiştir. Azalan  $E_{pit}$  değerleri, pasif filmin bozulma olasılığının daha yüksek olduğunu gösterir. Bu sebeple B<sub>4</sub>C ve KNT ilavesi ile çukurcuk korozyon kinetiklerinin ve pasivasyon kararlılığının olumsuz etkilendiği çıkarımı yapılabilir. Burada B<sub>4</sub>C ilavesinin 316L'nin çukurcuk korozyon direncini KNT ilavesine göre çok daha az olumsuz etkilediği söylenebilir. Bunun nedeni olarak da artan KNT içeriği ile birlikte yüksek miktarda Fe<sub>3</sub>C fazının oluşması ve KNT partikülleri ile yapıyı mikrogalvanik korozyona duyarlı hale getirerek pasif filmin kararlılığını olumsuz yönde etkilemesi gösterilebilir. Pasivasyon potansiyeli aralığı ( $E_{pit} - E_p$ ) incelendiğinde ise yine takviyesiz 316L çeliğinin en geniş pasivasyon potansiyel aralığına sahip olduğu (1280 V) ve yapılan takviyeler ile birlikte bu değer düşüş göstererek pasif filmin kararlılığının düştüğü

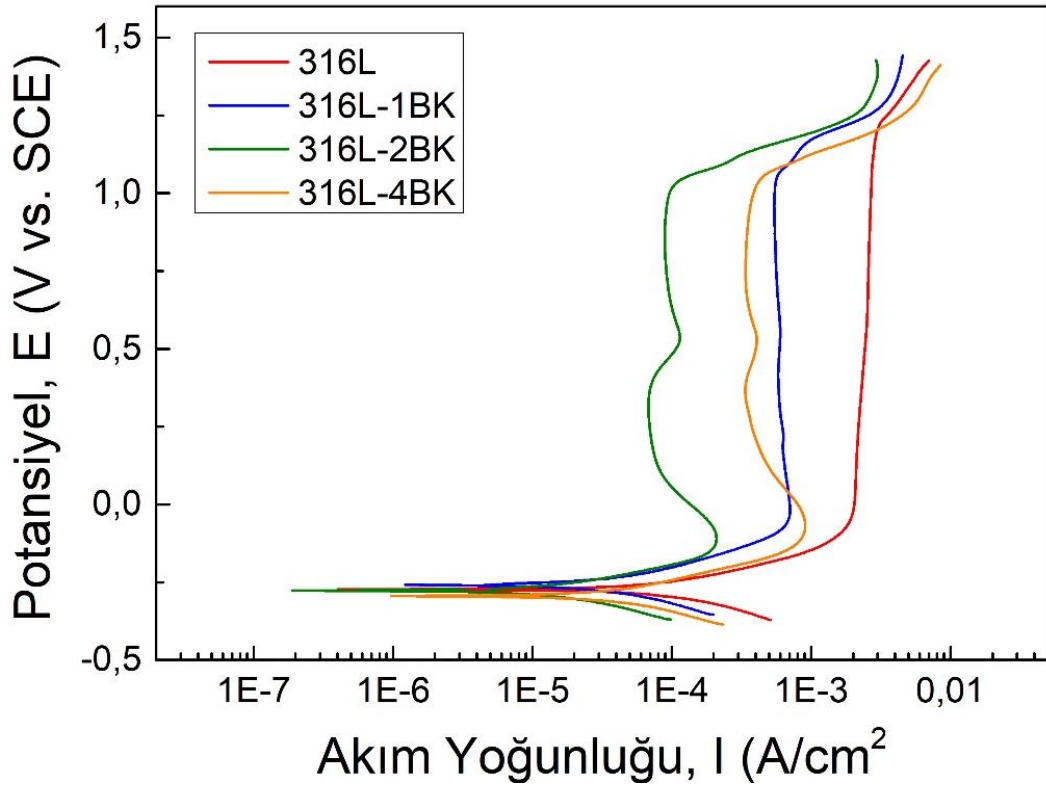
görülmektedir. Ayrıca Şekil 5.23' te görülen 316L-4K ve 316L-8K kompozitleri ile, Şekil 5.24' te görülen 316L-2BK ve 316L-4BK kompozitlerinin polarizasyon eğrilerinin pasif bölgelerinde girintili çıkıntılı bazı bölgelere rastlanmaktadır. Bunlar pasif bölgede yarı kararlı çukurcuk oluşumunu temsil etmekte olup, nihayetinde kararlı çukurcuk oluşumuna sebebiyet verebilen ve çeliğin pasivasyonunu kötü etkileyebilen bir durumdur. Görüldüğü üzere  $B_4C$  içeren kompozitlerde bu çıkıntı bölgeler görülmemiş ve yalnızca yüksek oranda KNT içeren kompozitlerde görülmüştür. Bu da KNT ilavesinin pasif filmin üzerinde olumsuz etkilere sahip olduğunu göstermektedir.



Şekil 5.22.  $B_4C$  takviyeli kompozitlerin polarizasyon eğrileri.



Şekil 5.23. KNT takviyeli kompozitlerin polarizasyon eğrileri.



Şekil 5.24. B<sub>4</sub>C ve KNT takviyeli kompozitlerin polarizasyon eğrileri.

Çizelge 5.3. Elektrokimyasal korozyon test sonuçları.

Numune	$i_{kor}$ (A/cm <sup>2</sup> )	$E_{kor}$ (mV)	$E_p$ (mV)	$i_p$ (A/cm <sup>2</sup> )	$E_{pit}$ (mV)	$E_{pit} - E_p$ (mV)
316L	$1,2 \times 10^{-3}$	-283	-44	$19 \times 10^{-3}$	1236	1280
316L-1B	$0,2 \times 10^{-3}$	-278	-143	$2,4 \times 10^{-3}$	1051	1194
316L-2B	$0,2 \times 10^{-3}$	-297	-98	$3,6 \times 10^{-3}$	1088	1186
316L-4B	$0,7 \times 10^{-3}$	-296	-57	$16,6 \times 10^{-3}$	1221	1278
316L-8B	$0,8 \times 10^{-3}$	-295	-58	$16,1 \times 10^{-3}$	1203	1261
316L-1K	$1,4 \times 10^{-3}$	-273	-51	$15 \times 10^{-3}$	1179	1230
316L-2K	$0,7 \times 10^{-3}$	-289	-68	$8,4 \times 10^{-3}$	1077	1145
316L-4K	$0,6 \times 10^{-3}$	-299	-93	$6,3 \times 10^{-3}$	1056	1149
316L-8K	$0,2 \times 10^{-3}$	-277	-101	$4,4 \times 10^{-3}$	979	1080
316L-1BK	$0,5 \times 10^{-3}$	-259	-57	$6,7 \times 10^{-3}$	1073	1130
316L-2BK	$0,2 \times 10^{-3}$	-276	-140	$1,9 \times 10^{-3}$	1034	1174
316L-4BK	$0,8 \times 10^{-3}$	-294	-116	$8,2 \times 10^{-3}$	1068	1184

Kompozitlerin korozyon başlama mekanizmasının kalitatif analizini elde etmek için ayrıca 55 °C’ de ağırlıkça %6 sulu FeCl<sub>3</sub> içinde 1 gün boyunca daldırma işlemi yapılarak ferrik klorür korozyon testleri yapılmıştır. Korozyon testlerinden sonra numunelerin yüzey görüntüleri Şekil 5.25’ te gösterilmiştir. Yüzeylerde görülen çukurcuklar kırmızı oklar ile gösterilmiştir. Şekil 5.25’ te görüldüğü üzere bütün numunelerin yüzeylerinde çukurcuk oluşumu meydana gelmiştir ve çukurcuklar nerdeyse tamamen küresel şekilde meydana gelmiştir. Ancak çukurcukların hacimce oranı ve boyutları kompozitin içeriğine göre değişiklikler göstermiştir. Daldırma testi sonrası hesaplanan çukurcuk boyut ve oranları Şekil 5.26’ da gösterilmiştir. Burada, en düşük çukurcuk boyut ve oranına sahip malzemenin takviyesiz 316L alaşımı olduğu görülmektedir. Artan B<sub>4</sub>C ilavesi ile çukurcuk oranı bir miktar artış göstermiştir. Çukurcuk boyutu ise %4 B<sub>4</sub>C ilavesine kadar az bir artış sergilerken, %8 B<sub>4</sub>C ilavesi ile ciddi bir artış sergilemiştir. KNT ilaveli kompozitlerin B<sub>4</sub>C ilaveli kompozitlere kıyasla çok daha yüksek çukurcuk boyut ve oranına sahip oldukları görülmektedir. %8

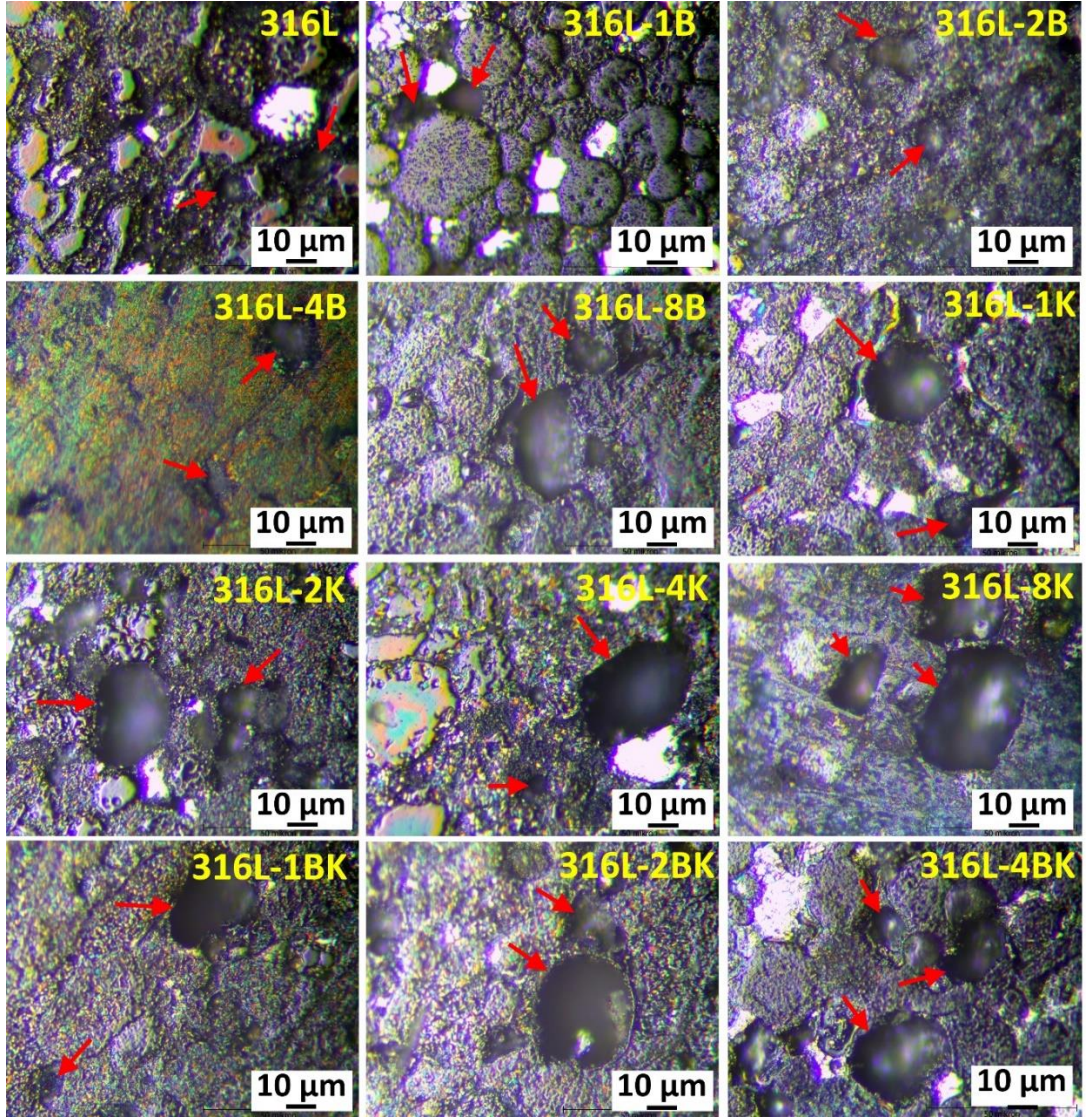
KNT içeren 316L-8K kompoziti en yüksek çukurcuk boyut ve oranını sergilemiştir. Buna sebep olarak da daha önce belirtildiği üzere KNT içeren kompozitlerde yüksek oranda Fe<sub>3</sub>C fazının oluşması ve bunların KNT partikülleri ile birlikte yapıyı mikrogalvanik korozyona duyarlı hale getirerek pasif filmin kararlılığını olumsuz yönde etkilemesi gösterilebilir. Hem B<sub>4</sub>C hem de KNT içeren kompozitler de düşük takviye elemanı oranlarında düşük çukurcuk boyut ve oranı sergilerken, bu değerler artan takviye elemanı oranı ile ciddi derecede artış göstermiştir.

Daldırma testleri önce ve sonrasında numunelerin ağırlıkları ölçülmüş olup aşağıdaki formüle göre korozyon hızları mm/y cinsinden hesaplanmıştır:

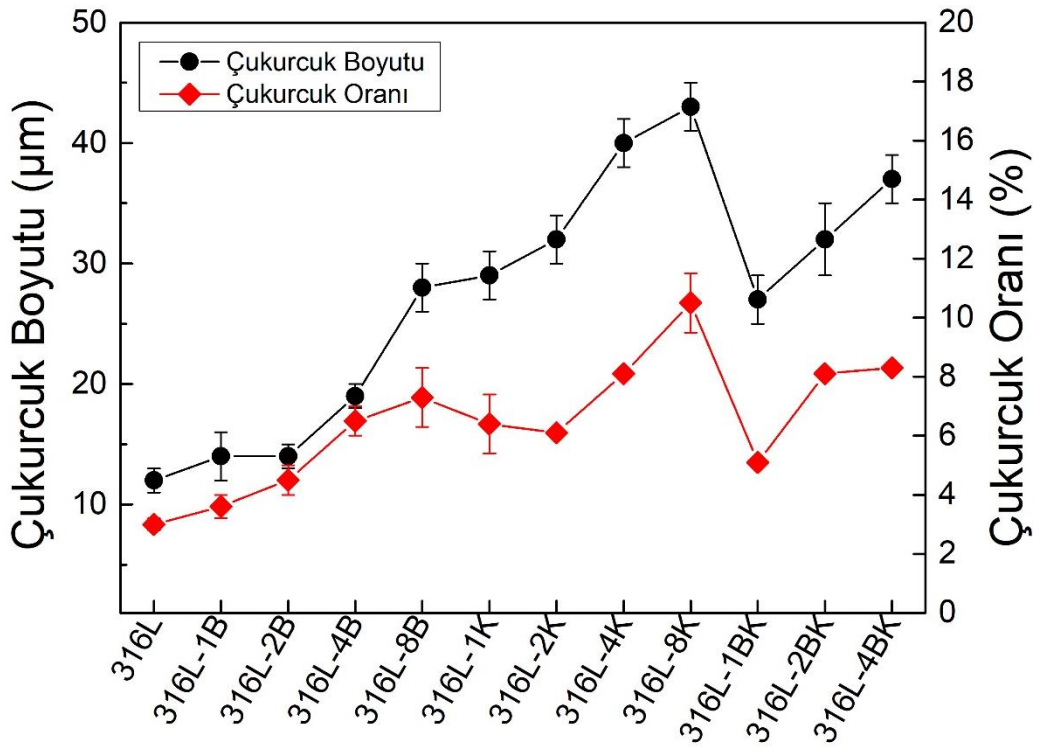
$$Korozyon\ Hızı = \frac{3650 \times \Delta m}{A \rho t} \quad 5.4$$

Burada  $\Delta m$  ağırlık kaybı (gr), A numunenin yüzey alanı (cm<sup>2</sup>),  $\rho$  yoğunluk (gr/cm<sup>3</sup>) ve t test süresini (gün) ifade etmektedir. Elde edilen sonuçlar Şekil 5.27' de gösterilmiştir. 316L alaşımının korozyon hızı ilave edilen takviye elemanı ile birlikte sürekli olarak bir artış göstermiştir. Özellikle KNT içeren kompozitlerin korozyon hızlarının oldukça yüksek olduğu görülmüştür. Buradan, 316L matrisli kompozitlerin korozyon özelliklerinin özellikle yüksek takviyelerde olumsuz etkilendiği söylenebilir. Özellikle KNT ilavesi ile birlikte, yapıda meydana gelen Fe<sub>3</sub>C fazının çukurcuk oluşumunu hızlandırarak geniş çukurcukların oluşmasına ve bunların hızlı bir şekilde ilerleyerek malzeme kaybının arttırmasına neden olmaktadır. Ancak Şekil 5.27' deki korozyon hızı değerlerini lokal bir korozyon çeşidi olan çukurcuk korozyonu büyük ölçüde etkilediğinden, üretilen kompozitlerin genel korozyon direncini doğrudan temsil etmediği söylenebilir. Örneğin Çizelge 5.3' te gösterilen  $i_{kor}$  değerlerinin bütün numuneler için benzer olduğu görülmüştür. Bu durum kompozitlerin çukurcuk oluşumuna kadar benzer korozyon direnci sergilediği anlamına gelmektedir. Ancak yine de artan takviye elemanı ilaveleri ile birlikte çukurcuk oluşumu ilerlemiş korozyon direncinde bir azalma meydana gelmiştir.

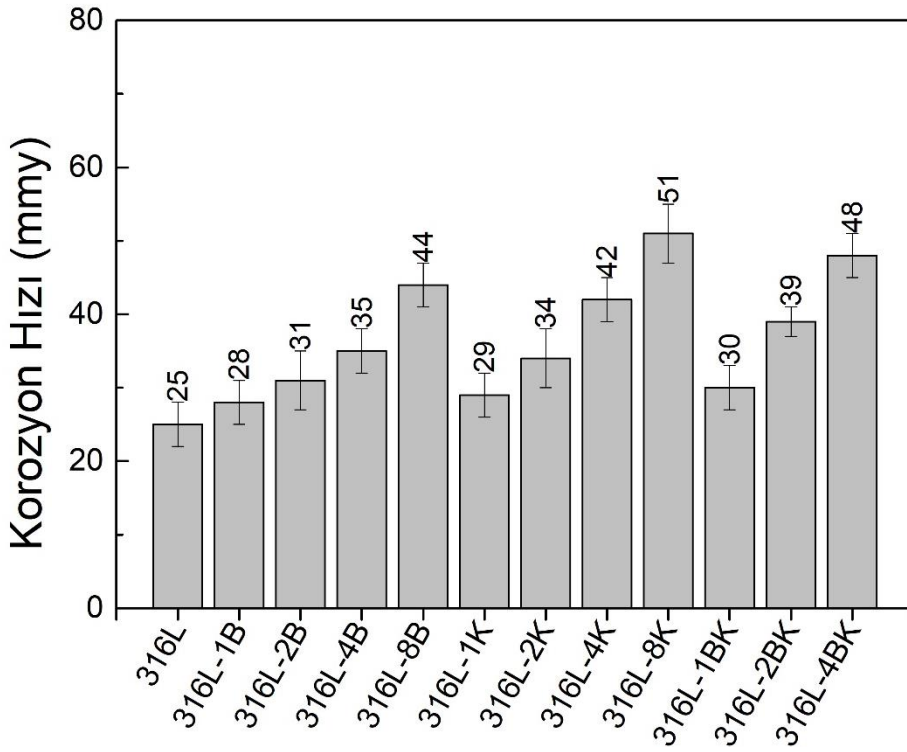




Şekil 5.25. Kompozitlerin %6 FeCl3 içinde 1 gün boyunca daldırma sonrası yüzey görüntüleri.



Şekil 5.26. Kompozitlerin %6 FeCl<sub>3</sub> içinde daldırma testi sonrası hesaplanan çukurcuk boyut ve oranları.



Şekil 5.27. Kompozitlerin %6 FeCl<sub>3</sub> içinde daldırma testi sonrası hesaplanan korozyon hızı değerleri.

## BÖLÜM 6

### SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, AISI 316L paslanmaz çelik matrisli B<sub>4</sub>C ve KNT partikül takviyeli kompozitler sıcak pres sinterlemesi yöntemi ile üretilmiştir. Üretilen kompozitlerin mikroyapı, sertlik, basma, aşınma ve korozyon özellikleri incelenmiştir. Uygulanan testler neticesinde elde edilen bulgular aşağıda verilmiştir.

1. Üretilen kompozitlerin yoğunlukları artan B<sub>4</sub>C ve KNT içeriği ile azalma göstermiştir. Numunelerin hesaplanan poroziteleri %1,9 - %3 aralığında küçük farklılıklar göstermiştir. Genel olarak takviye oranının artması ile kompozitlerin porozitesi de artış eğilimi göstermiştir.
2. XRD sonuçlarına göre takviyesiz 316L paslanmaz çelik sadece östenit ( $\gamma$ ) fazı için pikler göstermiştir. Artan B<sub>4</sub>C ve KNT takviyeleri ile Fe<sub>3</sub>C ve Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> intermetaliklerine ait oldukları tespit edilen yeni pikler meydana çıkmıştır ve bu piklerin şiddeti artan takviye oranı ile artış göstermiştir. Özellikle yalnızca KNT içeren kompozitlerde Fe<sub>3</sub>C piklerinin daha şiddetli olduğu görülmüştür.
3. SEM incelemeleri ile üretilen kompozitlerin sinterleme proseslerinin başarılı olduğu, toz partikülleri arasında bağlanmanın iyi olduğu ve gözenekliliğin oldukça az olduğu görülmüştür. Taneler arası bölgelerde hem B<sub>4</sub>C ve KNT takviye partikülleri, hem de bunların demir ve krom ile reaksiyonları sonucu oluşan Fe<sub>3</sub>C ve Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> intermetaliklerinin bu bölgelerde var olduğu EDS analizleri sonucunda görülmüştür. Ayrıca artan B<sub>4</sub>C ve KNT takviyesi ile 316L tane boyutunda azalma meydana gelmiştir.
4. TEM incelemelerinde yüksek oranda B<sub>4</sub>C içeren kompozitte düzensiz şekildeki B<sub>4</sub>C partikülü ve bunun üzerinde lokal olarak oluşan ince çubuksu şekildeki Fe<sub>3</sub>C

intermetallikleri görülmüştür. KNT içeren kompozitte ise geniş blok halinde  $Fe_3C$  intermetalik oluşumu görülmüştür. KNT ilavesi ile yapıda daha serbest halde bulunan C atomları ile matristeki Fe atomları arasındaki reaksiyon ile sinterleme sırasında  $Fe_3C$  intermetalikleri yüksek oranda oluşmuştur. Hem  $B_4C$  hem de KNT içeren kompozitte ise yine benzer şekilde  $B_4C$  partikülleri yüzeylerinde lokal ince çubuksu  $Fe_3C$  intermetaliklerine rastlanmıştır.

5. Sertlik testleri sonucunda 316L çeliğine farklı oranlardaki  $B_4C$  ve KNT ilaveleri ile sertlikte artış elde edildiği görülmüştür. Basma testleri sonuçları da sertlik testlerine benzer sonuçlar sergileyerek yapılan  $B_4C$  ve KNT takviyeleri ile akma gerilmesinde ciddi oranda artışlar meydana geldiğini göstermiştir. Artan  $B_4C$  takviyesi ile aşamalı olarak akma dayanımı artmış ve hacimce %8  $B_4C$  takviyesi ile (316L-8B) ~%64 oranında artış sağlanmıştır. Bu değer hacimce %8 KNT takviyesi ile (316L-8K) ~%110 değerine kadar çıkmıştır. Ayrıca hacimce %4  $B_4C$  ve %4 KNT takviyeleri ile (316L-4BK) akma dayanımında ~%95 oranında artış sağlanmıştır.
6. Aşınma testleri sonucunda, uygulanan yükün artması ile tüm numunelerin aşınma oranlarında neredeyse aynı artış eğilimi görülmüştür. Ayrıca artan  $B_4C$  ve KNT ilaveleri, uygulanan herhangi bir yükte 316L paslanmaz çeliğin aşınma direncini sürekli olarak iyileştirmiştir.  $B_4C$  ve KNT içeren kompozitlerin aşınma dirençleri karşılaştırıldığında ise  $B_4C$  içeren kompozitlerin KNT içerenlerden bir miktar daha iyi aşınma direnci sergilediği görülmüştür.  $B_4C$  takviyeli kompozitlerin sürtünme katsayısı değerlerinin takviyesiz 316L paslanmaz çeliğine göre çok farklı olmadığı görülürken, KNT içeren kompozitler, takviyesiz 316L paslanmaz çeliğine kıyasla çok daha düşük sürtünme katsayısı değerleri sergilemiştir ve kompozitlerin sürtünme katsayısı değerleri, KNT'lerin artan oranlarıyla sürekli olarak düşmüştür.
7. Korozyon testleri sonucunda, yapılan  $B_4C$  ve KNT ilaveleri ile pasivasyon akım yoğunluğu değerinin azalma gösterdiği görülmüştür. Düşük  $B_4C$  ilavesi ile pasivasyon akım yoğunluğu değerinde önce bir ani düşüşün, daha sonra artan  $B_4C$  ile tekrar bir yükselişin meydana geldiği görülürken bu değer KNT ilavesi ile sürekli bir düşüş göstermiştir. Bu da, artan KNT ilavesinin ve bununla birlikte oluşan yüksek  $Fe_3C$  fazının, pasivasyon akım yoğunluğunu düşürerek pasif filmin

özellikleri üzerinde faydalı bir etkiye sahip olduğunu göstermiştir. Pasivasyon potansiyeli değerlerinde artan B<sub>4</sub>C ilavesi ile önce bir düşüş ve daha sonra bir yükselme meydana geldiği görülmektedir. KNT ilavesi ile ise pasivasyon potansiyeli değerlerinde sürekli bir azalma meydana gelmiştir. Hem B<sub>4</sub>C hem de KNT içeren kompozitlerde ise pasivasyon potansiyeli değerlerinde bir miktar düşüş olup bu değer artan takviye oranı ile kayda değer bir değişim göstermemiştir. B<sub>4</sub>C ilavesi 316L' nin çukurcuk korozyon direncini KNT ilavesine göre çok daha az olumsuz etkilemiştir. Bunun nedeni olarak da artan KNT içeriği ile birlikte yüksek miktarda Fe<sub>3</sub>C fazının oluşması ve KNT partikülleri ile yapıyı mikrogalvanik korozyona duyarlı hale getirerek pasif filmin kararlılığını olumsuz yönde etkilemesi gösterilmiştir. Kompozitlere uygulananan %6 FeCl<sub>3</sub> içinde daldırma testi sonrasında da oluşan çukurcukların boyut ve miktarlarının ve kompozitlerin ağırlık kayıplarının artan takviye elemanı oranı ile artış gösterdiği görülmüştür.

Teknolojinin gelişmesi ile son yıllarda üstün performanslı malzemelere duyulan ihtiyaç giderek artış göstermektedir. Özellikle üstün korozyon ve aşınma direnci gibi yüzey özelliklerine sahip malzemelerin geliştirilmesi araştırmacılar için öncelik haline gelmiştir. Paslanmaz çelikler özellikle sahip oldukları mükemmel korozyon direnci sayesinde yıllardır birçok uygulama alanında kullanılmaktadır. Ancak bu malzemelerin (özellikle östenitik paslanmaz çelikler) mekanik ve tribolojik özellikleri halen yüksek dayanımlı çeliklere kıyasla düşük kalmaktadır. Bu sebeple bu çalışmada da östenitik paslanmaz çeliklerin özellikle dayanım ve aşınma dirençlerini, korozyon dirençlerinde ciddi bozulmalara yol açmadan geliştirilmesi amaçlanmış ve çok kayda değer bulgular elde edilmiştir. Bu sebeple bu çalışma sonucunda geliştirilen malzemeleri daha ileriye götürülebilecek yeni deneyimler ve fikirler elde edilmiştir. İlave edilen takviye elemanı oranlarında daha geniş aralıklar kullanılması veya daha farklı türde ve farklı partikül boyutlarında veya şekillerinde takviyeler yapılması da daha güncel sonuçların elde edilmesine ve çok daha yeni fikirlerin açığa çıkmasına neden olabilecektir.

## KAYNAKLAR

1. Sulima, I., Klimczyk, P., and Malczewski, P., "Effect of TiB<sub>2</sub> Particles on the Tribological Properties of Stainless Steel Matrix Composites", *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 27 (1): 12–18 (2014).
2. Sahoo, S., Jha, B. B., Mahata, T., Sharma, J., Murthy, T. S. R. Ch., and Mandal, A., "Mechanical and Wear Behaviour of Hot-Pressed 304 stainless Steel Matrix Composites Containing TiB<sub>2</sub> Particles", *Transactions Of The Indian Institute Of Metals*, 72 (5): 1153–1165 (2019).
3. Lee, Y.-H., Ko, S., Park, H., Lee, D., Shin, S., Jo, I., Lee, S.-B., Lee, S.-K., Kim, Y., and Cho, S., "Effect of TiC particle size on high temperature oxidation behavior of TiC reinforced stainless steel", *Applied Surface Science*, 480: 951–955 (2019).
4. Kan, W. H., Ye, Z. J., Zhu, Y., Bhatia, V. K., Dolman, K., Lucey, T., Tang, X., Proust, G., and Cairney, J., "Fabrication and characterization of microstructure of stainless steel matrix composites containing up to 25vol% NbC", *Materials Characterization*, 119: 65–74 (2016).
5. Mukherjee, S. K. and Upadhyaya, G. S., "Mechanical behaviour of sintered ferritic stainless steel-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulate composites containing ternary additions", *Materials Science And Engineering*, 75 (1): 67–78 (1985).
6. Sulima, I., "Tribological Properties of Steel/TiB<sub>2</sub> Composites Prepared by Spark Plasma Sintering/ Własności Tribologiczne Kompozytów Stal/TiB<sub>2</sub> Otrzymywanych Metodą Sps", *Archives Of Metallurgy And Materials*, 59 (4): 1263–1268 (2015).
7. Jenei, P., Balázs, C., Horváth, Á., Balázs, K., and Gubicza, J., "The influence of carbon nanotube addition on the phase composition, microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel consolidated by spark plasma sintering", *Journal Of Materials Research And Technology*, 8 (1): 1141–1149 (2019).
8. Wang, X.-G., Guo, W.-M., Kan, Y.-M., and Zhang, G.-J., "Hot-Pressed ZrB<sub>2</sub> Ceramics With Composite Additives of Zr and B<sub>4</sub>C", *Advanced Engineering Materials*, 12 (9): 893–898 (2010).
9. Aung, N. N., Zhou, W., Goh, C. S., Nai, S. M. L., and Wei, J., "Effect of carbon nanotubes on corrosion of Mg–CNT composites", *Corrosion Science*, 52 (5): 1551–1553 (2010).
10. Bastwros, M. M. H., Esawi, A. M. K., and Wifi, A., "Friction and wearbehavior of Al–CNT composites", *Wear*, 307 (1): 164–173 (2013).

11. Turan, M. E., "Investigation of mechanical properties of carbonaceous (MWCNT, GNPs and C60) reinforced hot-extruded aluminum matrix composites", *Journal Of Alloys And Compounds*, 788: 352–360 (2019).
12. Zengin, H., "Wear and corrosion behavior of multi-walled carbon nanotubes (MWCNTs) reinforced Al-15Mg2Si in-situ composites", *Materials Research Express*, 6 (10): 1065b8 (2019).
13. Baradeswaran, A. and Elaya Perumal, A., "Influence of B4C on the tribological and mechanical properties of Al 7075–B4C composites", *Composites Part B: Engineering*, 54: 146–152 (2013).
14. Öksüz, K. E., Şahin, Y., Yildirim, E. S., and Kayir, Y., "The Effect of B4C Additions on Mechanical Properties of Fe-Cu-Co Matrix Composites for Diamond Tools", *Advanced Materials Research*, 30–34 (2013).
15. Polat, S., Sun, Y., Çevik, E., and Colijn, H., "Microstructure and synergistic reinforcing activity of GNPs-B4C dual-micro and nano supplements in Al-Si matrix composites", *Journal Of Alloys And Compounds*, 806: 1230–1241 (2019).
16. Topcu, I., Gulsoy, H. O., Kadioglu, N., and Gulluoglu, A. N., "Processing and mechanical properties of B4C reinforced Al matrix composites", *Journal Of Alloys And Compounds*, 482 (1): 516–521 (2009).
17. Korkut, M. H., "Wear behaviour of stainless steel sintered and alloyed with titanium, cobalt and molybdenum", *Powder Metallurgy*, 54 (3): 286–291 (2011).
18. Glage, A., Martin, S., Decker, S., Weigelt, C., Junghanns, M., Aneziris, C. G., Martin, U., Krüger, L., and Biermann, H., "Cyclic Deformation of Powder Metallurgy Stainless Steel/Mg-PSZ Composite Materials", *Steel Research International*, 83 (6): 554–564 (2012).
19. Aghaie-Khafri, M. and Adhami, F., "Hot deformation of 15-5 PH stainless steel", *Materials Science And Engineering: A*, 527 (4): 1052–1057 (2010).
20. Klar, E. and Samal, P. K., "Powder Metallurgy Stainless Steels: Processing, Microstructures, and Properties", *ASM International*, 247 (2007).
21. "Stainless Steel: Microstructure, Mechanical Properties and Methods of Application", UK ed. edition. Ed., *Nova Science Pub Inc*, New York, 281 (2015).
22. Dutta, S. K., "Different Types and New Applications of Stainless Steel", *Iron & Steel Review*, 62 (5): 86–91 (2018).
23. Taiwade, R. V., Patil, A. P., Patre, S. J., and Dayal, R. K., "A Comparative Study of Intergranular Corrosion of AISI 304 Stainless Steel and Chrome-Manganese Austenitic Stainless Steel", *ISIJ International*, 52 (10): 1879–1887 (2012).
24. Parvathavarthini, N., Mulki, S., Dayal, R. K., Samajdar, I., Mani, K. V., and Raj, B., "Sensitization control in AISI 316L(N) austenitic stainless steel: Defining the

- role of the nature of grain boundary", *Corrosion Science*, 51 (9): 2144–2150 (2009).
25. Haghdadi, N., Cizek, P., Hodgson, P. D., Tari, V., Rohrer, G. S., and Beladi, H., "Effect of ferrite-to-austenite phase transformation path on the interface crystallographic character distributions in a duplex stainless steel", *Acta Materialia*, 145: 196–209 (2018).
  26. Arıkan, M. E., Arıkan, R., and Doruk, M., "Determination of Susceptibility to Intergranular Corrosion of UNS 31803 Type Duplex Stainless Steel by Electrochemical Reactivation Method", *International Journal Of Corrosion*, (2012).
  27. Bardal, E., "Corrosion and Protection", 2004 edition. Ed., *Springer*, London ; New York, 315 (2004).
  28. Internet: "Corrosion", [https://chem.libretexts.org/Bookshelves/General\\_Chemistry/Map%3A\\_Chemistry\\_-\\_The\\_Central\\_Science\\_\(Brown\\_et\\_al.\)/20%3A\\_Electrochemistry/20.8%3A\\_Corrosion](https://chem.libretexts.org/Bookshelves/General_Chemistry/Map%3A_Chemistry_-_The_Central_Science_(Brown_et_al.)/20%3A_Electrochemistry/20.8%3A_Corrosion) (2021).
  29. Pedferri, P., "Corrosion Science and Engineering", 1st ed. 2018 edition. Ed., *Springer*, New York, NY, 720 (2018).
  30. Ahmad, Z., "Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control", *Elsevier*, 674 (2006).
  31. Deng, B., Jiang, Y., Gong, J., Zhong, C., Gao, J., and Li, J., "Critical pitting and repassivation temperatures for duplex stainless steel in chloride solutions", *Electrochimica Acta*, 53 (16): 5220–5225 (2008).
  32. Cardoso, J. L., Cavalcante, A. L. S. N., Vieira, R. C. A., Lima-Neto, P. de, and Silva, M. J. G. da, "Pitting corrosion resistance of austenitic and superaustenitic stainless steels in aqueous medium of NaCl and H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>", *Journal Of Materials Research*, 31 (12): 1755–1763 (2016).
  33. Arrabal, R., Mingo, B., Pardo, A., Mohedano, M., Matykina, E., and Rodríguez, I., "Pitting corrosion of rheocast A356 aluminium alloy in 3.5wt.% NaCl solution", *Corrosion Science*, 73: 342–355 (2013).
  34. Prieto, C., Young, D., Singer, M., Clum, M., and Cyders, T. J., "Pitting Corrosion Resistance of a 316L Stainless Steel Manufactured by the Direct Metal Laser Sintering Process", *CORROSION 2018*, (2018).
  35. Internet: Kopeliovich, D., "Pitting Corrosion", [https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=pitting\\_corrosion](https://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=pitting_corrosion) (2021).
  36. Internet: Dağlı, M. A., "Çukurcuk Korozyonu (Pitting Corrosion)", <https://www.stmcoatech.com/cukurcuk-korozyonu-pitting-corrosion-> (2021).



37. "ASM Metals Handbook Volume 7: Powder Metallurgy", 9th edition. Ed., *Asm Intl*, Materials Park, Ohio, 897 (1984).
38. Committee, A. I. H., "ASM Handbook: Volume 7: Powder Metal Technologies and Applications", 2nd edition. Ed., *ASM International*, Materials Park, Ohio, 1147 (1998).
39. James, W. B., "Powder Metallurgy Methods and Applications", (2015).
40. Alshataif, Y. A., Sivasankaran, S., Al-Mufadi, F. A., Alaboodi, A. S., and Ammar, H. R., "Manufacturing Methods, Microstructural and Mechanical Properties Evolutions of High-Entropy Alloys: A Review", *Metals And Materials International*, 26 (8): 1099–1133 (2020).
41. Brian James, W., "High performance ferrous PM materials for automotive applications", *Metal Powder Report*, 46 (9): 26–32 (1991).
42. Lu, D., Zhang, Q., Wang, X., Yang, L., Ma, X., Wang, W., and Huang, Y., "Intermetallic layer obtained by the compact powder diffusion alloying method on AZ91D magnesium alloy in air", *Surface And Coatings Technology*, 309: 986–993 (2017).
43. AlMangour, B., "POWDER METALLURGY OF STAINLESS STEEL: STATE-OF-THE ART, CHALLENGES, AND DEVELOPMENT", 41 .
44. Kurgan, N., "Effects of sintering atmosphere on microstructure and mechanical property of sintered powder metallurgy 316L stainless steel", *Materials & Design (1980-2015)*, 52: 995–998 (2013).
45. Mutlu, I. and Oktay, E., "Mechanical properties of sinter-hardened Cr–Si–Ni–Mo based steel foam", *Materials & Design*, 44: 274–282 (2013).
46. Romero, A., Rodríguez, G. P., and Barea, R., "Sinter-hardening of chromium PM steels with concentrated solar energy", *Journal Of Materials Processing Technology*, 280: 116616 (2020).
47. Chawla, N. and Chawla, K. K., "Metal Matrix Composites", 2006 edition. Ed., *Springer*, New York, 403 (2005).
48. Şimşir, M., Öksüz, K. E., and Şahin, Y., "Investigation of the wear behavior of B4C reinforced Fe/Co matrix composites produced by hot press", *Procedia Engineering*, 10: 3195–3201 (2011).
49. Xibao, W., "The metallurgical behavior of B4C in the iron-based surfacing alloy during PTA powder surfacing", *Applied Surface Science*, 252 (5): 2021–2028 (2005).
50. Li, Y. Z. and Huang, M. X., "TiB<sub>2</sub>-TiC Reinforced Martensitic Steel Fabricated by Conventional Solidification", *Metallurgical And Materials Transactions A*, 52 (6): 2144–2148 (2021).

51. Bacon, D. H., Edwards, L., Moffatt, J. E., and Fitzpatrick, M. E., "Fatigue and fracture of a 316 stainless steel metal matrix composite reinforced with 25% titanium diboride", *International Journal Of Fatigue*, 48: 39–47 (2013).
52. Ertugrul, O., Park, H.-S., Onel, K., and Willert-Porada, M., "Structure and properties of SiC and emery powder reinforced PM 316l matrix composites produced by microwave and conventional sintering", *Powder Metallurgy*, 58 (1): 41–50 (2015).
53. Radhamani, A. V., Lau, H. C., and Ramakrishna, S., "Structural, mechanical and corrosion properties of CNT-304 stainless steel nanocomposites", *Progress In Natural Science: Materials International*, 29 (5): 595–602 (2019).
54. Kaewsai, D., Watcharapasorn, A., Singjai, P., Wirojanupatump, S., Niranatlumpong, P., and Jiansirisomboon, S., "Thermal sprayed stainless steel/carbon nanotube composite coatings", *Surface And Coatings Technology*, 205 (7): 2104–2112 (2010).
55. Balakrishnan, N. and Rajesh, R., "Fabrication and analysis of 304 stainless steel boron carbide metal matrix composite", *International Journal Of Mechanical Engineering And Technology*, 9 (5): 33–42 (2018).
56. Far, S. H. E. and Davoodi, A., "Galvanic corrosion behavior of plain carbon steel-B4C composite in 3.5% NaCl solution with electrochemical noise", *Journal Of Central South University*, 24 (1): 1–8 (2017).
57. Benić, L. S., Šubić, J., and Erman, Ž., "Effect of boron and tungsten carbides on the properties of TiC-reinforced tool steel matrix composite produced by powder metallurgy", *Archives Of Metallurgy And Materials*, 65 (2): 539–547 (2020).
58. Turan, M. E., "MAGNEZYUM MATRİSLİ NANOPARTİKÜL TAKVİYELİ KOMPOZİT MALZEMELERİN TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLMESİ VE KARAKTERİZASYONU", *Karabük Üniversitesi*, (2018).
59. Turan, M. E., Zengin, H., and Sun, Y., "Dry Sliding Wear Behavior of (MWCNT + GNPs) Reinforced AZ91 Magnesium Matrix Hybrid Composites", *Metals And Materials International*, (2019).
60. Mistry, J. M. and Gohil, P. P., "Experimental investigations on wear and friction behaviour of Si3N4p reinforced heat-treated aluminium matrix composites produced using electromagnetic stir casting process", *Composites Part B: Engineering*, 161: 190–204 (2019).
61. Liu, Z. Y., Xiao, B. L., Wang, W. G., and Ma, Z. Y., "Elevated temperature tensile properties and thermal expansion of CNT/2009Al composites", *Composites Science And Technology*, 72 (15): 1826–1833 (2012).
62. Lu, D., Jiang, Y., and Zhou, R., "Wear performance of nano-Al2O3 particles and CNTs reinforced magnesium matrix composites by friction stir processing", *Wear*, 305 (1): 286–290 (2013).

63. Chaubey, A. K., Konda Gokuldoss, P., Wang, Z., Scudino, S., Mukhopadhyay, N. K., and Eckert, J., "Effect of Particle Size on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Based Composite Reinforced with 10 Vol.% Mechanically Alloyed Mg-7.4%Al Particles", *Technologies*, 4 (4): 37 (2016).
64. Kamat, S. V., Hirth, J. P., and Mehrabian, R., "Mechanical properties of particulate-reinforced aluminum-matrix composites", *Acta Metallurgica*, 37 (9): 2395–2402 (1989).
65. Lewandowski, J. J., Liu, D. S., and Liu, C., "Observations on the effects of particulate size and superposed pressure on deformation of metal matrix composites", *Scripta Metallurgica Et Materialia*, 25 (1): 21–26 (1991).
66. Arsenault, R. J. and Shi, N., "Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion", *Materials Science And Engineering*, 81: 175–187 (1986).
67. Rashad, M., Pan, F., Hu, H., Asif, M., Hussain, S., and She, J., "Enhanced tensile properties of magnesium composites reinforced with graphene nanoplatelets", *Materials Science And Engineering: A*, 630: 36–44 (2015).
68. Zhang, Z. and Chen, D. L., "Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength", *Scripta Materialia*, 54 (7): 1321–1326 (2006).
69. Nardone, V. C. and Prewo, K. M., "On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites", *Scripta Metallurgica*, 20 (1): 43–48 (1986).
70. García-León, R. A., Martínez-Trinidad, J., Campos-Silva, I., and Wong-Angel, W., "Mechanical characterization of the AISI 316L alloy exposed to boriding process", *DYNA*, 87 (213): 34–41 (2020).
71. Deng, L., Young, R. J., Kinloch, I. A., Sun, R., Zhang, G., Noé, L., and Monthieux, M., "Coefficient of thermal expansion of carbon nanotubes measured by Raman spectroscopy", *Applied Physics Letters*, 104 (5): 051907 (2014).
72. Turan, M. E., Rashad, M., Zengin, H., Topcu, I., Sun, Y., and Asif, M., "Effect of Multiwalled Carbon Nanotubes on Elevated Temperature Tensile and Wear Behavior of Al2024 Matrix Composites Fabricated by Stir Casting and Hot Extrusion", *Journal Of Materials Engineering And Performance*, 29 (8): 5227–5237 (2020).
73. Rashad, M., Pan, F., Tang, A., and Asif, M., "Effect of Graphene Nanoplatelets addition on mechanical properties of pure aluminum using a semi-powder method", *Progress In Natural Science: Materials International*, 24 (2): 101–108 (2014).
74. Shin, S. E., Choi, H. J., Shin, J. H., and Bae, D. H., "Strengthening behavior of few-layered graphene/aluminum composites", *Carbon*, 82: 143–151 (2015).

75. Liu, Z. Y., Xiao, B. L., Wang, W. G., and Ma, Z. Y., "Singly dispersed carbon nanotube/aluminum composites fabricated by powder metallurgy combined with friction stir processing", *Carbon*, 50 (5): 1843–1852 (2012).
76. Archard, J. F., "Elastic deformation and the laws of friction", *Proc. R. Soc. Lond. A*, 243 (1233): 190–205 (1957).
77. Chung, S. and Hwang, B. H., "A microstructural study of the wear behaviour of SiCp/Al composites", *Tribology International*, 27 (5): 307–314 (1994).
78. Diler, E. A. and Ipek, R., "Main and interaction effects of matrix particle size, reinforcement particle size and volume fraction on wear characteristics of Al–SiCp composites using central composite design", *Composites Part B: Engineering*, 50: 371–380 (2013).
79. Kim, K. T., Cha, S. I., and Hong, S. H., "Hardness and wear resistance of carbon nanotube reinforced Cu matrix nanocomposites", *Materials Science And Engineering: A*, 449–451: 46–50 (2007).
80. "Fundamentals of Friction: Macroscopic and Microscopic Processes", 1992nd edition. Ed., *Springer*, Dordrecht ; Boston, 637 (1992).
81. Thirumaran, B., Natarajan, S., and Kumares, S. P., "Corrosion Behaviour of CNT Reinforced AA 7075 Nanocomposites", *Advances In Materials*, 2 (1): 1 (2014).
82. Dong, S. R., Tu, J. P., and Zhang, X. B., "An investigation of the sliding wear behavior of Cu-matrix composite reinforced by carbon nanotubes", *Materials Science And Engineering: A*, 313 (1): 83–87 (2001).
83. Zhao, Y., Liu, W., Fan, Y., Fan, E., Dong, B., Zhang, T., and Li, X., "Effect of Cr content on the passivation behavior of Cr alloy steel in a CO<sub>2</sub> aqueous environment containing silty sand", *Corrosion Science*, 168: 108591 (2020).
84. Murase, Y., Masuda, H., and Katayama, H., "Corrosion Resistance of Finer/Coarser Pearlitic Structures of Carbon Steel", *Journal Of The Electrochemical Society*, 168 (4): 041501 (2021).

## ÖZGEÇMİŞ

Esra ZENGİN ilk ve orta öğrenimini Ankara’ da tamamladı. Ankara Halide Edip Lisesi’ nden 2009 yılında mezun oldu. Gazi Üniversitesi Makine, Resim ve Konstrüksiyon önlisans bölümünden 2011 yılında onur derecesi ile mezun oldu. Daha sonra Norma Mühendislik’ te teknik ressam olarak çalıştıktan sonra 2012 yılında Karabük Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’ nde lisans eğitimine başladı. Lisans eğitimini 2016 yılında onur derecesi ile tamamladıktan sonra Gürgenler A.Ş.’ de proje mühendisi olarak 1 yıl çalıştı. Daha sonra 2017-2020 yılları arasında Çağ Çelik Demir ve Çelik End. A.Ş.’ de genel müdür asistanı olarak çalıştı.